

تولید ماده‌ی مرکب زمینه آلومینیم تقویت شده با ذرات میکرونی آلومینا به روش نورد تجمعی (ARB) و بررسی تغییرات ریزساختاری و خواص مکانیکی آن

نفسه سادات مدقن*^۱، محمد مزینانی^۲

۱- کارشناسی ارشد، مهندسی متالورژی و مواد، دانشگاه فردوسی مشهد، مشهد، ایران

۲- دانشیار، گروه مهندسی متالورژی و مواد، دانشگاه فردوسی مشهد، مشهد، ایران

*n.modghan@gmail.com

(تاریخ دریافت: ۹۲/۱۰/۰۷، تاریخ پذیرش: ۹۳/۰۳/۱۸)

چکیده

فرایند نورد تجمعی (ARB) به عنوان یکی از روش‌های تغییر شکل موم‌سان شدید، در دهه‌ی گذشته مورد توجه زیاد پژوهشگران قرار گرفته است. توزیع نامناسب ذرات تقویت کننده در مواد مرکب زمینه فلزی در فرایند تولید آن‌ها با ریخته‌گری، موجب شده است تا پژوهشگران به دنبال استفاده از فرایند نورد در تولید آن‌ها باشند. در این پژوهش، ماده‌ی مرکب زمینه آلومینیم تقویت شده با ذرات میکرونی آلومینا (Al_2O_3 ۱ vol %) به روش نورد تجمعی پس از شش سیکل نورد تهیه شد و برای بررسی دقیق‌تر روند تغییرات خواص نمونه‌های ماده‌ی مرکب تولید شده در هر سیکل، نمونه‌هایی از آلومینیم خالص نیز به همین روش تولید شد. ریزساختار نمونه‌ها در جهت نورد و بر روی سطح مقطع عرضی آن‌ها با استفاده از میکروسکوپ‌های نوری و الکترونی روبشی بررسی شد و سطوح مقطع شکست نمونه‌های مربوط به سیکل آخر به کمک میکروسکوپ الکترونی روبشی مطالعه شد. خواص مکانیکی نمونه‌ها با انجام آزمون‌های کشش و اندازه کریستال‌های زمینه آلومینیم در سیکل آخر توسط پراش پرتوی ایکس (XRD) مورد بررسی قرار گرفت. نتایج حاصل از این آزمون‌ها حاکی از حذف شکاف‌ها در فصل مشترک بین لایه‌ها و حفره‌های بین ذرات آلومینا و زمینه آلومینیمی و بهبود توزیع ذرات در زمینه با افزایش تعداد سیکل‌های فرایند نورد بود. در حالت کلی با افزایش تعداد سیکل‌های نورد، استحکام کششی نمونه‌ها افزایش و انعطاف‌پذیری آن‌ها کاهش یافت و زمینه آلومینیمی با حضور ذرات در نمونه کامپوزیتی نسبت به نمونه غیر کامپوزیتی در همین روش، ریزدانه‌تر شد.

واژه‌های کلیدی:

مواد مرکب زمینه فلزی، نورد تجمعی (ARB)، Al_2O_3 ۱ vol %، تغییرات ریزساختاری، سطح شکست، خواص مکانیکی.

۱- مقدمه

آلیاژهای آلومینیم دارای چگالی کمی هستند، اما استحکام آن‌ها در مقایسه با موادی هم‌چون فولادها و آلیاژهای پایه تیتانیوم پایین است.

کاربرد ماده‌ی مرکب زمینه آلومینیم با چگالی کم و استحکام مکانیکی خوب در صنایع اتومبیل، دفاعی و فضایی، می‌تواند هزینه‌های سوخت را به میزان قابل توجهی کاهش دهد. اگرچه

دست‌یابی به ریزساختارهایی با توزیع مناسب‌تر ذرات درون فاز زمینه فراهم شده است و از ویژگی‌های منحصر به فرد مواد مرکب استفاده شد.

۲- مواد و روش تحقیق

در این پژوهش، ماده‌ی مرکب $Al-1vol.\%Al_2O_3$ با روش نورد تجمعی تولید شد. برای این منظور، از آلومینیم تجاری سری ۱۰۰۰ ($Al1230$) با ترکیب شیمیایی ارائه شده در جدول ۱ و پودرهای آلومینا با اندازه‌ی میانگین ۳ میکرومتر استفاده شد.

جدول (۱): ترکیب شیمیایی آلومینیم خالص $Al 1230$ برحسب درصد وزنی

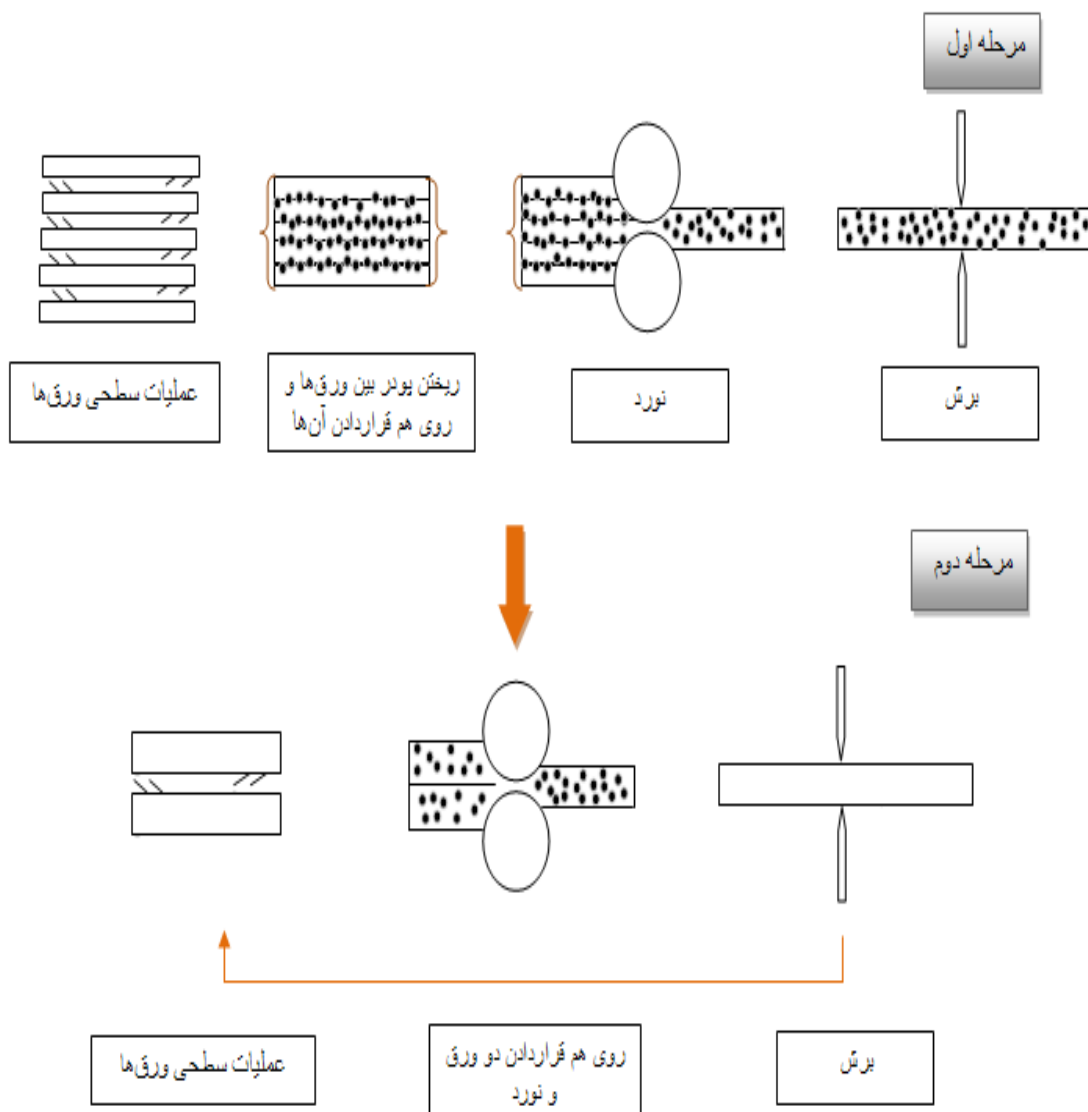
Zn	Cu	Fe	Si	Ti
۰/۰۱۱	۰/۰۹۴	۰/۳۳۲	۰/۱۸۹	۰/۰۱۱
Al	P	v	Ni	Cr
Rem	۰/۰۰۱	۰/۰۰۲	۰/۰۰۱	۰/۰۰۱

