

تولید و مشخصه یابی کامپوزیت در جای $Al-Al_3Ti$ تولید شده به روش FSP با استفاده از پودر پیش فعال آسیاکاری شده

بهنام لطفی*^۱، پوریا پورچینی^۲ و زهره صادقیان^۱

(تاریخ دریافت: ۹۸/۰۵/۲۰، ش ص: ۱۶-۱، تاریخ پذیرش: ۹۸/۰۹/۱۸)

چکیده

در این پژوهش هدف، تولید کامپوزیت سطحی در جای $Al-Al_3Ti$ با استفاده از پودر پیش فعال آلیاژسازی مکانیکی شده $Al-Ti$ بر سطح آلیاژ آلومینیوم ۱۰۵۰ توسط فرایند اصطکاکی اغتشاشی بوده است. بدین منظور ابتدا پودر اولیه آلومینیوم و تیتانیوم در مدت زمان‌های مختلف آلیاژسازی مکانیکی شد و زمان مناسب برای دستیابی به ساختار لایه‌ای ظریف و یکنواخت از دو پودر آلومینیوم و تیتانیوم تعیین شد. لایه کامپوزیت سطحی، توسط فرایند اصطکاکی اغتشاشی در سرعت چرخش و تعداد پاس‌های مختلف با استفاده از پودر آسیاکاری شده مناسب تولید شد. جهت بررسی‌های ریزساختاری از میکروسکوپ نوری (OM) و الکترونی روبشی (SEM) مجهز به طیف سنج تفکیک انرژی (EDS) و به منظور شناسایی فازی نمونه‌ها از پراش پرتو ایکس (XRD) استفاده شد. به منظور بررسی امکان واکنش در پودر پیش فعال شده حین گرمایش، از آنالیز حرارتی افتراقی (DSC) استفاده شد. جهت ارزیابی خواص مکانیکی نمونه‌های FSP شده و فلز پایه از آزمون ریزسختی سنجی ویکرز و آزمون کشش استفاده شد. نتایج نشان داد، استفاده از ذرات پودر آلیاژسازی مکانیکی شده $Al-Ti$ ، باعث افزایش سختی به میزان ۲/۵ برابر و استحکام کششی به میزان ۳/۴ برابر نسبت به فلز پایه شد. همچنین افزایش تعداد پاس‌های فرایند به میزان ۴ پاس، سبب بهبود واکنش تشکیل ذرات فاز Al_3Ti در زمینه Al و توزیع بهتر این ذرات در زمینه شد.

واژه‌های کلیدی: کامپوزیت در جای زمینه آلومینیومی، آلیاژسازی مکانیکی، فرایند اصطکاکی اغتشاشی.

^۱ - دانشیار-گروه مهندسی مواد- دانشکده مهندسی- دانشگاه شهید چمران اهواز-ایران

^۲ - فارغ التحصیل کارشناسی ارشد-گروه مهندسی مواد- دانشکده مهندسی- دانشگاه شهید چمران اهواز-ایران

*- نویسنده مسئول مقاله: behnaml@scu.ac.ir

پیشگفتار

آلیاژهای آلومینیوم کاربردهای فراوانی در صنایع هوا فضا و حمل و نقل دارند [۱ و ۲]. از این رو در سه دهه گذشته تلاش برای بهبود بیش تر خواص مکانیکی آلیاژهای آلومینیوم به روش های مختلف از جمله تولید کامپوزیت های زمينه فلزی صورت گرفته است [۳ و ۴]. کامپوزیت های زمينه فلزی براساس روش افزودن فاز تقویت کننده به دو گروه افزودنی^۱ یا برون جا و درجا^۲ دسته بندی می شوند. در روش افزودنی فاز تقویت کننده به صورت جداگانه و قبل از ساخت کامپوزیت آماده شده و سپس به زمينه افزوده می شود؛ اما در روش درجا فاز تقویت کننده از طریق انجام واکنش شیمیایی در حین انجام فرایند در زمينه فلزی ایجاد می شود. تولید کامپوزیت های زمينه آلومینیومی به روش افزودنی معمولاً همراه با تخلخل، ریزدانه کم تر زمينه، خوشه ای شدن ذرات تقویت کننده، استحکام پیوند ضعیف ذرات با زمينه، ترشوندگی نامناسب و تشکیل ترکیبات ناخواسته در فصل مشترک ذره با زمينه است. روش درجا در تولید کامپوزیت های زمينه آلومینیومی دارای مزایای ویژه ای نسبت به روش متداول (افزودنی) است. به این دلیل که علاوه بر اقتصادی بودن فرایند، امکان تولید زمينه آلومینیومی ریزدانه در این روش وجود دارد. همچنین به دلیل اینکه در روش های درجا ذرات تقویت کننده با انجام واکنش در زمينه ایجاد می شوند، فصل مشترک ذرات تقویت کننده ایجاد شده با زمينه، استحکام پیوند بالاتری نسبت به روش های افزودنی دارند [۵].

از جمله روش های ساخت کامپوزیت های درجا استفاده از فرایند اصطکاکی اغتشاشی است. این فرایند شکل توسعه یافته جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی می باشد که توسط میشرها و همکاران به منظور اصلاح ریزساختار آلیاژهای آلومینیوم ابداع شد. در یک بیان کلی، فرایند اصطکاکی اغتشاشی یک فرایند حرارتی-مکانیکی است که از آن به منظور تولید کامپوزیت های سطحی و ایجاد ساختار همگن و ریزدانه استفاده می شود.

کامپوزیت های زمينه آلومینیومی تقویت شده به وسیله فرایند اصطکاکی اغتشاشی با ذرات درجای تری

آلومیناید (Al_3X) مانند Al_3Zr ، Al_3Ti و Al_3Ni استحکام و مدول الاستیک قابل ملاحظه و خواص دمایی بالای مطلوبی از خود نشان می دهند که در این میان کامپوزیت های درجای $Al-Al_3Ti$ به دلیل خواص مکانیکی منحصر به فرد و قابل توجه نظیر چگالی کم و مدول الاستیک بالا، بطور ویژه مورد توجه است.

پیش از این تلاش های بسیاری برای ساخت کامپوزیت های درجا توسط فرایند FSP صورت گرفته است [۶-۱۰]. در مطالعه حاضر با استفاده از یک مرحله پیش فعال سازی مکانیکی مخلوط پودر اولیه توسط آسیاکاری جهت تسهیل واکنش بین آلومینیوم و تیتانیوم به تولید کامپوزیت $Al-Al_3Ti$ توسط فرایند اصطکاکی اغتشاشی در دو سرعت چرخش و تعداد پاس مختلف پرداخته شده و اثرات تشکیل لایه کامپوزیتی $Al-Al_3Ti$ بر سطح زیرلایه آلیاژ آلومینیوم ۱۰۵۰ به لحاظ ریزساختاری و رفتار مکانیکی بررسی شده است.

مواد و روش ها

مواد اولیه

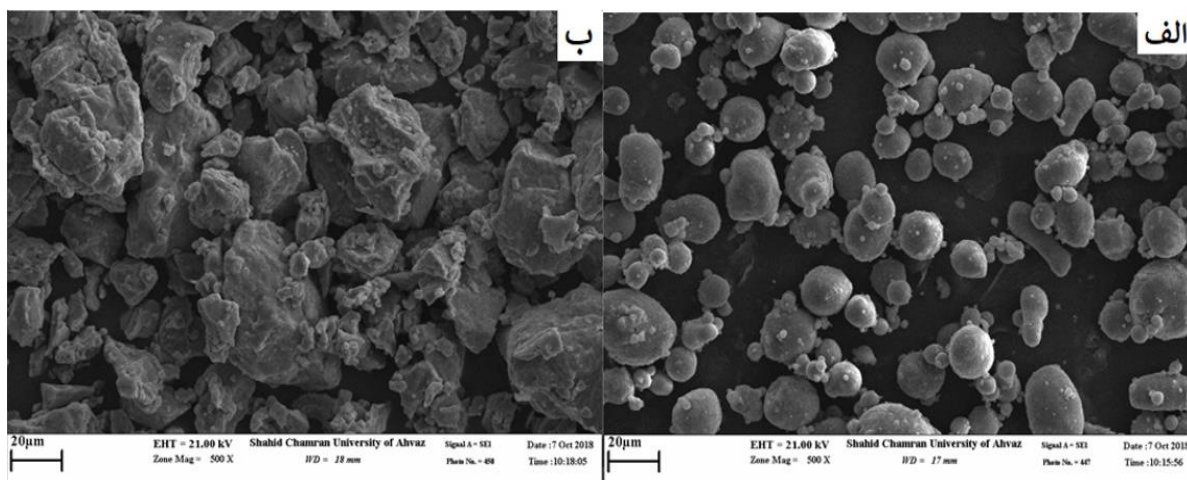
ورقی از آلیاژ Al1050 با ترکیب شیمیایی مطابق جدول ۱ به عنوان زیرلایه جهت انجام فرایند اصطکاکی اغتشاشی مورد استفاده قرار گرفت. قطعاتی از آلومینیوم به ابعاد $۲۷۰ \times ۷۰ \times ۸$ میلی متر مکعب تهیه شده و با استفاده از ابزار فرزکاری با ضخامت ۱ میلی متر بر روی هر قطعه دو شیار با عمق و عرض به ترتیب $۴/۵$ و ۱ میلی متر، هر کدام به طول ۱۲۵ میلی متر در مرکز نمونه ها، جهت قرار دادن پودر ایجاد شد. شکل ۱ تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از ذرات اولیه آلومینیوم و تیتانیوم پیش از آلیاژسازی مکانیکی نشان می دهد.

