

مدل سازی و ساخت کامپوزیت آلومینیوم / آلومینا با استفاده از فرایندهای نورد تجمعی و پوشش اکسیداسیون پلاسمای الکترولیتی

صفورا شاه زمانی، محمدرضا طرقي نژاد* و علی اشرفی

دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی اصفهان، اصفهان، ایران ۸۴۱۵۶-۸۳۱۱۱

(دریافت مقاله: ۱۳۹۹/۹/۳۰ - دریافت نسخه نهایی: ۱۴۰۰/۳/۲۳)

چکیده- در این پژوهش، با استفاده از فرایند نورد تجمعی بر ورق‌های آلومینیوم خالص و ورق‌های حاوی پوشش اکسیداسیون پلاسمای الکترولیتی (PEO) کامپوزیت آلومینیوم-آلومینا ساخته شد. بدین منظور پوشش با سه ضخامت ۱۰، ۲۰ و ۴۰ میکرون ایجاد شده توسط جریان‌های تک قطبی و دو قطبی و جرقه زنی نرم استفاده شد. نتایج آزمون‌های مکانیکی بیانگر بیشترین استحکام کششی در کامپوزیت با ۳/۲۲ درصد حجمی آلومینا بود. برای بررسی اثر مسیر کرنش، دو فرایند نورد تجمعی متداول و متقاطع روی نمونه‌ها انجام شد. بررسی‌های میکروسکوپی و نتایج آزمون‌های مکانیکی توزیع یکنواخت‌تر ذرات تقویت کننده در فرایند نورد تجمعی متقاطع و در نتیجه برتری خواص مکانیکی در این روش را نشان داد. در نهایت نیز خواص مکانیکی کامپوزیت‌های ساخته شده با استفاده از پوشش‌های حاوی ذرات ZnO بررسی شد که نشان دهنده افزایش استحکام کششی و درصد ازدیاد طول همراه با اضافه کردن نانوذرات اکسید روی به الکترولیت پوشش دهی بود. در قسمت دوم این پژوهش با استفاده از روش بخش بندی‌های پیاپی یک مدل واقعی از ساختار کامپوزیت Al / 3.22 vol% Al₂O₃ پس از پنج دوره فرایند نورد تجمعی متقاطع ایجاد شد و سپس با استفاده از نرم افزار آباکوس مدل تحت نیروی کششی قرار گرفت.

واژه‌های کلیدی: کامپوزیت زمینه فلزی، نورد تجمعی، پوشش اکسیداسیون پلاسمای الکترولیتی، مدل سازی سه بعدی.

۱- مقدمه

می‌شوند. در دهه‌های اخیر، ساخت کامپوزیت‌های زمینه فلزی تقویت شده با ذرات توسط فرایند نورد تجمعی توجه زیادی را به خود جلب کرده‌اند. در این روش، به علت استفاده همزمان از عملیات کامپوزیت سازی و تغییر شکل پلاستیکی شدید، می‌توان به کامپوزیتی با میزان تخلخل کم، توزیع یکنواخت ذرات تقویت کننده و همچنین افزایش خواص مکانیکی زیرلایه دست یافت. در این فرایند ذرات تقویت کننده معمولاً به دو صورت در

کامپوزیت‌های زمینه فلزی به دلیل خواص منحصر به فرد خود مانند سبک وزنی، مدول الاستیک بالا، مقاومت خوردگی و مقاومت سایشی مناسب بسیار پر کاربرد و مورد توجه هستند. در این میان کامپوزیت‌های زمینه آلومینیومی (AMMCs) با مقاومت اکسیداسیون بالا، چگالی پایین و شکل پذیری خوب در کاربردهای سازه‌ای مثل بدنه اتومبیل، کشتی و هواپیما استفاده

* : مسئول مکاتبات، پست الکترونیکی: toroghi@iut.ac.ir

توسط این پژوهش ارائه شده است. افزایش درصد ذرات تقویت کننده، استفاده از پوشش‌های کامپوزیتی حاوی ذرات ZnO و بهبود خواص مکانیکی کامپوزیت آلومینیوم-آلومینا از اهداف مورد نظر این پژوهش بوده است. همچنین برای ساخت کامپوزیت نیز دو روش نورد تجمعی متداول و متقاطع به کار گرفته شد و اثرات تغییر برای کرنش مطالعه شد. در نهایت نیز انواع ترک‌های ایجاد شده در کامپوزیت حین بارگذاری مشاهده و مورد بحث و بررسی قرار گرفت.

مدل‌سازی کامپیوتری در کنار بررسی‌های آزمایشگاهی، یک روش مفید برای بررسی و مطالعه نحوه انتقال بار و میزان تنش و کرنش نقطه‌ای در کامپوزیت‌های زمینه فلزی تقویت شده با ذرات است [۱۰-۱۳]. بنابراین با استفاده از مدل‌سازی کامپیوتری می‌توان تنش‌های داخلی و فاکتور تمرکز تنش را محاسبه کرد که این موضوع سبب کاهش هزینه‌ها می‌شود. در روش‌های قدیمی‌تر برای مدل‌سازی میکروساختار کامپوزیت‌ها، از مدل‌های دو بعدی ساختار، الهام گرفته شده از تصاویر میکروسکوپی نوری یا الکترونی استفاده می‌شد [۱۴-۱۵]. اگرچه در این روش‌ها اطلاعاتی از مورفولوژی و میکروساختار کامپوزیت به دست می‌آید، ولی به صورت کامل بیانگر ساختار سه بعدی نبود. بنابراین برای مشاهده و درک بهتر میکروساختار نیاز به یک روش خاص که ساختار سه بعدی را به تصویر کشد، احساس می‌شود. در پژوهش پیش رو برای بررسی رفتار مکانیکی کامپوزیت و به طور خاص پیگیری اثرات مخرب گوشه‌های تیز ذرات آلومینا، مدل سه بعدی ریزساختاری تهیه شد و نتایج مدل‌سازی کامپیوتری و آزمایشگاهی مقایسه شد.

۲- مواد و روش تحقیق

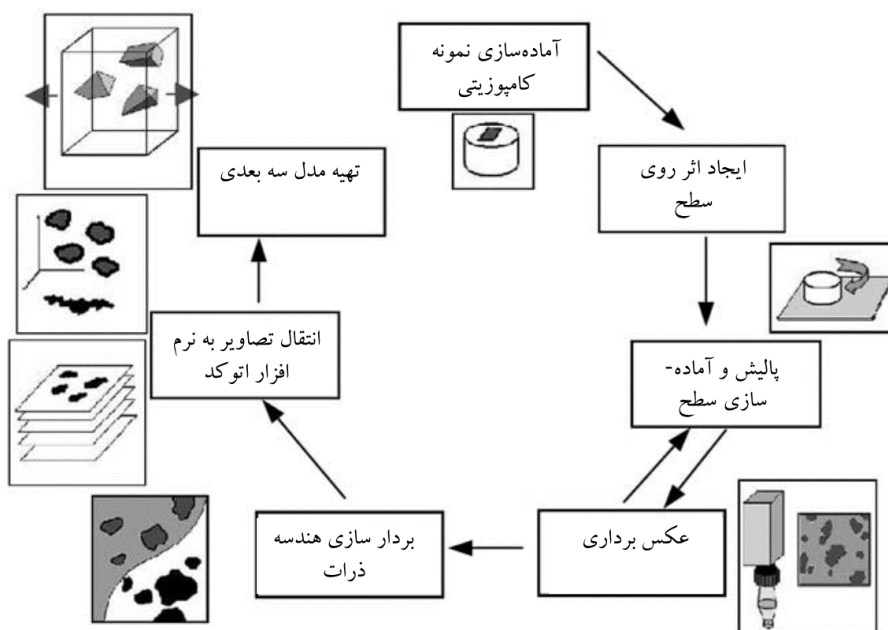
۲-۱- مواد اولیه

ترکیب شیمیایی آلومینیوم گرید ۱۰۵۰ استفاده شده در این پژوهش به عنوان فلز زیرلایه برای عملیات پوشش‌دهی در جدول (۱) آورده شد. نمونه‌ها با ابعاد ۵۰ × ۵۰ × ۰/۴ میلی‌متر تهیه شده و قبل از عملیات نورد تجمعی به مدت دو ساعت در دمای ۳۷۵ درجه سانتی‌گراد آنیل شدند.

زمینه کامپوزیت قرار می‌گیرند. در روش اول به صورت مستقیم از ذرات تقویت کننده در بین ورق‌های آماده شده استفاده می‌شود و در روش دوم از فرایندهای پوشش‌دهی برای ایجاد لایه‌ای از ذرات تقویت کننده استفاده می‌شود. روش‌های پوشش‌دهی که تاکنون برای کامپوزیت‌سازی با استفاده از فرایند نورد تجمعی استفاده شده است شامل آن‌دایزینگ [۱ و ۲] و آبکاری الکتریکی [۳ و ۴] است. در روش دوم معمولاً توزیع مناسب‌تری از ذرات به دست می‌آید. ولی به دلیل ضرورت ایجاد اتصال بین ورق‌ها در فرایند نورد، محدودیت در ضخامت پوشش اعمالی وجود دارد؛ بنابراین درصد ذرات تقویت کننده نیز محدود است. در برخی پژوهش‌ها نیز به منظور دستیابی به حداکثر خواص به صورت همزمان از هر دو روش وارد کردن مستقیم ذرات و پوشش‌دهی استفاده شده است [۵-۷].

در پژوهش‌های پیشین جماعتی [۱]، یوسفی مهر [۲] و همچنین مصطفی‌جور [۸] و همکاران آنها از روش پوشش‌دهی آن‌دایزینگ بر زمینه آلومینیومی برای ساخت کامپوزیت آلومینیوم-آلومینا استفاده کردند. آنها با استفاده از این روش توانستند کامپوزیت آلومینیوم با حداکثر ۳/۵۵ درصد وزنی ذرات آلومینا تولید کنند. علاوه بر پژوهش‌های گفته شده، در پژوهش دیگری که توسط ریحانیان و همکاران [۹] انجام شد، با استفاده از فرایند اکسیداسیون پلاسمای الکترولیتی^۲ (PEO) و نورد تجمعی کامپوزیت Al1050/Al₂O₃ تولید شده است. متأسفانه در این پژوهش درصد ذرات تقویت کننده در کامپوزیت گزارش نشده ولی با توجه به ضخامت ورق‌های آلومینیوم و پوشش آلومینا به نظر می‌رسد در حدود ۱/۵ درصد ذرات آلومینا در زمینه قرار گرفته است. بنابراین درصد ذرات تقویت کننده در کامپوزیت تولیدی در این پژوهش بسیار کم بوده و همچنین با توجه به نتایج تست کشش و تغییرات استحکام کششی کامپوزیت، به نظر می‌رسد افزایش استحکام مطلوبی ناشی از فرایند کامپوزیت‌سازی ایجاد نشده است [۹].

مطالعه و بررسی دقیق‌تر کامپوزیت‌سازی با استفاده از پوشش‌های ایجاد شده به روش اکسیداسیون پلاسمای الکترولیتی و سپس نورد تجمعی برای ساخت کامپوزیت زمینه آلومینیومی



شکل ۲- روندنمای تهیه مدل سه‌بعدی به‌روش بخش‌بندی‌های پیاپی

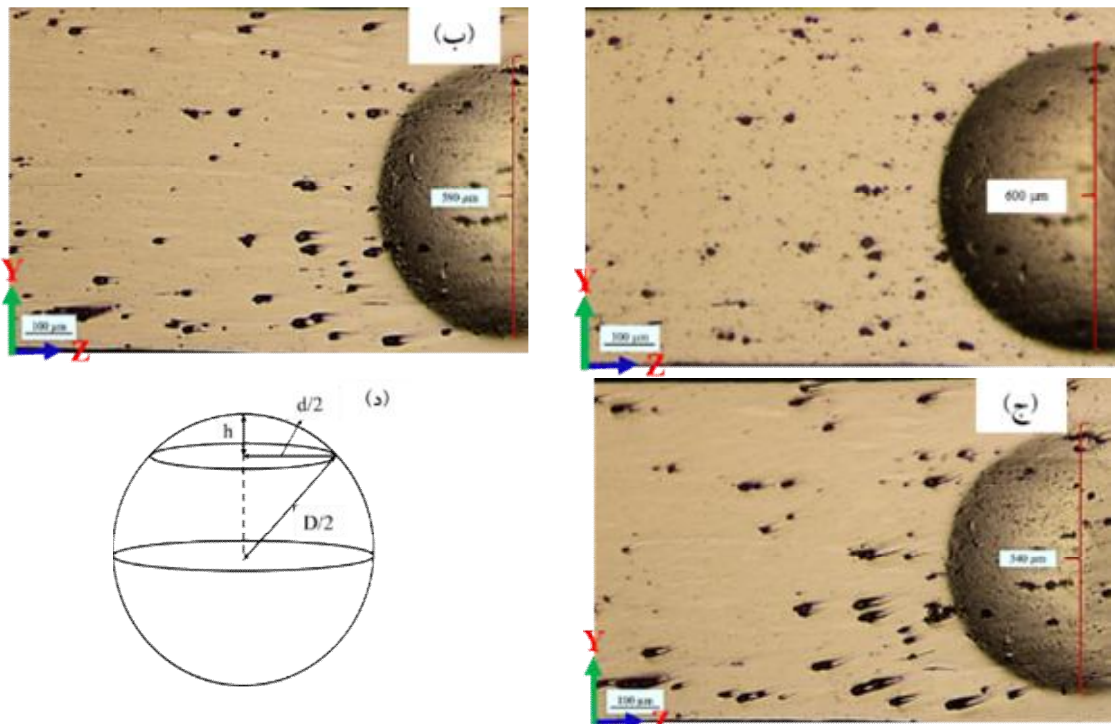
شد. سپس یک ناحیه از ریزساختار انتخاب شده که نماینده مناسبی از نظر تعداد و توزیع ذرات تقویت کننده در کل ریزساختار باشد. انتخاب این ناحیه از اهمیت ویژه‌ای برخوردار است و از آنجایی که در تحقیق پیش رو ابعاد تقریبی ذرات در حدود ۲۰ میکرومتر در هر سه بعد است، فضایی در حدود ۱۰۰×۷۰×۷۰ میکرومتر انتخاب شد تا تعداد مناسبی از ذرات به‌عنوان نماینده در زمینه موجود باشد.

در مرحله بعد یک اثر به قطر ۶۰۰ میکرومتر با استفاده از فرورونده کروی در روش برینل و با قطر اصلی ۲۵۰۰ میکرومتر بر مقطع ND-TD کامپوزیت ایجاد شد. این اثر برای اندازه‌گیری میزان کاستن از ضخامت نمونه در هر مرحله از سمباده‌زنی و پالیش ایجاد شد. سپس با استفاده از یک میکروسکوپ نوری از مقطع کامپوزیت و اثر ایجاد شده عکس تهیه شد. در نهایت با استفاده از عملیات پولیش سطح مقطع کامپوزیت لایه‌برداری شده و با استفاده از تصویر میکروسکوپی نوری و اندازه‌گیری تغییر در قطر اثر، ضخامت لایه زدوده شده محاسبه شد. نقش عملیات پولیش در روش بخش‌بندی‌های پیاپی به دو دلیل کنترل میزان کاهش ضخامت و همچنین رسیدن به بهترین کیفیت سطحی برای عکس‌برداری از اهمیت ویژه‌ای برخوردار است.

سپس آزمون کشش در راستای RD ورق خام تحت استاندارد ASTM E8/E8M انجام شد و برای هر نمونه مقادیر استحکام کششی و درصد ازدیاد طول تعیین شد. برای محاسبه دقیق درصد ازدیاد طول، نمونه‌ها علامت‌گذاری و بعد از انجام آزمایش اختلاف طول آنها اندازه‌گیری شد. آزمایش در هر نمونه سه بار تکرار شد و میانگین نتایج ارائه شد.