ابتدا ورق‌هایی به ابعاد $15 \times 3 \times 0.6 \text{ mm}^3$ در دمای 350°C و به مدت زمان یک‌ساعت تاب‌کاری کامل شدند. برای ایجاد برقراری اتصال مناسب بین ورق‌ها، سطح آن‌ها توسط آستن چربی‌زدایی شد و پس از آن، عمل پوسته‌زدایی با استفاده از برس سیمی فولادی انجام شد. مطابق با شکل ۱، پنج ورق که ذرات پودر به میزان ۱ درصد حجمی بر روی آن‌ها پخش شده بود، بر روی هم قرار گرفتند و از دو طرف توسط سیم مسی محکم بسته شدند. سپس، مجموعه به میزان کاهش سطح مقطع حدود ۶۸ درصد نورد شدند. در مرحله‌ی بعد، نمونه‌ی نورد شده به دو قسمت یکسان تقسیم شد و در مراحل دوم و سوم مطابق با شکل ۱، یک تا پنج سیکل نورد دیگر بدون افزودن به میزان ذرات پودر و با کاهش سطح مقطع ۵۰ درصد انجام شد. به منظور بررسی دقیق‌تر خواص نمونه‌های ماده‌ی مرکب تقویت شده با ۱ درصد حجمی ذرات میکرونی Al_2O_3 ، همین فرایند بدون افزودن ذرات پودر در مورد نمونه‌های آلومینیم خالص هم انجام شد تا به این وسیله، مقایسه‌ی مناسبی بین روند تغییرات خواص در نمونه‌های مختلف صورت گیرد.

انعطاف‌پذیری کم مواد مرکب، هزینه‌های نسبتاً بالای تولید و حضور لایه‌ی فعال در فصل مشترک ذره با زمینه (به‌علت وقوع واکنش‌های شیمیایی)، مانعی برای استفاده‌ی گسترده از مواد مرکب زمینه فلزی در کاربردهای مهندسی است. هنگامی که اندازه‌ی ذرات خیلی کوچک است (اندازه‌ی زیرمیکرونی^۱ یا نانو)، به دلیل نسبت بالای سطح به حجم و ترپذیری کم ذرات درون مذاب در روش‌های تولید ذوبی، تمایل به تشکیل توده-هایی از ذرات به شکل خوشه^۲ بیش‌تر است و نتیجه‌ی آن، توزیع و پراکندگی نامناسب ذرات در ماده‌ی مرکب می‌شود. این ناهمگنی ساختاری می‌تواند در ماده شیب کرنش موضعی ایجاد کرده و موجب کاهش قابل توجه انعطاف‌پذیری شود. از سوی دیگر، توده‌ای شدن ذرات ماهیت ترد ناخواسته‌ای را برای ماده‌ی مرکب ایجاد می‌کند [۱].

در فرایندهای تغییر شکل موم‌سان شدید، میزان بالایی از کرنش به ماده اعمال می‌شود. با استفاده از این روش‌ها، عیب‌های ساختاری نظیر حفره‌های نانومتری، کم‌تر در ماده‌ی نهایی به چشم می‌خورد. افزون بر این، نشان داده شده است که تغییر شکل‌های موم‌سان شدید می‌تواند منجر به ریز شدن ریزساختار در دماهای پایین شود. فرایند نورد تجمعی (ARB) به‌عنوان یکی از روش‌های اعمال تغییر شکل موم‌سان شدید، برای اولین بار در سال ۱۹۹۸ توسط سایتو و همکارانش، [۲]، معرفی شده است. سوچی نشان داد که تشکیل دانه‌های خیلی ریز حین اعمال کرنش موم‌سان شدید مانند روش نورد تجمعی، ناشی از عمل کرد هم‌زمان تقسیم دانه از طریق مرز دانه‌های زاویه بزرگ در مقیاس زیرمیکرونی و بازیابی برای تشکیل مرز دانه‌های تعادلی بیش‌تر می‌باشد [۳].

در این پژوهش، با توجه به مشکل مواد مرکب زمینه فلزی، زمینه‌ی فلزی تقویت شده با ذرات ریز میکرونی که به سادگی توده‌ای می‌شوند، از روش نورد تجمعی که نوعی فرایند شکل-دهی حین ساخت ماده‌ی مرکب است، برای ساخت ماده‌ی مرکب زمینه آلومینیم تقویت شده با ذرات ریز میکرونی استفاده شد. به این ترتیب، با حذف پدیده‌ی توده‌ای شدن ذرات، امکان



شکل (۱): مراحل انجام فرایند نورد تجمعی در این تحقیق

و در جهت نورد با استفاده از میکروسکوپ‌های نوری (OM) و الکترونی روبشی (SEM) مورد بررسی قرار گرفتند. به منظور بررسی خواص مکانیکی نمونه‌های آلومینیم خالص و ماده‌ی مرکب $Al-1vol.\%Al_2O_3$ ، آزمون‌های کشش و سختی‌سنجی انجام گرفت. آزمون کشش در دستگاه کشش نوع

برای آماده‌سازی سطحی نمونه‌ها به منظور بررسی‌های ریزساختاری، نمونه‌های مربوط به سیکلهای مختلف نورد توسط کاغذ سمباده با درجه‌های ۱۲۰، ۳۲۰، ۶۰۰ و ۱۲۰۰ سمباده زده شدند و پس از آن، با استفاده از سوسپانسیون آلومینا با اندازه‌ی ذرات ۳ میکرومتر پولیش شدند. نمونه‌ها در سطح مقطع عرضی

بیشینه‌ی پیک (FWHM) بر حسب رادیان و θ زاویه‌ی براگ بر حسب درجه می‌باشد. برای محاسبه‌ی اندازه‌ی سلول نابجایی در این روش، از نرم افزار Xpert HighScore استفاده شد. سه پیک بزرگ برای هر نمونه در نظر گرفته شد و پهنای پیک در نصف ارتفاع بیشینه‌ی مربوط به همان پیک با استفاده از نرم افزار فوق به دست آمد و اندازه‌ی کریستالیت‌ها مطابق با معادله‌ی شرر محاسبه شد. در نهایت، میانگین اندازه‌ی سلول‌های به دست آمده برای هر نمونه به عنوان نتیجه‌ی نهایی گزارش شد. در این محاسبات، از پهن شدگی پیک‌ها که ناشی از خطای دستگاه و کرنش موجود در نمونه هاست، صرف نظر شده است و فرض شد که پهن شدگی تنها ناشی از اندازه‌ی کریستالیت‌ها باشد.

۳- نتایج و بحث

۳-۱- تغییرات ریزساختاری

تصویرهای به دست آمده از میکروسکوپ نوری مربوط به نمونه‌های ماده‌ی مرکب با ذرات میکرونی در سطح مقطع عرضی و در جهت نورد از سیکل اول، دوم، چهارم و ششم، در شکل ۲ نشان داده شده‌اند. همان‌طور که مشاهده می‌شود، نمونه در سیکل اول نورد دارای شکاف‌های بزرگی در بین لایه هاست که با افزایش تعداد سیکل‌ها از میزان آن‌ها کاسته شده است. در تصویرهای شکل ۲- (ج) و (د)، قسمت‌هایی از فصل مشترک به رنگ سفید دیده می‌شوند (این قسمت‌ها در شکل با فلش مشخص شده‌اند). این نواحی احتمالاً مربوط به فصل مشترک جدید شکل گرفته مابین لایه‌ها می‌باشند که از طریق سیلان موم‌سان ماده بین دو ورق و ایجاد بافتی جدید با جهت بلوری متفاوت نسبت به زمینه حاصل شده‌اند که در نتیجه‌ی آن، فصل مشترک جدید با رنگی متمایز از بقیه‌ی زمینه دیده می‌شود [۵]. با توجه به این تصویرها می‌توان نتیجه گرفت که تفکیک بین ذرات تقویت کننده و حفره‌های موجود مابین لایه‌ها به دلیل تیره بودن آن‌ها، امکان پذیر نیست و به این علت، به بررسی‌های پیش‌تر با استفاده از تصویرهای میکروسکوپ الکترونی روبشی نیاز است.