^۱ -Ex-situ

^۲ -In-situ

جدول ۱- ترکیب شیمیایی Al1050 مورد استفاده بر حسب درصد وزنی (wt.%)

عنصر	Cu	Mg	Si	Fe	Mn	Zn	Ti	Al
درصد وزنی	۰/۰۰۱	۰-۰/۰۰۵	۰/۰۴۸	۰/۱۷	۰/۰۰۱	۰/۰۰۵	۰/۰۰۶	۹۹/۷



شکل ۱- تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) از ذرات پودر اولیه الف) آلومینیوم ب) تیتانیوم

درصد وزنی عناصر آلومینیوم و تیتانیوم با هدف تولید ترکیب بین فلزی Al_3Ti ، مطابق دیاگرام فازی Al-Ti، به ترتیب ۶۲/۸٪ وزنی و ۳۷/۲٪ وزنی انتخاب شد.

فرایند اصطکاکی اغتشاشی

در این پژوهش جهت ایجاد ترکیبات بین فلزی درجا از روش اصطکاکی اغتشاشی استفاده شد. دستگاه مورد استفاده جهت اجرای فرایند در واقع یک دستگاه فرز است که با تغییراتی جزئی آماده‌ی اجرای این فرایند شده است. در این پژوهش از دستگاه فرز ساخت کشور لهستان مدل Jarocin با توانایی حداکثر سرعت چرخش ۱۶۰۰ دور در دقیقه و حداکثر سرعت پیشروی ۲۰۰ میلی متر بر دقیقه جهت اجرای فرایند استفاده شد. شکل ۲ موقعیت قرارگیری نمونه‌ها در دستگاه را نشان می‌دهد. در این پژوهش برخی پارامترهای فرایند اصطکاکی اغتشاشی شامل سرعت پیشروی ابزار و زاویه پین ثابت نگه داشته شده و پارامترهای دیگر نظیر سرعت چرخش ابزار و تعداد پاس‌های فرایند به عنوان متغیر انتخاب شد. میزان حرارت ورودی در حالت‌های مختلف توسط رابطه مدل سازی شده توسط هورتایر محاسبه شد [۱۲]. جدول ۲ حالت‌های مختلف اجرای فرایند را نشان می‌دهد.

آماده سازی پودر پیش-فعال

به منظور پیش فعال سازی پودرهای مورد استفاده جهت پیشروی گسترده تر واکنش، در حین فرایند اصطکاکی اغتشاشی، از دستگاه آسیا گلوله‌ای سیاره‌ای، ساخت شرکت تجهیزات سپاهان استفاده شد. به منظور تولید پودر پیش فعال با هدف دستیابی به ترکیب Al_3Ti از پودر آلومینیوم خالص با اندازه متوسط ذرات $20\mu m$ و پودر تیتانیوم خالص با اندازه متوسط ذرات $45\mu m$ استفاده شد. درصد وزنی عناصر آلومینیوم و تیتانیوم با هدف تولید ترکیب بین فلزی Al_3Ti ، مطابق دیاگرام فازی Al-Ti، به ترتیب ۶۲/۸٪ وزنی و ۳۷/۲٪ وزنی انتخاب شد [۱۱] و پودر تقویت کننده درون زمینه سه درصد وزنی انتخاب شد. جهت دستیابی به ساختار لایه‌ای ریز، متشکل از عناصر واکنش دهنده برای تسهیل انجام واکنش در حین فرایند اصطکاکی اغتشاشی، عملیات آسیاکاری در مدت زمان‌های ۱۰، ۲۵، ۳۵ و ۴۰ ساعت انجام شد. سرعت آسیاکاری ۴۵۰ rpm و نسبت وزنی گلوله به پودر ۱۰ انتخاب گردید و از دو اندازه ساچمه فولادی با قطرهای ۱۵mm و ۲۰ mm استفاده شد. به منظور جلوگیری از اکسید شدن ذرات پودر حین آلیاژسازی مکانیکی، عملیات تحت اتمسفر گاز آرگون با خلوص ۹۹/۹۹ درصد انجام شد.

جدول ۲- حالت‌های مختلف اجرای فرایند اصطکاکی اغتشاشی

نام نمونه	سرعت چرخش (rpm)	سرعت پیشروی (mm/min)	تعداد پاس	پودرهای مورد استفاده	حرارت ورودی (kj/mm)
A(1400,2)	۱۴۰۰	۲۵	۲	Al-Ti	۶/۵۸
B(1200,2)	۱۲۰۰	۲۵	۲	Al-Ti	۵/۶۴
C(1200,4)	۱۲۰۰	۲۵	۴	Al-Ti	۵/۶۴
D(1400,4)	۱۴۰۰	۲۵	۴	Al-Ti	۶/۵۸
E	۱۲۰۰	۲۵	۲	بدون پودر	۵/۶۴



شکل ۲- موقعیت قرارگیری ابزار، نمونه و نگهدارنده در دستگاه فرز، آماده جهت فرایند اصطکاکی اغتشاشی

مشخصه یابی

جهت بررسی‌های ریزساختاری از میکروسکوپ نوری (OM) پروگرس شرکت جم اپتیک و الکترونی روبشی (SEM) گسیل میدانی مدل Mira3-Xmu Tescan مجهز به طیف سنج تفکیک انرژی (EDS) و به منظور محاسبه اندازه دانه و توزیع ذرات تقویت کننده از نرم افزار ImageJ استفاده شد. به منظور شناسایی فازی نمونه‌ها از پراش پرتو ایکس (XRD) با دستگاه پرتو ایکس فیلیپس تحت ولتاژ ۴۰ کیلو ولت و جریان ۳۰ میلی آمپر استفاده شد. به منظور بررسی امکان واکنش در پودر پیش فعال شده حین گرمایش، از آنالیز حرارتی افتراقی (DSC) با نرخ گرمادهی $20^{\circ}C \cdot min^{-1}$ ، از دمای محیط تا دمای $630^{\circ}C$ و تحت اتمسفر گاز آرگون استفاده شد. جهت سختی سنجی نمونه‌های FSP شده و فلز پایه از آزمون ریزسختی سنجی ویکرز استفاده شد. بدین منظور از دستگاه ریزسختی سنج INNOVA TEST مدل NEXUS4000 تحت بار ۲۰۰ گرم و زمان نگهداری ۱۰ ثانیه استفاده شد. جهت انجام آزمون کشش از دستگاه STM-50 ساخت شرکت SANTAM با سرعت جابجایی فک متحرک $3mm/min$

استفاده شد. به منظور بررسی توزیع ذرات پودر از نرم-افزارهای ImageJ و Originlab استفاده شد.