۲-۴- مدل‌سازی کامپوزیت با ریزساختار واقعی

در این قسمت با استفاده از روش بخش‌بندی‌های پیاپی^۱ سعی شد تا توزیع و ساختار سه بعدی ذرات آلومینا در زمینه کامپوزیتی ترسیم شود. بدین منظور یک کامپوزیت Al_2O_3 3.22 vol% با استفاده از پوشش‌دهی به‌روش اکسیداسیون پلاسما الکترولیتی و سپس پنج دوره فرایند نورد تجمعی متقاطع تولید شد. برای تهیه مدل سه‌بعدی ریزساختاری از روش بخش‌بندی‌های پیاپی به‌صورت کنار هم قرار دادن یک سری از عکس‌های دوبعدی تهیه شده از مقطع ND-TD کامپوزیت استفاده شد. در شکل (۲) روندنمای تهیه مدل سه بعدی به‌روش بخش‌بندی‌های پیاپی نشان داده شده است. در ابتدا یک نمونه از کامپوزیت آلومینیوم-آلومینا تهیه شده و مانت



شکل ۳- تصاویر میکروسکوپی نوری از کامپوزیت آلومینیوم/آلومینا ۳.۲۲ درصد حجمی پس از دوره پنجم از فرایند نورد متقاطع به همراه اثر فرورنده در مراحل: الف) اول، ب) دوم و ج) ششم از عملیات پولیش، د) تصویر نمادین هندسی فرورنده و محاسبه ارتفاع زدوده شده از سطح

که در آن:

D = قطر اصلی فرورنده

d_1 = قطر اندازه‌گیری شده در مرحله اول

d_2 = قطر اندازه‌گیری شده در مرحله دوم

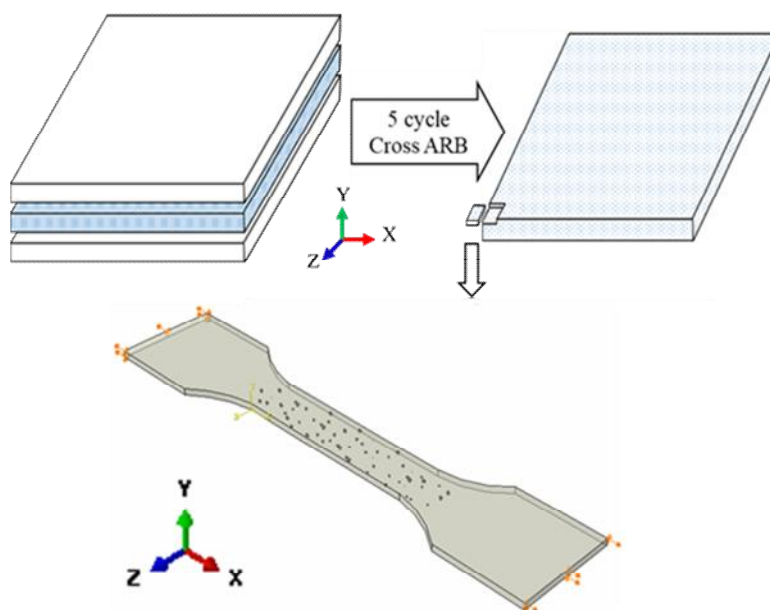
در نهایت تصاویر حاصل پس از هر مرحله پولیش به نرم‌افزار اتو کد^{۱۱} منتقل شد و با استفاده از عملیات بردارسازی^{۱۲} هندسه سه بعدی ذرات مشخص شد. سپس ذرات موجود به یک صفحه $x-z$ با ابعاد مناسب در نرم‌افزار آباکوس منتقل شد و با توجه به ابعاد واقعی ورق، ضخامت ورق در راستای y ایجاد شد. در نهایت مدل سه بعدی از ساختار واقعی کامپوزیت در نرم‌افزار آباکوس ساخته شد. شکل سه بعدی از چیدمان ورق‌های آلومینیومی پوشش‌دار و بدون پوشش قبل و بعد از پنج دوره فرایند نورد تجمعی و نحوه انتخاب نمونه برای مدل‌سازی ساختار میکروسکوپی واقعی و مدل نهایی ساخته شده در نرم‌افزار آباکوس قبل از عملیات کشش در شکل (۴) نشان داده شده است.

به منظور کاهش ضخامتی در حدود ۱ تا ۱/۵ میکرومتر در هر مرحله از یک روند دو قسمتی استفاده شد. در قسمت اول به منظور تسریع در فرایند کاهش ضخامت از کاغذ سمباده شماره ۲۴۰۰ استفاده شد و در ادامه در جهت افزایش کیفیت سطح ورق پولیش یک میکرومتری به کار گرفته شد. عملیات لایه‌برداری و تهیه عکس از سطح مقطع کامپوزیت به دفعات تکرار شد. در شکل (۳)، تصاویر میکروسکوپی نوری از منطقه انتخاب شده از کامپوزیت به همراه اثر فرورنده در مراحل اول، دوم و ششم از عملیات پولیش نشان داده شده است. با توجه به شکل و مقایسه قسمت‌های الف) و ب) در هر مرحله از پولیش قطر اثر فرورنده در حدود ۱۰ میکرومتر کاهش یافته که نشان می‌دهد طبق روابط (۱) و (۲) در هر مرحله ضخامتی در حدود ۱ تا ۱/۵ میکرومتر از سطح کاسته شد:

$$h = \frac{D}{2} - \sqrt{\left(\frac{D}{2}\right)^2 - \left(\frac{d}{2}\right)^2} \rightarrow h = 0.5(D - \sqrt{(D)^2 - (d)^2}) \quad (1)$$

= ضخامت لایه برداشته شده

$$0.5(\sqrt{(D)^2 - (d_2)^2} - \sqrt{(D)^2 - (d_1)^2}) \quad (2)$$



شکل ۴- مدل سه‌بعدی از چیدمان ورق‌های آلومینیومی پوشش‌دار و بدون پوشش و انتخاب نمونه برای مدل‌سازی ساختار میکروسکوپی واقعی کامپوزیت $Al/3.22 \text{ vol}\% Al_2O_3$

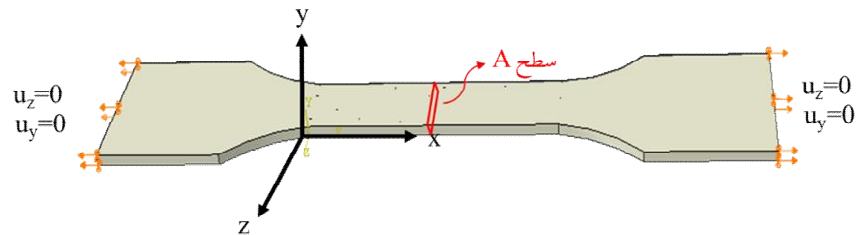
جدول ۲- پارامترهای مورد نیاز برای مدل‌سازی فصل مشترک با استفاده از مدل منطقه چسبنده [۱۷]

| مکانیزم تغییر شکل | مدول (گیگاپاسکال) | ماکزیمم تنش (گیگاپاسکال) | فاصله جدایش (آنگستروم) |
|---------------------|----------------------|-----------------------------|---------------------------|
| حالت ۱ (نیروی کششی) | ۲۰۱/۸۸ | ۴/۲۴ | $n = 50 \delta$ |
| حالت ۲ (نیروی برشی) | ۷۸/۶ | ۲ | $t = 75 \delta$ |

زمینه آلومینیومی از مدل منطقه چسبنده^۴ استفاده شد [۱۶-۱۷]. پارامترهای مورد نیاز برای مدل‌سازی با استفاده از منابع موجود در زمینه فصل مشترک آلومینیوم-آلومینا و با استفاده از جدول (۲) تعریف شد. برای مدل‌سازی فرایند کشش جابه‌جایی معادل یک درصد کرنش کششی بر صفحات $Y-Z$ و در راستای X وارد شود. برای رسم منحنی تنش-کرنش یک سطح در میانه مدل و عمود بر راستای Z (سطح A) تعریف شد و پس از اتمام ارزیابی روی کامپوزیت، میانگین تنش فون مایرز^{۱۵} در این سطح به‌عنوان خروجی خوانده شد. در نهایت با استفاده از تنش‌های به‌دست آمده در کرنش‌های مختلف، منحنی تنش-کرنش رسم شد. شرایط مرزی و نیروهای اعمال شده در مدل‌سازی در شکل (۵) نشان داده شده است.

۵-۲- تعریف خواص اجزای سازنده مدل، بارگذاری و شرایط مرزی

در مرحله بعد مدل در نرم‌افزار آباکوس^{۱۳} بارگذاری شد و رفتار مکانیکی کامپوزیت بررسی شد. ذرات آلومینا به‌صورت کاملاً الاستیک (با مدول یانگ ۳۰۰ گیگاپاسکال و ضریب پواسون ۰/۲۱) در نظر گرفته شدند. در حالی که برای مدل‌سازی زمینه آلومینیومی از نتایج آزمون کشش انجام شده بر آلومینیوم خالص تا میزان ماکزیمم استحکام کششی (UTS) استفاده شد. مدول یانگ و ضریب پواسون آلومینیوم به ترتیب ۷۰ گیگاپاسکال و ۰/۳۳ وارد شد و همچنین شکست آلومینیوم نیز به‌صورت داکتیل در نظر گرفته شد. با توجه به نتایج پژوهش‌های پیشین درباره مدل‌سازی فصل مشترک ذرات و زمینه در کامپوزیت‌های



شکل ۵- شرایط مرزی و نیروهای اعمالی در مدلسازی

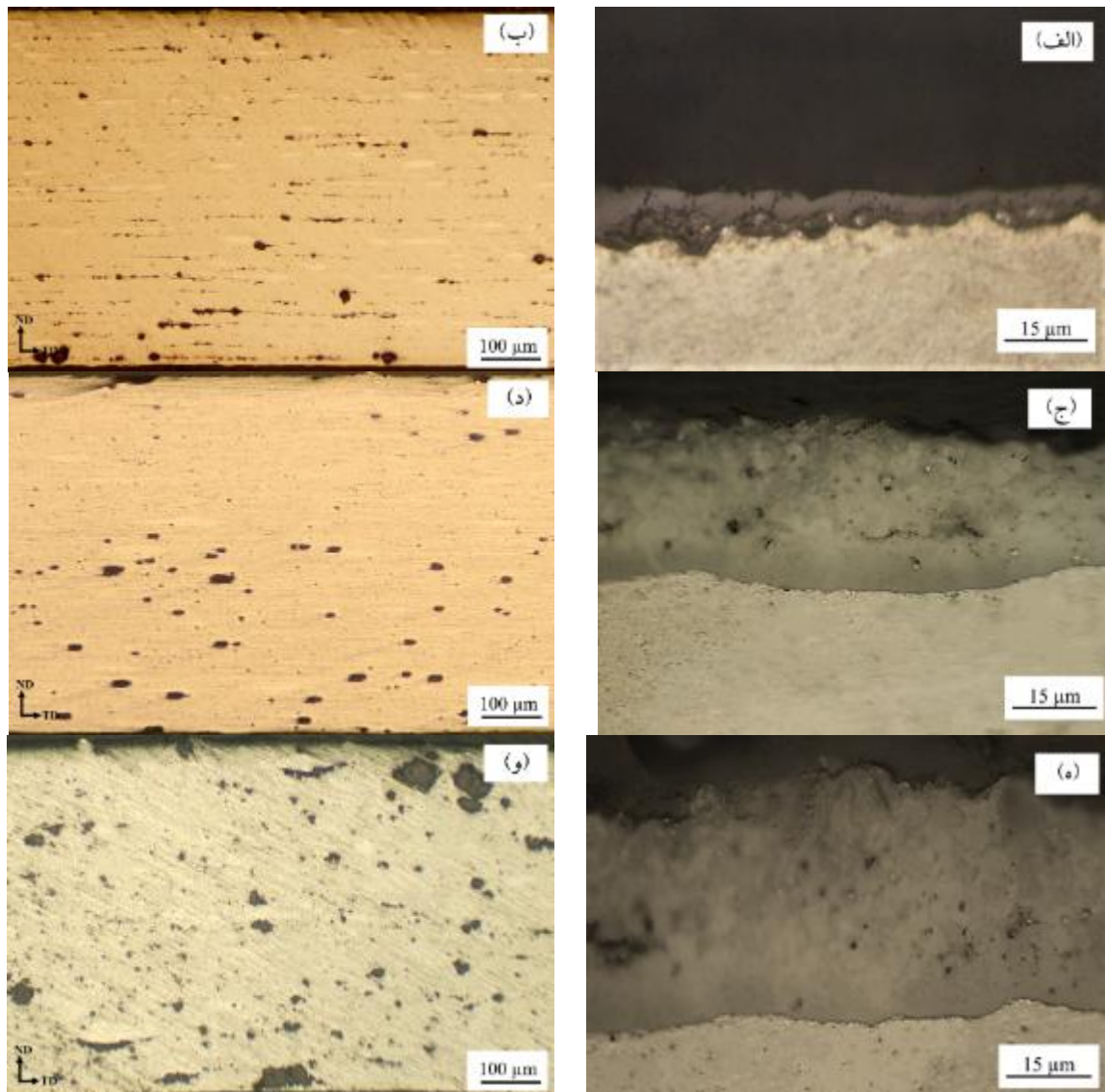
از فازهای آلومینای گاما و پیروفیلیت تشکیل شده‌اند. از طرفی ذرات ریزتری با اندازه حدود میکرون به صورت صاف و روشن تر نیز در زمینه دیده می‌شوند که از آلومینیوم و سیلیسیم تشکیل شده‌اند و درصد سیلیسیم این ذرات بیشتر است. در بررسی‌های میکروسکوپی انجام شده بر سطح و مقطع پوشش که در پژوهش‌های پیشین گزارش شد [۱۸]، مشخص شد که به دلیل تشکیل سیلیکا ژل داخل الکترولیت پوشش‌دهی و رسوب این ژل بر سطح پوشش در مراحل آخر پوشش‌دهی، سطح خارجی پوشش غنی از سیلیسیم بوده که پس از نورد تجمعی با توزیع مناسبی داخل پوشش پخش شده‌اند.

سپس آزمون کشش بر کامپوزیت‌های دارای درصد‌های مختلف ذرات تقویت کننده انجام شد که نتایج آن در شکل (۸) نشان داده شده است. با توجه به شکل (۸) با کامپوزیتی شدن آلومینیوم، مدول یانگ، تنش تسلیم و استحکام کششی افزایش یافته است که تا میزان ۳/۲۲ درصد حجمی از ذرات تقویت کننده این روند به صورت افزایشی بوده ولی پس از آن دوباره افت خواص مکانیکی روی می‌دهد. هنگامی که در یک کامپوزیت تغییر شکل پلاستیکی ایجاد می‌شود، به دلیل اختلاف کرنش پلاستیک وارد شده در اطراف ذرات تقویت کننده یک عدم تطابق هندسی ایجاد می‌شود که سبب ایجاد نابه‌جایی‌های ضروری هندسی (GNDs) می‌شود. در مطالعات قبلی اثبات شده است که چگالی نابه‌جایی‌های ضروری هندسی بستگی به استحکام کششی زمینه و فاصله بین ذرات تقویت کننده دارد. حضور بیشتر این نابه‌جایی‌ها و فعل و انفعالات آنها با یکدیگر سبب افزایش کارسختی زمینه شده و همچنین در حضور این نابه‌جایی‌ها ریزدانه شدن زمینه کامپوزیت نسبت به فلز خالص سریع‌تر انجام می‌شود.