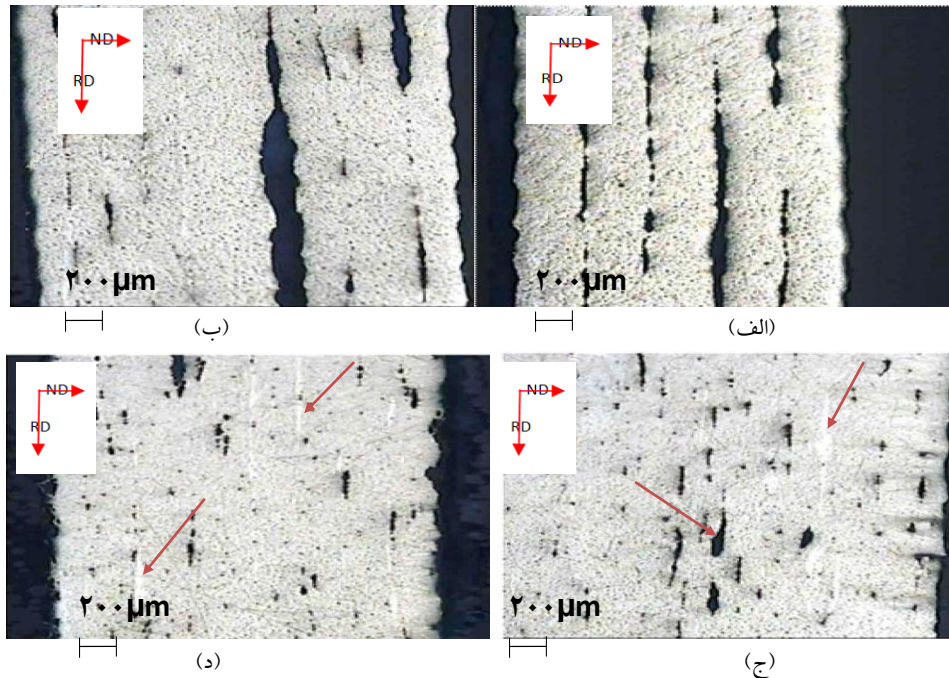
Zwick به ظرفیت ۲۵ تن و مطابق با استاندارد ASTM E8M-04 با استفاده از نمونه‌های کوچک استاندارد با طول و پهنای سنجی به ترتیب ۲۵ و ۶ میلی‌متر و طول کلی ۱۰ میلی‌متر و با نرخ کرنش $s^{-1} \times 10^{-3}$ انجام گرفت. آزمون سختی سنجی توسط دستگاه Avery-Dension مدل ۶۴۰۸/D/T۸۳۱۵۰ و با اعمال نیروی ۱۰ گرم و زمان اعمال نیروی ۱۰ ثانیه انجام شد و میانگین سختی به دست آمده از حداقل سه نقطه در هر نمونه، به عنوان سختی نمونه گزارش شد. برای مقایسه‌ی میزان جذب انرژی در نمونه‌های مختلف حین فرایند شکست در آزمون کشش، از رابطه‌ی تعیین چقرمگی در این آزمون به شکل زیر استفاده شد [۴]:

$$U_t \cong \frac{S_y + S_{max}}{2} \cdot e_f \quad (1)$$

که در آن، U_t چقرمگی (انرژی جذب شده در واحد حجم نمونه بر حسب J/m^3)، S_y تنش تسلیم در نمودار تنش-کرنش مهندسی، S_{max} تنش بیشینه (استحکام کششی) در نمودار تنش-کرنش مهندسی و e_f کرنش مهندسی کل می‌باشد. به منظور بررسی سطوح مقاطع شکست، نمونه‌های آزمون کشش از مقطع عرضی با استفاده از میکروسکوپ الکترونی روبشی مورد بررسی قرار گرفتند. برای مقایسه‌ی اندازه‌ی میانگین سلول نابجایی (اندازه‌ی کریستالیت‌ها) در نمونه‌ها پس از انجام فرایند نورد تجمعی، نمونه‌های سیکل ششم از نمونه‌های ماده‌ی مرکب تقویت شده با ذرات میکرونی و نمونه‌های آلومینیم خالص، تحت آنالیز XRD قرار گرفتند. برای محاسبه‌ی اندازه‌ی کریستالیت‌ها، ابتدا از معادله‌ی شرر به شکل زیر استفاده شد:

$$t = \frac{K\lambda}{B \cos \theta} \quad (2)$$

در این رابطه، t نشان‌دهنده‌ی اندازه‌ی متوسط کریستالیت‌ها (Å)، λ طول موج پرتوی X مورد استفاده ($CuK_{\alpha 1} = 1.540598 \text{ \AA}$)، K ضریب شکل برابر با ۰/۸۹، B عرض پیک در نصف ارتفاع

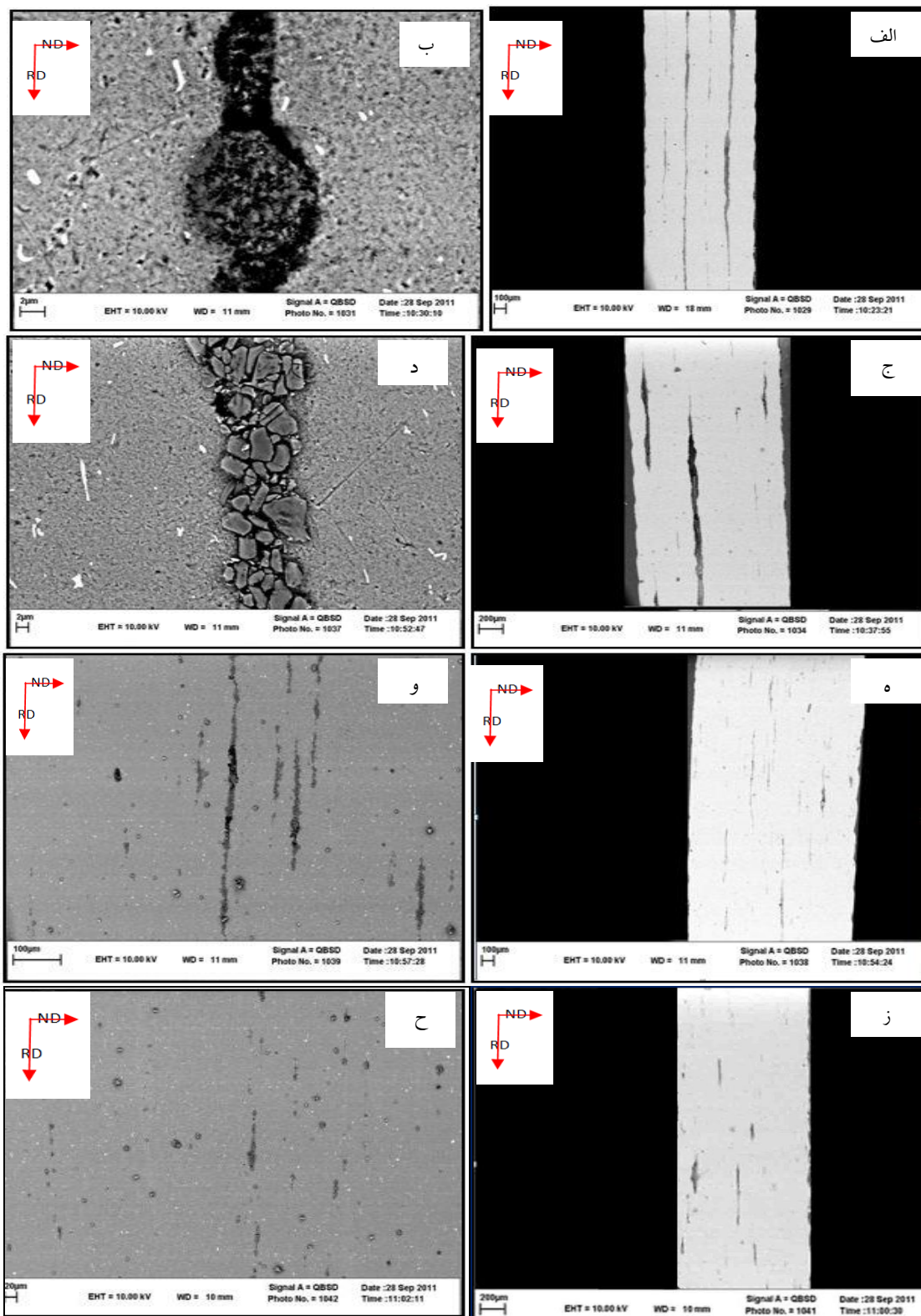


شکل (۲): نمونه‌های ماده‌ی مرکب نورد شده با ذرات میکرونی آلومینا، (الف): سیکل ۱، (ب): سیکل ۲، (ج): سیکل ۴ و (د): سیکل ۶

