

بِسْمِ اللَّهِ الرَّحْمَنِ الرَّحِيمِ



دانشکده مهندسی شیمی و مواد

پایان نامه کارشناسی ارشد مهندسی مواد مرکب

بررسی ریزساختار و خواص مکانیکی کامپوزیت زمینه آلومینیمی O-۵۴۵۶ تقویت شده با

نانوذرات اکسید سیلیسیم تولیدشده به روش فرایند همزن اصطکاکی

نگارنده: رسول نادری

استاد راهنما:

دکتر مصطفی حاجیان حیدری

استاد مشاور اول:

دکتر محسن کریمی

استاد مشاور دوم:

مهندس علیرضا احمدی

بهمن ۹۷

شماره: ۹۷،۲۸۲
تاریخ: ۹۷،۱۲،۱۳

باسمه تعالی



مدیریت تحصیلات تکمیلی

فرم شماره (۳) صورتجلسه نهایی دفاع از پایان نامه دوره کارشناسی ارشد

با نام و یاد خداوند متعال، ارزیابی جلسه دفاع از پایان نامه کارشناسی ارشد آقای رسول نادری با شماره دانشجویی ۹۵۱۴۹۳۴ رشته: مهندسی مواد گرایش سرامیک (مواد مرکب) تحت عنوان بررسی ریزساختار و خواص مکانیکی کامپوزیت زمینه آلومینیمی O-۵۴۵۶ تقویت شده با نانوذرات اکسید سیلیسیم تولیدشده به روش فرایند همزن اصطکاکی که در تاریخ ۹۷/۱۱/۸ با حضور هیأت محترم داوران در دانشگاه صنعتی شاهرود برگزار گردید به شرح ذیل اعلام می گردد:

قبول (با درجه): ☒ (خیلی خوب) ☐ مردود

نوع تحقیق: ☐ نظری ☒ عملی

اعضاء	مرتبه علمی	نام و نام خانوادگی	عضو هیأت داوران
رئیس	استادیار	دکتر مصطفی حاجیل حیدری	۱- استاد راهنمای اول
نایب	استادیار	دکتر محسن کریمی	۲- استاد مشاور اول
نایب	-	مهندس علیرضا احمدی	۳- استاد مشاور دوم
نایب	استادیار	دکتر ماشاءالله رضا کاظمی	۴- نماینده تحصیلات تکمیلی
نایب	استادیار	دکتر مجید محمدی	۵- استاد ممتحن اول
نایب	استادیار	دکتر منصور بزرگ	۶- استاد ممتحن دوم

نام و نام خانوادگی رئیس دانشکده: دکتر محمد جعفری

تاریخ و امضاء و مهر دانشکده:



تصرد: در صورتی که کسی مردود شود حداکثر یکبار دیگر (در مدت مجاز تحصیل) می تواند از پایان نامه خود دفاع نماید (دفاع مجدد نباید زودتر از ۴ ماه برگزار شود).

سپاسگزار کسانی هستم که سرآغاز تولد من هستند. از یکی زاده میشوم و از دیگری

جاودانه. استادی که سپیدی را بر تخته سیاه زندگیم نگاشت و مادرش که تار مویی از او بپای

من سیاه نماند.

تقدیم به

مقدس‌ترین واژه‌ها در لغت نامه دلم، مادر مهربانم که زندگیم را مدیون مهر و عطوفت آن می

دانم.

پدر، مهربانی مشفق، بردبار و حامی.

خواهرانم همراهان همیشگی و پشتوانه‌های زندگیم.

تشکر و قدردانی

سپاس خدای را که هرچه دارم از اوست

بر خود واجب می‌دانم از کسانی که اینجانب را در انجام این پایان‌نامه یاری رساندند به خصوص

جناب آقای دکتر مصطفی حاجیان حیدری، آقای دکتر محسن کریمی و آقای مهندس علیرضا

احمدی که همواره از راهنمایی، مشاوره و حمایتشان بهره مفید برده‌ام تشکر و قدردانی نمایم.

همچنین از آقای دکتر مجید محمدی و همه دوستانم به خصوص آقای مهندس سعید عباسی و

آقای مهندس علیرضا حسنی عارفی که اینجانب را یاری کردند تشکر و قدردانی می‌نمایم.

تعهدنامه

اینجانب رسول نادری دانشجوی دوره کارشناسی ارشد رشته مهندسی مواد گرایش مواد مرکب دانشکده مهندسی شیمی و مواد دانشگاه صنعتی شاهرود نویسنده پایان نامه بررسی ریزساختار و خواص مکانیکی کامپوزیت زمینه آلومینیمی O-۵۴۵۶ تقویت شده با نانوذرات اکسید سیلیسیم تولیدشده به روش فرایند همزن اصطکاکی تحت راهنمایی دکتر مصطفی حاجیان حیدری متعهد می شوم.

- تحقیقات در این پایان نامه توسط این جانب انجام شده است و از صحت و اصالت برخوردار است.
 - در استفاده از نتایج پژوهش های محققان دیگر به مرجع مورد استفاده استناد شده است.
 - مطالب مندرج در پایان نامه تاکنون توسط خود یا فرد دیگری برای دریافت هیچ نوع مدرک یا امتیازی در هیچ جا ارائه نشده است.
 - کلیه حقوق معنوی این اثر متعلق به دانشگاه صنعتی شاهرود است و مقالات مستخرج بانام "دانشگاه صنعتی شاهرود" و یا " Shahrood University of Technology " به چاپ خواهد رسید.
 - حقوق معنوی تمام افرادی که در به دست آمدن نتایج اصلی پایان نامه تأثیرگذار بوده اند در مقالات مستخرج از پایان نامه رعایت می گردد.
 - در کلیه مراحل انجام این پایان نامه، در مواردی که از موجود زنده (یا بافت های آن ها) استفاده شده است ضوابط و اصول اخلاقی رعایت شده است.
- در کلیه مراحل انجام این پایان نامه، در مواردی که به حوزه اطلاعات شخصی افراد دسترسی یافته یا استفاده شده است اصل رازداری، ضوابط و اصول اخلاق انسانی رعایت شده است.

تاریخ

امضا

مالکیت نتایج و حق نشر

- کلیه حقوق معنوی این اثر و محصولات آن (مقالات مستخرج، کتاب، برنامه های رایانه ای، نرم افزارها و تجهیزات ساخته شده است) متعلق به دانشگاه صنعتی شاهرود است. این مطلب باید به نحو مقتضی در تولیدات علمی مربوطه ذکر شود.
- استفاده از اطلاعات و نتایج موجود در پایان نامه بدون ذکر مرجع مجاز نمی باشد.

چکیده

آلیاژهای آلومینیم با توجه به خواص منحصر به فردشان توسعه‌ی چشمگیری پیدا کرده‌اند، اما یکی از عوامل بازدارنده استفاده از این نوع آلیاژها، افت خواص آنهاست. به همین دلیل با اضافه کردن ذرات سرامیکی، این خواص بهبود می‌یابد. به وسیله فرآیند همزن اصطکاکی می‌توان عیوب ریخته‌گری را حذف و ریزساختار فلز را بهبود بخشید و در نتیجه سختی و داکتیلیته فلز را بهبود داد. علاوه بر این، از فرآیند همزن اصطکاکی برای همگن سازی ساختار فلزی، تصحیح ریزساختار و افزایش خواص مکانیکی استفاده می‌شود. در این تحقیق از فرآیند همزن اصطکاکی (FSP) برای ایجاد کامپوزیت سطحی $\text{Al}_{54}\text{Si}_{46}\text{-O}/\text{SiO}_2$ استفاده شد. پارامترهای مورد استفاده در این فرآیند شامل سرعت پیشروی ۸ و ۱۶ میلی‌متر بر دقیقه، سرعت دورانی ۸۰۰، ۱۶۰۰، ۲۵۰۰ دور بر دقیقه و میزان تقویت کننده مورد مصرفی ۵، ۱۰ و ۱۵ درصد وزنی بود و متوسط اندازه ذرات تقویت کننده مورد استفاده ۲۰ نانومتر بود. آلیاژ فوق دارای رسوبات Al_2Mg بوده که می‌تواند به عنوان ذرات تقویت کننده در زمینه نیز عمل کند. برای بررسی ریزساختار از میکروسکوپ نوری و الکترونی روبشی استفاده شد. نتایج نشان داد که با اضافه کردن ذرات تقویت کننده، میانگین اندازه دانه در ناحیه همزده در مقایسه با فلز پایه کاهش پیدا می‌کند. برای بررسی خواص مکانیکی، آزمون ریز سختی با دستگاه میکرو سختی و برای استحکام از آزمون کشش استفاده شد. نتایج نشان داد که با کاهش سرعت پیشروی اندازه دانه ها افزایش و با افزایش سرعت پیشروی اندازه دانه ها کاهش یافت. همچنین با افزایش سرعت پیشروی و دورانی میزان سختی از ۸۰ ویکرز به ۲۰۸ ویکرز افزایش یافت. نتایج آزمون کشش نشان داد که بیشترین میزان استحکام کششی با ۵ درصد وزنی برای نمونه فراوری شده با سرعت پیشروی ۱۶ میلیمتر بر دقیقه و سرعت دورانی ۸۰۰ دور بر دقیقه بوده در حدود ۳۰۰ مگاپاسکال بود.

کلمات کلیدی: نانوکامپوزیت زمینه آلومینیمی، ریزساختار، فرآیند همزن اصطکاکی، خواص مکانیکی

فهرست مطالب

عنوان	صفحه
فصل اول: مقدمه	۱
۱-۱- مقدمه	۲
۱-۲- تعریف مسئله	۳
۱-۳- ضرورت تحقیق	۴
۱-۴- هدف و نوآوری	۴
فصل دوم: مروری بر منابع	۵
۱-۲- آلومینیم و آلیاژهای آن	۶
۲-۲- معرفی آلیاژهای آلومینیم منیزیم	۶
۱-۲-۲- دیاگرام فازی آلومینیم-منیزیم	۷
۲-۲-۲- توضیح آلومینیم سری (۵XXX)	۸
۳-۲- کامپوزیت و نانو کامپوزیت	۹
۱-۳-۲- کامپوزیت سازی	۱۰
۲-۳-۲- اصلاح دانه‌های آلومینیمی	۱۰
۴-۲- مکانیزم استحکام بخشی در نانو کامپوزیت زمینه فلزی تقویت شده با ذرات سرامیکی	۱۱
۱-۴-۲- مکانیزم هال-پچ	۱۱
۲-۴-۲- مکانیزم اوراوان	۱۲
۵-۲- فرآیند همزن اصطکاکی	۱۳
۶-۲- تحقیقات انجام شده به روش همزن اصطکاکی	۱۴

فهرست مطالب

صفحه	عنوان
۵۳	فصل سوم: مواد و روش تحقیق
۵۴	۳-۱- مواد اولیه
۵۵	۳-۲- آماده سازی نمونه‌ها
۵۵	۳-۲-۱- برش به وسیله وایرکات
۵۵	۳-۳- تعیین ابزار مورد استفاده فرآیند
۵۶	۳-۴- دستگاه مورد استفاده برای انجام آزمایش و نمونه‌های FSP
۵۷	۳-۵- تعیین پارامترهای فرآیند
۵۷	۳-۵-۱- سرعت دورانی پین
۵۷	۳-۵-۲- سرعت پیشروی پین
۵۷	۳-۵-۳- نیروی عمود وارد برپین
۵۷	۳-۵-۴- زاویه انحراف پین
۵۸	۳-۶- فرآیند همزن اصطکاکی
۵۹	۳-۷- آزمون سختی
۶۱	۳-۸- آزمون کشش
۶۱	۳-۹- بررسی ریز ساختار با میکروسکپ نوری
۶۲	۳-۱۰- مطالعات ریزساختاری و بررسی سطوح شکست
۶۳	فصل چهارم: نتایج و بحث
۶۴	۴-۱- مقدمه
۶۴	۴-۲- بررسی تعیین پارامترهای نهایی برای انجام فرآیند
۶۶	۴-۳- بررسی ریزساختار
۶۶	۴-۳-۱- تصاویر متالوگرافی توسط میکروسکوپ نوری از آلومینیم فلز پایه

۶۷	۲-۳-۴- تصاویر میکروسکوپ نوری نمونه A.....
۶۸	۱-۲-۳-۴- اندازه گیری دانه ها در نمونه A.....
۶۹	۳-۳-۴- تصاویر میکروسکوپ نوری نمونه B.....
۷۰	۱-۳-۳-۴- اندازه گیری دانه ها در نمونه B.....
۷۰	۴-۳-۴- تصاویر میکروسکوپ نوری نمونه C.....
۷۱	۱-۴-۳-۴- اندازه گیری دانه ها در نمونه C.....
۷۲	۵-۳-۴- تصاویر میکروسکوپ نوری نمونه D.....
۷۳	۱-۵-۳-۴- اندازه گیری دانه ها در نمونه D.....
۷۴	۶-۳-۴- تصاویر میکروسکوپ نوری نمونه E.....
۷۵	۱-۶-۳-۴- اندازه گیری دانه ها در نمونه E.....
۷۶	۷-۳-۴- تصاویر میکروسکوپ نوری نمونه F.....
۷۷	۱-۷-۳-۴- اندازه گیری دانه ها در نمونه F.....
۷۹	۴-۴- بررسی های انجام گرفته توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی.....
۷۹	۱-۴-۴- تاثیر فرآیند FSP روی اندازه دانه.....
۸۰	۲-۴-۴- بررسی شکل و توزیع ذرات تقویت کننده.....
۸۱	۱-۲-۴-۴- تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی نمونه C۱.....
۸۲	۲-۲-۴-۴- تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی نمونه C۳.....
۸۴	۳-۲-۴-۴- تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی نمونه A۳.....
۸۵	۳-۴-۴- آنالیز فازهای تشکیل شده به کمک طیف سنجی پرتو ایکس (EDS).....
۸۵	۱-۳-۴-۴- آنالیز فازی به کمک طیف سنجی پرتو ایکس فلز پایه.....
۸۷	۲-۳-۴-۴- آنالیز فازی به کمک طیف سنجی پرتو ایکس نمونه C۱.....

۹۷	۴-۳-۳-۴- آنالیز فازی به کمک طیف سنجی پرتو ایکس نمونه C۳.....
۱۰۵	۴-۳-۴-۴ آنالیز فازی به کمک طیف سنجی انرژی پرتو ایکس نمونه A۳.....
۱۱۲	۴-۵- خواص مکانیکی.....
۱۱۲	۴-۵-۱- سختی سنجی.....
۱۱۲	۴-۵-۱-۱- سختی سنجی نمونه‌های A.....
۱۱۳	۴-۵-۱-۲- سختی سنجی نمونه‌های B.....
۱۱۴	۴-۵-۱-۳- سختی سنجی نمونه‌های C.....
۱۱۵	۴-۵-۱-۴- سختی سنجی نمونه‌های D.....
۱۱۶	۴-۵-۱-۵- سختی سنجی نمونه E.....
۱۱۷	۴-۵-۱-۶- سختی سنجی نمونه‌های F.....
۱۱۸	۴-۵-۲- بررسی اثر سرعت دورانی در سختی سنجی نمونه‌ها C و B و A.....
۱۱۹	۴-۵-۳- بررسی اثر سرعت پیشروی در سختی سنجی نمونه‌ها D و A.....
۱۲۵	۴-۶- استحکام کششی.....
۱۳۰	۴-۶-۱- بررسی اثر سرعت دورانی در تست کشش نمونه‌ها C و B و A.....
۱۳۱	۴-۶-۲- بررسی اثر سرعت پیشروی در تست کشش نمونه‌ها D و A.....
۱۳۳	فصل پنجم: نتیجه گیری و پیشنهادها.....
۱۳۴	۵-۱- نتیجه گیری.....
۱۳۵	۵-۲- پیشنهادها.....
۱۳۶	مراجع.....

فهرست اشکال

عنوان	صفحه
شکل ۱-۱ نمودار فازی آلومینیم- منیزیم در قسمت غنی از آلومینیم.....	۲
شکل ۱-۲ دیاگرام تعادلی آلومینیم-منیزیم.....	۸
شکل ۲-۲ نمودار استحکام هال-پچ.....	۱۲
شکل ۳-۲ نمودار استحکام اوراوان.....	۱۳
شکل ۴-۲ شماتیک فرآیند همزن اصطکاکی.....	۱۴
شکل ۵-۲ تقسیم بندی چهار منطقه اصلی FSP/FSW.....	۱۴
شکل ۶-۲ میکروسکپی نوری برای نمونه FSP شده $Al_{50}Mg_{49}$ با فلورن با سرعت چرخشی متفاوت.....	۱۵
شکل ۷-۲ میکروسکپی نوری از سطح مقطع نمونه FSP شده $Al_{50}Mg_{49}$ با فلورن.....	۱۵
شکل ۸-۲ شکل انواع پین مورد استفاده در FSP.....	۱۶
شکل ۹-۲ اثر قطر ابزار روی ریزساختار منطقه FSP.....	۱۶
شکل ۱۰-۲ الکترون برگشتی از نمونه کامپوزیت $SiCp/Al_{50}Mg_{49}$	۱۷
شکل ۱۱-۲ توزیع ذرات SiC در زمینه آلومینیم $H_{24}-Al_{105}$	۱۸
شکل ۱۲-۲ تصویر SEM نمونه FSP شده با سرعت چرخش ۱۵۰۰ دوربر دقیقه.....	۱۸
شکل ۱۳-۲ تصویر SEM نمونه FSP شده با سرعت چرخش ۲۵۰۰ دوربر دقیقه.....	۱۸
شکل ۱۴-۲ توزیع ذرات تقویت کننده SiC و MoS_2 در $Al_{35}Mg_{65}$	۱۹
شکل ۱۵-۲ تصویر میکروسکوپی نوری از منطقه همزده با سرعت پیشروی (الف) ۲۰، (ب) ۴۰، (ج) ۶۰ میلیمتربردقیقه باسرعت دورانی ۱۲۵۰ دور بر دقیقه.....	۱۹
شکل ۱۶-۲ توزیع ذرات Al_2O_3 با (الف) یک پاس، (ب) دو پاس، (ج) چهارپاس.....	۲۰
شکل ۱۷-۲ (الف و ب) تصویر میکروسکوپی نوری $Al-Al_2O_3$ (ج) تصویر SEM.....	۲۱

فهرست اشکال

صفحه

عنوان

- شکل ۱۸-۲ سطح سایش نمونه (الف) بدون ذرات Al_2O_3 ، (ب) با ذرات Al_2O_3 ۲۱
- شکل ۱۹-۲ (الف) Al_2O_3 (ب) ذرات میکرو آلومینا (ج) TEM نانو ذرات آلومینا ۲۱
- شکل ۲۰-۲ (الف) تصویر TEM ریزساختار کامپوزیت Al-Fe بعد از FSP، (ب) بیشترین توزیع ذرات ۲۲
- شکل ۲۱-۲ (الف) $Al-10\%Si$ زینتر شده در دمای ۸۰۰، (ب) $Al-30\%Si$ با ۴ پاس با چرخش ابزار ۷۰۰ ۲۲
- شکل ۲۲-۲ تصویر TEM ریزساختار کامپوزیت $Al-50.59\%$ پس از ۲ پاس (الف) CNT در زمینه (ب) ساختار کربن ۲۳
- شکل ۲۳-۲: تصویر میکروسکوپی سطح مقطع سایشی نمونه (الف) FSP شده (ب) $Al-MoS_2$ (ج) $Al-SiC$ (ه) نمونه هیبریدی ۲۴
- شکل ۲۴-۲ سطح سایشی (الف) $Al-50.52\%$ ، (ب) نمونه FSP شده با SiC ۵ میکرومتر با یک پاس، (ج) نمونه FSP شده با ۵ میکرومتر با ۴ پاس، (د) نمونه FSP شده با SiC ۵۰ نانومتر با ۴ پاس ۲۴
- شکل ۲۵-۲ اثر عمق نفوذ کم شانه در شکل گیری لایه کامپوزیت سطحی ۲۵
- شکل ۲۶-۲ تصویر TEM FSP $Al-10-Ti$ (الف) ۱۰۰۰ rpm (ب) ۲۰۰۰ rpm ۲۶
- شکل ۲۷-۲ (الف) تصویر SEM نشان می‌دهد توزیع $NiTi$ (ب) فصل مشترک $NiTi / Al_{60}Fe_{40}$ ۲۶
- شکل ۲۸-۲ تصویر SEM تخلخل و ذرات SiC در آلیاژ آلومینیم در فصل مشترک کامپوزیت ۲۶
- شکل ۲۹-۲ ذرات تقویت کننده Al_2O_3 بعد از FSP ۲۷
- شکل ۳۰-۲ ذرات SiC بعد از FSP ۲۷
- شکل ۳۱-۲ تصویر SEM ذرات تقویت کننده بعد از فرآیند FSP ۲۸
- شکل ۳۲-۲ (الف) ساختار ساندویچ کامپوزیت سطحی (ب) مشخصات ساختار ساندویچی ۲۸
- شکل ۳۳-۲ تصویر SEM ذرات (الف) ۸۰۰ rpm / mm ۸۰ (ب) ۱۲۵۰ rpm / mm ۸۰ ۲۹
- شکل ۳۴-۲ تصویر SEM نانو کامپوزیت $Al-50.83\%$ با گرافیت (الف) ۱۰۰٪ (ب) ۷۵٪ (ج) ۵۰٪ ۳۰
- شکل ۳۵-۲ توزیع پودر TiN در زمینه کامپوزیت $Al_{70}Ti_{30}$ ۳۱

فهرست اشکال

عنوان	صفحه
شکل ۳۶-۲ ساختار دانه با ۴/۵٪ CNT / Al ۲۰۰۹ (الف) فورج (ب) تک پاس، (ج) دو پاس، (د) سه پاس، (ه) و ۴ و ۵ پاس	۳۲
شکل ۳۷-۲ (الف) Al _{۶۰۶۱} (ب) Al _{۶۰۶۱} -Al _۳ Ti (ج) Al _{۶۰۶۱} -Al _۳ Zr (د) Al _{۶۰۶۱} -Al _۳ Ti FSP	۳۲
شکل ۳۸-۲: تصویر میکروسکوپی نوری (الف) آلیاژ فلز پایه Al-Mg (ب) نانو کامپوزیت ۳ (ج) ۵ (د) ۶ درصد وزنی	۳۳
شکل ۳۹-۲ سطح مقطع توزیع پودر در نمونه AAV۰۷۵-SiC (الف) تحت ۴ پاس، (ب) تحت ۸ پاس	۳۴
شکل ۴۰-۲ nAl _۳ O _۳ و μAl _۳ O _۳ در زمینه A۳۵۶	۳۵
شکل ۴۱-۲ نانو کامپوزیت AA۵۰۸۳/ Al _۳ O _۳ تولید شده در زیر آب	۳۵
شکل ۴۲-۲ تصویر SEM نمونه با (الف) کامپوزیت تک پاس (ب) کامپوزیت Ni غنی شده با تک پاس (ج) کامپوزیت سه پاس	۳۶
شکل ۴۳-۲ توزیع ذرات تقویت کننده در کامپوزیت های (الف) Al _{۵۰۸۳} /CeO _۲ ، (ب) Al _{۵۰۸۳} /CNT، (ج) CeO _۲ /CNT	۳۷
شکل ۴۴-۲ تصویر SEM آلومینیم ۵۰۸۳ تقویت شده با (الف) ذرات میکرو B _۴ C (ب) ذرات نانو B _۴ C	۳۸
شکل ۴۵-۲ (الف) زنجیره کربن فیبری، (ب) خرد شده ذرات فیبر، (ج) زنجیره Eglass، (د) خرد شده Eglass، (ه) زنجیره Eglass فیبر، (ز) ذرات خرد شده تقویت کننده Eglass در زمینه Al۱۱۰	۳۹
شکل ۴۶-۲ تصویر SEM از سطح سایش نمونه Al _{۶۰۶۱} /SiC	۳۹
شکل ۴۷-۲ (الف) فلز پایه AA۵۰۵۲ Al-Mg، (ب) ۳ (ج) ۵، (د) ۶ درصد وزنی	۴۰
شکل ۴۸-۲ عیب تونلی AMC با ۸۵ min/mm و ۱۲۰۰ rpm	۴۰
شکل ۴۹-۲ تصویر SEM نمونه کامپوزیتی با تقویت کننده AA۶۰۸۲/TiC (الف) ۶، (ب) ۱۲، (ج) ۱۸، (د) ۲۴ درصد وزنی	۴۲
شکل ۵۰-۲ تصویر میکروسکوپی نوری فلز پایه AA۶۰۶۳ (الف) قبل و (ب) بعد از اضافه کردن ذرات تقویت کننده	۴۲
شکل ۵۱-۲ تاثیر درصد ذرات تقویت کننده بر استحکام کششی Al _{۵۰۸۳}	۴۳

فهرست اشکال

عنوان	صفحه
شکل ۲-۵۲ توزیع ذرات SiC در AA۶۰۶۱	۴۴
شکل ۲-۵۳ ریزساختار کامپوزیت ۵A۰۶ (ب) تصویر TEM ساختار ساختار، (ج) الگوی پراش	۴۴
شکل ۲-۵۴ تصویر میکروسکوپی SEM (الف) توزیع ذرات، (ب) شکست ذرات کامپوزیت Al۵۰۸۳\ Ni	۴۵
شکل ۲-۵۵ (الف) توزیع ذرات (ب) سطح ذرات زمینه Al۵۰۸۳\ Ni با بالمیل	۴۵
شکل ۲-۵۶ (الف) اثر تونل در سطح مقطع با ۱۰۰۰ rpm ۰/۵ min/mm ، (ب) آگلومره شدن ذرات، (ج) بهبود توزیع با ابزار جدید آلومینیم ۵۰۸۳	۴۶
شکل ۲-۵۷ تصویر میکروسکوپی لایه کامپوزیت سطحی Al/Al ₂ O ₃ با (الف) یک، (ب) سه، (ج) چهار پاس	۴۸
شکل ۲-۵۸ تصویر میکروسکوپی برای فرآیند FSP	۴۸
شکل ۲-۵۹ میکروسکوپ نوری آلیاژ AA۲۰۱۴ (الف) فلز پایه، (ب) منطقه همزده بعد از FSP	۴۸
شکل ۲-۶۰ ریز ساختار آلیاژ آلومینیم ۶۰۶۳ (الف) TMAZ، (ب) HAZ، (ج) SZ	۴۹
شکل ۲-۶۱ ریز ساختار کامپوزیت A۳۵۶/B۴C ساخته شده با پین (الف) دایره، (ب) مربعی (رزوه‌ای)	۵۰
شکل ۲-۶۲ تصویر SEM Al۶۰۶۱/ SiC نمونه با ۱۸ درصد SiC	۵۰
شکل ۲-۶۳ (الف) ریز ساختار AA۷۰۷۵، (ب) ریز ساختار SC ۰/۲۵ AA۷۰۷۵	۵۱
شکل ۳-۱ (الف) ابعاد شیار ایجاد شده بر روی آلومینیم ۵۴۵۶-O	۵۵
شکل ۳-۲ (الف) ورق آلومینیم شیار خورده	۵۵
شکل ۳-۳ پین های مورد استفاده در فرآیند FSP	۵۶
شکل ۳-۴ دستگاه فرز FP4M	۵۶
شکل ۳-۵ شماتیک از انجام فرآیند FSP	۵۹
شکل ۳-۶ نمونه FSP شده	۵۹

فهرست اشکال

عنوان	صفحه
شکل ۷-۳ میکرو سختی نمونه.....	۶۰
شکل ۸-۳ سیستم سختی سنجی	۶۰
شکل ۹-۳ دستگاه SEM.....	۶۲
شکل ۱-۴ (الف) نمونه‌های شیار دار با سرعت بالا(ب) نمونه‌ها با سرعت ۸ و ۱۲ میلی‌متر بر دقیقه	۶۵
شکل ۲-۴ تصویر نمونه فلز پایه ۵۴۵۶-O.....	۶۶
شکل ۳-۴ (الف) تصویر میکروسکوپ نوری نمونه A _۱ با ۵ درصد وزنی (ب) نمونه A _۲ با ۱۰ درصد وزنی (ج) نمونه A _۳ با ۱۵ درصد وزنی ذرات تقویت کننده	۶۷
شکل ۴-۴ اندازه دانه‌ها در نمونه‌های A.....	۶۸
شکل ۵-۴ (الف) تصویر میکروسکوپ نوری نمونه B _۱ با ۵ درصد وزنی (ب) نمونه B _۲ با ۱۰ درصد وزنی (ج) نمونه B _۳ با ۱۵ درصد وزنی ذرات تقویت کننده	۶۹
شکل ۶-۴ اندازه دانه در نمونه‌های B.....	۷۰
شکل ۷-۴ (الف) تصویر میکروسکوپ نوری نمونه C _۱ با ۵ درصد وزنی (ب) نمونه C _۲ با ۱۰ درصد وزنی (ج) نمونه C _۳ با ۱۵ درصد وزنی ذرات تقویت کننده	۷۱
شکل ۸-۴ اندازه دانه در نمونه‌های C.....	۷۲
شکل ۹-۴ (الف) تصویر میکروسکوپ نوری نمونه D _۱ با ۵ درصد وزنی (ب) نمونه D _۲ با ۱۰ درصد وزنی (ج) نمونه D _۳ با ۱۵ درصد وزنی ذرات تقویت کننده	۷۳
شکل ۱۰-۴ اندازه دانه در نمونه‌های D.....	۷۴
شکل ۱۱-۴ (الف) تصویر میکروسکوپ نوری نمونه E _۱ با ۵ درصد وزنی (ب) نمونه E _۲ با ۱۰ درصد وزنی (ج) نمونه E _۳ با ۱۵ درصد وزنی ذرات تقویت کننده.....	۷۵
شکل ۱۲-۴ اندازه دانه‌ها در نمونه‌های E.....	۷۶

فهرست اشکال

صفحه

عنوان

شکل ۴-۱۳ (الف) تصویر میکروسکوپ نوری نمونه با F_1 ۵ درصد وزنی (ب) نمونه F_2 با ۱۰ درصد وزنی (ج) نمونه F_3 با ۱۵ درصد وزنی ذرات تقویت کننده.....	۷۶
شکل ۴-۱۴ اندازه دانه در نمونه های F.....	۷۸
شکل ۴-۱۵ تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از ساختار فلز پایه آلومینیم O-۵۴۵۶ با بزرگنمایی الف $1000\times$ (ب) $2000\times$	۸۰
شکل ۴-۱۶ تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی منطقه تحت تاثیر حرارت با نمونه C۱ الف (بزرگنمایی با $400\times$) (ب) $2000\times$	۸۱
شکل ۴-۱۷ تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی نمونه C۱ الف و (ب) منطقه ترمومکانیکی با بزرگنمایی $1000\times$ و $500\times$ ج، و، د و ه) مناطق همزده با بزرگنمایی $800\times$ و $3000\times$ و $1000\times$	۸۲
شکل ۴-۱۸ تصاویر مناطق مختلف نمونه C۳ الف و (ب) منطقه ترمومکانیکی و تحت تاثیر حرارت با بزرگنمایی $2000\times$ و $400\times$ ج و د و ه) مناطق همزده با بزرگنمایی $800\times$ و $3000\times$ و $1000\times$	۸۳
شکل ۴-۱۹ تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی مناطق مختلف A۳ الف و (ب) منطقه ترمومکانیکی و تحت تاثیر حرارت با بزرگنمایی $1000\times$ و $2000\times$ ج و د) مناطق همزده با بزرگنمایی $1000\times$ و $2000\times$	۸۴
شکل ۴-۲۰ تصویر آنالیز نقطه ای میکروسکوپ الکترونی از فلز پایه.....	۸۶
شکل ۴-۲۱ نمودار شدت پیک های نقاط مورد آنالیز در فلز پایه.....	۸۶
شکل ۴-۲۲ تصویر آنالیز نقشه ای از زمینه آلومینیم O-۵۴۵۶.....	۸۷
شکل ۴-۲۳ الف) توزیع عناصر اصلی در آلیاژ O-۵۴۵۶.....	۸۷
شکل ۴-۲۴ تصویر آنالیز نقطه ای میکروسکوپ الکترونی از منطقه تحت تاثیر حرارت نمونه با سرعت پیشروی ۸ میلیمتر بر دقیقه و سرعت دورانی ۲۵۰۰ دور بر دقیقه.....	۸۸
شکل ۴-۲۵ الف) نمودار شدت پیک های نقاط مورد آنالیز در HAZ در سمت راست نمونه C۱ (ب) نمودار شدت پیک های نقاط مورد آنالیز در HAZ در سمت چپ نمونه C۱.....	۸۸

فهرست اشکال

عنوان	صفحه
شکل ۴-۲۶ تصویر آنالیز نقشه‌ای از منطقه تحت تاثیر حرارت با سرعت پیشروی ۸ میلیمتر بر دقیقه و سرعت دورانی ۲۵۰۰ دور بر دقیقه با ۵ درصد پودر تقویت کننده.....	۸۹
شکل ۴-۲۷ الف) توزیع عناصر در نمونه FSP شده با پارامتر سرعت پیشروی ۸ میلیمتر بر دقیقه و سرعت دورانی ۲۵۰۰ دور بر دقیقه با ۵ درصد پودر تقویت کننده.....	۹۰
شکل ۴-۲۸ تصویر آنالیز نقطه‌ای میکروسکوپ الکترونی از منطقه ترمومکانیکی نمونه C۱.....	۹۱
شکل ۴-۲۹ نمودار شدت پیک های نقاط مورد انالیز در منطقه ترمومکانیکی نمونه C۱.....	۹۱
شکل ۴-۳۰ تصویر آنالیز نقشه‌ای از منطقه ترمومکانیکی نمونه FSP شده با سرعت پیشروی ۸ میلیمتر بر دقیقه و سرعت دورانی ۲۵۰۰ دور بر دقیقه با ۵ درصد پودر تقویت کننده.....	۹۲
شکل ۴-۳۱ الف) توزیع عناصر در منطقه ترمومکانیکی نمونه FSP شده با پارامتر پیشروی ۸ میلیمتر بر دقیقه و سرعت دورانی ۲۵۰۰ دور بر دقیقه با ۵ درصد پودر تقویت کننده در منطقه ترمومکانیکی.....	۹۲
شکل ۴-۳۲ تغییرات غلظت بر حسب فاصله (لاین اسکن) برای نمونه C۱.....	۹۳
شکل ۴-۳۳ تصویر آنالیز نقطه‌ای میکروسکوپ الکترونی از مناطق همزده نمونه C۱.....	۹۴
شکل ۴-۳۴ نمودار شدت پیک های نقاط مورد انالیز در مناطق همزده نمونه C۱.....	۹۵
شکل ۴-۳۵ تصویر آنالیز نقشه‌ای از منطقه همزده نمونه FSP شده با سرعت پیشروی ۸ میلیمتر بر دقیقه و سرعت دورانی ۲۵۰۰ دور بر دقیقه با ۵ درصد پودر تقویت کننده.....	۹۷
شکل ۴-۳۶ توزیع عناصر آلیاژی در منطقه همزده نمونه FSP شده با سرعت پیشروی ۸ میلیمتر بر دقیقه و سرعت دورانی ۲۵۰۰ دور بر دقیقه با ۵ درصد پودر تقویت کننده.....	۹۷
شکل ۴-۳۷ تصویر آنالیز نقطه‌ای میکروسکوپ الکترونی از مناطق تحت تاثیر حرارت و ترمومکانیکی C۳.....	۹۸
شکل ۴-۳۸ نمودار شدت پیک های نقاط مورد انالیز در مناطق تحت تاثیر حرارت و ترمومکانیکی C۳.....	۹۸
شکل ۴-۳۹ تصویر آنالیز نقشه‌ای از منطقه تحت تاثیر حرارت و ترمومکانیکی نمونه FSP شده با سرعت پیشروی ۸ میلیمتر بر دقیقه و سرعت دورانی ۲۵۰۰ دور بر دقیقه با ۱۵ درصد پودر تقویت کننده.....	۱۰۰

فهرست اشکال

صفحه

عنوان

- شکل ۴-۴۰ الف) توزیع عناصر از منطقه تحت تاثیر حرارت و ترمومکانیکی نمونه FSP شده با سرعت پیشروی ۸ میلیمتر بر دقیقه و سرعت دورانی ۲۵۰۰ دور بر دقیقه با ۱۵ درصد پودر تقویت کننده ۱۰۰
- شکل ۴-۴۱ تغییرات غلظت بر حسب فاصله (لاین اسکن) برای نمونه C۳ ۱۰۱
- شکل ۴-۴۲ تصویر آنالیز نقطه‌ای میکروسکوپ الکترونی از منطقه همزده نمونه C۳ ۱۰۳
- شکل ۴-۴۳ نمودار شدت پیک های نقاط مورد آنالیز در منطقه همزده C۳ ۱۰۳
- شکل ۴-۴۴ تصویر آنالیز نقشه‌ای از منطقه همزده با ۱۵ درصد پودر تقویت کننده C۳ ۱۰۴
- شکل ۴-۴۵ الف) توزیع عناصر در نمونه FSP شده با پارامتر سرعت پیشروی ۸ میلیمتر بر دقیقه و سرعت دورانی ۲۵۰۰ دور بر دقیقه با ۱۵ درصد پودر تقویت کننده ۱۰۴
- شکل ۴-۴۶ تصویر آنالیز نقطه‌ای میکروسکوپ الکترونی از مناطق تحت تاثیر حرارت و ترمومکانیکی نمونه A۳ ۱۰۵
- شکل ۴-۴۷ نمودار شدت پیک های نقاط مورد آنالیز در مناطق تحت تاثیر حرارت و ترمومکانیکی A۳ ۱۰۶
- شکل ۴-۴۸ تصویر آنالیز نقشه‌ای از مناطق تحت تاثیر حرارت و ترمومکانیکی با ۱۵ درصد پودر تقویت کننده نمونه A۳ ۱۰۷
- شکل ۴-۴۹ الف) توزیع عناصر نمونه FSP شده با پارامتر سرعت پیشروی ۸ میلیمتر بر دقیقه و سرعت دورانی ۸۰۰ دور بر دقیقه با ۱۵ درصد پودر تقویت کننده ۱۰۷
- شکل ۴-۵۰ تصویر آنالیز نقطه‌ای میکروسکوپ الکترونی از منطقه همزده نمونه A۳ ۱۰۸
- شکل ۴-۵۱ نمودار شدت پیک های نقاط مورد آنالیز در منطقه همزده A۳ ۱۰۹
- شکل ۴-۵۲ تصویر آنالیز نقشه‌ای از منطقه همزده نمونه A۳ ۱۱۰
- شکل ۴-۵۳ الف) توزیع عناصر در نمونه FSP شده با پارامتر سرعت پیشروی ۸ میلیمتر بر دقیقه و سرعت دورانی ۸۰۰ دور بر دقیقه با ۱۵ درصد پودر تقویت کننده ۱۱۰
- شکل ۴-۵۴ منحنی تغییرات سختی (ویکرز) بر حسب فاصله از مرکز همزده نمونه A ۱۱۳
- شکل ۴-۵۵ منحنی تغییرات سختی (ویکرز) بر حسب فاصله از مرکز همزده نمونه B ۱۱۴

فهرست اشکال

عنوان	صفحه
شکل ۴-۵۶ منحنی تغییرات سختی (ویکرز) بر حسب فاصله از مرکز همزده نمونه C.....	۱۱۵
شکل ۴-۵۷ منحنی تغییرات سختی (ویکرز) بر حسب فاصله از مرکز همزده نمونه D.....	۱۱۶
شکل ۴-۵۸ منحنی تغییرات سختی (ویکرز) بر حسب فاصله از مرکز همزده نمونه E.....	۱۱۷
شکل ۴-۵۹ منحنی تغییرات سختی (ویکرز) بر حسب فاصله از مرکز همزده F.....	۱۱۸
شکل ۴-۶۰ بررسی نمودار سختی سنجی براساس سرعت دورانی الف با ۱۵ و ب با ۵ درصد وزنی تقویت کننده.....	۱۱۹
شکل ۴-۶۱ بررسی نمودار سختی سنجی براساس سرعت پیشروی الف با ۵ و ب با ۱۵ درصد وزنی تقویت کننده	۱۲۰
شکل ۴-۶۲ منحنی بررسی سرعت دورانی و پیشروی بر حسب سختی.....	۱۲۱
شکل ۴-۶۳ نمودار تنش کرنش نمونه FSP شده با سرعت پیشروی ۸ میلیمتر بر دقیقه و دورانی ۸۰۰ دور بر دقیقه.....	۱۲۶
شکل ۴-۶۴ نمودار تنش کرنش نمونه FSP شده با سرعت پیشروی ۸ میلیمتر بر دقیقه و دورانی ۱۶۰۰ دور بر دقیقه.....	۱۲۶
شکل ۴-۶۵ نمودار تنش کرنش نمونه FSP شده با سرعت پیشروی ۸ میلیمتر بر دقیقه و دورانی ۲۵۰۰ دور بر دقیقه.....	۱۲۷
شکل ۴-۶۶ نمودار تنش کرنش نمونه FSP شده با سرعت پیشروی ۱۶ میلیمتر بر دقیقه و دورانی ۸۰۰ دور بر دقیقه.....	۱۲۸
شکل ۴-۶۷ نمودار تنش کرنش نمونه FSP شده با سرعت پیشروی ۱۶ میلیمتر بر دقیقه و دورانی ۱۶۰۰ دور بر دقیقه ..	۱۲۹
شکل ۴-۶۸ نمودار تنش کرنش با سرعت پیشروی ۱۶ میلیمتر بر دقیقه و دورانی ۲۵۰۰ دور بر دقیقه.....	۱۲۹
شکل ۴-۶۹ نمودار تنش کرنش بر اساس سرعت دورانی الف با ۱۵ و ب با ۵ درصد وزنی تقویت کننده	۱۳۰
شکل ۴-۷۰ نمودار تنش کرنش بر اساس سرعت دورانی با ۵ و ۱۵ درصد وزنی تقویت کننده.....	۱۳۱

فهرست جداول

صفحه

عنوان

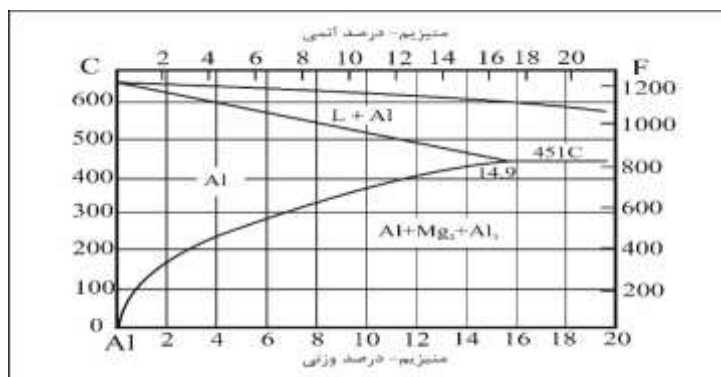
جدول ۱-۳ عناصر آلیاژ آلومینیم O-۵۴۵۶.....	۵۴
جدول ۲-۳ نقشه و اندازه نمونه آماده شده جهت آزمون کشش طبق استاندارد ASTM-E-8	۶۱
جدول ۱-۴ خلاصه ای از پارامتر های بدست آمده در فرآیند همزن اصطکاکی.....	۶۵
جدول ۲-۴ پارامتر مورد استفاده در فرآیند همزن اصطکاکی.....	۶۶
جدول ۳-۴ مقایسه اندازه دانه مطالعه حاضر با سایر محققین.....	۷۹
جدول ۴-۴ مقایسه میزان سختی	۱۲۶

فصل اول

مقدمه

۱-۱- مقدمه

آلومینیم و آلیاژهای آن به دو دسته کلی کارپذیر و ریختگی تقسیم بندی می‌شوند. این آلیاژها به علت نسبت استحکام به وزن بالا، هدایت حرارتی بالا و چگالی پایین کاربرد وسیعی در صنایع هوافضا، خودروسازی و صنایع شیمیایی دارند. در میان آلیاژهای آلومینیم آلیاژ سری O-۵۴۵۶ یکی از آلیاژهای کارپذیر و عملیات حرارتی ناپذیر است که حاوی عناصر آلیاژی اصلی منیزیم، منگنز، کروم و تیتانیوم می‌باشد. در آلومینیم سری ۵xxx اگرچه منیزیم حلالیت چشمگیری در آلومینیم دارد، (۱۴/۹٪ در ۴۵۱ درجه سانتیگراد)، اما حلالیت با کاهش دما به شدت کاهش می‌یابد (شکل ۱-۱).



شکل ۱-۱ نمودار فازی آلومینیم- منیزیم در قسمت غنی از آلومینیم [۱].

با وجود این، منیزیم از طریق تشکیل محلول جامد استحکام آلومینیم را به طور چشمگیری افزایش می‌دهد و موجب سختی قابل توجهی می‌شود [۱]. برای بهبود خواص آلومینیم و آلیاژهای آن راهکارهایی همچون کاهش اندازه دانه آلومینیم، افزودن عناصر آلیاژی و کامپوزیت کردن آن مورد توجه قرار گرفته است که در این میان دو روش آخر پایداری آلیاژهای آلومینیم در دمای بالا را افزایش می‌دهد.

۱-۲- تعریف مسئله

طبق تعریف انجمن متالورژی امریکا، کامپوزیت به ترکیب ماکروسکوپی دو یا چند ماده مجزا گفته می‌شود که سطح مشترک مشخصی بین آن‌ها وجود داشته باشد. کامپوزیت از یک فاز پیوسته به نام زمینه و یک فاز پخش شده به نام تقویت کننده تشکیل شده است که به وجود آوردن موادی با ساختار ریز و تولید آلیاژهایی با استحکام بالا و درعین حال انعطاف‌پذیر را ممکن می‌سازد. دستیابی به چنین ساختاری نیازمند فرآیندی است که توانایی ایجاد مواد با ساختار ریزدانه را داشته باشد که بتواند همزمان خواص مکانیکی مطلوبی نظیر استحکام و شکل‌پذیری را به همراه داشته و از لحاظ هزینه محدودیت نداشته باشد. فرآیندهای تولید کامپوزیت زمینه آلومینیمی در مقیاس صنعتی به دو گروه اصلی تقسیم می‌شوند: (۱) حالت جامد و (۲) حالت مایع. فرآیندهای حالت جامد شامل فرآیند متالورژی پودر، اتصال نفوذی، رسوب فیزیکی از فاز بخار (PVD)^۱،

فرآیند همزن اصطکاکی (FSP)^۲ و فرآیندهای حالت مایع شامل فلز خورانی، ریخته‌گری گردابی و فرآیند درجا است [۲]. در اینجا هدف بررسی فرآیند همزن اصطکاکی بر روی آلیاژ آلومینیم است.

فرآیند همزن اصطکاکی یکی از فناوری‌های نسبتاً جدید مهندسی سطح محسوب می‌شود که از روش جوشکاری همزن اصطکاکی (FSW)^۳ ابداع شده است. در این روش، ابزاری چرخان با سرعت ثابت روی سطح ماده حرکت و ساختار آن را دستخوش تغییر شکل شدید پلاستیک می‌کند. با این روش می‌توان عیوب ریخته‌گری را حذف و ریزساختار فلز را اصلاح کرد؛ در نتیجه، سختی فلز بهبود یافته، مقاومت خستگی و مقاومت خوردگی فلز افزایش پیدا کرده و شکل‌پذیری و دیگر خواص فلزی بهبود می‌یابد [۳]. علاوه بر این، از این روش برای همگن‌سازی ساختار فلزات، اصلاح ریزساختار و افزایش خواص مکانیکی نیز استفاده

^۱ Physical vapor Deposition

^۲ Friction Stir Processing

^۳ Friction Stir Welding

می‌شود. یکی دیگر از مزیت‌های FSP امکان اصلاح موضعی ریزساختار است که با دیگر روش‌ها امکان‌پذیر نیست. به علاوه توسط روش FSP می‌توان سطوح کامپوزیتی ایجاد نمود.

۱-۳- ضرورت تحقیق

آلیاژهای آلومینیم با توجه به خواص منحصر به فردشان توسعه‌ی چشمگیری پیدا کرده‌اند، اما یکی از عوامل بازدارنده استفاده از این نوع آلیاژها، افت خواص آنهاست. به همین دلیل با اضافه کردن ذرات سرامیکی، این خواص بهبود می‌یابد زیرا با اضافه کردن این ذرات به آلیاژهای آلومینیم، علاوه بر بهتر شدن خواص سایشی، استحکام مکانیکی و سختی آلومینیم نیز افزایش می‌یابد. روشهای حالت جامد نظیر همزن اصطکاکی می‌تواند روشی مناسب برای کامپوزیتهای زمینه فلزی بدون افت خواص باشد.

۱-۴- هدف و نوآوری

هدف از پژوهش حاضر این است که چون فرآیند همزن اصطکاکی توسط پودر تقویت کننده اکسید سیلیسیم با زمینه آلیاژ منیزیم انجام شده بود [۱۵] و با آلیاژ آلومینیم انجام نشده تصمیم بر آن شد که رفتار آلومینیم مانند استحکام کامپوزیت O-۵۴۵۶ با پودر تقویت کننده اکسید سیلیسیم به روش همزن اصطکاکی مورد بررسی قرار گیرد.

در بخش‌های بعدی به بیان مبانی علمی و تحقیقات انجام شده توسط سایر محققین پرداخته شده است و سپس به بیان روش انجام آزمایش‌ها پرداخته می‌شود. در فصل چهارم نتایج حاصل از ریز ساختار و نحوه پراکندگی ذرات تقویت کننده در این پژوهش مورد تجزیه و تحلیل قرار خواهد گرفت. در پایان به جمع بندی نتایج و ارائه پیشنهادها پرداخته خواهد شد.

فصل دوم

مروری بر منابع

۲-۱- آلومینیم و آلیاژهای آن

آلومینیم، عنصری شیمیایی است که در جدول تناوبی با علامت Al و عدد اتمی ۱۳ شناخته می‌شود. آلومینیم عنصری نقره‌ای و شکل پذیر است و به‌صورت رایج در سنگ معدن بوکسیت یافت می‌شود. از ویژگی‌های آن می‌توان مقاومت در برابر اکسیداسیون، استحکام و وزن سبکی را نام برد. آلومینیم در صنعت برای تولید میلیون‌ها محصول مختلف به کار می‌رود و در جهان اقتصاد، عنصر بسیار مهمی است.

از نظر کیفیت و از نظر ارزش، آلومینیم کاربردی‌ترین فلز بعد از آهن است و تقریباً در تمامی بخش‌های صنعت دارای اهمیت می‌باشد. آلومینیم خالص، نرم است، اما می‌تواند آلیاژهایی را با مقادیر کمی از مس، منیزیم، منگنز، سیلیسیم و دیگر عناصر به وجود آورد که ویژگی‌های مفید و گوناگونی دارند. با این آلیاژها اجزای مهم هواپیماها و راکت‌ها را می‌سازند [۴].

در میان آلیاژهای کار پذیر آلومینیم، آلیاژهای آلومینیم-منگنز (۳xxx) آلیاژهای آلومینیم-منیزیم (۵xxx) قابلیت انجام عملیات حرارتی را ندارند.

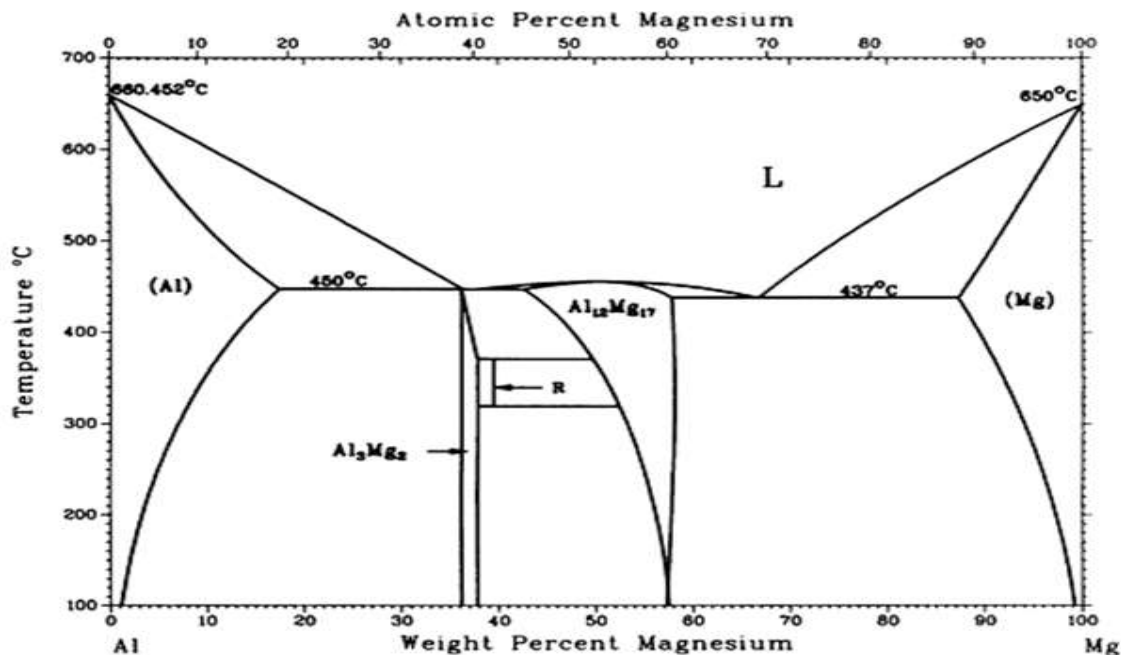
۲-۲- معرفی آلیاژهای آلومینیم - منیزیم

آلومینیم و منیزیم در محدوده وسیعی از ترکیب شیمیایی تشکیل محلول جامد می‌دهند و آلیاژهای کارپذیری تولید می‌کنند که حاوی ۰/۸ الی ۵ درصد منیزیم است. مستحکم‌ترین آلیاژ این گروه ۵۴۵۶ است که استحکام کششی آن برابر با ۳۱۰ مگا پاسکال است. اگر در این آلیاژها مقدار منیزیم بیش از ۴-۳ درصد باشد، فاز β یا Al_8Mg_5 روی مرز دانه‌ها و نوارهای لغزشی رسوب می‌کند و همین موضوع منجر به خوردگی بین دانه ای و ایجاد ترک در اثر خوردگی تنشی می‌شود. افزودن کروم و منگنز می‌تواند از این مسئله جلوگیری کند. این آلیاژها در بدنه کامیون‌ها، مخازن بزرگ حمل بنزین، مخازن تحت فشار (به خصوص در دماهای پایین)، بدنه قایق‌های کوچک و کشتی‌های اقیانوس پیما مورد استفاده قرار می‌گیرند.

۲-۲-۱- دیاگرام فازی آلومینیم-منیزیم

این آلیاژ در گروه ۵xxx قرار گرفته است. منیزیم یکی از مهم‌ترین عناصر آلیاژی در آلومینیم بوده که می‌تواند با خود و با دیگر عناصر به کار رود. به علت نقطه ذوب یکسان می‌توانند به خوبی در هم حل شوند. همان‌طور که در دیاگرام فازی در شکل (۱-۲) مشاهده می‌شود در ۱۴/۹٪ در دمای ۴۵۰ درجه سانتیگراد بیشترین مقدار حلالیت محلول جامد آلفا (α) را داریم که این مقدار حلالیت در دمای محیط به حدود ۲/۹٪ می‌رسد. این شرایط امکان عملیات رسوب سختی در آلیاژها بین ۱۴/۹-۲/۹ را می‌دهد. فاز بتا (β) یک فاز میانی تقریباً سخت است که در ترکیبات بیش از ۳٪ منیزیم برای عملیات رسوب سختی مناسب است. این فاز از مازاد حلالیت منیزیم در آلومینیم حاصل می‌شود.

ترکیباتی مهم در این آلیاژها مشاهده می‌شود مهم‌ترین آن‌ها Al_3Mg_2 و $Al_{12}Mg_{17}$ می‌باشد. وجود عناصر دیگر همچون سیلیسیم و آهن امکان وجود ترکیبات Mg_2Si و Fe_2Al را فراهم می‌کند. آلیاژ O-۵۴۵۶ دارای ۵/۱ درصد منیزیم بود و به صورت رسوبات Al_3Mg_2 به وجود می‌آید [۵].



شکل ۱-۲ دیاگرام تعادلی آلومینیم- منیزیم [۵].

۲-۲-۲- توضیح آلومینیم سری (۵XXX)

عنصر اصلی آلیاژ ساز در گروه ۵XXX، منیزیم است. در این کلاس، بیش از ۵ درصد منیزیم می‌تواند در آلومینیوم حل شود که این باعث افزایش قابل ملاحظه‌ای در استحکام محلول جامد می‌شود. میزان عادی انحلال منیزیم در آلومینیم در شرایط متعارف شیمیایی، ۱/۴ درصد است [۵].

به‌طور کلی، آلیاژهای گروه ۵XXX دارای عناصری مانند سیلیسیم، آهن و منگنز در ساختار خود هستند که با هدف افزایش استحکام و عمدتاً با میل سخت شوندگی رسوبی به آلیاژ اضافه می‌شوند. کروم نیز از همین تأثیر برخوردار است، اما شدت تأثیر آن بیشتر است (حدود دو برابر منگنز). در سری ۵XXX، آهن ترکیب بین فلزی FeMnAl را تشکیل می‌دهد و سیلیسیم نیز با منیزیم ترکیب شده و تشکیل سیلیکات منیزیم یا Mg_2Si را می‌دهد که در ترکیب نامحلول است.