۳- نتایج و بحث

۳-۱- ضخامت پوشش بهینه

در ابتدا برای یافتن درصد بهینه ذرات تقویت کننده، با استفاده از سه پوشش با ضخامت‌های ۱۰، ۲۰ و ۴۰ میکرون به ترتیب کامپوزیت‌های Al_2O_3 ۱.67 vol% / Al، Al_2O_3 3.22 vol% / Al و Al_2O_3 6.25 vol% / Al تولید شد. تصاویر میکروسکوپی از سطح مقطع پوشش‌ها با ضخامت‌های مختلف و کامپوزیت‌های تولیدی در شکل (۶) نشان داده شده است. با توجه به شکل (۶) بهترین یکنواختی و توزیع مناسب ذرات آلومینا در کامپوزیت با ۳/۲۲ درصد حجمی ایجاد شده است، درحالی که در کامپوزیت‌های با درصد‌های کمتر و بیشتر غیریکنواختی، ذرات درشت و مناطق خالی از ذرات مشهود است. شکل (۷) الگوی پراش پرتوی ایکس پوشش اکسیداسیون پلاسمای الکترولیتی به همراه تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از کامپوزیت Al_2O_3 3.22 vol% / Al پس از پنج دوره فرایند نورد تجمعی و طیف‌سنجی پراش انرژی پرتوی ایکس مربوطه برای شناسایی ترکیب شیمیایی ذرات و زمینه را نشان می‌دهد. با توجه به نتایج پراش پرتوی ایکس از سطح پوشش، پیک‌های آلومینیوم، آلومینای گاما و فاز آلومینا سیلیکاتی $Al_2H_2O_{12}Si_4$ (پیروفیلیت^{۱۶}) قابل مشاهده است. بنابراین پوشش به‌طور کلی از آلومینای گاما و فاز آلومینا سیلیکاتی $Al_2H_2O_{12}Si_4$ تشکیل شده است و پیک آلومینیوم نیز اغلب مربوط به زیرلایه است. همچنین نتایج طیف‌سنجی پراش انرژی پرتوی ایکس از سطح کامپوزیت در جدول (۳) نشان داده شده است. در سطح کامپوزیت ذرات درشت، برجسته و تیره‌تر به صورت ترکیبات آلومینا و آلومینا سیلیکاتی هستند که الگوی پراش پرتوی ایکس پوشش مطابقت داشته و بنابراین این ذرات

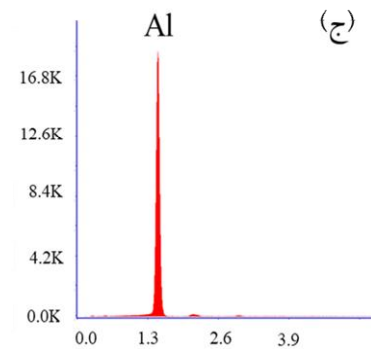
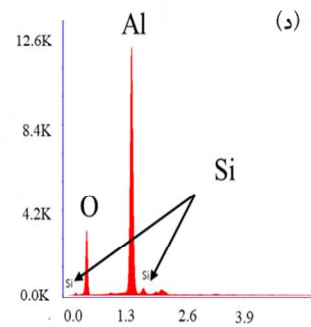
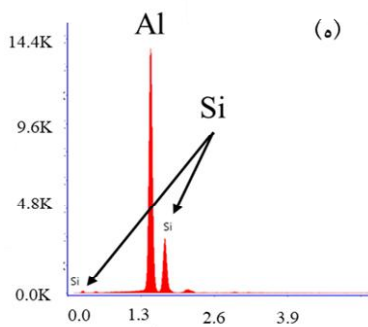
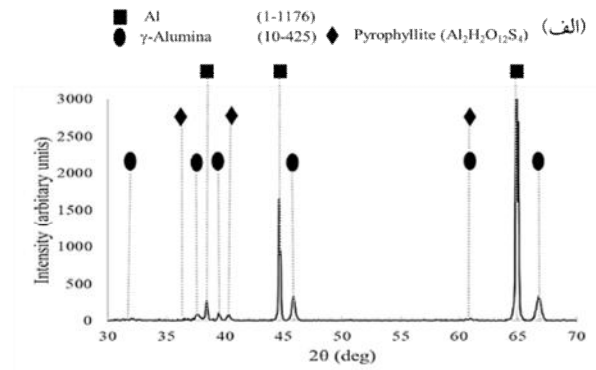
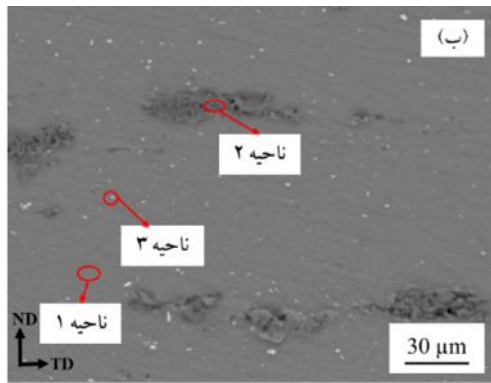


شکل ۶- تصاویر میکروسکوپی نوری از سطح مقطع پوشش با ضخامت‌های متفاوت به همراه مقطع ND-TD از کامپوزیت‌های حاصل پس از پنج دوره از فرایند نورد تجمعی: الف) پوشش با ضخامت ۱۰ میکرون و ب) کامپوزیت $Al/1.67 \text{ vol}\% Al_2O_3$ (ج) پوشش با ضخامت ۲۰ میکرون و د) کامپوزیت $Al/3.22 \text{ vol}\% Al_2O_3$ (ه) پوشش با ضخامت ۴۰ میکرون و و) کامپوزیت $Al/6.25 \text{ vol}\% Al_2O_3$

عوامل شرایط لازم برای افزایش عیوب کریستالی و در نتیجه جوانه‌زنی و رشد ترک را فراهم کرده که سبب افت خواص مکانیکی می‌شود. در نتیجه ذرات تقویت کننده در زمینه فلزی با استفاده از دو مکانیزم متقابل سبب اثربخشی بر خواص استحکامی کامپوزیت‌ها می‌شوند. حالت اول مکانیزم استحکام بخشی است که بیشتر در درصد‌های کم تقویت کننده غالب بوده و با افزایش میزان ذرات آلومینا استحکام کششی افزایش می‌یابد.

با اعمال تغییر شکل ذرات ریز آلومینا مانند مانع در مقابل حرکات نابه جایی‌ها عمل کرده و باعث افزایش استحکام تسلیم در کامپوزیت‌ها می‌شود [۱۹].

در کامپوزیت‌های زمینه فلزی با افزایش درصد ذرات تقویت کننده، میانگین فاصله بین ذرات کاهش و بنابراین تعداد نابه جایی‌های ضروری هندسی افزایش یافته و تنش بیشتری برای عبور نابه جایی‌ها از ذرات نیاز است [۱۹]. مجموع این



شکل ۷- الف) الگوی پراش پرتوی ایکس پوشش اکسیداسیون پلاسمای الکترونی، ب) تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از کامپوزیت $Al/3.22 \text{ vol}\% Al_2O_3$ پس از پنج دوره فرایند نورد تجمعی به همراه نتایج طیفسنجی پراش انرژی پرتوی ایکس در مناطق: ج) ۱، د) ۲ و ه) ۳

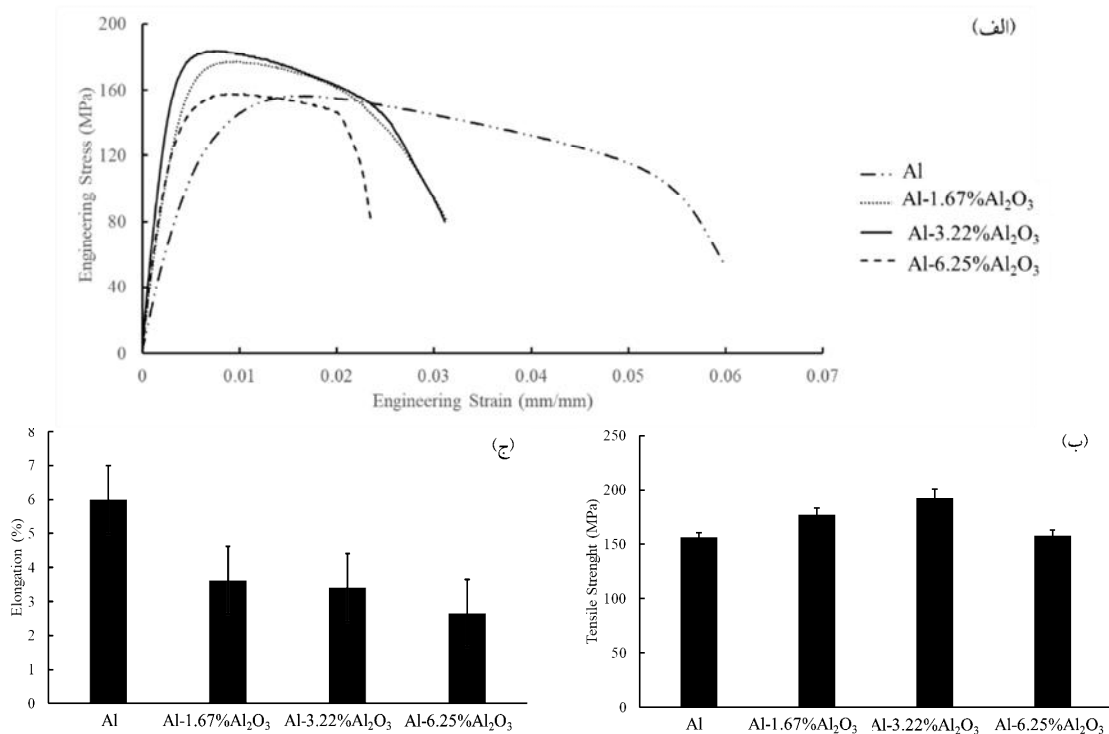
فراوانی در ضخامت پوشش هستند. باند تخلخل پیوسته در فصل مشترک و ترک‌های موجود به جدایش سریع‌تر پوشش از زیرلایه و خرد شدن آن کمک می‌کند. با وجود این طبق بررسی‌های میکروسکوپی ارائه شده در بخش (۳-۴) درصد زیادی از این ترک‌ها و حتی باند تخلخل موجود در فصل مشترک تا مراحل نهایی فرایند نورد تجمعی همچنان باقی مانده و سبب تخریب و افت استحکام کامپوزیت می‌شوند. درحالی که پوشش‌های 20° و 40° میکرونی توسط جریان پالسی دو قطبی ایجاد شده‌اند و از تراکم بیشتری برخوردارند. به نظر می‌رسد میزان تخلخل‌ها و ترک‌ها در پوشش 20° میکرونی به صورت بهینه بوده تا هم موجبات شکست راحت‌تر ذرات فراهم شود و هم از اثرات مخرب آنها کاسته شود. در نهایت پوشش 40° میکرونی با کمترین میزان تخلخل و ترک سخت‌تر خرد شده و به نظر می‌رسد پس از خرد شدن گوشه‌های تیز در کنار ذرات آلومینا تشکیل می‌شود. با اعمال نیرو بر کامپوزیت تمرکز تنش در گوشه‌های تیز حادث شده که موجبات تشکیل ترک و تخریب کامپوزیت فراهم می‌شود.

جدول ۳- ترکیب شیمیایی مناطق موجود در شکل ۳

| عناصر شیمیایی | اکسیژن | آلومینیوم | سیلیسیم |
|---------------|--------|-----------|---------|
| ناحیه ۱ | - | ۱۰۰ | - |
| ناحیه ۲ | ۳۲/۱۹ | ۶۳/۷۶ | ۴/۰۴ |
| ناحیه ۳ | - | ۶۶/۳۵ | ۳۳/۶۵ |

مکانیزم دوم که در درصدهای بیشتر تقویت کننده روی می‌دهد از طریق افزایش عیوب کریستالی شبکه، زمینه‌ساز کاهش استحکام کششی می‌شود.

همچنین در پژوهش پیش رو رژیم جریان مورد استفاده در ایجاد ضخامت‌های متفاوت پوشش، مختلف بوده که این موضوع نیز از طریق اثرگذاری بر تخلخل‌ها و ترک‌های موجود در پوشش، خواص کامپوزیت نهایی را تحت تأثیر قرار می‌دهد. برای تولید پوشش 10° میکرونی از جریان پالسی تک‌قطبی استفاده شد که پوشش‌های تولیدی با استفاده از این روش هم تخلخل بیشتری در فصل مشترک پوشش/زیرلایه داشته و هم دارای میکروتُرک‌های



شکل ۸- الف) نمودار تغییرات تنش-کرنش، ب) تغییرات استحکام کششی و ج) درصد ازدیاد طول آلومینیوم خالص و

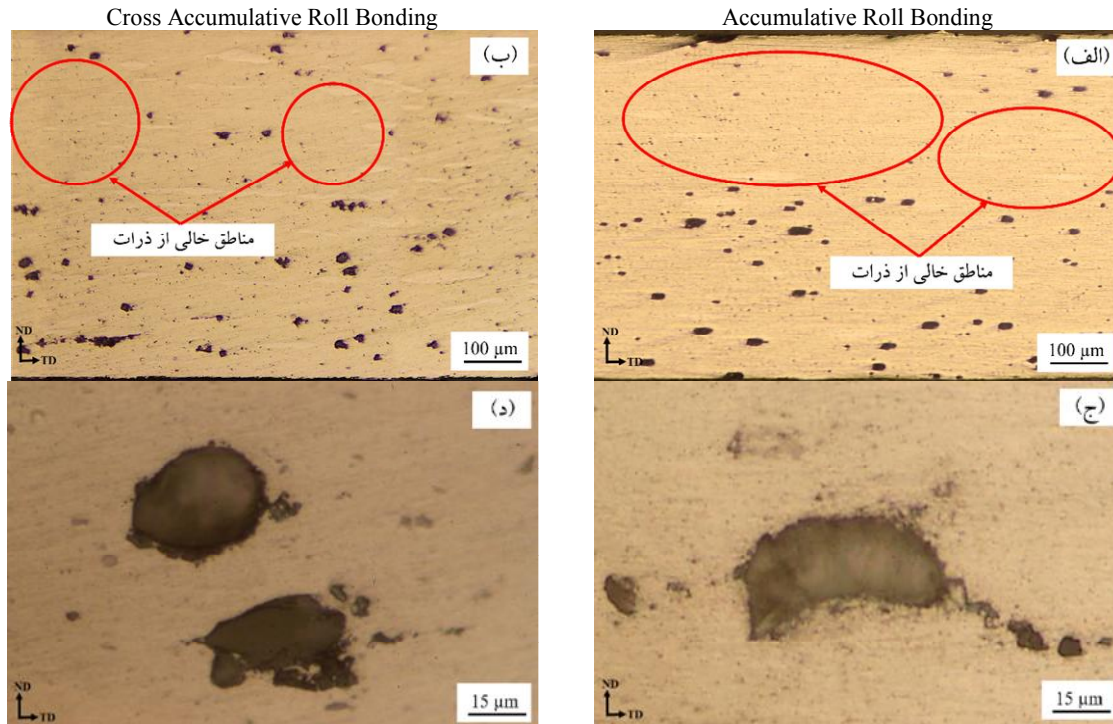
کامپوزیت‌های مختلف بر اساس تغییر درصد ذرات تقویت کننده پس از پنج دوره فرایند نورد تجمعی

کرنش بررسی شد. با توجه به شکل (۹) در کامپوزیت تولیدی با استفاده از نورد تجمعی مقاطع سایز ذرات کمی کوچک‌تر بوده و مناطق خالی از ذرات نیز مساحت کمتری را اشغال کرده‌اند. همچنین به نظر می‌رسد پوشش در حالت نورد تجمعی متداول به نحوی شکسته شده که ذرات آلومینا در جهت عرضی ورق (TD) یک جهت‌گیری ترجیحی پیدا کرده‌اند، درحالی که در نورد تجمعی مقاطع جهت‌گیری ترجیحی مشاهده نمی‌شود. به‌طور کلی در فرایند نورد تجمعی متداول، به‌دلیل شرایط تغییر شکل با کرنش صفحه‌ای، کرنش در جهت عرضی ورق (TD) تقریباً صفر است و ازدیاد طولی در این جهت اتفاق نمی‌افتد. بنابراین در حین عملیات نورد تجمعی جهت عرضی ورق نقشی در خرد شدن و توزیع ذرات آلومینا ندارد. در مقابل هنگام عملیات نورد تجمعی مقاطع، به‌علت چرخش ورق بین دوره‌های مختلف، ازدیاد طول در هر دو جهت طولی (RD) و عرضی ورقی (TD) روی داده و یکنواختی در کامپوزیت‌های ساخته شده به‌روش نورد تجمعی مقاطع بیشتر از نورد تجمعی متداول است.