مختلف کم‌تر می‌شود (شکل ۳-ح). بنابراین، با افزایش تعداد سیکل‌های نورد، توزیع یکنواختی از ذرات حاصل می‌شود. این نتیجه با مقایسه‌ی تصویرهای شکل‌های (۳-و) و (۳-ح) به دست خواهد آمد. بیان این نکته ضروری است که به‌علت بالا بودن نسبی سرعت چرخش غلطک‌های نورد در آزمایشگاه (حدود ۴۰ دور در دقیقه) و در نتیجه‌ی آن، افزایش زیاد کارسختی نمونه‌ها در هر گذر نورد نسبت به گذر قبلی، امکان ادامه‌ی فرایند تا سیکل‌های بیش‌تر از شش گذر نورد وجود نداشت. از سوی دیگر، با توجه به چرخش سریع غلطک‌ها، امکان افزودن بیش از ۱ درصد ذرات آلومینا در بین لایه‌ها وجود نداشت، زیرا باعث افزایش بیش‌تر کارسختی در هر گذر نورد نسبت به گذر قبلی می‌شد و نمونه‌ها به دلیل تردی، از وسط یا لبه‌ها می‌شکستند. این رفتار به نقش ذرات در افزایش بیش‌تر میزان کارسختی نمونه‌ها نسبت داده شد.

در شکل ۳، تصویرهای SEM از نمونه‌های مربوط به سیکل‌های اول، دوم، چهارم و ششم نشان داده شده‌اند. در شکل ۳-ب که مربوط به نمونه‌ی سیکل اول فرایند است، حضور ذرات توده‌ای شکل در شکاف بین دو لایه کاملاً نمایان است. با افزایش تعداد سیکل‌های نورد، شکاف بین لایه‌ها کم‌تر می‌شود، ولی فصل مشترک جدید (مربوط به آخرین سیکل) در بعضی از نواحی قابل مشاهده است. این در حالی است که ذرات موجود در فصل مشترک‌های اولیه به‌طور مجزا و متمایز از زمینه دیده می‌شوند (شکل ۳-د، و ۳-ح).

با مقایسه‌ی ریزساختار نمونه‌ها از سیکل اول تا ششم، می‌توان دریافت که با افزایش تعداد سیکل‌های فرایند، شکاف‌ها و حفره‌های موجود بین لایه‌ها به‌علت افزایش کرنش حقیقی معادل از مقدار ۱/۲۷ در سیکل اول به ۷/۶۲ در سیکل ششم، کم‌تر می‌شود. در این شرایط و با سیلان موم‌سان شدید نمونه، فاصله‌ی بین ذرات موجود در هر لایه بیش‌تر می‌شود و با توزیع ذرات در زمینه‌ی بین لایه‌ها، فاصله‌ی بین ذرات موجود در لایه‌های



شکل (۳): تصاویرهای میکروسکوپ الکترونی روبشی از نمونه‌های ماده‌ی مرکب $Al-1vol.\%Al_2O_3$ در سیکل‌های مختلف نورد؛ (الف و ب): سیکل اول، (ج و د): سیکل دوم، (ه و و): سیکل چهارم و (ز و ح): سیکل ششم

۳-۲- بررسی خواص مکانیکی نمونه‌های تهیه شده به روش

نورد تجمعی

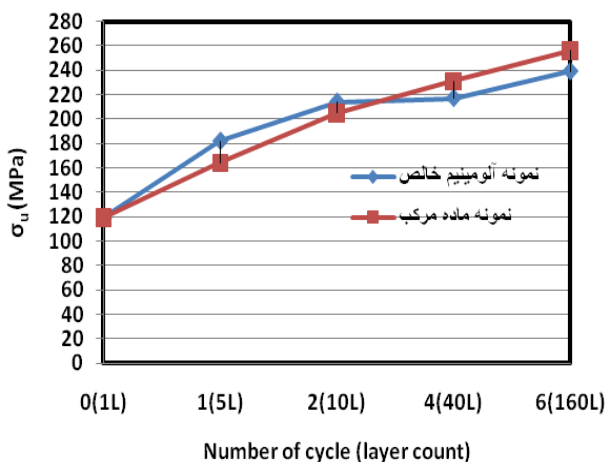
در شکل ۴- الف، تغییرات استحکام تسلیم نمونه‌های نورد شده (به‌ازای کرنش آفست ۰/۲ درصد) با افزایش سیکل‌های نورد در نمونه‌ی آلومینیم خالص و ماده‌ی مرکب $Al-1vol.\%Al_2O_3$ نشان داده شده است. این روند برای هر دو نمونه با افزایش سیکل‌های نورد افزایشی است و این می‌تواند به دلیل وقوع کرنش سختی حاصل از فرایند نورد، نقش ذرات تقویت کننده و بهبود توزیع ذرات در زمینه باشد [۶-۹]. با مقایسه‌ی استحکام تسلیم نمونه‌ها در هر گذر نورد، نتایج مهمی حاصل می‌شود. در گذر اوّل فرایند، تفاوت قابل ملاحظه‌ای بین استحکام تسلیم آلومینیم خالص با نمونه‌ی ماده‌ی مرکب مشاهده نمی‌شود. دلیل آن را می‌توان عدم برقراری اتصال مناسب در فصل مشترک بین زمینه‌ی یک لایه با لایه‌ی مجاور و یا بین ذرات و زمینه‌های مجاور دانست. این باعث شده است تا ذرات موجود در فصل مشترک سهمی در تغییرات استحکام تسلیم نداشته باشند. در سیکل دوّم، استحکام تسلیم آلومینیم بالاتر از نمونه‌ی ماده‌ی مرکب است، اما اختلاف موجود بین استحکام‌های تسلیم به‌علت ضعیف بودن نسبی فصل مشترک، کم است. در سیکل چهارم و ششم، اختلاف استحکام‌های تسلیم بیش‌تر می‌شود. در این دو سیکل، استحکام نمونه‌ی ماده‌ی مرکب بالاتر از نمونه‌ی آلومینیم خالص است و این می‌تواند ناشی از کرنش سختی ماده حاصل از تجمع نابعایی‌ها در اطراف ذرات باشد.

در شکل ۴- ب، تغییرات تنش حقیقی در نیروی بیشینه (σ_{II}) برای نمونه‌های نورد شده با افزایش تعداد سیکل‌های نورد نشان داده شده است. روند تغییرات شبیه به تغییرات استحکام تسلیم است. با وجود این نوع تغییر σ_{II} در هر گذر نورد و با توجه به بررسی‌های ریزساختارهای انجام شده بر روی نمونه‌های آلومینیم خالص و ماده‌ی مرکب در گذرهای مختلف نورد، دلیل کم بودن تنش σ_{II} در نمونه‌های ماده‌ی مرکب نسبت به نمونه‌ی آلومینیم خالص در گذرهای اوّل و دوّم را می‌توان به توزیع نامناسب ذرات تقویت کننده، توده‌ای شدن آن‌ها و وجود