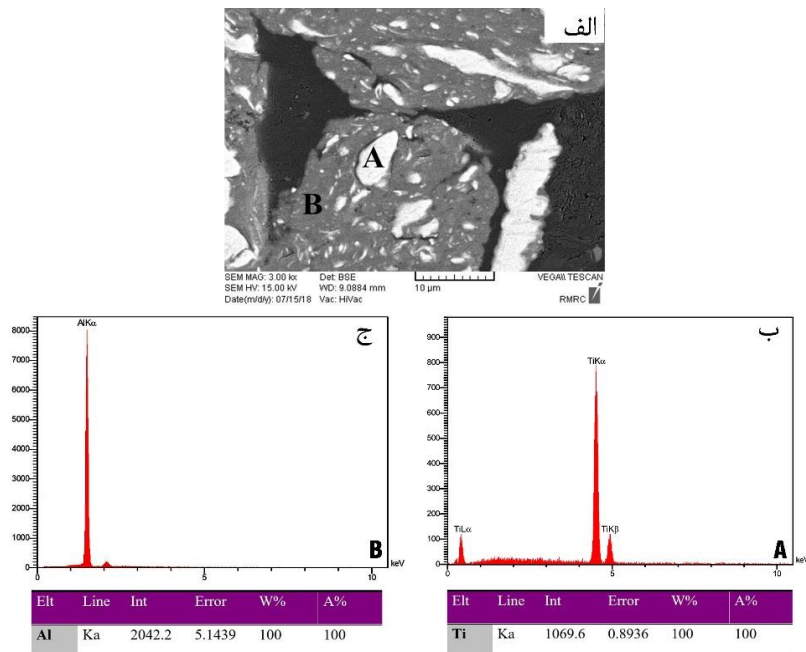
نتایج و بحث

مشخصه یابی پودر پیش فعال تولید شده

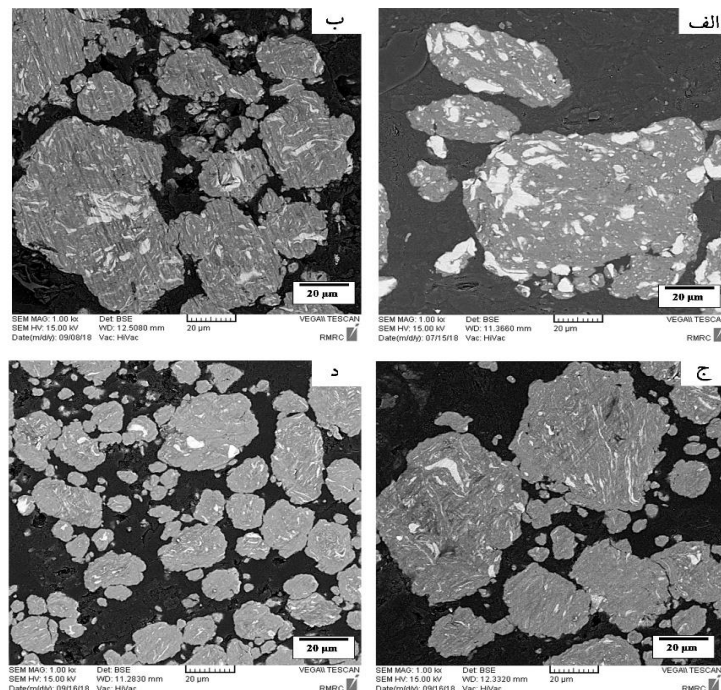
شکل ۳، نتایج آنالیز نقطه‌ای (EDS) از پودرهای حاصل از ۱۰ ساعت آلیاژسازی مکانیکی را نشان می‌دهد. مطابق نتایج آنالیز نقطه‌ای نواحی تیره مربوط به فلز آلومینیوم با وزن اتمی کم‌تر و نواحی روشن مربوط به فلز تیتانیوم با وزن اتمی بیش‌تر است. شکل ۴، تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی با استفاده از سیگنال الکترون برگشتی (BSE) از سطح مقطع ذرات پودر در مدت زمان‌های مختلف را نشان می‌دهد. هدف اصلی از انجام فرایند آلیاژسازی مکانیکی، تولید پودری پیش فعال شده جهت تشکیل ترکیب بین فلزی موردنظر (Al_3Ti) در زمینه آلومینیوم، حین فرایند اصطکاکی اغتشاشی می-باشد. در آماده‌سازی پودر توسط فرایند آلیاژسازی مکانیکی سعی بر این است که ضخامت لایه‌های عناصر واکنش دهنده به حدی برسد که امکان واکنش درجا در حین فرایند اصطکاکی اغتشاشی تسهیل شود. مطابق

های ۳۵ و ۴۰ ساعت ساختار لایه‌ای با فاصله بین لایه‌ای حدود $1\ \mu\text{m}$ حاصل شده و می‌توان دستیابی به واکنش کامل بین لایه‌های عناصر واکنش‌دهنده آلومینیوم و تیتانیوم حین فرایند اصطکاکی اغتشاشی را انتظار داشت.

شکل ۴ الف، در مدت زمان ۱۰ ساعت آسیابکاری، ساختار لایه‌ای ظریف به طور کامل تشکیل نشده است. با افزایش مدت زمان آسیابکاری تا حدود ۲۵ ساعت (شکل ۴ ب)، ساختار لایه‌ای شکل ایجاد شده؛ اما همچنان فاصله‌ی بین لایه‌ها زیاد است. با افزایش زمان آسیابکاری به مدت زمان-



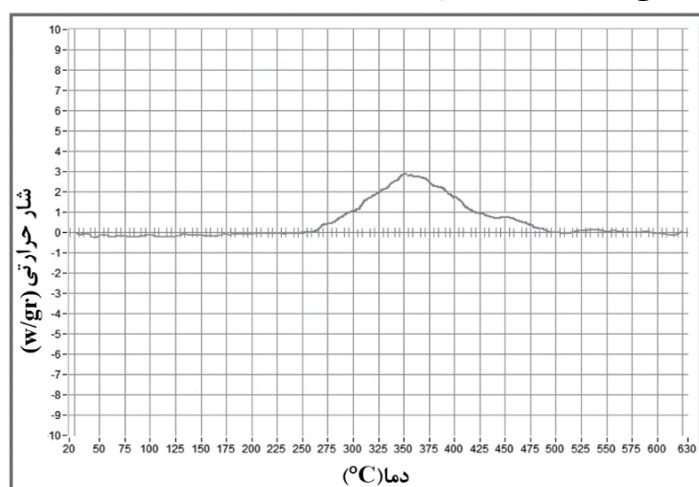
شکل ۳- آنالیز نقطه‌ای حاصل از ۱۰ ساعت آسیابکاری مخلوط پودر Al-Ti، (الف) تصویر SEM پودر پس از ۱۰ ساعت آسیابکاری، (ب) نتایج آنالیز نقطه‌ای منطقه A و (ج) نتایج آنالیز نقطه‌ای منطقه B



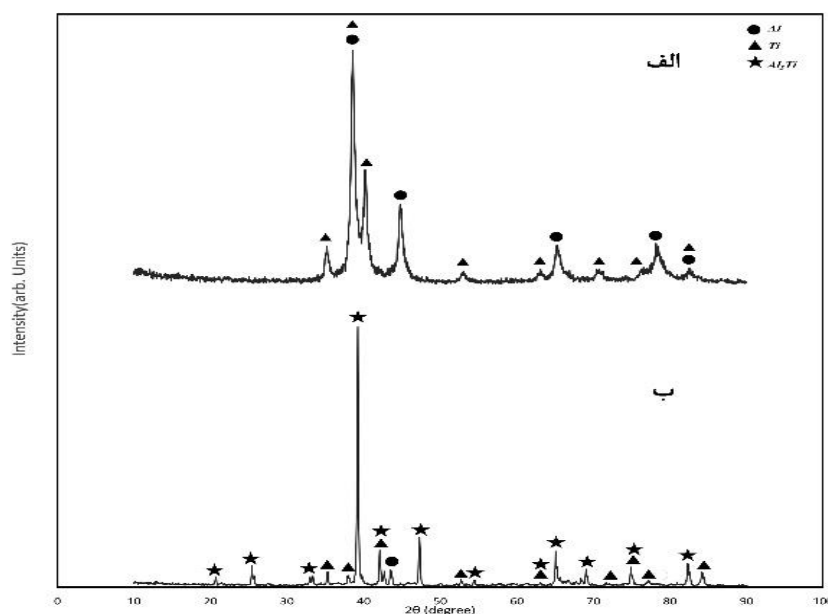
شکل ۴- تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی با استفاده از سیگنال الکترون برگشتی (BSE) از سطح مقطع ذرات پودر آسیابکاری شده در مدت زمان‌های مختلف (الف) ۱۰، (ب) ۲۵، (ج) ۳۵، (د) ۴۰

پودر بعد از گرمادهی ترکیب Al_3Ti تشکیل شده است. بنابراین واکنش تشکیل فاز Al_3Ti در دمای بالاتر از 350°C امکان پذیر است و می توان انتظار داشت که در دمای بالای حاصل از فرایند اصطکاکی اغتشاشی که برای فلز پایه آلومینیوم 1050 نزدیک به 530°C است [۱۳]، ذرات فاز Al_3Ti به صورت درجا در زمینه آلومینیوم تشکیل شوند.