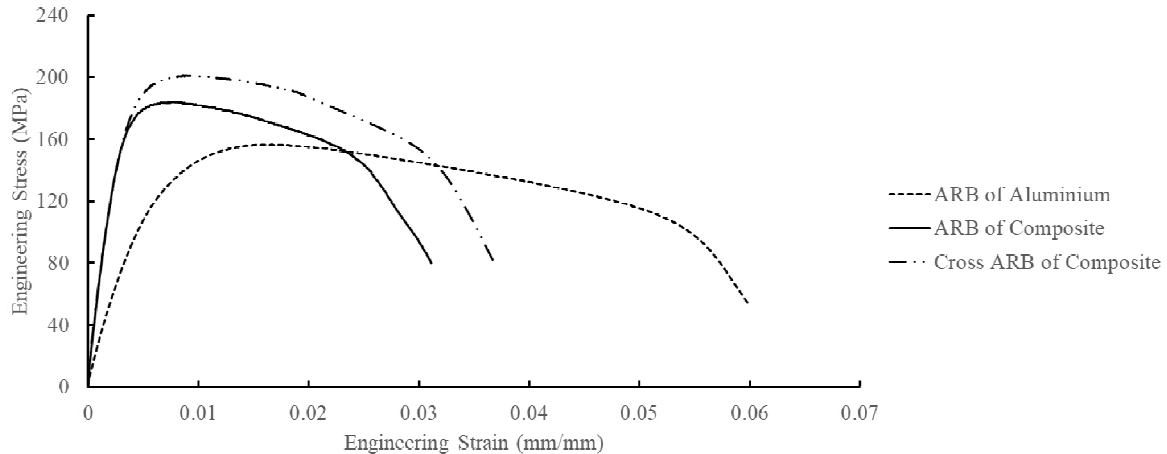
از طرف دیگر به‌دلیل اختلاف مدول الاستیک ذرات تقویت کننده و زمینه فلزی، احتمال جدایش فصل مشترک نسبت به ایجاد ترک و شکست در زمینه فلزی بالاتر است. بنابراین با افزایش درصد ذرات تقویت کننده بیشتر از ۳/۲۲ درصد حجمی، مجموعه مکانیزم‌های تخریبی اشاره شده در بالا با شدت بیشتری وارد عمل شده و سبب افت خواص مکانیکی می‌شوند. درنهایت با افزایش درصد ذرات تقویت کننده، تقابل بین مکانیزم‌های استحکام بخشی و تخریبی ناشی از حضور ذرات، عامل تعیین کننده رفتار مکانیکی کامپوزیت است. مطابق شکل (۶) کامپوزیت با ۳/۲۲ درصد حجمی ذرات تقویت کننده بیشترین استحکام کششی را دارا بوده، درحالی که میزان ازدیاد طول کامپوزیت با افزایش درصد ذرات تقویت کننده همواره کاهش می‌یابد.

۳-۲- اثر نورد تجمعی مقاطع

در این قسمت کامپوزیت Al/3.22 vol% Al₂O₃ با استفاده از عملیات نورد تجمعی متداول و مقاطع تولید شده و اثر تغییر برای



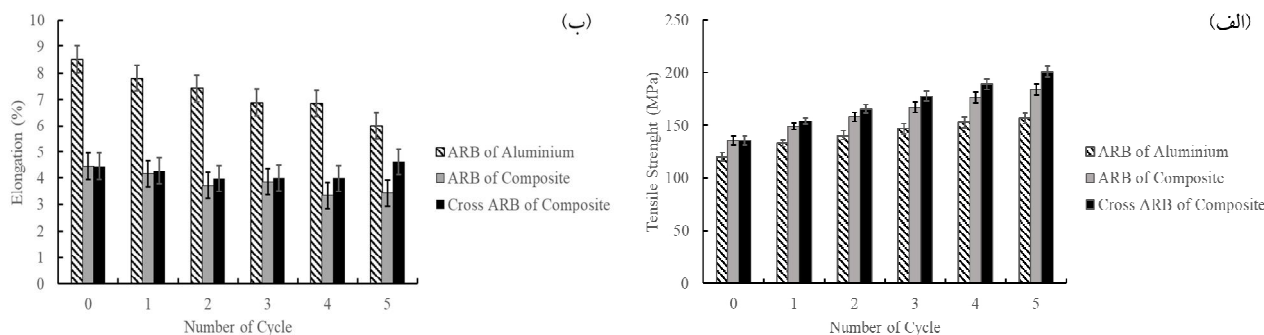
شکل ۹- تصاویر میکروسکوپی نوری مقطع TD-ND از کامپوزیت $Al/3.22 \text{ vol}\% Al_2O_3$ پس از پنج دوره: الف) و ج) فرایند نورد تجمعی متداول و ب) و د) فرایند نورد تجمعی متقاطع



شکل ۱۰- نمودار تغییرات تنش- کرنش مهندسی نورد تجمعی آلومینیوم و نورد تجمعی متداول و متقاطع $Al/3.22 \text{ vol}\% Al_2O_3$ پس از پنج دوره نورد تجمعی

یانگ و تنش تسلیم افزایش یافته‌اند و درصد ازدیاد طول کاهش یافته است. همچنین نتایج آزمون کشش انجام شده بر کامپوزیت $Al/3.22 \text{ vol}\% Al_2O_3$ در دوره‌های مختلف فرایندهای نورد تجمعی متداول و متقاطع در شکل (۱۱) نشان داده شده است.

منحنی تنش- کرنش ناشی از آزمون کشش انجام شده بر کامپوزیت $Al/3.22 \text{ vol}\% Al_2O_3$ پس از دوره پنجم فرایند نورد تجمعی متداول و متقاطع در شکل (۱۰) نشان داده شده است. با توجه به شکل با کامپوزیتی شدن آلومینیوم مطابق انتظار، مدول



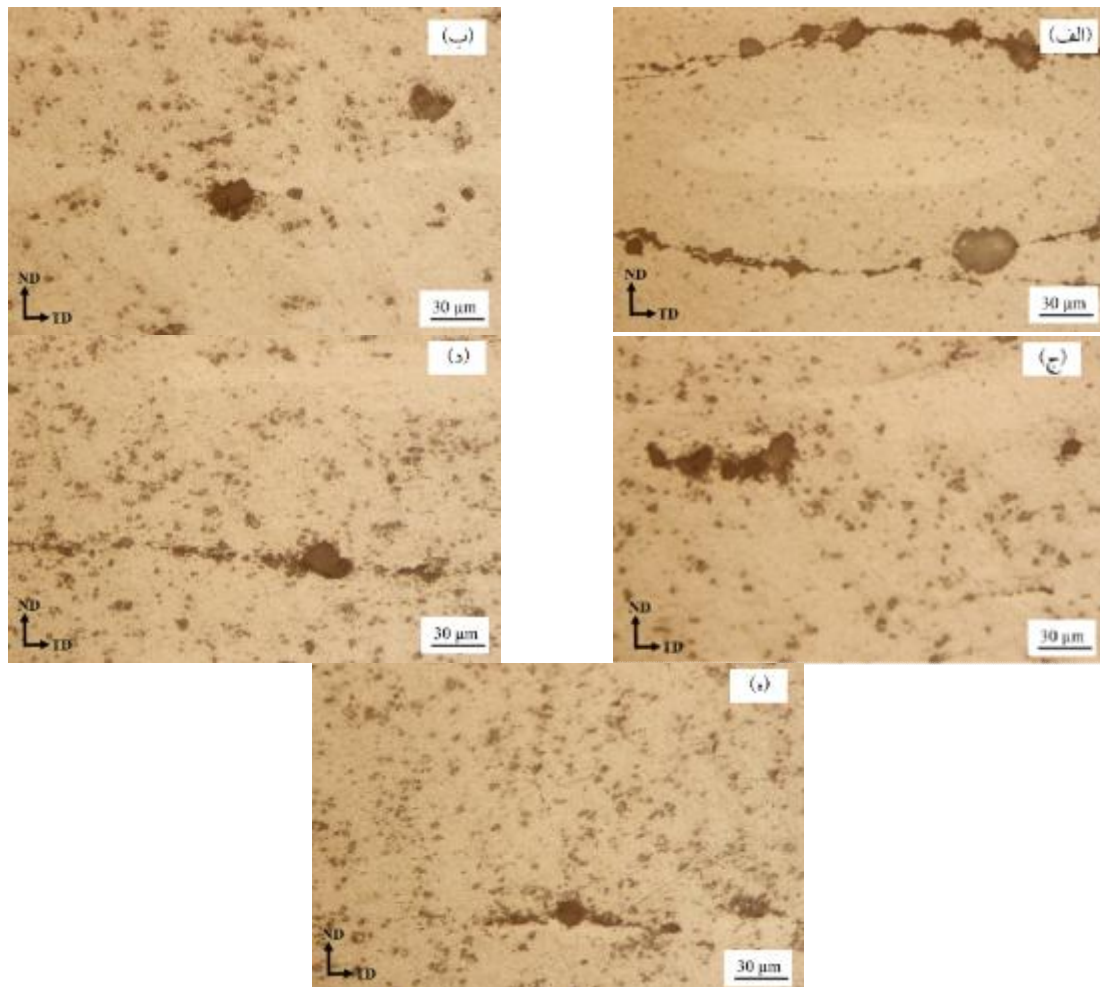
شکل ۱۱- الف) نمودار تغییرات استحکام کششی و ب) نمودار درصد تغییرات ازدیاد طول در دوره‌های مختلف فرایند نورد تجمعی آلومینیوم و نورد تجمعی متداول و متقاطع $Al/3.22 \text{ vol}\% Al_2O_3$

همچنین نمونه آلومینیوم خالص نورد شده درصد ازدیاد طول بیشتری نسبت به نمونه‌های کامپوزیتی داشته که به دلیل یکنواختی ساختار آلومینیوم خالص منطقی است. تفاوت بین درصد ازدیاد طول نمونه‌های کامپوزیتی در دو حالت نورد تجمعی و متقاطع اختلاف و روند معناداری را نشان نمی‌دهد ولی به صورت کلی از مشاهده اختلاف دوره صفرم و پنجم می‌توان دریافت که نورد تجمعی متقاطع درصد ازدیاد طول بیشتری را در کامپوزیت ایجاد کرده است. بنابراین با توجه به نمودارهای ارائه شده در شکل (۱۱) به نظر می‌رسد نورد تجمعی متقاطع با ایجاد استحکام و درصد ازدیاد طول بیشتر در کامپوزیت از لحاظ مقایسه خواص مکانیکی نیز روش مناسب‌تری برای ایجاد کامپوزیت است که با نتایج پژوهش‌های قبلی در این زمینه مطابقت دارد [۲۰-۲۲].

۳-۳- اثر ذرات ZnO

برای بررسی اثر ذرات ZnO بر خواص کامپوزیت، عملیات نورد تجمعی بر پوشش‌های W_0-W_4 با ضخامت ۲۰ میکرون (که به ترتیب در الکترولیت‌های دارای میزان صفر، ۱، ۲، ۳ و ۴ گرم بر لیتر نانوذرات اکسید روی پوشش‌دهی شده بودند) صورت گرفت. عملیات پوشش‌دهی پیش‌تر توسط نویسندگان این تحقیق انجام شده است که جزئیات مربوط به چگونگی افزودن ذرات ZnO و تولید پوشش‌های کامپوزیتی در مرجع [۱۸] به‌طور کامل توضیح داده شده است.

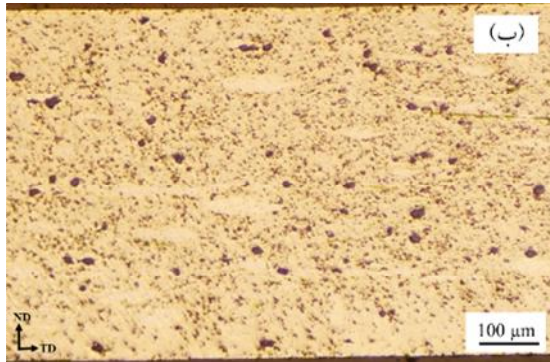
نتایج آزمون کشش نشان می‌دهد که استحکام کششی و درصد ازدیاد طول کامپوزیت تولید شده توسط فرایند نورد تجمعی متقاطع در همه دوره‌ها کمی بالاتر از نورد تجمعی متداول است. علت این اختلاف در استحکام کامپوزیت‌های تولیدی توسط فرایند نورد تجمعی متداول و متقاطع را می‌توان به ریزساختار میکروسکوپی کامپوزیت شامل شکل، اندازه ریزتر و توزیع یکنواخت‌تر ذرات کامپوزیتی در فرایند نورد تجمعی متقاطع مرتبط دانست. همچنین در تصاویر میکروسکوپی مربوط به فرایند نورد تجمعی متداول، جهت‌گیری ترجیحی ذرات راستای عرضی ورق (TD) مشهود است. همین موضوع باعث شد که با انجام آزمون کشش در راستای نورد (RD)، ذرات تقویت‌کننده در کامپوزیت عمود بر راستای کشش قرار گرفته و بنابراین در این حالت از اثرات استحکام بخشی ذرات تقویت‌کننده کاسته می‌شود. زیرا همانگونه که گانش و همکاران [۱۴] در پژوهش‌های خود نشان داده‌اند، ذراتی که در راستای بارگذاری کشیده شده‌اند نسبت به ذراتی که دارای یک زاویه با جهت بارگذاری هستند، بار بیشتری را تحمل می‌کنند. در نتیجه در کامپوزیت ساخته شده با استفاده از فرایند نورد تجمعی متداول، ذرات تقویت‌کننده عمود بر راستای کشش بوده و بنابراین بیشترین زاویه با جهت بارگذاری را دارند. از طرف دیگر با قرارگیری ذرات به صورت عمود بر جهت کشش، تمرکز تنش در گوشه‌های تیز ذرات حادث شده و مکانیزم‌های تخریبی کامپوزیت با شدت بیشتری وارد عمل می‌شوند.



شکل ۱۲- مقطع ND-TD از کامپوزیت $Al/3.22 \text{ vol}\% Al_2O_3$ با استفاده از پوشش: الف) بدون ذرات اکسید روی ($W_0=0 \text{ g/lit ZnO}$) و حاوی ذرات اکسید روی، ب) ($W_1=1 \text{ g/lit ZnO}$)، ج) ($W_2=2 \text{ g/lit ZnO}$)، د) ($W_3=3 \text{ g/lit ZnO}$) و ه) ($W_4=4 \text{ g/lit ZnO}$)

است. همچنین به نظر می‌رسد ذرات پوشش‌های حاوی اکسید روی توزیع یکنواخت‌تری در زمینه داشته و اندازه ذرات نیز اندکی کوچک‌تر است. برای بررسی علت این اختلاف، بایستی تغییرات ساختار پوشش پس از اضافه کردن نانوذرات اکسید روی از منظرهای مختلف بررسی شود. نتایج پژوهش‌های پیشین در مورد نانوکامپوزیت‌های $Al_2O_3-2\%ZnO$ حاکی از افزایش حدود ۳۰ درصدی سختی زیرلایه آلومینایی به دلیل افزودن حدود دو درصد ذرات اکسید روی بوده است. بنابراین افزودن ذرات اکسید روی از طریق افزایش سختی پوشش می‌تواند به شکستن و خرد شدن سریع‌تر پوشش پس از فرایند خورد تجمعی و توزیع یکنواخت‌تر ذرات کمک کند [۲۳].