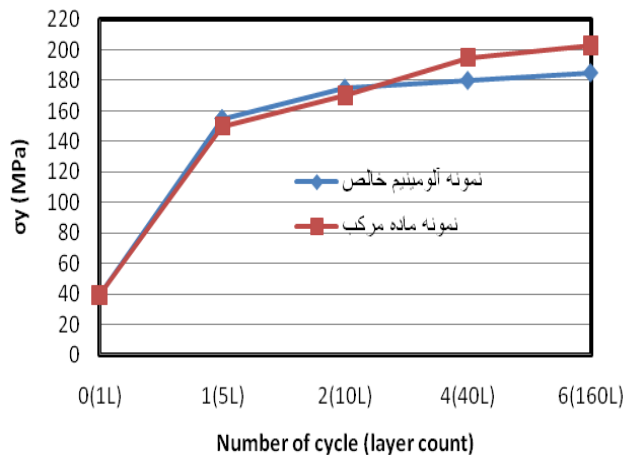
حفره‌هایی در فصل مشترک، به‌خصوص در اطراف ذرات که باعث عدم انتقال مناسب نیرو از زمینه به ذرات می‌شوند و در نتیجه‌ی آن، ذرات تقویت کننده قابلیت تحمل نیروهای زیاد را از دست می‌دهند، نسبت داد. به این ترتیب، جوانه‌زنی حفره‌ها و رشد آن‌ها در اطراف ذرات توده‌ای شده در تنش‌های کم‌تری رخ می‌دهد و استحکام نهایی کاهش می‌یابد. با این حال، از سیکل دوّم به بعد و به دلیل سیلان بیش‌تر زمینه و حذف شکاف‌ها و حفره‌های موجود در فصل مشترک، نقش مؤثر ذرات نمایان می‌شود. در این سیکل‌ها و به دلیل نقش ذرات موجود در زمینه در کرنش سختی آن، تشکیل نابعایی‌هایی در فصل مشترک ذره با زمینه در نتیجه‌ی وجود تنش‌های حرارتی و هم‌چنین در سیکل‌های بالا، ریزدانه شدن به‌علت افزایش زیاد چگالی نابعایی‌ها، استحکام نهایی نمونه‌های ماده‌ی مرکب نسبت به نمونه‌های آلومینیم خالص افزایش یافته است.

شکل ۴- ج نشان‌دهنده‌ی تغییرات انعطاف‌پذیری (درصد ازدیاد طول) در آزمون کشش با افزایش تعداد سیکل‌های نورد فرایند است. با توجه به روند کاهش انعطاف‌پذیری در نمونه‌های آلومینیمی، می‌توان دریافت که در این نمونه‌ها فصل مشترک تقریباً مناسبی بین لایه‌ها در اوّلین گذرهای نورد ایجاد شده است. افزون بر این، چون استحکام ماده با افزایش تعداد سیکل - های نورد افزایش یافته است، انعطاف‌پذیری روند کاهش خود را به‌نمایش گذاشته است. از سیکل چهارم به بعد، نرخ تغییرات انعطاف‌پذیری کاهش یافته است که دلیل آن را می‌توان به آغاز فرایند تبلور مجدد دینامیکی در سیکل‌های چهارم به بعد نسبت داد. در بررسی‌های انجام شده توسط محققان دیگر بر روی نمونه‌های آلومینیم خالص تولید شده به روش نورد تجمعی، به وقوع پدیده‌ی تبلور مجدد دینامیکی در سیکل‌های بالای نورد اشاره شده است [۱۰-۱۱]. این پدیده می‌تواند به‌علت افزایش دما حاصل از تغییر شکل موم‌سان شدید ماده باشد. این افزایش دما با استفاده از رابطه‌ی زیر تقریب زده می‌شود [۱۲]:

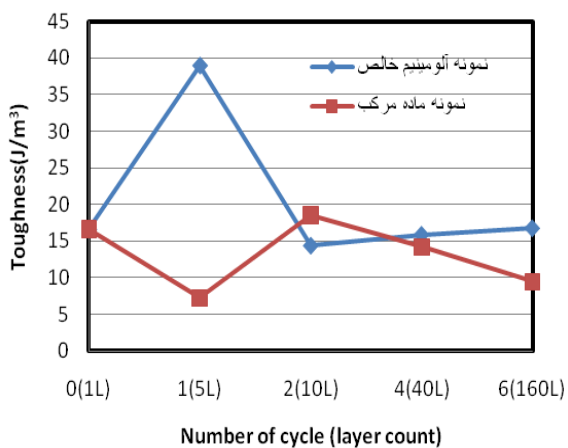
$$\Delta T = \frac{\eta \sigma \varepsilon}{\rho c} \quad (۳)$$



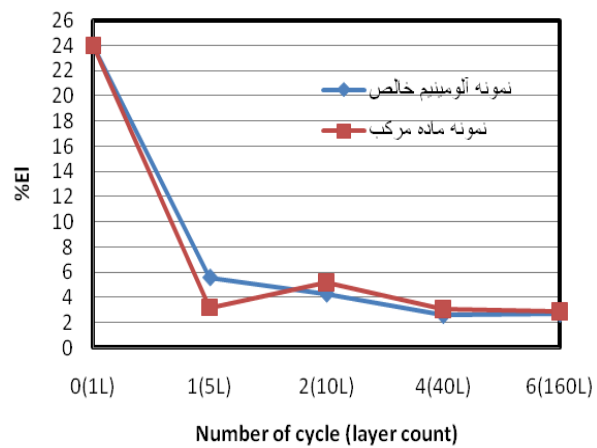
(ب)



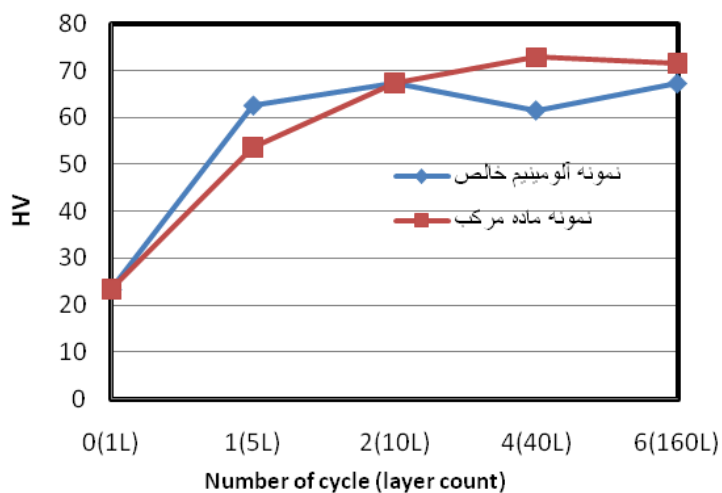
(الف)



(د)



(ج)



(ه)

شکل (۴): تغییرات خواص مکانیکی نمونه‌های آلومینیم خالص و ماده‌ی مرکب $Al-1vol.\%Al_2O_3$ با افزایش تعداد سیکل‌های فرایند نورد، (الف): استحکام تسلیم، (ب): استحکام نهایی (یا σ_u)، (ج): درصد ازدیاد طول، (د): چقرمگی و (ه): سختی

پذیری نمونه‌های ماده‌ی مرکب علی‌رغم حضور ذرات تقویت کننده در زمینه که باعث افزایش استحکام می‌شوند، بیش از نمونه‌های آلومینیم خالص است.

در شکل ۴-د، تغییرات چقرمگی با افزایش تعداد سیکل‌های نورد نشان داده شده است. استحکام و انعطاف‌پذیری، عوامل مؤثر بر چقرمگی هستند [۴]. از آن‌جا که افزایش استحکام لزوماً با کاهش انعطاف‌پذیری همراه نیست، رفتار ثابتی از تغییر چقرمگی نمونه‌ها مشاهده نمی‌شود. همان‌گونه که در این شکل دیده می‌شود، در حالت کلی چقرمگی نمونه‌ی آلومینیم خالص از نمونه‌ی ماده‌ی مرکب بالاتر است، اما چقرمگی نمونه‌ی ماده‌ی مرکب در سیکل دوم بالاتر است. این می‌تواند به دلیل افزایش انعطاف‌پذیری نمونه‌ی ماده‌ی مرکب در سیکل دوم نسبت به سیکل‌های دیگر فرایند باشد.

شکل ۴-ه نشان‌دهنده‌ی تغییرات سختی با افزایش تعداد سیکل -های فرایند نورد است. همان‌گونه که مشاهده می‌شود، با افزایش تعداد سیکل‌های نورد به‌جز سیکل چهارم، سختی نمونه‌ی آلومینیم خالص افزایش یافته است. دلیل افزایش سختی در کرنش‌های پایین، به نرخ کارسختی بالاتر نمونه‌ها نسبت داده می‌شود، اما کاهش سختی نمونه‌ی آلومینیم خالص در سیکل چهارم را می‌توان به آغاز وقوع پدیده‌ی تبلور مجدد دینامیکی مربوط دانست. با این حال، سختی در سیکل ششم دوباره افزایش یافته است که این می‌تواند نشانه‌ای از غلبه‌ی تأثیر افزایش سختی ناشی از کار سرد دوباره در سیکل ششم فرایند نورد نسبت به کاهش سختی ناشی از فرایند تبلور مجدد دینامیکی باشد. با مقایسه‌ی سختی نمونه‌های ماده‌ی مرکب با آلومینیم خالص در هر سیکل، می‌توان مشاهده کرد که به‌جز سیکل اول و دوم که احتمالاً اتصال مناسب در فصل مشترک بین لایه‌ها هنوز برقرار نشده است، سختی نمونه‌ی ماده‌ی مرکب از سختی نمونه‌ی آلومینیم خالص بیش‌تر است. این رفتار به تأثیر ذرات تقویت کننده در افزایش بیش‌تر چگالی نابجایی‌ها مربوط می‌شود.