آلیاژ ۵۰۵۰ که آنالیز شیمیایی این ترکیب نشان‌دهنده حضور منیزیم (به عنوان عنصر آلیاژ ساز اصلی) بیش از سایر عناصر است که موجب استحکام بخشی (در عین حفظ داکتیلیته) در آلیاژ می‌گردد. این عنصر روی

جوش پذیری و مقاومت خوردگی آلیاژ نیز تأثیرگذار است. آنچه که در آنالیز شیمیایی معلوم است، حضور پر رنگ آهن و سیلیس در ترکیب آنالیز ۵۰۵۰ می باشد. این در حالی است که منیزیم با کمک مکانیزم محلول جامد (که اغلب با کار سرد همراه است) افزایش استحکام سیستم را فراهم آورده و در این میان، کروم و منگنز (که به یک میزان در ترکیب حضور دارند) نیز به کنترل ساختار یا ریزساختار دانه ها کمک می کنند. عناصر مس و روی (تقریباً با دو برابر مقادیر کروم و منگنز) نیز علاوه بر استحکام بخشی، به افزایش مقاومت به خوردگی کمک می کنند، اما حضور ترکیب بین فلزی CuMgAl_2 می تواند به کاهش شکل پذیری و سختی موضعی در برخی بخش های ساختار منجر شود که در تغییر شکل پلاستیک، عاملی منفی است. علاوه بر این، ناخالصی هایی مانند آنتیموان، سدیم، پتاسیم، سرب و قلع نیز می توانند بر خواص مکانیکی آلیاژهای آلومینیم سری ۴XXX، ۵XXX و ۶XXX تأثیر منفی بگذارند که از آن جمله می توان به توزیع نامناسب الگوی سختی، بی نظمی در الگوی ساختار دانه ها و کاهش اندک در چقرمگی و بی نظمی در الگوی تنش پلاستیک اشاره کرد. لازم به ذکر است که ورود عناصری مانند سدیم و پتاسیم به ترکیب شیمیایی یا افزایش حضور آنها در ترکیب آلیاژ در اثر بازیافت آلومینیم رخ داده و با هر بار بازیافت، مقدار آنها به صورت تصاعدی افزایش می یابد [۶].

۲-۳- کامپوزیت و نانو کامپوزیت

اگر مواد مهندسی را به سه دسته اصلی فلز، پلیمر و سرامیک طبقه بندی کنیم، کامپوزیت دسته چهارمی است که درواقع ترکیبی از ۳ دسته دیگر است، ماده ای چند جزئی که خواص آن درمجموع از هر کدام از اجزاء بهتر است، ضمن آن که اجزای مختلف، کارایی یکدیگر را بهبود می بخشند.

نانو کامپوزیت عبارت است از کامپوزیتی که حداقل یکی از اجزای تشکیل دهنده آن در ابعادی بین ۱ تا ۱۰۰ نانومتر باشند. در مواد نانوکامپوزیت، تقویت کننده به صورت الیاف، صفحات و ذرات فاز دوم یافت می شود و به جزء پیوسته در نانوکامپوزیت ها که می تواند در ابعاد نانومتری و یا بالاتر باشد فاز زمینه

می‌گویند. در دسته‌ای از مواد نانوکامپوزیت، فاز دوم، موادی با دمای ذوب بالا مانند سرامیک‌ها و یا فلزات است. فاز زمینه ماده‌ای با دمای ذوب پایین مانند پلیمر و سرامیک و فلز با دمای ذوب پایین است؛ اما در دسته دیگر، فاز زمینه ماده‌ای سرامیکی یا فلزی با دمای ذوب بالا و فاز دوم ماده‌ای پلیمری یا سرامیکی و یا فلزی با دمای ذوب پایین‌تر است. نانوکامپوزیت‌ها خواص فیزیکی و مکانیکی از قبیل استحکام، سختی، چقرمگی و مقاومت حرارتی بالایی در محدوده وسیعی از دما دارند.

۲-۳-۱- کامپوزیت سازی

با افزودن فیبرها و یا ذرات سرامیکی به زمینه فلزی آلومینیم و آلیاژهایش می‌توان خواص تریبولوژیکی^۱ را بهبود بخشید. برای بهبود خواص مواد روش‌های متعددی به کار رفته است که اغلب در فاز مذاب و در دمای بالا رخ می‌دهد. به همین دلیل، جلوگیری و کنترل واکنش‌های ناخواسته در فصل مشترک بین زمینه و ذرات و یا عناصر آلیاژی سخت است، لذا شاید استفاده از فرآیند حالت جامد را مناسب‌تر باشد، یکی از این فرآیندها، فرآیند همزن اصطکاکی است که با اضافه شدن ذرات تقویت کننده و اصلاح ساختار دانه انجام می‌شود.

۲-۳-۲- اصلاح دانه‌های آلومینیمی

منظور از اصلاح دانه‌های آلومینیمی و آلیاژهایش تشکیل ریزساختاری با دانه‌های ریز هم محور در آلومینیم و آلیاژهایش می‌باشد که در طی انجماد به علت جوانه زنی غیرهمگن با ساختار دانه‌های درشت منجمد می‌شود. ساختار ریزدانه مزایای فراوانی دارد از جمله بهبود خواص مکانیکی، کاهش و توزیع مناسب تخلخل-های انقباضی، پرداخت سطحی و غیره.

¹Tribologic

۲-۴- مکانیزم استحکام بخشی در نانو کامپوزیت زمینه فلزی تقویت شده با ذرات

سرامیکی

مکانیزم استحکام بخشی در نانو کامپوزیت‌ها شامل مکانیزم هال-پیچ و مکانیزم اوراوان است که در ادامه به توضیح آن‌ها می‌پردازیم.

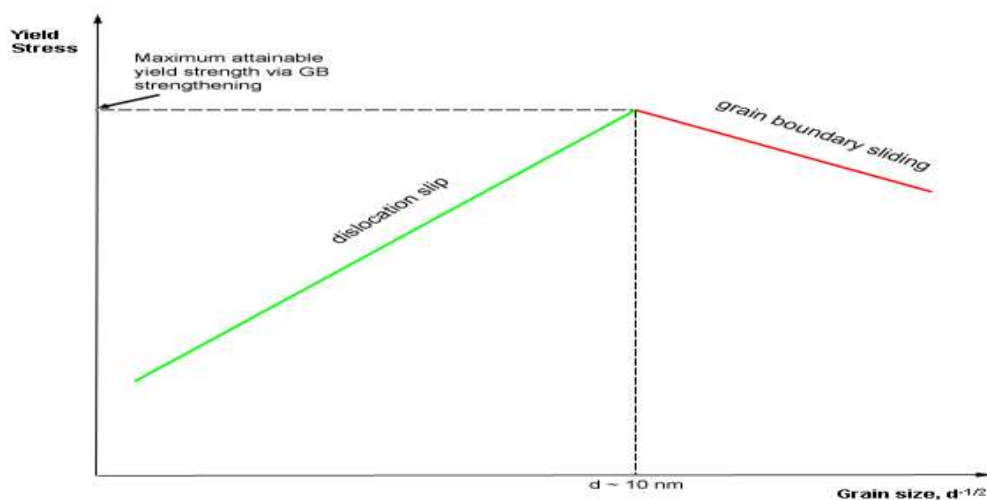
۲-۴-۱- مکانیزم هال-پیچ

اثر هال-پیچ^۱ یا رفتار هال-پیچ که استحکام بخشی مرزدانه‌ای نیز نامیده می‌شود، به پدیده افزایش تنش تسلیم مواد با کاهش اندازه دانه گفته می‌شود. رابطه بین این پارامترها اولین بار توسط هال پیشنهاد شده و سپس توسط پیچ بسیار گسترش یافت. این رابطه به صورت زیر بیان می‌شود.

$$\sigma_0 = \sigma_i + K D^{-1/2} \quad \text{فرمول ۲-۱}$$

که در آن، σ_0 تنش تسلیم، σ_i تنش اصطکاکی، k پارامتر قفل شدن و D قطر متوسط دانه‌ها است. اثر هال-پیچ بر اساس پدیده انباشتگی نابجایی‌ها در مرز دانه‌ها توضیح داده می‌شود. این انباشتگی‌ها موجب ایجاد نواحی تمرکز تنش در مرز دانه‌ها می‌شوند که در فعال‌سازی چشمه‌های نابجایی در دانه‌های مجاور و انتقال آن‌ها بین دانه‌ها نقش اساسی دارند. براین اساس، کوچک‌تر شدن اندازه دانه موجب محدود شدن این انباشتگی‌ها و در نتیجه محدودیت پخش نابجایی‌ها در حجم اجسام می‌شود. البته فعالیت فرایند اشاره شده به مرز دانه‌های به ابعاد بالای نانومتر محدود می‌شود و برای دانه‌های به ابعاد کوچک‌تر با توجه به فعال شدن سایر مکانیزم‌های شکست از جمله لغزش مرزدانه‌ای اثر هال-پیچ دیگر صادق نخواهد بود [۷].

^۱ Hall-Petch effect

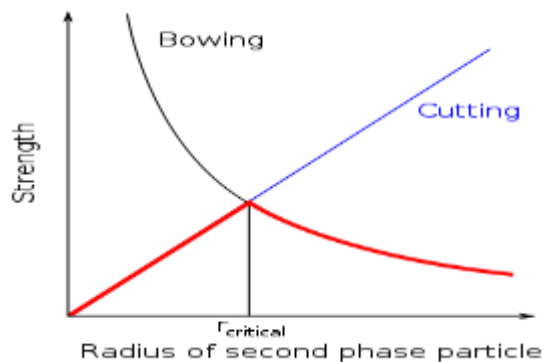


شکل ۲-۲ نمودار استحکام هال-پچ [۷].

۲-۴-۲- مکانیزم اوروان^۱

برای افزایش استحکام در فلزات راه‌های متعددی وجود دارد که یکی از مؤثرترین آن‌ها ایجاد رسوب است. رسوبات با ایجاد مانع در برابر حرکت نابجایی‌های موجود در شبکه بلوری ماده زمینه، استحکام را افزایش می‌دهند. برای این امر دو مکانیزم وجود دارد: یکی بریده شدن توسط نابجایی و دیگری ایجاد حلقه‌ای از نابجایی‌ها به دور رسوبات که هرکدام تحت شرایطی فعال شده و استحکام را افزایش می‌دهد. چنانچه بخواهیم هر دو روش افزایش استحکام توسط رسوبات یعنی برش و تشکیل حلقه اوروان را با هم مورد بررسی قرار دهیم می‌توان گفت که در رسوبات کوچک مکانیزم برش فعال می‌شود و در قطرهای بزرگ رسوب، مکانیزم افزایش استحکام، ایجاد حلقه نابجایی در پشت رسوب است. با توجه به این که در مکانیزم اول افزایش قطر و در مکانیزم دوم کاهش آن باعث افزایش استحکام ماده می‌شود نتیجه می‌شود که حد خاصی وجود دارد که در آن قطر رسوب باعث ایجاد بیشترین استحکام می‌شود که این نقطه محل تقاطع دو نمودار برش و تشکیل حلقه اوروان در شکل (۲-۲) به صورت شماتیک نشان داده شده است.

^۱ Orowan



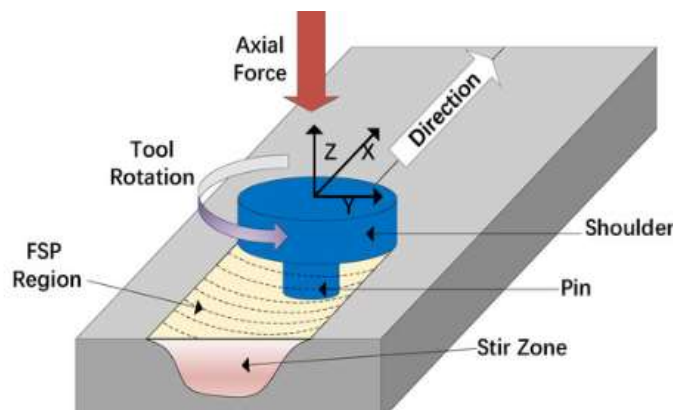
شکل ۲-۳ نمودار استحکام اوراوان [۷].

۲-۵- فرآیند همزن اصطکاکی (FSP)^۱

فرآیند همزن اصطکاکی یکی از فناوری‌های نسبتاً جدید مهندسی سطح محسوب می‌شود که از روش جوشکاری همزن اصطکاکی (FSW)^۲ ابداع شده است (شکل ۲-۴). در این روش، ابزاری چرخان با سرعت ثابت روی سطح ماده حرکت و ساختار آن را دستخوش تغییر شکل شدید پلاستیک می‌کند. با این روش می‌توان عیوب ریخته‌گری را حذف و ریزساختار فلز را اصلاح کرد؛ در نتیجه، سختی فلز بهبود یافته، مقاومت خستگی و مقاومت خوردگی فلز افزایش پیدا کرده و شکل‌پذیری و دیگر خواص فلزی بهبود می‌یابد [۳]. علاوه بر این، از این روش برای همگن‌سازی ساختار فلزات، اصلاح ریزساختار و افزایش خواص مکانیکی نیز استفاده می‌شود. یکی دیگر از مزیت‌های FSP امکان اصلاح موضعی ریزساختار است که با دیگر روش‌ها امکان‌پذیر نیست. به علاوه توسط روش FSP می‌توان سطوح کامپوزیتی ایجاد نمود.

^۱Friction stir processing

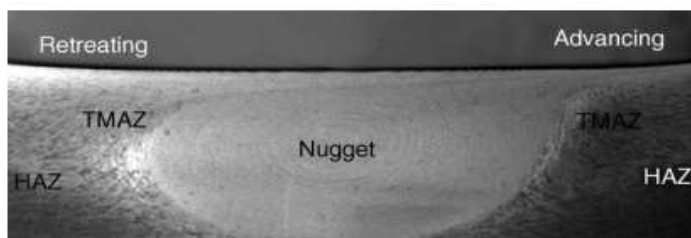
^۲Friction Stir Welding



شکل ۴-۲ شماتیک فرآیند همزن اصطکاکی

۲-۶- تحقیقات انجام شده به روش همزن اصطکاکی

میشرا و ما [۸] به گسترش فرآیندهای FSW و FSP پرداختند. در این تحقیق تأکید ویژه‌ای بر فرآیندهای اصلی جوش و اصلاح ریزساختار و بررسی تأثیر پارامترهای FSP/FSW بر ریزساختار حاصل و خواص مکانیکی نهایی آن شده است. آنها نشان دادند که بر اثر این فرآیند چهار منطقه (۱) منطقه متأثر از حرارت^۱، (۲) منطقه متأثر از عملیات ترمومکانیکی^۲، (۳) منطقه فلز پایه^۳ و (۴) منطقه همزده^۴ در ریز ساختار تشکیل می‌شود (شکل ۵-۲).



شکل ۵-۲ تقسیم بندی چهار منطقه اصلی FSP/FSW [۸].

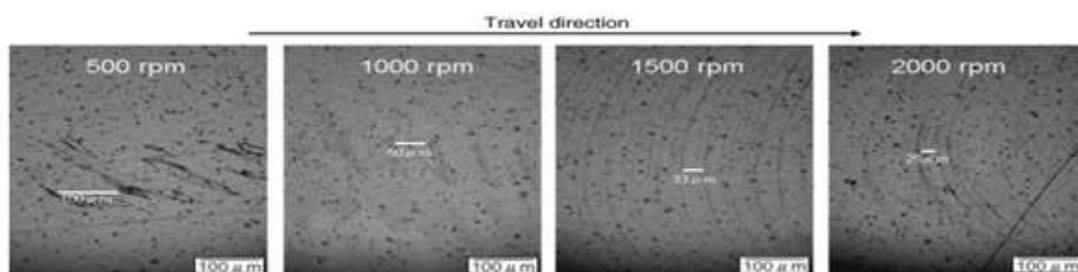
^۱Heat affect zone

^۲ Termo meckanically affect zone

^۳ Base metal

^۴ Nugget zone

موریسادا^۱ و همکاران [۹]، فولرن را در زمینه ۵۰۸۳ Al از طریق فرآیند همزن اصطکاکی (FSP) با موفقیت پراکنده کردند. پراکندگی فولرن باعث افزایش اصلاح دانه توسط تبلور مجدد در حین FSP شده و اندازه دانه به ۲۰۰ نانومتر رسید. سختی نیز به طرز قابل توجهی با اصلاح دانه و هم پراکندگی فولرن افزایش یافت. در این مطالعه، جریان مواد در حین FSP با توجه به پراکندگی فولرن مورد بررسی قرار گرفت. همان طور که در شکل (۲-۶) ملاحظه می شود که مکانیزم شکل گیری منطقه همزده به طور مستقیم با جریان همرفت ناشی از شانه ابزار چرخشی ارتباط دارد. شکل (۲-۷) جریان مواد توسط شانه ابزار هنگام ساخت کامپوزیت های سطحی توسط FSP به منظور انجام پراکندگی یکنواخت از تقویت کننده را نشان می دهد.



شکل ۲-۶ میکروسکوپ نوری برای نمونه FSP شده ۵۰۸۳ Al با فلورن با سرعت های چرخشی متفاوت [۹].



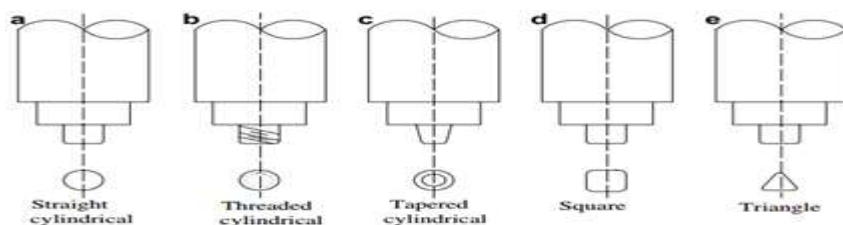
شکل ۲-۷ میکروسکوپ نوری از سطح مقطع نمونه FSP شده ۵۰۸۳ Al با فلورن [۹].

الانگون^۲ و همکاران [۱۰] به بررسی آلیاژ AA ۶۰۶۱ (آلومینیم Mg-Si) که در ساخت ساختارهایی که نسبت استحکام به وزن و مقاومت در برابر خوردگی خوب دارند، پرداختند. در این تحقیق تلاش شده بود تا اثر مقطع پین و قطر شانه ابزار در شکل گیری فضای FSP در آلیاژ آلومینیم AA ۶۰۶۱ بررسی شود. در شکل (۲-۸) برای ساخت پین، پنج مقطع پین مختلف ابزار (مستطیلی، مخروطی، استوانه ای، رزوه ای، مثلی

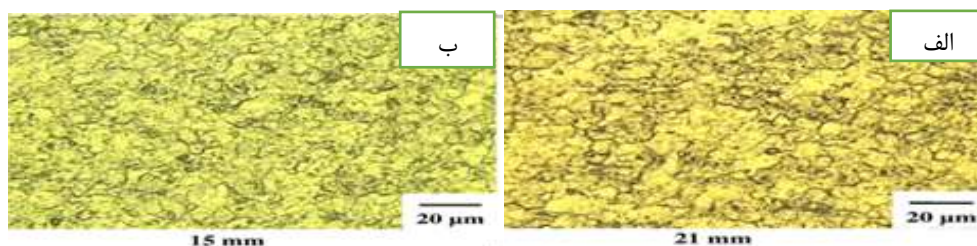
^۱ Morisada

^۲ K. Elangovan

و مربع) با سه قطر شانه مختلف استفاده شد. نتایج نشان داد که با ابزار مقطع پین مربعی با قطر شانه ۱۸ میلی‌متر، نمونه‌های تولید شده فاقد عیوب متالورژیکی در مقایسه با دیگر مقاطع پین ابزار است. (شکل ۲-۹).



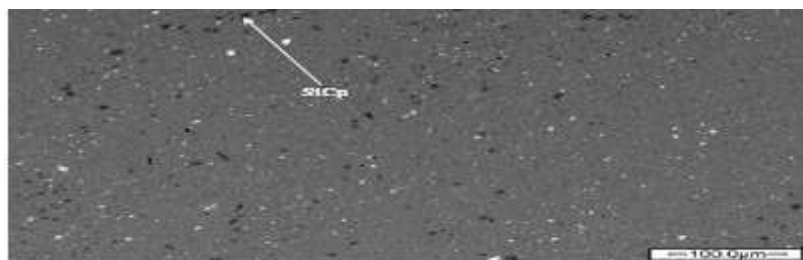
شکل ۲-۸ شکل انواع پین مورد استفاده در FSP [۱۰].



شکل ۲-۹ اثر قطر ابزار روی ریزساختار منطقه FSP [۱۰].

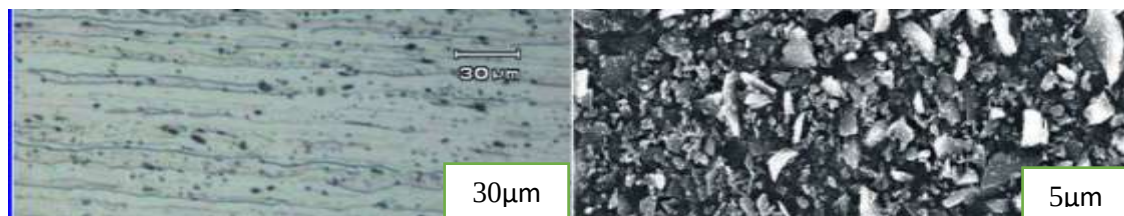
وانگ و همکاران [۱۱]، از فرآیند همزن اصطکاکی (FSP)، برای ساخت کامپوزیت‌های زمینه آلومینیمی تقویت شده با ذرات SiC استفاده کردند. توزیع ذرات SiC در محدوده عرضی ۵ میلیمتر $\times$ ۲ میلیمتر به خوبی انجام و پیوند عالی بین ذرات SiC و فلز پایه با این فرآیند حاصل شد. درصد ذرات SiC در منطقه همزده نمی‌تواند بیش از ۱/۵٪ باشد و تنها محدود به اندازه ۱۰۰ میکرومتر است. ریزسختی کامپوزیت زمینه فلزی می‌تواند به طور ثابت ۱۰٪ بالاتر از فلز پایه (حدود ۸۸HV) در عمق ۱ میلیمتر منطقه همزده باشد. توزیع کامپوزیت زمینه فلزی ساخته شده در شکل (۲-۱۰) محدود به کامپوزیت‌های سطحی تحت شانه ابزار یا آگلومره شدن در چند نانومتر تا ۱۰۰ میکرومتر نشد. ذرات SiC می‌توانند فراتر از منطقه TMAZ زیرشانه ابزار جریان یابند و محدوده ای به اندازه ۱/۵ میلیمتری را از لبه پین در طرف ساعت‌گرد پوشش دهد؛ اما پهنا در موقعیتی عمیق‌تر باریک‌تر شد و توزیع کامپوزیت زمینه فلزی در محدوده ای حدود ۲/۵

میلیمتر در عمق ۲ میلیمتر در اطراف پین در طرف ساعت گرد بود. برای ایجاد جریان ذرات SiC در منطقه وسیع تر، مواد باید به سمت بالا بر اساس طرح شانه آورده شوند.



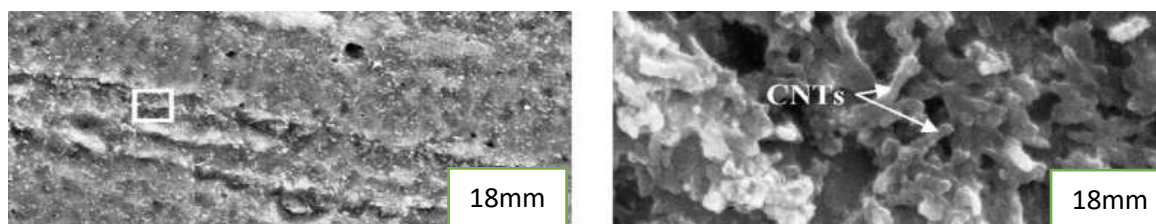
شکل ۲-۱۰ تصویر SEM الکترون برگشتی از نمونه کامپوزیت SiCp / ۵A۰۶ [۱۱].

محمود و همکاران [۱۲] اثرات شکل و اندازه شانه برای توزیع یکنواخت ذرات SiC در سطح آلومینیم H ۲۴ - A۱۰۵۰ را از طریق فرآیند همزن اصطکاکی، مورد بررسی قرار دادند. برای ساخت لایه‌های سطحی از سرعت چرخش ۲۲۵۰ - ۱۵۰۰ دور بر دقیقه و استفاده از یک ابزاری با سه قطر مختلف (۳، ۵ و ۷ میلیمتر) و چهار شکل مختلف (با شعاع دایره‌ای، رزوه‌ای، مربع و مثلثی)، سرعت پیشروی ۱/۶۶ میلیمتر بر ثانیه استفاده شد. ذرات SiC به یک شیار با عرض ۳ میلیمتر و عمق ۱/۵ میلیمتر بر روی صفحه آلومینیمی برش خورده با ضخامت ۲ میلیمتر قرار گرفت. در نتیجه، مشخص شد پین مربعی، ذرات SiC را به صورت یکنواخت در ناحیه همزده، در مقایسه با دیگر شکل‌های پین، صرف نظر از سرعت چرخش، پراکنده می‌کند (شکل ۲-۱۱). علاوه بر این، توزیع ذرات و همچنین اصلاح اندازه دانه‌های زمینه آلومینیمی با استفاده از پین مربعی نسبت به اشکال دیگر بهتر شده است. اندازه پین تأثیر محدودی بر همگنی توزیع ذرات SiC در ناحیه همزده داشت. توزیع ذرات SiC حاصل از پاس FSP های سه‌گانه زمانی کمتر بود که اندازه شانه کوچکتر بود.

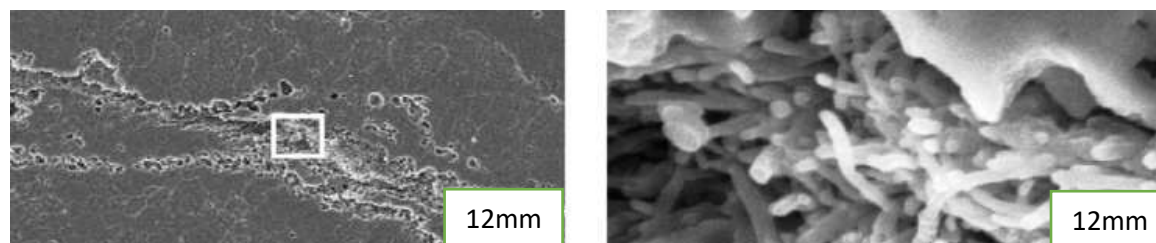


شکل ۲-۱۱ توزیع ذرات SiC در زمینه آلومینیم H ۲۴- A ۱۰۵۰ [۱۲].

لیم و همکاران [۱۳]، از فرآیند همزن اصطکاکی برای تولید آلومینیم تقویت شده با نانولوله های کربنی استفاده کردند. بررسی ریز ساختار نشان داد که این نانولوله ها در منطقه همزده به زمینه آلیاژ آلومینیم وارد شده و ریزساختار آنها در موقعیت تغییر شکل پلاستیک که در طول فرآیند نفوذ کرده بودند، باقی ماندند. شکل (۲-۱۲) و شکل (۲-۱۳) افزایش سرعت چرخش ابزار از ۱۵۰۰ به ۲۵۰۰ دور بر دقیقه و افزایش عمق نفوذ شانه ابزار را نشان می دهد. همچنین توزیع همگنی از نانولوله ها در زمینه آلومینیم ایجاد شد، با این وجود توزیع کاملاً یکنواخت در هنگام استفاده از نانولوله های معمولی پیچ خورده امکان پذیر نبود.



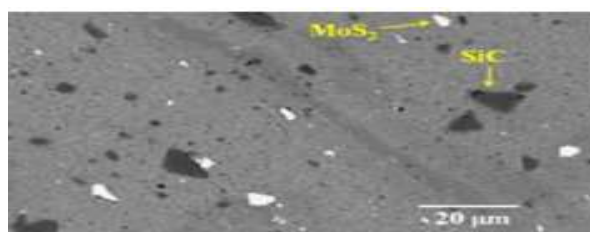
شکل ۲-۱۲ تصویر SEM نمونه FSP شده با سرعت چرخش ۱۵۰۰ دور بر دقیقه [۱۳].



شکل ۲-۱۳ تصویر SEM نمونه FSP شده با سرعت چرخش ۲۵۰۰ دور بر دقیقه [۱۳].

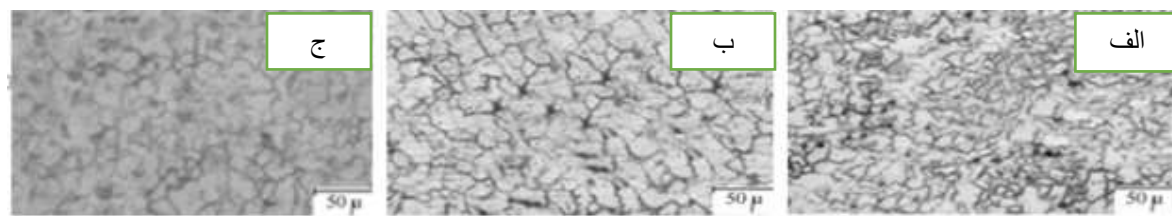
علی دخت و همکارانش [۱۴]، از فرآیند همزن اصطکاکی برای ترکیب ذرات SiC و MoS_۲ در زمینه آلیاژ Al A۳۵۶ برای تشکیل ترکیبی هیبریدی سطحی استفاده کردند (شکل ۲-۱۴). سرعت چرخش ثابت

۱۶۰۰ دور در دقیقه و سرعت پیشروی ۵۰ میلیمتر در دقیقه با زاویه شیب ابزار ۳ درجه مورد استفاده قرار گرفت. آن‌ها نشان دادند که مقاومت سایش نمونه‌ها به طور قابل توجهی نسبت به آلیاژ ریخته‌گری بهبود می‌یابد. تجزیه و تحلیل‌های ریزساختاری توزیع یکنواخت ذرات تقویت کننده در داخل ناحیه همزده و یک لایه مکانیکی غنی از MoS_2 (MML) را در بالای سطح سایش نشان داد. این لایه MoS_2 به منظور خنثی کردن تغییر شکل پلاستیک به منظور بهبود خواص^۱ تریبولوژیکی آلیاژ در نظر گرفته شده بود.



شکل ۲-۱۴ توزیع ذرات تقویت کننده MoS_2 و SiC در Al A۳۵۶ [۱۴].

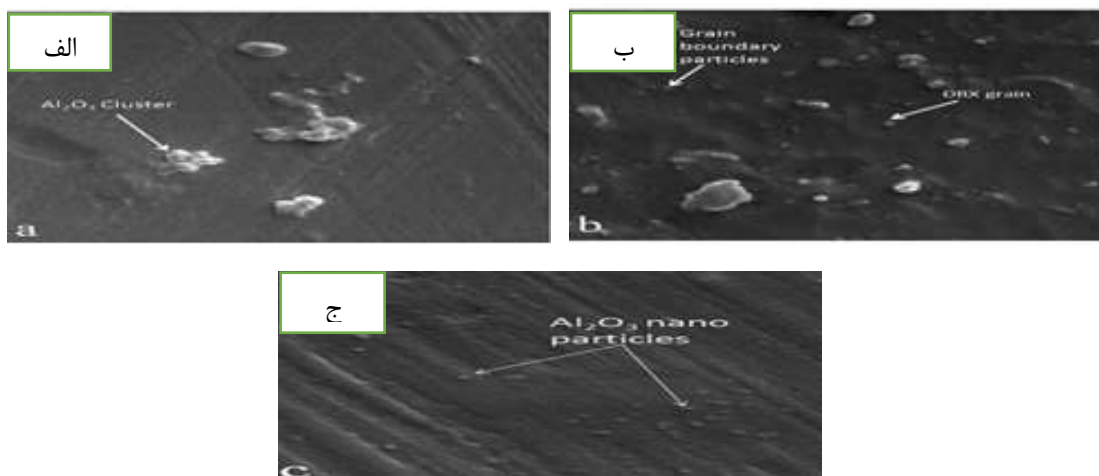
خیامین و همکاران [۱۵] به روش همزن اصطکاکی کامپوزیت AZ/SiO₂ ساختند. میزان ذرات تقویت کننده ۸ درصد وزنی بوده است. نتایج نشان داد که با افزایش سرعت پیشروی، اندازه دانه به طور قابل توجهی کاهش یافته و سختی افزایش می‌یابد؛ (شکل ۲-۱۵) به طوری که میزان سختی HV ۱۲۴ و اندازه دانه ۸ μm بوده است. همچنین نتایج آزمون کشش نشان از این داشت که استحکام به طور قابل توجهی بهبود یافته است.



شکل ۲-۱۵ تصویر میکروسکوپی نوری از منطقه همزده با سرعت پیشروی الف) ۲۰ (ب) ۴۰ (ج) ۶۰ میلیمتر بر دقیقه با سرعت دورانی ۱۲۵۰ دور بر دقیقه [۱۵].

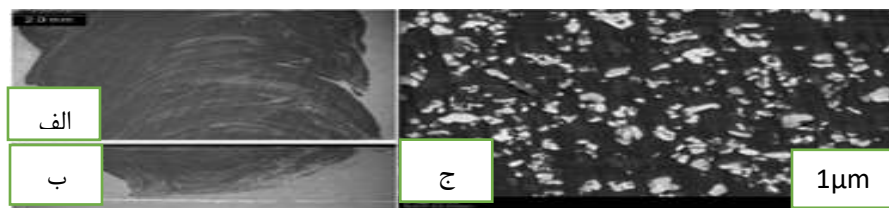
^۱ Tribological

شریفی تبار و همکاران [۱۶] به بررسی ریزساختار و خواص مکانیکی کامپوزیت سطحی $Al_{50.52}/Al_2O_3$ که با فرآیند همزن اصطکاکی ساخته شده و اثر پاس‌های فرآیند بر روی این خواص پرداختند. در شکل (۲-۱۶) دو سری نمونه با حضور و عدم حضور پودر با یک تا چهار پاس با فرآیند همزن اصطکاکی مورد بررسی گرفته شد. نتایج نشان داد که اندازه دانه در منطقه همزده با افزایش پاس‌های همزن اصطکاکی کاهش یافته و متوسط اندازه ذرات در کامپوزیت ساخته شده توسط چهار پاس، زیر میکرون بوده است. همچنین افزایش در پاس‌های همزن اصطکاکی باعث توزیع ذرات Al_2O_3 در زمینه شده و نانو کامپوزیت پس از چهار پاس با میانگین ۷۰ نانومتر ساخته شد.

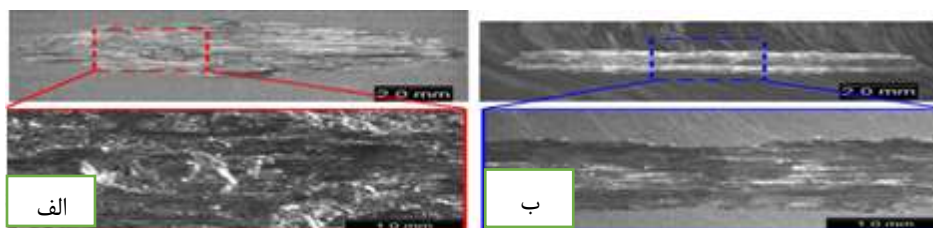


شکل ۲-۱۶ توزیع ذرات Al_2O_3 با (الف) یک پاس (ب) دو پاس (ج) چهار پاس [۱۶].

هانگ بین و همکاران [۱۷] همان طور که در شکل ۲-۱۷ ملاحظه می‌شود، از فرآیند همزن اصطکاکی برای مخلوط کردن ذرات Al_2O_3 با اندازه ۲۰۰ نانومتر و SiC با اندازه ۳۰۰ نانومتر در سطح آلایژ آلومینیمی ۶۰۶۱-T ۶۵۱ استفاده کردند تا یک لایه کامپوزیتی به ضخامت ۳ میلیمتر ایجاد کنند. در مقایسه با یک سطح آلومینیمی بدون فراوری، غلظت فاز سخت در دامنه ۲۰ تا ۳۰ درصد بود. در شکل (۲-۱۸) سطح کامپوزیتی تشکیل شده از FSP به ترتیب ۴۰٪ و ۹۰٪ اصطکاک و کاهش سایش را در مقایسه با فولاد نشان داد. عملیات حرارتی پس از FSP موجب افزایش بیشتر مقاومت در برابر سایش شد.

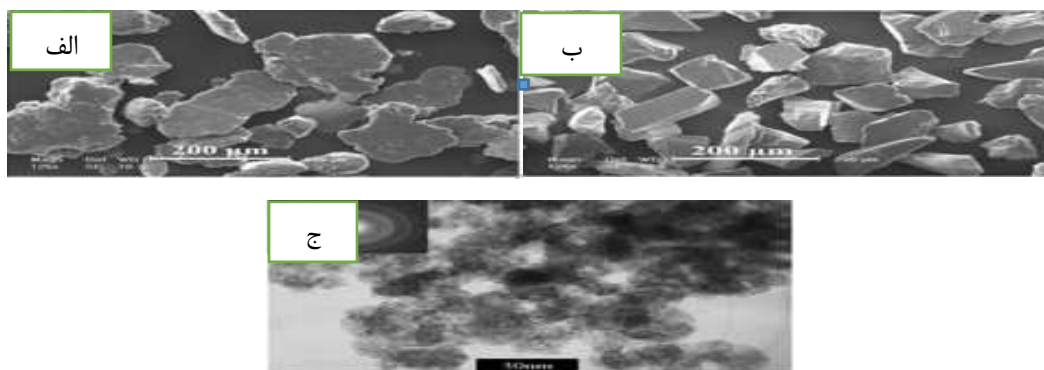


شکل ۱۷-۲ الف و ب) تصویر میکروسکپ نوری $Al-Al_2O_3$ (ج) تصویر SEM [۱۷].



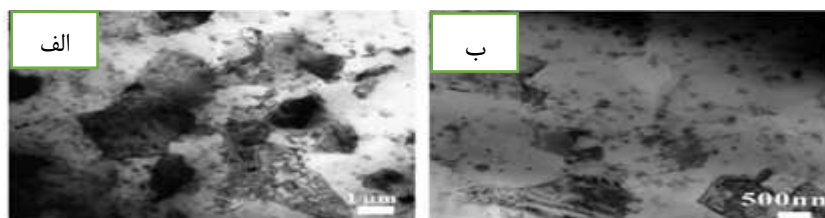
شکل ۱۸-۲ الف) سطح سایش نمونه بدون ذرات Al_2O_3 ب) با ذرات Al_2O_3 [۱۷].

مظاهری و همکاران [۱۸]، نانوکامپوزیت سطحی $A^{۳۵۶}/Al_2O_3$ را با روش همزن اصطکاکی تولید کردند. نتایج نشان داد که توزیع یکنواخت ذرات Al_2O_3 در زمینه $A^{۳۵۶}$ با فرآیند FSP می‌تواند خواص مکانیکی نمونه‌ها را بهبود بخشد. خواص مکانیکی بهتر نانوکامپوزیت سطحی $A^{۳۵۶}/Al_2O_3$ می‌تواند به حضور ذرات آلومینیم نانو مقیاس نسبت داده شود. با مطالعه ریزساختار لایه‌های کامپوزیت سطح $A^{۳۵۶}/Al_2O_3$ ساخته شده توسط FSP نشان داد که ذرات Al_2O_3 به خوبی در زمینه آلومینا توزیع شده‌اند و پیوند خوبی با آلومینیم زمینه ایجاد کرده‌اند (شکل ۱۹-۲).

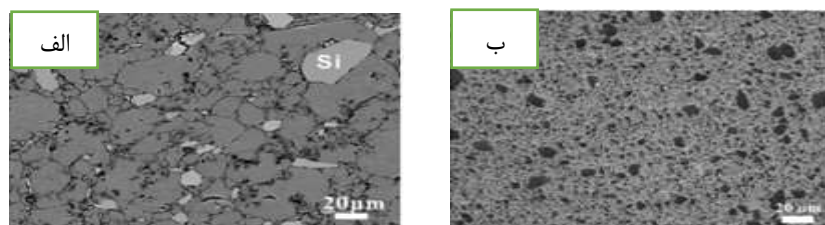


شکل ۱۹-۲ الف) $A^{۳۵۶}$ ب) ذرات میکرو آلومینا ج) TEM نانو ذرات آلومینا [۱۸].

لی و همکاران [۱۹] کامپوزیت زمینه آلومینیمی تقویت شده با مخلوطی از ذرات پودر آلومینا و سیلیسیم را که ابتدا با فرآیند زینتر و سپس با استفاده از چندین پاس فرآیند همزن اصطکاکی، تولید کردند. در این کامپوزیت، ذرات Si با اندازه متوسط ۱/۵ میکرومتر در زمینه آلومینیمی که دارای ساختار ریزدانه‌ای شده با ۲ میکرومتر توزیع شد. خواص کامپوزیت‌ها با فرآیند همزن اصطکاکی به طور کامل با مدول و استحکام افزایش یافت. مشاهدات ریزساختار شکل (۲-۲۰) نشان می‌دهد که کامپوزیت ریز ساختار خوبی دارند که در آنها ذرات سیلیسیم در زمینه آلومینیمی که دارای ساختار ریز دانه‌ای است (۲ میکرومتر) پراکنده شده‌اند. تمام کامپوزیت های Al-Si در شکل (۲-۲۱) نشان می‌دهد که استحکام فشاری بالاتر از استحکام کششی است و اختلاف استحکام با محتوای Si افزایش می‌یابد. این پدیده می‌تواند به وجود تنش های باقی مانده در کامپوزیت ها نسبت داده شود، که نتیجه انقباض حرارتی بین زمینه آلومینا و ذرات سیلیسیم در خنک کننده از دمای FSP می باشد.



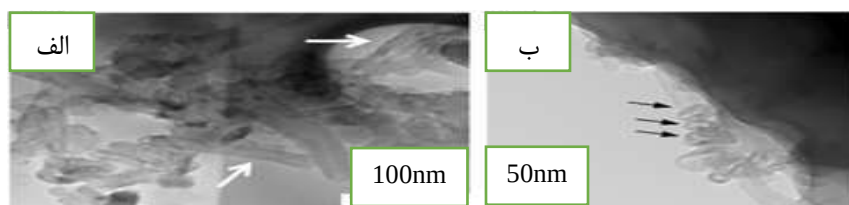
شکل ۲-۲۰ الف) تصویر TEM ریزساختار کامپوزیت Al-Fe بعد از FSP ب) بیشترین توزیع ذرات [۱۹].



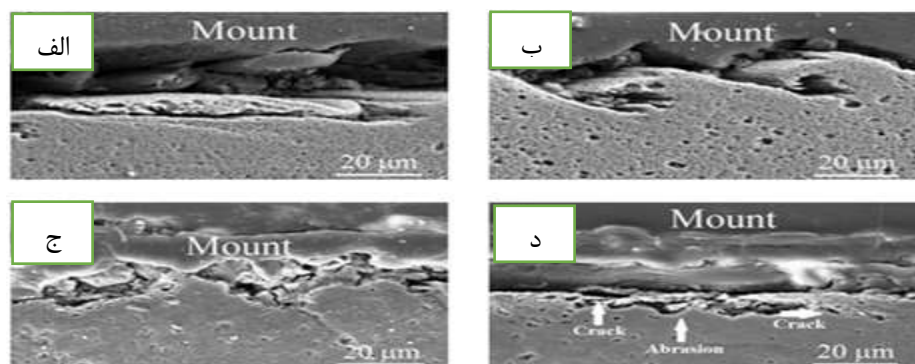
شکل ۲-۲۱ الف) Al-۱۰% Si زینتر شده در دمای ۸۰۰ ب) Al-۳۰% Si با ۴ پاس با چرخش ابزار ۷۰۰ دور بر دقیقه [۱۹].

ایزدی و همکاران [۲۰] به مطالعه پاس‌های همزن اصطکاکی چند مرحله ای برای ساخت کامپوزیت زمینه فلزی Al ۵۰۵۹ و نانولوله کربنی چند جداره MWCNT با کسر حجم بالا ($> ۵۰\%$) از مواد تقویت کننده

همگن در زمینه پراکنده شده بود پرداختند. شکل (۲-۲۲) ریزسختی کامپوزیت‌های تولید شده دو برابر بیشتر از آلیاژ آلومینیم اصلی بود که به اثر مواد تقویت کننده بر تقویت مستقیم و اصلاح دانه انجامید. اگر چه در مشاهدات تأیید کرده‌اند که MWCNT ها پس از ۲ پاس ساختار چند جداره خود را حفظ می کنند و برای توزیع یکنواخت نیاز به ۳ پاس دارند و در غیر این صورت ثبات مواد نمی تواند حفظ شود.

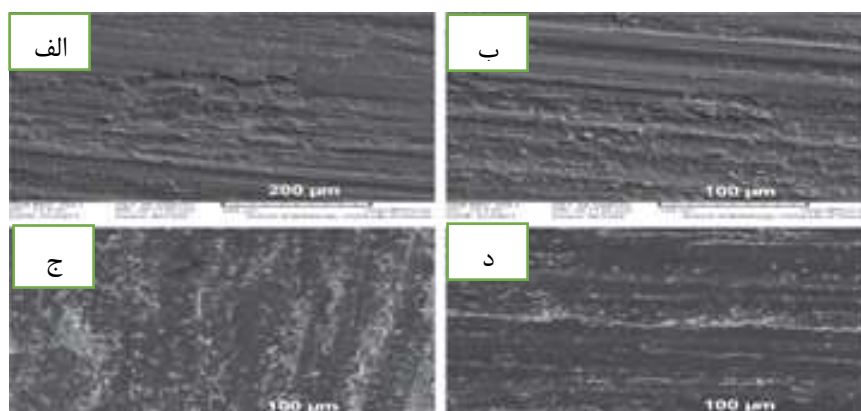


شکل ۲-۲۲ تصویر TEM ریزساختار کامپوزیت $Al_{50}Si_{50}$ پس از ۲ پاس (الف) CNT در زمینه (ب) ساختار کربن [۲۰]. سلیمانی و همکاران [۲۱]، به مطالعه دقیقی در مورد ساخت و خواص کامپوزیتی هیبریدی پرداختند که در آن یک عنوان یک لایه سطحی از $Al_{50}Si_{50}$ به وسیله پراکنده کردن مخلوطی از ذرات SiC و MoS_2 با استفاده از فرآیند همزن اصطکاکی تولید شد. نتایج نشان داد که ذرات تقویت کننده (SiC ، MoS_2 و مخلوط آنها) به صورت تقریباً همگن در منطقه همزده توسط FSP بدون هیچ گونه آگلومره شدنی توزیع شده‌اند. متوسط سختی کامپوزیت‌های حاصل شده به عنوان بالاترین مقدار، ۱۰۲ برینل برای نمونه SiC افزایش یافت و در ادامه کامپوزیت‌های هیبریدی و MoS_2 افزایش می‌یابد. نمونه های اولیه و FSP شده پایین ترین درجه سختی را داشتند. FSP به کاهش ضریب سایش فلزات پایه منجر شد. در حالی که نمونه SiC دارای بالاترین ضریب سایش است، درحالی که Al / MoS_2 کمترین مقدار ضریب سایش را دارد. ضریب سایش نمونه هیبرید در بین آنها برای کامپوزیت های ذکر شده قرار گرفت (در شکل ۲-۲۳).



شکل ۲۳-۲ تصویر میکروسکوپی سطح مقطع سایشی نمونه الف) FSP شده ب) Al / MoS_2 ج) Al-SiC د) نمونه هیبریدی [۲۱].

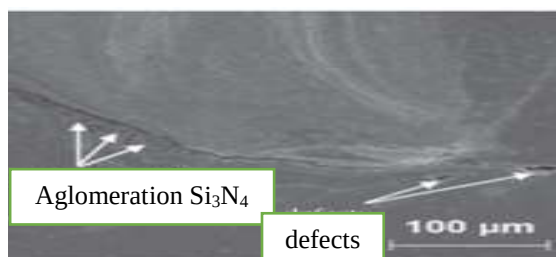
دولت خواه و همکاران [۲۲]، در این تحقیقی با استفاده از فرآیند همزن اصطکاکی، کامپوزیت زمینه فلزی را روی سطح آلیاژ آلومینیم ۵۰۵۲ با استفاده از ذرات کاربید سیلیسیم (SiC) با اندازه ذرات ۵ میکرومتر و ۵۰ نانومتر، ساختند. در شکل (۲۴-۲) تأثیر سرعت چرخش ابزار، سرعت پیشروی عرضی، تعداد پاس‌های فرآیند همزن اصطکاکی، تغییر جهت چرخش بین پاس‌ها و اندازه ذرات، بر روی توزیع ذرات SiC در زمینه فلزی، ریزساختار، ریزسختی و خواص سایشی نمونه‌ها مطالعه شده است. نتایج نشان می‌دهد که تغییر جهت چرخش ابزار بین پاس‌های همزن اصطکاکی، افزایش تعداد پاس‌ها و کاهش اندازه ذرات SiC باعث ارتقای سختی و خواص سایشی می‌شود.



شکل ۲۴-۲ سطح سایشی الف) $\text{Al}_{50.52}$ ب) نمونه FSP شده SiC با ۵ میکرومتر با یک پاس

ج) نمونه FSP شده با SiC ۵ میکرومتر با ۴ پاس د) نمونه FSP شده SiC با ۵۰ نانومتر با ۴ پاس [۲۲].

مقدس و همکاران [۲۳] برای ساخت نانو کامپوزیت لایه‌ای سطح $\text{Al}_{15}\text{V}_{54}/\text{Si}_3\text{N}_4$ فرآیند همزن اصطکاکی را مورد استفاده قرار دادند. اثر مسیر و سرعت چرخشی در پیک دما مورد بررسی قرار گرفت. با کاهش سرعت پیشروی و افزایش سرعت چرخش، پیک دما افزایش یافت اما در سرعت چرخشی بالا، تغییر دمای پیک نیز کاهش یافت. همچنین اثر پیشروی و سرعت چرخش در ناحیه منطقه همزده مورد بررسی قرار گرفت. نتایج نشان داد که سرعت چرخش در ناحیه همزده نسبت به سرعت پیشروی مؤثرتر است. اثر چرخش و سرعت پیشروی بر اندازه دانه نیز مورد بررسی قرار گرفت. مشاهده شد که با افزایش سرعت پیشروی نسبت به سرعت چرخش، اندازه دانه به استثنای سرعت چرخشی ۱۸۰۰ دور در دقیقه افزایش یافت. ذرات Si_3N_4 به صورت یکنواخت در زمینه آلومینیم توزیع شدند. همچنین در شکل (۲-۲۵) اثر عمق نفوذ شانه بر ساخت لایه نانو کامپوزیت سطحی مورد بررسی قرار گرفت. ریزسختی نانو کامپوزیت‌های سطح تولید شده تحت سرعت چرخش مختلف نیز مورد بررسی قرار گرفت و نتایج نشان داد با افزایش سرعت پیشروی اندازه دانه کاهش می‌یابد.

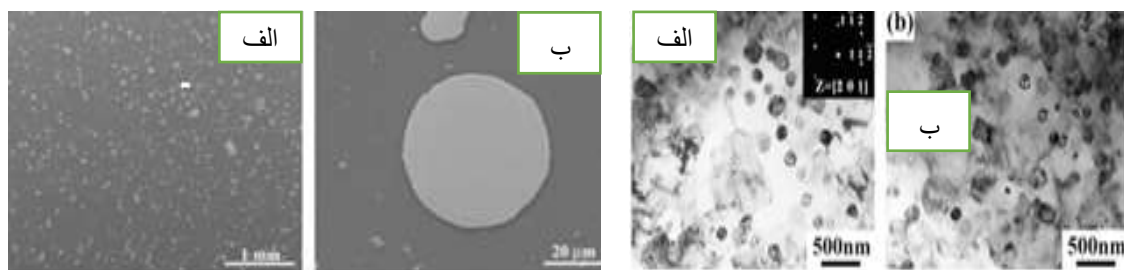


شکل ۲-۲۵ اثر عمق نفوذ کم شانه در شکل‌گیری لایه کامپوزیت سطحی [۲۳].

ما^۱ و همکاران [۲۴]، با استفاده از فرآیند همزن اصطکاکی، سه نوع کامپوزیت با تقویت کننده‌های شامل $(\text{Al}_{12}\text{O}_9/\text{CNT})$ ، $(\text{Al}_{60}\text{Ti}_{60}/\text{NiTi})$ و $(\text{Al}_{60}\text{Ti}_{60}/\text{Al}_{60}\text{Ti}_{60})$ ساختند. در شکل (۲-۲۶ و ۲-۲۷) مشخص شد که FSP باعث توزیع یکنواخت CNT و ذرات NiTi در زمینه آلومینیم شده و واکنش بین Ti و Al را افزایش داده است. ترکیبات $(\text{Al}_{12}\text{O}_9/\text{CNT})$ و $(\text{Al}/\text{AlTi}_3)$ ترکیب خوبی از استحکام و انعطاف پذیری

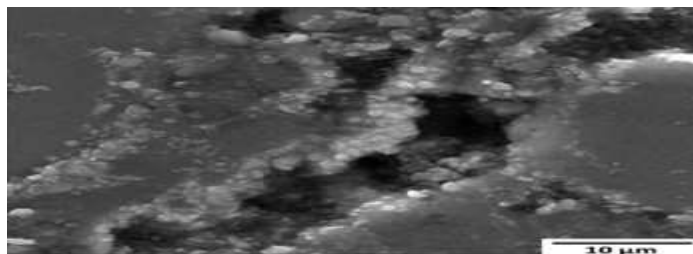
^۱ Z Y Ma .

را نشان داد. علاوه بر این، کامپوزیت $\text{Al}_{60}\text{Fe}_{40}/\text{NiTi}$ خواص خوب و خواص مکانیکی به علت مشخصه حافظه داری ذرات NiTi داشت.



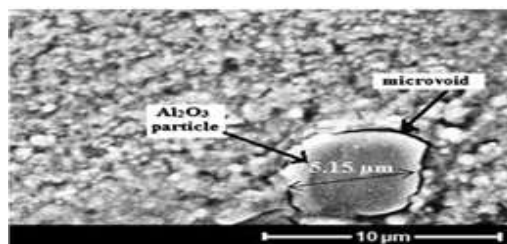
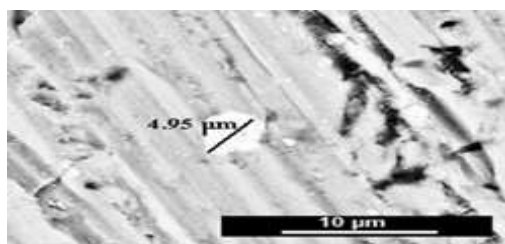
شکل ۲۶-۲ تصویر TEM (Al10-Ti FSP الف) ۱۰۰۰ rpm (شکل ۲۷-۲ تصویر SEM نشان می‌دهد که الف) ذرات NiTi (ب) فصل مشترک $\text{Al}_{60}\text{Fe}_{40}/\text{NiTi}$ [۲۴]. توزیع (ب) ۲۰۰۰ rpm [۲۴].

ایزدی و همکاران [۲۵]، نشان دادند که با استفاده از FSP ریزسختی کامپوزیت‌های Al-SiC تولید شده توسط متالورژی پودر و روش زینتر شدن بهبود می‌یابد. جریان مواد در منطقه همزده در طول فرآیند FSP و توزیع یکنواخت ذرات SiC موفقیت آمیز بود. با این حال، زمانی که نمونه‌هایی با ۱۶٪ حجمی SiC در حال فرآوری بودند، حفره‌هایی باقی‌مانده در آن وجود داشت. افزایش سختی همه نمونه‌ها پس از اصلاح شدن مشخص کرد که FSP به بهبود توزیع ذرات و حذف تخلخل منجر می‌شود. در اثر اصلاح اولیه ذرات SiC به نظر می‌رسید که اثر کاهش اندازه ذرات اولیه SiC بر مقدار سختی نمونه‌های همزن اصطکاکی ناچیز است. افزایش سختی با غلظت SiC در نمونه‌های همزن اصطکاکی، به نظر می‌رسد با میانگین فاصله بین ذرات رابطه دارد (شکل ۲۸-۲).



شکل ۲۸-۲ تصویر SEM تخلخل و ذرات SiC در آلیاژ آلومینیم در فصل مشترک کامپوزیت [۲۵].

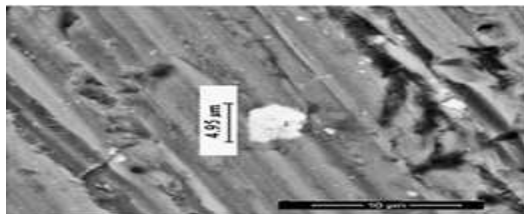
دواراجو^۱ و همکاران [۲۶]، اثر سرعت چرخش و ذرات تقویت کننده ای مانند کاربید سیلیسیم (SiC)، آلومینا (Al_2O_3) را بر خواص سایشی و خواص مکانیکی کامپوزیت هیبرید سطحی بر پایه آلومینیم ساخته شده از طریق فرآیند همزن اصطکاکی (FSP) مورد مطالعه قرار دادند. روش تاگوچی برای بهینه سازی سرعت چرخش و درصد حجم ذرات تقویت کننده برای بهبود خواص سایش و خواص مکانیکی هیبرید سطح استفاده شد. در شکل (۲-۲۹) (۲-۳۰) ریزساختار نشان داد که تمام کامپوزیت های هیبریدی سطحی، ذرات تقویت کننده (SiC و Al_2O_3) به طور مساوی در ناحیه همزده پراکنده می شوند و همچنین ریزسختی در شرایط مطلوب به علت وجود و اثر پودر ذرات سخت SiC و Al_2O_3 افزایش می یابد علاوه بر این ذرات تقویت کننده نسبت به اندازه دانه ها کاهش یافته مقاومت سایشی بسیار بهبود یافته است.