در تصاویر مقطع ND-TD از کامپوزیت‌های تولیدی با استفاده از پوشش‌های حاوی درصد‌های مختلف اکسید روی در شکل (۱۲) نشان داده شده است. با توجه به شکل (۱۲) به نظر می‌رسد با افزایش درصد اکسید روی، تعداد ذرات با اندازه ریزتر در زمینه کامپوزیتی به صورت چشمگیری افزایش یافته است. همچنین تصاویر میکروسکوپی نوری از کامپوزیت $Al/3.22 \text{ vol}\% Al_2O_3$ با استفاده از پوشش فاقد ذرات اکسید روی و حاوی ذرات اکسید روی ($W_4=4 \text{ g/lit ZnO}$) پس از پنج دوره فرایند خورد تجمعی متقاطع در نمایی دورتر در شکل (۱۳) نشان داده شده است. در این شکل نیز اختلاف ریزساختاری و اضافه شدن ذرات ریز میکرونی در زمینه آلومینیومی مشهود



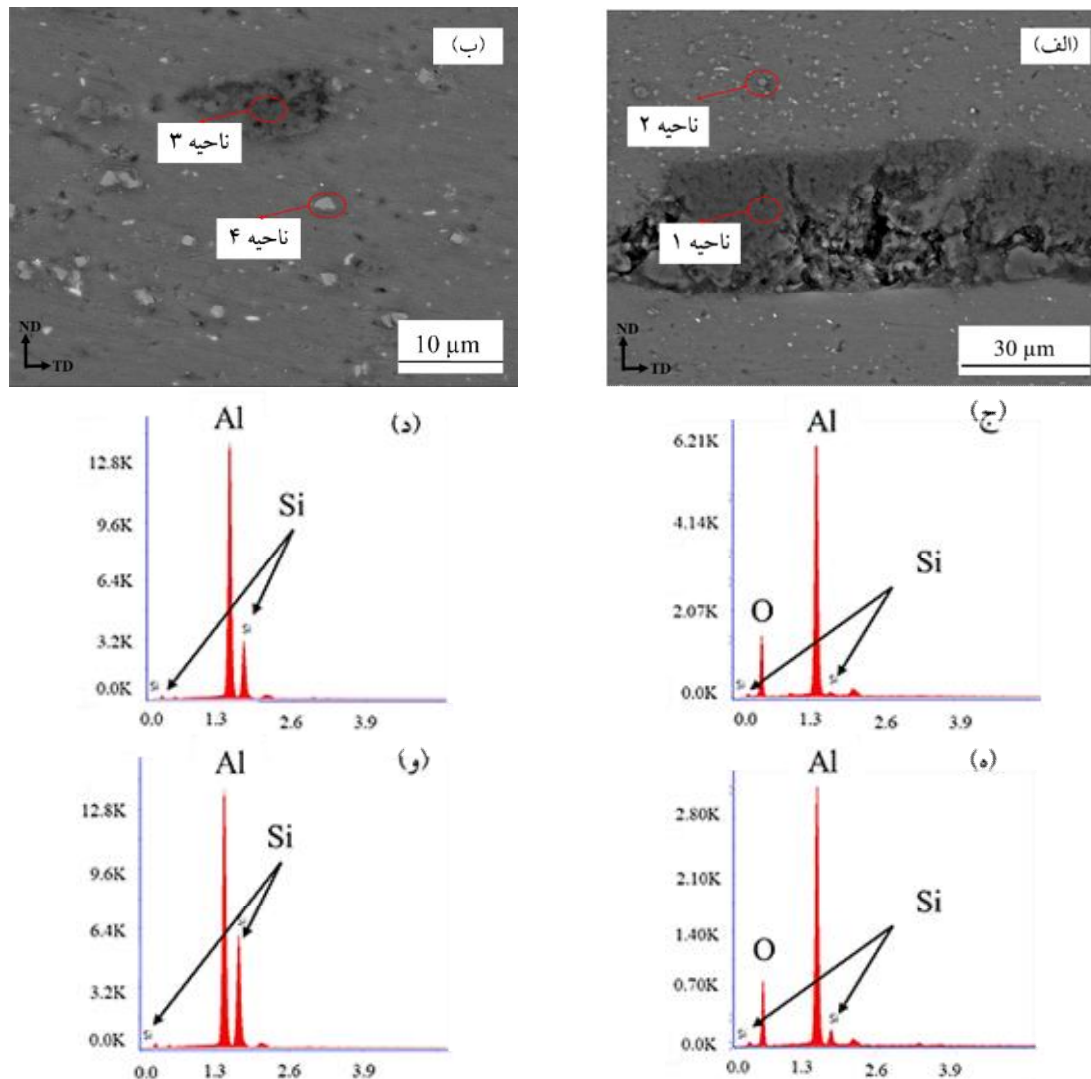
شکل ۱۳- مقطع ND-TD از کامپوزیت $\text{Al}/3.22 \text{ vol}\% \text{Al}_2\text{O}_3$ با استفاده از پوشش: (الف) بدون ذرات اکسید روی،

(ب) حاوی ذرات اکسید روی ($W_4=4 \text{ g/lit ZnO}$) پس از پنج دوره فرایند نورد تجمعی متقاطع

انرژی پرتوی ایکس متعلق به کامپوزیت حاوی پوشش دارای ذرات اکسید روی (شکل ۱۴) و جدول (۴)) و پوشش فاقد ذرات اکسید روی (شکل ۷) و جدول (۲)) افزایش چشمگیر میزان ذرات میکرونی حاوی سیلیسیم به‌وضوح قابل مشاهده است.

تصاویر میکروسکوپی از مقطع ND-TD کامپوزیت $\text{Al}/3.22 \text{ vol}\% \text{Al}_2\text{O}_3$ تولید شده با استفاده از پوشش حاوی بیشترین میزان ذرات اکسید روی (W_4) در دوره‌های مختلف نورد تجمعی در شکل (۱۵) نشان داده شده است. با توجه به شکل با افزایش تعداد دوره‌ها ضخامت لایه‌های آلومینیومی کاهش یافته و ذرات تقویت کننده از فصل مشترک به سمت میانه زمینه آلومینیومی هدایت می‌شوند. همچنین با افزایش تعداد دوره‌ها تعداد لایه‌های آلومینیومی افزایش یافته و کم‌کم تشخیص لایه‌ها سخت‌تر می‌شود. ویدینات و همکاران ادعا می‌کنند که تئوری فیلم مهم‌ترین مکانیزم فرایندهای نورد اتصال است [۲۴]. آنها دریافته‌اند که پس از آماده‌سازی سطوح، دو سطح با لایه اکسیدی شکننده مقابل هم تشکیل می‌شوند که هنگام نورد به‌صورت کوهیرنت شکسته و فلز بکر زیرلایه، تحت فشار نورد از میان ترک‌های گسترش یافته در سطوح خارج می‌شود. همچنین فلز زیرلایه به‌صورت پلاستیک تغییر شکل داده و کشیده می‌شود. در پژوهش حاضر برای ساخت ساندویچ اولیه و در حضور لایه پلازما الکترولیتی آلومینا، این لایه نیز تحت فشار نورد شکسته و آلومینیوم زیرلایه از بین ترک‌های موجود خارج شده و اتصال بین لایه‌ها برقرار می‌شود.

از طرفی در قسمت بررسی خواص پوشش‌های اکسیداسیون پلاسمای الکترولیتی غلظت بالای سیلیسیم در سطح پوشش‌ها نشان داده شد. در سطح پوشش اکسیداسیون پلاسمای الکترولیتی سیلیسیم یک ژل غیرقابل حل تشکیل می‌دهد که حرکت یون‌های سیلیسیم را کاهش داده و در نتیجه با قرار گرفتن این ژل بر سطح پوشش لایه-های خارجی پوشش غنی از سیلیسیم خواهند بود. همچنین درصد بالایی از گونه‌های آنیونی و یا ذرات با پتانسیل زتای منفی نیز در این ژل سلیکونی بر سطح پوشش یافت می‌شوند. به‌نظر می‌رسد با قرار گرفتن اکسید روی در این لایه، این لایه ضخیم‌تر شده و همچنین پس از عملیات نورد تجمعی این لایه راحت‌تر شکسته و باعث توزیع یکنواخت ذرات میکرونی غنی از سیلیسیم در سطح پوشش می‌شود. برای بررسی این ادعا تصاویر میکروسکوپی الکترونی از مقطع کامپوزیت به‌همراه نتایج طیف‌سنجی پراش انرژی پرتوی ایکس به‌ترتیب در شکل (۱۴) و جدول (۴) ارائه شده است. با توجه به شکل دو دسته ذرات در زمینه آلومینیومی توزیع شده‌اند. دسته اول ذرات با رنگ تیره‌تر و اندازه بزرگ‌تر و برجسته‌تر که دارای ترکیب آلومینا سیلیکاتی بوده و قسمت اعظم پوشش را تشکیل می‌دهند. دسته دوم ذرات ریز میکرونی با رنگ روشن‌تر و هموار که دارای درصد بالاتری از سیلیسیم بوده و به‌خوبی در همه قسمت‌های زمینه پخش شده‌اند. با توجه به نتایج آنالیز عنصری میزان ذرات ZnO در کامپوزیت به حدی نیست که در طیف‌سنجی پراش انرژی پرتوی ایکس قابل شناسایی باشد. از مقایسه تصاویر میکروسکوپی الکترونی و نتایج طیف‌سنجی پراش



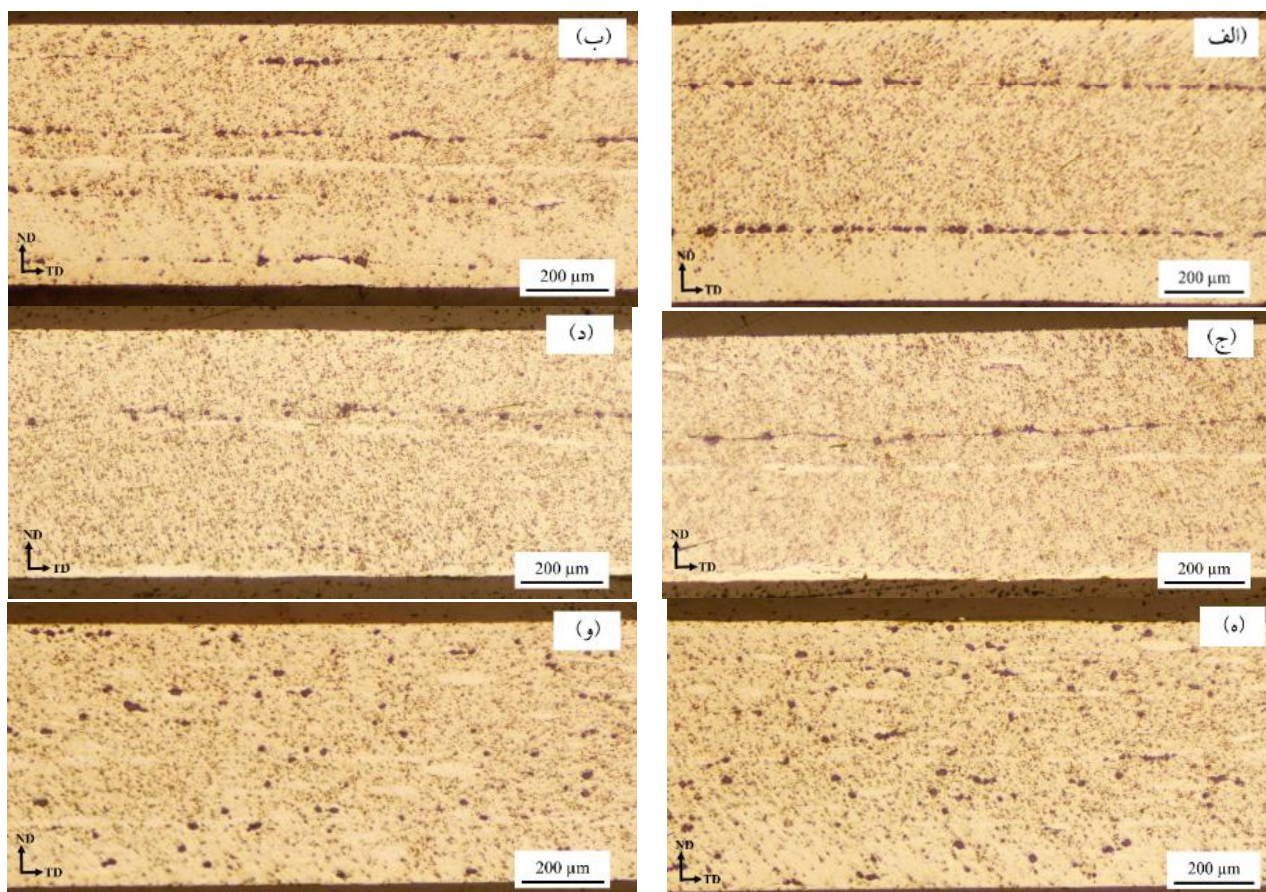
شکل ۱۴- الف و ب) تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی کامپوزیت $\text{Al-6.25\%Al}_2\text{O}_3$ تولید شده با استفاده از پوشش حاوی ذرات ZnO (W4) پس از سه دوره نورد تجمعی متداول: ج) ناحیه ۱، د) ناحیه ۲، ه) ناحیه ۳ و و) ناحیه ۴

اتصال آلومینیومی است. پس از آن با افزایش تعداد دوره‌های نورد، اتصال بین لایه‌های پیشین تقویت شده، تخلخل‌های کامپوزیت کاهش یافته و ذرات آلومینا نیز تحت فشار نورد خرد شده و توزیع می‌شوند. بنابراین با افزایش تعداد دوره‌های نورد تجمعی خواص مکانیکی کامپوزیت بهبود می‌یابد. البته شکل و هندسه ذرات تقویت کننده پس از شکست (از نظر تیزی گوشه‌ها، کشیدگی ذرات و ...)، ترک‌های موجود در ذرات و همچنین اتصال بین ذرات تقویت کننده و زیرلایه نقش مؤثری در تعیین خواص مکانیکی کامپوزیت دارد.