شکل ۵ نمودار حاصل از آنالیز حرارتی بر روی پودر آلیاژسازی مکانیکی شده به مدت 40 ساعت را نشان می دهد. مطابق شکل، نمودار در دمای 350°C یک پیک گرمزا را نشان می دهد که نشان دهنده ی یک تغییر فاز است. به منظور تشخیص تغییر فاز انجام شده، آنالیز پراش پرتو ایکس بر روی پودر گرمادهی شده انجام شد. شکل ۶ الگوی پراش پرتو ایکس پودر Al-Ti حاصل از 40 ساعت آلیاژسازی مکانیکی، قبل و بعد از گرمادهی تا دمای 630°C را نشان می دهد. پیش از گرم کردن پودر هیچ گونه ترکیب بین فلزی تشکیل نشده و تنها پیک های آلومینیوم و تیتانیوم مشاهده می شود؛ اما در الگوی پراش



شکل ۵- نمودار آنالیز حرارتی افتراقی پودر حاصل از 40 ساعت آلیاژسازی مکانیکی



شکل ۶- الگوی پراش پرتو ایکس پودر Al-Ti حاصل از 40 ساعت آلیاژسازی مکانیکی، الف) قبل و ب) بعد از گرمادهی تا دمای 630°C

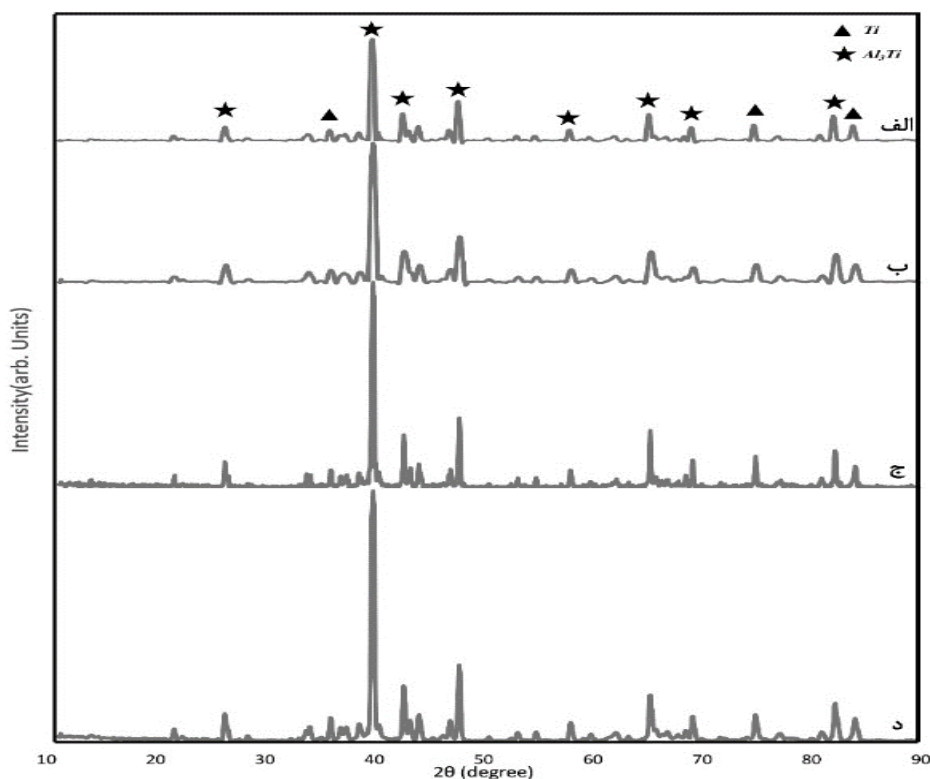
مختلف، تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی با سیگنال الکترون ثانویه از سطح مقطع نمونه‌های مختلف تهیه شد. شکل ۸ تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از ناحیه اغتشاش نمونه‌های FSP شده و فلز پایه در حالت اچ شده و جدول ۳ متوسط اندازه دانه در نمونه‌های مختلف را نشان می‌دهد. اچ شیمیایی به منظور مشاهده دقیق‌تر دانه‌های زمینه در نمونه‌های مختلف انجام شده است. اچ شیمیایی سبب شده تا ذرات درون زمینه کامپوزیت قابل مشاهده نباشند. از طرفی همان‌گونه که مشاهده می‌شود، تأثیر اچ شیمیایی بر دانه‌های مختلف متفاوت بوده است. مطابق شکل ۸ و جدول ۳، انجام فرایند اصطکاکی اغتشاشی سبب کاهش قابل توجه اندازه دانه در مقایسه با نمونه آلیاژ پایه شده است. بطوری که اندازه متوسط دانه آلیاژ پایه از مقدار متوسط حدود $57/1$ میکرون تا نزدیک به 8 میکرون در نمونه‌های حاصل از ۴ پاس فرایند FSP کاهش یافته است.

به منظور بررسی فازی لایه‌ی کامپوزیتی ایجاد شده توسط فرایند FSP، از سطح مقطع ناحیه اغتشاش این نمونه‌ها نیز الگوی پراش پرتو ایکس تهیه شد. شکل ۷ الگوی پراش پرتو ایکس حاصل از این نمونه‌ها را نشان می‌دهد. مطابق شکل، در تمامی نمونه‌ها، ترکیب بین فلزی Al_3Ti تشکیل شده است. با این تفاوت که در نمونه‌های حاصل از ۲ پاس فرایند FSP (شکل ۷ الف و ب)، پیک‌های Al_3Ti ضعیف‌تر از نمونه‌های حاصل از ۴ پاس فرایند (شکل ۷ ج و د) است. علت این امر را می‌توان اغتشاش و حرارت کم‌تر تولید شده در نمونه‌های حاصل از ۲ پاس فرایند دانست [۱۴]. در تمامی نمونه‌ها، پیک‌های تیتانیوم، نشان‌دهنده حضور تیتانیوم واکنش نداده است که نشان از عدم تکمیل واکنش بین تیتانیوم و آلومینیوم است.

ریزساختار

بررسی اندازه دانه

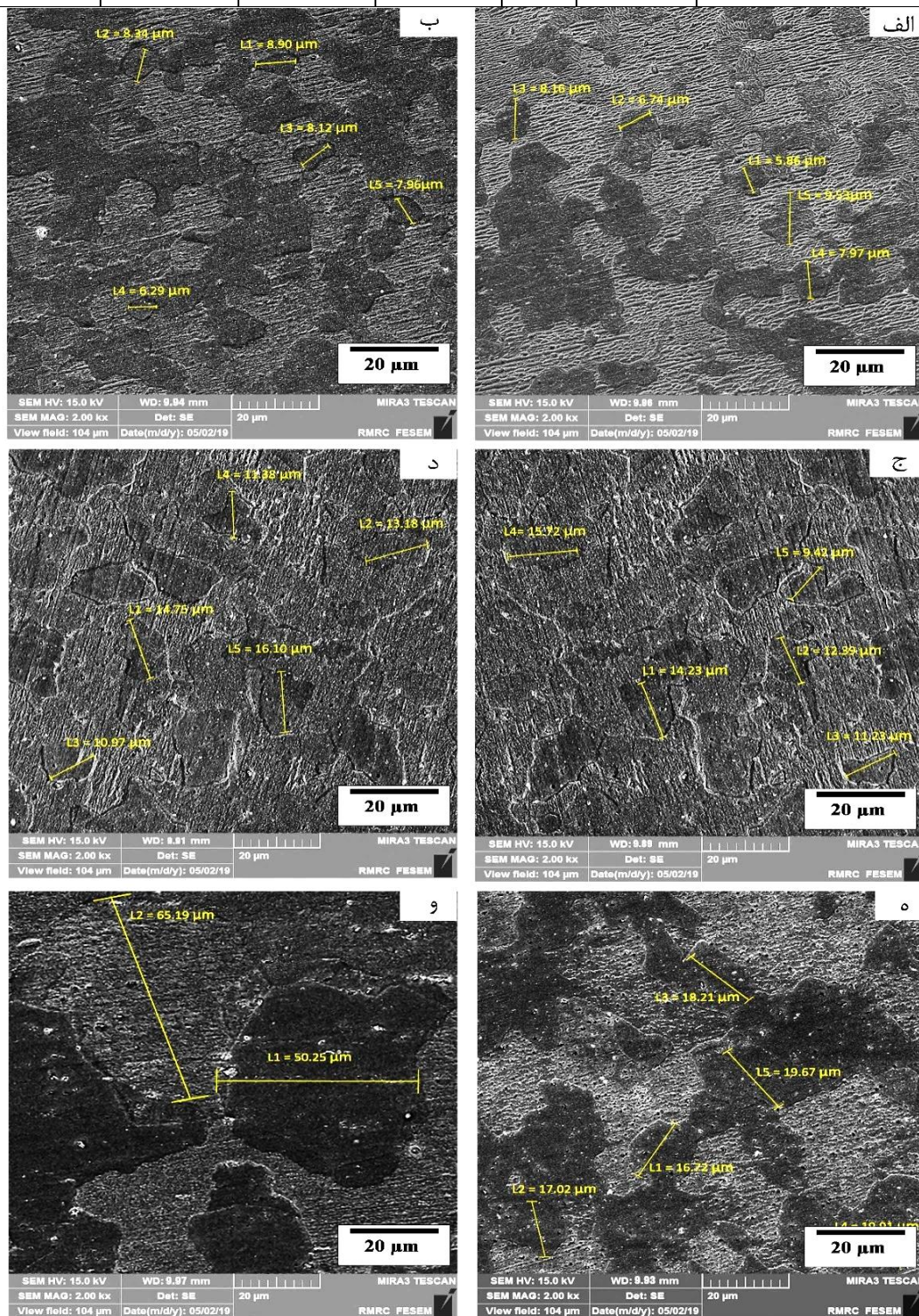
به منظور بررسی دقیق‌تر اندازه دانه در نمونه‌های