مطابق با این معادله، افزایش دمای نمونه با تنش سیلان (σ) و کرنش (ϵ) رابطه‌ی مستقیم دارد. در این پژوهش، کرنش معادل از میزان $1/27$ در سیکل اول به میزان $7/62$ در سیکل ششم افزایش یافت و تنش سیلان نیز با افزایش تعداد سیکل‌های فرایند نورد افزایش یافت. بنابراین، با افزایش تعداد سیکل‌های نورد، دما به میزان زیادی افزایش می‌یابد. از سوی دیگر، میزان بالای نورد اعمالی دمای تبلور مجدد را کاهش می‌دهد. بنابراین، فرایند تبلور مجدد دینامیکی به‌علت افزایش قابل ملاحظه‌ی دما در سیکل‌های بالا و کاهش دمای تبلور مجدد نمونه، حین فرایند نورد رخ می‌دهد. از آن‌جا که نمونه‌ها بعد از نورد سریعاً سرد می‌شدند و فرصت زیادی برای رشد دانه‌های تبلور مجدد یافته نبود، نمونه در انتها احتمالاً در شرایط آغاز تبلور مجدد دینامیکی با ایجاد دانه‌های ریز باقی‌مانده است. بنابراین، انعطاف‌پذیری نسبت به سیکل قبلی به میزان کمی افزایش یافته است.

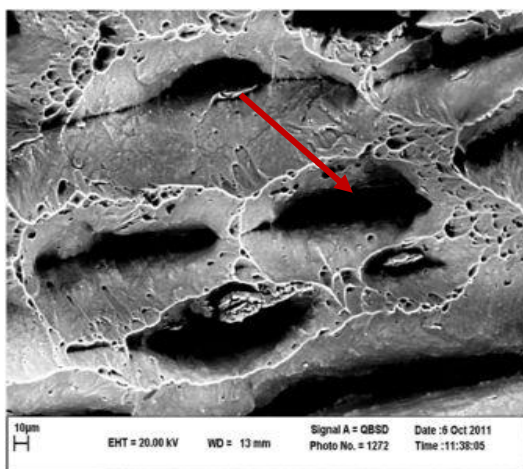
روند تغییرات انعطاف‌پذیری نمونه‌های ماده‌ی مرکب در حالت کلی کاهش‌ی است، زیرا افزایش استحکام باعث کاهش انعطاف‌پذیری آن‌ها می‌شود. این روند استثنایی هم دارد که مربوط به سیکل دوم نورد است. در این سیکل، روند تغییرات افزایشی است. علت این روند متفاوت را می‌توان به عوامل مؤثر دیگر نسبت داد. افزایش استحکام باعث کاهش انعطاف‌پذیری ماده می‌شود و از سوی دیگر، حذف حفره‌ها، افزایش استحکام فصل مشترک بین ذرات و زمینه و توزیع یکنواخت ذرات درون زمینه باعث افزایش انعطاف‌پذیری می‌شود. بنابراین، علت افزایش یا کاهش درصد ازدیاد طول می‌تواند غلبه‌ی تأثیر هر یک از این عوامل بر عامل دیگر باشد. با توجه به مشاهدات ریزساختاری می‌توان ملاحظه کرد که دلیل احتمالی افزایش انعطاف‌پذیری در سیکل‌های ذکرشده، بهبود اتصال فصل مشترک بین ذرات و زمینه و حذف حفره‌های موجود در فصل مشترک باشد، به‌گونه‌ای که با وجود افزایش استحکام کششی در سیکل دوم نسبت به سیکل اول، انعطاف‌پذیری افزایش یافته است. با این حال، با مقایسه‌ی تغییرات انعطاف‌پذیری نمونه‌های آلومینیم خالص با نمونه‌های ماده‌ی مرکب، ملاحظه می‌شود که انعطاف -

۳-۳- بررسی سطوح شکست نمونه‌ها در فرایند نورد

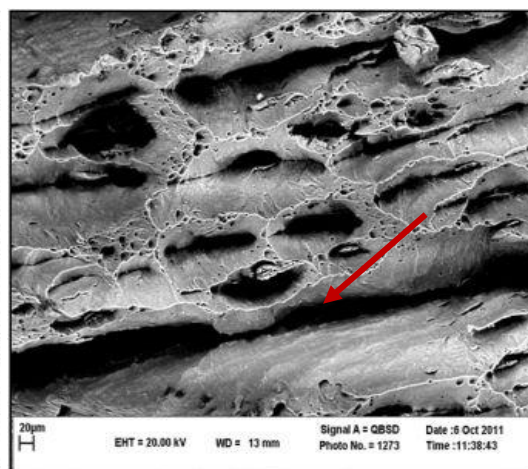
تجمعی

در فصل مشترک بین لایه‌ها شکل گرفته‌اند. این می‌تواند به‌علت افزایش استحکام با افزایش تعداد سیکل‌های نورد باشد که منجر به جوانه‌زنی و رشد حفره‌ها تحت تنش‌های کششی بالاتر نسبت به سیکل‌های پیشین شده است.

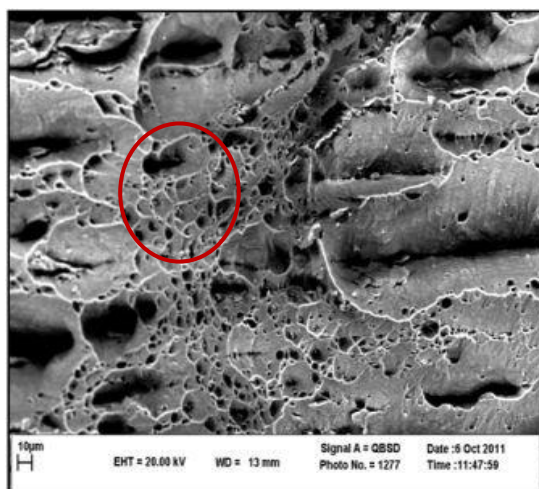
در شکل ۵، سطوح شکست نمونه‌های آلومینم خالص در سیکل‌های چهارم و ششم نشان داده شده‌اند. با مقایسه‌ی تصویرهای سطوح مقاطع مربوط به سیکل چهارم و تصویرهای مربوط به سیکل ششم، مشاهده می‌شود که رشد حفره‌ها در سیکل چهارم نسبت به سیکل ششم بیش‌تر بوده است و حتی حفره‌های بزرگی



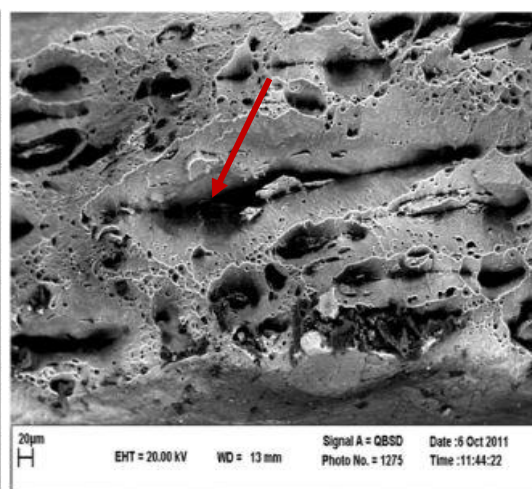
(ب)



(الف)



(د)



(ج)

شکل (۵): سطوح شکست نمونه‌های آلومینم خالص؛ (الف تا ب): سیکل چهارم و (ج تا د): سیکل ششم