جدول ۴- ترکیب شیمیایی مناطق موجود در شکل ۱۳

| عناصر شیمیایی | اکسیژن | آلومینیوم | سیلیسیوم |
|---------------|--------|-----------|----------|
| ناحیه ۱ | ۳۱/۱۲ | ۶۶/۰۰ | ۲/۸۹ |
| ناحیه ۲ | - | ۶۵/۳۷ | ۳۴/۶۳ |
| ناحیه ۳ | ۳۰/۲۰ | ۶۲/۱۴ | ۷/۶۶ |
| ناحیه ۴ | - | ۵۳/۷۴ | ۴۶/۲۶ |

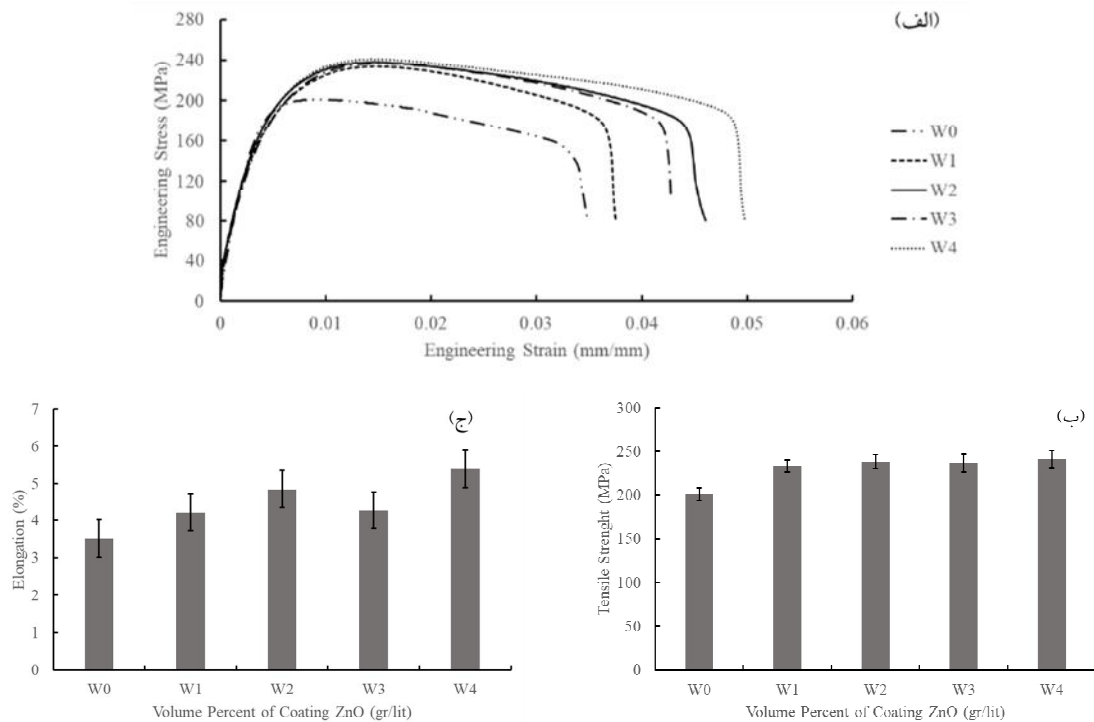
نحوه شکستن لایه آلومینا و توزیع آن در زمینه آلومینیومی تأثیر بسزایی در تعیین خواص مکانیکی کامپوزیت دارد. در این حالت فصل مشترک ترکیبی از ذرات تقویت کننده و مناطق



شکل ۱۵- مقطع ND-TD از کامپوزیت Al_2O_3 3.22 vol% Al پس از: (الف) دوره صفر، (ب) دوره اول، (ج) دوره دوم، (د) دوره سوم، (ه) دوره چهارم و (و) دوره پنجم فرایند نورد تجمعی مقاطع

اکسید روی پر می‌شود [۱۸]. این موضوع باعث شده ترک‌های موجود در ذرات کاهش یافته و بنابراین از شدت عملکرد مکانیزم‌های تخریبی کامپوزیت کاسته شده و از این رو افزودن اکسید روی به پوشش باعث افزایش خواص کامپوزیت می‌شود. همچنین افزایش میزان ذرات ریز میکرونی حاوی سیلیسیم با توزیع یکنواخت در زمینه نیز از دیگر دلایل افزایش خواص مکانیکی کامپوزیت است. از طرف دیگر بررسی‌های ریزساختاری نشان داد که کامپوزیت‌های ساخته شده با استفاده از پوشش‌های حاوی نانوذرات اکسید روی، دارای توزیع یکنواخت‌تر و ذرات ریزتر هستند. مجموع عوامل گفته شده در بالا سبب افزایش خواص مکانیکی کامپوزیت‌های ایجاد شده با استفاده از پوشش‌های حاوی ذرات اکسید روی شده است.

کامپوزیت‌های Al_2O_3 3.22 vol% Al تولید شده با استفاده از پوشش‌های حاوی ذرات اکسید روی تحت آزمایش کشش قرار گرفتند که نتایج آن در شکل (۱۶) نشان داده شده است. با توجه به نتایج آزمون کشش با افزودن اکسید روی به الکترولیت پوشش‌دهی، استحکام و درصد ازدیاد طول کامپوزیت افزایش یافته است. پس از آن با افزایش بیشتر درصد اکسید روی پوشش، اگرچه تغییرات معناداری در استحکام کامپوزیت‌ها مشاهده نمی‌شود، ولی به صورت کلی کامپوزیت ایجاد شده با پوشش دارای بیشترین میزان اکسید روی (W_4)، بیشترین استحکام و درصد ازدیاد طول را از خود نشان می‌دهد. همان‌طور که در پژوهش‌های پیشین نشان داده شده است با اضافه کردن نانوذرات به الکترولیت‌های پوشش‌دهی، ترک‌ها و حفره‌های باز در لایه‌های سطحی پوشش توسط نانوذرات



شکل ۱۶- الف) نمودار تغییرات تنش - کرنش مهندسی، ب) استحکام کششی و ج) درصد ازدیاد طول کامپوزیت $Al/3.22 \text{ vol}\% Al_2O_3$

برحسب تغییر درصد ZnO پوشش پس از پنج دوره نورد تجمعی مقاطع

($W_0=0 \text{ g/lit ZnO}$, $W_1=1 \text{ g/lit ZnO}$, $W_2=2 \text{ g/lit ZnO}$, $W_3=3 \text{ g/lit ZnO}$, $W_4=4 \text{ g/lit ZnO}$)

اکسیداسیون پلاسمای الکترولیتی، ذرات آلومینا بسیار متخلخل بوده و دارای میکروترک‌های زیادی است. از طرف دیگر به دلیل اختلاف مدول الاستیک ذرات تقویت کننده و زمینه فلزی، احتمال جدایش فصل مشترک نسبت به ایجاد ترک و شکست در زمینه فلزی بالاتر است. با اعمال نیرو بر کامپوزیت تمامی مکانیزم‌های تخریبی اشاره شده در بالا وارد عمل شده و در تقابل با مکانیزم‌های استحکام بخشی کامپوزیت قرار می‌گیرند. در نهایت نبرد بین مکانیزم‌های تخریبی و استحکام بخشی تعیین کننده اصلی خواص مکانیکی کامپوزیت خواهد بود.

۳-۵- مدل‌سازی کامپوتری

در این قسمت با استفاده از نتایج روش بخش‌بندی‌های پیاپی و دستیابی به هندسه واقعی ذرات، مدل سه بعدی کامپوزیت $Al/3.22 \text{ vol}\% Al_2O_3$ در نرم‌افزار اتوکد رسم شد که در شکل (۱۸) نشان داده شده است. با توجه به شکل، اندازه ذرات

۳-۴- بررسی انواع ترک‌های موجود در کامپوزیت و اثرات

مخرب آن

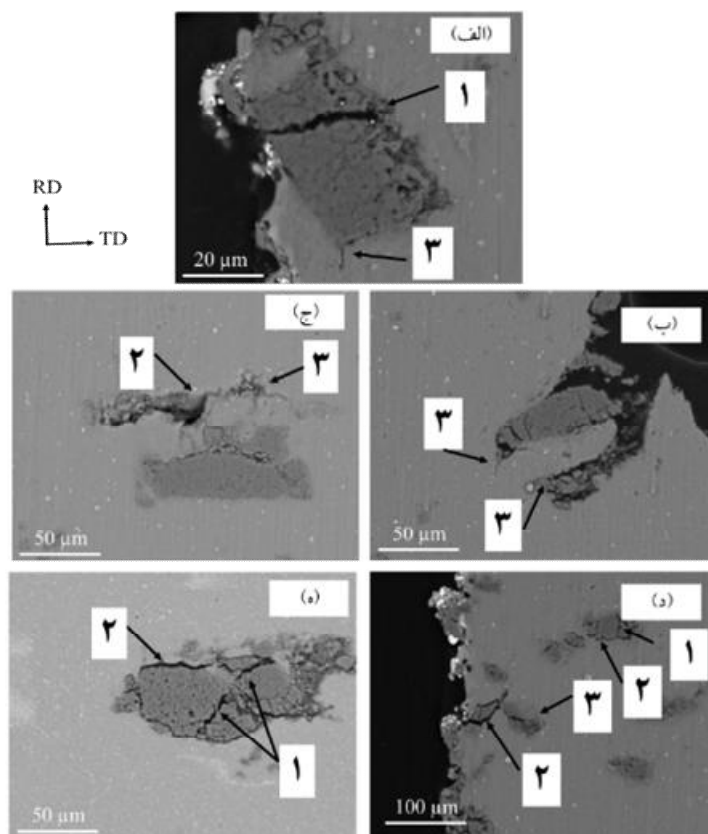
در این قسمت به منظور بررسی دقیق‌تر مکانیزم‌های تخریبی در کامپوزیت‌های تولیدی، مقطع عرضی نمونه‌های کشش پس از انجام آزمون مطالعه شد. تصاویر میکروسکوپی الکترونی مقطع عرضی نمونه کشش کامپوزیت‌های $Al/6.25 \text{ vol}\% Al_2O_3$ پس از انجام آزمون در شکل (۱۷) نشان داده شده است. با توجه به تصاویر سه نوع ترک و متعاقباً تخریب قابل مشاهده است:

۱. ترک در ذرات آلومینا

۲. ترک در فصل مشترک ذرات و زمینه

۳. ترک‌های منتج شده به گوشه‌های تیز ذرات آلومینا

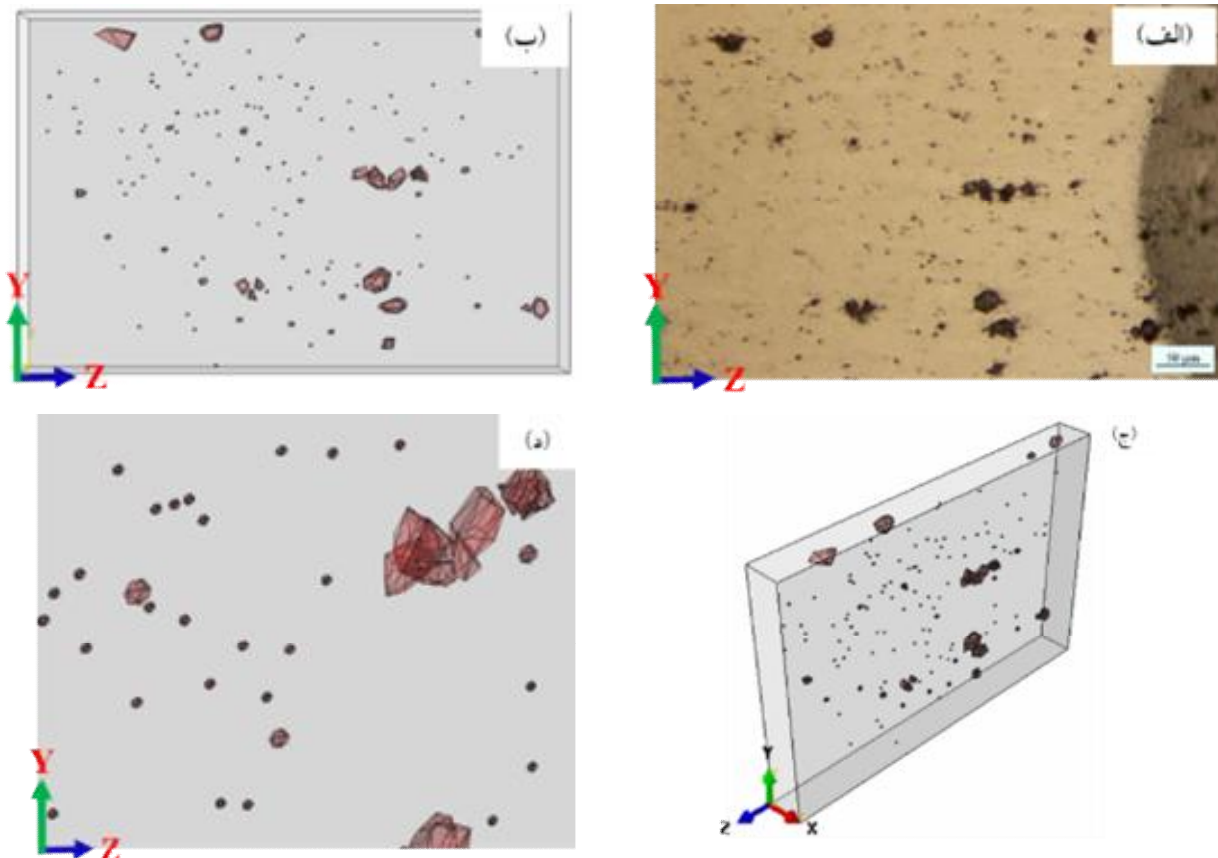
به‌طور کلی در این پژوهش به دلیل استفاده از پوشش PEO برای کامپوزیت‌سازی و همین‌طور خرد شدن پوشش حین دوره‌های مختلف نورد تجمعی، گوشه‌های تیز در کنار ذرات آلومینا تشکیل می‌شود. همچنین با توجه به خصوصیات ذاتی پوشش



شکل ۱۷- تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی مقطع عرضی نمونه کشش کامپوزیت‌های آلومینیوم-آلومینا (تولید شده با استفاده از پنج دوره فرایند نورد تجمعی) پس از انجام آزمون کشش

احساس می‌شود. با توجه به شکل (۱۹-د) نیز مشخص می‌شود که کرنش پلاستیک در زمینه کامپوزیت غیریکنواخت بوده و در مناطق خالی از ذرات یعنی نواحی که زمینه آزادی بیشتری برای جریان دارد، شدت می‌یابد. بنابراین در نواحی با تجمع بیشتر ذرات، قسمت اعظم تنش توسط ذرات تحمل شده و پلاستیسیته زمینه کاهش می‌یابد که به این نتایج در تحقیقات پیشین نیز اشاره شده است [۱۵]. به‌طور کلی در مواد کامپوزیتی در مقایسه با مواد معمولی، تغییر شکل پلاستیکی در تنش‌های کمتری ایجاد می‌شود. همچنین شروع زودتر ترک‌ها و مکانیزم‌های تخریبی نیز به دلیل تمرکز تغییر شکل پلاستیکی در حضور ذرات تقویت کننده با گوشه‌های تیز است. میزان تنش کل که در آن تمرکز تغییر شکل پلاستیکی اتفاق می‌افتد به عوامل متعدد از جمله درصد حجمی، شکل و توزیع ذرات تقویت کننده بستگی دارد.

آلومینا پس از پنج دوره فرایند نورد متقاطع در هر سه بعد در حدود ۲۰-۱۵ میکرومتر بوده و کشیدگی خاصی در هیچ کدام از ابعاد ندارد. کانتور تغییرات تنش فون مایز در عرض ذرات و زمینه به همراه کانتور کرنش پلاستیک معادل در زمینه در شکل (۱۹) نشان داده شده است. بررسی کانتور تغییرات تنش فون مایز در عرض ذرات نشان‌دهنده تجمع تنش بیشتر از ۱۰ برابری در گوشه‌های تیز در راستای نیروی اعمالی است. همچنین همانگونه که در پژوهش‌های اخیر مشاهده شد، در اعمال نیرو به صورت کشش، تمرکز تنش در محور ذرات موازی با راستای نیروی اعمالی اتفاق می‌افتد [۱۲]. از مقایسه کانتور تنش در ذرات و زمینه می‌توان دریافت که ذرات تنش بسیار بیشتری نسبت به زمینه را تحمل می‌کنند. همچنین شکل (۱۹-ج) نشان می‌دهد که در مناطق با تجمع بیشتر ذرات تنش کمتری توسط زمینه