شکل ۷- الگوی پراش پرتو ایکس نمونه‌های الف) $(1400,2)$ ، ب) $(1200,2)$ ، ج) $(1200,4)$ و د) $(1400,4)$

جدول ۳- متوسط اندازه دانه نمونه‌های مختلف

نمونه	فلز پایه	E	A(1400,2)	B(1200,2)	C(1200,4)	D(1400,4)
متوسط اندازه دانه (میکرومتر)	۵۷/۱	۱۷/۹۴	۱۳/۶۵	۱۲/۸۴	۷/۸۶	۸/۴۳



شکل ۸- تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از سطح مقطع نمونه‌های مختلف، شامل: الف) نمونه C(1200,4)، ب) نمونه D(1400,4)، ج) نمونه B(1200,2)، د) نمونه A(1400,2)، ه) نمونه E (و فلز پایه)

بررسی توزیع ذرات

شکل ۹ تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی با سیگنال‌های الکترون برگشتی از توزیع ذرات پودر درون نمونه‌های FSP شده را نشان می‌دهد. مطابق شکل، توزیع ذرات درون کامپوزیت یکنواخت بوده و ذرات به صورت توده‌ای تجمع نیافته‌اند. توزیع این ذرات با افزایش تعداد پاس‌های فرایند FSP یکنواخت‌تر شده است. شکل ۱۰ منحنی‌های مربوط به توزیع اندازه ذرات تقویت کننده را نشان می‌دهد. مطابق شکل ۱۰ توزیع یکنواختی از اندازه ذرات در تمام نمونه‌ها اتفاق افتاده است. از طرفی مشاهده می‌شود که با افزایش تعداد پاس‌های فرایند، ذرات تقویت کننده با ابعاد بزرگ (بالتر از ۳ میکرون) کاهش یافته است. یکی از مزایای تولید کامپوزیت به روش FSP، دستیابی به چنین توزیعی از ذرات است که در سایر روش‌ها، مانند روش‌های ذوبی و یا فرایندهای حالت جامد دیگر مانند متالورژی پودر، دشوار است. توزیع مناسب ذرات پودر را می‌توان به اغتشاش ابزار چرخان و هندسه‌ی شیاردار ابزار مرتبط دانست. تغییر شکل پلاستیک شدید و تنش‌های حرارتی مکانیکی تولید شده حین چرخش ابزار، از تجمع ذرات و توده‌ای شدن آن‌ها جلوگیری می‌کند.

بررسی ذرات پودر در زمینه کامپوزیت

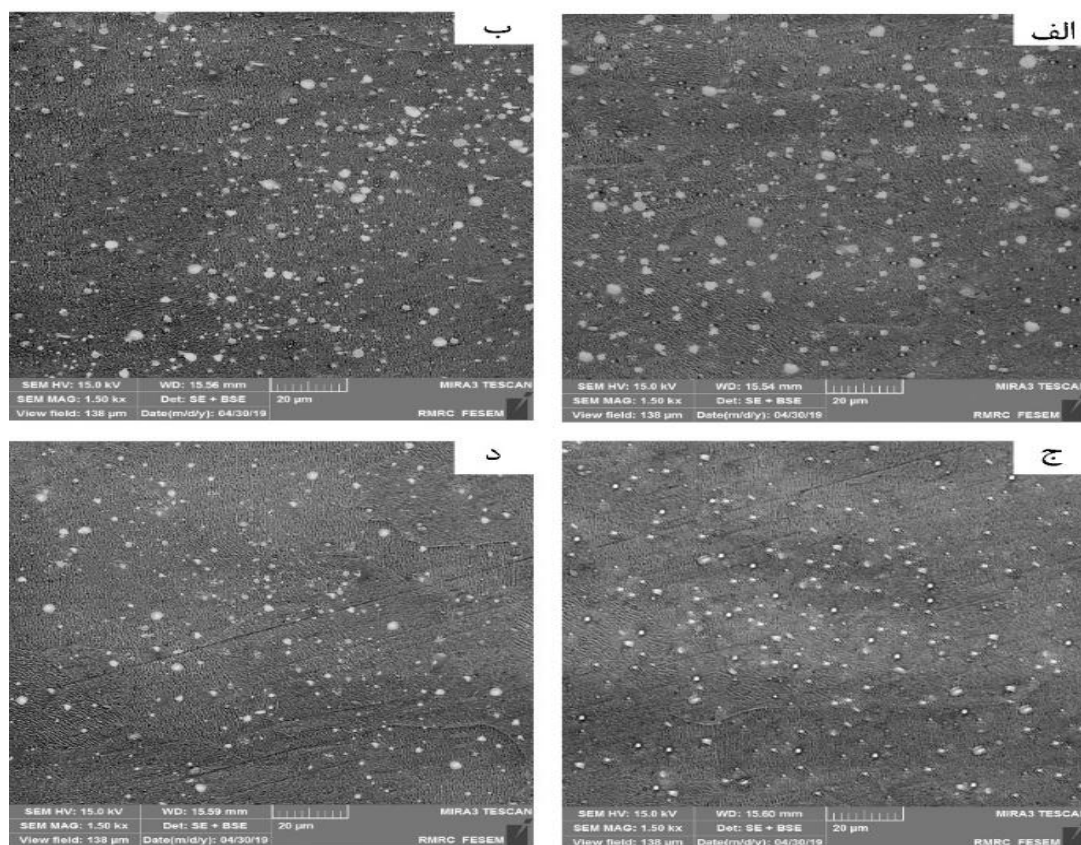
به منظور بررسی دقیق‌تر ذرات پودر پراکنده شده در زمینه آلومینیوم پس از فرایند اصطکاکی اغتشاشی، از این ذرات، تصویر میکروسکوپ الکترونی با سیگنال الکترون برگشتی در بزرگنمایی بالا تهیه شد. شکل ۱۱ تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی این ذرات در ناحیه اغتشاش برای نمونه‌های مختلف را نشان می‌دهد. مطابق تصویر، ذرات دارای ابعاد بسیار کوچک‌تر از ذرات پودر پس از آسیاکاری هستند. علت این امر خرد شدن ذرات در اثر تنش‌های وارده حین فرایند اصطکاکی اغتشاشی است. نتایج آنالیز EDS از نواحی نشان داده شده در شکل ۱۲ الف، حضور عناصر آلومینیوم و تیتانیوم را نشان می‌دهد که می‌توان مربوط به حضور ذرات ترکیب بین فلزی Al_3Ti در این نقاط باشد که با کنتراست تیره ظاهر شده است. علت مشاهده پیک بلند آلومینیوم که نسبت آلومینیوم به

تیتانیوم را بیش از ۳ برابر نشان می‌دهد، عبور پرتو الکترونی از ذرات پودر و تماس با آلومینیوم فلز پایه است. آنالیز نقطه‌ای از مناطق روشن، حضور تیتانیوم را مشخص نمود که مربوط به تیتانیوم واکنش نداده است. در تعداد پاس‌های بالاتر فرایند FSP، میزان تیتانیوم واکنش نداده در مغز ذرات پودر رو به کاهش است و میزان بیشتری از تیتانیوم در واکنش تشکیل ترکیب Al_3Ti مصرف شده است که نشان دهنده تشکیل بیش‌تر این فاز در تعداد پاس‌های بالاتر فرایند FSP است.