ترجیحی برای جوانه‌زنی ترک عمل کرده‌اند. در این شرایط، حفره‌های دیگر که در فصل مشترک‌های پیشین شکل گرفته‌اند با تشکیل در اطراف حفره‌ی در حال رشد، در مقابل رشد بیش‌تر ریزترک‌ها از خود مقاومت نشان داده‌اند. بخشی از تصویر شکل

شکاف‌های موجود در تصویرهای (۵-الف) و (۵-ج) که مشخص شده‌اند، احتمالاً آخرین فصل مشترک بین لایه‌ها هستند که حین نورد ایجاد شده‌اند و در آزمون کشش، به‌علت ضعیف‌تر بودن آن نسبت به سایر مناطق، به‌عنوان یکی از مکان‌های

می‌باشد. دلیل تشکیل این سطح شکست را می‌توان به ضعیف بودن اتصال فصل مشترک بین لایه‌ها در سیکل چهارم نسبت داد که باعث شده است تا جوانه‌های ترک از مسیر فصل مشترک بین لایه‌ها گسترش یابند. این نتیجه را می‌توان بر اساس نتایج خواص مکانیکی نیز توجیه کرد. از آنجا که استحکام نهایی نمونه در سیکل چهارم کم‌تر از این استحکام در سیکل ششم است (شکل ۴-ب)، نمونه‌ی مربوط به سیکل ششم نسبت به سیکل چهارم با تشکیل حفره‌های بیش‌تر، مقاومت بیش‌تری در برابر شکست از خود نشان داده است.

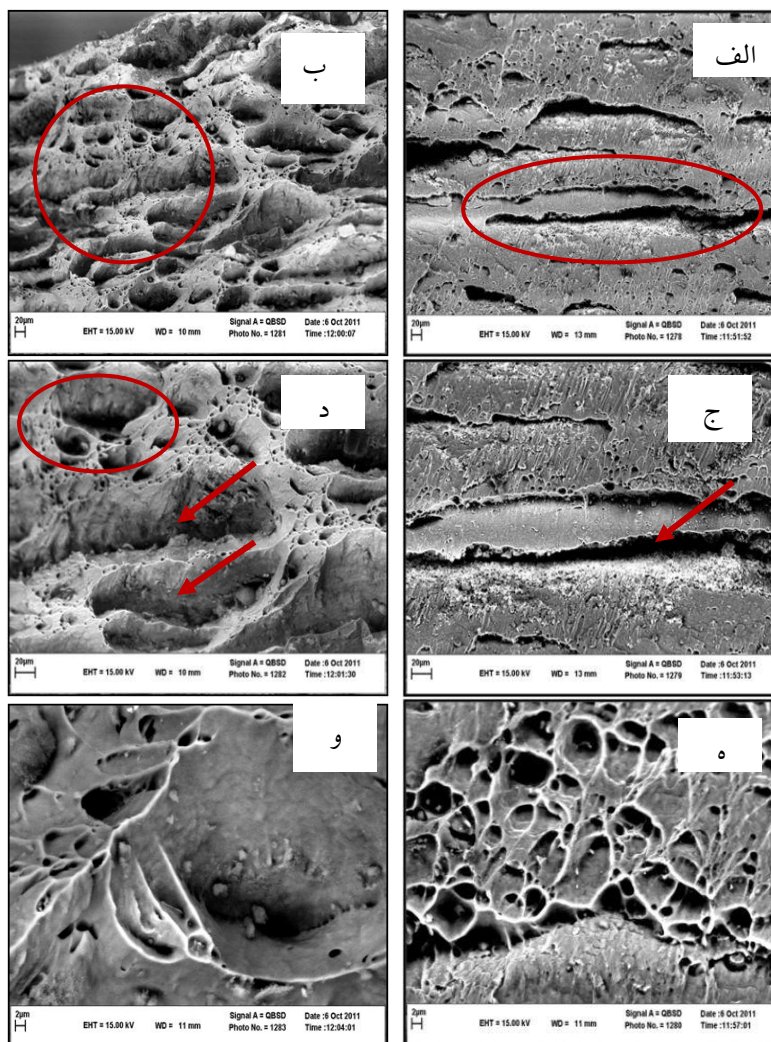
۳-۴- اندازه‌ی سلول‌های نابجایی در فرایند نورد تجمعی

در شکل ۷، اندازه‌ی میانگین سلول نابجایی در نمونه‌ی مربوط به سیکل ششم که به‌وسیله‌ی آزمون XRD به‌دست آمده است، نشان داده شده است. اندازه‌ی میانگین سلول نابجایی در نمونه‌ها با اندازه‌گیری پهنا و طول پیک‌های مربوط به نتایج آزمون پراش پرتوی ایکس به‌دست آمد. پهنای این پیک‌ها می‌تواند به‌علت کاهش اندازه‌ی واحد تفرق باشد. این زمانی روی می‌دهد که دانه‌ها با تغییر شکل سرد ریز شده باشند و یا ممکن است به‌دلیل افزایش کرنش شبکه‌ای ناشی از اندرکنش نابجایی‌ها باشد [۴]. در فرایندهای تغییر شکل شدید از جمله نورد تجمعی و با افزایش تعداد سیکل‌های فرایند، ساختار دانه‌بندی می‌تواند از حالت مرزهای کم زاویه به مرزهای زیاد زاویه تبدیل شود. این رخداد، با تشکیل بیش‌تر مرزهای کم زاویه کم درون مرزهای زاویه زیاد جدیداً شکل گرفته، همراه است. بنابراین، تعداد بیش‌تر سیکل‌های تغییر شکل کسر مرزهای زاویه زیاد را افزایش می‌دهد و منجر به ریزشدن پیوسته‌ی ریزساختار میشود [۱۳-۱۴]. کم‌ترین فاصله‌ی بین مرزهای زاویه زیاد در فرایند نورد تجمعی که با استفاده از میکروسکوپ الکترونی عبوری اندازه‌گیری شده است، حدود ۱۰۰ نانومتر گزارش شده است [۵-۹]. بنابراین، تعدادی از سازوکارهای نابودی مرزها به‌منظور محدود کردن نرخ ریز شدن دانه‌ها اتفاق می‌افتد تا این‌که پس از انجام پنج تا

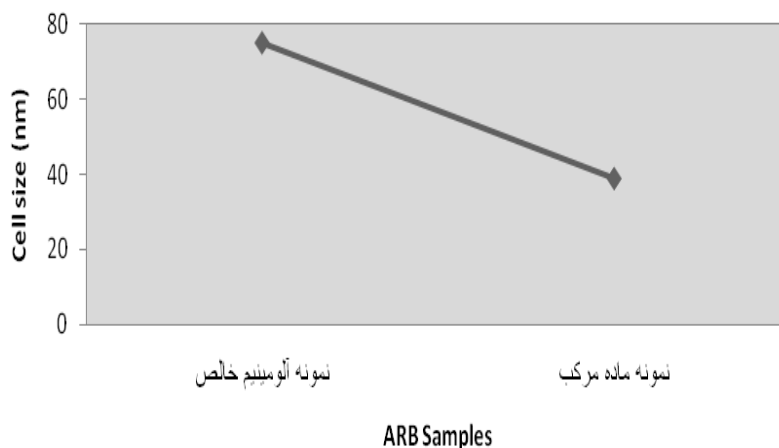
(۵-د) که با دایره مشخص شده است، نشان‌دهنده‌ی مقاومت نسبتاً خوب زمینه با تشکیل ریزحفرات است که به‌دلیل برقراری اتصال مناسب بین لایه‌ها و با تشکیل ریزحفره‌های بیش‌تر، از پیش‌روی ریزترک‌ها جلوگیری کرده است. در شکل ۶، سطح شکست نمونه‌های ماده‌ی مرکب $Al-1vol.\%Al_2O_3$ در سیکل-های چهارم و ششم نشان داده شده است. بخش‌هایی از تصویر که با دایره مشخص شده‌اند، با بزرگ‌نمایی بالاتر در زیر تصویر نشان داده شده‌اند. سطح مقطع شکست نمونه در سیکل چهارم (شکل ۶-الف) نشان‌دهنده‌ی شکافی است که با بزرگ‌نمایی بالاتر در تصویر (۶-ج) نشان داده شده است. این شکاف به احتمال زیاد، فصل مشترک بین لایه‌هاست. در تصویر شکل (۶-ه)، بخشی از ماده‌ی مرکب نشان داده شده است که با تشکیل حفره‌های بیش‌تر، مقاومت خوبی در برابر شکست از خود نشان داده است. این نتیجه، به‌خوبی نشان‌گر نقش مؤثر ذرات تقویت‌کننده در به‌تأخیر انداختن شکست در مواد مرکب است. حضور ذرات درون حفره‌ها می‌تواند نشان‌دهنده‌ی جوانه‌زنی حفره‌ها در فصل مشترک بین ذرات و زمینه باشد. تصویرهای مربوط به سیکل ششم، نشان‌دهنده‌ی سطح شکستی با حفره‌های فراوان به‌عنوان مشخصه‌ی اصلی وقوع شکست نرم در این نمونه، می‌باشد. حفره‌های بزرگ، امتداد یافته و موازی با یکدیگر در نمونه (شکل ۶-ب و ۶-د)، نشان می‌دهند که جوانه‌زنی حفره‌ها ابتدا در فصل مشترک بین آخرین لایه‌ها که مقاومت کم‌تری در برابر نیروی اعمالی دارند، صورت گرفته است. به‌همین دلیل، این حفره‌ها نسبت به بقیه‌ی حفره‌ها فرصت بیش‌تری برای رشد داشته‌اند و به‌این ترتیب، سطح شکست در این نواحی دارای حفره‌های امتداد یافته‌ای (مشخص شده با فلش در تصویرها) هستند. بخش‌هایی از ذرات که در زمینه توزیع شده‌اند، با تشکیل حفره با سازوکار جدایش فصل مشترک و به‌هم پیوستن حفره‌های تشکیل شده (شکل ۶-و)، در شکست نمونه نقش دارند. با مقایسه‌ی تصویرهای مربوط به سیکل‌های چهارم و ششم، به‌وضوح می‌توان مشاهده کرد که سطح شکست نمونه در سیکل چهارم به‌صورت صفحه‌ای به‌همراه تعداد کم‌تری حفره،