شکل ۲-۲۹ ذرات تقویت کننده Al_2O_3 بعد از FSP [۲۶]. شکل ۲-۳۰ میکرو گراف ذرات SiC بعد از FSP [۲۶]. دواراجو و همکاران [۲۷]، به بررسی اثر ذرات تقویت کننده مانند کاربید سیلیسیم، گرافیت و سرعت چرخش بر سایش و خواص مکانیکی کامپوزیت سطح هیبرید سطحی آلیاژ آلومینیم ساخته شده با فرآیند همزن اصطکاکی پرداختند. در شکل (۲-۳۱) کامپوزیت های هیبرید سطحی ساخته شده به وسیله میکروسکوپ الکترونی روبشی برای پراکندگی ذرات تقویت کننده مورد آزمایش قرار گرفته و ذرات تقویت کننده SiC و Gr پراکندگی یکنواختی را در ناحیه همزده نشان می دهند. همچنین مشاهده شده است که ریزسختی در شرایط بهینه به سبب وجود و اثر پین بر ذرات سخت SiC افزایش یافته است. مقاومت سایش کامپوزیت

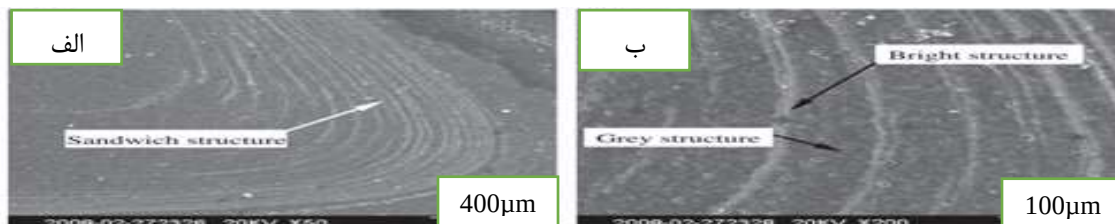
¹ Devarajo

هیبریدی سطحی به دلیل لایه مخلوط مکانیکی تولید شده بین پین کامپوزیتی و سطوح دیسک فولادی که حاوی SiC و Gr خورده شده است، افزایش می‌یابد.



شکل ۳۱-۲ تصویر SEM ذرات تقویت‌کننده بعد از فرآیند FSP [۲۷].

لیو و همکاران [۲۸] کامپوزیت سطحی زمینه آلومینیم $Al_{0.6}$ که عمق لایه آن ۵ میلیمتر بود، توسط فرآیند همزن اصطکاکی ساختند. در شکل (۲-۳۲) ناحیه کامپوزیت سطحی ساختاری ساندویچی را نشان می‌دهد. سختی متوسط کامپوزیت سطحی ۹۷ ویکرز بود، که بالاتر از فلز پایه ۸۰ ویکرز است. حداکثر استحکام کششی ورق آلومینیمی اصلاح شده با کامپوزیت سطحی ۴۱۰ مگاپاسکال بود. کامپوزیت سطحی عمدتاً از فازهای $\alpha-Al$ ، Mg_2Al_3 ، $MnAl_6$ و La_3Al_{11} تشکیل شده بود. با این حال، تعداد زیادی از دانه‌هایی که از ساختارهای غیر آلی $\alpha-Al$ و Al تشکیل شده بودند می‌توانند در کامپوزیت سطحی مشاهده شوند و اندازه دانه آنها از ۴۰۰-۹۰ نانومتر بود. قابل تصور است که وجود این ساختارهای فوق ریزدانه شده و تغییر کریستال سطح به شدت به بهبود خواص مکانیکی و مقاومت در برابر خوردگی کامپوزیت سطح آلومینیم زمینه کمک می‌کند.



شکل ۳۲-۲ (الف) ساختار ساندویچ کامپوزیت سطحی (ب) مشخصات ساختار ساندویچی [۲۸].

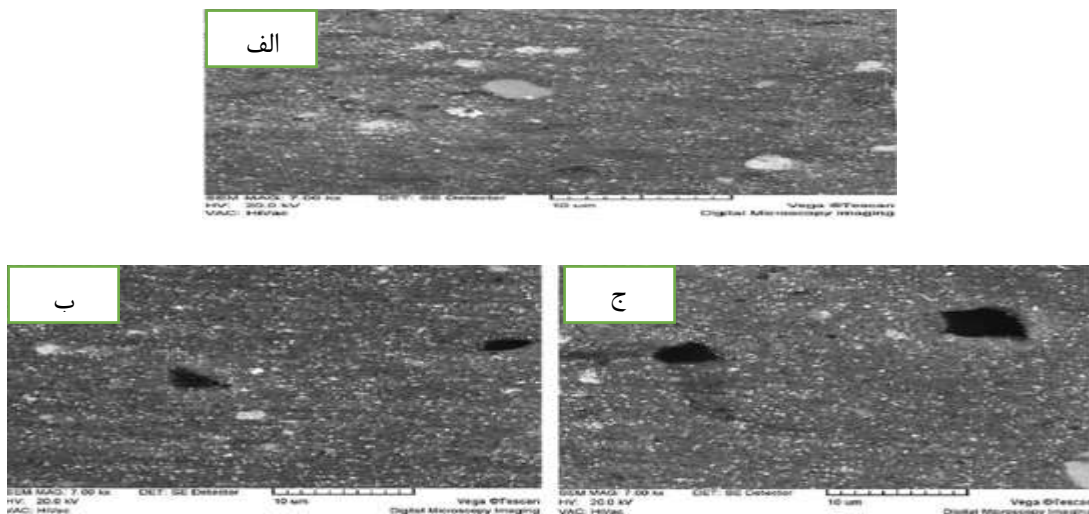
شهرکی و همکاران [۲۹] کامپوزیت $Al_{50.83}/ZrO_2$ را با موفقیت توسط FSP چند پاس ساختند. در شکل (۲-۳۳) پراکندگی پودر، ریزساختار، میزان تخلخل، پیوند فصل مشترکی و خواص مکانیکی، از جمله

ریزسختی و رفتار کششی این کامپوزیت‌ها، به‌وسیله ترکیب‌های مختلف سرعت چرخشی و پیشروی تغییر می‌کند. در ترکیب خاصی از ابزار چرخشی و ابزار مورد استفاده، می‌توان ریزساختاری بدون نقص به دست آورد. ریزساختار در نمونه‌های FSP شده با نانو ذرات ZrO_2 می‌تواند به مقیاس بسیار کوچکتر از آلیاژ اصلی تبدیل شود. دانه‌های تبلور مجدد همسطح شده و توزیع مشابهی دارند. FSP با ذرات سرامیک، به‌طور واضح ریزسختی زیرلایه‌ها را افزایش می‌دهد. در اکثر نمونه‌ها، بیشتر با افزایش سختی حداکثر حدود ۳۰ درصد بود. حداکثر مقدار ریزسختی برای Al / ZrO_2 کامپوزیت حدود ۱۳۴ ویکرز بود، در حالیکه برای AA ۵۰۸۳ همان مقدار دریافت کننده حدود ۹۳ ویکرز بود. برای نمونه بدون نقص و با توزیع یکنواخت ذرات ZrO_2 ، FSP مقاومت کششی نهایی مواد اولیه را به حدود ۱۰ درصد افزایش داد.



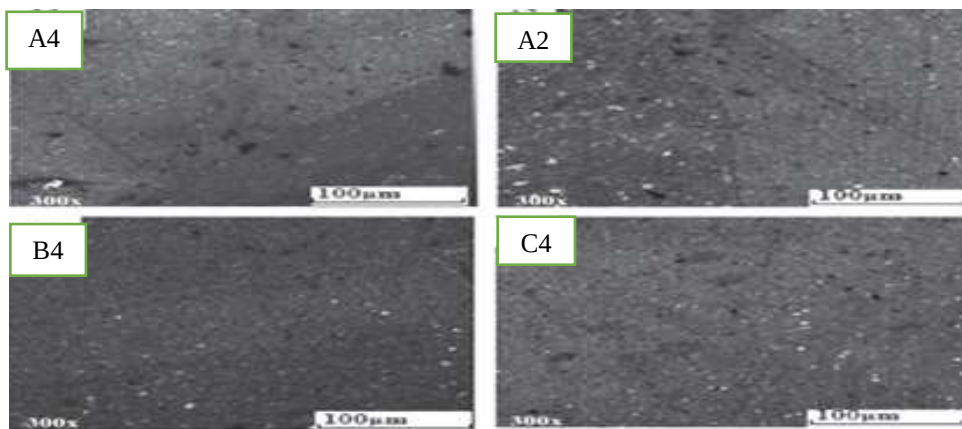
شکل ۲-۳۳ تصویر SEM ذرات الف) ۸۰۰ rpm / ۸۰ mm\min (ب) ۱۲۵۰ rpm / ۸۰ mm\min [۲۹].

مصطفی پور و همکاران [۳۰] تأثیر نسبت هیبرید بر خصوصیات ریزساختار، خواص مکانیکی و تریبولوژیکی نانوکامپوزیت هیبرید سطحی $Al_{50}O_{83} / Al_2O_3 / Graphite_p$ ساخته شده توسط فرآیند FSP را مورد بررسی قرار دادند. (شکل ۲-۳۴) اندازه‌گیری مقدار سختی، کشش و خواص سایشی به منظور بررسی اثر نسبت هیبرید بر خواص مکانیکی و تریبولوژیکی نانوکامپوزیت‌ها انجام شد. مطالعه ریزساختار نشان داد که با کاهش درصد تقویت کننده برای هر دو ذره و گرافیت، توزیع بهتر شده و از آگلومره شدن جلوگیری می‌شود. نانوکامپوزیت با ۷۵٪ گرافیت می‌تواند انتخاب خوبی باشد، زیرا دارای کمترین میزان سایش بود. از سوی دیگر، اگر ترکیبی از استحکام کششی و سایش خواص مورد نیاز باشد، نانوکامپوزیت با ۵۰٪ گرافیت می‌تواند مورد استفاده قرار گیرد، زیرا دارای بالاترین استحکام کششی با نرخ سایش کم بود.



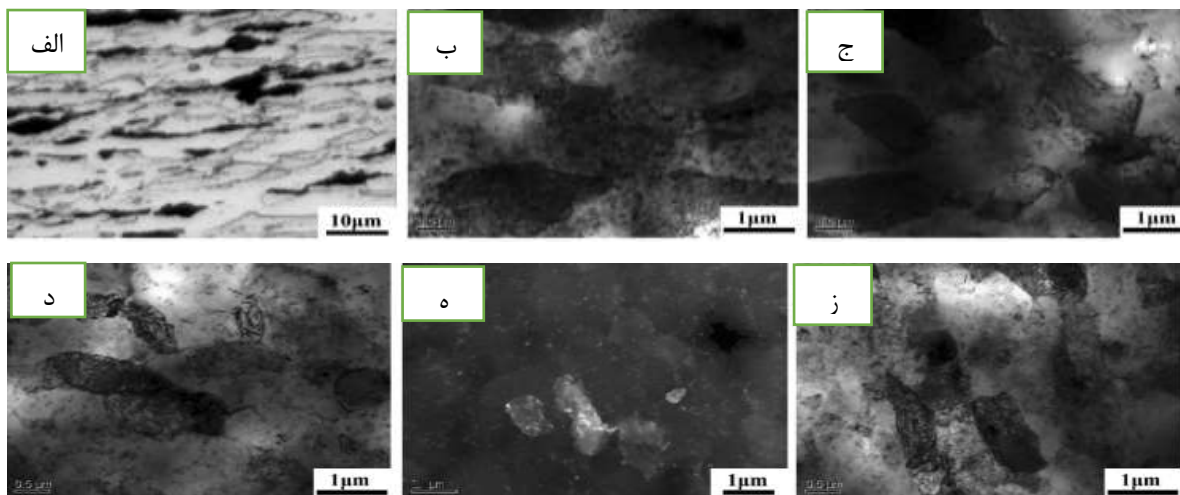
شکل ۲-۳۴ تصویر SEM نانو کامپوزیت Al_2O_3 با گرافیت الف) ۱۰۰٪ ب) ۷۵٪ ج) ۵۰٪ [۳۰].

هاشمی و همکاران [۳۱]، آلیاژ ($Al_{70}Fe_{30}$) را با هدف بهبود مقاومت در برابر سایش، یک کامپوزیت سطحی با استفاده از فرایند همزن اصطکاکی (FSP) کامپوزیت سازی سطحی کردند. در (شکل ۲-۳۵) نانو ذرات TiN در مقیاس نانو ($Al_{70}Fe_{30}$) با استفاده از ۳ هندسه ابزار مختلف (رشته‌ای، مربع و مثلثی) مخلوط شدند و تغییر در تعداد پاس بیش از دو (یعنی، ۲ و ۴) متفاوت است. نتایج نشان داد که هر دو شکل ابزار و تعداد پاس‌ها بر توزیع ذرات تقویت کننده به نوبه خود بر خصوصیات کامپوزیتی مانند اندازه دانه، سختی و مقاومت به سایش تأثیر می‌گذارد. به نظر می‌رسد کامپوزیت مقاوم در برابر سایش، که فرآیند با استفاده از ترکیب ابزار رزوه‌ای و چهار پاس انجام شده است. علاوه بر این، مقاومت سایش و ضریب اصطکاک این کامپوزیت به ترتیب ۶۰٪ بالاتر و ۴۵٪ کمتر از خواص مربوط به فلز پایه ($Al_{70}Fe_{30}$) است. کامپوزیت نشان‌دهنده بالاترین سختی و حاوی دانه‌های بسیار ریز بود. علاوه بر این، شکل‌گیری فیلم Al_2O_3 و ذرات Fe_3O_4 بر روی سطوح سایش دیده شد که باعث کاهش مقدار سایش این کامپوزیت با جلوگیری از تماس مستقیم سطح در طول آزمون سایش می‌گردید.



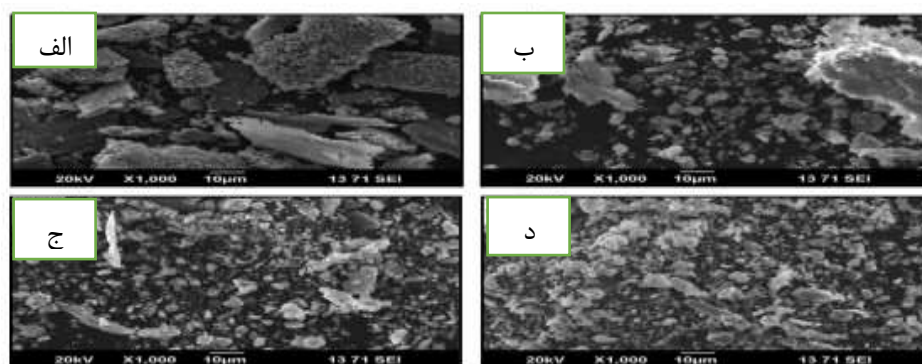
شکل ۲-۳ توزیع پودر TiN در زمینه کامپوزیت $\text{Al}_{70}\text{Ti}_{30}$ [۳۱].

لیو و همکاران [۳۲]، با استفاده از فرآیند همزن اصطکاکی (FSP) با $4/5$ درصد نانولوله های کربنی (CNTs) با چندپاسه در زمینه آلومینیم، کامپوزیت ($\text{Al}_{70}\text{CNT}_{30}$) ساختند شکل (۲-۳۶). حداکثر استحکام کامپوزیت ها با استفاده از FSP سه مرحله ای به دست آمد و به اثر ترکیبی کاهش درصد CNT، دانه تقویت کننده و کوتاه شدن CNT منجر شد. مدل کوتاه برای توصیف تغییر طول CNT با پاس هایی از FSP پیشنهاد شده است. این مدل نشان می دهد که طول متقابل CNT دارای رابطه خطی با طول مدت اثر مکانیکی است که در فرآیندهای مکانیکی مختلف تأیید شده است. استحکام با توجه به پارامترهای ریزساختار، نسبت ابعادی CNT، اندازه دانه و غلظت گروه های CNT و منافذ برای پیش بینی تقویت کننده ($\text{Al}_{70}\text{CNT}_{30}$) کامپوزیت با و بدون CNT پیش بینی ها با نتایج تجربی همخوانی خوبی داشت.



شکل ۲-۳۶ ساختار دانه با ۴/۵ % CNT \ ۲۰۰۹ Al (الف) فورج (ب) تک پاس (ج) دو پاس (د) سه پاس (ه و ز) ۴ و ۵ پاس [۳۲].

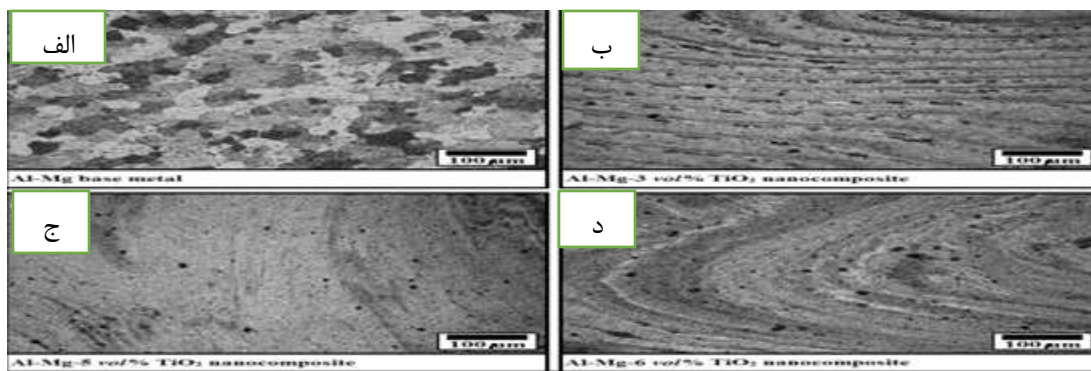
دیناهاران^۱ و همکاران [۳۳] کامپوزیت $AA6061/Al_3Ti$ و $AA6061/Al_3Zr$ را با استفاده از فرآیند ریخته‌گری و استفاده از فرایند همزن اصطکاکی (FSP) جهت بهبود توزیع و مورفولوژی ذرات Al_3Zr و Al_3Ti تولید کردند شکل (۲-۳۷). $AA6061/Al_3Ti$ و $AA6061/Al_3Zr$ به وسیله واکنش محلول نمک‌های معدنی K_2TiF_6 و K_2ZrF_6 با آلومینیم مذاب تولید شد. کامپوزیت‌های تهیه شده با FSP تغییرات قابل توجهی در توزیع و مورفولوژی ذرات Al_3Ti و Al_3Zr پس از FSP مشاهده شد.



شکل ۲-۳۷ (الف) $Al_{6061} - Al_3Ti$ (ب) $Al_{6061} - Al_3Ti$ (ج) $Al_{6061} - Al_3Zr$ (د) $Al_{6061} - Al_3Zr$ FSP [۳۳].

^۱ Dinaharan

خدا بخشی و همکاران [۳۴]، نانو کامپوزیت های زمینه آلومینیمی AA۵۰۵۲ از طریق فرآیند همزن اصطکاکی Al-Mg با نانوذرات TiO_2 با درصد های مختلف حجمی ۳٪، ۵٪ و ۶٪ ساختند شکل (۲-۳۸). نانو کامپوزیت ها در دمای ۳۰۰-۵۰۰ درجه سانتیگراد برای مدت ۱ تا ۵ ساعت در هوا به منظور بررسی اثر آنیل بر روی تغییرات ریز ساختاری و خواص مکانیکی قرار گرفتند. مطالعات ریزساختاری نشان داد که فازهای جدید در حین فرآیند همزن اصطکاکی در اثر واکنش های شیمیایی مرتبط با TiO_2 با زمینه آلومینیم تشکیل شد. اثر آنیل مکمل واکنش حالت جامد است، که منجر به بهبود قابل توجهی در نرمی نانو کامپوزیت ها (بیش از سه برابر) بدون کاهش استحکام کششی و سختی آن ها می شود. ارزیابی ساختار دانه نشان داد که حضور نانوذرات TiO_2 که در طی فرآیند همزن اصطکاکی شکل گرفته اند، بر روی رشد دانه پس از آنیل تأثیر می گذارد. رشد غیرطبیعی دانه پس از آنیل طولانی مدت در ۵۰۰ درجه سانتیگراد مشاهده شد. بالاترین مقاومت و نرمی برای نانو کامپوزیت ها در دمای ۴۰۰ درجه سانتیگراد در مدت ۳ ساعت به دست آمد.



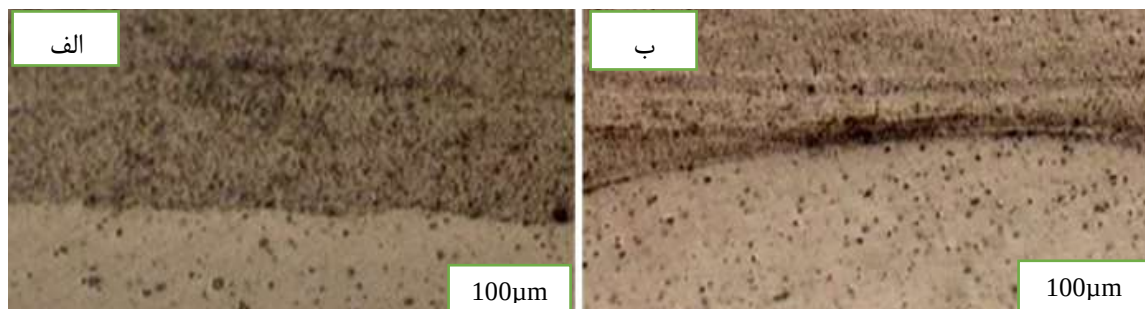
شکل ۲-۳۸ تصویر میکروسکوپی نوری (الف) آلیاژ فلز پایه Al-Mg (ب) نانو کامپوزیت ۳ (ج) ۵ (د) ۶ درصد وزنی [۳۴].

حیدریان و همکاران [۳۵]، کامپوزیت AA۷۰۷۵-SiC از طریق یک، چهار و هشت پاس FSP، تولید کردند. علاوه بر این، تکنیک "طرف پیشرونده و "طرف پسرونده" و تکنیک های جدید مانند "سه شیار" برای غلبه بر توزیع غیر همسطح پودر SiC معرفی شدند. تأثیر این تکنیک ها بر توزیع پودر و

^۱Retreating side

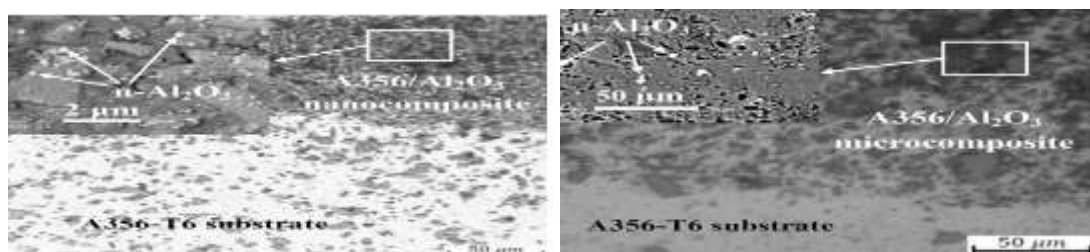
^۲Advancing side

سختی پس از آن بررسی شد. نتایج حاصل نشان داد که استفاده از یک پاس FSP منجر به تجمع پودر شد و پس از افزایش تعداد فرآیندهای FSP به چهار و هشت، پودر به شیوه ای بسیار ساده تر پراکنده شد (شکل ۲-۳۹). از سوی دیگر، پودر آگلومره شده در پیشرونده و ضخامت ناحیه کامپوزیت در امتداد منطقه کامپوزیت متفاوت است. تنوع سختی در ترکیب کامپوزیت تولید شده می تواند مربوط به توزیع غیرمستقیم پودر باشد. در نمونه ای که توسط روش "سه شیار" تولید شده است، پراکندگی سختی در مقایسه با نمونه های دیگر، ناشی از توزیع پودر یکنواخت، بسیار کمتر است.



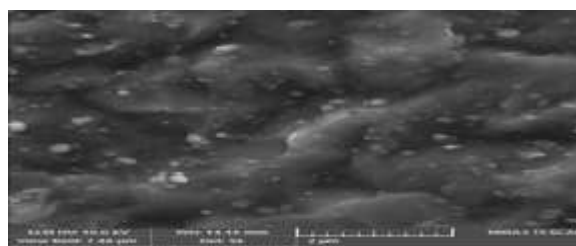
شکل ۲-۳۹ سطح مقطع توزیع پودر در نمونه AA۷۰۷۵-SiC (الف) تحت ۴ پاس (ب) تحت ۸ پاس [۳۵].

مظاهری و همکاران [۳۶]، ریزساختار، ریزسختی و رفتارهای نانو کامپوزیت سطحی Al_2O_3 / A^{356} ساخته شده توسط FSP را مورد بررسی قرار دادند. نتایج مطالعه ریزساختاری لایه های کامپوزیت سطحی Al_2O_3 / A^{356} ساخته شده توسط FSP نشان داد که ذرات Al_2O_3 به خوبی در زمینه آلومینا توزیع شده اند و پیوند خوبی با آلومینیم زمینه ایجاد شده است (شکل ۲-۴۰). FSP با ذرات Al_2O_3 به طور واضح ریزسختی زیرلایه را افزایش داد. مقادیر ریزسختی برای کامپوزیت سطحی $A^{356} / \mu Al_2O_3$ و A^{356} / nAl_2O_3 به ترتیب حدود ۹۰ و ۱۱۰ ویکرز بود، در حالی که نمونه هایی که توسط FSP بدون ذرات Al_2O_3 تحت آزمایش قرار گرفتند و A^{356} به ترتیب ۶۷ و ۸۰ ویکرز بود. FSP با ذرات Al_2O_3 به طور واضح ریزسختی زیرلایه را افزایش داد.



شکل ۲-۴۰ تصویر $n\text{Al}_2\text{O}_3$ و $\mu\text{Al}_2\text{O}_3$ / در زمینه A۳۵۶ [۳۶].

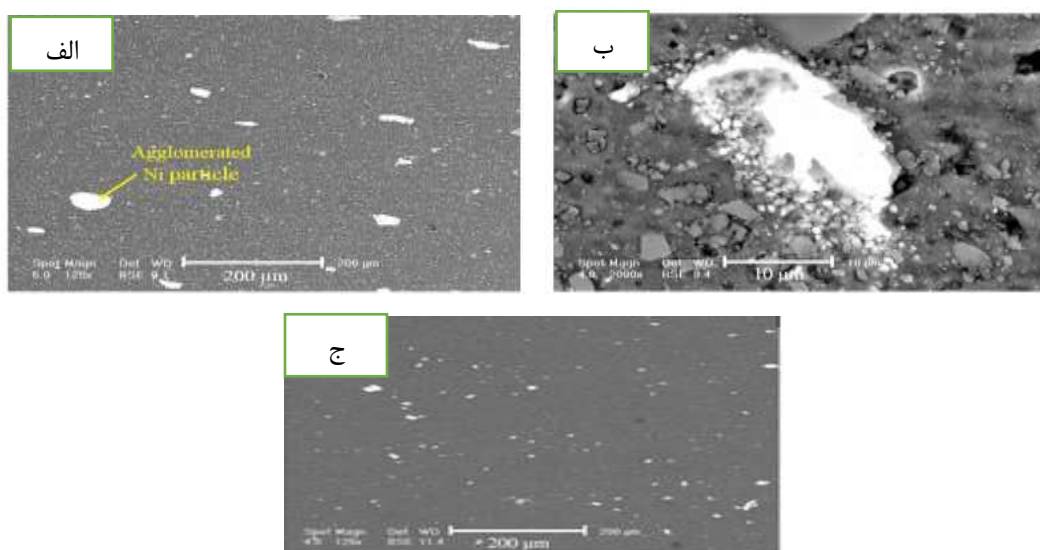
اشجاری و همکاران [۳۷] نشان دادند که محدود کردن رشد دانه‌ها در فرآیندهای دمای پایین، اندازه دانه‌ها کنترل می‌شود که یکی از راه‌های انجام این کار FSP در زیر آب است. هنگامی که پیک دمای پایین حفظ شود، سرعت سرد شدن افزایش می‌یابد. در این تحقیق، تأثیر فرآیند همزن اصطکاکی بر خواص مکانیکی کامپوزیت $\text{AA5083}/\text{Al}_2\text{O}_3$ تحت سرعت چرخشی و طولی ثابت، در شرایط مختلف بررسی شد و اثر آن با آزمون‌های کششی و ریزسختی مورد مطالعه قرار گرفت. در شکل (۲-۴۱) نتایج نشان می‌دهد که فرآیند همزن اصطکاکی در زیر آب قادر به تولید نانو کامپوزیت $\text{AA5083}/\text{Al}_2\text{O}_3$ بدون نقص است. تجزیه و تحلیل خواص نمونه‌ها نشان می‌دهد که کاهش قابل توجه اندازه دانه، تأثیر مثبتی بر خواص مکانیکی آلیاژ دارد. همچنین اثر هال - پیچ در خواص مکانیکی نمونه‌ها قوی‌تر از مکانیسم اوروان است.



شکل ۲-۴۱ نانو کامپوزیت $\text{AA5083}/\text{Al}_2\text{O}_3$ تولید شده در زیر آب [۳۷].

گل محمدی و همکاران [۳۸]، فرآیند همزن اصطکاکی را برای اتصال ذرات نیکل به سطح آلیاژی A۴۱۳ به منظور ساخت یک کامپوزیت سطحی مورد استفاده قرار دادند. پارامترهای FSP شامل سرعت چرخش ۲۰۰۰ دور در دقیقه، سرعت پیشروی ۸ میلیمتر بر دقیقه و زاویه شیب ۲ درجه بودند. FSP به صورت یک و سه پاسه بر روی نمونه‌ها انجام شد. مشاهدات ریزساختاری نشان داد که FSP منجر به شکسته شدن

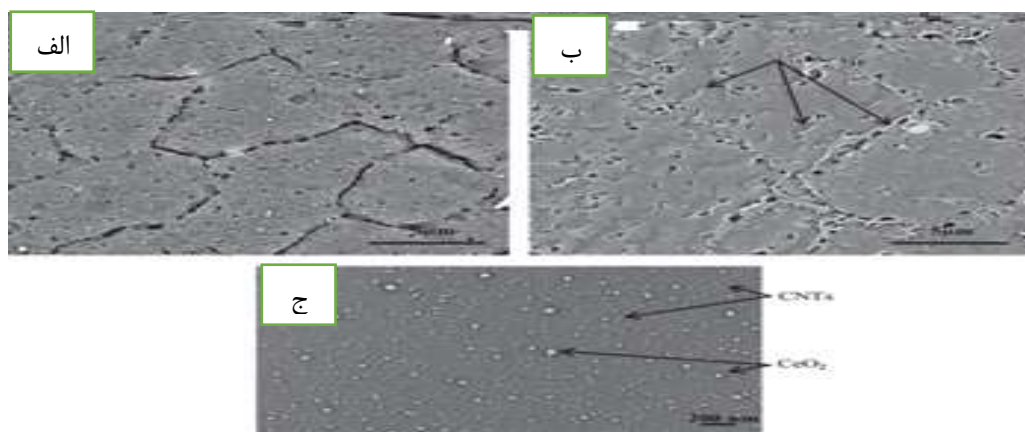
ذرات سیلیسیم، حذف ذرات های αAl و بهبود تخلخل ریخته‌گری می‌شود شکل (۲-۴۲). مشخص شد که رفتار سختی و پوششی آلیاژهای ریخته‌گری A۴۱۳ بسیار قوی است. تحت تأثیر قرار دادن FSP همچنین شکل‌گیری ذرات Al_3Ti در طی FSP یک عامل بحرانی کنترل‌کننده مکانیزم پوششی بود. تست‌های کششی نشان داد که افزایش تعداد پاس‌ها، توزیع همگن ذرات بین فلز Al_3Ti را ایجاد کرده و در نتیجه موجب بهبود قابل توجهی در مقاومت در برابر سایش در دمای اتاق و دمای بالا می‌شود.



شکل ۲-۴۲ تصویر SEM نمونه با الف) کامپوزیت تک پاس ب) کامپوزیت Ni غنی شده با تک پاس ج) کامپوزیت سه پاس [۳۸].

حسینی و همکاران [۳۹]، از فرآیند همزن اصطکاکی (FSP) برای ترکیب نانولوله کربنی و ذرات نیکل اکسید سریم در زمینه آلومینیم ۵۰۸۳ Al استفاده کردند شکل (۲-۴۳). اثر این تقویت‌کننده‌های اندازه نانو ذره به صورت جداگانه یا در فرم ترکیبی، بر تغییرات ریزساختار، خواص مکانیکی و مقاومت خوردگی ۵۰۸۳ Al مورد مطالعه قرار گرفت. با استفاده از FSP، می‌توان تغییرات ریزساختار، کاهش اندازه دانه، توزیع بهتر تقویت‌کننده و تکه تکه شدن ذرات بین فلزی در ناحیه همزده را به دست آورد. متوسط اندازه دانه زمینه آلیاژ پایه قبل از فرآیند همزن اصطکاکی ۲۱ میکرومتر بود که بعد از فرآیند به ۶/۳ میکرومتر کاهش یافت. متوسط اندازه دانه‌ها در ناحیه همزده به ۳/۹۸ میکرومتر کاهش یافت. زمانی که CNT ها وارد

شدند، کامپوزیت‌های فرآیند همزن اصطکاکی شده حاوی CNT یا اکسید سریم به صورت جداگانه خواص مکانیکی بهبود یافته را نشان دادند. حداکثر خواص مکانیکی برای کامپوزیت هیبریدی حاوی تقویت‌کننده های CNTs/CeO₂ در نسبت حجمی ۲۵-۲۵ به دست آمد. در این کامپوزیت خاص، مقاومت کششی و سختی نهایی به ترتیب ۴۲ و ۱۱۸ درصد بیشتر از به آلومینیم پایه Al ۵۰۸۳ بود. به نظر می‌رسد اثرات تقویت‌کننده به طور همزمان وجود دارد. ترکیب نانوذرات اکسید سریم با آلومینیم Al ۵۰۸۳ منجر به افزایش چشمگیر مقاومت در برابر خوردگی آلیاژ شده است.

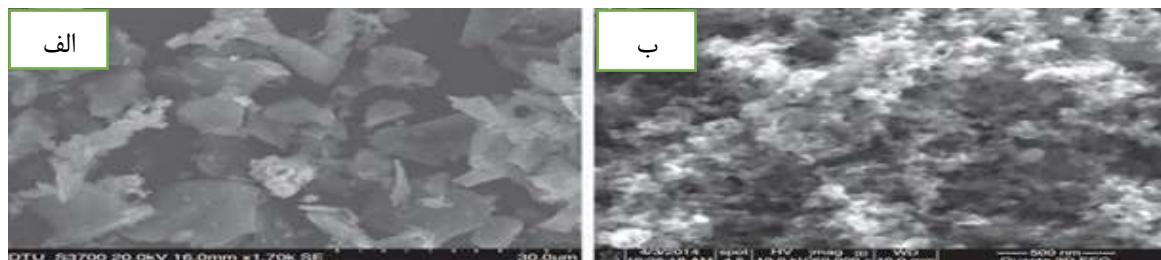


شکل ۲-۴۳ توزیع ذرات تقویت‌کننده در کامپوزیت‌های (الف) Al₅₀₈₃/CeO₂ (ب) Al₅₀₈₃/CNT (ج) Al₅₀₈₃/CeO₂/CNT [۳۹].

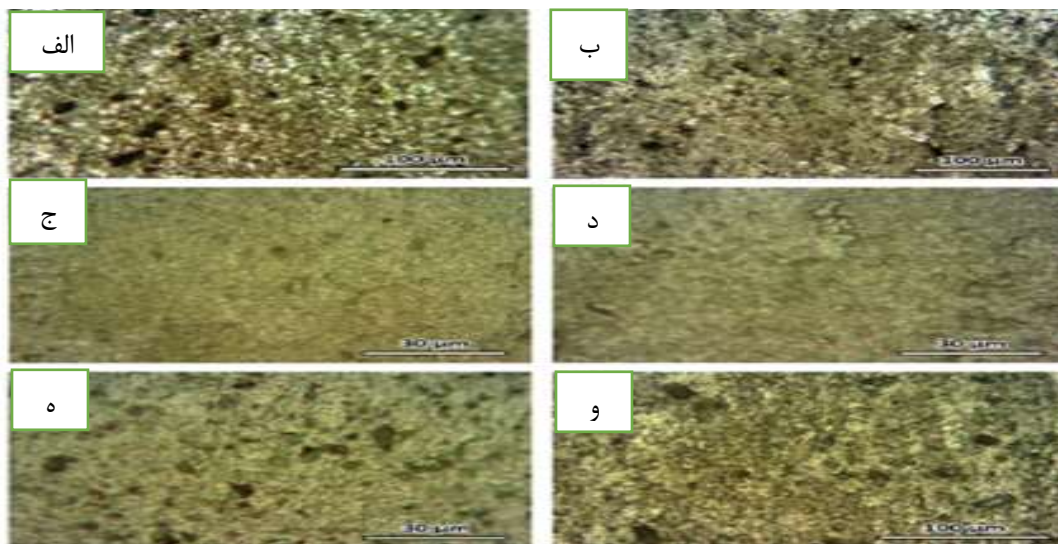
یوواراج^۱ و همکاران [۴۰]، از فرآیند همزن اصطکاکی برای تولید کامپوزیت‌های سطح از جمله آلیاژ آلومینیم ۵۰۸۳ با ذرات اندازه میکرو و نانو مقیاس B₄C به عنوان تقویت‌کننده استفاده کردند (شکل ۲-۴۴). تعداد پاس‌ها و اندازه ذرات تقویت‌کننده نقش مهمی در توسعه کامپوزیت‌های سطحی FSP شده دارد. همچنین نقش تقویت‌کننده و تعداد پاس‌ها بر خواص مکانیکی کامپوزیت‌های سطحی فرآوری شده توسط ریز سختی و تست کشش نهایی مورد بررسی قرار گرفت و نتایج با خواص فلز پایه مقایسه شد. عملکرد تریبولوژیکی

^۱ Yuvaraj

از کامپوزیت‌های سطحی با آزمون سایش تست شد. لایه کامپوزیت توسط سه پاس با تقویت نانو ذرات خواص بهتری در سختی، رفتار کششی و مقاومت در برابر سایش نسبت به رفتار فلز پایه نشان داد.



شکل ۴۴-۲ تصویر SEM آلومینیم ۵۰۸۳ تقویت شده با الف) ذرات میکرو B_۴C ب) ذرات نانو B_۴C [۴۰].
عرب و همکاران [۴۱]، آلیاژ آلومینیم (Al_{۱۱۰۰}) را که به عنوان زمینه در نظر گرفته شده بود، را با مواد کربن خالص خرد شده، E-glass و S-glass به عنوان تقویت کننده کامپوزیتی کردند (شکل ۴۵-۲).
آزمون‌های کششی و ریزسختی نشان دهنده بهبود قابل توجهی در سختی، استحکام، نرمی و سختی برای تمام نمونه‌های فرآوری شده است. تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی توزیع مناسب تقویت کننده‌ها در زمینه و تغییر رفتار شکست در نمونه‌های فرآیند همزن اصطکاکی شده را نشان داد. اثرات هم افزایی تقویت کننده توسط الیاف و تغییر شکل پلاستیک شدید (SPD) منجر به پیشرفت عادی اضافی در خواص مکانیکی می‌شود.



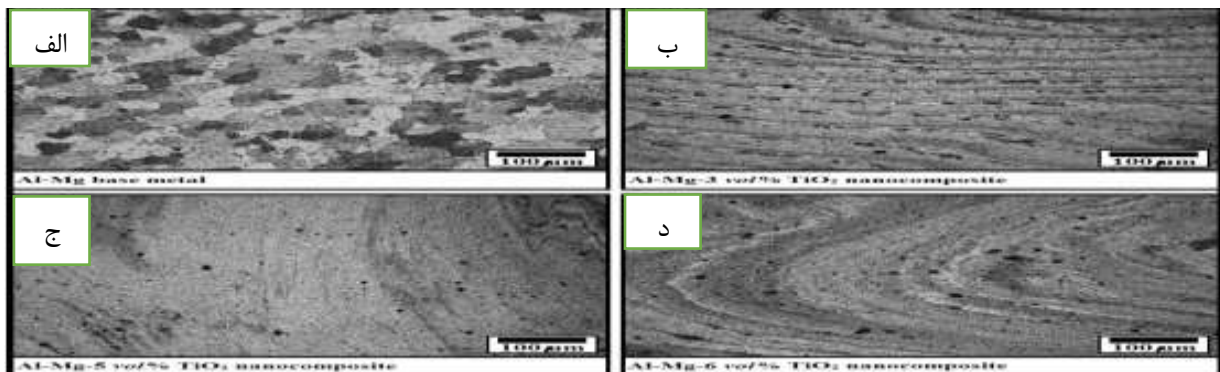
شکل ۴۵-۲ الف) زنجیره کربن فیبری ب) خرد شده ذرات فیبر ج) زنجیره E-glass د) خرد شده E-glass ه) زنجیره E-glass فیبر و) ذرات خرد شده تقویت کننده E-glass در زمینه $Al_{11}O_3$ [۴۱].

سعادت‌مند و همکاران [۴۲]، از فرایند همزن اصطکاکی برای ساخت کامپوزیت Al_6O_6 تقویت شده با ذرات SiC استفاده کردند شکل (۲-۴۶) و سپس به بررسی اثر توزیع ذرات SiC بر خواص مکانیکی و رفتار سایشی کامپوزیت Al_6O_6 / SiC پرداختند. با توجه به نتایج به دست آمده در این کار با افزایش کسر حجمی کاربید سیلیسیم، کرنش کاهش یافته، اما سختی افزایش می‌یابد. با این حال، کامپوزیت بهینه شده با عملکرد بالای استحکام کششی و مقاومت در برابر سایش برای کامپوزیت با ۱۰٪ وزنی SiC به دست آمد. نتایج نشان داد که مقاومت به سایش و استحکام کششی برای کامپوزیت با ۱۳٪ وزنی کاربید سیلیسیم، به علت خوسه بندی تقویت کننده ذرات بسته به کسر حجمی بالای کاربید سیلیسیم، کاهش می‌یابد.



شکل ۴۶-۲ تصویر SEM از سطح سایش Al_6O_6 / SiC [۴۲].

خدا بخشی و همکارانش [۴۳]، نانوکامپوزیت هیبریدی Al-Mg AA۵۰۵۲ که توسط نانوذرات TiO_2 ، Al_3Ti و MgO تقویت شده بودند را از طریق FSP تولید کردند شکل (۲-۴۷). نتایج حاصل شده نشان از توزیع ذرات تقویت کننده با افزایش تعداد پاس‌ها که ریز ساختار بهبود یافت و واکنش شیمیایی بین نانوذرات TiO_2 و زمینه Al-Mg منجر به تشکیل نانوذرات Al_3Ti و MgO شد. FSP آلیاژ AL-Mg بدون حضور و با حضور نانوذرات TiO_2 ، مقاومت مکانیکی ورق‌ها را به دلیل اصلاح دانه بهبود داده و باعث کاهش میزان رسوبات و تشکیل ترکیبات سخت شده است.



شکل ۲-۴۷ (الف) فلز پایه AA۵۰۵۲ Al-Mg (ب) نانوکامپوزیت (ج ۵ ه ۶ درصد وزنی [۴۳].

عمر صالح و همکاران [۴۴] به بررسی مقدماتی فرآیند جوشکاری همزن اصطکاکی (FSW)، که یک فرآیند حالت جامد برای اتصال مواد کامپوزیت زمینه آلومینیم است، پرداختند. نتایج حاصل از آن، مزایای بالقوه در کاهش هزینه، بهبود بهره‌وری مشترک و دقت تولید بالا، آن را حتی برای سری‌های غیرقابل جوش AA۲xxx، AA۶xxx و AA۷xxx جذاب‌تر می‌کند. خواص مکانیکی کامپوزیت زمینه آلومینیم که توسط فرآیند جوشکاری همزن اصطکاکی متصل شده‌اند، تا حد زیادی وابسته به اثر ترکیبی کامپوزیت زمینه آلومینیم و فرآیند جوشکاری آن‌هاست. علاوه بر این، پارامترهای جوش مانند سرعت چرخش ابزار، سرعت پیشروی و نیروی محوری اثر قابل توجهی بر میزان تولید گرما و مقاومت اتصالات FSW دارد. در شکل (۲-۴۸) ارزیابی درشت ساختار، وجود نقص‌های تونلی را به سبب جریان نامناسب فلز نشان می‌دهد. ارزیابی ریزساختار اتصالات FSW به وضوح نشان‌دهنده شکل‌گیری دانه‌های خوب و بهبود ذرات

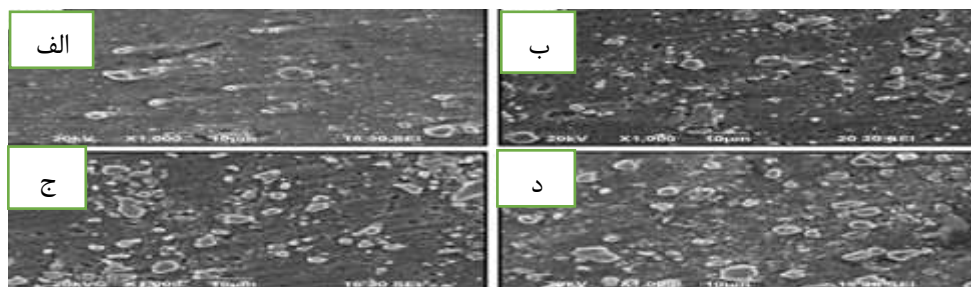
تقویت کننده در منطقه جوش با مقدار مختلف ورودی گرما با کنترل پارامترهای جوشکاری است. با این حال، هیچ تغییری بین پارامترهای جوشکاری و خواص مکانیکی برای انواع مختلف AMC وجود ندارد.



شکل ۲-۴۸ عیب تونلی AMC با ۸۵ min/mm و ۱۲۰۰ rpm [۴۴].

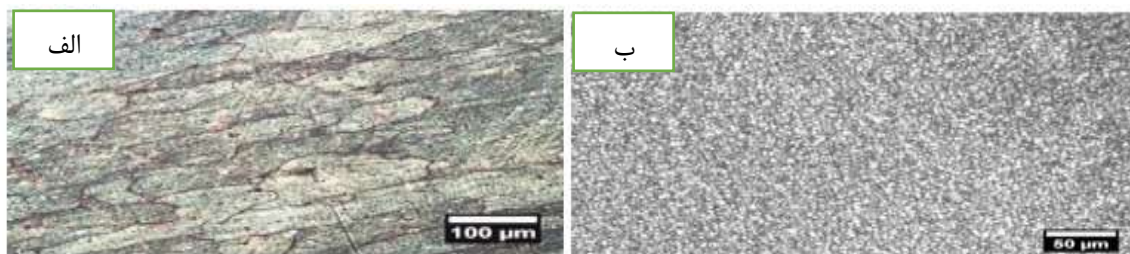
تنگراسو^۱ و همکاران [۴۵]، برای تجزیه و تحلیل اثر ذرات TiC، کسر حجمی آن بر ریزساختار، رفتار مکانیکی و کششی، روش FSP را برای تولید سنتز TiC AMC / AA۶۰۸۲ مورد استفاده قرار دادند. یک فرآیند تک فاز FSP با استفاده از سرعت دورانی ۱۲۰۰ دور در دقیقه انجام شد که در آن سرعت پیشروی ۶۰ میلی متر در دقیقه و نیروی عمود ۱۰ کیلو نیوتون بود. در شکل (۲-۴۹) همان طور که ملاحظه می شود AMC ها با پنج درصد پودر متفاوت (۰، ۶، ۱۲، ۱۸ و ۲۴ درصد حجمی) تولید شدند. نتایج حاصل از آن سبب شد که ذرات TiC مقاومت سایش AMC را افزایش می دهند. هنگامی که میزان حجم ذرات TiC افزایش یافت، سرعت سایش کاهش یافت. ذرات TiC بر روی مورفولوژی سطح شکست تأثیر گذاشتند. افزایش درصد ذرات TiC باعث افزایش سختی زمینه و تشکیل حفره ها شد، بدون در نظر گرفتن کسر حجمی. توزیع ذرات TiC در کامپوزیت نسبتاً همگن بود. کامپوزیت زمینه آلومینیومی AA۶۰۸۲/ TiC کاهش اندازه دانه متوسط را نشان داد.

^۱ Thangarasu



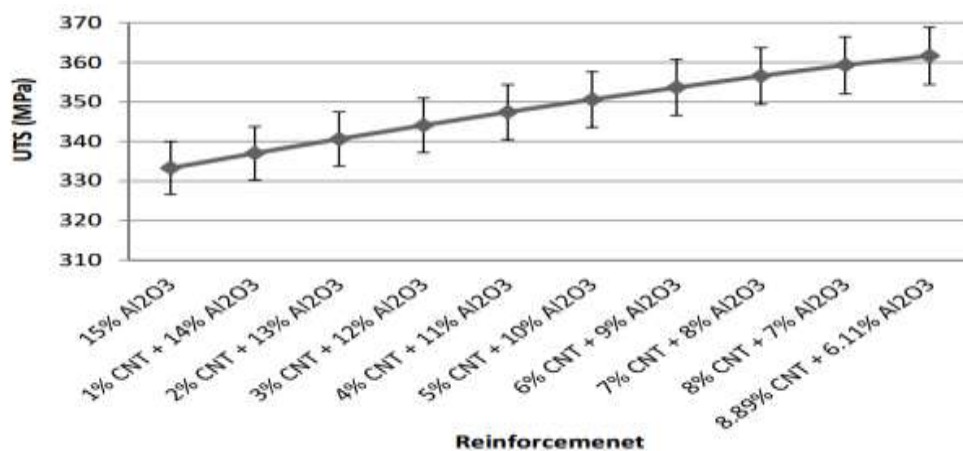
شکل ۲-۴۹ تصویر SEM نمونه کامپوزیتی با تقویت کننده AA۶۰۸۲/TiC (الف) ۶ ب) ۱۲ ج) ۱۸ د) ۲۴ درصد وزنی [۴۵].

نریمانی و همکاران [۴۶]، ریزساختار و خواص مکانیکی کامپوزیت $Al-TiB_2$ ساخته شده توسط فرآیند همزن اصطکاکی را مورد بررسی قرار دادند. ۱۰ درصد وزنی TiB_2 به روش درجا تولید شد. مخلوط پودر Ti, B و Al توسط آلیاژسازی مکانیکی سنتز شد. FSP بر روی AA۶۰۶۳ با و بدون افزودن پودر کامپوزیت $Al-TiB_2$ اعمال شد. ارزیابی‌های ریز ساختاری توزیع تقریباً یکسان TiB_2 در زمینه آلومینیم را پس از FSP با افزودن پودر کامپوزیت نشان داد. فرآیند همزن اصطکاکی آلیاژ AA۶۰۶۳ بدون افزودن ذرات تقویت کننده منجر به بهبود جزئی در استحکام کششی (تقریباً ۱۹۵ مگاپاسکال) و افزایش سختی در مقایسه با آلیاژ به دست منجر شد. با افزودن پودر TiB_2 در طی FSP، استحکام کششی می‌تواند به حدود ۲۸۰ MPA افزایش یابد که حدود ۷۰٪ بالاتر از فلز پایه است. توزیع نسبتاً مساوی از ذرات TiB_2 پس از ۴ پاس از فرآیند همزن اصطکاکی به دست آمد. شکل (۲-۵۰) پیوند مناسب TiB_2 به زمینه ناشی از سنتز در محل ذرات در زمینه آلومینیمی را به عنوان دلیل اصلی بهبود خواص مکانیکی نشان می‌دهد.



شکل ۲-۵۰ تصویر میکروسکوپ نوری تصویر فلز پایه AA۶۰۶۳ (الف) قبل و (ب) تصویر بعد از اضافه کردن ذرات تقویت کننده [۴۶].

کورت^۱ [۴۷] تأثیرات نسبت هیبرید و پارامترهای FSP را بر استحکام کششی نهایی ۵۰۸۳ مورد بررسی و نتایج را با استفاده از فرمول بندی مناسب مورد تجزیه و تحلیل قرار داد شکل (۲-۵۱). اثر درصد ذرات تقویت کننده را بر استحکام کششی نهایی کامپوزیت نشان می‌دهد. درصد حجمی مطلوب برای بهبود مقاومت کششی با تقویت کننده‌های پیچیده در ترکیبات $\text{ZrO}_2/\text{Gr}/\text{SiC}$ با استفاده از ترکیبات ZrO_2 ۵ + Gr ۱۰٪ به دست آمد.

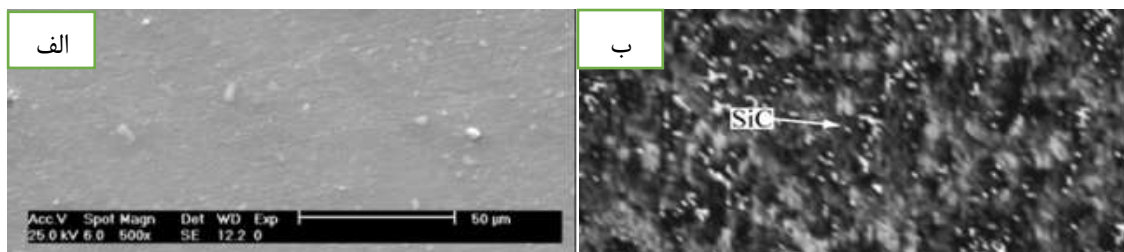


شکل ۲-۵۱ تأثیر درصد ذرات تقویت کننده بر استحکام کششی ۵۰۸۳ Al [۴۷].

صالحی و همکاران [۴۸] با توجه به شکل (۲-۵۲) از روش طراحی آزمایش^۲ برای تعیین مهم ترین عوامل مؤثر بر استحکام کششی نهایی (UTS) نانوکامپوزیت های $\text{AA6061}/\text{SiC}$ تولید شده توسط فرآیند همزن اصطکاکی استفاده کردند. اثر چهار عامل، از جمله سرعت چرخشی، سرعت پیشروی، عمق نفوذ ابزار و مشخصات پین بر UTS بررسی شد. با روش تاگوشی، پارامترهای بهینه فرآیند تعیین شد. تجزیه و تحلیل واریانس نشان داد که سرعت چرخشی، پارامتر تأثیرگذاری است. نتایج آماری نشان می‌دهد که UTS برای پین رزوه ای بیشتر از پین مربعی است. همچنین، سرعت چرخشی بالاتر و سرعت عرضی پایین تر، UTS افزایش یافت.

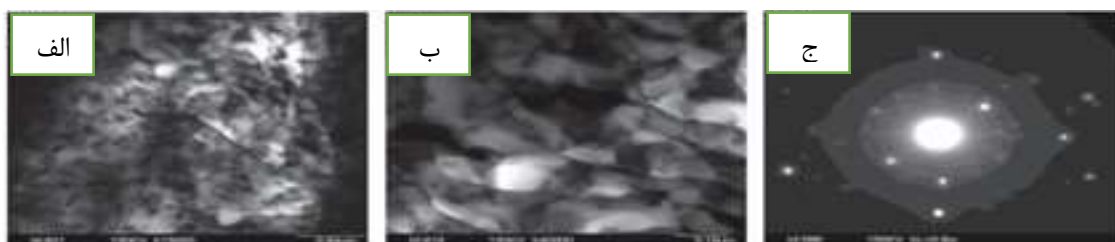
^۱ Halil Ibrahim Kurt

^۲ Design of Experimental



شکل ۲-۵۲ توزیع ذرات SiC در AA۶۰۶۱ [۴۸].

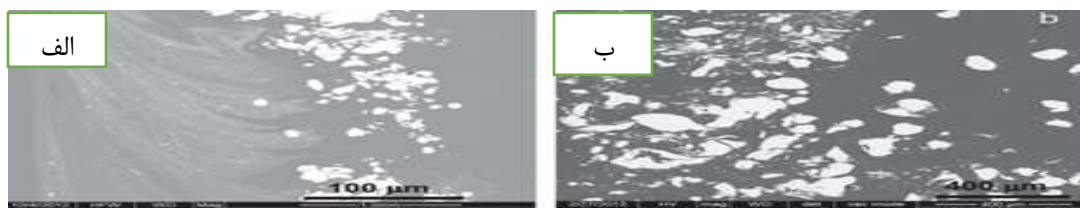
لیو و همکاران [۴۹] نشان دادند که FSP روش مؤثری برای اصلاح دانه برای آلیاژهای آلومینیم است و کامپوزیت زمینه آلومینیمی (آلومینیم ۵A۰۶) با افزودن ذرات آمورف Al-Ni-La توسط FSP تولید کردند. نتایج حاصل ساختار ساندویچی واضح را نشان داد و سختی کامپوزیت سطحی به میزان مشخصی افزایش یافت. حداکثر مقدار استحکام کششی حدود ۴۱۰ مگاپاسکال بود که بالاتر از فلز پایه بود. تجزیه و تحلیل XRD نشان داد که کامپوزیت سطحی از فاز α -Al، Mg_2Al_3 ، $MnAl_6$ و La_3Al_{11} تشکیل شده است. در شکل (۲-۵۳) نتایج نشان داد که نمونه تولید شده دارای بالاترین مقاومت در برابر خوردگی در یک محلول نمک است. آمورف اضافه شده در سطح آلومینیم می‌تواند تأثیر مهمی در افزایش خواص خوردگی داشته باشد.



شکل ۲-۵۳ (الف) ریزساختار کامپوزیت ۵A۰۶ (ب) تصویر TEM ساختار، (ج) الگوی پراش [۴۹].