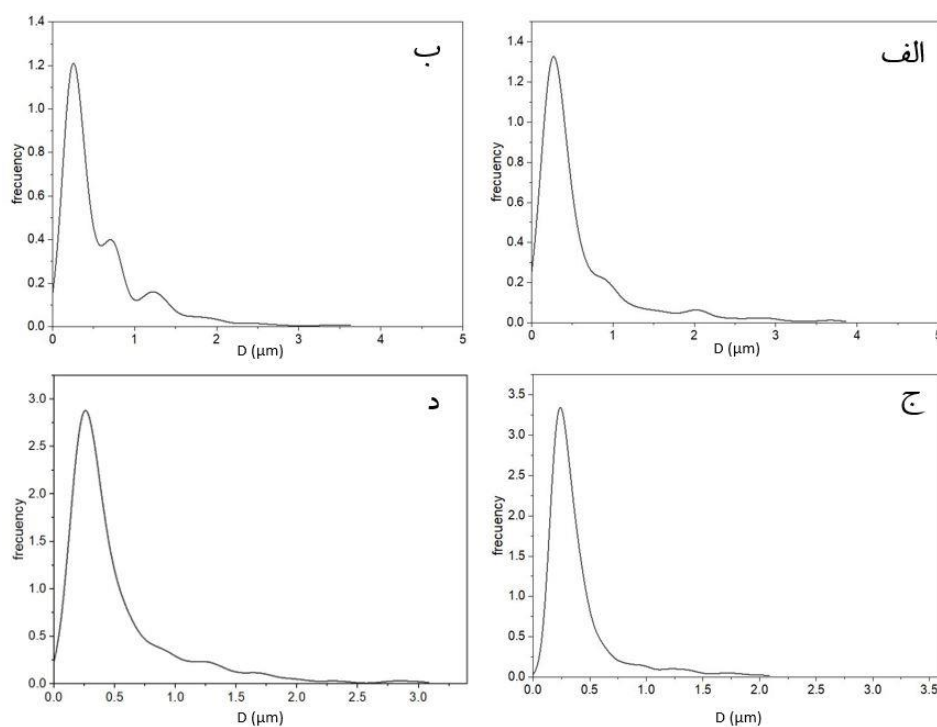
خواص مکانیکی

ریزسختی سنجی

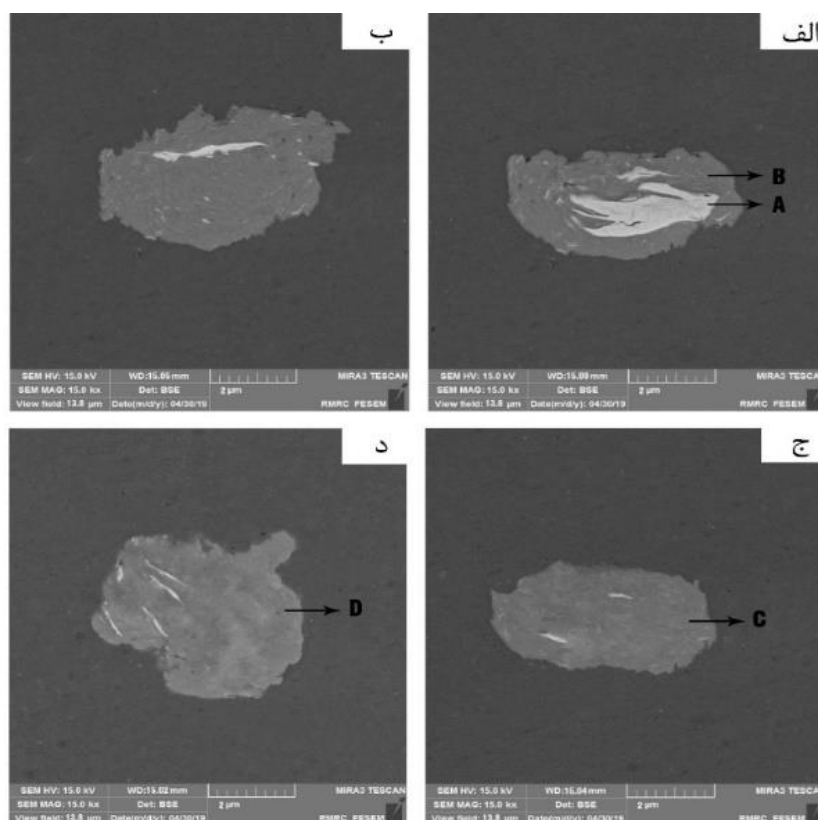
شکل ۱۳، تغییرات سختی در سطح مقطع لایه‌های کامپوزیتی $Al-Al_3Ti$ ایجاد شده و نمونه‌ی تحت فرایند FSP بدون پودر را نشان می‌دهد. مطابق شکل، مقادیر سختی در تمام نمونه‌های FSP شده، نسبت به سختی فلز پایه (۳۰ ویکرز) افزایش داشته است. بنابراین چنانچه در فرایند اصطکاکی اغتشاشی از پودر تقویت کننده استفاده نشود، به دلیل تبلور مجدد دینامیکی حاصل از تغییر شکل پلاستیک دمای بالا و کاهش اندازه دانه، سختی افزایش می‌یابد [۱۵]. از مقایسه‌ی مقادیر سختی مشاهده می‌شود که به‌طور کلی با افزایش تعداد پاس‌های فرایند FSP، سختی افزایش یافته است. علت این امر را می‌توان تفاوت در اندازه دانه فلز زمینه در اثر نرخ متفاوت تبلور مجدد دینامیکی و تفاوت در اندازه دانه زمینه در اثر توزیع متفاوت ذرات تقویت کننده در نمونه‌های مختلف دانست. این ذرات تقویت کننده خود به عنوان موانعی در برابر حرکت نابجایی‌ها عمل کرده و توزیع بهتر آن‌ها سبب افزایش دانسیته نابجایی‌ها می‌شود و موجب افزایش سختی در نمونه‌های با توزیع بهتر ذرات تقویت کننده می‌گردد [۱۶]. با افزایش سرعت چرخش ابزار در سرعت پیشروی ثابت، مقادیر سختی کاهش می‌یابد. علت این امر را می‌توان افزایش گرمای ورودی ناشی از اصطکاک بیش‌تر بین ابزار و قطعه کار است که خود سبب کاهش چگالی نابجایی‌ها و همچنین درشت دانه‌تر شدن ناحیه اغتشاش می‌شود [۱۷].



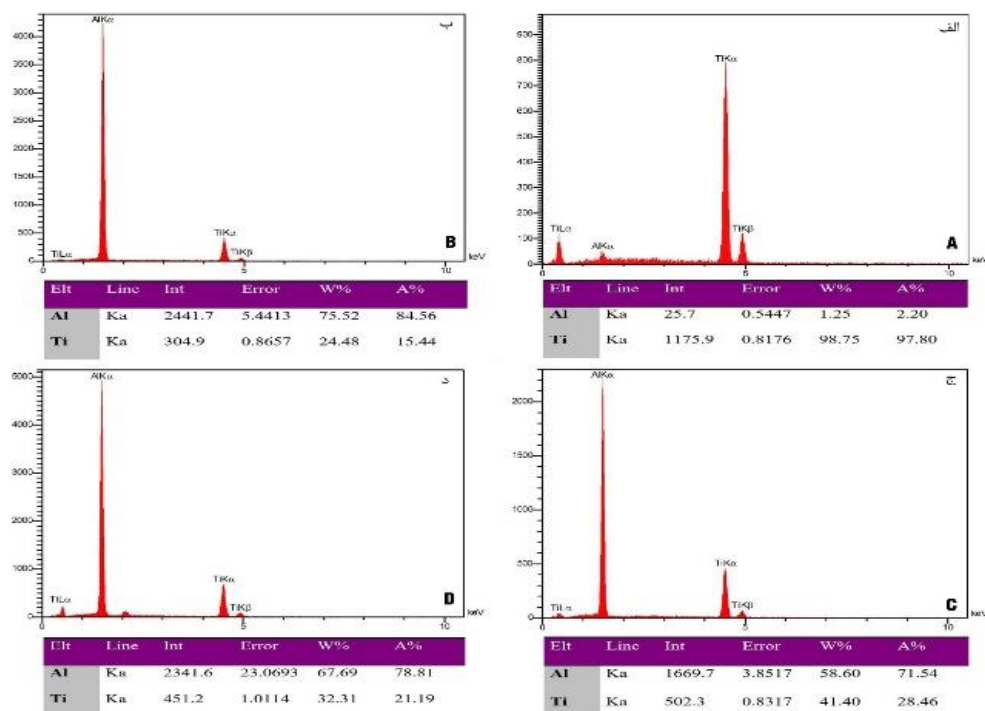
شکل ۹- تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از توزیع ذرات پودر در ناحیه اغتشاش، الف) نمونه A(1400,2)، ب) نمونه B(1200,2)، ج) نمونه C(1200,4) و د) نمونه D(1400,4)



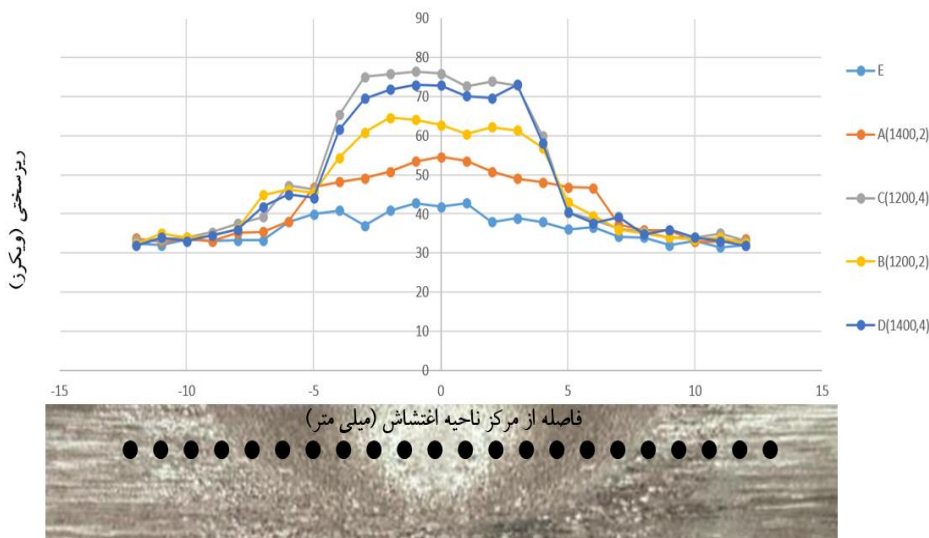
شکل ۱۰- منحنی های توزیع اندازه ذرات تقویت کننده در نمونه های، الف) نمونه A(1400,2)، ب) نمونه B(1200,2)، ج) نمونه D(1400,4) و د) نمونه C(1200,4)