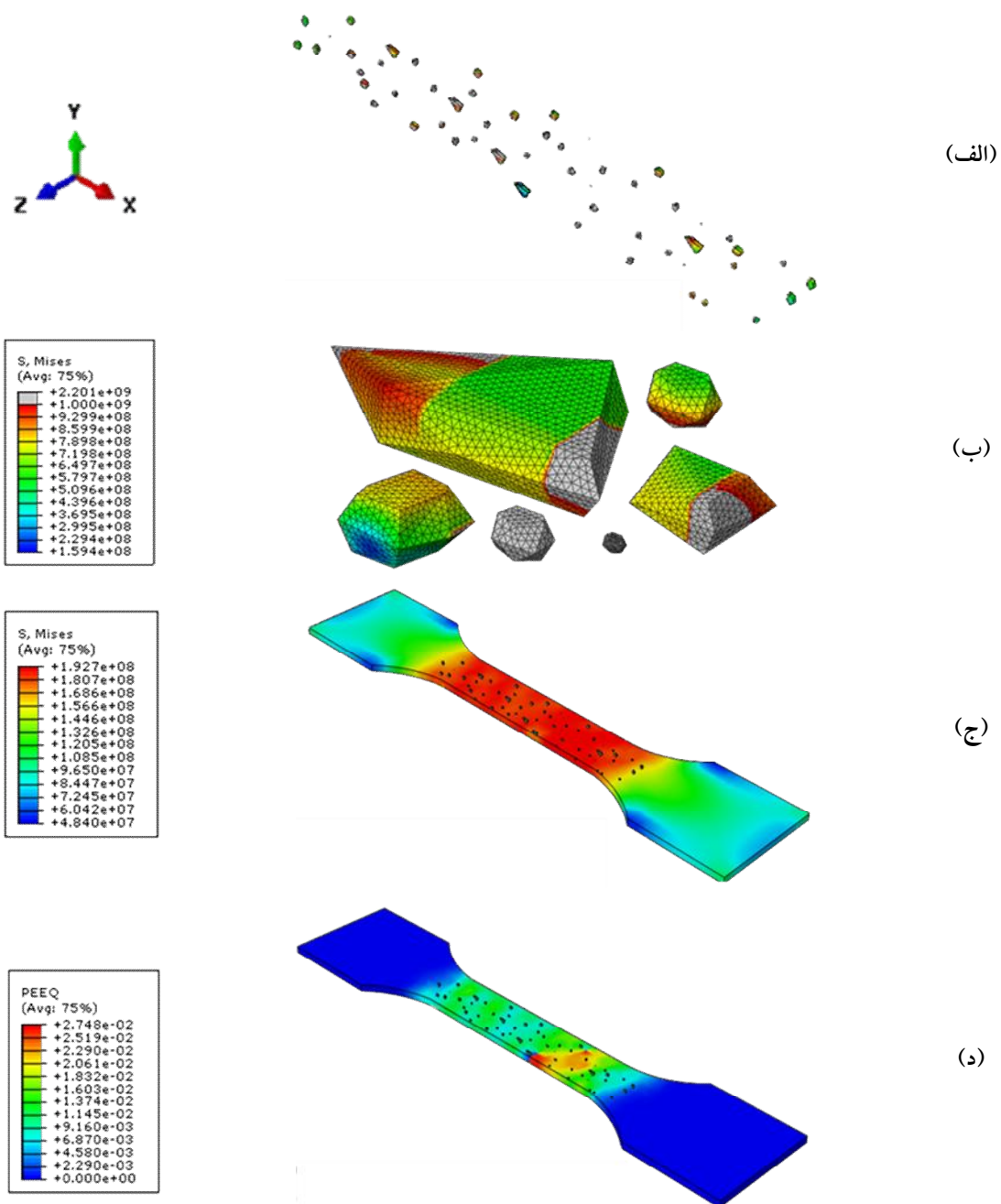


شکل ۱۸- رسم مدل سه بعدی از کامپوزیت $Al/3.22 \text{ vol}\% Al_2O_3$ پس از پنج دوره فرایند نورد تجمعی متقاطع با استفاده از نرم افزار اتوکد: (الف) تصویر میکروسکوپی نوری از مقطع Y-Z کامپوزیت، (ب) مدل دوبعدی رسم شده با استفاده از تصویر (الف)، (ج) مدل سه بعدی و (د) بزرگنمایی بیشتر از هندسه سه بعدی ذرات در مدل

روش آزمایشگاهی کمی بیشتر از نتایج مدلسازی است. علت این موضوع را می توان به عدم توانایی نرم افزار آباکوس در بررسی اثر مکانیزم های استحکام بخشی متالورژیکی مانند تئوری نابه جایی ها و کرنش سختی مربوط دانست. پس از آن در کرنش های بیشتر از ۱۳٪، تنش به دست آمده در روش آزمایشگاهی کاهش یافته درحالی که تنش در روش مدلسازی ثابت باقی مانده است. علت این اختلاف را نیز می توان در عدم تعریف شکست ترد ذرات آلومینا در روش مدلسازی و رویدادهای متعاقب این موضوع پیگیری کرد. به طور کلی با وجود اختلافات ذکر شده، نتایج مدلسازی و آزمایشگاهی انطباق مناسبی را نشان می دهد که بیانگر درستی فرضیات در نظر گرفته شده در روش مدلسازی است.

از آنجا که ذرات تقویت کننده معمولاً به شکل چندوجهی هستند، گوشه های تیز به صورت مکان هایی برای تمرکز تنش عمل کرده و سبب افزایش تنش در این مناطق شده که همین امر سبب تسلیم موضعی زمینه در این مناطق می شود.

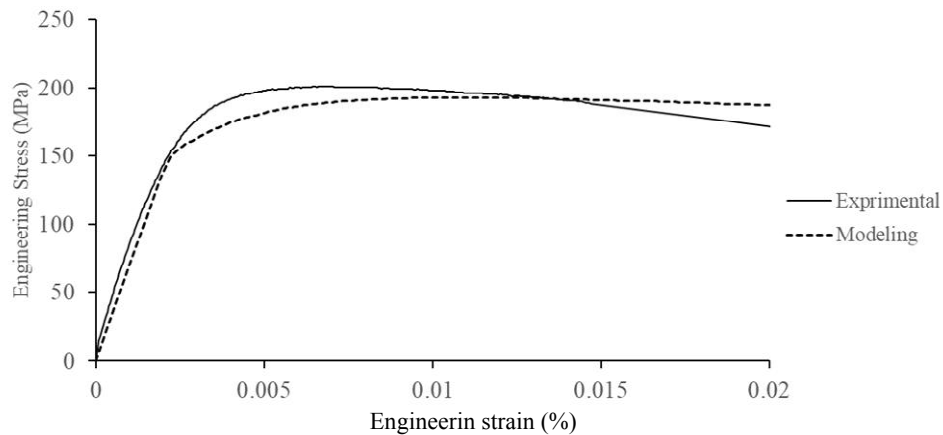
منحنی تنش-کرنش آزمون کشش کامپوزیت $Al-3.22\%Al_2O_3$ حاصل شده از نتایج آزمایشگاهی و محاسبات مدلسازی در شکل (۲۰) نشان داده شده است. با توجه به شکل (۲۰) نتایج مدلسازی رفتار مکانیکی نمونه کامپوزیتی در قسمت الاستیک و تا کرنش حدود ۰۰۰۲٪ تطابق بسیار خوبی با نتایج آزمایشگاهی به خصوص درباره میزان تنش تسلیم را نشان می دهد. در صورتی که در قسمت کرنش پلاستیک تا ماکزیمم استحکام کششی، تنش به دست آمده از



شکل ۱۹- الف) کانتور توزیع تنش فون‌مایز در عرض ذرات آلومینا برحسب پاسکال به همراه ب) بزرگنمایی کانتور تنش، ج) کانتور تنش فون‌مایز در عرض زمینه برحسب پاسکال، د) کانتور کرنش پلاستیک معادل در عرض زمینه پس از اعمال نیروی کششی معادل با کرنش یک درصد بر ساختار واقعی کامپوزیت

شده است. درحالی که در واقعیت این لایه از ذرات توسط تعداد زیادی ذرات همسایه احاطه شده‌اند که عملاً به صورت یک سری قید اضافه نسبت به ذرات موجود در این لایه عمل می‌کنند.

از طرف دیگر اگرچه مدل ریزساختاری نمونه کامپوزیتی به‌خوبی رفتار آزمایشگاهی آن را پیش‌بینی می‌کند ولی بایستی توجه کرد که در این مدل تنها یک لایه از ذرات در نظر گرفته



شکل ۲۰- منحنی تنش بر حسب کرنش حاصل از آزمون کشش نمونه کامپوزیتی $\text{Al}/3.22 \text{ vol}\% \text{ Al}_2\text{O}_3$ بر اساس نتایج آزمایشگاهی و شبیه‌سازی

۳. کامپوزیت‌های ساخته شده با استفاده از پوشش‌های PEO حاوی ذرات اکسید روی، استحکام کششی و درصد ازدیاد طول بیشتری از خود نشان دادند که علت آن را می‌توان به اندازه کوچک‌تر ذرات کامپوزیتی آلومینا و توزیع یکنواخت‌تر آنها در زمینه نسبت داد. همچنین افزایش میزان ذرات ریزمیکرونی حاوی سیلیسیم با توزیع یکنواخت در زمینه نیز از دیگر دلایل افزایش خواص مکانیکی کامپوزیت است.

۴. با استفاده از روش بخش‌بندی‌های پیاپی مدل سه‌بعدی از کامپوزیت $\text{Al}/3.22 \text{ vol}\% \text{ Al}_2\text{O}_3$ ایجاد شده و در نرم‌افزار آباکوس بارگذاری شد. کانتور تغییرات تنش فون‌مایز در عرض ذرات نشان‌دهنده تجمع تنش بیشتر از 10° برابری در گوشه‌های تیز در راستای نیروی اعمالی است که همین موضوع می‌تواند سبب ایجاد و رشد ترک از همین مناطق شده و باعث افت خواص مکانیکی کامپوزیت شود.

تشکر و سپاسگزاری

بدین وسیله نویسندگان از صندوق حمایت از پژوهشگران به‌عنوان حامی مالی طرح (طبق قرارداد شماره ۹۶۰۰۴۸۴) تشکر می‌کنند.

در مدل ریزساختاری به‌کار گرفته شده در این پژوهش اثرات مدل‌سازی بر اساس حجم بزرگ‌تری از کامپوزیت و مشارکت تعداد بیشتری از ذرات تقویت‌کننده بررسی نشده است و از اثرات آن بر منحنی تنش-کرنش صرف‌نظر شده است.

۴- نتیجه‌گیری

۱. با استفاده از سه پوشش با ضخامت‌های ۱۰، ۲۰ و ۴۰ میکرون به‌ترتیب کامپوزیت‌های $\text{Al}_2\text{O}_3 / 1.67 \text{ vol}\% \text{ Al}$ ، $\text{Al}_2\text{O}_3 / 3.22 \text{ vol}\% \text{ Al}$ و $\text{Al}_2\text{O}_3 / 6.25 \text{ vol}\% \text{ Al}$ تولید شد. نتایج آزمایش کشش نشان داد که با کامپوزیتی شدن آلومینیوم، مدول یانگ، تنش تسلیم و استحکام کششی تغییر کرده است که تا میزان $3/22$ درصد از ذرات تقویت‌کننده این روند به‌صورت افزایشی بوده ولی پس از آن افت خواص مکانیکی روی می‌دهد.

۲. روش نورد تجمعی متقاطع با ایجاد استحکام و درصد ازدیاد طول بیشتر در کامپوزیت، از لحاظ مقایسه خواص مکانیکی روش مناسب‌تری برای ایجاد کامپوزیت است. علت این اختلاف در استحکام را می‌توان به ریزساختار میکروسکوپی کامپوزیت شامل شکل، اندازه ریزتر و توزیع یکنواخت‌تر ذرات کامپوزیتی در فرایند نورد تجمعی متقاطع مرتبط دانست.

واژه‌نامه

1. Aluminum metal matrix composites
2. plasma electrolytic oxidation (PEO)
3. rolling direction (RD)
4. transverse direction (TD)
5. normal direction (ND)
6. serial sectioning process
7. X-ray diffraction
8. optical microscopy (OM)
9. scanning electron microscopy (SEM)
10. energy dispersive X-ray spectroscopy (EDS)
11. AutoCAD
12. vectorization
13. ABAQUS
14. cohesive zone model (CZM)
15. Von Mises stress
16. Pyrophyllite
17. geometrically necessary dislocations (GNDs)

مراجع

1. Jamaati, R., Toroghinejad, M. R., and Najafzadeh, A., "Application of Anodizing and CAR Processes for Manufacturing Al/Al₂O₃ Composite", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 527, No. 16, pp. 3857-3863, 2010.
2. Yousefi Mehr, V., Rezaeian, A., and Toroghinejad, M. R., "Application of Accumulative Roll Bonding and Anodizing Process to Produce Al-Cu-Al₂O₃ Composite", *Materials & Design*, Vol. 70, pp. 53-59, 2015.
3. Ahamdi Ana, S. V., Reihanian, M., and Lotfi, B., "Accumulative Roll Bonding (ARB) of the Composite Coated Strips to Fabricate Multi-Component Al-Based Metal Matrix Composites", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 647, pp. 303-312, 2015.
4. Shabani, A., and Toroghinejad, M. R., "Investigation of the Microstructure and the Mechanical Properties of Cu-NiC Composite Produced by Accumulative Roll Bonding and Coating Processes", *Journal of Materials Engineering and Performance*, Vol. 24, No. 12, pp. 4746-4754, 2015.
5. Ahmadi, A., Toroghinejad, M. R., and Najafzadeh, A., "Evaluation of Microstructure and Mechanical Properties of Al/Al₂O₃/SiC Hybrid Composite Fabricated by Accumulative Roll Bonding Process", *Materials & Design*, Vol. 53, pp. 13-19, 2014.
6. Dehkordi, H. F., Toroghinejad, M. R., and Raeissi, K., "Fabrication of Al/Al₂O₃/TiC Hybrid Composite by Anodizing and Accumulative Roll Bonding Processes and Investigation of Its Microstructure and Mechanical Properties", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 585, pp. 460-467, 2013.
7. Toroghinejad, M. R., Jamaati, R., Nooryan, A., and Edris, H., "Hybrid Composites Produced by Anodizing and Accumulative Roll Bonding (ARB) Processes", *Ceramics International*, Vol. 40, No. 7, pp. 10027-10035, 2014.
8. Mostafijur Rahman, K. M., Szpunar, J., Toroghinejad, M. R., and Belev, G., "Characterization of Aluminum/Alumina/TiC Hybrid Composites in 3D Produced by Anodizing and Accumulating Roll Bonding Process Using Synchrotron Radiation Tomography", *Journal of Composite Materials*, Vol. 53, No. 9, pp. 1215-1227, 2019.
9. Reihanian, M., Jalili Shahmansouri, M., and Khorasanian, M., "High Strength Al with Uniformly Distributed Al₂O₃ Fragments Fabricated by Accumulative Roll Bonding and Plasma Electrolytic Oxidation", *Materials Science & Engineering A*, Vol. 640, pp. 195-199, 2015.
10. Zhang, J. F., Zhang, X. X., Wang, Q. Z., Xiao, B. L., and Ma, Z. Y., "Simulation of Anisotropic Load Transfer and Stress Distribution in SiC_p/Al Composites Subjected to Tensile Loading", *Mechanics of Materials*, Vol. 122, pp. 96-103, 2018.
11. Su, Y., Ouyang, Q., Zhang, W., Li, Z., Guo, Q., Fan, G., and Zhang, D., "Composite Structure Modeling and Mechanical Behavior of Particle Reinforced Metal Matrix Composites", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 597, pp. 359-369, 2014.
12. Chawla, N., Ganesh, V. V., and Wunsch, B., "Three-Dimensional (3D) Microstructure Visualization and Finite Element Modeling of the Mechanical Behavior of SiC Particle Reinforced Aluminum Composites", *Scripta Materialia*, Vol. 51, No. 2, pp. 161-165, 2004.
13. Chawla, N., Patel, B. V., Koopman, M., Chawla, K. K., Saha, R., Patterson, B. R., and Langer, S. A., "Microstructure-Based Simulation of Thermomechanical Behavior of Composite Materials by Object-Oriented Finite Element Analysis", *Materials Characterization*, Vol. 49, No. 5, pp. 395-407, 2004.
14. Ganesh, V. V., and Chawla, N., "Effect of Particle Orientation Anisotropy on the Tensile Behavior of Metal Matrix Composites: Experiments and Microstructure-Based Simulation", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 391, No. 1-2, pp. 342-353, 2005.
15. Chawla, N., and Chawla, K. K., "Microstructure-

- Based Modeling of the Deformation Behavior of Particle Reinforced Metal Matrix Composites”, *Journal of Materials Science*, Vol. 41, No. 3, pp. 913-925, 2006.
16. Umer, U., Ashfaq, M., Qudeiri, J. A., Hussein, H. M. A., Danish, S. N., and Al-Ahmari, A. R., “Modeling Machining of Particle-Reinforced Aluminum-Based Metal Matrix Composites using Cohesive Zone Elements”, *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, Vol. 78, No. 5-8, pp. 1171-1179, 2015.
 17. Dandekar, C. R., and Shin, Y. C., “Effect of Porosity on the Interface Behavior of an Al₂O₃-Aluminum Composite: A Molecular Dynamics Study”, *Composites Science and Technology*, Vol. 71, pp. 350-356, 2011.
 18. Shahzamani, S., Ashrafi, A., Toroghinejad, M. R., Dehnavi, V., and Hakimizad, A., “The Use of Low Duty Cycle Pulsed-Unipolar Current Mode for Producing Alumina/ZnO Nanocomposite Coatings via Plasma Electrolytic Oxidation Process”, *Materials Research Express*, Vol. 6, No. 7, p. 076555, 2019.
 19. Rezayat, M., Akbarzadeh, A., and Owhadi, A., “Production of High Strength Al-Al₂O₃ Composite by Accumulative Roll Bonding”, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, Vol. 43, No. 2, pp. 261-267, 2012.
 20. Alizadeh, M., and Salahinejad, E., “A Comparative Study on Metal-Matrix Composites Fabricated by Conventional and Cross Accumulative Roll-Bonding Processes”, *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 620, No. 1, pp. 180-184, 2015.
 21. Naseri, M., Hassani, A., and Tajally, M., “An Alternative Method for Manufacturing Al/B₄C/SiC Hybrid Composite Strips by Cross Accumulative Roll Bonding (Carb) Process”, *Ceramics International*, Vol. 41, No. 10, pp. 13461-13469, 2015.
 22. Alizadeh, M., and Paydar, M. H., “High-Strength Nanostructured Al/B₄C Composite Processed by Cross-Roll Accumulative Roll Bonding”, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 538, No. 1, pp. 14-19, 2012.
 23. Bouhamed, H., and Baklouti, S., “Synthesis and Characterization of Al₂O₃/ZnO Nanocomposite by Pressureless Sintering”, *Powder Technology*, Vol. 264, pp. 278-290, 2014.
 24. Vaidyanath, L. R., Nicholas, M. G., and Milner, D. R., “Pressure Welding by Rolling”, *British Welding Jour*, Vol. 6, pp. 13-28, 1959.