کومار و همکاران [۵۰]، برای ساخت کامپوزیت تقویت شده، ذرات فلز نیکل را در زمینه آلومینیمی ۵۰۸۳ Al توسط فرایند همزن اصطکاکی توزیع کردند. در طی بهینه سازی پارامترهای فرایند برای توزیع ذرات یکنواخت، ذرات ریز خرد شده توسط آسیاب گلوله‌ای (۱۰ میکرومتر) در زمینه به‌طور مساوی در مقایسه با ذرات درشت دانه (۷۰ میکرومتر) پراکنده شدند. از این‌رو، ذرات قبل از ترکیب شدن به زمینه

Al ۵۰۸۳، از آسیاب سیاره ای استفاده شد. در شکل (۲-۵۴) ذرات ریز خرد شده توسط آسیاب سیاره ای به طور یکنواخت پراکنده شدند، با این حال یک لایه نازک بین فلزی روی سطح ذرات زمینه تشکیل شده بود که باعث تشکیل لایه بین Al-Ni شد. هنگامی که ذرات ریز با اندازه‌ی مشابه (۱۰ میکرومتر) به صورت ذره‌ای با استفاده از پارامترهای مشابه FSP جذب شدند، چنین لایه‌ای در فرآیند کامپوزیت مشاهده نشد. از این رو، آسیاب ذرات بر ریزساختار کامپوزیت تأثیر گذاشت. در شکل (۲-۵۵) ذرات خرد شده را می‌توان به تشکیل فصل مشترک بین لایه‌ای نسبت داد. استحکام هر دو کامپوزیت نسبت به آلیاژ آلومینیم ۵۰۸۳ Al افزایش یافته است. FSP همچنین اندازه دانه زمینه آلومینیم را از ۲۵ میکرومتر تا ۳/۵ میکرومتر اصلاح و همچنین به افزایش استحکام کامپوزیت‌ها کمک کرد. استحکام و شکل پذیری کامپوزیت بال میل شده در مقایسه با کامپوزیت ذرات ریز نیکل به دلیل وجود لایه واکنش بین فازی، کمتر بود.



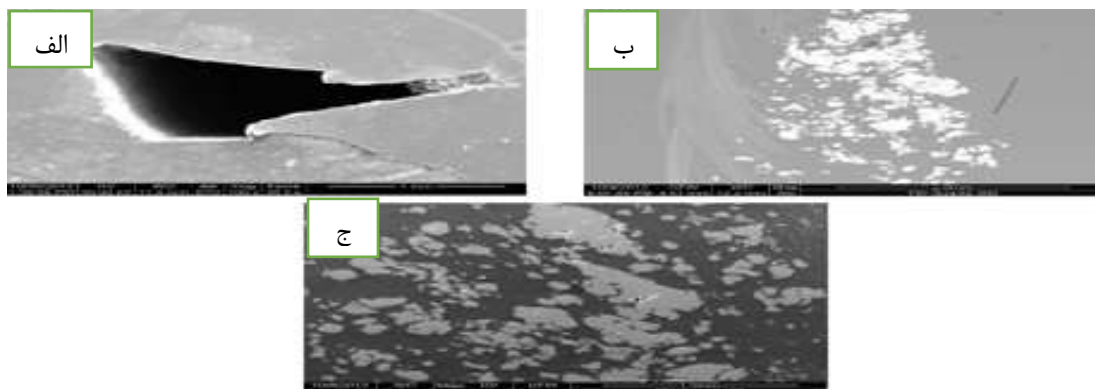
شکل ۲-۵۴ تصویر میکروسکوپی SEM (الف) توزیع ذرات (ب) شکست ذرات کامپوزیت Al_{50.83} / Ni [۵۰].



شکل ۲-۵۵ (الف) توزیع ذرات (ب) سطح ذرات زمینه Al_{50.83} / Ni با بال میل [۵۰].

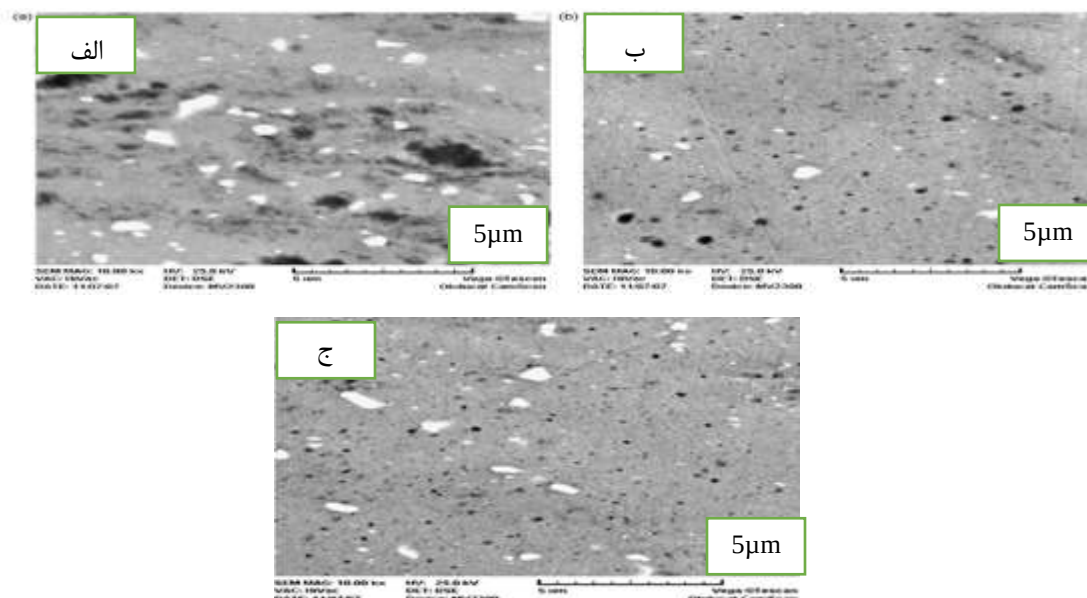
بائوری و همکاران [۵۱] برای ترکیب ذرات فلزی از آلیاژ آلومینیم ۵۰۸۳ استفاده کردند شکل (۲-۵۶). پارامترهای فرایند و هندسه ابزار نقش مهمی در توزیع ذرات در منطقه همزده داشتند. FSP اندازه دانه زمینه را از ۲۵ میکرومتر تا ۳ میکرومتر کاهش داده است، برای ترکیب ذرات نیکل در

آلومینیم ۵۰۸۳ حداکثر سرعت چرخش ۱۲۰۰ دور در دقیقه و سرعت پیشروی ۰/۴ میلیمتر بر ثانیه استفاده شد. ابزار با ویژگی‌های هندسی خود در پراکنده شدن ذرات Ni در ۵۰۸۳ آلومینیم مؤثر بود.



شکل ۲-۵۶ الف) اثر تونل در سطح مقطع با ۱۰۰۰ rpm ۰/۵ min/mm (ب) آگلومره شدن ذرات ج) بهبود توزیع با ابزار جدید آلومینیم ۵۰۸۳ [۵۱].

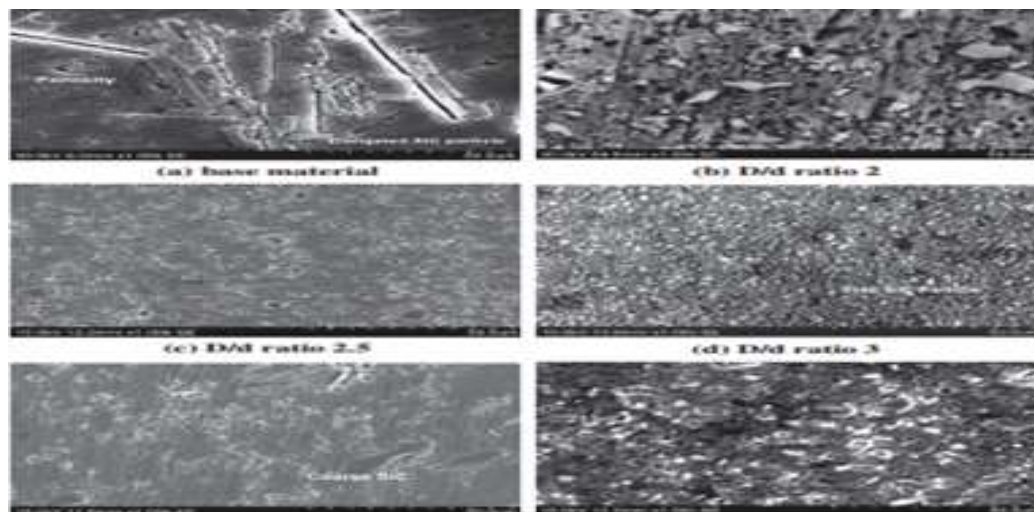
شفیعی و همکاران [۵۲]، فرآیند همزن اصطکاکی برای ترکیب کردن نانو ذرات Al_2O_3 در زمینه آلیاژ آلومینیم ۶۰۸۲ برای تشکیل لایه سطحی کامپوزیت استفاده کردند. نمونه‌ها به تعداد زیادی از پاس‌های FSP از یک تا چهار، با و بدون پودر آلومینیم تحت آزمایش قرار گرفتند. خواص مکانیکی شامل ریزسختی و مقاومت به سایش، به طور دقیق ارزیابی شد. نتایج نشان داد که افزایش تعداد پاس‌های FSP باعث توزیع بیشتر نانوذرات آلومینا می‌شود (شکل ۲-۵۷). ریزسختی سطح سه برابر نسبت به آلیاژ آلومینیم اولیه دست آمده افزایش یافت و بهبود قابل توجهی در مقاومت در برابر سایشی نانو کامپوزیت آلومینیم در مقایسه با آلومینیم مشاهده شد.



شکل ۲-۵۷ تصویر میکروسکوپی لایه کامپوزیت سطحی Al/Al_2O_3 با (الف) یک (ب) سه (ج) چهارپاس [۵۲].

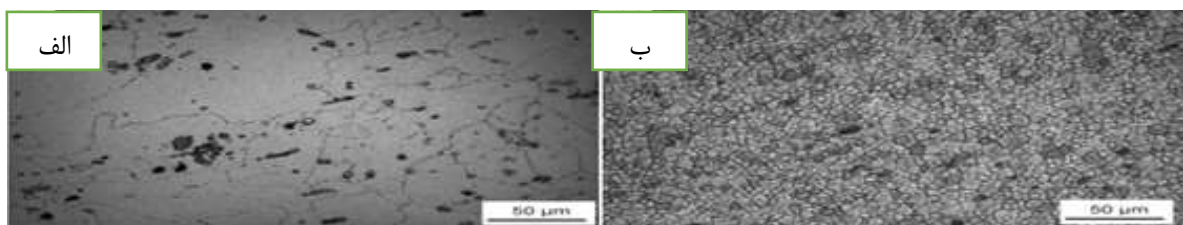
ویجایاول^۱ و همکاران [۵۳] ترکیب کامپوزیت‌های زمینه فلزی ۵-۵۵AA-LM_۲SiC (MMCs) متشکل از دیریت‌های محصول ریخته گری و ذرات تقویت شده بزرگ آگلومره شده است. تجمع SiC باعث ایجاد اختلاف خواص در سیستم کامپوزیت شد. در حین فرآیند، تنش‌های مختلفی رخ می‌دهد که باعث ایجاد شکست در مواد کامپوزیت می‌شود. برای همزن اصطکاکی مواد کامپوزیتی، پنج قطر شانه مختلف (D / d) استفاده شد. خواص کششی و سختی مواد مورد بررسی قرار گرفت که با اثر ریز ساختار همبستگی داشت. در شکل (۲-۵۸) اثر نسبت‌های مختلف D / d (۲، ۵، ۲، ۳، ۵، ۳، ۴) بر تشکیل ریز ساختار، اندازه و توزیع ذرات در زمینه مورد تجزیه و تحلیل قرار گرفت. و به این نتیجه گرفته شد که نسبت D / d^۳ دارای ویژگی‌های کششی و سختی بالاتر است.

^۱ Vijayavel



شکل ۵۸-۲ تصویر میکروسکوپی برای فرآیند FSP [۵۳].

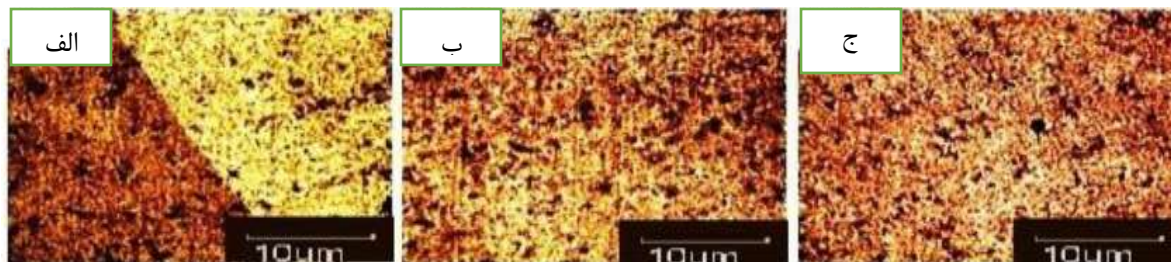
شارما و همکاران [۵۴] کامپوزیت سطحی آلیاژ AA۲۰۱۴ تقویت شده با SiC ساختند شکل (۲-۵۹). و نتیجه گیری کردند که FSP روش مؤثری برای ساخت کامپوزیت های سطحی است. توزیع یکنواخت ذرات با کاهش بیشتر اندازه مشاهده شد. کاهش اندازه ذرات تقویت کننده در محل می تواند در دستیابی به خواص مکانیکی بهتر مفید باشد. سختی درآلیاژ ترکیب شده به دلیل انحلال رسوبات کاهش یافت. سخت شدن سریع در مقایسه با اصلاح دانه در سخت شدن آلیاژ بیشتر مشهود است. ترکیب ذرات SiC سختی کامپوزیت سطح را افزایش داد.



شکل ۵۹-۲ میکروسکوپ نوری آلیاژ AA ۲۰۱۴ الف) فلز پایه ب) منطقه همزده بعد از FSP [۵۴].

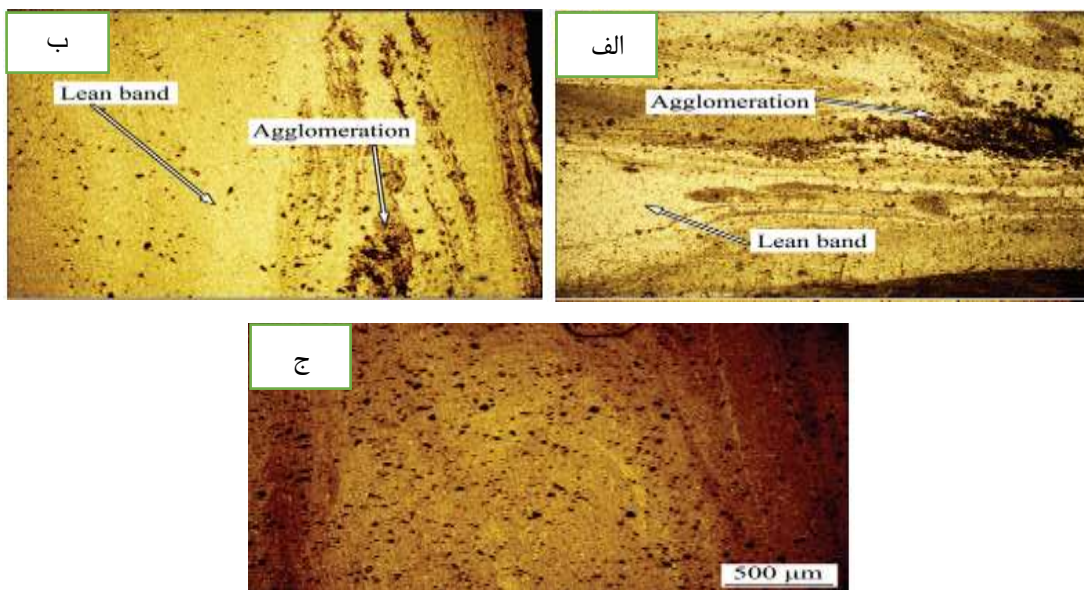
دالایان و همکاران [۵۵]، با استفاده از فرآیند همزن اصطکاکی کامپوزیت سطحی زمینه آلومینیمی (۶۰۶۳) با تقویت کننده سرامیکی (GrSiC) ساختند. پارامترهای انتخاب شده برای FSP، سرعت پیشروی ۳۰ میلیمتر در دقیقه، سرعت چرخش ابزار ۱۰۰۰ دور در دقیقه و نیروی عمودی ۱۰ KN بود. ابزار FSP با پین

استوانه‌ای رزوه‌ای با قطر شانه ۱۸ میلی‌متر ساخته شد، طول پین ۵/۸ میلی‌متر و قطر پین ۶ میلی‌متر است. تبلور مجدد در ساختار دانه بندی ایجاد شده بود که در منطقه همزده مشاهده شد (شکل ۲-۶۰). با استفاده از فرآیند همزن اصطکاکی، سختی سطحی با آزمون سختی ویکرز مورد تجزیه و تحلیل قرار گرفت. کامپوزیت آلیاژ آلومینیم تقویت شده SiC موجب افزایش ریز سختی شد.

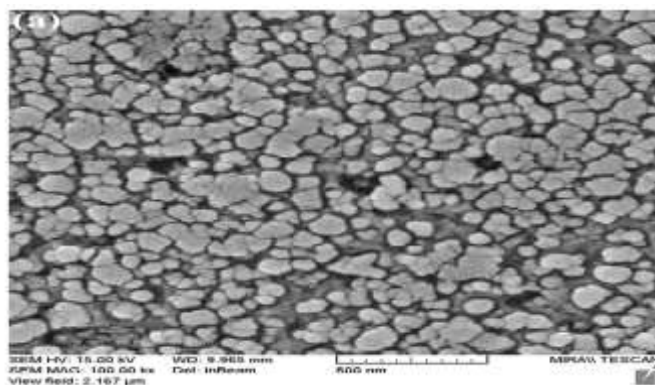


شکل ۲-۶۰ ریز ساختار آلیاژ آلومینیم ۶۰۶۳ (الف) TMAZ (ب) HAZ (ج) SZ [۵۵].

اکبری و همکاران [۵۶] آلیاژ A۳۵۶ را به عنوان فلز پایه برای تولید کامپوزیت B_۴C / A۳۵۶ با استفاده از فرآیند همزن اصطکاکی (FSP) استفاده کردند. در ابتدا، خواص ریز ساختار کامپوزیت های ساخته شده در شرایط مختلف فرآیند مورد بررسی قرار گرفت. نتایج نشان داد که پارامترهای FSP مانند سرعت چرخشی، سرعت پیشروی و شکل پین ابزار به طور معنی داری بر اندازه ذرات سیلیسیم اولیه (Si) ذرات پایه، و همچنین کیفیت پراکندگی و درصد حجم ذرات تقویت کننده B_۴C در لایه کامپوزیت تأثیر می‌گذارد. در شکل (۲-۶۱) تاثیر استفاده از پین دایره‌ای و مربعی رزوه ای را نشان می‌دهد.

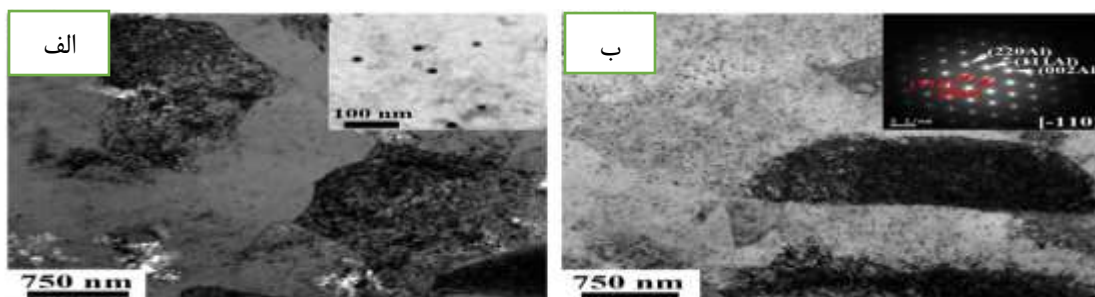


شکل ۲-۶۱ ریز ساختار کامپوزیت $A_{3.56}B_{4.4}C$ ساخته شده با پین (الف) دایره (ب) مربعی (رزوه ای) [۵۶].
 صالحی و همکاران [۵۷] نانوکامپوزیت $Al_{60.61}/SiC$ را با استفاده از فرآیند همزن اصطکاکی چند مرحله ای جدید، با موفقیت ساختند در شکل (۲-۶۲). ریز سختی به علت شکل گیری گرادیان ترکیبات نانو ذرات SiC در مقطع عرضی از ۵۰ ویکرز به ۱۶۰ ویکرز رسید. آزمون کشش نمونه های به طور همزمان افزایش استحکام کششی نهایی (۴۴ درصد)، کرنش در حداکثر تنش (۲۴۴ درصد) و کار شکست (۴۹۲ درصد) را نسبت به نمونه همگن نشان داد.



شکل ۲-۶۲ تصویر SEM $Al_{60.61}/SiC$ نمونه با ۱۸ درصد SiC [۵۷].

چن و همکاران [۵۸] در تحقیقی، اثر فرآیند همزن اصطکاکی (FSP) و افزودن ۰/۲۵٪ (نسبت جرمی) SC بر روی ریزساختار، خواص مکانیکی و مقاومت سایش آلیاژ AAY۰۷۵ را مورد بررسی قرار گرفت شکل (۶۳-۲). تجزیه و تحلیل های ریزساختاری نشان داد که سرعت چرخش ابزار کم، به طور مؤثری از کاهش اندازه دانه در تبلور مجدد آلیاژ در طول FSP جلوگیری می کند. علاوه بر این SC، باعث جلوگیری از توزیع دانه ها و رسوب فاز η و نابودی نابعایی ها در آلیاژ AAY۰۷۵ می شود. پس از قرار گرفتن در معرض FSP در سرعت چرخشی ۳۰۰ دور در دقیقه، آلیاژ حاوی آلیاژ AAY۰۷۵ دارای خواص مکانیکی و دمایی خوب بود که تعداد زیادی از نانو ذرات SC مرزدانه ها قرار داشتند.



شکل ۶۳-۲ (الف) ریز ساختار AAY۰۷۵ (ب) ریز ساختار SC ۰/۲۵-AAY۰۷۵ [۵۸].

فصل سوم

مواد اولیه و روش تحقیق

۳-۱- مواد اولیه

آلیاژی که در این تحقیق استفاده شد آلیاژ آلومینیم سری O-۵۴۵۶ است. از برخی ویژگی های آن می توان به کارپذیر و عملیات حرارتی ناپذیربودن، مقاوم به خوردگی بالای آن اشاره کرد. همان طور که در جدول (۳-۱) مشاهده می شود، آلیاژ آلومینیم فوق حاوی عناصر آلیاژی اصلی منیزیم، منگنز، کروم و تیتانیوم است که کاربرد آن در مخازن تحت فشار، ساختمان سازی و... است. منیزیم به صورت محلول بوده درحالی که منگنز در حضور آهن و کروم نسبتا غیر حلال است. منیزیم مقاومت در برابر خوردگی را بهبود می بخشد و با افزایش منیزیم استحکام افزایش می یابد. استحکام آلیاژ می تواند ترکیبی از محلول جامد و کار سرد باشد.

پودر تقویت کننده مورد استفاده، دی اکسید سیلیسیم (SiO_2) است که اندازه ذرات آن در ابعاد نانومتر می باشد. محلول نانو سیلیس متشکل از ذراتی هستند که قطر کمتر از ۱۰۰nm دارند و به صورت ذرات خشک پودر یا به صورت معلق در مایع محلول قابل انتشار می باشند که نسبت سطح به حجم بالایی دارند. کاربردهای چند منظوره مانند خاصیت ضد سایش، ضد حریق، ضد انعکاس سطوح را از خود نشان می دهند. یکی از مشکلات اصلی مورد استفاده از نانو ذرات، آگلومراسیون آنها به دلیل جذب سطحی میان ذرات است، در نتیجه پراکندگی این ذرات مشکل می باشد. استفاده از نانو سیلیس استحکام فشاری خیلی خوبی را ایجاد می کند. در این تحقیق از پودر اکسید سیلیسیم با اندازه ۱۰ تا ۲۰ نانومتر استفاده شد.

جدول ۳-۱ ترکیب شیمیایی عناصر آلیاژ آلومینیم O-۵۴۵۶ بر حسب درصد وزنی [۵۹].

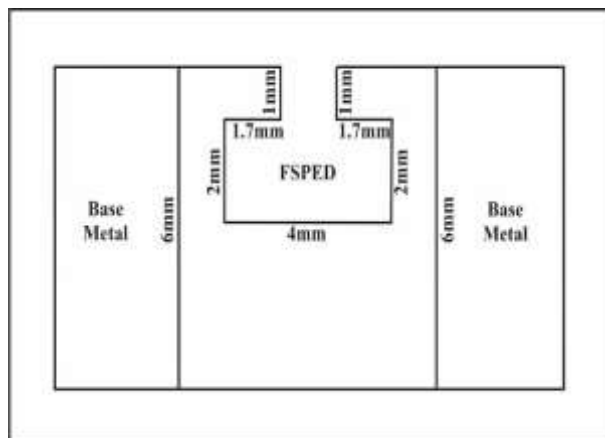
Si+Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Other	Al
Max ۰/۴۰	۰/۱۰	۰/۸۰	۵/۱	۰/۱۲	۰/۲۵	۰/۲۰	۱/۲	Balance

۳-۲- آماده سازی نمونه‌ها

آماده‌سازی نمونه‌ها با استفاده از دستگاه وایرکات انجام شد که شیاری به شکل ۳-۲ بر روی آن‌ها ایجاد شد.



شکل ۳-۲ ورق آلومینیم شیارخورده.



شکل ۳-۱ ابعاد شیار ایجاد شده بر روی آلومینیم O-۵۴۵۶.

۳-۲-۱- برش به وسیله وایرکات

به منظور جلوگیری از ایجاد پلیسه در داخل نمونه و همچنین عدم یکنواختی در ابعاد نمونه‌ها، برای برش آن‌ها از دستگاه وایرکات استفاده شد. تعداد قطعات برش زده برای این آلیاژ ۱۸ نمونه و ابعاد نمونه‌ها پس از برش ۶ cm × ۱۲ cm می باشد.

۳-۳- تعیین ابزار مورد استفاده فرآیند

ابزار مورد استفاده در این پژوهش از فولاد گرمکار H13 با سختی ۵۴HRC بود. بخش پین در ابزار به صورت استوانه با قطر ۱۶ میلی‌متر و ارتفاع ۵ میلی‌متر بود. همان‌طور که در شکل (۳-۳) مشاهده می‌شود، به منظور افزایش بازدهی پین در عملیات اختلاط قطعه بدنه پین به شکل رزوه دار تراشکاری شد. بر روی تعدادی از نمونه‌ها، تست پارامترها که شامل بسته شدن سطح و عملیات همزدگی موفق و... بود، صورت گرفت که در نهایت شکل پین از دایره‌ای به مربعی تغییر پیدا کرد.



شکل ۳-۳ پین‌های مورد استفاده در فرآیند FSP.

۳-۴- دستگاه مورد استفاده برای انجام آزمایش و نمونه‌های FSP

برای انجام تست از دستگاه فرز FP4M که در شکل (۳-۴) نشان داده شده است، استفاده شد که برای فرزکاری و سوراخکاری (داخل تراشی) طراحی شده است. با استفاده از تجهیزات اضافی همراه ماشین می‌توان انواع قطعات را به‌طور ایده آل با ماشین فرز FP4M در کارگاه‌های ابزارسازی و قالب سازی کارخانه های تولیدی، آزمایشگاه‌های صنعتی و تعمیرگاه‌ها ماشینکاری کرد.



شکل ۳-۴ دستگاه فرز FP4M.

۳-۵- تعیین پارامترهای فرآیند

برای انجام فرآیند پارامترهای زیر را باید در نظر گرفت:

- (۱) سرعت چرخش پین،
- (۲) سرعت پیشروی پین،
- (۳) نیروی عمود وارد بر پین،
- (۴) زاویه انحراف پین.

۳-۵-۱- سرعت دورانی پین

این پارامتر در تعیین گرما و مخلوط کردن تقویت کننده با زمینه تأثیر دارد. هرچه سرعت چرخش بیشتر باشد، تولید گرما بیشتر و مخلوط کردن (همزدن) بیشتر است.

در این پژوهش پارامتر سرعت دورانی ۸۰۰، ۱۶۰۰ و ۲۵۰۰ دور بر دقیقه انتخاب گردید.

۳-۵-۲- سرعت پیشروی پین

این پارامتر در ریز کردن دانه‌ها تأثیر دارد. هرچه سرعت پیشروی بیشتر، اندازه دانه ریزتر است و برعکس. در این پژوهش از پارامتر سرعت پیشروی ۸ و ۱۶ میلیمتر بر دقیقه استفاده شد.

۳-۵-۳- نیروی عمود وارد بر پین

این پارامتر در تعیین نشست شانه به قطعه کار موثر است در واقع اثر نشست باعث اصطکاک و گرم شدن نمونه می‌شود تا دیگر پارامترها اثر خوبی داشته باشند.

۳-۵-۴- زاویه انحراف پین

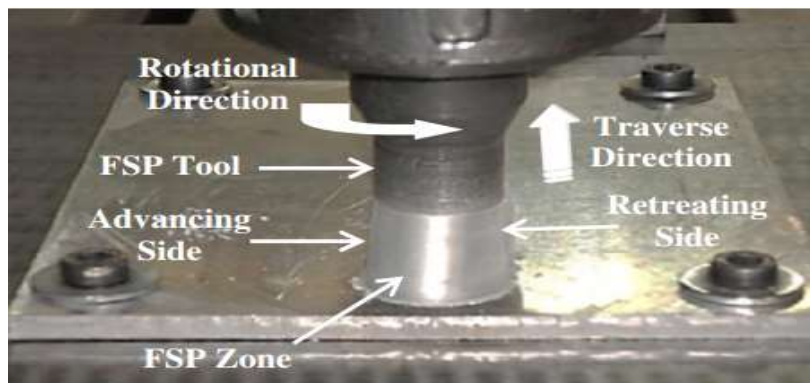
این زاویه برای مخلوط کردن و بسته شدن سطح و جلوگیری از سایر عیوب استفاده می‌شود؛ که عموماً ۳ درجه است.

۳-۶- فرآیند همزن اصطکاکی

در این روش ورقه آلومینیومی با ابعاد $12\text{cm} \times 6\text{cm}$ با ضخامت ۶ میلیمتر برای اینکه تغییر ساختار ندهد توسط دستگاه وایرکات شیاری بر روی آن زده شد که ابعاد شیار آن در شکل (۳-۲) آمده است. سپس بعد از آماده سازی نمونه، پودرهای اکسید سیلیسیم را به خاطر نانو اندازه بودن آن‌ها، با اتانول مخلوط کرده و سپس توسط سرنگ وارد شیار کردیم. چون پودر در حد نانو بوده و خیلی سریع در هوا معلق می شود از اتانول استفاده شد. میزان پودرهای مصرف شده در قطعات آلومینیومی به ترتیب ۵، ۱۰ و ۱۵ درصد وزنی بود. ابزار استفاده شده در این فرآیند فولاد H13 بوده که پس از عملیات حرارتی سختی آن به ۵۴ راکول سی رسید. شکل ابزار که در شکل (۳-۵) مشاهده می شود اندازه آن $3/6$ در ۵ میلیمتر بود. سپس ابزار فولادی را روی دستگاه فرز بسته و ورق‌های آلومینیم را که از قبل با پودر نانو اکسید سیلیسیم پر شده بودند را روی میز کار دستگاه محکم می بندیم. چون شیار به گونه ای است که از پاشش پودر جلوگیری می شود، لذا از ابزاری برای بستن سطح استفاده نشد و از همان ابزار با پین مربعی شکل بود استفاده شد. برای تنظیم و یکسان سازی نیروی عمودی از اندازه گیری میزان فروروی شانه ابزار درون ورق استفاده شد. میزان فروروی برای همه نمونه های کامپوزیتی $0/1$ میلی متر در نظر گرفته شد. سپس با استفاده از پارامتر سرعت چرخش ابزار و سرعت پیشروی و زاویه ابزار که در شکل های (۳-۵ و ۳-۶) نشان داده شده، فرآیند کامپوزیت سازی انجام شد. سرعت پیشروی در این فرآیند ۸ و ۱۶ میلیمتر بر دقیقه و سرعت چرخش ابزار ۸۰۰، ۱۶۰۰، ۲۵۰۰ دور بر دقیقه و زاویه ابزار هم ۳ درجه بود. لازم به ذکر است که فرآیند همزن اصطکاکی با یک پاس انجام شد. پس از انجام فرآیند نمونه ها آماده تست کشش شده و سپس بعد از انجام تست، نمونه ها را با سمباده ۱۰۰ تا ۲۰۰۰ متالوگرافی کرده و برای از بین بردن خش سمباده آنها را پولیش کردیم و بلافاصله پس از پولیش، نمونه ها را با محلول پولتون^۱ اصلاح شده اچ کردیم. محلول پولتون شامل $1/5$ میلی لیتر HNO_3 و

¹ Poulton

۳ میلی لیتر HCl و ۰/۲۵ میلی لیتر HF و ۰/۲۵ میلی لیتر آب و محلول اصلاح شده شامل ۲/۵ میلی لیتر HNO_3 و ۴ میلی لیتر آب و ۱/۲ گرم اکسید کروم است. سپس نمونه‌ها برای تست میکروسختی و میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) آماده شدند.



عکس ۳-۵ شماتیک از انجام فرآیند FSP [۱۴].

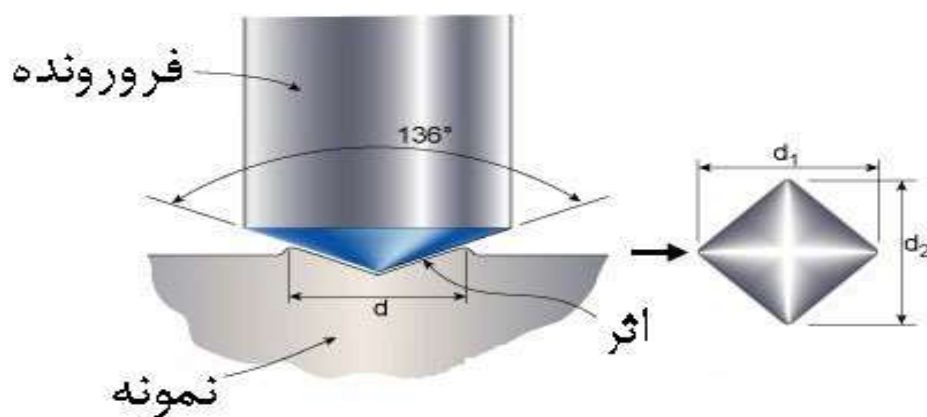


شکل ۳-۶ نمونه FSP شده.

۳-۷- آزمون ریز سختی سنجی

آزمون ریز سختی در مقیاس ویکرز که در شکل (۳-۸) نشان داده شده است مطابق با استاندارد DIN/6507 و ASTM E384 تحت بار اعمالی ۰/۰۵ کیلوگرم نیرو در مدت زمان ۲۰ ثانیه انجام شد. روش ریز سختی سنجی به طور اساسی یک روش آزمایشگاهی بسیار دقیق است. در این روش استفاده از نیروهای خیلی سبک امکان آزمایش قطعات خیلی کوچک و مقاطع خیلی نازک را فراهم می‌آورد. در شکل (۳-۹) با استفاده از این روش سختی سنجی می‌توان میزان سختی اجزاء منفرد ریزساختارها را سنجید. در اینجا چون اثر فرورونده کوچکتر است، سطح قطعه باید کاملاً صاف و آماده باشد، در نتیجه برای آماده سازی سطح جهت

آزمایش ریز سختی به دقت عمل و توجه بیشتری نیاز است. معمولاً نیاز است که پولیش کاری متالوگرافی انجام گردد. عمل پرداخت و پولیش کاری روی سطح ممکن است سختی سطح را تغییر دهد و در نتیجه آزمون تأثیر گذارد. روش آزمون ریز سختی که با فرورونده ویکرز مشابه روش ویکرز است. در اینجا تفاوت اصلی در میزان نیروی اعمالی است که بسیار کمتر از ویکرز می باشد. روش محاسبه سختی هم مانند روش ویکرز بوده منتهی به دلیل اینکه اثرها در روش ریز سختی بسیار کوچکتر می باشند نیاز به بزرگنمایی بیشتر و در نتیجه میکروسکوپ قوی تری می باشد.



شکل ۳-۷ میکرو سختی نمونه.

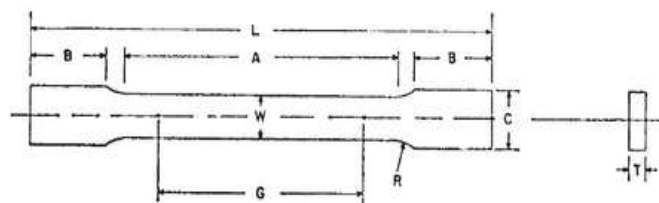


شکل ۳-۸ سیستم سختی سنجی.

۳-۸- آزمون کشش

نمونه‌های آزمون کششی با طول ۱۲ سانتیمتر طبق نقشه و جدول (۲-۳) به صورت subsize بر اساس استاندارد ASTM-E-8 آماده شدند. سپس سطوح شکست نمونه‌ها توسط میکروسکوپ نوری مورد بررسی قرار گرفتند. به منظور آماده سازی آزمون کشش نمونه‌های همزن اصطکاکی، قسمت بازوها و گیج آن در راستای طولی منطقه همزده با دستگاه فرز مدل FP4M واقع در کارگاه ماشین ابزار دانشگاه صنعتی شاهرود برش خوردند.

جدول ۲-۳ نقشه و اندازه نمونه آماده شده جهت آزمون کشش طبق استاندارد ASTM-E-8



Nominal Width	Dimensions, mm		Subsize Specimen 6 mm
	Plate-Type 40 mm	Sheet-Type 12.5 mm	
G— Gage length (Note 1 and Note 2)	200.0 ± 0.2	50.0 ± 0.1	25.0 ± 0.1
W— Width (Note 3 and Note 4)	40.0 ± 2.0	12.5 ± 0.2	6.0 ± 0.1
T— Thickness (Note 5)		thickness of material	
R— Radius of fillet, min (Note 6)	25	12.5	6
L— Overall length, (Note 2, Note 7 and Note 8)	450	200	100
A— Length of reduced section, min	225	57	32
B— Length of grip section, (Note 8)	75	50	30
C— Width of grip section, approximate (Note 4 and Note 9)	50	20	10

۳-۹- بررسی‌های ریزساختاری با میکروسکوپ نوری

میکروسکوپ نوری دارای بزرگنمایی‌های متفاوتی می‌باشد که از نور بازتابیده برای مطالعه فلزات استفاده می‌شود و عموماً با وجود عدسی‌های گوناگون، تصویر نمونه مورد نظر چند برابر می‌شود. اصول کلی در تمامی انواع میکروسکوپ‌ها براساس عبور نور با طول موج‌های متفاوت از چندین عدسی محدب می‌باشد که هرچقدر طول موج نور بکار رفته در میکروسکوپ مزبور کوتاه‌تر باشد قدرت تفکیک و یا جداکنندگی

آن میکروسکوپ بیشتر است. همان‌طور که در قسمت روش کار گفته شد نمونه‌ها بعد از متالوگرافی از سمباده ۱۰۰ تا ۲۰۰۰ پولیش شدند تا هیچ خط و خشی روی آن نباشد. سپس بعد از اچ کردن توسط میکروسکوپ نوری ساختارهای آن دیده شد.

۳-۱۰- مطالعات ریزساختاری و بررسی سطوح شکست

میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) یکی از متنوع‌ترین تجهیزات برای بررسی ریزساختار مواد می‌باشد. تحت بمباران الکترونی، طیفی از سیگنال‌های مختلف (الکترون‌های ثانویه، الکترون‌های پخش شده، اشعه ایکس و) ایجاد شده و می‌توانند برای تعیین خواص مواد به‌کاربرده شود.

به منظور بررسی دقیق ریز ساختار، تغییرات فازی و تعیین عناصر و مورفولوژی از میکروسکوپ الکترونی عبوری فیلپس به وضوح بالا در شرکت رستاک واقع در تهران استفاده شد. میکروسکوپ با آشکار ساز الکترون برگشتی و مجهز به سیستم آنالیز EDS مناسب برای بررسی سطح مقطع و آنالیز عنصری در بزرگنمایی بالا است. شکل ۳-۹ تصویر دستگاه SEM را نشان می‌دهد.



شکل ۳-۹ دستگاه SEM.

فصل چہارم

نتایج و بحث

۴-۱- مقدمه

در این تحقیق کامپوزیت زمینه آلومینیم با ذرات تقویت کننده از جنس اکسید سیلیسیم به روش فرآیند همزن اصطکاکی تولید گردید. برای انجام فرآیند از شیار برای اضافه کردن پودر اکسید سیلیسیم به زیر لایه آلومینیم O-۵۴۵۶ استفاده شد و بعد از اضافه کردن پودر به شیار فرآیند همزن اصطکاکی بر روی سطح و بر روی شیار انجام شد. خواص به دست آمده از هریک از این نمونه ها تحلیل و سپس با یکدیگر و با نتایج دیگر محققان مقایسه گردید. در این فصل نتایج حاصل از مراحل مختلف پروژه ارائه شده و به بررسی ریزساختار و خواص مکانیکی پرداخته می شود.

۴-۲- بررسی تعیین پارامترهای نهایی برای انجام فرآیند

در جدول (۴-۱) پنجره فرآیند نشان داده شده است. بعد از انجام آزمایش های متفاوت برای به دست آوردن سرعت پیشروی و دورانی مناسب، در نهایت به این نتیجه رسیده شد که سرعت پیشروی بالا که سایر محققان از آن استفاده می کردند برای فرآیند فوق و ورق مورد استفاده مناسب نیستند. سرعت هایی که سایر محققین از آن استفاده می کردند از ۱۶ میلیمتر بر دقیقه به بالا بوده و برای این ورق هم آزمایش شد که شیار در آن نیز ایجاد شد و حتی پین توانایی بستن سطح را نداشت لذا برای اطمینان کامل با سرعت ۲۰ میلیمتر بر دقیقه هم آزمایش گردید که نسبت به سرعت ۱۶ میلیمتر بر دقیقه نتیجه خیلی بدتری داد (شکل ۴-۲ الف)). بعد از آن سرعت را با توجه به قابلیت دستگاه فرز آزمایش شد سپس سرعت ۱۲ میلیمتر بر دقیقه را مورد بررسی قرار گرفت که برای چرخش پین با سرعت دورانی ۸۰۰ دور بر دقیقه مناسب نبود اما برای سرعت دورانی بالاتر آن مناسب بود. سپس سرعت پیشروی را کمتر کرده و سرعت ۸ میلیمتر بر دقیقه انتخاب شد که برای سایر سرعت های دورانی هم مناسب بود. در نهایت برای انجام تست های مورد نیاز سرعت ۸ و ۱۶ میلیمتر بر دقیقه انتخاب شد و علت آن این بود که تأثیر سرعت پیشروی و دورانی و ساختار دانه ها و خواص مکانیکی مورد ارزیابی قرار گیرد (شکل ۴-۱ ب)).

جدول ۱-۴ خلاصه‌ای از پارامترهای به‌دست‌آمده در فرآیند همزن اصطکاکی

mm/min rpm	۸	۱۲	۱۶	۲۰
۸۰۰	✓	×	×	×
۱۰۰۰	✓	✓	×	×
۱۶۰۰	✓	✓	✓	×
۲۰۰۰	✓	✓	✓	×
۲۵۰۰	✓	✓	✓	×



شکل ۱-۴ (الف) نمونه‌های آزمایشی شیاردار با سرعت پیشروی ۲۰ میلیمتر بر دقیقه (ب) نمونه‌ها با سرعت پیشروی ۸ و ۱۲ میلیمتر بر دقیقه

۴-۳- بررسی ریزساختار

۴-۳-۱- تصاویر میکروسکوپ نوری از فلز پایه

تصاویر متالوگرافی از نمونه‌های آلومینیمی که بعد از انجام فرآیند همزن اصطکاکی (FSP) به صورت نمونه‌های A و B و C و D و E و F در سه مقدار پودر ۵، ۱۰ و ۱۵ درصد وزنی مشخص شدند (جدول ۴-۲). پودر در بزرگنمایی مختلف بررسی شدند. همان‌گونه که در شکل (۴-۲) تصویری از فلز پایه توسط میکروسکوپ نوری مشخص شده است، شامل دانه‌های کشیده شده در جهت فرآیند می‌باشد. در این شکل نقاط سیاه رنگی در زمینه دیده می‌شود که می‌تواند مربوط به رسوبات Al-Mg موجود در آلیاژ آلومینیم ۵۴۵۶-O باشد. اندازه متوسط دانه‌ها توسط نرم‌افزار Image J به مقدار ۴۸ میکرومتر اندازه گیری شد.



شکل ۴-۲ تصویر نمونه فلز پایه ۵۴۵۶-O.

جدول ۴-۲ پارامترهای مورد استفاده در فرآیند همزن اصطکاکی

(درصد های وزنی ۵-۱۰-۱۵ به ترتیب برای نمونه‌های ۱-۲-۳ هستند. برای مثال A1-A2-A3)

نمونه	سرعت پیشروی (mm/min)	سرعت دورانی (rpm)	درصد وزنی ذرات (%)
A	۸	۸۰۰	۵-۱۰-۱۵
B	۸	۱۶۰۰	۵-۱۰-۱۵
C	۸	۲۵۰۰	۵-۱۰-۱۵
D	۱۶	۸۰۰	۵-۱۰-۱۵
E	۱۶	۱۶۰۰	۵-۱۰-۱۵
F	۱۶	۲۵۰۰	۵-۱۰-۱۵

۴-۳-۲- تصاویر میکروسکوپ نوری نمونه A

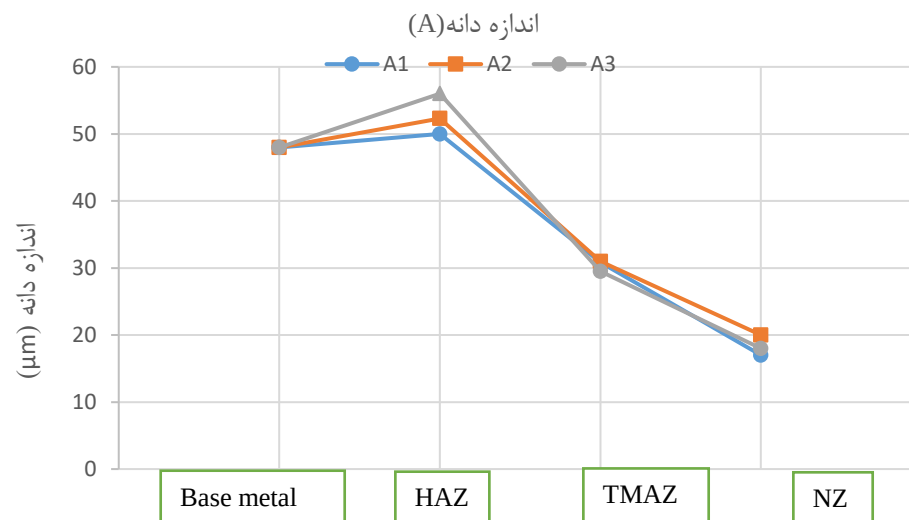
پس از بررسی ریزساختار آلومینیم پایه، نمونه‌های کامپوزیتی ساخته شده توسط میکروسکوپ نوری مورد بررسی قرار گرفت. در شکل (۳-۴) مشاهده شد که در نمونه‌های کامپوزیتی A ساخته شده با پارامتر سرعت چرخش ۸۰۰ دور بر دقیقه و سرعت پیشروی ۸ میلی‌متر بر دقیقه با ۵، ۱۰ و ۱۵ درصد وزنی پودر در انتهای عمق نفوذ پین (در انتهای منطقه همزده) حفره ایجاد شده است. این حفره در تمام طول مسیر فرآیند همزن اصطکاکی ادامه داشته که دلیل آن می‌تواند عمق نفوذ کم پین و ماده زمینه باشد. همان‌طور که گفته شد هدف از فرآیند همزن اصطکاکی اصلاح ریزساختار است.



شکل ۳-۴ (الف) تصویر میکروسکوپ نوری نمونه A_۱ با ۵ درصد وزنی (ب) نمونه A_۲ با ۱۰ درصد وزنی (ج) نمونه A_۳ با ۱۵ درصد وزنی ذرات تقویت‌کننده.

۴-۳-۱- اندازه‌گیری دانه‌ها در نمونه A

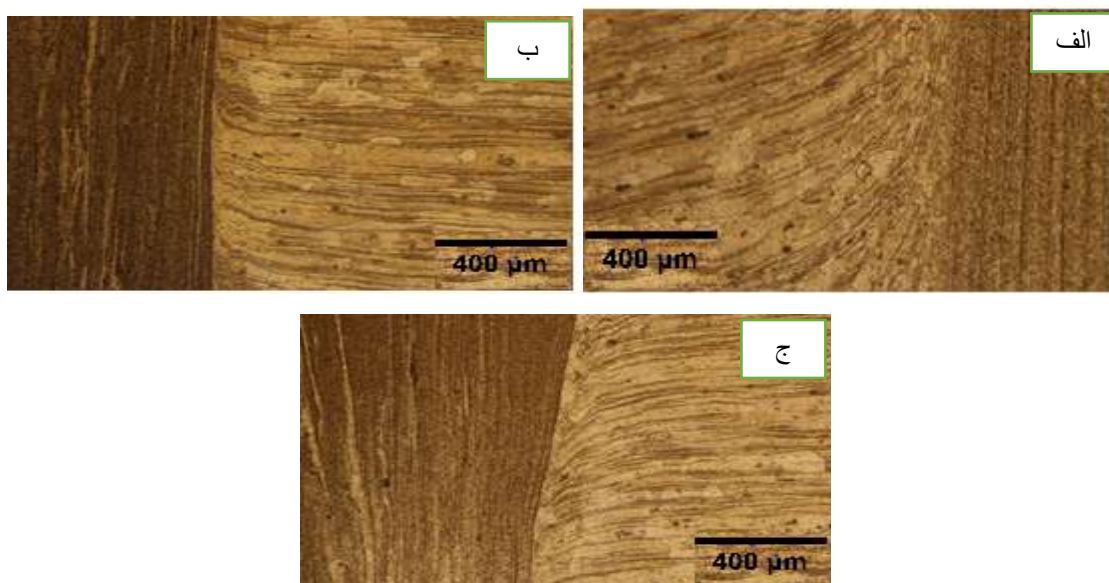
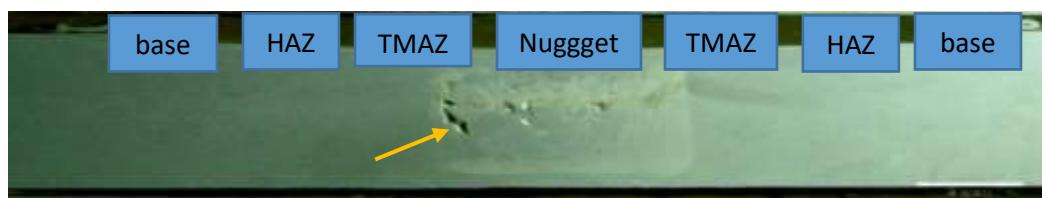
همان‌طور که در شکل (۴-۴) نشان داده شده است، با توجه به سرعت پیشروی ۸ میلی‌متر بر دقیقه و سرعت چرخش بالا که ۸۰۰ دور بر دقیقه است، تأثیر میزان حرارت ناشی از هم زدگی در منطقه تحت تأثیر حرارت (HAZ)، سبب شده است که اندازه دانه‌ها درشت شده و از طرفی اندازه دانه‌ها در منطقه تحت تأثیر ترمومکانیکی (TMAZ) کمتر شود در این ناحیه ابتدا نابعایی‌ها تشکیل و سپس ایجاد مرزهایی با زاویه کم را می‌دهند و همچنین اندازه دانه‌ها در منطقه هم زده خیلی ریز شده‌اند که تبلور مجدد دینامیکی در منطقه همزده می‌تواند علت کاهش اندازه دانه‌ها باشد. با چرخش پین تغییر در ریز ساختار ایجاد می‌شود و سبب ریز دانه شدن می‌شود. اختلاف جهت‌گیری نابعایی‌ها سبب تبدیل مرز با زاویه کم و زیاد می‌شود که سبب به وجود آمدن مرز دانه‌های جدید و ریزدانه شدن ساختار می‌شود. عموماً تبلور مجدد دینامیکی در مرزدانه‌هایی که نرخ کرنش پایین و اندازه دانه‌های درشت، جوانه زنی بین دانه ای به طور ویژه اهمیت می‌یابد. میانگین اندازه دانه در این نمونه 14 ± 5 میکرومتر بوده است. نمونه A1 و A2 و A3 به ترتیب ۵، ۱۰ و ۱۵ درصد وزنی تقویت کننده است.



شکل ۴-۴ اندازه دانه‌ها در نمونه‌های A.

۳-۳-۴- تصاویر میکروسکوپ نوری نمونه B

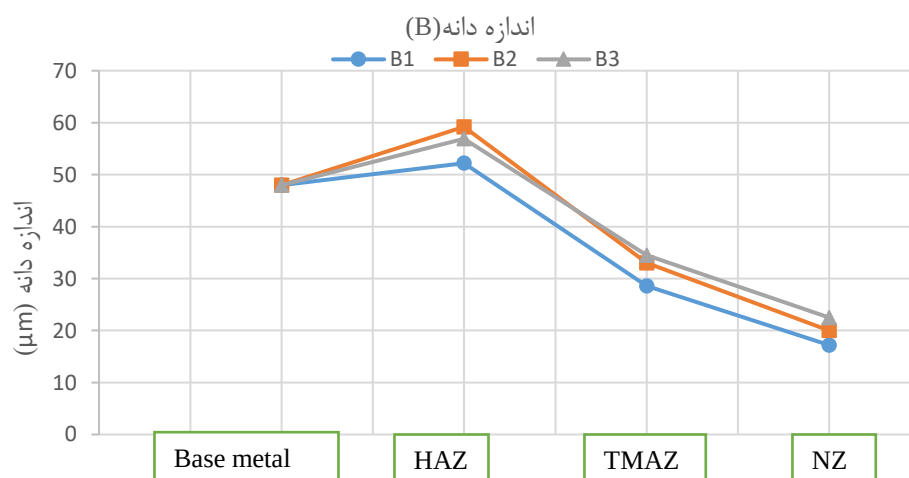
در نمونه‌های کامپوزیتی B فرآوری شده با پارامترهای سرعت چرخش ۱۶۰۰ دور بر دقیقه و سرعت پیشروی ۸ میلیمتر بر دقیقه با درصدهای تقویت‌کننده ۵، ۱۰ و ۱۵ که حفره کوچکی در انتهای نمونه مشاهده شد (شکل ۴-۵). در تمام نمونه‌های فرآیند همزن اصطکاکی می‌توان مشاهده کرد که دانه در منطقه فلز پایه، اندازه متوسطی دارند. در منطقه تحت تأثیر حرارت، به دلیل اصطکاک بین دانه‌ها درشت می‌شوند. در منطقه ترمومکانیکی که دانه‌ها نسبت به منطقه قبل ریز هستند، در این مرحله با چرخش بین کشیدگی در دانه‌ها را می‌توان مشاهده کرد که دانه‌ها وارد منطقه همزده شده و ریزتر می‌شوند. در این مرحله می‌توان مشاهده کرد که با افزایش دور از ۸۰۰ به ۱۶۰۰ میزان اصطکاک بالاتر بوده و حرارت ایجاد شده نیز بالا است و تبلور مجدد دینامیکی در آن‌ها اتفاق افتاده است.



شکل ۴-۵ (الف) تصویر میکروسکوپ نوری نمونه B_۱ با ۵ درصد وزنی (ب) نمونه B_۲ با ۱۰ درصد وزنی (ج) نمونه B_۳ با ۱۵ درصد وزنی ذرات تقویت‌کننده.

۴-۳-۱- اندازه گیری دانه ها در نمونه B

همان طور که در شکل (۴-۶) مشاهده می شود، با توجه به سرعت پیشروی پایین و سرعت چرخش بالا که ۱۶۰۰ دور بر دقیقه است، اندازه دانه در منطقه تحت تأثیر حرارت در نمونه B_۲ نسبت به سایر نمونه ها افزایش یافته است که حرارت ناشی از پین، باعث درشت شدن دانه ها می شود. همچنین میزان تغییر شکل پلاستیک در نمونه B_۳ نسبت به سایر نمونه ها بیشتر شده که احتمالاً ناشی از افزایش چکالی نابجایی ها بوده که دارای زاویه کم نبوده و چگالی نابجایی ها متناسب با تنش سیلان است. از طرفی اندازه دانه ها در منطقه هم زده ریزتر شده است که به خاطر تبلور مجدد دینامیکی است. میانگین اندازه دانه در منطقه همزده این نمونه 15 ± 5 میکرومتر بوده است. نمونه B₁ و B₂ و B₃ به ترتیب دارای ۵، ۱۰ و ۱۵ درصد های وزنی تقویت کننده هستند.

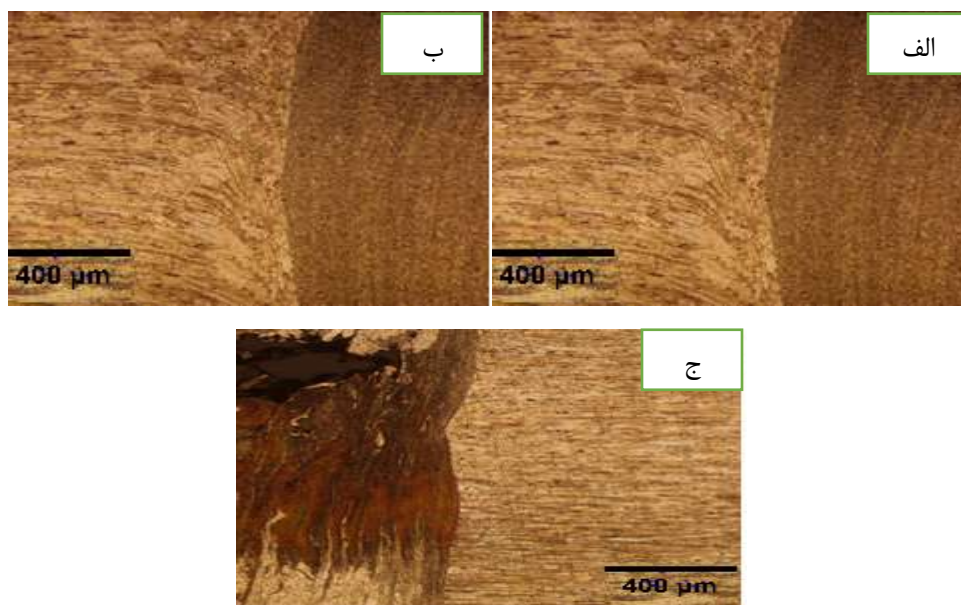
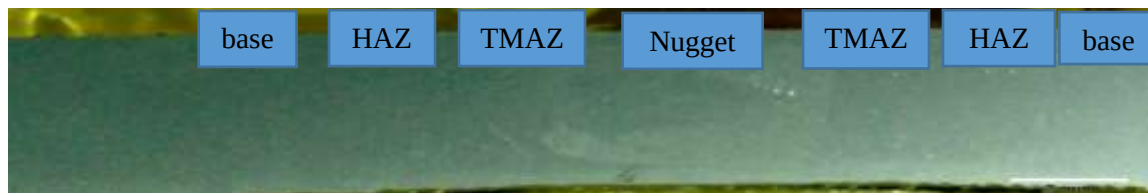


شکل ۴-۶ اندازه دانه در نمونه های B.