شکل ۱۱- تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از ذرات پودری در زمینه آلومینیوم، پس از فرایند اصطکاکی اغتشاشی، الف) نمونه (A(1400,2)، ب) نمونه (B(1200,2)، ج) نمونه (C(1200,4) و د) نمونه (D(1400,4)



شکل ۱۲- نتایج آنالیز EDS نقاط، الف) A، ب) B، ج) C و د) D



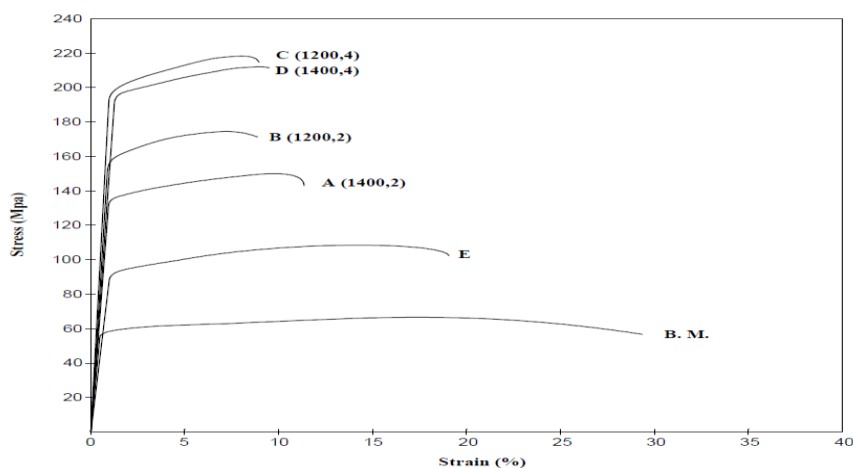
شکل ۱۳- پروفیل سختی در مقطع لایه کامپوزیت‌های تولید شده با FSP و نمونه FSP شده بدون پودر

$$\sigma_y = \sigma_o + \frac{k}{a^{1/2}} \quad (1)$$

عامل دیگری که می‌توان برای تفاوت در استحکام نمونه‌های تحت دو و چهار پاس FSP قرار گرفته مطرح کرد، توزیع و ریزدانه‌ی بهتر ذرات تقویت کننده در نمونه‌های ۴ پاس است. از طرفی مشاهده می‌شود که انجام فرایند اصطکاکی اغتشاشی، سبب کاهش داکتیلیته (کاهش درصد ازدیاد طول نسبی) در مقایسه با فلز پایه و نمونه FSP شده بدون پودر شده است. از آنجا که ذرات تقویت کننده به عنوان موانعی در برابر حرکت نابجایی‌ها، به عنوان مراکز تمرکز تنش در زمینه عمل نموده و سبب کاهش داکتیلیته می‌شوند.

رفتار کششی

نمودار تنش- کرنش مهندسی حاصل از آزمون کشش نمونه کامپوزیت‌های تولید شده و مقایسه‌ی آن با فلز پایه در شکل ۱۴ آمده است. مطابق شکل مشاهده می‌شود که در تمامی نمونه‌های FSP شده، استحکام تسلیم، استحکام کششی نهایی نسبت به فلز پایه افزایش نشان داده است. مطابق رابطه (۱) که به رابطه هال-پچ معروف است [۱۸]، با کاهش اندازه دانه‌های زمینه آلومینیوم، تنش تسلیم افزایش می‌یابد. بنابراین با افزایش تعداد پاس‌های فرایند، استحکام تسلیم و متعاقباً، استحکام کششی نهایی افزایش یافته است.



شکل ۱۴- نمودار تنش- کرنش مهندسی نمونه‌های مختلف، شامل فلز پایه و نمونه‌های FSP شده در شرایط مختلف

مرزدانه‌های کم زاویه حاصل از تبلور مجدد دینامیکی، همچنین حضور ذرات سخت تقویت کننده بیان کرده‌اند که به عنوان مراکزی برای تولید این حفرات عمل می‌کنند [۲۱ و ۲۰].

نتیجه‌گیری

۱- ترکیب Al_3Ti بطور درجا در نمونه‌های FSP شده تشکیل و افزایش تعداد پاس‌های فرایند اصطکاکی اغتشاشی، منجر به ایجاد واکنشی کامل‌تر درون ذرات پودر پیش فعال شده گردید.

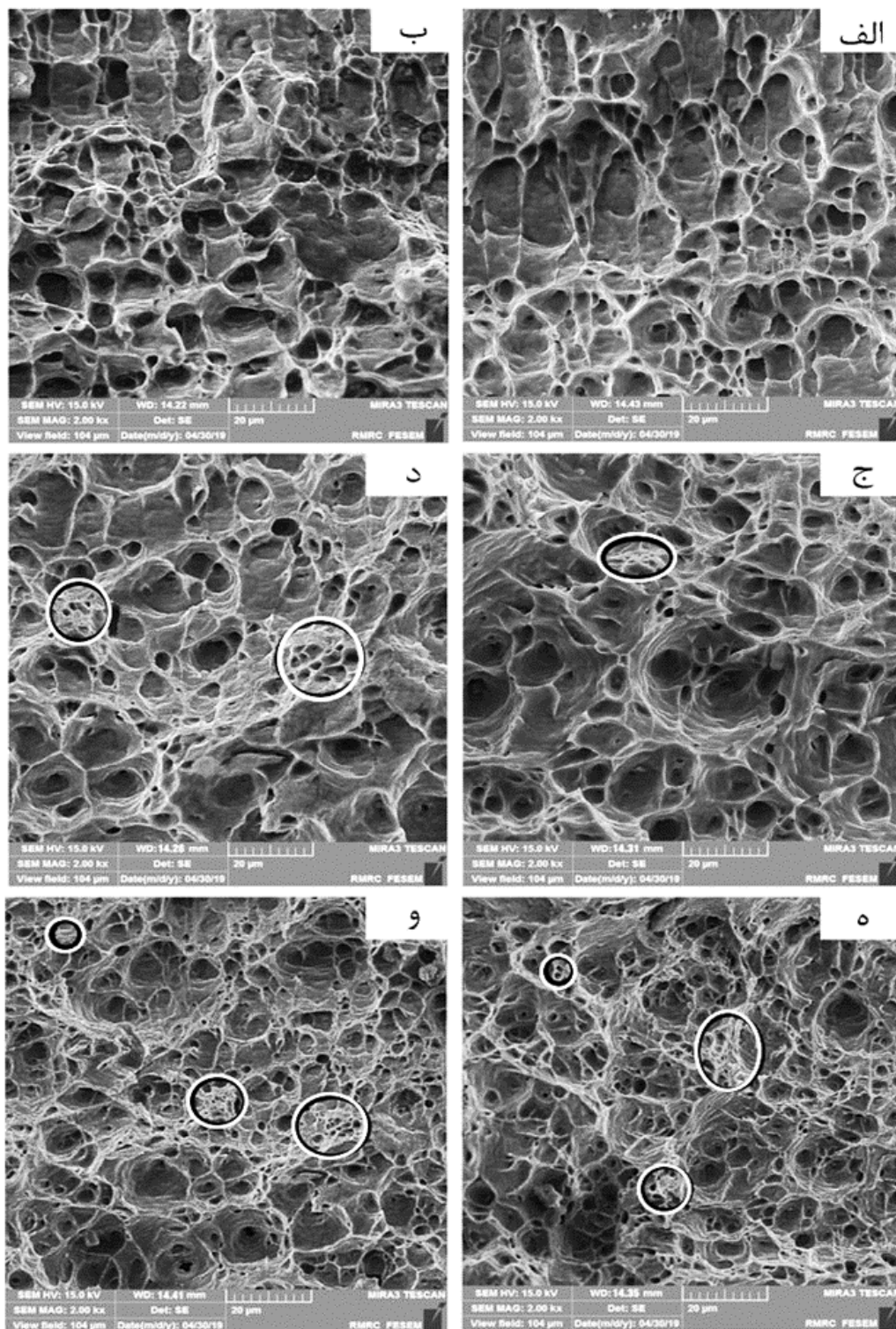
۲- انجام ۴ پاس فرایند FSP بر روی ناحیه حاوی پودر پیش فعال آسیاکاری شده، منجر به تشکیل لایه کامپوزیتی $Al-Al_3Ti$ ، با سختی ۷۵HV و استحکام کششی ۲۱۹MPa گردید که این مقادیر نسبت به فلز پایه، به ترتیب ۲۵۰٪ و ۳۴۰٪ افزایش از خود نشان داد.