MODELING AND FABRICATION OF Al/Al₂O₃ COMPOSITES USING ACCUMULATIVE ROLL BONDING AND PLASMA ELECTROLYTIC OXIDATION

S. Shahzamani, M. R. Toroghinejad* and A. Asharfi

Department of Material Engineering, Isfahan University of Technology, 84156-83111, Isfahan, Iran

(Received: 20 December 2020; Accepted: 13 June 2021)

ABSTRACT

In this study, Al/Al₂O₃ composite was produced by accumulative roll bonding (ARB) process coupled with the plasma electrolytic oxidation (PEO) process. The alumina was grown on Al sheets by electrolyte technique with three different thicknesses (10, 20, and 40 μm). The results showed that incorporation of alumina up to 3.22 vol.% in aluminum matrix enhanced the yield and tensile strength of the composite, whereas increasing the amount of alumina up to 6.25 vol.% deteriorated the tensile properties. In the last part, a serial sectioning process was employed to develop a three-dimensional (3D) representation of the microstructure of Al₂O₃ particles reinforced Al composite for visualization and finite-element modeling (FEM).

Keywords: Metal Matrix Composites, Accumulative Roll Bonding, Plasma Electrolytic Oxidation, Modelling.

1. INTRODUCTION

Metal Matrix Composites (MMCs) as advanced materials have a great potential to be employed for applications such as aerospace and automobile. For producing such composites among the candidate metals, Al has received great attention due to its special properties. Among methods of producing these composites, Accumulative Roll Bonding (ARB) technique has been successfully employed in recent decades. Anodizing process coupled with ARB process has been introduced to achieve a uniform particulate Al matrix composite [1, 2]. Reihanian and coworkers [3] used ARB and plasma electrolytic oxidation (PEO) to fabricate Al/Al₂O₃ composite. They reported that the Al/Al₂O₃ composite exhibited tensile strength of about 180 MPa after six cycles of ARB. However, it could not improve the strength in comparison to Al after six cycles of cold rolling.

In this study, the ability of ARB process with the use of PEO coatings was evaluated in details to produce Al–Al₂O₃ composite. Also, a three-dimension (3D) microstructure-based finite element model was developed to predict the elastic-plastic response and deformation behavior of Al/3.22 vol.% Al₂O₃ composite.

2. MATERIALS AND METHODS

As received commercial purity aluminum sheets were cut into 50×50×0.4 mm³ strips parallel to the sheet rolling direction. To investigate the effect of coating thickness on the composite properties, three different percents of reinforcement including Al-1.67%Al₂O₃, Al-3.22%Al₂O₃, and Al-6.25%Al₂O₃ were manufactured. All composites produced by both conventional accumulative roll-bonding (ARB) and cross accumulative roll-bonding (CARB).

The microstructures of the ARB processed composite strips under various conditions were evaluated by optical microscopy (OM) and scanning electron microscopy (SEM). The tensile test specimens were machined from the rolled strips according to the ASTM E8M tensile sample oriented along the rolling. In the next part, a serial sectioning process was used to develop a three-dimensional (3D) representation of the composite for visualization and finite-element modeling (FEM). Assuming that the elastoplastic deformation and ductile damage occur in the matrix, the elastic deformation and the traction-separation behavior in the system of Al₂O₃/Al composite can take place in Al₂O₃ particles and interface of matrix/ reinforcement, respectively.

*: toroghi@iut.ac.ir

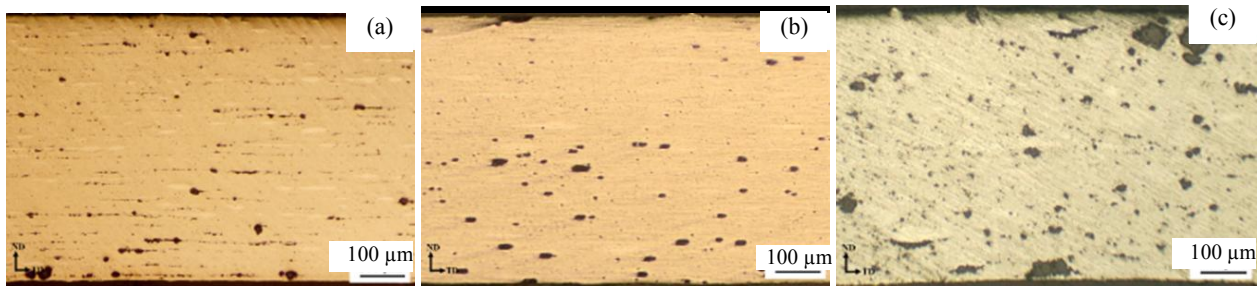


Figure 1. OM images of the microstructures of all composite strips produced after five cycles of ARB process: a) Al/1.67 vol.% Al₂O₃, b) Al/3.22 vol.% Al₂O₃, and c) Al/6.25 vol.% Al₂O₃.

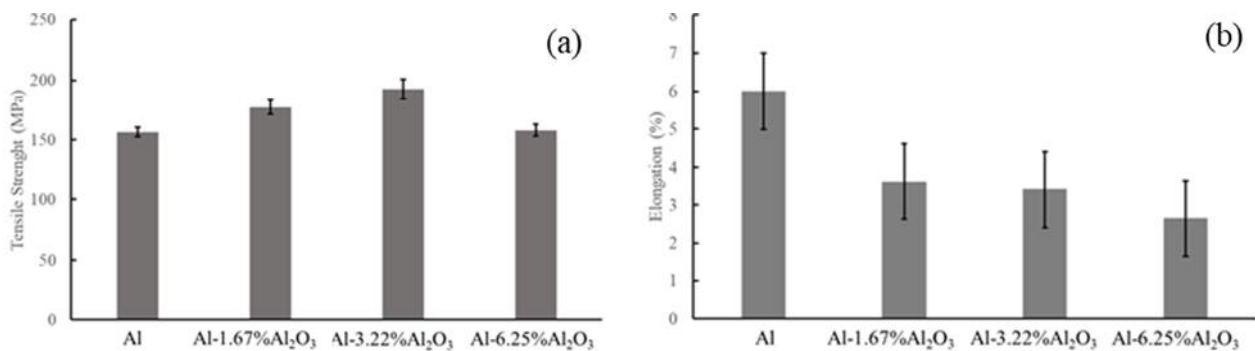


Figure 2. Variation of a) tensile strength, and b) elongation of the Al/3.22 vol.% Al₂O₃ composites with 1.67, 3.22, and 6.25 vol.% Al₂O₃ after five cycles.

3. RESULTS AND DISCUSSION

3.1. Coating thickness

The alumina layer thicknesses on aluminum strips were about 10, 20, and 40 μm , which are equal to 1.67, 3.22, and 6.25 of reinforcement volume percent at composite, respectively. Figure 1. illustrates the OM images of the microstructures of all composite strips produced by the ARB process. For Al/1.67 vol.% Al₂O₃ and Al/6.25 vol.% Al₂O₃ composites, the alumina particles are larger and non-uniformly distributed in the matrix compared to the Al/3.22 vol.% Al₂O₃ composite.

The engineering stress–strain curves of the ARB processed aluminum and Al/Al₂O₃ composites with 1.67, 3.22, and 6.25 vol.% Al₂O₃ after five cycles are compared in Figure 2. It can be found that the strength of the composites is higher than that of the aluminum strip. As a result, the tensile strength of the composites increased with increasing alumina quantity up to 3.22 vol.%, while elongation decreased. However, further increasing in alumina percent up to 6.25 vol.% resulted in both lower strength and elongation.

The presence of the Al₂O₃ particles in the aluminum matrix during the ARB process

increases the dislocation density in the matrix, leading to the higher strength of the composite. These dislocations are created at the particle–matrix interface to accommodate strain mismatch between the two phases. Also, particles act as a barrier to dislocation movement during the tensile test and cause the enhancement of strength [4].

3.2. Modeling

A serial sectioning method was employed to acquire 2D images of the microstructure as a basis for reconstructing 3D solids for modeling using FEM. The simulation results of the particle reinforced composite are summarized in Figure 3. The stress distribution in the particles is inhomogeneous, and a maximum stress zone occurs near the sharp corner of the particle along the tensile direction.

The numerical method was validated by comparing the strain–stress curves and mechanical properties of the simulated predictions and experimental results of composite (Figure 4). The Young's modulus and stress–strain behavior of the composite predicted by the 3D model of microstructure correlated relatively well with the experimental results.

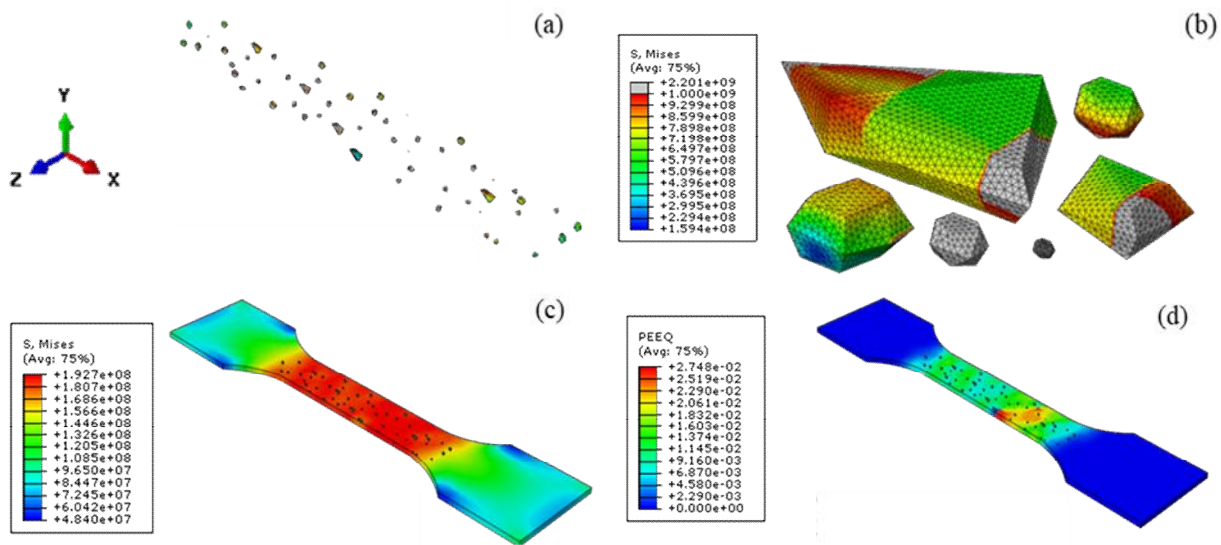


Figure 3. Simulation results of Al/3.22 vol.% Al₂O₃ composites at tensile strain of 0.01 for: a) equivalent stresses (MPa) at all particles, b) equivalent stresses (MPa) at some particles, c) equivalent stresses (MPa) at matrix, and d) plastic equivalent strain at matrix.

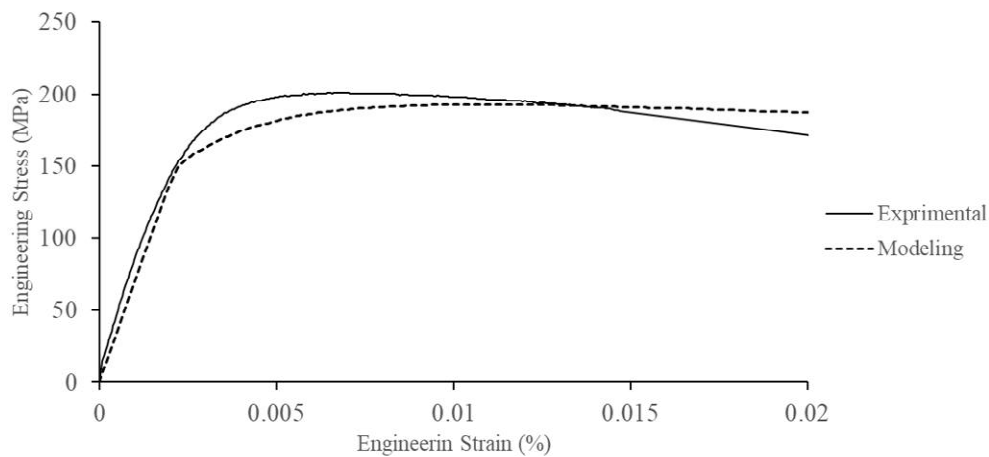


Figure 4. The comparison between experimental and simulative tensile test results of Al/3.22 vol.% Al₂O₃ composite at tensile strain of 0.01.

4. CONCLUSION

From the present work, following conclusions can be made:

1. The tensile strength of the composites increased with increasing alumina content up to 3.22 vol.%. Furthermore and elongation improved negligibly with decreasing alumina content.
2. The Young’s modulus and stress–strain behavior of the composite predicted by the 3D model of microstructure correlated relatively well with the experimental results.

ACKNOWLEDGEMENT

The authors sincerely acknowledge the financial support by the Iran National Science Foundation under grant number of 96000484.

CONFLICT OF INTERESTS

The authors have no conflicts of interest to declare.

REFERENCES

1. Jamaati, R., Toroghinejad, M. R., and Najafzadeh, A., “Application of Anodizing and CAR Processes for Manufacturing

- Al/Al₂O₃ Composite”, *Materials Science and Engineering A*, Vol. 527, No. 16, pp. 3857-3863, 2010.
2. Yousefi Mehr, V., Rezaeian, A., and Toroghinejad, M. R., “Application of Accumulative Roll Bonding and Anodizing Process to Produce Al-Cu-Al₂O₃ Composite”, *Materials & Design*, Vol. 70, pp. 53-59, 2015.
 3. Reihanian, M., Jalili Shahmansouri, M., and Khorasani, M., “High Strength Al with Uniformly Distributed Al₂O₃ Fragments Fabricated by Accumulative Roll Bonding and Plasma Electrolytic Oxidation”, *Materials Science & Engineering A*, Vol. 640, pp. 195-199, 2015.
 4. Rezayat, M., Akbarzadeh, A., and Owhadi, A., “Production of High Strength Al-Al₂O₃ Composite by Accumulative Roll Bonding”, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, Vol. 43, No. 2, pp. 261-267, 2012.