۴-۳-۴- تصاویر میکروسکوپ نوری نمونه C

شکل (۴-۷) تصاویر میکروسکوپی نوری نمونه های کامپوزیتی C فرآوری شده با پارامترهای سرعت چرخش ۲۵۰۰ دور بر دقیقه و سرعت پیشروی ۸ میلیمتر بر دقیقه با تقویت کننده های ۵، ۱۰ و ۱۵ درصد وزنی نشان داده شده است. حفره در انتهای نمونه مشاهده نشد. در این مرحله می توان مشاهده کرد که دانه ها

نسبت به مرحله قبل ریزتر بوده است، زیرا سرعت پیشروی کم و سرعت چرخش بالا در نتیجه میزان حرارت ایجاد شده بیشتر است.

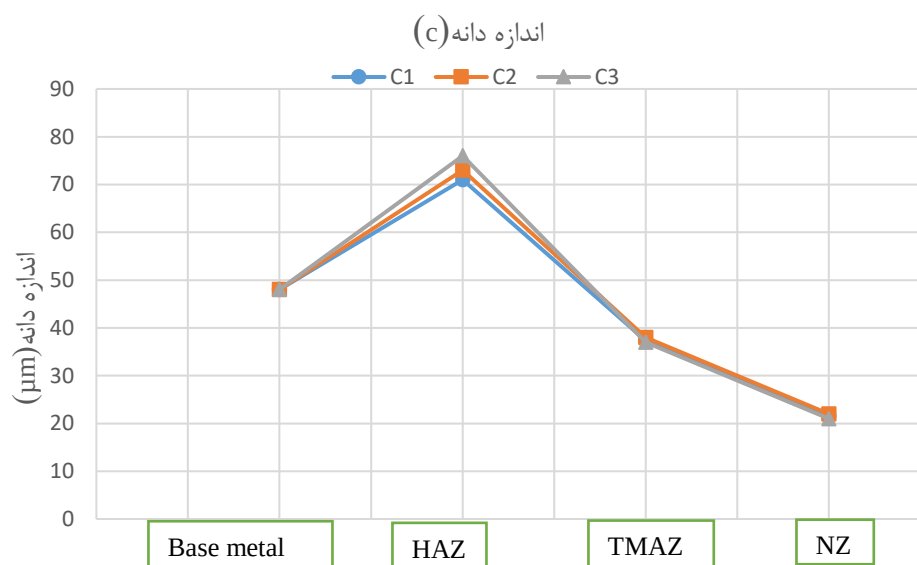


شکل ۴-۷ (الف) تصویر میکروسکوپی نمونه C_۱ با ۵ درصد وزنی (ب) نمونه C_۲ با ۱۰ درصد وزنی (ج) نمونه C_۳ با ۱۵ درصد وزنی ذرات تقویت کننده.

۴-۳-۴-۱- اندازه گیری دانه ها در نمونه C

در شکل (۴-۸) مشاهده می شود که با توجه به سرعت پیشروی ۸ میلیمتر بر دقیقه و سرعت چرخش بالا ۲۵۰۰ دور بر دقیقه است، میزان حرارت افزایش یافته و اندازه دانه در منطقه تحت تأثیر حرارت در نمونه C_۳ نزدیک به نمونه C_۲ و میزان تغییر شکل پلاستیک در نمونه یکسان بوده و از طرفی اندازه دانه ها در منطقه همزده ریزتر شده، زیرا میزان چرخش پین بالا و پیشروی کم بوده است. در حین تغییر شکل در دمای بالا، بازیابی دینامیکی باعث آرایش سازمان یافته تر نابعایی ها در مرزدانه های فرعی می شود (مانند

بازیابی استاتیکی) و در دمای بالا تر نرخ کرنش پایین است. میانگین اندازه دانه در منطقه همزده این نمونه 16 ± 5 میکرومتر بوده است. نمونه C1 و C2 و C3 به ترتیب دارای ۵، ۱۰ و ۱۵ درصد های وزنی تقویت کننده هستند.

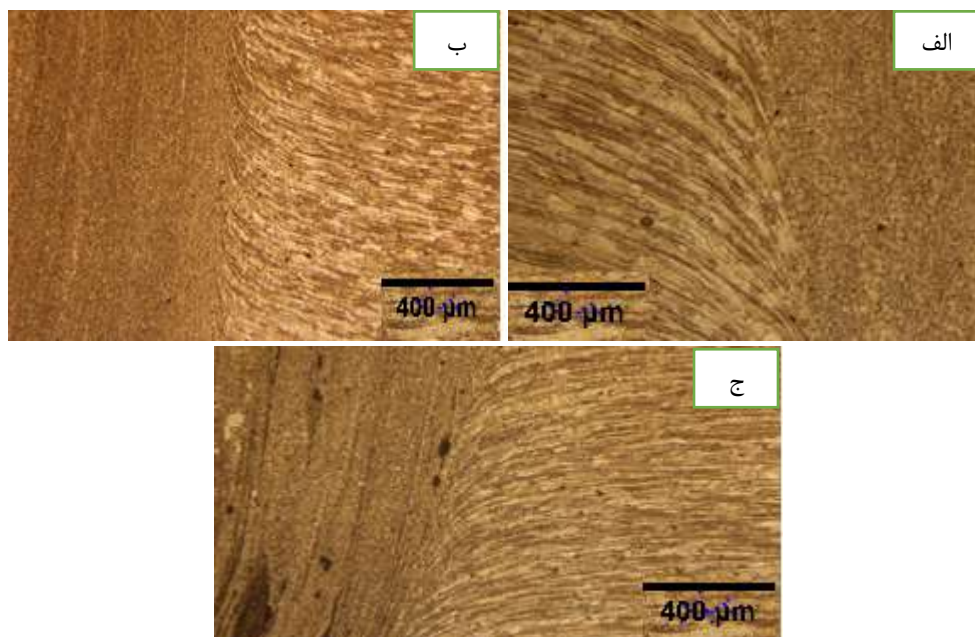


شکل ۴-۸ اندازه دانه در نمونه های C.

۴-۳-۵- تصاویر میکروسکوپ نوری نمونه D

تصاویر میکروسکوپ نوری نمونه های کامپوزیتی D فرآوری شده با پارامترهای سرعت چرخش ۸۰۰ دور بر دقیقه و سرعت پیشروی ۱۶ میلیمتر بر دقیقه با درصدهای تقویت کننده های ۵، ۱۰ و ۱۵ در شکل (۴-۹) نشان می دهد که در انتهای نمونه حفره ایجاد شده که دلیل آن را می توان به بالا بودن سرعت پیشروی نسبت داد دانست که نتوانسته به خوبی زمینه و تقویت کننده را مخلوط کند. همان طور که قبلاً گفته شد هدف بررسی تفاوت پارامترها در این نمونه ها بوده است.

در آلیاژهای آلومینیم دانه های فرعی تشکیل شده در حین تغییر شکل در دمای پایین، در صفحات تنش برشی واقع شده آرایش می یابند. در دمای پایین نرخ کرنش بالا است.

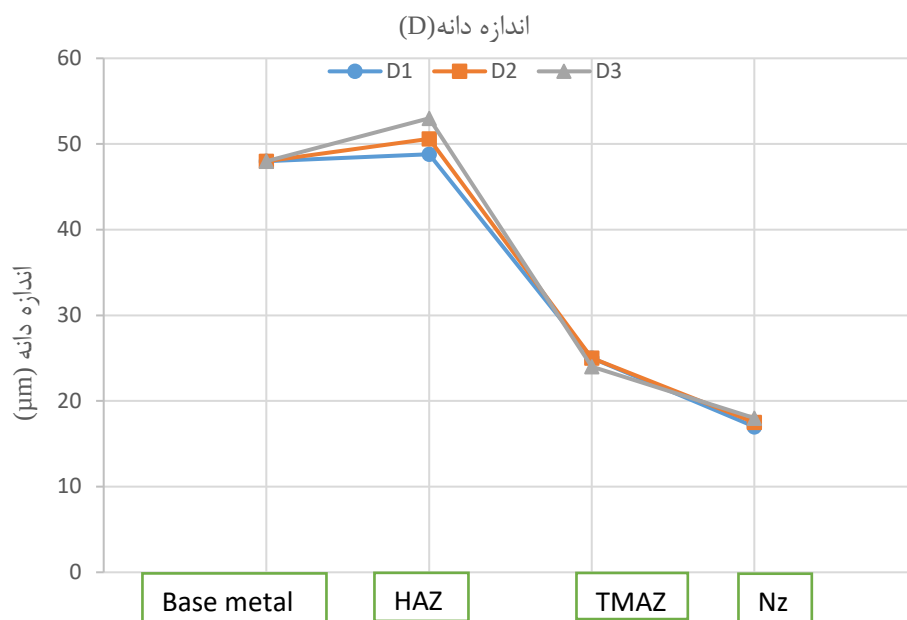


شکل ۴-۹ (الف) تصویر میکروسکوپ نوری نمونه D_1 با ۵ درصد وزنی (ب) نمونه D_2 با ۱۰ درصد وزنی (ج) نمونه D_3 با ۱۵ درصد وزنی ذرات تقویت کننده.

۴-۳-۵-۱- اندازه گیری دانه ها در نمونه D

در شکل (۴-۱۰) مشاهده می شود که با توجه به سرعت پیشروی ۱۶ میلیمتر بر دقیقه و سرعت چرخش ۸۰۰ دور بر دقیقه، میزان حرارت خیلی کمتر از مراحل قبل بوده است و اندازه دانه در منطقه تحت تأثیر حرارت در نمونه D_3 از سایر نمونه ها بیشتر شده است و میزان تغییر شکل پلاستیک در نمونه ها یکسان است چون سرعت دورانی بیشتر بوده، تغییر شکل پلاستیک بیشتر شده است. در سرعت پیشروی بالا به این نتیجه می توان رسید که تغییر شکل پلاستیک زیاد بوده است و از طرفی اندازه دانه ها در منطقه همزده نسبت به سرعت پیشروی ۸ میلیمتر بر دقیقه کمتر ریز شده است. میانگین اندازه دانه در منطقه همزده

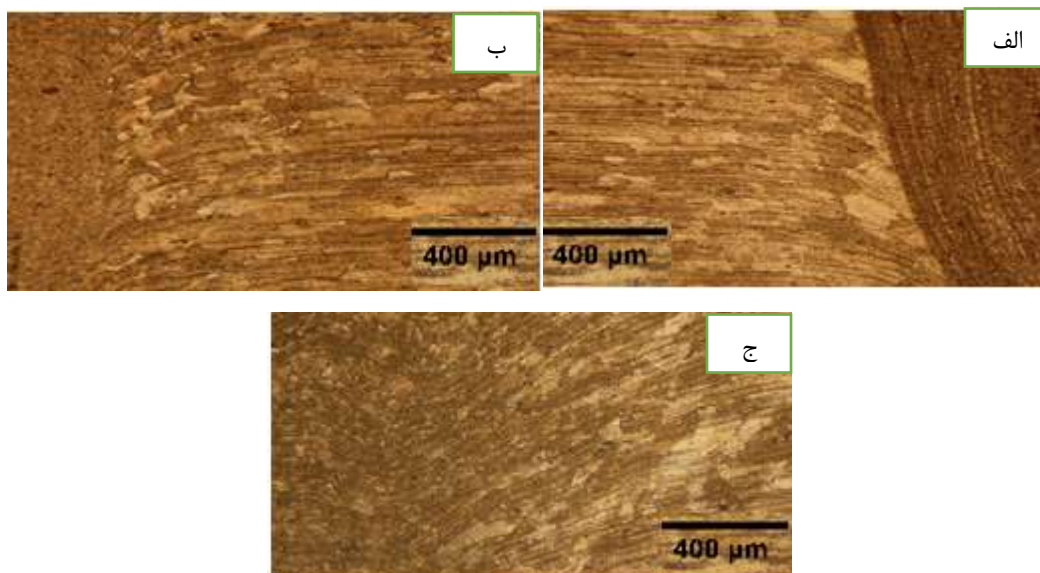
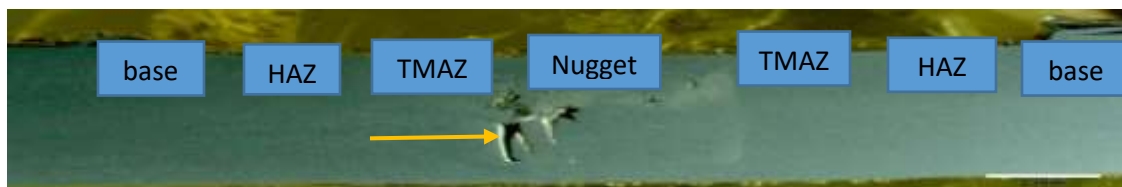
این نمونه 12 ± 5 میکرومتر بوده است. نمونه D1 و D2 و D3 به ترتیب دارای ۵، ۱۰ و ۱۵ درصد های وزنی تقویت کننده است.



شکل ۴-۱۰ اندازه دانه در نمونه های D.

۴-۳-۶- تصاویر میکروسکوپ نوری نمونه E

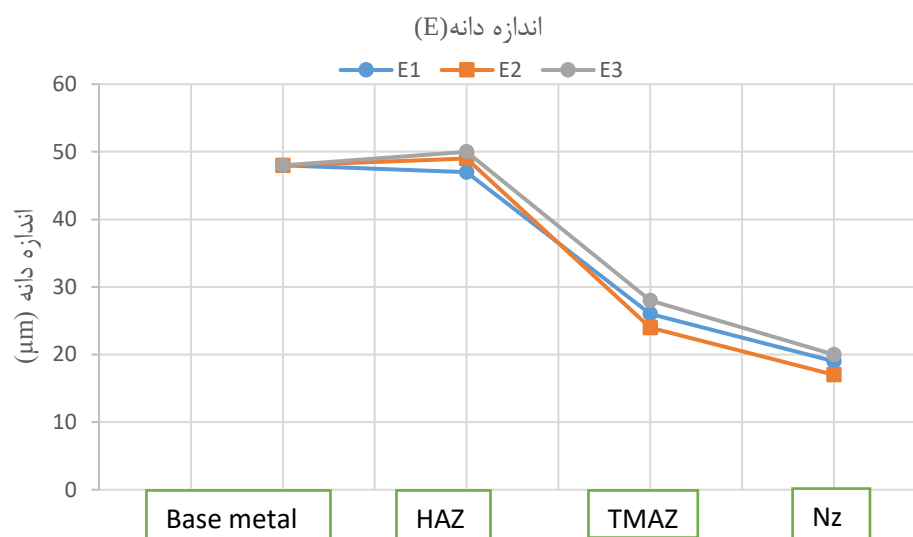
تصاویر میکروسکوپ نوری نمونه های کامپوزیتی E فرآوری شده با پارامترهای سرعت چرخش ۱۶۰۰ دور بر دقیقه و سرعت خطی ۱۶ میلیمتر بر دقیقه با درصد تقویت کننده های ۵، ۱۰ و ۱۵ درصد وزنی در شکل (۴-۱۱) نشان داده شده است در این حالت نیز در انتهای نمونه حفره مشاهده شد که دلیل آن را می توان به بالا بودن سرعت پیشروی دانست که نتوانسته به خوبی زمینه و تقویت کننده را هم بزند. در این مرحله میزان چرخش بالا بوده و اندازه عیب حفره کمتر از مرحله قبل بوده است.



شکل ۴-۱۱ (الف) تصویر میکروسکوپ نوری نمونه E_۱ با ۵ درصد وزنی (ب) نمونه E_۲ با ۱۰ درصد وزنی (ج) نمونه E_۳ با ۱۵ درصد وزنی ذرات تقویت کننده.

۴-۳-۶-۱- اندازه گیری دانه ها در نمونه E

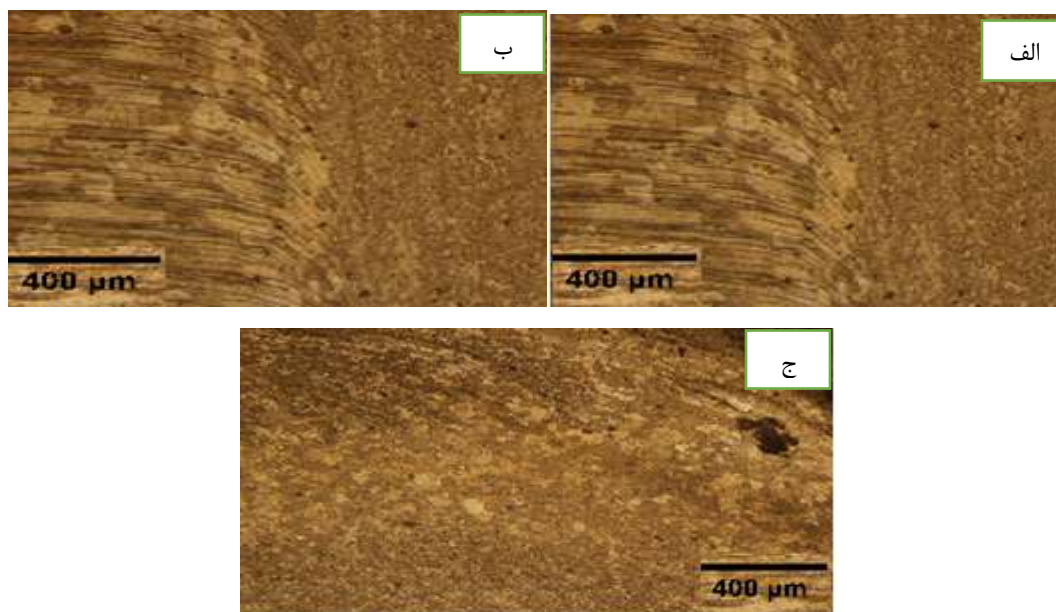
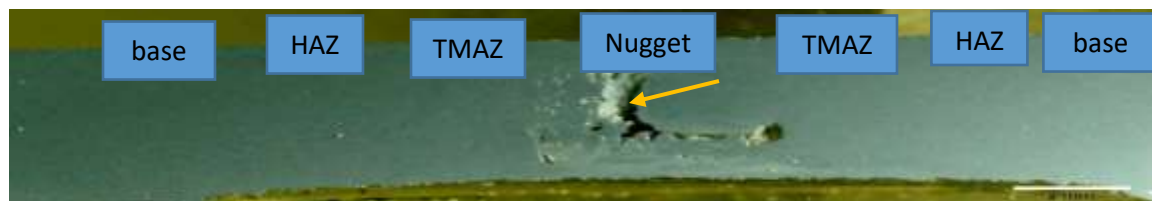
همان طور که در شکل (۴-۱۲) مشاهده می شود، با توجه به سرعت پیشروی و سرعت چرخش بالا که ۱۶۰۰ دور بر دقیقه است، میزان حرارت خیلی کمتر بوده و اندازه دانه در منطقه تحت تأثیر حرارت در نمونه E_۳ از سایر نمونه ها کمتر شده و میزان تغییر شکل پلاستیک در نمونه E_۳ بیشتر می شود زیرا سرعت دورانی بالا باعث تغییر شکل پلاستیک بیشتر می شود و از طرفی اندازه دانه ها در منطقه همزده کمتر و ریز شده است. میانگین اندازه دانه در منطقه همزده این نمونه 11 ± 5 میکرومتر بوده است که مربوط به نمونه با ۱۵ درصد ذره تقویت کننده است. نمونه E_۱ و E_۲ و E_۳ به ترتیب دارای ۵، ۱۰ و ۱۵ درصد های وزنی تقویت کننده است.



شکل ۴-۱۲ اندازه دانه در نمونه‌های E.

۴-۳-۶- تصاویر میکروسکوپ نوری نمونه F

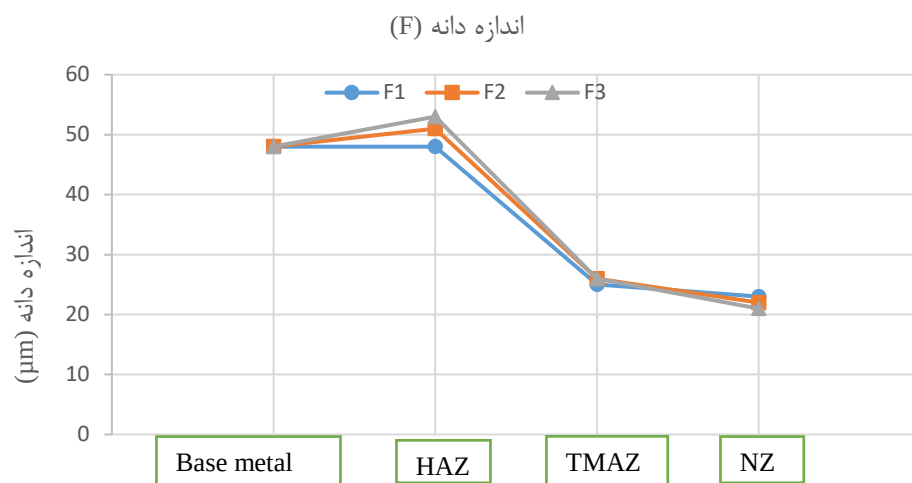
تصاویر میکروسکوپ نوری نمونه‌های کامپوزیتی F فراوری شده با پارامترهای سرعت چرخش ۲۵۰۰ دور بر دقیقه و سرعت خطی ۱۶ میلیمتر بر دقیقه در شکل (۴-۱۳) نشان می‌دهد که حفره‌ای در انتهای نمونه مشاهده شد. دلیل آن را می‌توان به بالا بودن سرعت پیشروی نسبت داد که نتوانسته به خوبی زمینه و تقویت‌کننده را مخلوط کند. در این مرحله میزان چرخش بالا بوده و اندازه عیب حفره بیشتر از مرحله قبل است.



شکل ۴-۱۳ (الف) تصویر میکروسکوپ نوری نمونه F_1 با ۵ درصد وزنی (ب) نمونه F_2 با ۱۰ درصد وزنی (ج) نمونه F_3 با ۱۵ درصد وزنی ذرات تقویت کننده.

۴-۳-۶-۱- اندازه گیری دانه ها در نمونه F

همان طور که در شکل (۴-۱۴) مشاهده می شود، با توجه به سرعت پیشروی و سرعت چرخش بالا که ۲۵۰۰ دور بر دقیقه است، میزان حرارت خیلی بیشتر شده و اندازه دانه در منطقه تحت تأثیر حرارت در نمونه F_3 از سایر نمونه ها بیشتر شده است. میزان تغییر شکل پلاستیک در نمونه ها یکسان بوده و تغییر شکل پلاستیک زیاد می شود چون سرعت دورانی بالا بوده و تغییر شکل پلاستیک بیشتر شده است و از طرفی اندازه دانه ها در منطقه همزده کمتر ریز شده است. میانگین اندازه دانه در منطقه همزده این نمونه 10 ± 5 میکرومتر بوده است.



شکل ۴-۱۴ اندازه دانه در نمونه‌های F.

در منطقه همزده نمونه کامپوزیتی تحت فرآیند همزن اصطکاکی، ریزدانه شدن ساختار به دلیل احتمال وقوع تبلور مجدد دینامیکی پیوسته^۱ است. تغییر شکل پلاستیک شدید در اثر هم زدن و چرخش ابزار منجر به ایجاد نابجایی‌ها شده که تشکیل مرزهای فرعی کم زاویه را می‌دهند. این مرزها به تدریج به مرزهای با زاویه زیاد تبدیل خواهند شد. مرزهای جدید به وجود می‌آیند و ساختار دانه‌ها ریز می‌شود. با کاهش ذرات تقویت کننده در داخل زمینه تعداد ذرات در مرز دانه‌ها کاهش یافته و نمی‌توانند از رشد دانه‌ها آن جلوگیری کنند و دانه‌ها درشت می‌شوند. درحالی‌که با افزایش ذرات تقویت کننده در داخل زمینه از رشد دانه‌ها جلوگیری کرده و دانه‌ها ریز می‌شوند. ذرات تقویت کننده مورد استفاده در تحقیق حاضر در اندازه نانو بوده و به صورت یک پاس در تمام قسمت‌های زمینه پخش شده است. اندازه دانه‌ها برای سرعت پیشروی ۸ میلیمتر بر دقیقه ۱۴ تا ۱۶ میکرومتر و سرعت پیشروی ۱۶ میلیمتر بر دقیقه از ۱۰ تا ۱۲ میکرومتر بود. در تصاویر میکروسکوپ نوری به دلیل ریز شدن زیاد دانه‌ها تصاویر منطقه همزده به خوبی قابل مشاهده نبودند و فقط ذرات تقویت کننده و رسوبات دیده شدند که به همین علت از میکروسکوپ الکترونی روبشی

^۱Dis continuous Dynamic Recrystallization

جهت مشاهده مرزدانه ها و ریزساختار منطقه همزده استفاده شد. محققان دیگر به نتایج مختلفی دست پیدا کرده بودند که در جدول به شرح ذیل است:

جدول ۳-۴ مقایسه اندازه دانه مطالعه حاضر با سایر محققین

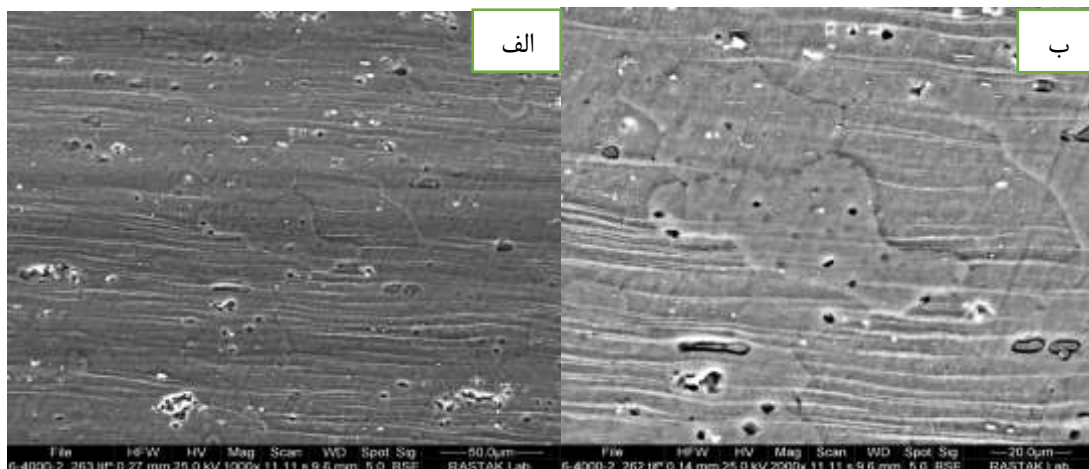
اندازه دانه	تعداد پاس	سرعت دورانی rpm	سرعت پیشروی mm/min	تقویت کننده	زمینه	محقق
۱۲-۱۰um ۱۴-۱۶um	۱	-۱۶۰۰-۸۰۰ ۲۵۰۰	۸-۱۶	SiO _۲	۵۴۵۶ - O	مطالعه حاضر
۷۰nm	۴	۱۰۰	-	Al _۲ O _۳	۵۰۵۲	شریفی تبار و همکاران [۱۶]
۱-۲um	-	۱۱۳۰	۳۰	CNT	۵۰۵۹	ایزدی و همکاران [۲۰]
۱۶um	-	۱۲۵۰	۲۰	SiC and MoS _۲	۵۰۸۳	سلیمانی و همکاران [۲۱]
۲/۲um	۴	-۱۴۰۰ ۷۰۰-۱۱۲۰	۴۰-۸۰-۱۲۵	SiC	۵۰۵۲	دولت خواه و همکاران [۲۲]
۶/۶-۲۰-۷um	-	۱۰۰-۱۴۰۰	۴۳-۶۳-۱۰۰	Si _۳ N _۴	۵۷۵۴	مقدس و همکاران [۲۳]
۵um	-	-۱۲۵۰ ۸۰۰-۱۰۰۰	۴۰-۸۰-۱۲۵	ZrO _۲	۵۰۸۳	شهرکی و همکاران [۲۹]
۶/۳um	-	۶۰۰-۸۰۰	۳۵-۴۵	CeO _۲ /CNT	۵۰۸۳	حسینی و همکاران [۳۹]
۱۰um	۴	۱۰۷۵	۳۰	TiO _۲	۵۰۵۲	خدابخشی و همکاران [۴۳]

۴-۴- بررسی های انجام گرفته توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی

۴-۴-۱- تأثیر فرآیند FSP روی اندازه دانه

بررسی های انجام شده بر روی تصاویر تهیه شده از ساختار فلز پایه و منطقه همزده در سطح مقطع عرضی نمونه های کامپوزیتی، به کمک میکروسکوپ الکترونی روبشی نشان داد که فرآیند همزن اصطکاکی باعث کاهش اندازه دانه ها در منطقه همزده نسبت به فلز پایه ۵۴۵۶-O شده است. شکل (۴-۱۵) تصویری

میکروسکوپ الکترونی روبشی از ریز ساختار فلز پایه را نشان می‌دهد. با توجه به این شکل مشاهده می‌شود که توزیع اندازه ذره در محدوده نانومتر بوده است. بیشترین فراوانی نسبی اندازه دانه برای نمونه فلز پایه در محدوده میکرومتر می‌باشد که نشان می‌دهد اغلب دانه‌ها در ساختار فلز پایه اندازه‌ای در حدود 48 ± 5 میکرومتر دارند.



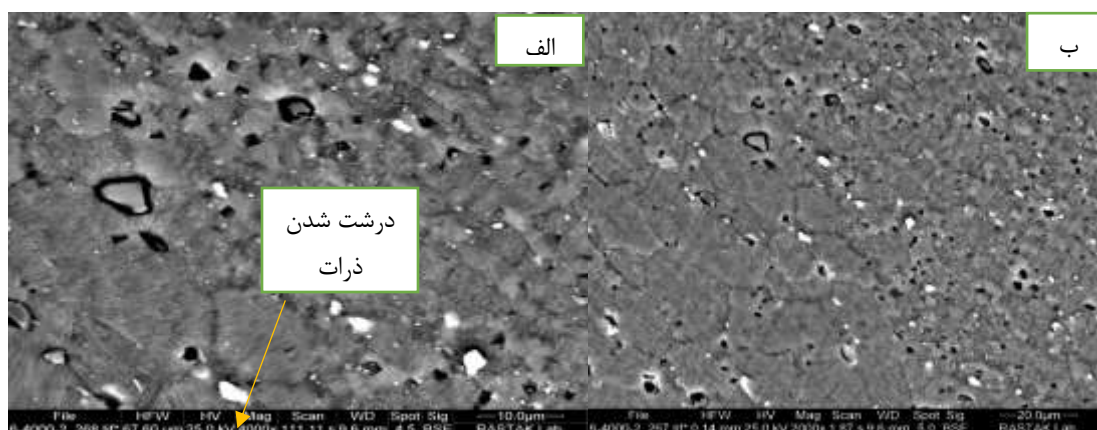
شکل ۴-۱۵ تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از ساختار فلز پایه آلومینیم ۵۴۵۶-O با بزرگنمایی (الف) $1000\times$ (ب) $2000\times$.

۴-۴-۲- بررسی شکل و توزیع ذرات تقویت‌کننده

جهت بررسی شکل و توزیع ذرات در فاز زمینه از نمونه‌های کامپوزیتی به کمک میکروسکوپ در بزرگنمایی‌های متفاوت تصویربرداری به عمل آمد که در شکل‌های صفحات بعد نشان داده شده است. ذرات در زمینه دارای اندازه مختلفی هستند که دلیل آن گستره وسیع اندازه ذرات پودر اولیه هست. همچنین در تصاویر شکل‌گیری فاز جدیدی در اطراف ذرات به خوبی قابل مشاهده است که توسط آزمون طیف‌سنجی پراش پرتوایکس (EDS) بین فلزی بودن این لایه پیوندی در قسمت بعد نشان داده است. در قسمت قبل تصاویر فلز پایه هر نمونه کامپوزیتی مورد بررسی قرار گرفت که تمام آن‌ها از لحاظ شکل و میزان عناصر یکسان بوده است. در این قسمت سعی شده که سه منطقه از چهار منطقه اصلی مورد بررسی قرار گیرد.

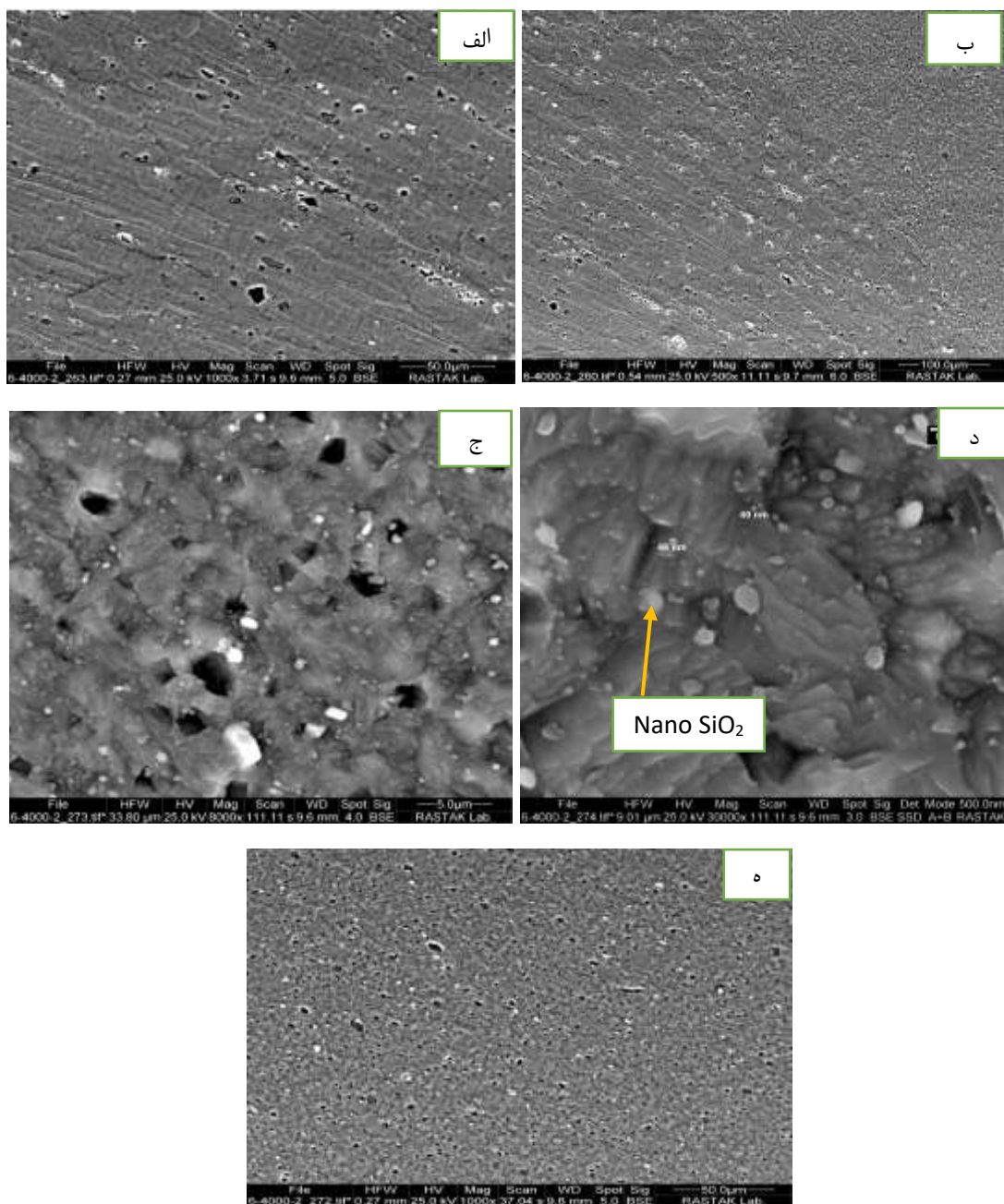
۴-۲-۱- تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی نمونه C۱

در زیر ابتدا تصویری از منطقه تحت تأثیر حرارت (HAZ) نمونه‌ای را بررسی می‌کنیم که با سرعت پیشروی ۸ میلی‌متر بر دقیقه و سرعت پیشروی ۲۵۰۰ دور بر دقیقه فراوری شده است. همان‌طور که شکل (۴-۱۶) مشاهده می‌شود تعداد محدودی حفره وجود دارد که در اثر متالوگرافی رسوبات آلومینیم-منیزیم از جای خود کنده شده و ذرات سفیدرنگ ناشی از عملیات پولیش بوده که در سطح قرار گرفته است. همان‌طور که در قسمت‌های قبل گفته شد در ناحیه تحت تأثیر حرارت ذرات درشت شده‌اند که ناشی از دور زیاد پین و سرعت پیشروی کم بوده است. از طرفی وسعت این ناحیه بستگی به میزان هدایت حرارتی فلز مربوطه داشته و محدوده آن کوچک است. همچنین به خاطر حرارت ورودی میزان فاصله بین دانه‌ها افزایش یافته است. با وجود این با دقت در ریزساختارهای حاصل می‌توان حدود تقریبی این منطقه را در ساختار یافت. در این منطقه تغییر شکل پلاستیک رخ نمی‌دهد. درجه حرارت در این منطقه حدوداً بالای ۲۰۰ درجه سانتیگراد است. قرار گرفتن در این دما اثر قابل توجهی بر ساختار رسوب دارد [۷]. آنچه در تصویر (۴-۱۷) الف و ب مشاهده می‌شود، مرز بین مناطق همزده و ترمومکانیکی است که در منطقه ترمومکانیکی دانه‌ها کشیده شده‌اند و در تصویر (ج، د، ه) منطقه همزده تبلور مجدد دینامیکی شده داریم که دانه‌های جدیدی تشکیل می‌شوند. در منطقه همزده ذره‌ها ریز هستند و اندازه آن به ۴۰ نانومتر می‌رسد.



شکل ۴-۱۶ تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی منطقه تحت تأثیر حرارت نمونه C۱ (الف) بزرگنمایی ۴۰۰۰X (ب) با

۲۰۰۰X

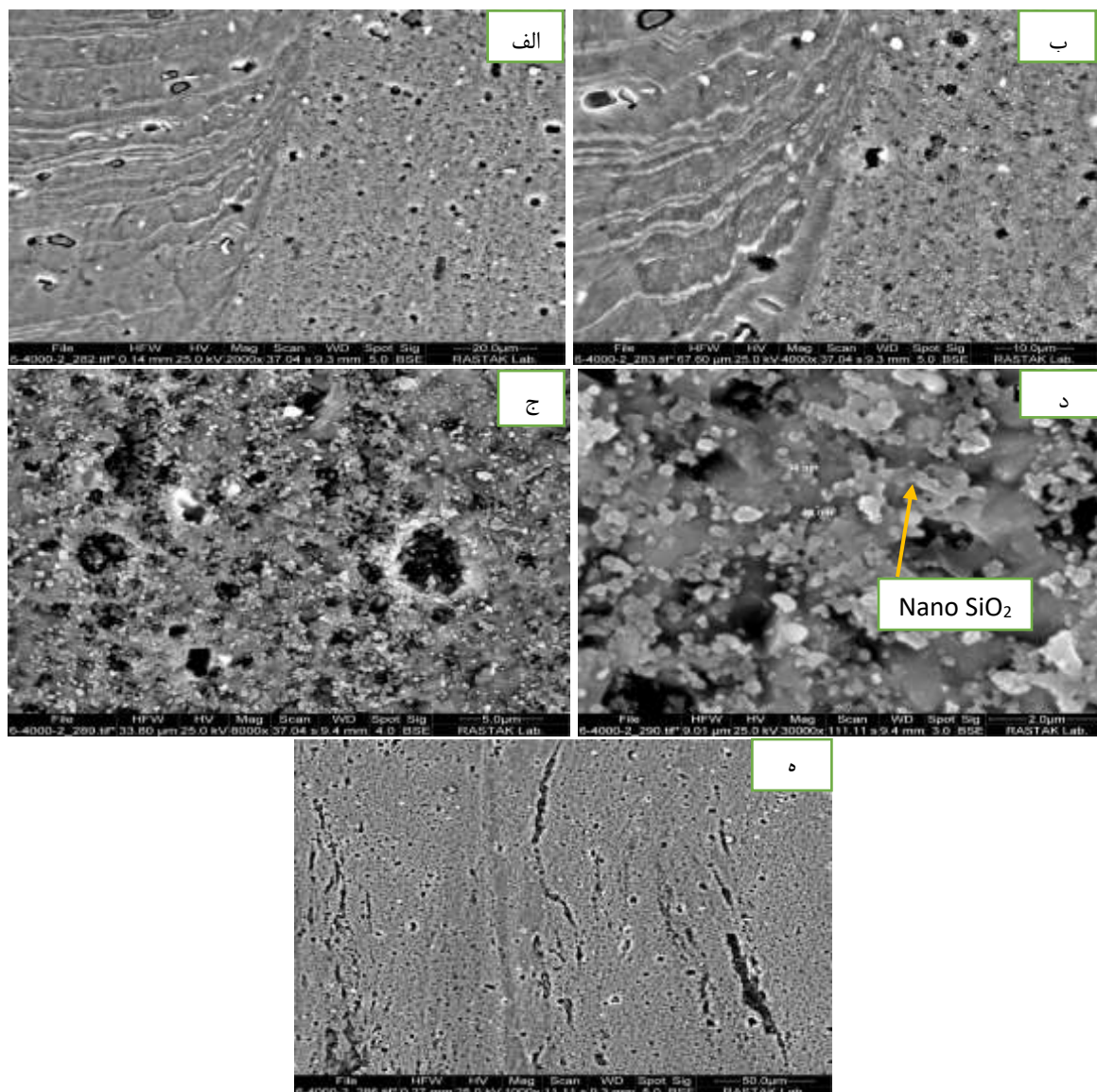


شکل ۴-۱۷ تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی نمونه C_۱ الف و ب) منطقه ترمومکانیکی با بزرگنمایی ۱۰۰۰x و ۵۰۰x،
و، د و ه) مناطق همزده با بزرگنمایی ۸۰۰x و ۳۰۰۰x و ۱۰۰۰x.

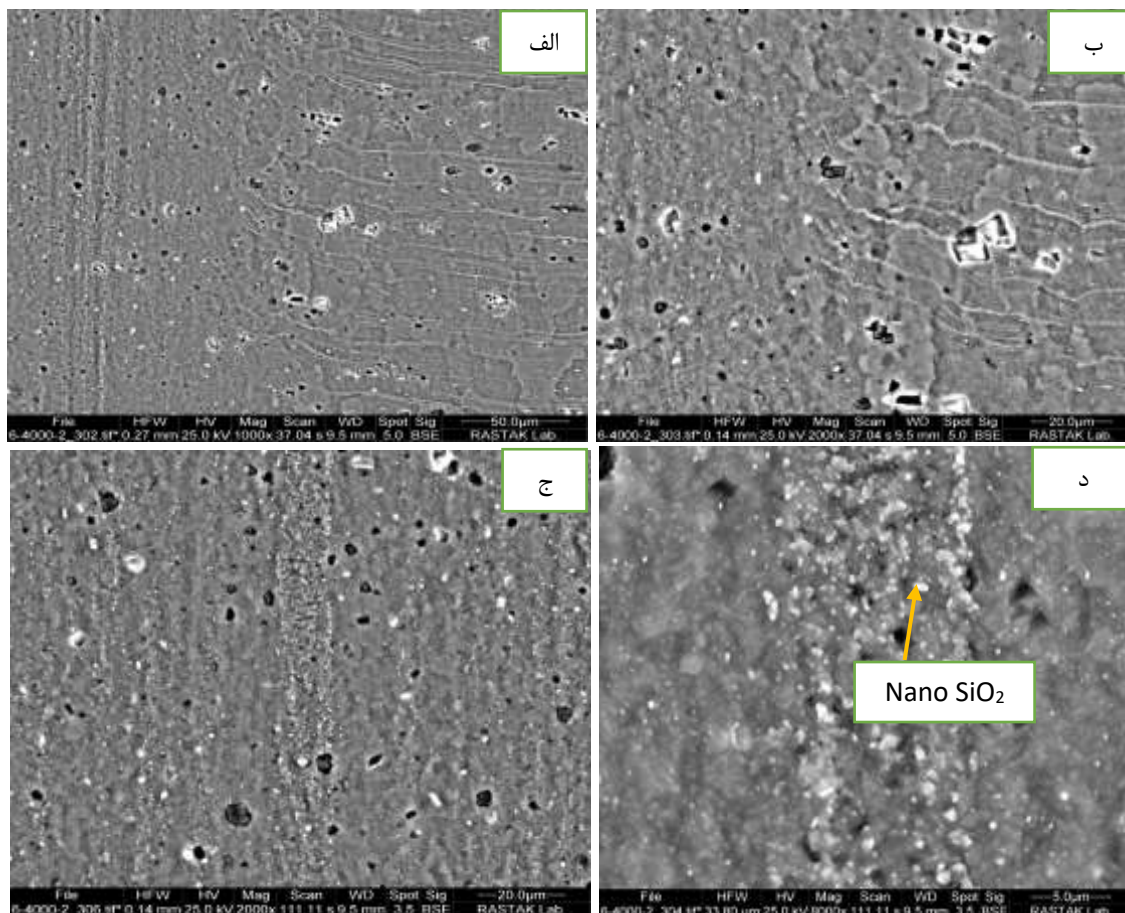
۴-۲-۲-۴-۲- تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی نمونه C_۳

در شکل (۴-۱۸) الف) و ب) تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از مناطق ترمومکانیکی و تحت تأثیر
حرارت نمونه C_۳ نشان داده است. همان طور که در قسمت قبل گفته شد، تصاویر میکروسکوپ الکترونی

رویشی نشان از درشت شدن دانه‌ها در منطقه تحت تأثیر حرارت دارد و کشیدگی دانه‌ها را به صورت موجی شکل و کشیده در منطقه ترمومکانیکی نشان می‌دهد. در تصویر نمونه همزده در قسمت‌های (ج)، (د) و (ه) نمونه که دارای ۱۵ درصد ذرات تقویت‌کننده بود حضور ذرات را می‌توان مشاهده کرد که اندازه ذرات به ۳۰ نانومتر رسیده است و در این منطقه دانه‌ها هم تغییر شکل داده و هم ریز شده‌اند.



شکل ۴-۱۸ تصاویر مناطق مختلف نمونه C۳ الف و ب) منطقه ترمومکانیکی و تحت تأثیر حرارت با بزرگنمایی ۲۰۰۰x و ۴۰۰۰x ج و د و ه) مناطق همزده با بزرگنمایی ۸۰۰x و ۳۰۰۰x و ۱۰۰۰x.



شکل ۴-۱۹ تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی مناطق مختلف A^۳ (الف و ب) منطقه ترمومکانیکی و تحت تأثیر حرارت با بزرگنمایی ۱۰۰۰x و ۲۰۰۰x (ج و د) مناطق همزده با بزرگنمایی ۱۰۰۰x و ۲۰۰۰x.

۴-۲-۳- تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی نمونه A^۳

تصاویر میکروسکوپ روبشی مربوط به نمونه A^۳ به دلیل شکستگی مانت دارای نویز بودند و همان طور که از شکل (۴-۱۹) مشخص است کیفیت مطلوبی را نداشتند. این نمونه از لحاظ خواص و اندازه دانه و نحوه توزیع ذرات بین دو نمونه قبلی است. از طرفی سرعت روی همگنی تأثیر داشت. در منطقه ترمومکانیکی که هم تغییر شکل پلاستیک و هم حرارت وجود دارد، دانه‌های بلند فلزی در یک الگوی جریان در اطراف منطقه همزده با تغییر شکل وجود دارد. در این منطقه انحلال رسوبات مشاهده شد.

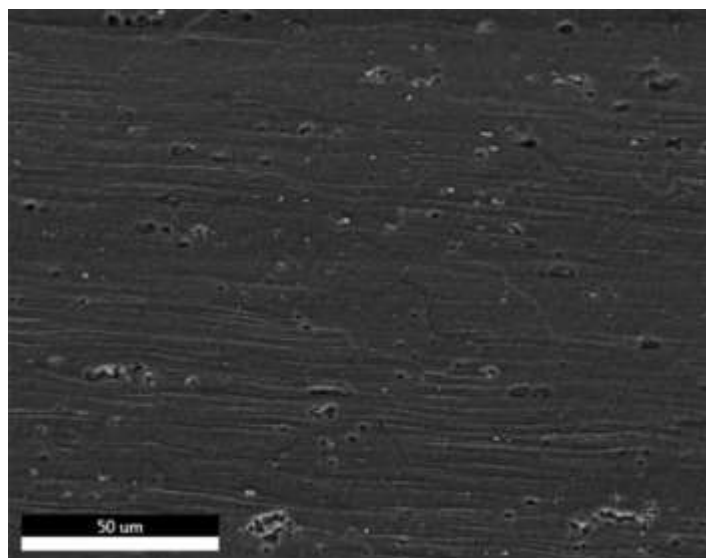
تغییر شکل پلاستیک در روند انجام فرآیند همزن اصطکاکی می‌تواند موجب شکسته شدن لایه‌های فلزی تشکیل شده در اطراف ذرات تقویت کننده و یا خرد شدن ذرات به ذرات ریزتر شود. تغییر شکل پلاستیک

موجب اختلاط ماده زمینه به درون آن و تماس با ذره تقویت کننده می شود. این تماس موجب انجام واکنش های لازم جهت تشکیل ترکیبات بین فلزی خواهد شد. در منطقه همزده عموماً تبلور مجدد داریم. در بین دانه ها و یا دانه های تبلور مجدد یافته، معمولاً چگالی نابجایی کم است. ریزدانه های تبلور مجدد یافته در منطقه همزده، حاوی دانسیته زیاد که تابع مرزدانه، دانه و نابجایی هستند. رابط بین ناحیه تبلور مجدد یافته همزده و تابع فلز در قسمت پس رو ابزار، نسبتاً پراکنده است، اما در سمت پیش رو ابزار بسیار تیز است. اندازه دانه با سرعت دورانی متفاوت و سرعت پیشروی ثابت رابطه دارد [۷].

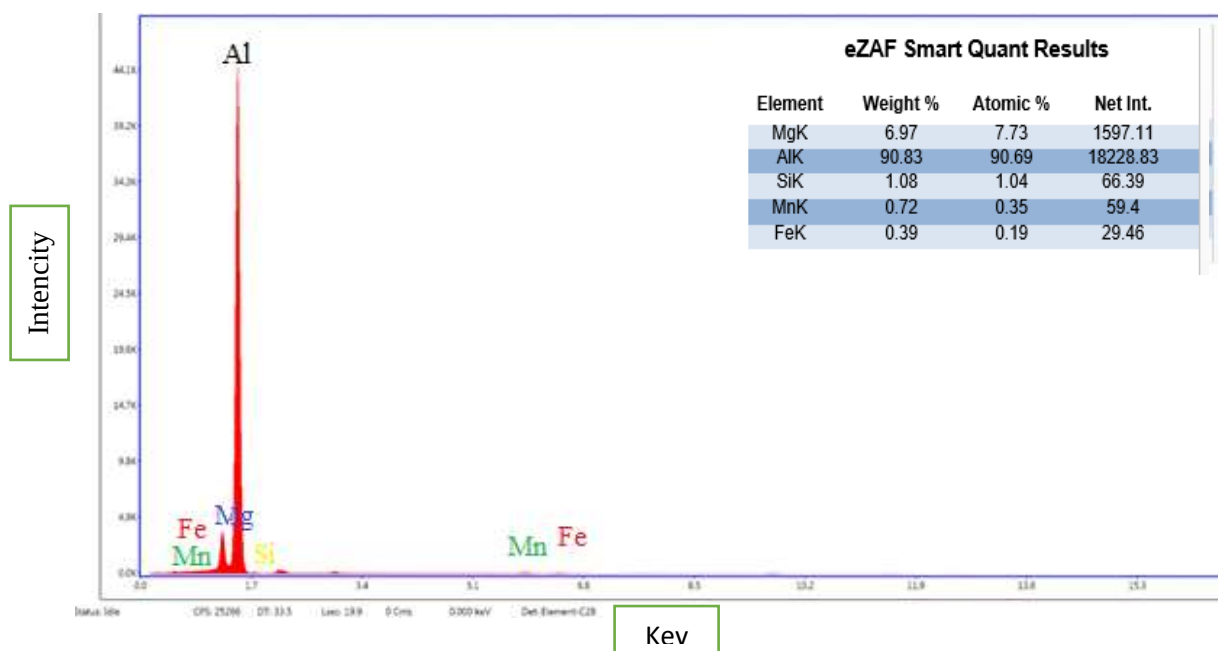
۴-۳-۴- آنالیز فازهای تشکیل شده به کمک طیف سنجی پراش انرژی پرتو ایکس (EDS)

۴-۳-۴-۱ آنالیز فازی به کمک طیف سنجی پرتو ایکس فلز پایه

به منظور بررسی دقیق فازهای مشاهده شده در الگوی پراش پرتو ایکس و نیز در تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از روش طیف سنجی انرژی پرتو ایکس (EDS) استفاده شد و از فاز زمینه و ذرات تقویت کننده آنالیزهایی گرفته شد. با توجه به کوچک بودن بیش از حد ذرات بررسی ترکیبات شیمیایی ترکیبات تشکیل شده امکان پذیر نبود. دلیل این امر این است که ذرات کوچکتر از ناحیه انتشار پرتو ایکس که در حدود ۳۰ نانومتر است، و همین طور از طرف دیگر ضخامت ذرات کمتر از آن بود که بتوان گفت اتم های زمینه در آنالیز عنصری حضور نخواهد داشت. در شکل (۴-۲۰) مشاهده می شود که از منطقه فلز پایه آلومینیم آنالیز نقطه ای گرفته شده است. در شکل (۴-۲۱) نمودار شدت پیک هر عنصر با مقیاس ۵۰۰ میکرو نشان داده است. بیشترین مقدار مربوط به عنصر آلومینیم است. بعد از آن منیزیم و بعد از آن دیگر عناصر می باشد.

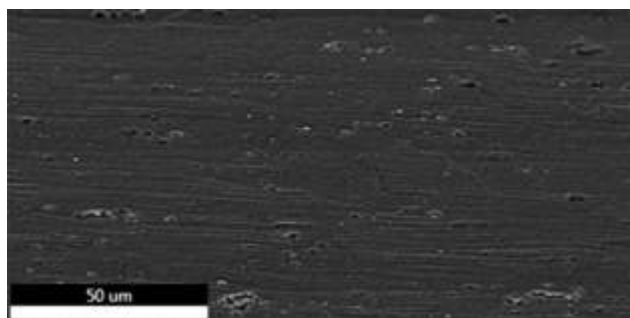


شکل ۴-۲۰ تصویر آنالیز نقطه‌ای میکروسکوپ الکترونی از فلز پایه.

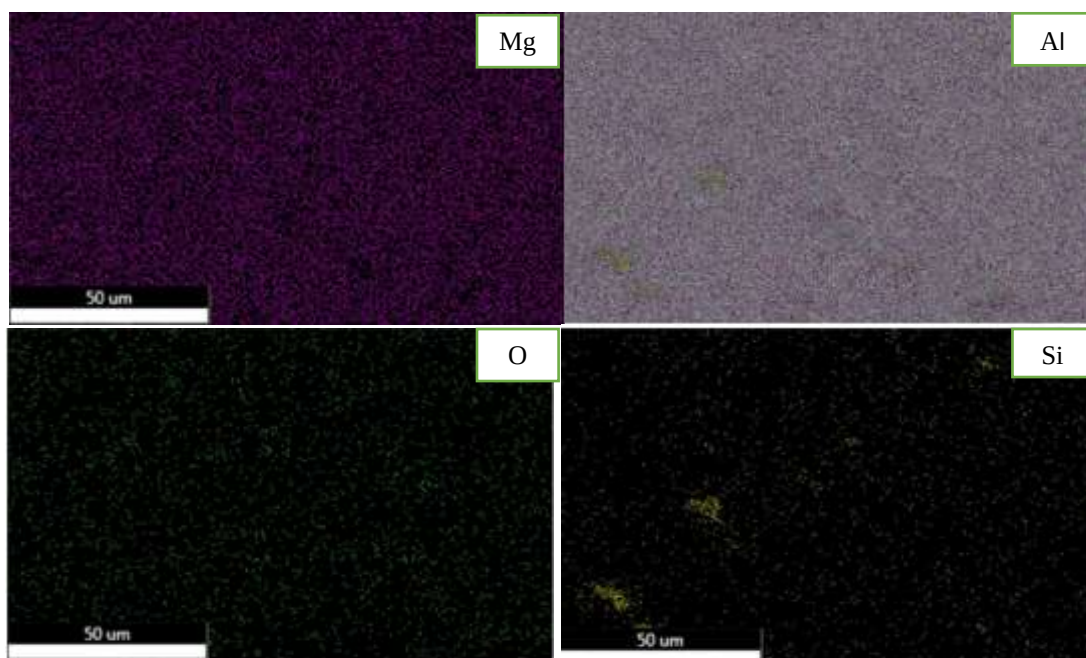


شکل ۴-۲۱ نمودار شدت پیک‌های نقاط مورد آنالیز در فلز پایه.