۳- در میان کامپوزیت‌های سطحی تولید شده با فرایند FSP، نمونه C(1200,4) بهترین خواص مکانیکی را از خود نشان داد که دلیل آن را می‌توان به انجام واکنشی کامل‌تر درون ذرات پودر و توزیع بهتر ذرات ترکیب بین فلزی Al_3Ti درون زمینه آلومینیوم نسبت داد.

۴- حضور دیمپل‌ها در سطح شکست نمونه‌های FSP شده و فلز پایه پس از آزمون کشش نشان از وقوع شکست نرم برای این نمونه‌ها داشت. با این تفاوت که سطح شکست در نمونه‌های حاوی ذرات تقویت کننده دارای دیمپل‌های ریزتر تشکیل شده حاصل از حضور این ذرات بود که سبب شکست نمونه‌ها در درصد کرنش‌های پایین‌تر شد.

شکل ۱۵، تصویر میکروسکوپ الکترونی از سطح شکست نمونه‌های کشش را نشان می‌دهد. مطابق شکل در تمامی نمونه‌ها دیمپل‌هایی مشاهده می‌شود که نشان می‌دهد در تمامی نمونه‌ها شکست نرم اتفاق افتاده است. با این تفاوت که در نمونه‌های تحت فرایند اصطکاکی اغتشاشی قرار گرفته، به دلیل ایجاد ساختاری ریزدانه‌تر نسبت به فلز پایه، این دیمپل‌ها ریزتر بوده و اندازه‌ی یکنواخت‌تری دارند. از طرفی مشاهده می‌شود که در نمونه‌های تحت ۴ پاس FSP (شکل ۱۵ ه و و) نسبت به نمونه‌های تحت ۲ پاس FSP (شکل ۱۵ ج و د)، این حفرات تا حدودی کوچک‌تر است. علت این موضوع را می‌توان به اندازه دانه کوچک‌تر حاصل از توزیع و ریزدانه‌ی بیشتر ذرات تقویت‌کننده و تبلور مجدد دینامیکی بیشتر زمینه در نتیجه اعمال تعداد پاس‌های بیشتر دانست [۱۹]. مکانیزم شکست در آلیاژهای خالص آلومینیوم به این صورت است که در اثر اعمال تنش کششی و برهم کنش نابجایی‌ها حفراتی تشکیل شده و نهایتاً با به هم پیوستن این حفرات و ایجاد حفرات بزرگ‌تر شکست اتفاق می‌افتد؛ اما مکانیزم شکست در ساختارهای ریزدانه مانند نمونه‌های FSP شده آلومینیوم متفاوت است. حفرات درشت‌تر در سطح شکست این نمونه‌ها می‌توانند مکانیزم تشکیل مشابهی با حفرات در آلومینیوم خالص داشته باشند؛ اما حفرات ریزتری که در میان حفرات درشت‌تر محصور شده‌اند و در شکل ۱۵ با دایره مشخص شده‌اند، ماهیتی متفاوت دارند. مطابق شکل ۱۴، نمونه‌های تحت فرایند FSP، استحکام تسلیم بالاتری داشته؛ اما در درصد کرنش‌های بسیار پایین‌تری نسبت به فلز پایه می‌شکنند. این موضوع نشان می‌دهد که مکانیزم تشکیل این حفرات متفاوت است.

محققان، مکانیزم تشکیل این حفرات را که سبب شکست نمونه در درصد کرنش‌های پایین می‌شوند،



شکل ۱۵- تصویر میکروسکوپ الکترونی سطوح شکست نمونه های کششی، الف) فلز پایه، ب) نمونه E، ج) نمونه A(1400,2)، د) نمونه B(1200,2)، ه) نمونه D(1400,4) و نمونه C(1200,4).

References:

- 1- R.S. Mishra, Z.Y. Ma, I. Charit, Mater. "Friction stir processing: a novel technique for fabrication of surface composite", Material Science and Engineering, Vol. 341, 2002, pp. 307_310.
- 2- M. Raafat, T.S. Mahmoud, H.M. Zakaria, T.A. Khalifa, "Microstructural, mechanical and wear behavior of A390/graphite and A390/Al₂O₃ surface composites fabricated using FSP", Material Science and Engineering, Vol. 528, 2011, pp. 5741_5746.
- 3- R.M. Miranda, T.G. Santos, J. Gandra, N. Lopes, R.J.C. Silva, J. "Friction Stir Processing Strategies for Uniform Distribution of Reinforcement in a Surface Composite", Mater. Process. Technol. Vol. 213, 2013, pp. 1609_1615.
- 4- H. Sarmadi, A.H. Kokabi, S.M. Seyed Reihani, "Friction and wear performance of copper-graphite surface composites fabricated by friction stir processing (FSP)", Vol. 304, 2013, pp. 1_12.
- 5- V.A. Chianeh, H.R.M. Hosseini, M. Nofar, "Microstructural features and mechanical properties of Al-Al₃Ti composite fabricated by in-situ powder metallurgy route", Journal of Alloys and Compounds, Vol. 473, 2009, pp. 127-132.
- 6- م. زادعلی محمد کوتیانی، خ. رنجبر، "تولید کامپوزیت درجای Al₃Ti/Al₃O₃ با استفاده از ذرات عنصری تیتانیوم توسط فرآیند اصطکاکی اغتشاشی" مجله مواد نوین، جلد ۸ شماره ۴، ص ۷۰-۵۷، تابستان ۱۳۹۷.
- 7- C.J. Hsu, P.W. Kao, N.J. Ho "Intermetallic-reinforced aluminum matrix composites produced in situ by friction stir processing" Materials Letters (2007)1315-1318.
- 8- C.J.Hsu,P.W.Kao ,N.J.Ho "Ultrafine-grainedAl–Al₂Cu composite produced in situ by friction stir processing" Institute of Materials Science and Engineering (2005)341–345.
- 9- A. Alavi Nia , H. Omidvar , S.H. Nourbakhsh "Effects of an overlapping multi-pass friction stir process and rapid cooling on the mechanical properties and microstructure of AZ31magnesium alloy" Materials and Design 58 (2014) 298-304.
- 10- C.J.Hsu, C.Y.Chang, P.W.Kao , N.J.Ho, C.P.Chang "Al-Al₃Ti nanocomposites produced insitu by friction stir processing" Institute of Materials Science and Engineering (2006)5241–5249.
- 11-H. Baker, H. Okamoto, "Alloy phase diagrams", Vol.3, ASM Handbook, ASM international, materials park, Ohio, USA, 1992.
- 12- Heurtier P, Jones M J, Desrayaud C, Driver J H, Montheillet F and Allehaux D, "Mechanical and Thermal Modelling of Friction Stir Welding", Journal of Material Process Technology, Vol. 171, 2006, pp. 348–357.
- 13- Omar S. Salih, Hengan Ou,W. Sun, D.G. McCartney, "A review of friction stir welding of aluminium matrix composites", Department of Mechanical, Materials and Manufacturing Engineering, Materials and Design, Vol. 86, 2015, pp. 61–71.
- 14- Q. Zhang, B.L. Xiao, D. Wang, Z.Y. Ma, "Formation mechanism of in situ Al₃Ti in Al matrix during hot pressing and

subsequent friction stir processing", Materials Chemistry and Physics, Vol. 130, 2011, pp. 1109-1117.

of aluminium", Department of Metallurgical and Materials Engineering, Vol. 539, 2012, pp. 85-92.

15- Rajiv S. Mishra, Murray W. Mahoney, " Friction Stir Welding and Processing", Copyright © 2007 ASM International.

16- R. Sathiskumar , N. Murugan, I. Dinaharan, S.J. Vijay, "Characterization of boron carbide particulate reinforced in situ copper surface composites synthesized using friction stir processing", Materials Characterization, Vol. 84, 2013, pp. 16–27.

17- El-Danaf, E.A. Ei-Rayes, M.M. Soliman, M.S. "Friction stir processing: an effective technique to refine grain structure and enhance ductility", Mater Des, Vol. 31, 2010, pp. 1231-1236.

18- Sato, Y.S., Park, S.H.C., Kokawa, H. "Microstructural factors governing hardness in friction-stir welds of solid-solution-hardened Al alloys", Metallurgical and Materials Transactions, Vol 32, 2011, pp. 3033-3042.

19- N. Yuvaraj, Vipin, R. S. Mishra, "Effect of number of Passes on mechanical and wear properties of Friction Stir Processed Al1050 Alloy", Department of Mechanical Engineering, Delhi Technological University, Delhi, India, Volume 4, 2016, pp. 469-473.

20- Humphreys FJ, Hatherly M. "Recrystallization and related annealing phenomena", second ed. Oxford: Elsevier; 2004.

21- Devinder Yadav, Ranjit Bauri, "Effect of friction stir processing on microstructure and mechanical properties