تصویر (۴-۲۲) تصویر آنالیز نقشه‌ای از زمینه آلومینیم O-۵۴۵۶ و با استفاده از آنالیز نقشه‌ای تصویر توزیع عناصر سیلیسیم، اکسیژن و منیزیم تهیه شده است. در شکل (۴-۲۳) (Al) مشاهده می‌شود که تمام عناصر در زمینه آلومینیم به خوبی پراکنده شده‌اند.



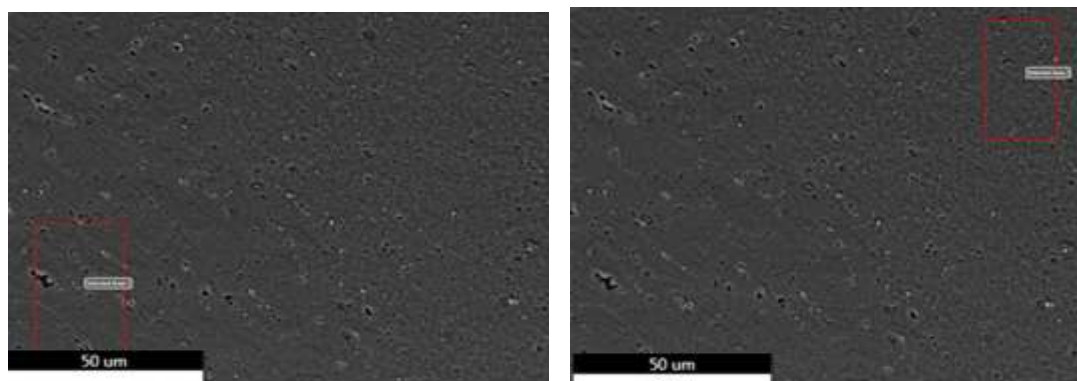
تصویر ۲۲-۴ تصویر آنالیز نقشه‌ای از زمینه آلومینیم ۵۴۵۶-O.



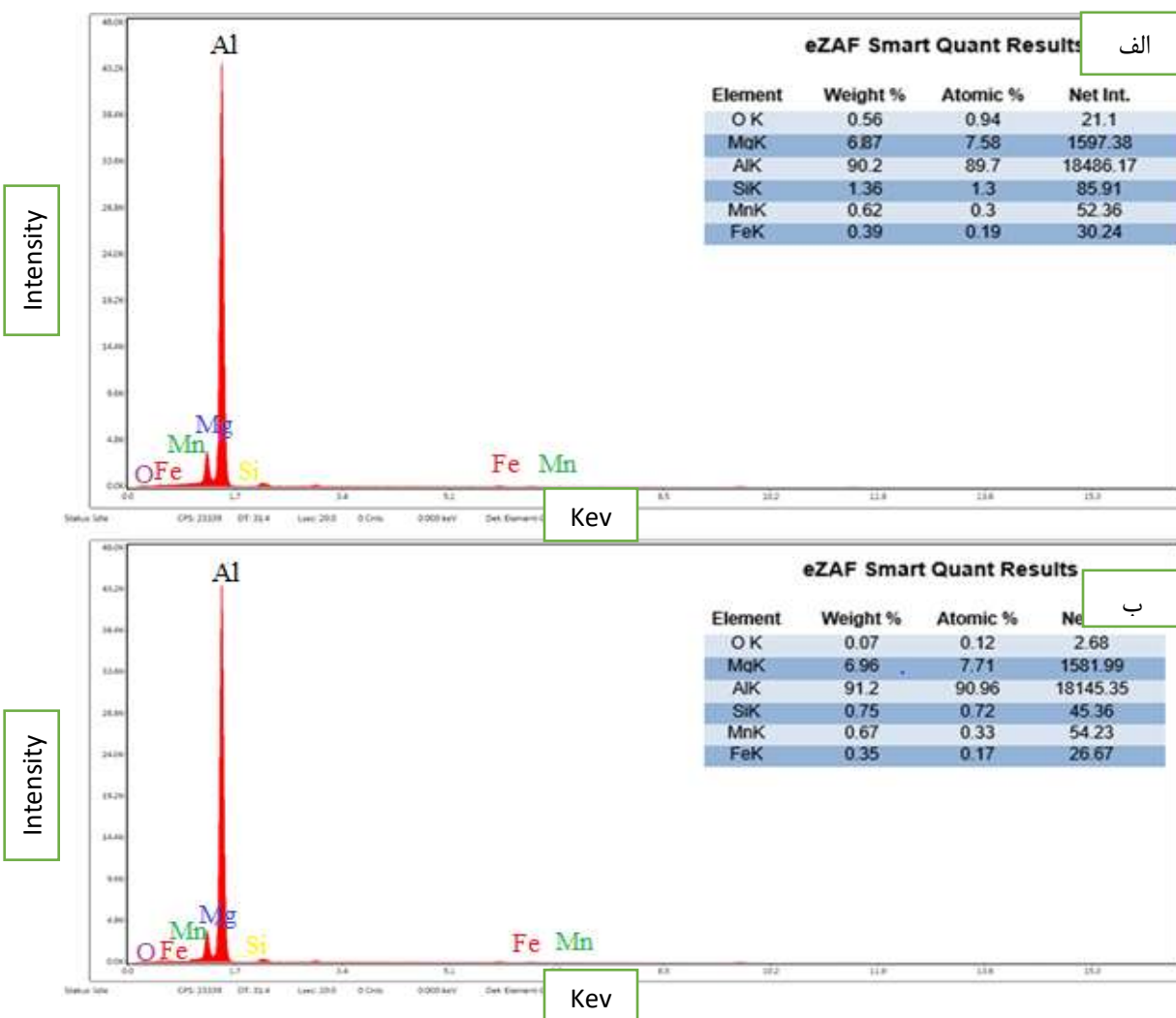
شکل ۲۳-۴ توزیع عناصر اصلی در آلیاژ ۵۴۵۶-O

۴-۳-۲ آنالیز فازی به کمک طیف‌سنجی انرژی پرتو ایکس نمونه C1

بعد از بررسی فلز پایه به بررسی منطقه تحت تأثیر حرارت نمونه کامپوزیتی C1 پرداخته شد (شکل ۲۴-۴). که سرعت پیشروی آن ۸ میلیمتر بر دقیقه بوده و سرعت دورانی آن ۲۵۰۰ دور بر دقیقه و میزان ذرات تقویت‌کننده آن ۵ درصد وزنی است. از دو قسمت آن آنالیز نقطه‌ای گرفته شد.

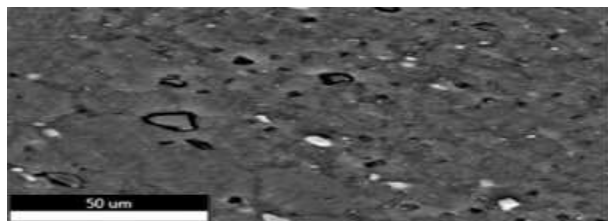


شکل ۴-۲۴ تصویر آنالیز نقطه‌ای میکروسکوپ الکترونی از منطقه تحت تأثیر حرارت نمونه با سرعت پیشروی ۸ میلیمتر بر دقیقه و سرعت دورانی ۲۵۰۰ دور بر دقیقه.

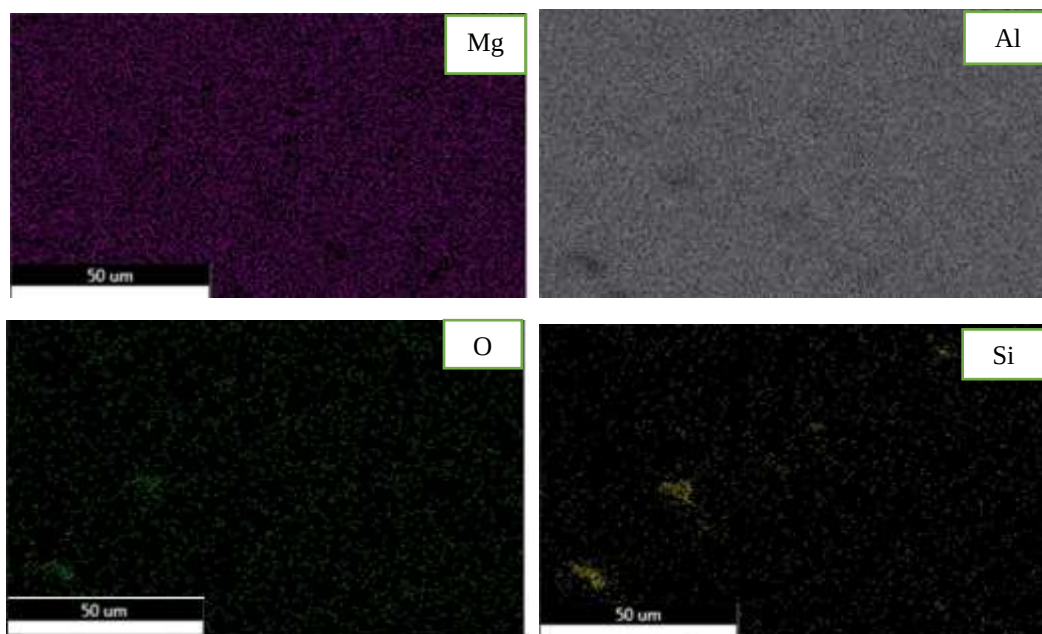


شکل ۴-۲۵ (الف) نمودار شدت پیک‌های نقاط مورد آنالیز در HAZ سمت راست نمونه C۱ (ب) نمودار شدت پیک‌های نقاط مورد آنالیز در HAZ سمت چپ نمونه C۱

با توجه به جدول و نمودار (۴-۲۵) می‌توان مشاهده کرد که میزان شدت پیک‌ها در بعضی از قسمت‌ها در منطقه تحت تأثیر حرارت تغییر زیادی نکرده است. هدف از بررسی این بوده است که در اثر گرما برای رسوبات چه اتفاقی می‌افتد که مقادیر آن تغییری می‌کند یا حذف می‌شود. مقدار سیلیسیم که در منطقه فلز پایه ۱/۰۸ درصد وزنی بود. در این منطقه میزان آن کمتر شده است و به ۰/۷۵ درصد وزنی رسیده است. علت می‌تواند این باشد که حرارت ناشی از اصطکاک سبب می‌شود که دانه‌ها درشت شده و فاصله بین دانه‌ها زیاد شده و احتمال اینکه نفوذ کرده و یا حل شوند هم وجود داشته باشد. میزان عنصر منیزیم نسبت به فلز پایه تغییری نکرده است. در قسمت آنالیز سمت راست منطقه می‌توان دریافت که میزان عنصر سیلیسیم به ۱/۳۶ درصد وزنی رسیده است و میزان اکسیژن هم مقداری افزایش یافته است. بقیه عناصر تغییری زیاد در آن ایجاد نشده است. علت آن می‌تواند رسوباتی باشد که در آن منطقه بوده است و آنالیز آن گرفته شده است. رسوبات با توجه به آنالیزی که گرفته شده است شامل منگنز، آهن، سیلیسیم و منیزیم است. تصویر توزیع عناصر، سیلیسیم، اکسیژن و منیزیم با استفاده از آنالیز نقشه‌ای برای منطقه تحت تأثیر حرارت هم تهیه شده است. شکل (۴-۲۶) تصویر آنالیز نقشه‌ای از منطقه تحت تأثیر حرارت با سرعت پیشروی ۸ میلیمتر بر دقیقه و سرعت دورانی ۲۵۰۰ دور بر دقیقه با ۵ درصد وزنی پودر تقویت‌کننده نشان داده شده است. در شکل‌های (۴-۲۷) مشاهده می‌شود که تمام عناصر در زمینه آلومینیم به خوبی پراکنده شده‌اند. توزیع منیزیم به رنگ بنفش و توزیع ذرات سیلیسیم با رنگ زرد و حضور اکسیژن به رنگ سبز نشان داده شده است. آهن به رنگ قرمز و منگنز به رنگ قهوه‌ای در داخل زمینه آلومینیم دیده می‌شود.



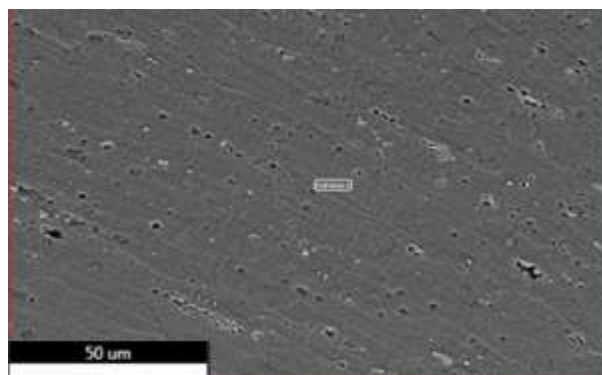
تصویر ۴-۲۶ تصویر آنالیز نقشه‌ای از منطقه تحت تأثیر حرارت با سرعت پیشروی ۸ میلیمتر بر دقیقه و سرعت دورانی ۲۵۰۰ دور بر دقیقه با ۵ درصد پودر تقویت‌کننده.



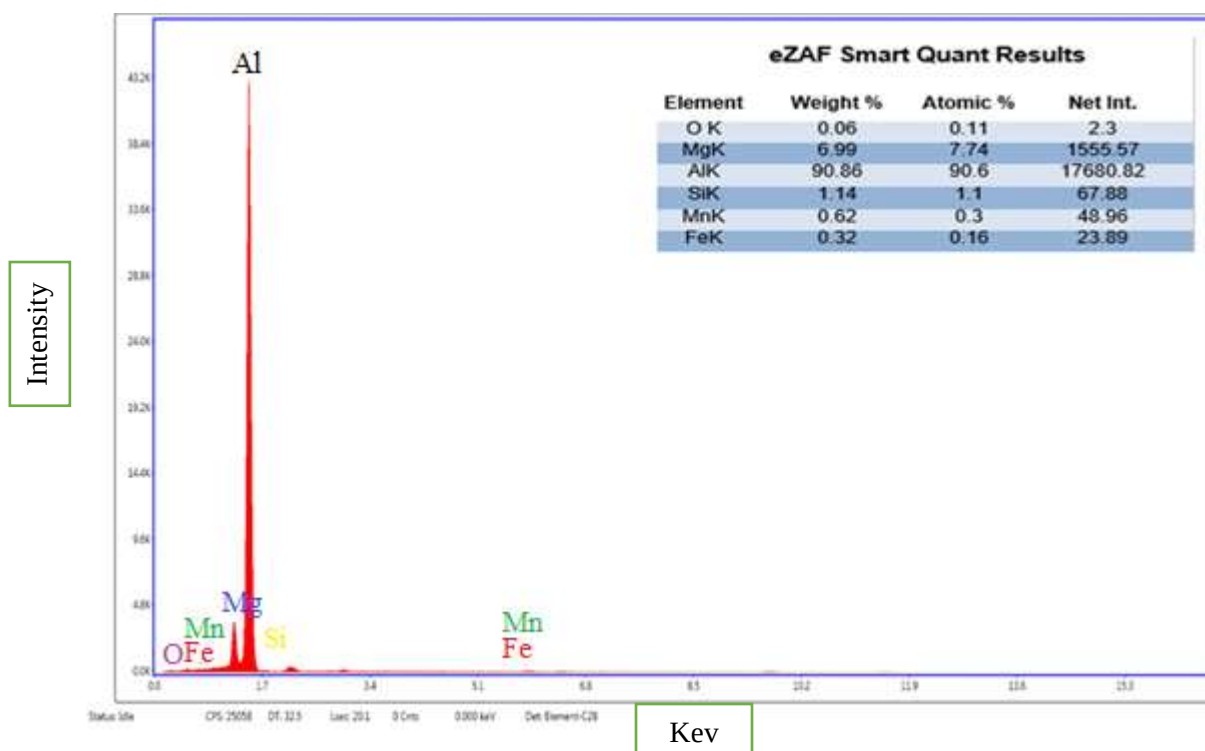
شکل ۴-۲۷ توزیع عناصر در نمونه FSP شده با سرعت پیشروی ۸ میلیمتر بر دقیقه و سرعت دورانی ۲۵۰۰ دور بر دقیقه با ۵ درصد پودر تقویت کننده.

با توجه به شکل بالا (الف) حضور عناصر به صورت پراکنده در زمینه آلومینیم را مشخص است. تجمع ذرات رنگی نشان دهنده تشکیل که نشان از رسوبات در سطح است که نحوه قرارگیری آن‌ها را نشان می‌دهد. ذرات سفیدرنگ روی سطح، ذرات آلومینا هستند که برای پولیش کاری روی سطح قرار گرفته‌اند. با توجه به این که می‌توان با فرآیند اولتراسونیک ذرات آلومینا را از سطح حذف کرد ضمن انجام این کار مشاهده شد که سطح قطعه دچار کدری شده و این فرآیند برای این کار مفید نبوده است لذا از این کار صرف نظر شد.

بعد از بررسی منطقه تحت تأثیر حرارت به بررسی منطقه ترمومکانیکی (TMAZ) می‌پردازیم که پارامتر آن مانند مرحله قبل ثابت بوده است. منطقه ترمومکانیکی منطقه‌ای است که هم تحت حرارت و هم تغییر شکل پلاستیک در آن صورت می‌گیرد.



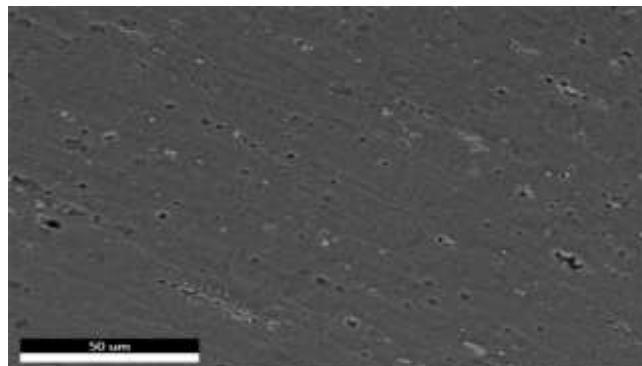
شکل ۴-۲۸ تصویر آنالیز نقطه‌ای میکروسکوپ الکترونی از منطقه ترمومکانیکی نمونه C۱



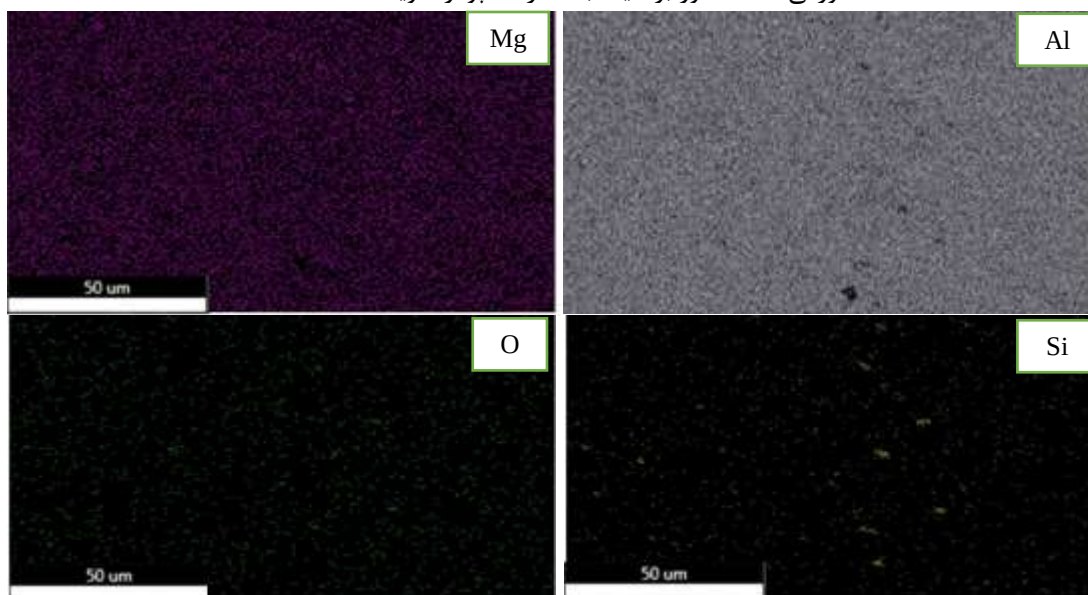
شکل ۴-۲۹ نمودار شدت پیک‌های نقاط مورد آنالیز در منطقه ترمومکانیکی نمونه C۱

با توجه به شکل های (۴-۲۸) و (۴-۲۹) در منطقه ترمومکانیکی می‌توان مشاهده کرد که میزان سیلیسیم نسبت به مرحله قبل که میزان آن ۱/۱۴ درصد وزنی بود کاهش یافته و مقدار منیزیم کمی افزایش یافته است و میزان اکسیژن که در آنالیز نقطه‌ای از سمت راست گرفته شده کاهش یافته است. چون در این منطقه هم تغییر شکل پلاستیک و هم حرارت داریم امکان حل شدن درصدی از ذرات در این منطقه وجود

دارد. در این منطقه می‌توان فازهایی که به وجود می‌آید را شناسایی کرد. در این منطقه تبلور مجدد نداریم. البته میزان انحلال، به چرخه حرارتی TMAZ بستگی دارد.

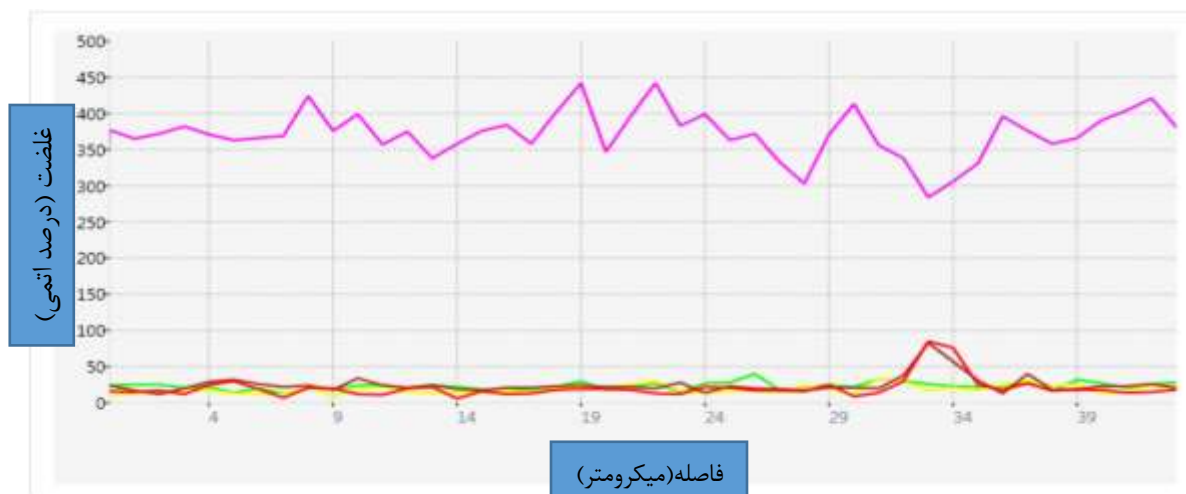
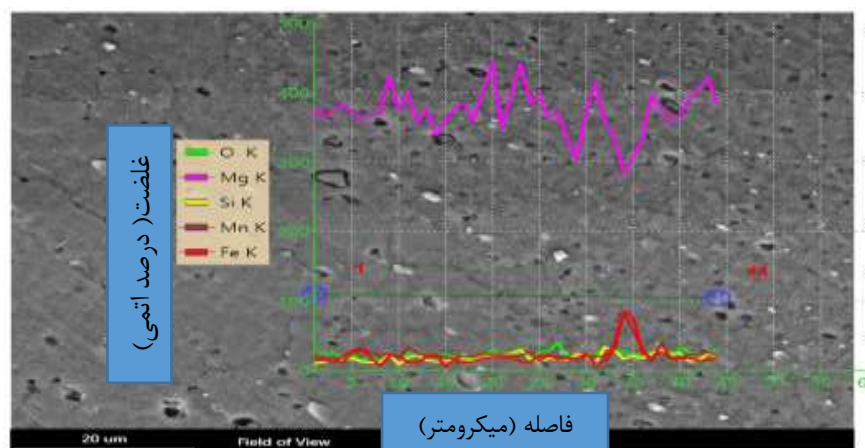


تصویر ۳۰-۴ تصویر آنالیز نقشه‌ای از منطقه ترمومکانیکی نمونه FSP شده با سرعت پیشروی ۸ میلیمتر بر دقیقه و سرعت دورانی ۲۵۰۰ دور بر دقیقه با ۵ درصد پودر تقویت‌کننده.



شکل ۳۱-۴ الف) توزیع عناصر در منطقه ترمومکانیکی نمونه FSP شده با پارامتر پیشروی ۸ میلیمتر بر دقیقه و سرعت دورانی ۲۵۰۰ دور بر دقیقه با ۵ درصد پودر تقویت‌کننده .

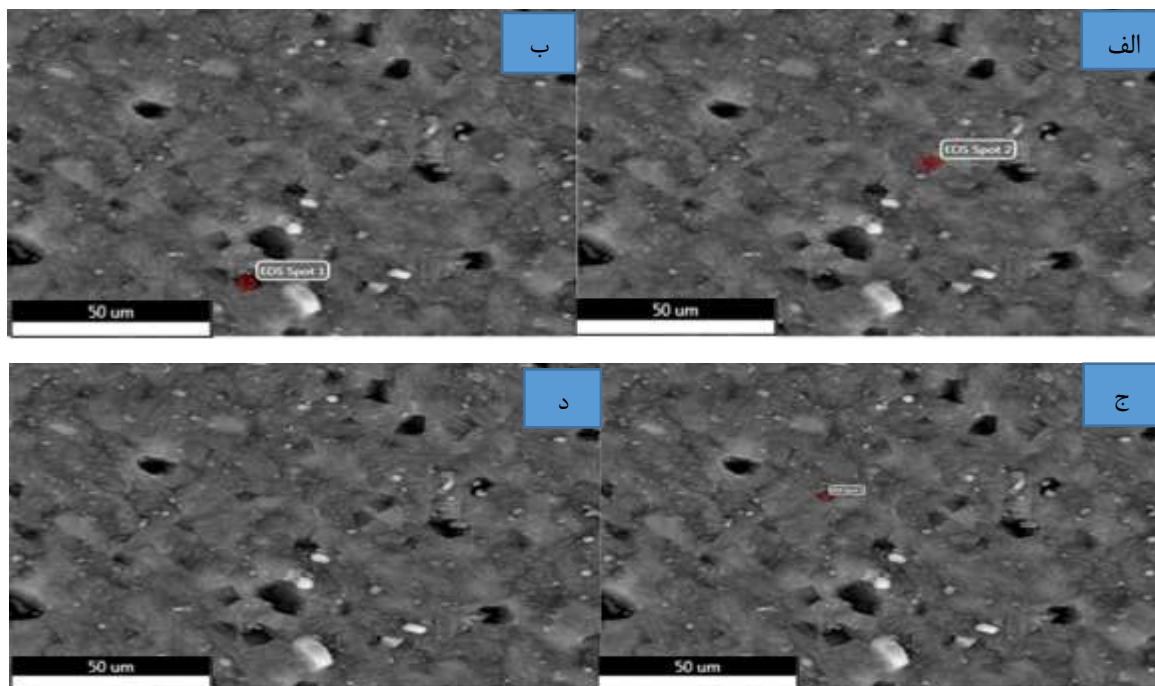
در تصاویر فوق هم نحوه قرارگیری عنصر منیزیم در آلومینیم قابل مشاهده است. در شکل (۳۰-۴) قسمتی از تجمع عناصر را می‌توان دید که ناشی از رسوبات در زمینه است.



شکل ۴-۳۲ تغییرات غلظت برحسب فاصله (لاین اسکن) برای نمونه C۱.

شکل (۴-۳۲) نتایج آنالیز خطی از فصل مشترک اتصالات را در حالات مختلف نشان می‌دهد. همان‌طور که ملاحظه می‌شود، آنالیز خطی بر روی منحنی ای به طول $400\text{ }\mu\text{m}$ انجام شد. همان‌طور که ملاحظه می‌شود شیب گرادیان غلظتی مربوط به منیزیم دارای متوسط مقدار خود بوده که این مسئله به دلیل نفوذ منیزیم به سمت آلیاژ آلومینیم هست. با توجه به سختی بالایی که آلیاژهای سری ۵XXX دارند، زبری سطحی به زمان بیشتری برای تغییر شکل پلاستیک لازم دارد. در نتیجه افزایش سطح تماس بین سطوح فلزات پایه در مدت زمان بیشتری رخ داده است و فرصت کمتری در اختیار منیزیم برای نفوذ به سمت مقابل قرار خواهد گرفت. در نتیجه نرخ نفوذ کمتر منیزیم به سمت آلومینیم رخ می‌دهد. هرچه سختی کمتر باشد،

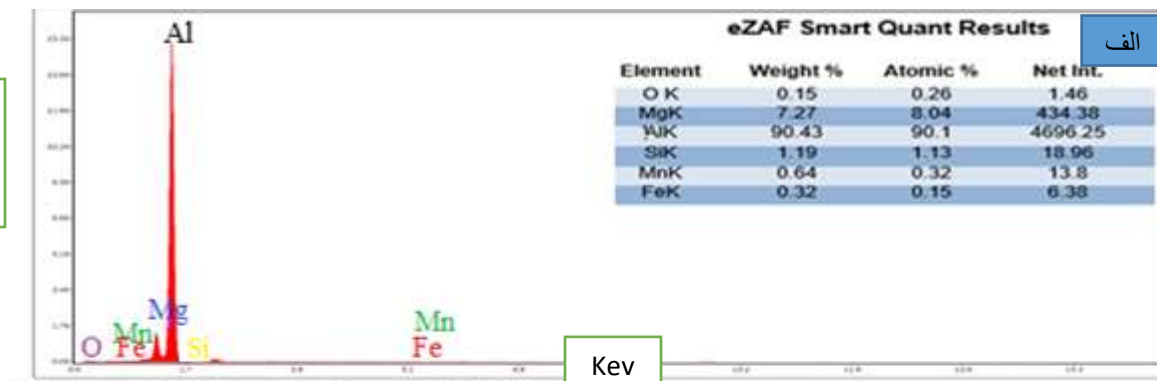
نرخ تغییر شکل پلاستیک زبری‌های سطحی و افزایش سطح تماس در زمان کمتری رخ داده در نتیجه سست شدن پیوند درمیان آلیاژ آلومینیم امکان نفوذ بیشتر آلومینیم را فراهم می‌کند. بعد از بررسی منطقه ترمومکانیکی به بررسی منطقه همزده که مهم‌ترین قسمت است، می‌پردازیم. در شکل (۴-۳۳) از قسمت‌های مختلف آنالیز نقطه‌ای گرفته شده که میزان عناصر را نشان می‌دهد که به بررسی آن‌ها پرداخته می‌شود.



شکل ۴-۳۳ تصویر آنالیز نقطه‌ای میکروسکوپ الکترونی از منطقه همزده نمونه C۱.

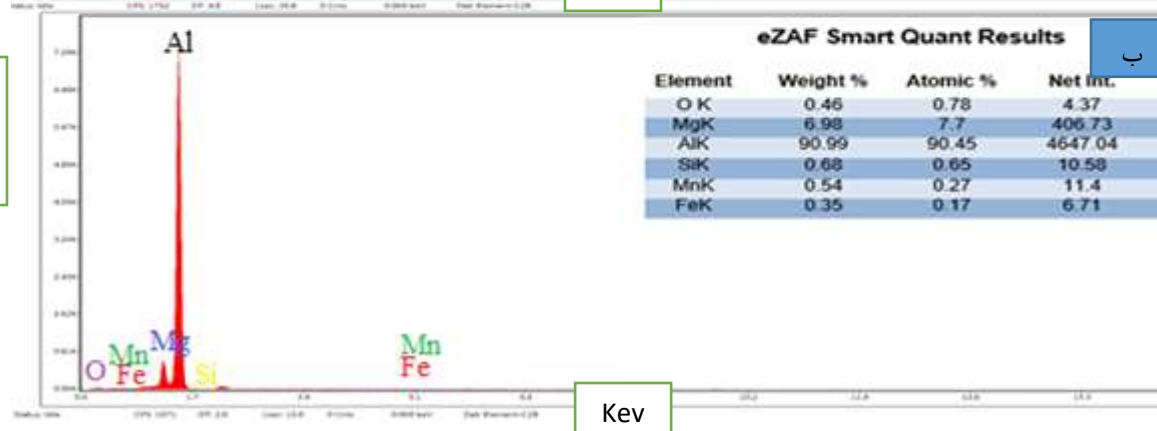
الف

Intensity



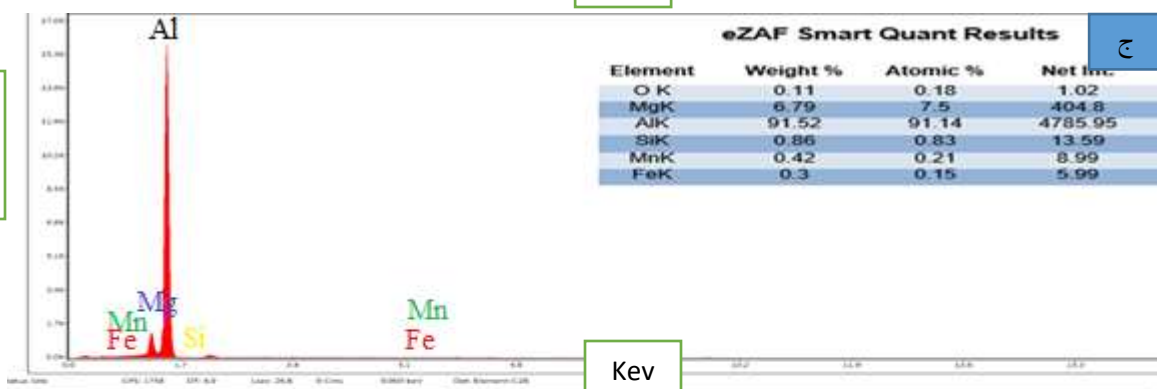
ب

Intensity



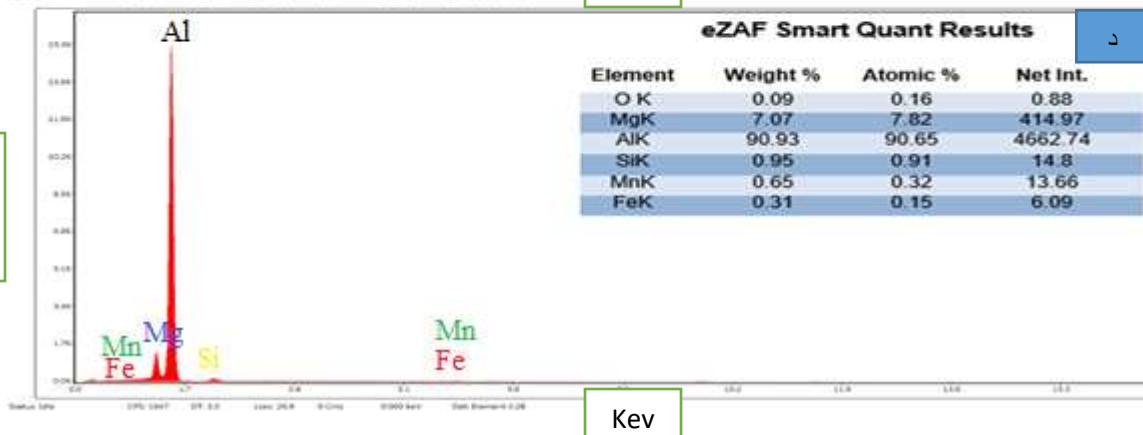
ج

Intensity



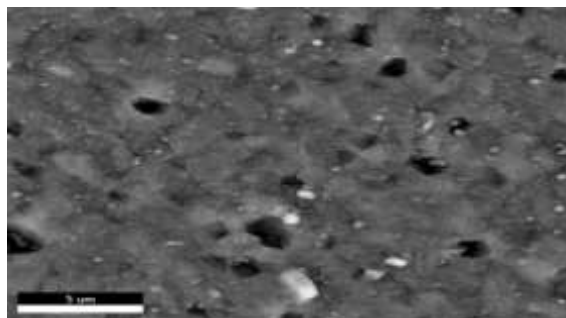
د

Intensity

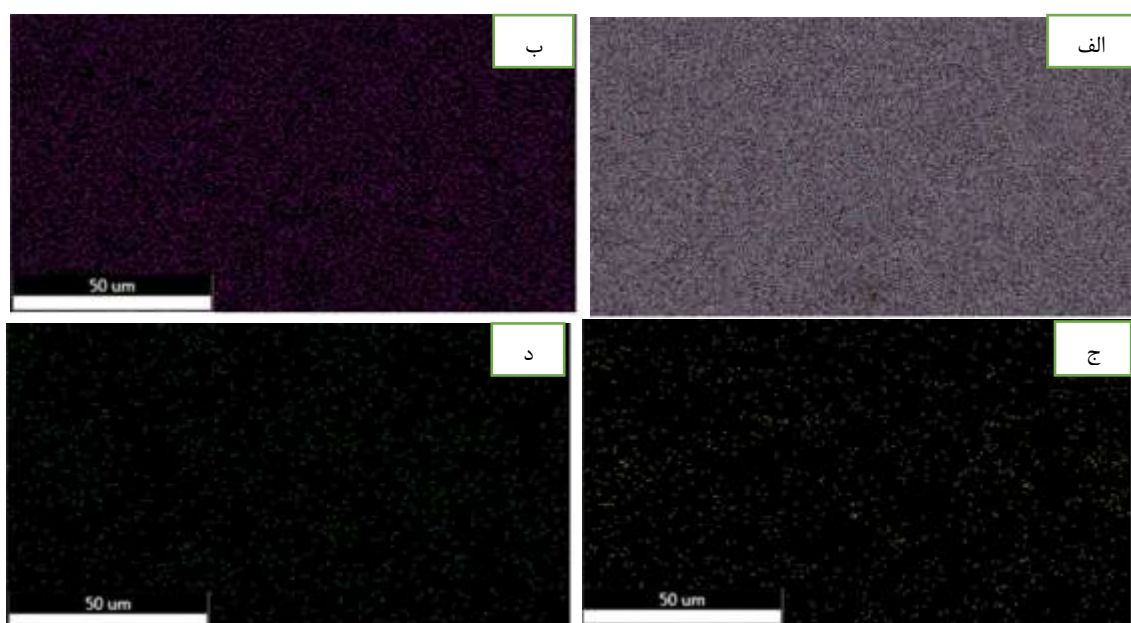


شکل ۴-۳۴ نمودار شدت پیک‌های نقاط مورد آنالیز در منطقه همزده نمونه C۱.

با توجه به شکل‌های (۴-۳۳) و (۴-۳۴) در منطقه همزده (الف) می‌توان مشاهده کرد که مقدار سیلیسیم و منیزیم کمی افزایش یافته و میزان اکسیژن که در آنالیز نقطه‌ای از آن گرفته شده کاهش یافته است. در منطقه همزده (ب) می‌توان مشاهده کرد، میزان سیلیسیم که میزان آن ۰/۶۸ درصد وزنی است و مقدار منیزیم افزایش یافته و میزان اکسیژن که در آنالیز نقطه‌ای از آن گرفته شده نسبت به مرحله قبل افزایش یافته است. در منطقه همزده (ج) می‌توان مشاهده کرد که میزان سیلیسیم که میزان آن ۰/۸۶ درصد وزنی است و نسبت به مرحله قبل افزایش یافته و مقدار منیزیم کمی کاهش یافته است و میزان اکسیژن که در آنالیز نقطه‌ای از آن گرفته شده نسبت به مرحله قبل کاهش یافته است. در منطقه همزده (د) می‌توان مشاهده کرد، میزان سیلیسیم که میزان آن ۰/۹۵ درصد وزنی است و نسبت به مرحله قبل افزایش یافته است همچنین مقدار منیزیم کمی افزایش یافته و میزان اکسیژن که در آنالیز نقطه‌ای از آن گرفته شده نسبت به مرحله قبل کاهش یافته است. تغییر شکل پلاستیک شدید و گرمای حاصل از اصطکاک در طی FSP منجر به تبلور مجدد دانه‌های ریز، در منطقه همزده می‌شود. عموماً منطقه همزده را منطقه تبلور مجدد دینامیک گویند. در این منطقه چگالی نابجایی بالا است.



تصویر ۳۵-۴ تصویر آنالیز نقشه‌ای از منطقه همزده نمونه FSP شده با سرعت پیشروی ۸ میلیمتر بر دقیقه و سرعت دورانی ۲۵۰۰ دور بر دقیقه با ۵ درصد پودر تقویت‌کننده.



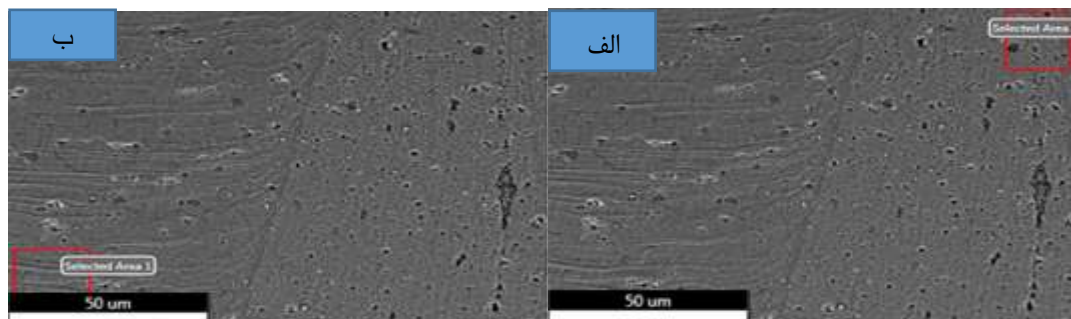
شکل ۳۶-۴ توزیع عناصر آلیاژی در منطقه همزده نمونه FSP شده با سرعت پیشروی ۸ میلیمتر بر دقیقه و سرعت دورانی ۲۵۰۰ دور بر دقیقه با ۵ درصد پودر تقویت‌کننده.

تصویر (۳۵-۴) تصویر آنالیز نقشه‌ای از منطقه همزده نمونه را نشان می‌دهد. در تصویر (۳۶-۴) هم نحوه قرارگیری عنصر منیزیم در آلومینیم قابل مشاهده است.

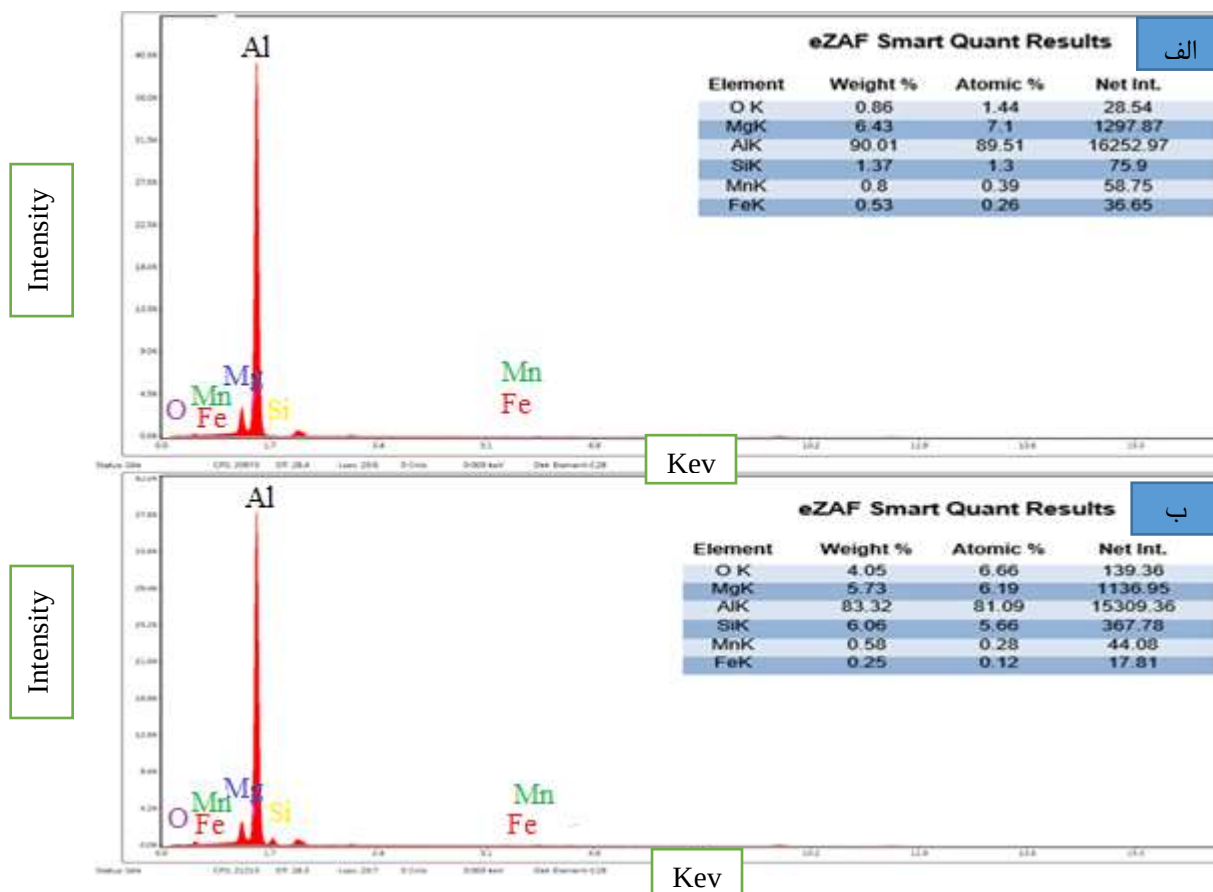
۳-۳-۴-۴ آنالیز فازی به کمک طیف سنجی انرژی پرتوایکس نمونه C۳

در این قسمت به بررسی نمونه FSP شده با سرعت پیشروی ۸ میلیمتر بر دقیقه و سرعت دورانی ۲۵۰۰ دور بر دقیقه با ۱۵ درصد وزنی تقویت‌کننده می‌پردازیم. در این قسمت به بررسی هم‌زمان منطقه تحت

تأثیر حرارت و منطقه ترمومکانیکی پرداخته می‌شود که ابتدا آنالیز نقطه‌ای و سپس آنالیز نقشه‌ای بررسی می‌شود.

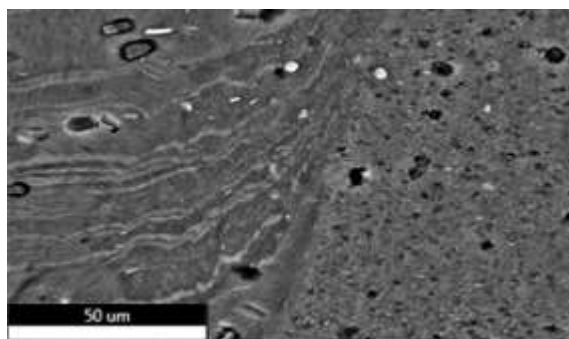


شکل ۴-۳۷ تصویر آنالیز نقطه‌ای میکروسکوپ الکترونی از مناطق تحت تأثیر حرارت و ترمومکانیکی نمونه C۳

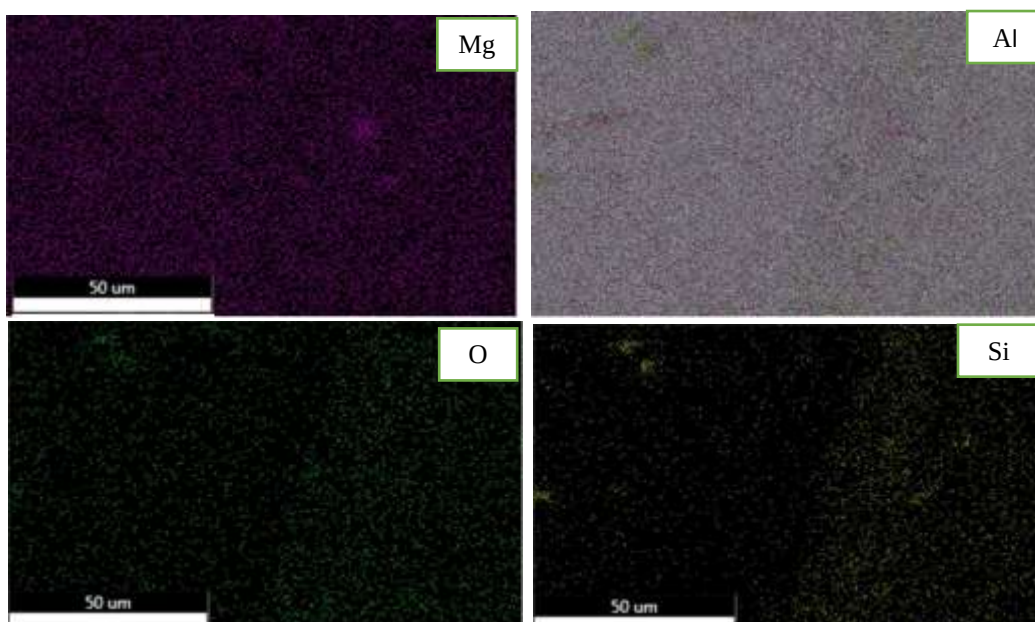


شکل ۴-۳۸ نمودار شدت پیک‌های نقاط آنالیز در مناطق تحت تأثیر حرارت و ترمومکانیکی نمونه C۳.

شکل (۴-۳۷) تصویر آنالیز نقطه‌ای میکروسکوپ الکترونی گرفته شده از مناطق تحت تأثیر حرارت و ترمومکانیکی است را نشان می‌دهد. در شکل (۴-۳۸) با توجه به آنالیز نقشه‌ای از منطقه تحت تأثیر حرارت و منطقه ترمومکانیکی و همچنین میزان عناصر در آن‌ها می‌توان مشاهده کرد که در قسمت (الف) میزان سیلیسیم به ۱/۳۷ درصد وزنی و میزان اکسیژن به ۰/۸۶ درصد وزنی و میزان منیزیم ۶/۴۳ درصد وزنی رسیده و آنالیز گرفته شده در منطقه تحت تأثیر حرارت است. احتمال اصلی که این مقدار زیاد است شاید این باشد که آنالیز از رسوب گرفته شده باشد لیکن با توجه به آنالیزی که از خطوط در قسمت‌های قبلی گرفته شده بود مربوط به عنصر منیزیم بوده است و به همین دلیل میزان منیزیم زیاد است. میزان عنصر سیلیسیم هم در قسمت قبلی این مقدار بوده است. در قسمت (ب) که آنالیز نقطه‌ای از آن گرفته شده است مربوط به منطقه ترمومکانیکی است که میزان سیلیسیم ۶/۳۶ درصد وزنی نسبت به منطقه همزده شده است و مقدار منیزیم ۵/۷۳ درصد وزنی و مقدار اکسیژن ۴/۰۵ است. با توجه به شکل می‌توان مشاهده کرد که آنالیز آن از رسوبات گرفته شده و از طرفی با توجه به چرخش پین مقداری از ذرات تقویت‌کننده را به سمت داخل کشیده است. با توجه به آنالیز نقشه‌ای میزان پراکندگی عناصر سیلیسیم، اکسیژن و منیزیم را می‌توان مشاهده کرد که در منطقه ترمومکانیکی مقدار بیشتری به خود اختصاص داده است.

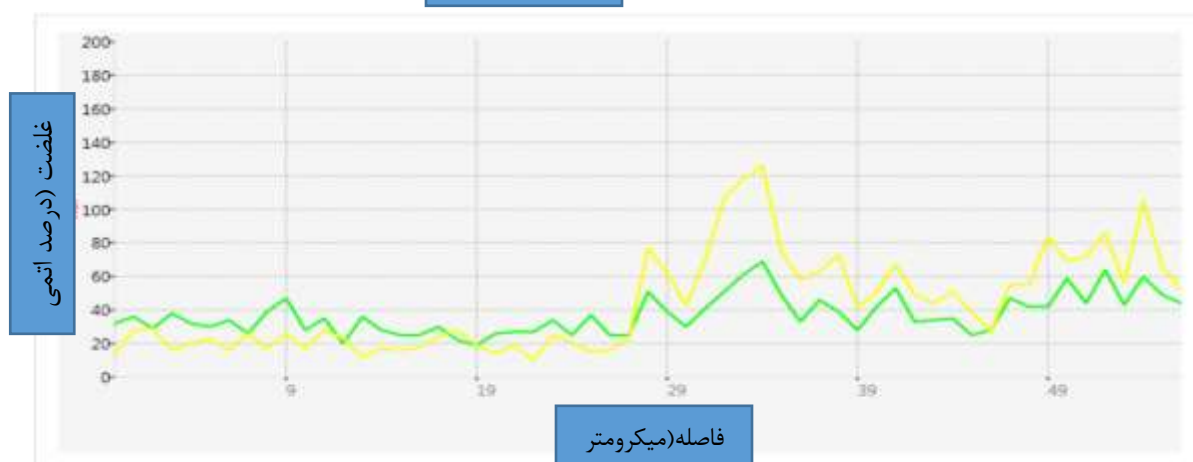
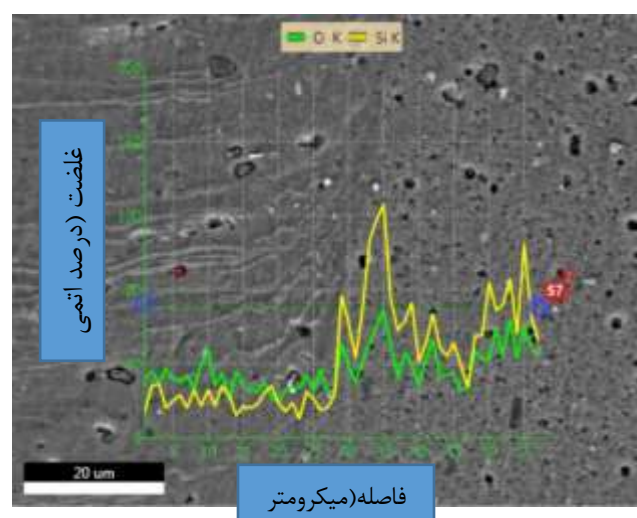
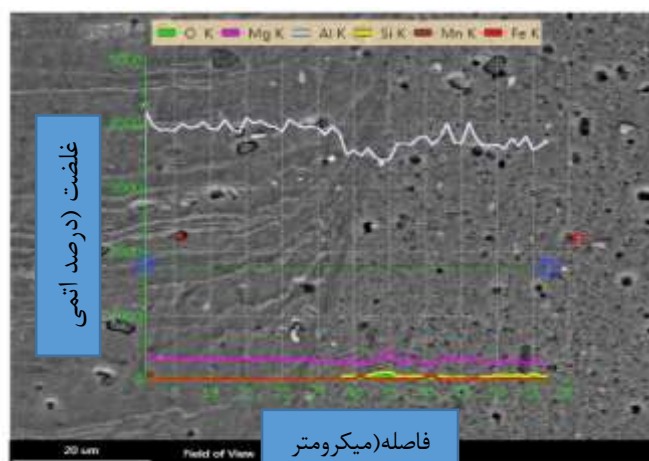


تصویر ۳۹-۴ تصویر آنالیز نقشه‌ای از منطقه تحت تأثیر حرارت و ترمومکانیکی نمونه FSP شده با سرعت پیشروی ۸ میلیمتر بر دقیقه و سرعت دورانی ۲۵۰۰ دور بر دقیقه با ۱۵ درصد پودر تقویت‌کننده.



شکل ۴۰-۴ توزیع عناصر از منطقه تحت تأثیر حرارت و ترمومکانیکی نمونه FSP شده با سرعت پیشروی ۸ میلیمتر بر دقیقه و سرعت دورانی ۲۵۰۰ دور بر دقیقه با ۱۵ درصد پودر تقویت‌کننده.

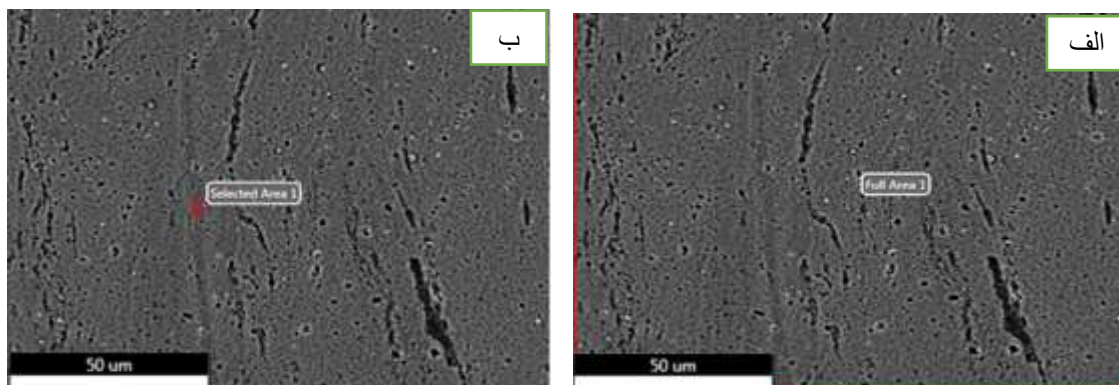
شکل (۳۹-۴) تصویر آنالیز نقشه‌ای از منطقه تحت تأثیر حرارت و ترمومکانیکی و شکل (۴۰-۴) هم نحوه قرارگیری عنصر منیزیم در آلومینیم و ذرات سیلیسیم و اکسیژن را نشان می‌دهد. در شکل (۴۰-۴) (Al) حضور عناصر به صورت پراکنده در زمینه آلومینیم مشخص است.



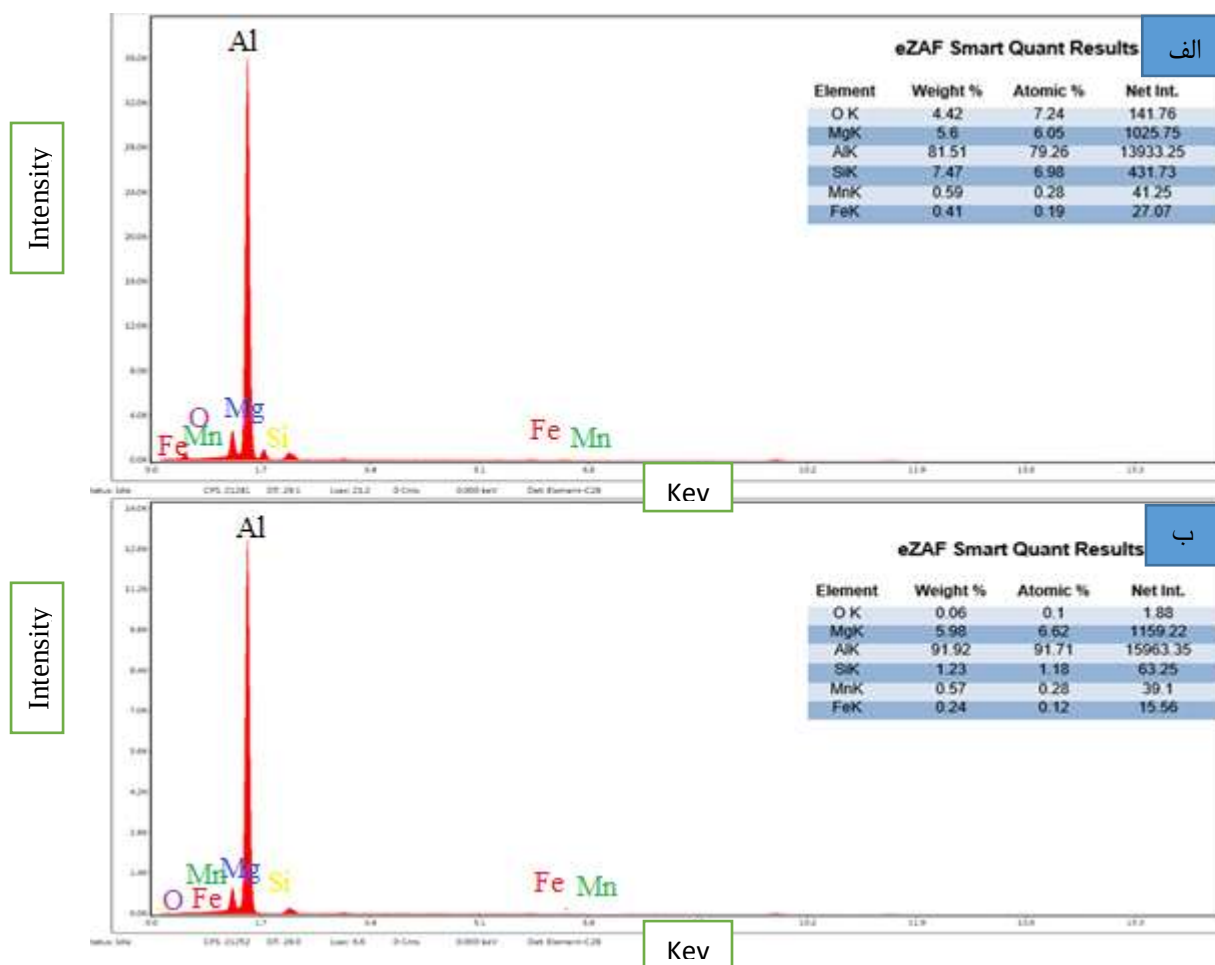
شکل ۴-۴۱ تغییرات غلظت برحسب فاصله (لاین اسکن) برای نمونه C۳

در ادامه توضیحات قبلی که لاین اسکن از آن گرفته شد می توان گفت در شکل (۴-۴۱) به طور کلی در تمامی حالات نرخ نفوذ اتم های آلومینیم به سمت آلیاژ منیزیم بیشتر می باشد. از جمله مهم ترین عواملی که سرعت نفوذ یک عنصر را مشخص می کند شعاع اتمی، چگالی و دمای ذوب عنصر است. ساختار بلوری عناصر و آلیاژها در ضریب نفوذ آنها مؤثر است، اتم ها در ساختارهای بازتر سریع تر نفوذ می کنند. با توجه به اینکه انرژی فعال سازی برای نفوذ اتم های کوچک کمتر است، اتم های کوچکتر سرعت نفوذ بیشتری دارند. به این ترتیب از این نظر سرعت نفوذ و در نتیجه عمق نفوذ آلومینیم بیشتر از منیزیم می باشد.

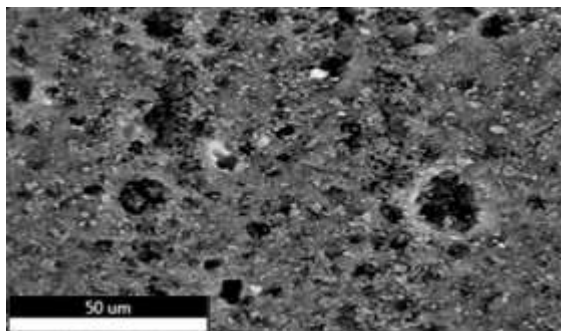
با توجه به آنالیز نقطه ای شکل (۴-۴۲) و نمودار شدت پیک ها شکل (۴-۴۳) در دو قسمت منطقه همزده با پارامتر ۱۵ درصد وزنی و سرعت پیشروی و سرعت دورانی ثابت می توان مشاهده کرد که در قسمت (الف) میزان سیلیسیم ۷/۴۷ درصد وزنی و میزان منیزیم ۵/۶ درصد وزنی و میزان اکسیژن ۴/۴۲ درصد وزنی است. در قسمت (ب) میزان سیلیسیم ۱/۲۳ درصد وزنی و میزان منیزیم ۵/۹۸ درصد وزنی و میزان اکسیژن ۰/۰۶ درصد وزنی است. همان طور که معلوم است در قسمت (الف) میزان عناصر افزایش یافته و در قسمت (ب) کاهش چشمگیری پیدا کرده است. در قسمت (الف) با توجه به رسوبات و قرار گرفتن ذرات تقویت کننده در منطقه همزده میزان عناصر زیاد است ولی در قسمت (ب) میزان منیزیم کمی افزایش داشته که آنالیز آن از منطقه ای بوده که رسوبات نداشته و امکان دارد رسوبات در اثر چرخش پین حل شده باشند.



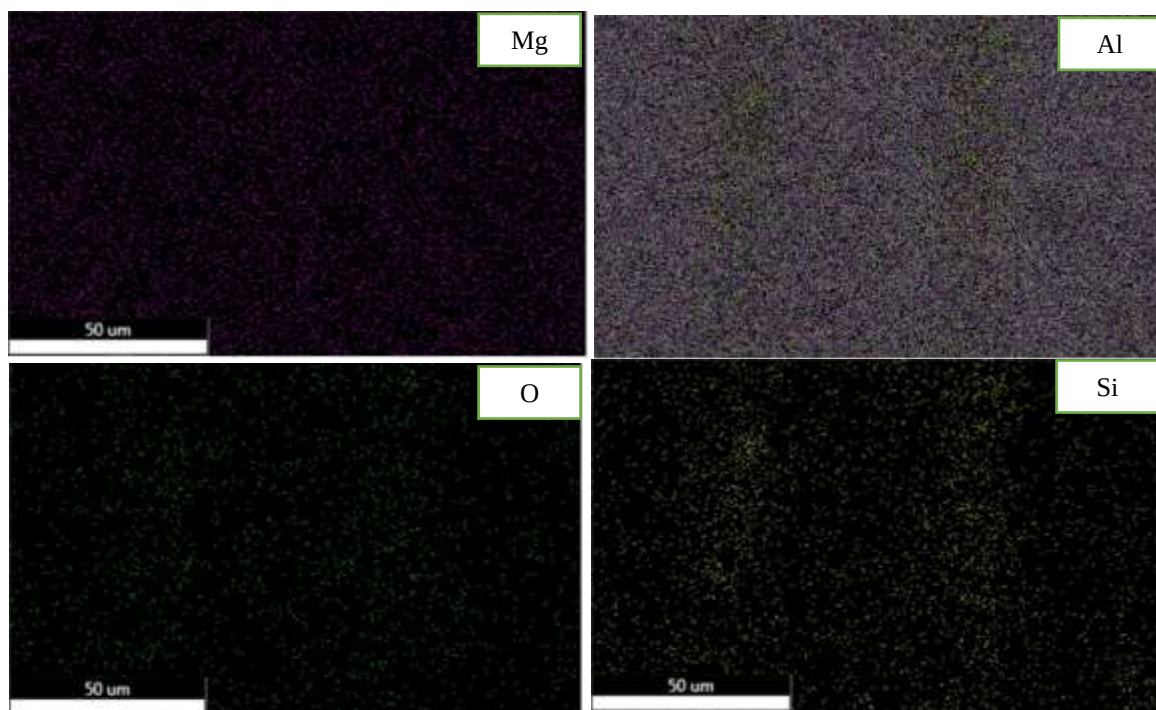
شکل ۴-۴۲ تصویر آنالیز نقطه‌ای میکروسکوپ الکترونی از منطقه همزده نمونه C۳.



شکل ۴-۴۳ نمودار شدت پیک‌های نقاط مورد آنالیز در منطقه همزده C۳.



تصویر ۴-۴۴ تصویر آنالیز نقشه‌ای از منطقه همزده نمونه C۳.



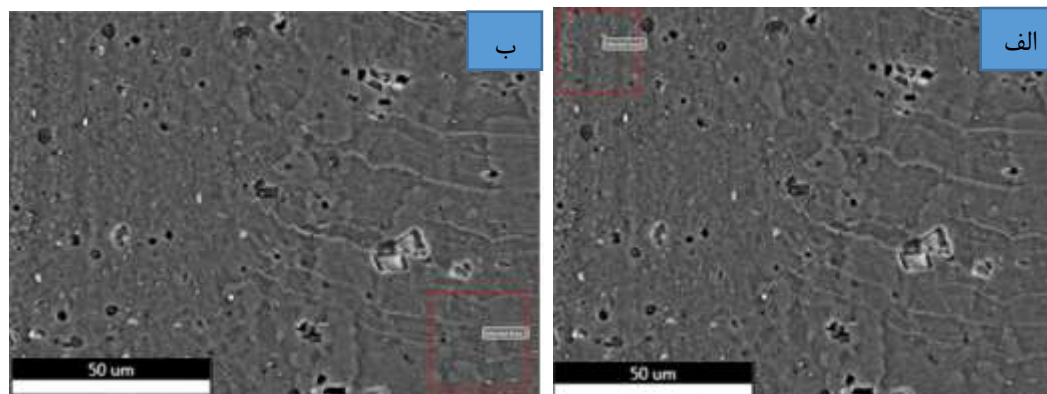
شکل ۴-۴۵ الف) توزیع عناصر در نمونه FSP شده با پارامتر سرعت پیشروی ۸ میلیمتر بر دقیقه و سرعت دورانی ۲۵۰۰ دور بر دقیقه با ۱۵ درصد پودر تقویت‌کننده.

تصویر (۴-۴۴) تصویر آنالیز نقشه‌ای از منطقه همزده با ۱۵ درصد پودر تقویت‌کننده C۳ را نشان می‌دهد.

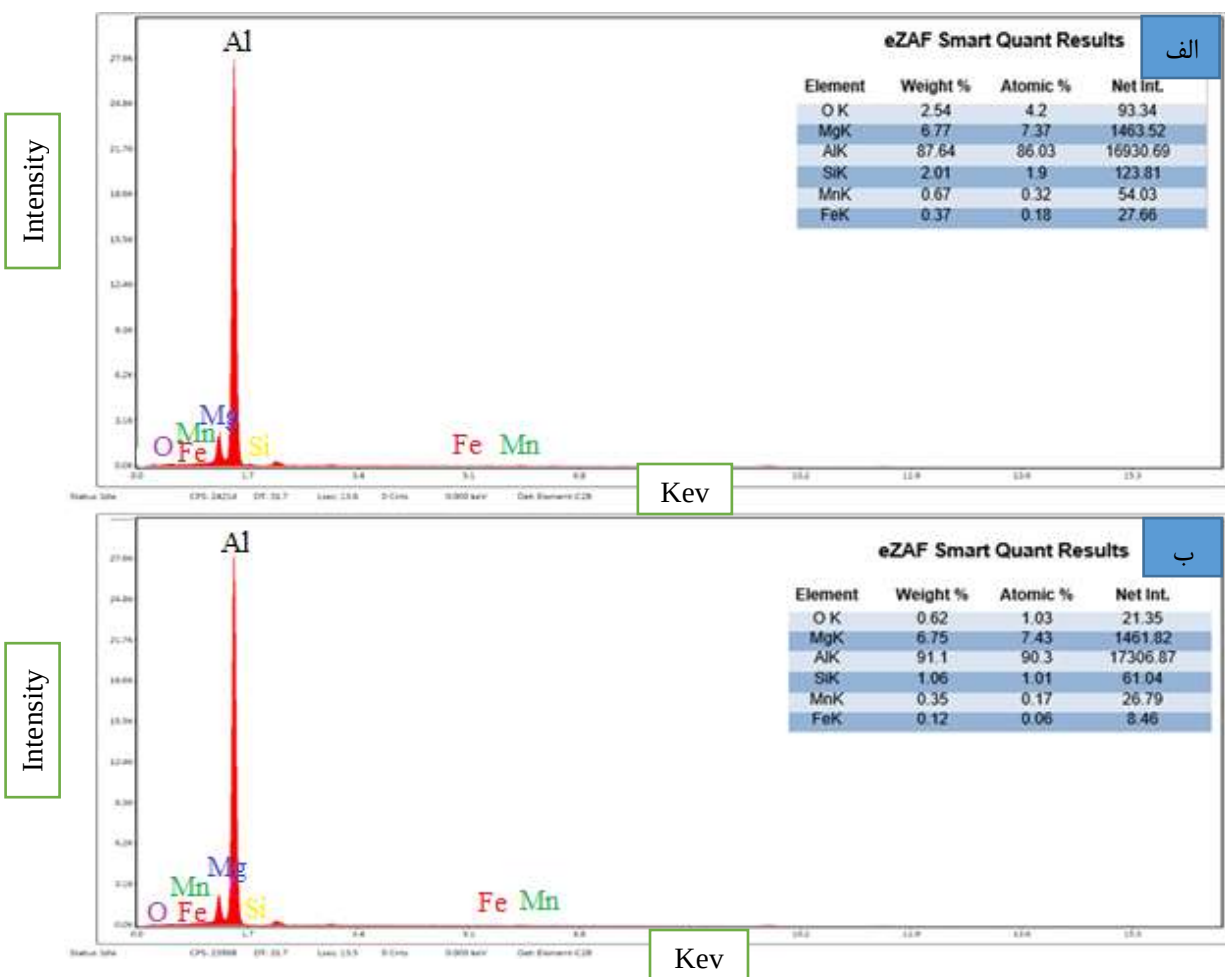
در شکل ۴-۴۵ (Al) حضور عناصر به صورت پراکنده در زمینه آلومینیم مشخص است.

۴-۳-۴-۴ آنالیز فازی به کمک طیف‌سنجی انرژی پرتوایکس نمونه A۳

در اینجا به بررسی نمونه با ۱۵ درصد حجمی با سرعت پیشروی ۸ میلیمتر بر دقیقه و سرعت دورانی ۸۰۰ دور بر دقیقه می‌پردازیم. در این مرحله ابتدا به بررسی مناطق تحت تأثیر حرارت و ترمومکانیکی که از آن آنالیز نقطه‌ای گرفته شده می‌پردازیم.



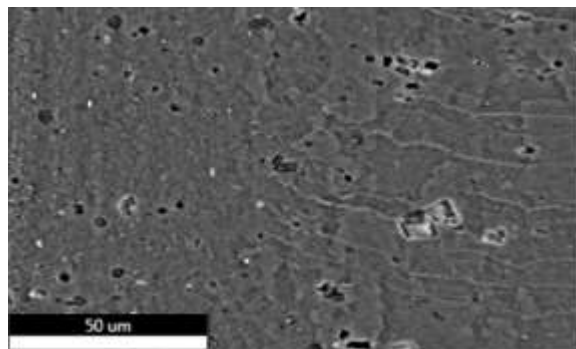
شکل ۴-۴۶ تصویر آنالیز نقطه‌ای میکروسکوپ الکترونی از مناطق تحت تأثیر حرارت و ترمومکانیکی نمونه A۳.



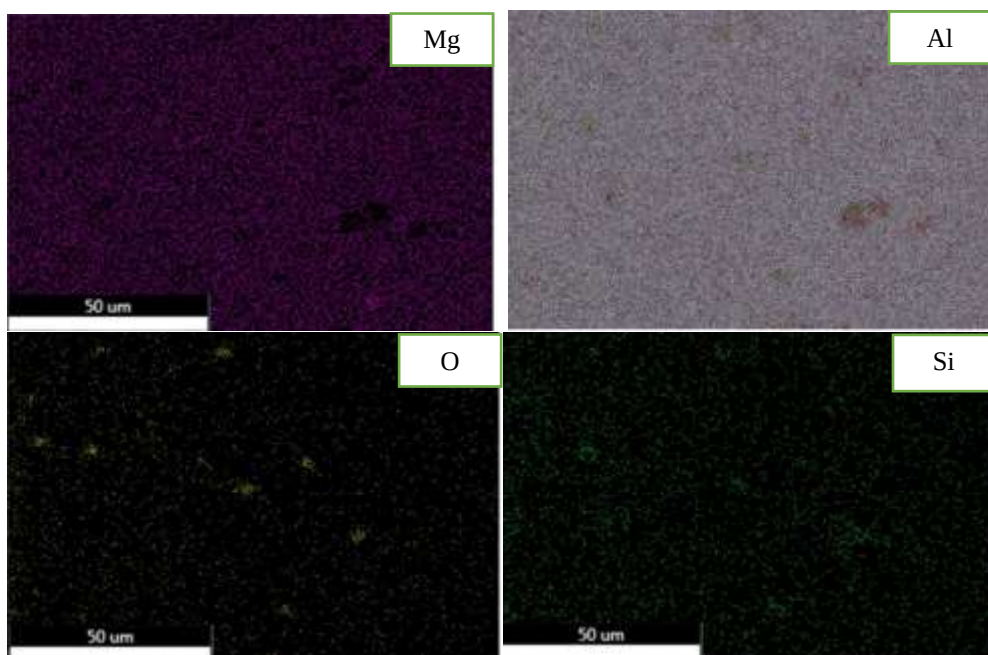
شکل ۴-۴۷ نمودار شدت پیک‌های نقاط مورد آنالیز در مناطق تحت تأثیر حرارت و ترمومکانیکی Al_3

با توجه به شکل (۴-۴۶) از منطقه تحت تأثیر حرارت و شکل (۴-۴۷) از دو قسمت منطقه همزده با پارامتر ۱۵ درصد وزنی و سرعت پیشروی و سرعت دورانی ثابت می‌توان مشاهده کرد که در قسمت (الف) میزان سیلیسیم ۲ درصد وزنی و میزان منیزیم ۶/۷ درصد وزنی و میزان اکسیژن ۲/۵۴ درصد وزنی است. در قسمت (ب) میزان سیلیسیم ۱/۰۶ درصد وزنی و میزان منیزیم ۶/۷۵ درصد وزنی و میزان اکسیژن ۰/۶۲ درصد وزنی است. در تصویر (الف) می‌توان مشاهده کرد آنالیز گرفته شده از منطقه ترمومکانیکی است که تحت تأثیر حرارت و تغییر شکل پلاستیک قرار گرفته و با چرخش پین به صورت ساعتگرد باعث خرد و یا حل شدن ذراتی می‌شود که احتمالاً رسوبات و یا دیگر عناصر در این منطقه هستند با توجه به آنالیز نقشه‌ای

میزان پراکندگی عناصر سیلیسیم، اکسیژن و منیزیم را می‌توان بهتر مشاهده کرد که در منطقه ترمومکانیکی مقدار بیشتری به خود اختصاص داده است. تصویر (ب) مربوط به آنالیز گرفته شده در منطقه تحت تأثیر حرارت است.



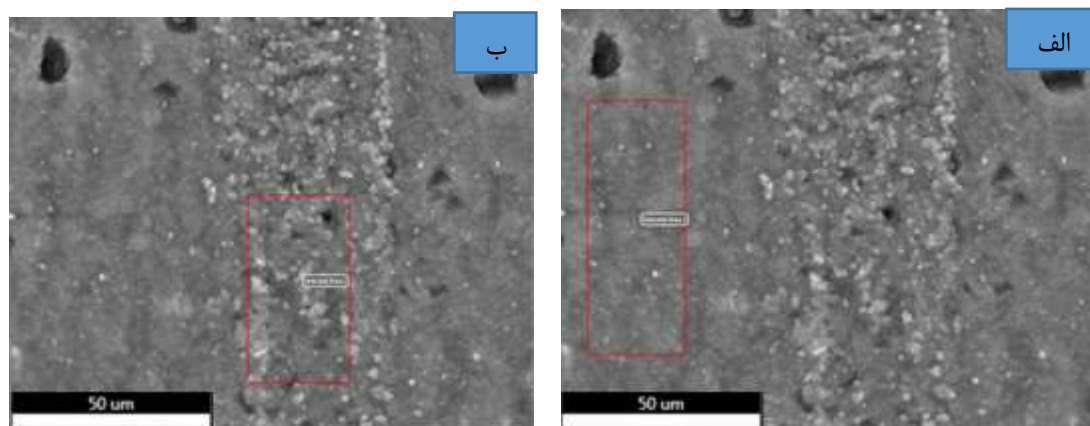
تصویر ۴-۴۸ آنالیز نقشه‌ای از مناطق تحت تأثیر حرارت و ترمومکانیکی با ۱۵ درصد پودر تقویت‌کننده نمونه A۳.



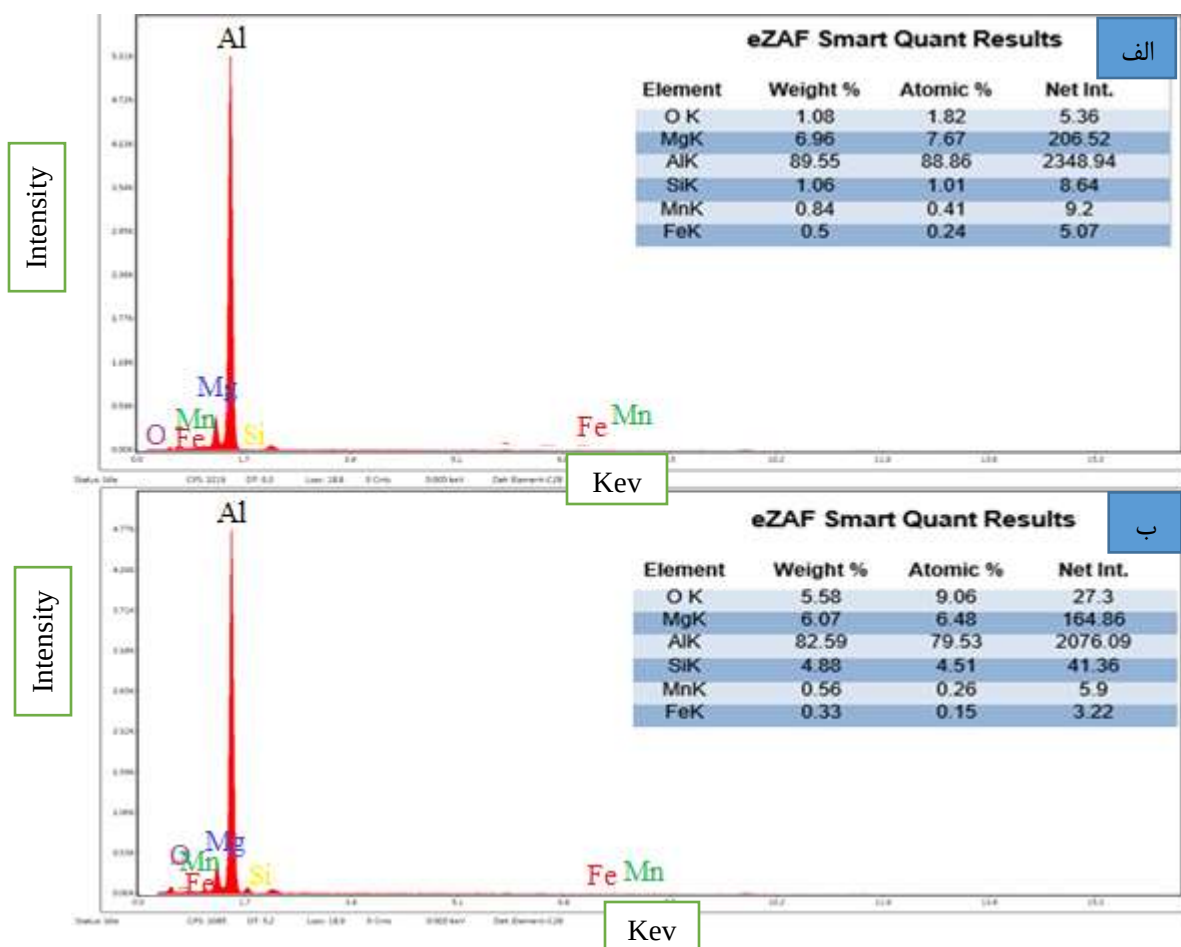
شکل ۴-۴۹ توزیع عناصر نمونه FSP شده با پارامتر سرعت پیشروی ۸ میلیمتر بر دقیقه و سرعت دورانی ۸۰۰ دور بر دقیقه با ۱۵ درصد پودر تقویت‌کننده.

شکل (۴-۴۸) آنالیز نقطه‌ای و شکل (۴-۴۹) آنالیز نقشه‌ای از سمت راست منطقه همزده در فصل مشترک مناطق تحت تأثیر حرارت و ترمومکانیکی را نشان می‌دهد. در شکل (۴-۴۹) نحوه توزیع عنصر منیزیم در آلومینیم و ذرات سیلیسیم و اکسیژن قابل مشاهده است.

بعد از بررسی مناطق تحت تأثیر حرارت و ترمومکانیکی به بررسی منطقه همزده می‌پردازیم که به علت نویز که بر روی دستگاه میکروسکوپ الکترونی می‌انداخت کیفیت تصاویر زیاد خوب نبودند ولی با این حال آنالیز نقطه‌ای و نقشه‌ای گرفته شد (شکل ۴-۵۰).



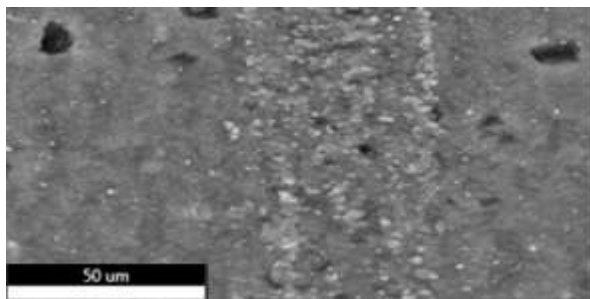
شکل ۴-۵۰ تصویر آنالیز نقطه‌ای میکروسکوپ الکترونی از منطقه همزده نمونه A۳.



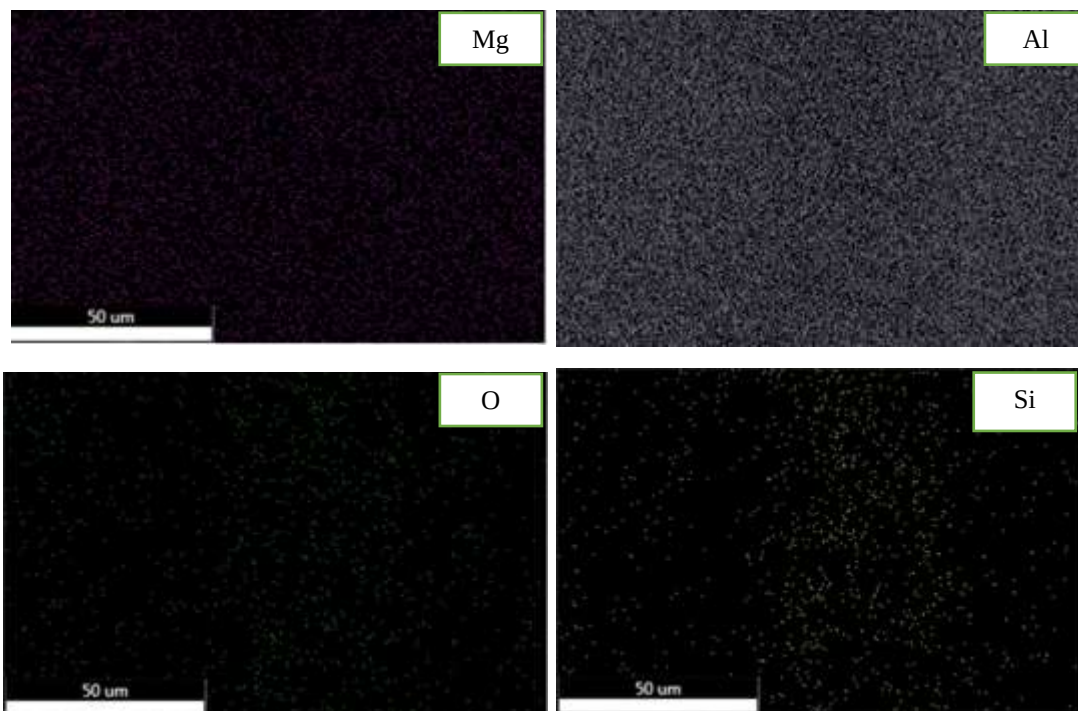
شکل ۴-۵۱ نمودار شدت پیک‌های نقاط مورد آنالیز در منطقه همزده A^۳

با توجه به آنالیز نقطه‌ای شکل (۴-۵۰) و نمودار شدت پیک‌ها در شکل (۴-۵۱) از دو قسمت منطقه همزده با پارامتر ۱۵ درصد وزنی و سرعت پیشروی و سرعت دورانی ثابت، می‌توان مشاهده کرد که در قسمت (الف) میزان سیلیسیم ۱/۰۶ درصد وزنی و میزان منیزیم ۶/۹۶ درصد وزنی و میزان اکسیژن ۱/۰۸ درصد وزنی است. در قسمت (ب) میزان سیلیسیم ۴/۸۸ درصد وزنی و میزان منیزیم ۶/۰۸ درصد وزنی و میزان اکسیژن ۵/۵۸ درصد وزنی است. همان‌طور که معلوم است در قسمت (ب) میزان عناصر افزایش یافته و در قسمت (الف) کاهش چشمگیری پیدا کرده است. دلیل افزایش درصد ذرات سیلیسیم و اکسیژن می‌تواند این باشد که آنالیز گرفته شده از نقطه‌ای بوده که رسوبات Al_2Mg_2 وجود داشته است. در شکل‌های (الف) و (ب) حفره‌هایی دیده می‌شود که به خاطر آماده‌سازی نمونه رسوبات از جای خود کنده شده‌اند و ذرات به

صورت ریز و پراکنده هستند. حال به بررسی آنالیز نقشه‌ای این نمونه می‌پردازیم تا مراحل پراکندگی را نشان دهد.



تصویر ۴-۵۲ تصویر آنالیز نقشه‌ای از منطقه همزده نمونه A۳



شکل ۴-۵۳ الف) توزیع عناصر در نمونه FSP شده با پارامتر سرعت پیشروی ۸ میلیمتر بر دقیقه و سرعت دورانی ۸۰۰ دور بر دقیقه با ۱۵ درصد پودر تقویت‌کننده.

شکل (۴-۵۲) تصویر آنالیز نقشه‌ای از منطقه همزده نمونه A۳ را نشان می‌دهد. در شکل (۴-۵۳) نحوه توزیع عنصر منیزیم در آلومینیم و ذرات سیلیسیم و اکسیژن قابل مشاهده است. در قسمت (Al) حضور عناصر به صورت پراکنده در زمینه آلومینیم نشان داده شده است.

اگر به طور خلاصه نتایج جمع بندی شوند، می توان گفت در این پژوهش نمونه های کامپوزیتی Al-Mg به روش همزن اصطکاکی با موفقیت تولید شدند. در این قسمت توسط میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ الکترونی روبشی و طیف سنجی پراش انرژی پرتو ایکس مورد بررسی قرار گرفتند. با افزایش سرعت پیشروی اندازه دانه ها کاهش می یابد و با کاهش سرعت پیشروی اندازه دانه ها افزایش می یابد. با افزایش سرعت دورانی می توان نتیجه گرفت که اندازه دانه ها کاهش می یابد.

در آلیاژهای آلومینیمی که افزودنی های عناصر محلول نظیر آلیاژهای Al-Mg هستند، تغییر شکلی در دماهای بالا در مرزدانه ها ایجاد می شود. تشکیل دانه های فرعی در بخش های داخلی دانه ها وجود دارد اما دانه های فرعی می توانند در مرزها ایجاد شوند. از آنالیز طیف سنجی انرژی پراش ایکس برای بررسی رسوبات زمینه و زمینه آلومینیم در الگوی پراش پرتو ایکس استفاده شد.

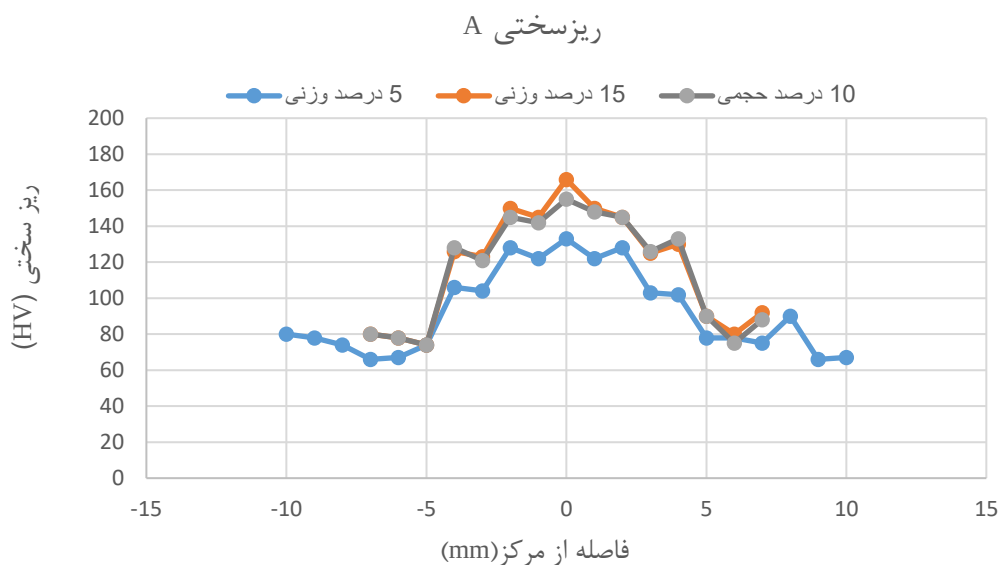
۴-۵- خواص مکانیکی

۴-۵-۱- سختی سنجی

۴-۵-۱-۱- سختی سنجی نمونه‌های A

همه‌ی نمونه‌های مورد استفاده برای آنالیز سختی سنجی دارای ۵، ۱۰، ۱۵ درصد وزنی پودر نانو SiO_2 بودند است. مقدار سختی فلز پایه ۸۰ ویکرز بوده و مقدار سختی در نمونه A که با ۵ درصد وزنی پودر تقویت شده، در شکل ۴-۵۵ نشان داده شده است کمترین مقدار سختی منطقه همزده ۱۰۲ ویکرز و بیشترین آن ۱۳۳ ویکرز است. در نمونه‌های A سرعت پیشروی ۸ میلیمتر بر دقیقه و سرعت دورانی ۸۰۰ دور بر دقیقه است. همان‌طور که در قسمت قبل گفته شد به دلیل مقدار کم درصد وزنی ذرات تقویت‌کننده و اینکه در منطقه تحت تأثیر حرارت (HAZ) کاهش سختی می‌تواند به دلیل رشد و انحلال رسوبات در نتیجه حرارت وارد شده به این منطقه باشد. با گذر از منطقه تحت تأثیر حرارت و با ورود به منطقه ترمومکانیکی و ناحیه همزده در نمونه کامپوزیتی سختی ۱۳۳ ویکرز به دست آمده نسبت به آلومینیم پایه کاهشی مشاهده نشد و حتی میزان سختی افزایش یافته است. ریز شدن دانه‌ها در اثر فرآیند همزن اصطکاکی، اعمال تغییر شکل پلاستیک شدید، حرارت ورودی بالا و همچنین تشکیل ترکیبات بین فلزی به مقدار کافی و توزیع مناسب و یکنواخت ذرات تقویت‌کننده می‌تواند دلیلی بر سختی به دست آمده باشد. با کاهش سرعت پیشروی مقدار سختی کاهش یافته است. در نمونه دیگر و با ۱۰ درصد وزنی مقدار سختی در منطقه همزده از مرحله قبل بیشتر است که کمترین آن ۱۲۶ ویکرز و بیشترین آن ۱۵۵ ویکرز است. دلیل افزایش سختی به خاطر افزایش درصد حجم پودر نسبت به مرحله قبلی بوده و اتفاقاتی که در منطقه تحت تأثیر حرارت و ترمومکانیکی نمونه قبل رخ داده است که در این نمونه سرعت پیشروی و سرعت دورانی همانند مرحله قبل ثابت بوده و باعث افزایش سختی نسبت به مرحله قبل شده است. در نمونه دیگر با ۱۵ درصد ذرات

تقویت‌کننده سختی نسبت به دو مرحله قبلی بیشتر شده است. که در این مرحله هم سرعت پیشروی و سرعت دورانی ثابت بوده که کمترین سختی ۱۲۵ ویکرز و بیشترین سختی ۱۶۵ ویکرز است. لازم به ذکر است که در این فرآیند تمام مراحل به صورت تک پاس بوده که از نمونه A می‌توان نتیجه گرفت که با افزایش مقدار ذرات تقویت‌کننده، سختی افزایش یافته است. همچنین ضریب حرارتی آلومینیم و ذرات تقویت‌کننده را می‌توان در مقدار افزایش و یا کاهش سختی دخیل دانست. این ذرات که در منطقه همزده می‌باشند که در اثر چرخش و ریز کردن ذرات و افزایش استحکام و سختی نقش دارند.

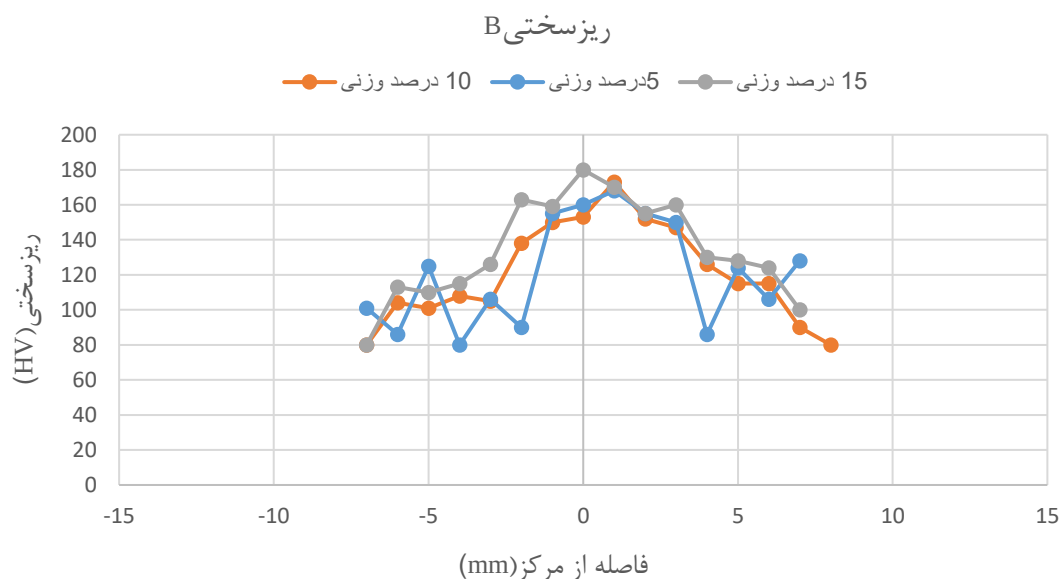


شکل ۴-۵۴ منحنی تغییرات سختی (ویکرز) برحسب فاصله از مرکز همزده نمونه A.

۴-۵-۱-۲ سختی سنجی نمونه‌های B

برای نمونه B که سرعت پیشروی در این فرآیند همانند نمونه A، ۸ میلیمتر بر دقیقه بوده است و سرعت دورانی آن متفاوت بوده که در این نمونه ۱۶۰۰ دور بر دقیقه است. در شکل ۴-۵۶ برای نمونه ۵ درصد وزنی کمترین سختی در منطقه همزده ۱۰۶ ویکرز و بیشترین آن ۱۶۸ ویکرز است و نمونه دیگر که دارای ۱۰ درصد وزنی ذرات تقویت‌کننده بوده کمترین سختی ۱۰۱ ویکرز و بیشترین آن ۱۷۳ ویکرز است. برای نمونه

۱۵ درصد وزنی کمترین سختی ۱۱۵ ویکرز و بیشترین آن ۱۸۰ ویکرز است. به دلیل افزایش پارامتر چرخش احتمال رشد و انحلال بیشتر رسوبات بیشتر شده که باعث بیشتر شدن اثرات کمتر سختی می‌شود. دلیل دیگر می‌تواند تغییر در پارامتر فرآیند میزان تشکیل ترکیبات بین فلزی کمتر بوده که بر توزیع غیریکنواخت ذرات تقویت‌کننده مؤثر خواهد بود. در این نمونه می‌توان متوجه شد که با افزایش ذرات تقویت‌کننده، سختی بیشتر شده و میزان سرعت دورانی نسبت به مرحله قبل افزایش یافته و سبب ریز شدن ذرات و افزایش دما و افزایش استحکام در نمونه نسبت به نمونه A شده است.

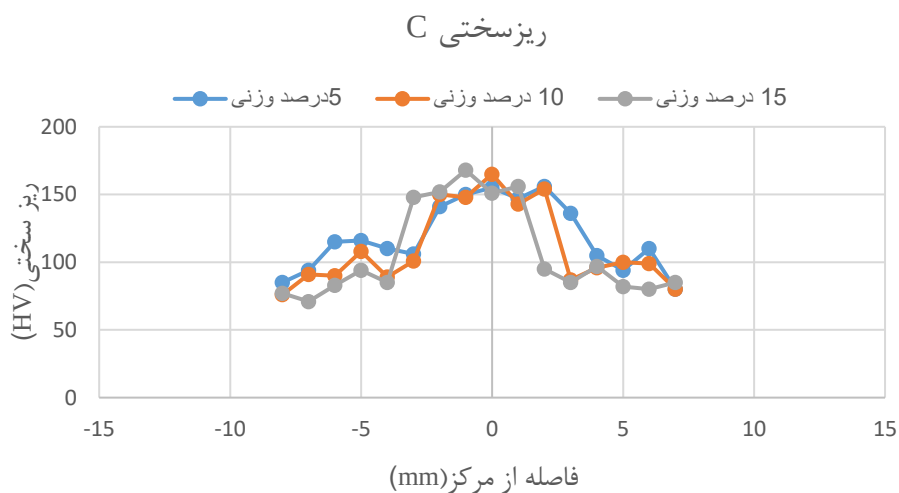


شکل ۴-۵۵ منحنی تغییرات سختی (ویکرز) بر حسب فاصله از مرکز همزده نمونه B.

۴-۵-۱-۳- سختی سنجی نمونه‌های C

در نمونه C سرعت پیشروی همانند مرحله قبل ثابت بوده و سرعت دورانی افزایش یافته که برای این نمونه ۲۵۰۰ دور بر دقیقه است. در شکل ۴-۵۷ برای نمونه ۵ درصد وزنی کمترین سختی ۱۰۶ ویکرز و بیشترین آن ۱۵۵ ویکرز است. برای نمونه ۱۰ درصد کمترین سختی ۹۰ و بیشترین آن ۱۶۵ ویکرز است و برای نمونه ۱۵ درصد وزنی کمترین سختی ۹۵ ویکرز و بیشترین ۱۶۸ ویکرز است. میزان حرارت در این نمونه

بیشتر از نمونه‌های قبلی است. با افزایش سرعت دورانی حرارت ورودی افزایش یافته در نتیجه انحلال رسوبات هم بیشتر شده است. این افزایش حرارت می‌تواند بر رشد دانه‌های تبلور مجدد یافته نیز تأثیر داشته باشد. با توجه به اینکه حرارت ورودی در نمونه کامپوزیتی و نمونه فلز پایه تقریباً یکسان است، اما دلیل افزایش مقدار سختی در نمونه کامپوزیتی نسبت به فلز پایه وجود ذرات تقویت‌کننده در زمینه‌ای از جنس Al-Mg می‌باشد. در این نمونه هم می‌توان نتیجه‌ای که از نمونه قبلی گرفته شد به دست آورد. میزان سختی در این نمونه‌ها علاوه بر منطقه همزده در مناطق ترمومکانیکی و تحت تأثیر حرارت نیز می‌توان مشاهده کرد. لازم به ذکر است که تغییر پارامترها و نتیجه آن تغییر در توزیع ذرات و میزان تشکیل ترکیبات بین فلزی در میزان سختی بی‌تأثیر نبوده است.

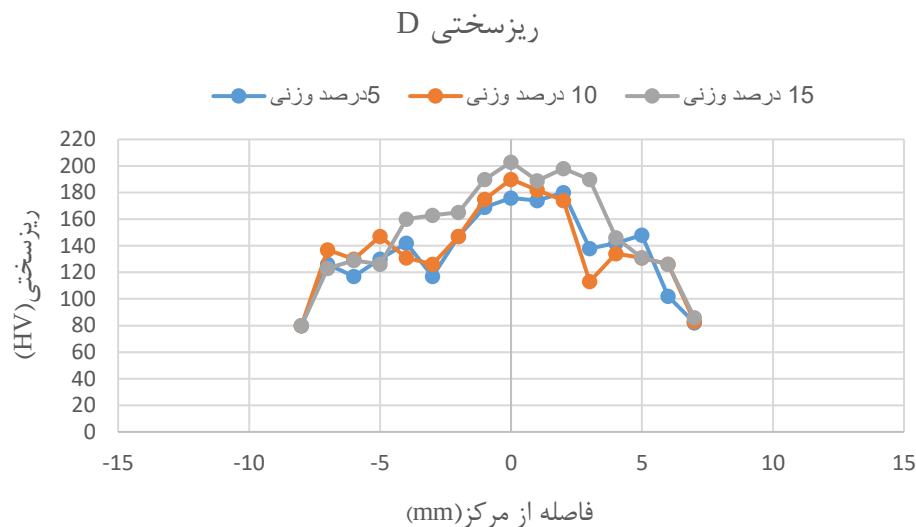


شکل ۴-۵۶ منحنی تغییرات سختی (ویکرز) بر حسب فاصله از مرکز همزده نمونه C.

۴-۵-۱-۴ سختی سنجی نمونه‌های D

برای نمونه D سرعت پیشروی افزایش یافته و به ۱۶ میلیمتر بر دقیقه رسیده و سرعت دورانی ۸۰۰ دور بر دقیقه است. با افزایش سرعت پیشروی میزان حرارت نسبت به سرعت پیشروی قبل میزان حرارت ناشی از اصطکاک کمتر شده است. میزان حرارت ورودی و همچنین تشکیل ترکیبات بین فلزی به مقدار کافی و توزیع مناسب و یکنواخت ذرات تقویت‌کننده می‌تواند دلیلی بر میزان سختی به دست آمده باشد. در شکل

۵۸-۴ برای نمونه ۵ درصد وزنی کمترین سختی آن ۱۱۷ ویکرز و بیشترین آن ۱۸۰ ویکرز است. برای نمونه ۱۰ درصد کمترین سختی ۱۲۶ ویکرز و بیشترین آن ۱۹۰ ویکرز است. برای نمونه ۱۵ درصد وزنی کمترین سختی ۱۲۶ ویکرز و بیشترین ۱۹۸ ویکرز است. در این نمونه می توان دریافت با افزایش مقدار سرعت پیشروی، افزایش سختی خواهیم داشت. که علت افزایش آن را در قسمت های بعدی توضیح داده می شود. مقدار کم درصد حجمی ذرات تقویت کننده و اینکه در منطقه تحت تأثیر حرارت (HAZ) کاهش سختی می تواند به دلیل رشد و انحلال رسوبات در نتیجه حرارت وارد شده به این منطقه بوده است. با گذر از منطقه تحت تأثیر حرارت و با ورود به منطقه ترمومکانیکی و ناحیه اغتشاش یافته در نمونه کامپوزیتی سختی ۱۳۳ ویکرز به دست آمد.

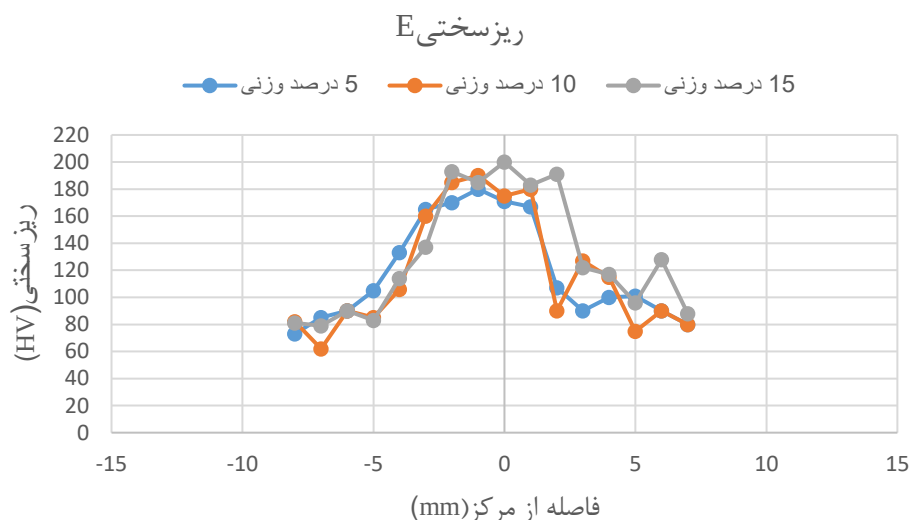


شکل ۴-۵۷ منحنی تغییرات سختی (ویکرز) بر حسب فاصله از مرکز همزده نمونه D

۴-۵-۱-۵- سختی سنجی نمونه E

برای نمونه E سرعت پیشروی ثابت بوده که مقدار آن ۱۶ میلیمتر بر دقیقه و سرعت دورانی ۱۶۰۰ دور بر دقیقه بوده است. با افزایش میزان سرعت پیشروی، میزان حرارت ایجاد شده برابر با نمونه ای است که سرعت پیشروی آن ۸ میلیمتر بر دقیقه و سرعت دورانی ۸۰۰ دور بر دقیقه است. در شکل ۴-۵۹ برای نمونه ۵ درصد وزنی کمترین سختی آن ۱۰۷ ویکرز و بیشترین آن ۱۸۰ ویکرز است. برای نمونه ۱۰ درصد کمترین

سختی ۱۰۶ ویکرز و بیشترین آن ۱۹۰ ویکرز است. برای نمونه ۱۵ درصد وزنی کمترین سختی ۱۱۴ ویکرز و بیشترین ۲۰۰ ویکرز است. در این نمونه می‌توان دریافت با افزایش مقدار سرعت پیشروی، و افزایش سرعت دورانی و افزایش میزان ذرات تقویت‌کننده افزایش سختی خواهیم داشت. به دلیل افزایش پارامتر چرخش احتمال رشد و انحلال بیشتر رسوبات بیشتر شده که باعث افزایش یافتن اثرات کمتر سختی می‌شود. دلیل دیگر می‌تواند تغییر در پارامتر فرآیند میزان تشکیل ترکیبات بین فلزی کمتر بوده که بر توزیع و غیریکنواخت ذرات تقویت‌کننده موثر خواهد بود.

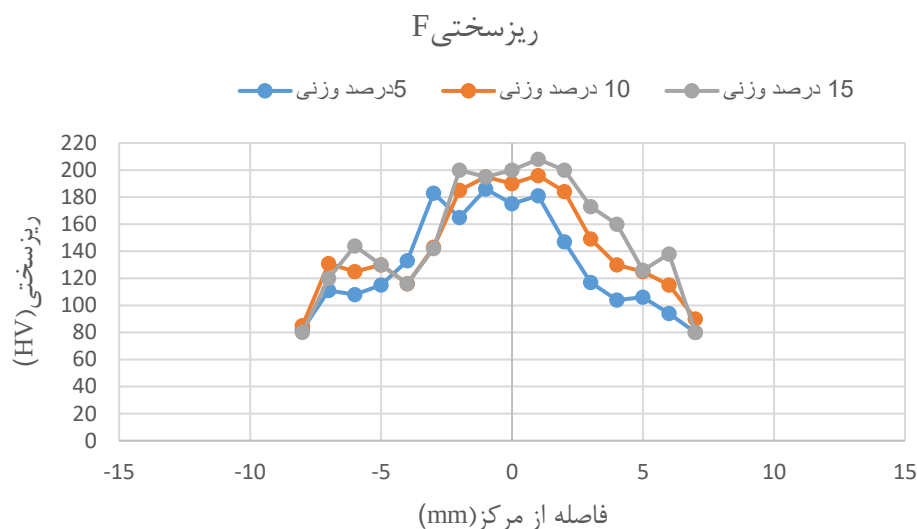


شکل ۴-۵۸ منحنی تغییرات سختی (ویکرز) برحسب فاصله از مرکز همزده نمونه E

۴-۵-۱-۶ سختی سنجی نمونه‌های F

برای نمونه F سرعت پیشروی ثابت و سرعت دورانی ۲۵۰۰ دور بر دقیقه بوده است. در شکل ۴-۶۰ برای نمونه ۵ درصد وزنی کمترین سختی آن ۱۱۵ ویکرز و بیشترین آن ۱۸۶ ویکرز است. برای نمونه ۱۰ درصد کمترین سختی ۱۱۶ ویکرز و بیشترین آن ۱۹۶ ویکرز است. برای نمونه ۱۵ درصد وزنی کمترین سختی ۱۱۶ ویکرز و بیشترین ۲۰۸ ویکرز است. در این نمونه بیشترین مقدار سختی مشاهده شد. میزان ذرات

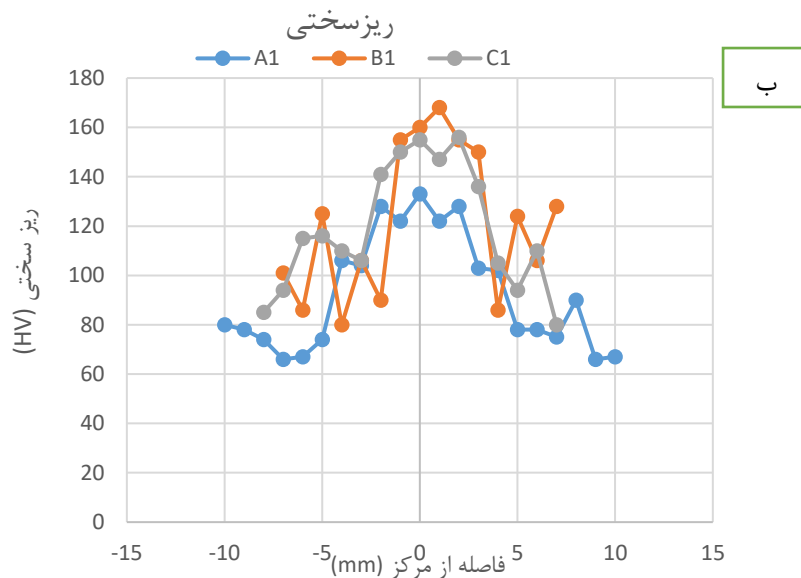
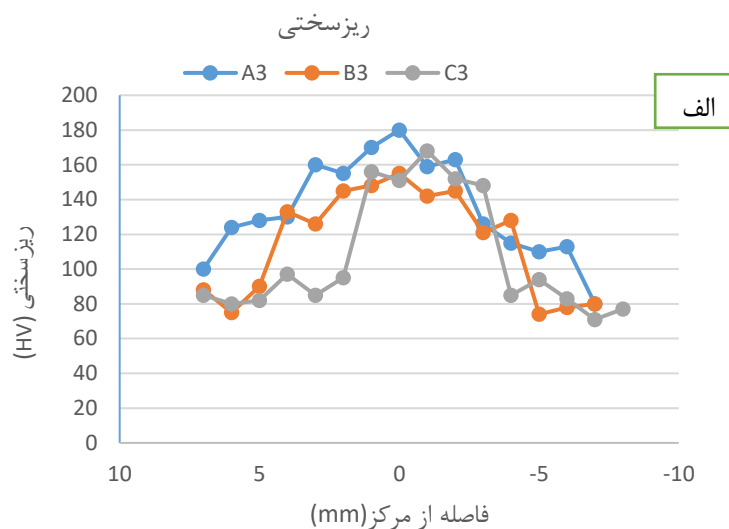
تقویت‌کننده و انحلال رسوبات کمتر و میزان حرارت ایجادشده در نمونه مثلاً ۱۵ درصد کمی بیشتر از سرعت دورانی ۸۰۰ در سرعت پیشروی ۸ میلی‌متر بر دقیقه بوده است.



شکل ۴-۵۹ منحنی تغییرات سختی (ویکرز) بر حسب فاصله از مرکز همزده F

۴-۵-۲- بررسی اثر سرعت دورانی در سختی سنجی نمونه‌های A و B و C

در این قسمت به بررسی سختی سنجی نمونه‌های با سرعت دورانی ۲۵۰۰، ۱۶۰۰، ۸۰۰ با سرعت پیشروی ۸ میلی‌متر بر دقیقه پرداخته شد و از بررسی سایر نمونه‌ها اجتناب شد. با توجه به نمودار ۴-۶۱ سختی سنجی می‌توان مشاهده کرد که با افزایش سرعت دورانی دانه‌ها ریزتر شده در نتیجه میزان سختی افزایش یافته است. معمولاً تبلور مجدد دینامیکی در مرزدانه‌های قدیمی شروع می‌شود. دانه‌های جدید به تدریج در مرزدانه‌ها در حال رشد جوانه زده و بدین ترتیب به صورت نوار ضخیم از دانه‌های متبلور شده تشکیل می‌شوند. برخلاف تبلور مجدد استاتیکی، میانگین اندازه دانه‌های تبلور مجدد دینامیکی شده با پیشرفت فرآیند تبلور مجدد تغییری نمی‌کند [۶۰].

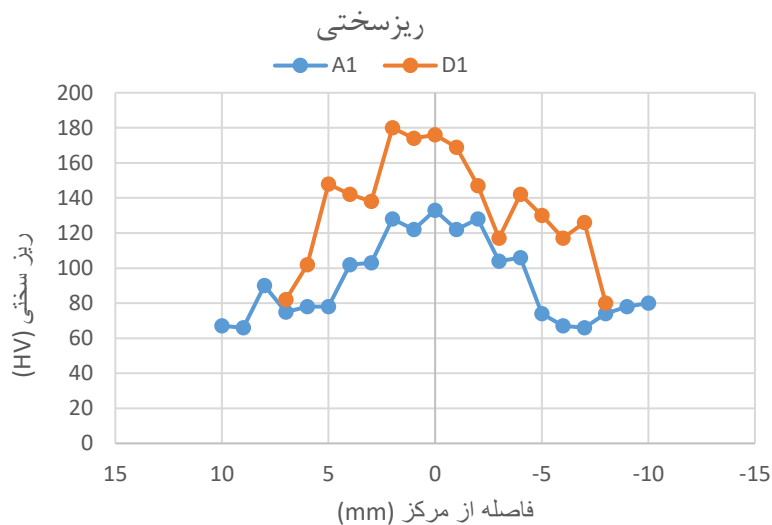


شکل ۴-۶۰ بررسی نمودار سختی سنجی بر اساس سرعت دورانی نمودار الف با ۱۵ و ب با ۵ درصد وزنی تقویت کننده.

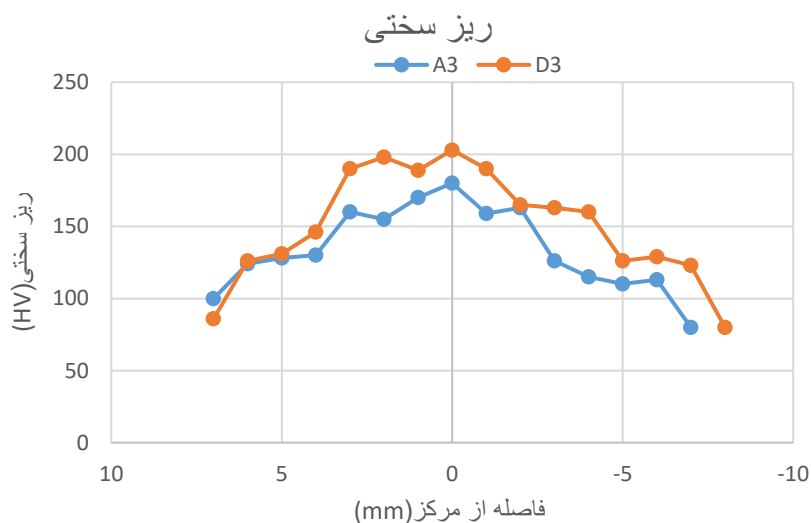
۴-۵-۳- بررسی اثر سرعت پیشروی در سختی سنجی نمونه‌های D و A

با توجه به نمودار ۴-۶۲ می‌توان مشاهده کرد با افزایش سرعت پیشروی میزان سختی افزایش یافته است. با کاهش سرعت پیشروی میزان حرارت افزایش می‌یابد. در نتیجه دانه‌ها درشت شده می‌شود و با افزایش سرعت پیشروی میزان حرارت کمتر بوده و اندازه دانه‌ها کاهش می‌یابد. زیرا با شروع تبلور مجدد دینامیکی

می تواند باعث تغییراتی در مکانیزم تغییر شکل شود. اگر تبلور مجدد دینامیکی باعث ایجاد دانه های بسیار ریز شود آنگاه تغییر شکل بعدی می تواند به صورت ترجیحی در اثر مکانیزم لغزش مرزدانه ای روی دهد [۶۰].

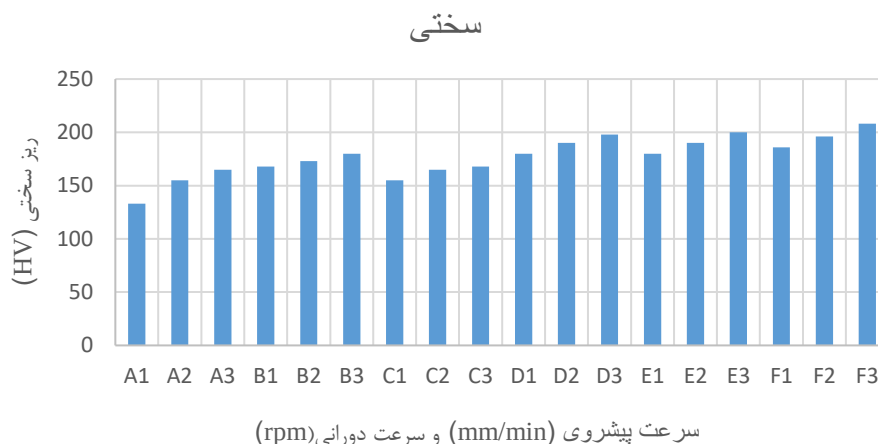


الف



ب

شکل ۴-۶۱ بررسی نمودار سختی سنجی بر اساس سرعت پیشروی نمودار الف با ۵ و ب با ۱۵ درصد وزنی تقویت کننده.



شکل ۴-۶۲ منحنی بررسی سرعت دورانی و پیشروی بر حسب سختی

در جدول ۴-۶۳ میزان تغییرات سختی در نمونه‌ها را نشان می‌دهد که از مقدار کم ذرات تقویت‌کننده به بیشترین ذرات تقویت‌کننده بوده است. از طرفی مشاهده می‌شود که میزان سختی در نمونه C۲ در نزدیکی میزان سختی C۳ است چون مقدار ذرات به ترتیب ۱۰ و ۱۵ درصد است که تغییر زیادی در نسبت پودر نیست از طرفی پارامترها همانند هم بوده و میزان حرارت ایجاد شده یکسان است. ولی در دیگر نمونه‌ها تغییرات را می‌توان دید.

تحلیل نمودار تغییرات سختی سنجی میکرو برای هر سه نمونه با دو سرعت پیشروی ثابت، سه سرعت دورانی و سه درصد وزنی پودر برای نمونه‌های A، B، C، D، E و F بررسی شد. با کاهش سرعت پیشروی و ثابت بودن سرعت چرخشی اندازه دانه‌ها درشت می‌شود و با افزایش سرعت پیشروی و ثابت بودن سرعت دورانی اندازه دانه‌ها کوچک می‌شود. همچنین حضور ذرات تقویت‌کننده در زمینه آلومینیم بعد از فرآیند همزن اصطکاکی در اثر خنک شدن سخت می‌شوند و دلیل آن تفاوت در ضریب انقباض حرارتی زمینه آلومینیم و ذرات SiO_2 است. چرخش ابزار در این فرآیند به صورت ساعت گرد بوده است. از طرفی می‌توان فهمید که سختی در دوطرف خط فرآیند یکسان نیست. زیرا بسته به نوع، میزان، نحوه توزیع ذرات تقویت‌کننده در بین ذرات فلز و تعداد پاس‌های عبوری بیش از یک پاس بستگی دارد که عموماً از یک تا

چهار پاس انجام می‌شود و به این صورت است که بعد از پاس اول فلز مربوطه را خنک می‌کنند بعد پاس دوم انجام می‌شود و این کار تا پاس آخر انجام می‌دهند و باعث می‌شود که هرچه تعداد پاس زیادتر شود ذرات تقویت‌کننده کوچک‌تر می‌شوند و مقدار سختی افزایش می‌یابد. همچنین می‌توان دریافت که با کاهش سرعت پیشروی و افزایش سرعت دورانی سبب می‌شود که دما افزایش یابد و سختی کمتر شود. کمترین سختی مربوط به نمونه‌ای است که با سرعت پیشروی ۸ و بیشترین سختی مربوط به نمونه‌ای هست که با سرعت ۱۶ پیشروی حرکت کرده است.

سختی در نمونه‌های ذکر شده به دلیل افزایش چگالی نابجایی و ریز شدن دانه‌ها افزایش یافته است. برای اندازه‌گیری سختی از نمونه‌ها، یک خط را در نظر گرفته و از فلز پایه شروع می‌شود و به اندازه یک یا دو میلیمتر حرکت کرده و به سمت منطقه همزده حرکت می‌کنیم بعد از گذشتن از منطقه همزده به منطقه فلز پایه دوباره وارد می‌شویم و با گرفتن مقدار سختی کار به پایان می‌انجامد. بعد از آن نمونه‌های بعدی را اندازه می‌گیریم.

با توجه به رابطه Hall-Petch با کاهش اندازه دانه، مقدار سختی افزایش می‌یابد [۲۴]. از سوی دیگر دما در فرآیند FSP در ناحیه هم زده افزایش می‌یابد. در نمونه‌های FSP شده با پودر سه عامل در افزایش سختی دخیل هستند: کاهش اندازه دانه، حضور ذرات تقویت‌کننده در زمینه آلومینیم و اثر سخت شدن به دلیل تفاوت ضریب انقباض حرارتی زمینه آلومینیم و ذرات SiO_2 . الگوی جریان مواد در قسمت‌های مختلف منطقه همزده دیده تغییر می‌کند که تغییرات نرخ فشار، و دمای در ناحیه هم زده را ایجاد می‌کند و این پدیده تغییرات ریزساختار را در مکان‌های مختلف منطقه همزده افزایش می‌دهد. تغییر جابجایی جهت چرخش بین پاس‌ها، موقعیتی که طرف ساعتگرد قبلی FSP ایجاد شد، پادساعتگرد طرف مقابل در مسیر پیشروی است و در نتیجه این تغییرات میکرو ساختار و سختی را از طرف ساعتگرد به سمت پادساعتگرد می‌برد [۸].

مقدار ریزسختی آلیاژ پایه FSP شده بدون تقویت کننده در مقایسه با آلیاژ اولیه افزایش یافته است که انتظار می‌رود به دلیل اصلاح اندازه دانه و همچنین به علت تکه‌تکه شدن و توزیع ذرات بین فلزی فاز دوم می‌باشد. این به خاطر تقویت مستقیم زمینه توسط این تقویت کننده‌های مستحکم و سخت است که برای جلوگیری از حرکات نابجایی حرکت می‌کند، زیرا تقویت کننده‌ها در مقیاس نانو هستند و توسط FSP به خوبی پخش می‌شوند. ثانیاً، به علت تأثیر تغییرات ریزساختار در منطقه همزده است. لازم به ذکر است که در طی فرآیند ساخت، همیشه احتمال از دست دادن مواد تقویت کننده وجود دارد. علاوه بر پارامترهای فرآیند، میزان کسر حجمی و سخت شدن ماده تقویت کننده بر این مقادیر ریزسختی اثر می‌گذارد. تبلور مجدد دینامیکی در طول فرآیند همزن اصطکاکی، منجر به تشکیل دانه‌های ریز می‌شود که به تدریج در طول خنک شدن در دمای محیط پس از عبور ابزار، رشد می‌کند. برای بررسی بیشتر سهم فاز تقویت کننده بر روی مقدار ریزسختی می‌توان از قاعده مخلوط‌ها استفاده کرد [۲۰].

$$(H_{\text{composite}} = (H_{\text{matrix}}V_{\text{matrix}} + H_{\text{particle}}V_{\text{particle}})$$

با کاهش سرعت پیشروی، سختی کاهش می‌یابد. این رابطه مستقیم با اندازه دانه است و می‌توان نتیجه گرفت که کاهش مقدار سختی در سرعت پیشروی پایین به علت رشد دانه است. تفاوت اندازه دانه‌ها مربوط به توزیع ذرات سرامیکی بهتر و همگن بودن ریزساختار در سرعت چرخشی بالاتر است. در سرعت چرخشی کم، ذرات سرامیکی نمی‌توانند به خوبی توزیع شوند و در مکان‌های اجتماعی متمرکز شوند. بنابراین نمونه‌های تولید شده در سرعت چرخشی کم، سختی بالا را در جایی نشان می‌دهند [۲۳]. به طور کلی، سختی آلومینیم را می‌توان با چند روش افزایش داد: محلول جامد، اصلاح اندازه دانه، کرنش سختی و رسوب سختی. [۸].

FSP نمی‌تواند در نمونه‌های نرم شونده به وجود آید؛ مقطع سختی در منطقه همزده تقریباً یکنواخت است [۲۹].

بخشی از مقایسه میزان سختی توسط افراد دیگر به شرح ذیل است:

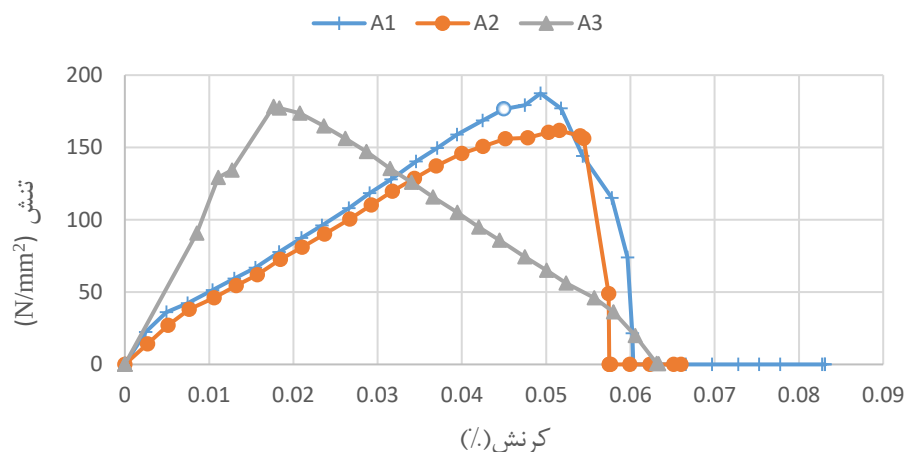
جدول ۴-۴ مقایسه میزان سختی

میزان سختی (HV)	تعداد پاس	تقویت کننده	زمینه	محقق
۲۱۰	۱	SiO _۲	Al ۵۴۵۶-O	پژوهش حاضر
۹۷	۱	SiC	Al ۵۰۸۳	بیانگ و همکاران [۴۵]
۱۱۵	۴	SiC	Al ۵۰۵۲	دولت خواه و همکاران [۲۲]
۱۷۰	۱	CNT	Al ۵۰۸۳	حسینی و همکاران [۳۹]
۱۷۵	۱	CNT	Al ۵۰۵۹	ایزدی و همکاران [۲۰]
۸۵	۴	TiO _۲	Al ۵۰۵۲	خدا بخشی و همکاران [۳۴]

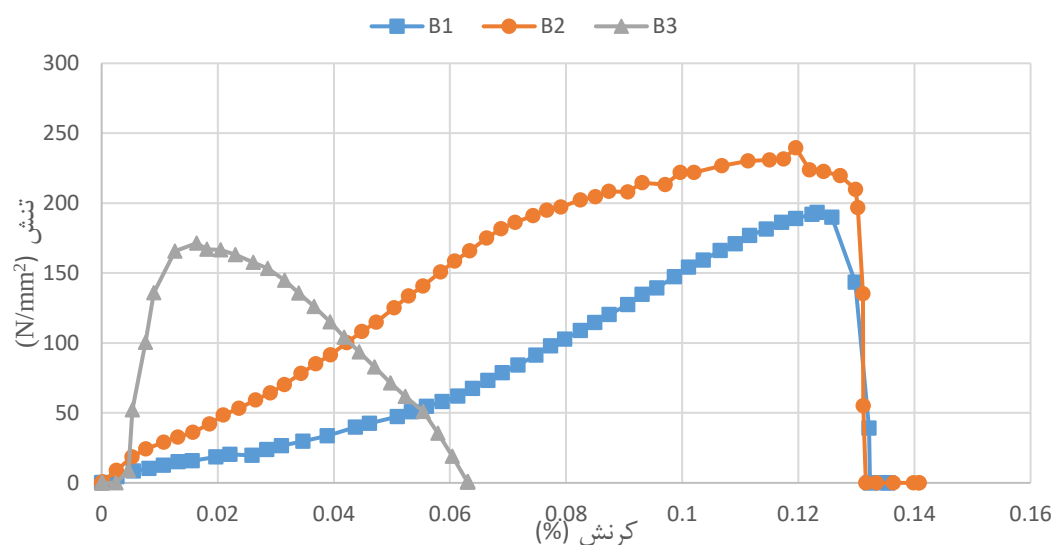
۴-۶- استحکام کششی

بعد از انجام فرآیند همزن اصطکاکی، آماده‌سازی نمونه‌ها برای تست کشش انجام شد. با توجه به اینکه نمونه‌ها به صورت sub-size تهیه شده بود جهت انجام تست کشش سرعت آن‌ها باید ۵ میلیمتر بر دقیقه باشد، اپراتور تست کشش سرعت را بالاتر از ۵ میلیمتر بر دقیقه تنظیم کرد و سبب شد که استحکام واقعی نشان داده نشود لازم به ذکر است که نمونه‌ها دارای حفره‌های ریز هم بوده که ناشی از هم زدگی بوده است که این عامل هم برای این تست تأثیرگذار است.

همان‌طور که از شکل ۴-۶۴ مشاهده می‌شود، مقدار حد تسلیم نمونه A با ۱۰ درصد ذرات تقویت‌کننده از سایر نمونه‌ها کمتر بوده است و بعد از آن نمونه ۱۵ درصد کمترین میزان استحکام را دارد و نمونه با ۵ درصد استحکام بالایی دارد. درحالی‌که چون مقدار ذرات تقویت‌کننده بیشتر است انتظار می‌رود که میزان استحکام زیاد باشد ولی چون حفره در داخل آن ایجاد شده از میزان استحکام آن کاسته شده است علت آن می‌تواند این باشد که چون ورق آلومینیم دارای شیار بوده که ذرات تقویت‌کننده در داخل آن قرار داشته است، وقتی پین وارد شیار می‌شود درحالی‌که نمونه آزمایشگاهی محکم بر روی دستگاه فرز بسته شده بود، امکان دارد در یک زمان نمونه را حرکت داده و از مسیر خود منحرف شود و در کنار شیار نمونه حفره ایجاد شود و باعث ایجاد عیب در نمونه شود و یا اینکه پین درحین حرکت عمل همزدگی را به‌خوبی انجام نداده است و عیب نیامد در نمونه ایجاد شده است.

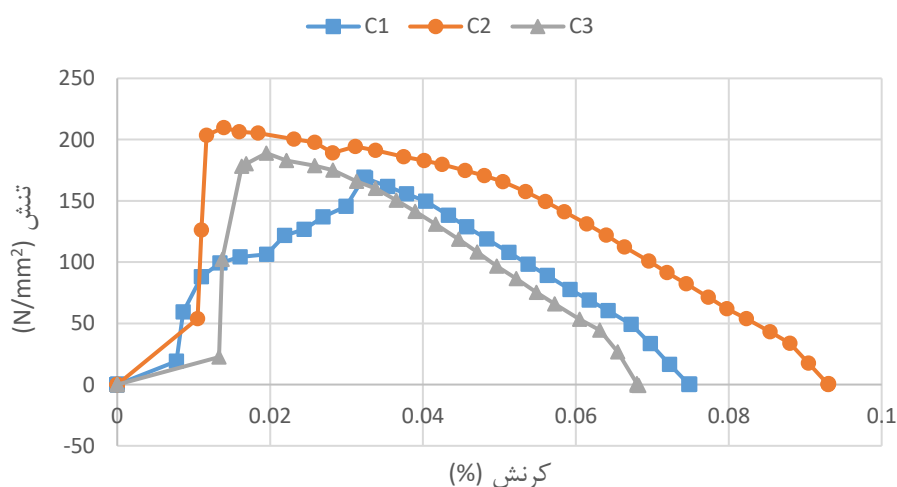


شکل ۴-۶۳ نمودار تنش کرنش نمونه FSP شده با سرعت پیشروی ۸ میلیمتر بر دقیقه و دورانی ۸۰۰ دور بر دقیقه. با توجه به شکل ۴-۶۵ می‌توان مشاهده کرد که میزان استحکام نمونه B با ۱۵ درصد ذرات تقویت‌کننده کمتر از سایر نمونه‌ها ۱۷۰ مگا پاسکال است. بعد از آن نمونه با ۵ درصد حجمی کمترین استحکام را داراست که در حدود ۱۹۰ مگا پاسکال است. بعد از آن نمونه با ۱۰ درصد حجمی ذرات تقویت‌کننده دارای بالاترین استحکام و در حدود ۲۳۰ مگا پاسکال است. در هر سه نمونه عیب حفره وجود داشت و میزان استحکام آن بالاتر از نمونه قبلی بود.



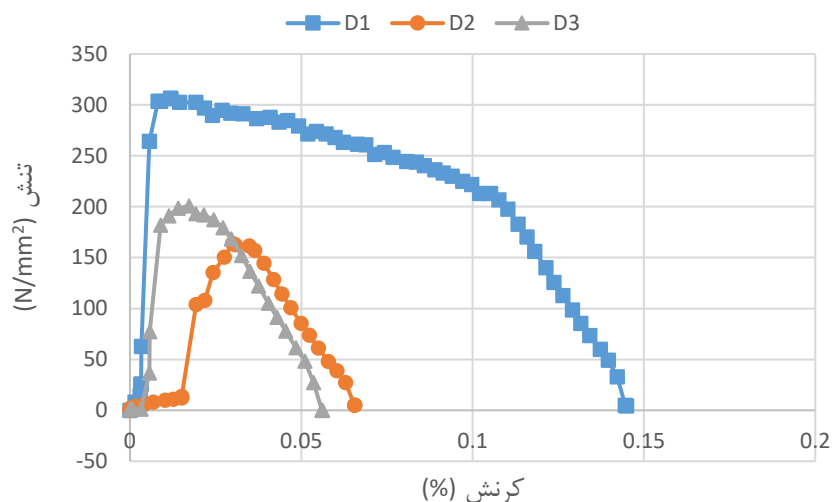
شکل ۴-۶۴ نمودار تنش کرنش نمونه FSP شده با سرعت پیشروی ۸ میلیمتر بر دقیقه و دورانی ۱۶۰۰ دور بر دقیقه.

همان‌طور که در شکل ۴-۶۶ مشاهده می‌شود نمودار نمونه C با ۵ درصد وزنی ذرات تقویت‌کننده دارای استحکام پایین‌تری نسبت به سایر نمونه‌های دیگر است که میزان استحکام آن حدود ۱۷۰ مگاپاسکال است. لازم به ذکر است که در این نمونه هیچ حفره‌ای دیده نشد. بعدازآن، نمونه با ۱۵ درصد وزنی دارای استحکامی حدود ۱۹۰ مگاپاسکال است و در این نمونه حفره وجود داشت. بعدازآن، نمونه با ۱۰ درصد وزنی استحکام بالایی نسبت به دو نمونه قبلی داشت و حدود ۲۱۰ مگاپاسکال بود. در حین کار مشاهده شد که نمونه ۱۵ درصد و ۵ درصد در زمان تست کشش از فک‌های دستگاه سر خورده و نمودار به شکل زیر حاصل شد.

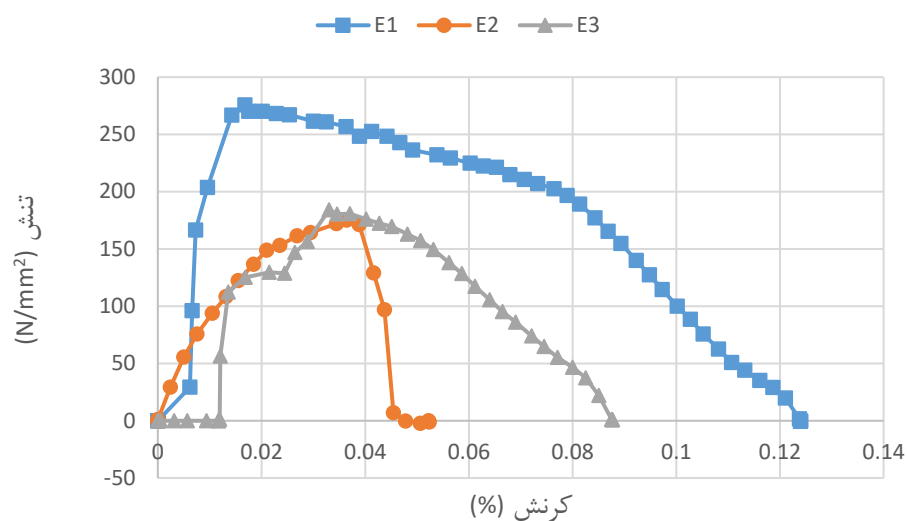


شکل ۴-۶۵ نمودار تنش کرنش نمونه FSP شده با سرعت پیشروی ۸ میلی‌متر بر دقیقه و دورانی ۲۵۰۰ دور بر دقیقه. همان‌طور که در شکل ۴-۶۷ مشاهده می‌شود، استحکام نمونه D با ۵ درصد وزنی از نمونه‌های دیگر استحکام بالاتری داشته است. ضمن اینکه نمونه دارای حفره بوده است. نمونه با ۱۵ درصد حجمی ذرات تقویت‌کننده دارای استحکام پایین در حدود ۲۰۰ مگاپاسکال است. نمونه با ۱۰ درصد حجمی دارای استحکامی حدود ۱۷۰ مگاپاسکال است. درآزمون که نمونه‌ها مشاهده شد که بدون سر خوردن از فک دستگاه بررسی شد. از طرفی می‌توان مشاهده کرد که با افزایش سرعت پیشروی استحکام بالاتر از نمونه‌هایی

است که دارای سرعت پیشروی کمتر بوده، زیرا با ایجاد حرارت کمتری ایجاد شده و شکل‌گیری دانه‌ها بهتر شده است. ضمن اینکه این را هم می‌توان در تست سختی سنجی مشاهده کرد.

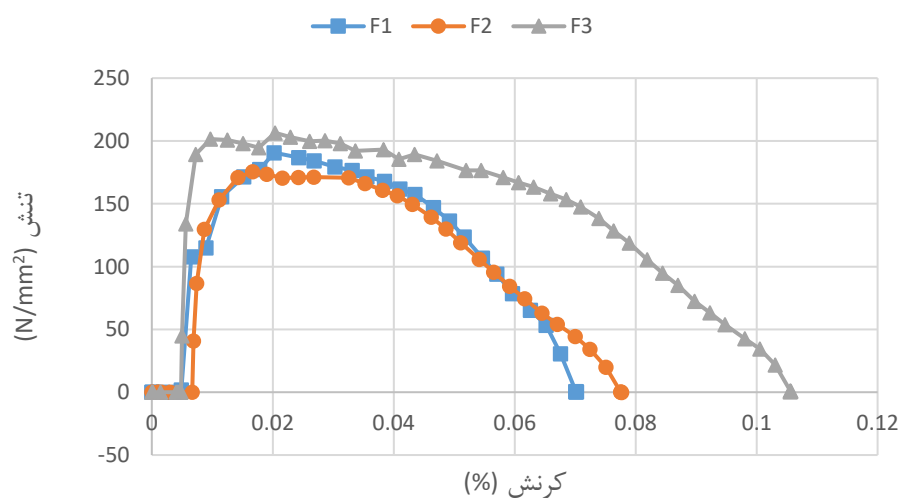


شکل ۴-۶۶ نمودار تنش کرنش نمونه FSP شده با سرعت پیشروی ۱۶ میلی‌متر بر دقیقه و دورانی ۸۰۰ دور بر دقیقه با توجه به شکل ۴-۶۸ می‌توان مشاهده کرد که نمونه E با ۵ درصد حجمی دارای استحکام بیشتر حدود ۲۷۰ مگاپاسکال است. بعد از آن نمونه با ۱۵ درصد حجمی استحکام بالاتر است که حدود ۱۸۰ مگاپاسکال است و بعد از نمونه با ۱۰ درصد حجمی استحکامی حدود ۱۶۰ مگاپاسکال دارد. همان‌طور که مشاهده می‌کنید نمونه با ۱۵ درصد حجمی در حین تست کشش دچار سرخوردگی شده است.



شکل ۴-۶۷ نمودار تنش کرنش نمونه FSP شده با سرعت پیشروی ۱۶ میلیمتر بر دقیقه و دورانی ۱۶۰۰ دور بر دقیقه

همان طور که در شکل ۴-۶۹ مشاهده می شود استحکام نمونه F با ۱۵ درصد که حدود ۲۱۰ مگاپاسکال است از نمونه با ۵ درصد وزنی پودر و ۱۰ درصد حجمی که به ترتیب استحکامی دارای ۱۹۰ و ۱۷۰ مگاپاسکال هستند بیشتر است. ضمن اینکه نمونه با ۱۵ درصد حجمی دارای سختی بالاتری نسبت به سایر نمونه ها بوده است.

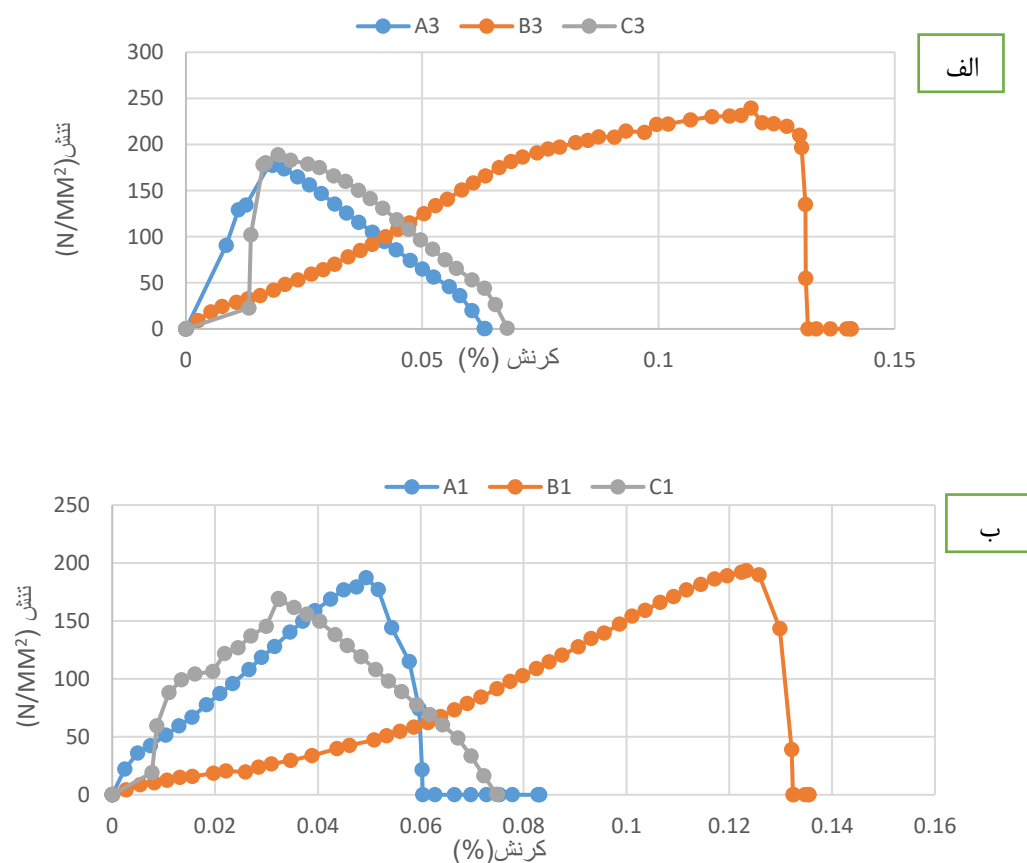


شکل ۴-۶۸ نمودار تنش کرنش نمونه FSP شده با سرعت پیشروی ۱۶ میلیمتر بر دقیقه و دورانی ۲۵۰۰ دور بر دقیقه.

با توجه به نتایج تست کشش می‌توان نتیجه گرفت که استحکام نمونه D۱ از سایر نمونه‌ها بیشتر بوده و نمونه A۳ و B۳ از سایر نمونه‌ها کمتر بوده است. انتظار می‌رفت که با افزایش ذرات تقویت کننده استحکام افزایش یابد که این نتیجه حاصل نشد و امکان وجود دارد که دستگاه کالیبره نبوده است.

۴-۶-۱- بررسی اثر سرعت دورانی در تست کشش نمونه‌های A و B و C

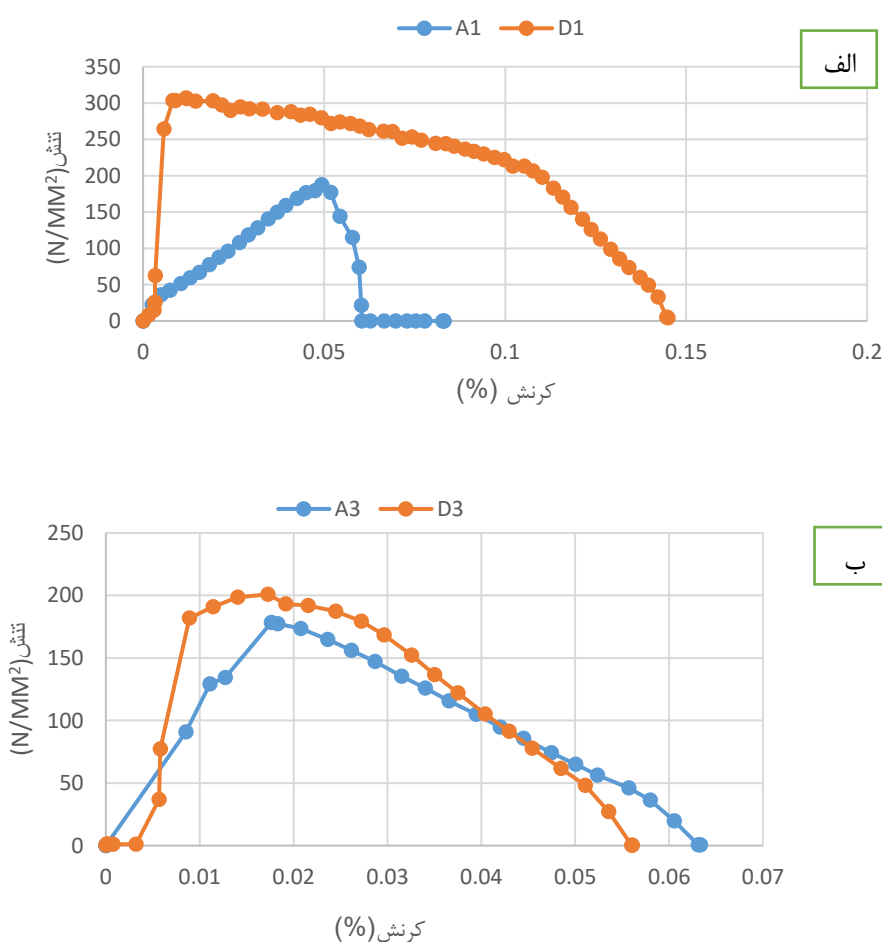
با توجه به شکل ۶-۷۰ نمودار استحکام کششی می‌توان مشاهده کرد که با افزایش سرعت دورانی و ذرات تقویت کننده میزان استحکام افزایش یافته است. بیشترین استحکام با سرعت دورانی ۱۶۰۰ دور بر دقیقه از سایر سرعت‌ها بیشتر است. در طی تبلور مجدد دینامیکی طی آن جوانه زنی دانه‌های جدید، حرکت مرزدانه‌ها، تشکیل دانه‌های جدید عاری از نابجایی و تغییر شکل بیشتر این دانه‌ها روی می‌دهد [۶۰].



شکل ۴-۶۹ بررسی نمودار تنش کرنش بر اساس سرعت دورانی الف با ۱۵ و ب با ۵ درصد وزنی تقویت کننده.

۴-۶-۲- بررسی اثر سرعت پیشروی در تست کشش نمونه‌های A و D

با توجه به نمودار استحکام کششی ۴-۷۱ می‌توان مشاهده کرد که با افزایش سرعت پیشروی دانه‌ها ریز شده و استحکام افزایش می‌یابد. اندازه دانه‌ها وابسته به جوانه زنی و نرخ رشد خواهد بود. منحنی تنش کرنش وابسته به نسبت اندازه دانه‌های متبلور شده و دانه‌های اولیه است. تمام دانه‌های جدید در یک زمان رشد می‌کنند زیرا مکان کافی برای تکمیل فرآیند تبلور مجدد در یک سیکل وجود دارد [۶۰].



شکل ۴-۷۰ بررسی نمودار تنش کرنش بر اساس سرعت پیشروی با الف با ۵ و ب با ۱۵ درصد وزنی تقویت کننده. اعتقاد بر این است که بهبود خواص مکانیکی کامپوزیت‌های آلومینیمی به دلیل مکانیسم‌های مختلف است. اول مکانیسم Orowan است مکانیسم دوم به دلیل ضریب بزرگ عدم انطباق گسترش حرارتی بین زمینه

آلومینیم و تقویت کننده‌ها است که منجر به افزایش و محکم شدن رابطه نابیایی‌ها، و منجر به کار سخت شدن زمینه می‌شود مکانیزم سوم مکانیسم انقباض برشی است که بار از زمینه به تقویت کننده توسط تنش برشی بین فاز منتقل می‌شود [۶۱-۶۲]. از طرفی در داخل زمینه رسوباتی مانند Al_2Mg_2 وجود دارد که امکان حل شدن در منطقه همزده را ندارد. همین رسوبات امکان دارد در اثر توزیع در زمینه نقش تقویت کننده را ایفا کنند و استحکام را بالا ببرند. از طرفی تراکم نابیایی‌ها بستگی به سطح مقطع ذرات تقویت کننده دارد [۶۲].

فصل پنجم

نتیجه گیری و پیشنهادها

۵-۱- نتیجه گیری

با توجه به اینکه فرآیند همزن اصطکاکی یک فرآیند حالت جامد است و به اصلاح ریز ساختار می‌پردازد، در نتیجه سبب شد که سختی آلیاژ را ۸۰ ویکرز افزایش یابد. سختی‌ها در دو سرعت پیشروی ۸ و ۱۶ میلی‌متر بر دقیقه و با سرعت دورانی ۱۶۰۰، ۸۰۰ و ۲۵۰۰ با درصدهای وزنی مختلف تقویت کننده ۵، ۱۰ و ۱۵ مورد بررسی قرار گرفت. نتیجه حاصل شده نشان داد که در اثر افزایش سرعت پیشروی، تبلور مجدد دینامیکی سبب می‌شود که دانه‌ها جهت گیری مناسبی پیدا کنند و مرز بین دانه‌ها افزایش یابد و از طرفی با افزایش سرعت دورانی، تغییر شکل پلاستیک و کشیدگی دانه‌ها بیشتر شده و سختی افزایش می‌یابد. با کاهش سرعت پیشروی دما افزایش یافته و تغییر شکل پلاستیک کمتر می‌شود و با افزایش سرعت دورانی، میزان سختی افزایش می‌یابد. با توجه به نمودارهای سختی، می‌توان نتیجه گرفت که سرعت ۱۶ سختی آن بیشتر از سرعت ۸ میلی‌متر بر دقیقه است. در مورد استحکام کششی نمونه‌ها می‌توان دریافت که سرعت پیشروی ۱۶ میلی‌متر بر دقیقه با سرعت ۸۰۰ بیشترین استحکام را از سایر نمونه‌ها دارد لذا با توجه به اینکه حفره‌هایی در منطقه‌ی همزده تشکیل شد، میزان استحکام را کاهش داد.

همانطور که از تصاویر میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ الکترونی روبشی مشاهده شد، می‌توان نتیجه گرفت که دانه‌ها بدون اینکه آگلومره شوند در تمام سطح پراکنده شدند که دلیل آن این است که پین مربعی شکل مورد استفاده، مناسب بوده است. با توجه به تبلور مجدد دینامیکی، اندازه ذره تقویت کننده در نمونه ۲۰ نانومتر بوده که بعد از فرآیند، اندازه آنها در بازه نانومتر باقی ماند و به اندازه میکرومتر نرسید و این نشان می‌دهد که کار انجام شده به صورت صحیح بوده است.

۵-۲-پیشنهاده‌ها

(۱) با توجه به اینکه آلیاژهای آلومینیم سری ۵xxx دارای استحکام بالایی هستند لذا پیشنهاد می‌شود با آلومینیم فوق، ذرات تقویت کننده دیگری همچون نانولوله‌های کربنی، کاربید سیلیسیم، اکسید آلومینیم و اکسیدتیتانیم مورد آزمایش قرار گیرد.

(۲) بررسی تاثیر اشکال پین و قطر شانه برروی آلومینیم $Al_{5456}-O$ در فرآیند همزن اصطکاکی.

(۳) بررسی تاثیر آنیل کردن برروی ریزساختار و خواص مکانیکی ورق $Al_{5456}-O$ قبل از کامپوزیت کردن با ذرات تقویت کننده.

(۴) شبیه سازی فرآیند با استفاده از نرم افزار اجزا محدود.

منابع:

- [۱] ویلیام اسمیت، ساختار، خواص، کاربرد آلیاژهای مهندسی، انتشارات دانشگاه صنعتی شریف
- [۲] هنربخش رثوف ع، روش-های تولید کامپوزیت-های زمینه آلومینیومی، انتشارات دانشگاه سمنان، ۱۳۹۲
- [۳] Madhusudhan, R.G., Srinivasa, R.K. (2010). Enhancement of wear and corrosion resistance of cast A356 aluminium alloy using friction stir processing. Transactions of the Indian Institute of Metals, 63, 793-798
- [۴] <https://standardkala.com/Content/2364/-Aluminum-Alloy>
- [۵] ASM Specialty Handbook of Aluminum and Aluminum Alloys
- [۶] www.aluminum-price.com
- [۷] <https://fa.wikipedia.org>
- [۸] Mishra, R. S., & Ma, Z. Y. (2005). Friction stir welding and processing. Materials Science and Engineering: R: Reports, 50(1), 1-78.
- [۹] Morisada, y., fujii, h., nagaoka, t., nogi, k., & fukusumi, m. (2007). fullerene/a5083 composites fabricated by material flow during friction stir processing. composites part a: applied science and manufacturing, 38(10), 2097-2101
- [۱۰] Elangovan, k., & balasubramanian, v. (2008). influences of tool pin profile and tool shoulder diameter on the formation of friction stir processing zone in aa6061 aluminium alloy. materials & design, 29(2), 362-373
- [۱۱] Wang, W., Shi, Q. Y., Liu, P., Li, H. K., & Li, T. (2009). A novel way to produce bulk SiC reinforced aluminum metal matrix composites by friction stir processing. Journal of materials processing technology, 209(4), 2099-2103.
- [۱۲] Mahmoud, E. R. I., Takahashi, M., Shibayanagi, T., & Ikeuchi, K. (2009). Effect of friction stir processing tool probe on fabrication of SiC particle reinforced composite on aluminium surface. Science and Technology of Welding and Joining, 14(5), 413-425
- [۱۳] Lim, D. K., Shibayanagi, T., & Gerlich, A. P. (2009). Synthesis of multi-walled CNT reinforced aluminium alloy composite via friction stir processing. Materials Science and Engineering: A, 507(1-2), 194-199.
- [۱۴] Alidokht, S. A., Abdollah-Zadeh, A., Soleymani, S., & Assadi, H. (2011). Microstructure and tribological performance of an aluminium alloy based hybrid composite produced by friction stir processing. Materials & Design, 32(5), 2727-2733.
- [۱۵] Khayyamin, D., Mostafapour, A., & Keshmiri, R. (2013). The effect of process parameters on microstructural characteristics of AZ91/SiO₂ composite fabricated by FSP. Materials Science and Engineering: A, 559, 217-221.

- [۱۶] Sharifitabar, M., Sarani, A., Khorshahian, S., & Afarani, M. S. (2011). Fabrication of 5052Al/Al₂O₃ nanoceramic particle reinforced composite via friction stir processing route. *Materials & Design*, 32(8), 4164-4172
- [۱۷] Qu, J., Xu, H., Feng, Z., Frederick, D. A., An, L., & Heinrich, H. (2011). Improving the tribological characteristics of aluminum 6061 alloy by surface compositing with sub-micro-size ceramic particles via friction stir processing. *Wear*, 271(9-10), 1940-1945.
- [۱۸] Mazaheri, Y., Karimzadeh, F., & Enayati, M. H. (2011). A novel technique for development of A356/Al₂O₃ surface nanocomposite by friction stir processing. *Journal of Materials Processing Technology*, 211(10), 1614-1619.
- [۱۹] Lee, I. S., Hsu, C. J., Chen, C. F., Ho, N. J., & Kao, P. W. (2011). Particle-reinforced aluminum matrix composites produced from powder mixtures via friction stir processing. *Composites Science and Technology*, 71(5), 693-698.
- [۲۰] Izadi, H., & Gerlich, A. P. (2012). Distribution and stability of carbon nanotubes during multipass friction stir processing of carbon nanotube/aluminum composites. *Carbon*, 50(12), 4744-4749.
- [۲۱] Soleymani, S., Abdollah-Zadeh, A., & Alidokht, S. A. (2012). Microstructural and tribological properties of Al5083 based surface hybrid composite produced by friction stir processing. *Wear*, 278, 41-47.
- [۲۲] Dolatkhah, A., Golbabaie, P., Givi, M. B., & Molaiekiya, F. (2012). Investigating effects of process parameters on microstructural and mechanical properties of Al5052/SiC metal matrix composite fabricated via friction stir processing. *Materials & Design*, 37, 458-464.
- [۲۳] Moghaddas, M. A., & Kashani-Bozorg, S. F. (2013). Effects of thermal conditions on microstructure in nanocomposite of Al/Si₃N₄ produced by friction stir processing. *Materials Science and Engineering: A*, 559, 187-193
- [۲۴] Ma, Z. Y., Liu, Z. Y., Zhang, Q., Ni, D. R., & Xiao, B. L. (2014). Fabrication of metal matrix composites via friction stir processing. In *Proceedings of the 1st International Joint Symposium on Joining and Welding* (pp. 395-399).
- [۲۵] Izadi, H., Nolting, A., Munro, C., Bishop, D. P., Plucknett, K. P., & Gerlich, A. P. (2013). Friction stir processing of Al/SiC composites fabricated by powder metallurgy. *Journal of Materials Processing Technology*, 213(11), 1900-1907
- [۲۶] Devaraju, A., Kumar, A., Kumaraswamy, A., & Kotiveerachari, B. (2013). Influence of reinforcements (SiC and Al₂O₃) and rotational speed on wear and mechanical properties of aluminum alloy 6061-T6 based surface hybrid composites produced via friction stir processing. *Materials & Design*, 51, 331-341
- [۲۷] Devaraju, A., Kumar, A., & Kotiveerachari, B. (2013). Influence of rotational speed and reinforcements on wear and mechanical properties of aluminum hybrid composites via friction stir processing. *Materials & Design*, 45, 576-585.

- [۲۸] Liu, P., Shi, Q. Y., & Zhang, Y. B. (2013). Microstructural evaluation and corrosion properties of aluminium matrix surface composite adding Al-based amorphous fabricated by friction stir processing. *Composites Part B: Engineering*, 52, 137-143.
- [۲۹] Shahraki, S., Khorasani, S., Behnagh, R. A., Fotouhi, Y., & Bisadi, H. (2013). Producing of AA5083/ZrO₂ nanocomposite by friction stir processing (FSP). *Metallurgical and Materials Transactions B*, 44(6), 1546-1553
- [۳۰] Asl, A. M., & Khandani, S. T. (2013). Role of hybrid ratio in microstructural, mechanical and sliding wear properties of the Al5083/Graphitep/Al₂O₃p a surface hybrid nanocomposite fabricated via friction stir processing method. *Materials Science and Engineering: A*, 559, 549-557.
- [۳۱] Hashemi, R., & Hussain, G. (2015). Wear performance of Al/TiN dispersion strengthened surface composite produced through friction stir process: A comparison of tool geometries and number of passes. *Wear*, 324, 45-54.
- [۳۲] Liu, Z. Y., Xiao, B. L., Wang, W. G., & Ma, Z. Y. (2014). Analysis of carbon nanotube shortening and composite strengthening in carbon nanotube/aluminum composites fabricated by multi-pass friction stir processing. *Carbon*, 69, 264-274.
- [۳۳] Dinaharan, I., Kumar, G. A., Vijay, S. J., & Murugan, N. (2014). Development of Al₃Ti and Al₃Zr intermetallic particulate reinforced aluminum alloy AA6061 in situ composites using friction stir processing. *Materials & Design*, 63, 213-222
- [۳۴] Khodabakhshi, F., Simchi, A., Kokabi, A. H., Gerlich, A. P., & Nosko, M. (2014). Effects of post-annealing on the microstructure and mechanical properties of friction stir processed Al–Mg–TiO₂ nanocomposites. *Materials & Design*, 63, 30-41.
- [۳۵] Heydarian, A., Dehghani, K., & Slamkish, T. (2014). Optimizing powder distribution in production of surface nano-composite via friction stir processing. *Metallurgical and Materials Transactions B*, 45(3), 821-826
- [۳۶] Mazaheri, Y., Karimzadeh, F., & Enayati, M. H. (2014). Tribological Behavior of A356/Al₂O₃ Surface nanocomposite prepared by friction stir processing. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 45(4), 2250-2259.
- [۳۷] Ashjari, M., Asl, A. M., & Rouhi, S. (2015). Experimental investigation on the effect of process environment on the mechanical properties of AA5083/Al₂O₃ nanocomposite fabricated via friction stir processing. *Materials Science and Engineering: A*, 645, 40-46.
- [۳۸] Golmohammadi, M., Atapour, M., & Ashrafi, A. (2015). Fabrication and wear characterization of an A413/Ni surface metal matrix composite fabricated via friction stir processing. *Materials & Design*, 85, 471-482.
- [۳۹] Hosseini, S. A., Ranjbar, K., Dehmolaei, R., & Amirani, A. R. (2015). Fabrication of Al5083 surface composites reinforced by CNTs and cerium oxide nano particles via friction stir processing. *Journal of Alloys and Compounds*, 622, 725-733

- [۴۰] Yuvaraj, N., & Aravindan, S. (2015). Fabrication of Al5083/B 4 C surface composite by friction stir processing and its tribological characterization. *Journal of materials research and technology*, 4(4), 398-410.
- [۴۱] Arab, S. M., Karimi, S., Jahromi, S. A. J., Javadpour, S., & Zebarjad, S. M. (2015). Fabrication of novel fiber reinforced aluminum composites by friction stir processing. *Materials Science and Engineering: A*, 632, 50-57
- [۴۲] Saadatmand, M., & Mohandesi, J. A. (2015). Optimization of mechanical and wear properties of functionally graded Al6061/SiC nanocomposites produced by friction stir processing (FSP). *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*, 28(5), 584-590..
- [۴۳] Khodabakhshi, F., Gerlich, A. P., Simchi, A., & Kokabi, A. H. (2015). Hot deformation behavior of an aluminum-matrix hybrid nanocomposite fabricated by friction stir processing. *Materials Science and Engineering: A*, 626, 458-466.
- [۴۴] Salih, O. S., Ou, H., Sun, W., & McCartney, D. G. (2015). A review of friction stir welding of aluminium matrix composites. *Materials & Design*, 86, 61-71.
- [۴۵] Thangarasu, A., Murugan, N., Dinaharan, I., & Vijay, S. J. (2015). Synthesis and characterization of titanium carbide particulate reinforced AA6082 aluminium alloy composites via friction stir processing. *Archives of civil and mechanical engineering*, 15(2), 324-334.
- [۴۶] Narimani, M., Lotfi, B., & Sadeghian, Z. (2016). Investigating the microstructure and mechanical properties of Al-TiB₂ composite fabricated by Friction Stir Processing (FSP). *Materials Science and Engineering: A*, 673, 436-442.
- [۴۷] Kurt, H. I. (2016). Influence of hybrid ratio and friction stir processing parameters on ultimate tensile strength of 5083 aluminum matrix hybrid composites. *Composites Part B: Engineering*, 93, 26-34
- [۴۸] Salehi, M., Saadatmand, M., & Mohandesi, J. A. (2012). Optimization of process parameters for producing AA6061/SiC nanocomposites by friction stir processing. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 22(5), 1055-1063
- [۴۹] Liu, P., Shi, Q. Y., & Zhang, Y. B. (2013). Microstructural evaluation and corrosion properties of aluminium matrix surface composite adding Al-based amorphous fabricated by friction stir processing. *Composites Part B: Engineering*, 52, 137-143.
- [۵۰] Kumar, C. S., Yadav, D., Bauri, R., & Ram, G. J. (2015). Effects of ball milling and particle size on microstructure and properties 5083 Al–Ni composites fabricated by friction stir processing. *Materials Science and Engineering: A*, 645, 205-212.
- [۵۱] Bauri, R., Ram, G. J., Yadav, D., & Kumar, C. S. (2015). Effect of process parameters and tool geometry on fabrication of Ni particles reinforced 5083 Al composite by friction stir processing. *Materials Today: Proceedings*, 2(4-5), 3203-3211

- [۵۲] Shafiei-Zarghani, A., Kashani-Bozorg, S. F., & Zarei-Hanzaki, A. (2009). Microstructures and mechanical properties of Al/Al₂O₃ surface nano-composite layer produced by friction stir processing. *Materials Science and Engineering: A*, 500(1-2), 84-91
- [۵۳] Vijayavel, P., Balasubramanian, V., & Sundaram, S. (2014). Effect of shoulder diameter to pin diameter (D/d) ratio on tensile strength and ductility of friction stir processed LM25AA-5%SiCp metal matrix composites. *Materials & Design*, 57, 1-9.
- [۵۴] Sharma, V., Prakash, U., & Kumar, B. M. (2015). Microstructural and mechanical characteristics of AA2014/SiC surface composite fabricated by friction stir processing. *Materials Today: Proceedings*, 2(4-5), 2666-2670.
- [۵۵] Dhayalan, R., Kalaiselvan, K., & Sathiskumar, R. (2014). Characterization of AA6063/SiC-Gr surface composites produced by FSP technique. *Procedia Engineering*, 97, 625-631.
- [۵۶] Akbari, M., Shojaeefard, M. H., Asadi, P., & Khalkhali, A. (2017). Hybrid multi-objective optimization of microstructural and mechanical properties of B 4 C/A356 composites fabricated by FSP using TOPSIS and modified NSGA-II. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 27(11), 2317-2333
- [۵۷] Salehi, M., Farnoush, H., Heydarian, A., & Mohandesi, J. A. (2015). Improvement of mechanical properties in the functionally graded aluminum matrix nanocomposites fabricated via a novel multistep friction stir processing. *Metallurgical and Materials Transactions B*, 46(1), 20-29.
- [۵۸] Chen, Y., Liu, C. Y., Zhang, B., Ma, Z. Y., Zhou, W. B., Jiang, H. J., ... & Wei, L. L. (2018). Effects of friction stir processing and minor Sc addition on the microstructure, mechanical properties, and damping capacity of 7055 Al alloy. *Materials Characterization*, 135, 25-31
- [۵۹] Muraca, R. F., & Whittick, J. S. (1972). *Materials data handbook: Aluminum alloy 5456*.
- [۶۰] Humphreys, F. J., & Hatherly, M. (2012). *Recrystallization and related annealing phenomena*. Elsevier.
- [۶۱] R. George, K.T. Kashyap, R. Rahul, S. Yamdagni, *Strengthening in carbon*.
- [۶۲] Yang M, Xu C, Wu C, Lin K, Chao YJ, An L. Fabrication of AA6061/Al₂O₃ nanoceramic particle reinforced composite coating by using friction stir processing. *J Mater Sci* 2010;45:4431–8.

Abstract

In this study, the friction stir processing (FSP) was used to produce an AA 5456-O metal matrix composite reinforced with SiO₂ nanoparticles. The parameters used in this process were the traverse speed of 16,8 mm/min and the rotational speeds of 2500, 1600, 800 rpm, and the amount of reinforcement used was 5, 10 and 15 wt. %. The size of the reinforcement was about 20 nm. By this process, it is possible to remove the casting defects and improve the microstructure of the metals, thereby improving the hardness and ductility. In addition, the FSP method is used to homogenize and refine the microstructures and to increase the mechanical properties. Due to their unique properties, aluminum alloys have been remarkably developed, but one of the obstacles on the use of these types of alloys is the loss of their properties. For this reason, the mechanical properties can be improved by the addition of ceramic particles. 5xxx aluminum alloys usually have Al₃Mg₂ precipitates in their microstructures, which can act as boosters in the matrix. The microstructural studies were accomplished by the optical and the scanning electron microscopies. The results showed that the average grain size in the stir zone decreases by adding the reinforcing particles. The results also showed that the grain size decreases with decreasing the traverse speed. In order to investigate the mechanical properties, the tensile and microhardness tests were performed. It was observed that the hardness increased from 80 HV at the base metal to 208 HV at the stir zone. The maximum tensile strength was obtained as 300 MPa for the sample processed by the traverse speed of 16 mm/min, rotational speed 800 rpm and 5 wt.% reinforcement.

Keywords: Metal matrix composite, Friction stir processing, Microstructure, Mechanical properties



M.sc.thesis in composite engineering

Microstructure and mechanical properties of friction stir processed AA5456-O /SiO₂ nanocomposite

By:

Rasool naderi

Supervisor:

Dr.Mostafa Hajian Heidari

Advisor1:

Mohsen Karimi

Advisor2:

Ali Reza Ahmadi

January 2019