میکروسکوپ الکترونی عبوری)، احتمالاً وجود کرنش شدید شبکه‌ای در نمونه‌های نورد تجمعی شده می‌باشد. با وجود اختلاف میان عدد حاصل از آزمون پراش پرتوی ایکس با نتایج به دست آمده از مشاهدات میکروسکوپ الکترونی عبوری در منابع، [۵، ۸، ۱۵]، اما از آنجا که نتایج حاصل از آزمون پراش پرتوی ایکس تأیید کننده‌ی نتایج مشاهدات ریزساختاری است و روند تغییرات اندازه‌ی سلول نابجایی برای نمونه‌های مختلف شبیه به روند تغییر نتایج حاصل از بررسی‌های میکروسکوپ الکترونی عبوری است، [۱۶]، مقایسه‌ی نتایج از اعتبار قابل قبولی برخوردار است.

هفت سیکل تغییر شکل، به حدی از اشباع می‌رسد. بر این اساس، نمونه‌های مربوط به سیکل آخر تحت آزمون پراش پرتوی ایکس قرار گرفتند و برای محاسبه‌ی اندازه‌ی میانگین سلول نابجایی‌ها، از نرم‌افزار تحلیلی Xpert HighScore استفاده شد. همان‌گونه که در شکل ۷ مشاهده می‌شود، اندازه‌ی میانگین سلول نابجایی در نمونه‌ی آلومینیم خالص برابر با ۷۵ نانومتر و در نمونه‌ی ماده‌ی مرکب با ذرات میکرونی برابر با ۳۹ نانومتر می‌باشد. دلیل این اختلاف را می‌توان به نقش ذرات تقویت کننده در حرکت نابجایی‌ها و قفل کردن مرزها مربوط دانست، اما دلیل بزرگ‌تر بودن اندازه‌ی میانگین سلول نابجایی‌ها نسبت به مقادیر ذکر شده در مقالات (حاصل از بررسی‌های



شکل (۶): سطوح شکست نمونه‌ی ماده‌ی مرکب $Al-1vol.\%Al_2O_3$ در سیکل چهارم (الف، ج و ه) و ششم (ب، د و و)



شکل (۷): اندازه‌ی میانگین سلول نابعایی در سیکل ششم مربوط به نمونه‌های آلومینیم خالص و ماده‌ی مرکب

۴- نتیجه‌گیری

در این پژوهش، ماده‌ی مرکب $Al-1vol.\%Al_2O_3$ به روش نورد تجمعی (ARB) با کاهش سطح مقطع اولیه‌ی ۶۸ درصد در طی شش سیکل نورد تهیه شد. برای بررسی دقیق‌تر تغییرات ریزساختاری و خواص مکانیکی این ماده‌ی مرکب، نمونه‌ی آلومینیم خالص هم با همین روش تولید شد. نتایج حاصل به شرح زیر خلاصه می‌شوند:

۱- نمونه‌های ماده‌ی مرکب تقویت شده با ذرات میکرونی در سیکل اول نورد دارای اتصال مناسب فصل مشترک بین ذرات تقویت کننده‌ی آلومینایی و زمینه‌ی آلومینیمی نبود. با افزایش تعداد سیکل‌های نورد، شکاف‌های موجود در فصل مشترک کاهش یافت و حفره‌های بین ذرات تقویت کننده حذف شدند و با سیلان بیشتر زمینه بین ذرات تقویت کننده، توزیع ذرات بهبود یافت.

۲- استحکام نهایی ماده‌ی مرکب $Al-1vol.\%Al_2O_3$ با افزایش شمار سیکل‌های فرایند، از ۱۶۴ MPa به ۲۵۶ MPa افزایش و درصد ازدیاد طول از ۳/۲ به ۲/۹ درصد کاهش یافت، ولی در سیکل دوم فرایند که اتصال فصل مشترک بهبود یافته بود، درصد ازدیاد طول نسبت به سیکل اول افزایش چشم‌گیری پیدا کرد.

۳- بررسی سطوح شکست نمونه‌های ماده‌ی مرکب در سیکل چهارم و ششم، تغییر نوع شکست نمونه در سیکل چهارم از حالت صفحه‌ای با فرورفتگی‌های کم‌تر (شکست نیمه ترد) به حالت فرورفتگی‌های زیاد و ریز (شکست نرم) در سیکل ششم را نشان داد.

۴- اندازه‌ی میانگین سلول نابعایی‌ها در نمونه‌های ماده‌ی مرکب و آلومینیم خالص در سیکل ششم به وسیله‌ی آزمون XRD و با استفاده از نرم‌افزار تحلیلی Xpert HighScore به دست آمد. اختلاف موجود در نتایج به نقش ذرات تقویت کننده در ممانعت از حرکت نابعایی‌ها و قفل کردن آن‌ها نسبت داده شد که به موجب آن، اندازه‌ی میانگین سلول‌های نابعایی در نمونه‌ی ماده‌ی مرکب در مقایسه با نمونه‌ی آلومینیم خالص تا حدود دو برابر کاهش یافت.

۵- مراجع

- [1] Z. Razavi Hesabi, A. Simchi & S. M. Seyed Reihani, "Structural evolution during mechanical milling of nanometric and micrometric Al_2O_3 reinforced Al matrix composites", Sharif University of Technology, Materials Science and Engineering A, vol. 428, pp. 159-168, 2006.
- [2] Y. Saito, H. Utsunomiya, N. Tsuji & T. Sakai, "Novel ultra-high straining process for bulk materials-development of the accumulative roll-bonding (arb) process", Acta mater, Vol. 47, PP. 579-583, 1999.

- ductility of aluminium and aluminium alloys produced by accumulative roll bonding”, *J Mater Sci*, Vol. 43, pp. 7320–7325, 2008.
- [11] S. H. Lee, Y. Sakai & H. Utsunomiya, “Microstructures and mechanical properties of 6061 aluminum alloy processed by accumulative roll bonding”, *Materials Science and Engineering A*, Vol. 325, pp. 228-235, 2002.
- [12] G. E. Dieter, *Mechanical metallurgy*, 3rd ed, McGraw-Hill Boston, pp. 229-231, 1983.
- [13] M. Z. Quadir, M. Ferry & P. R. Munroe, “The initial stages of formation of low angle boundaries within lamellar bands during accumulative roll bonding of aluminum”, *Scripta Materialia*, Vol. 64, pp. 1106–1109, 2011.
- [14] N. Hansen, X. Huang, R. Ueji & N. Tsuji, “Structure and strength after large strain deformation”, *Material Science and Engineering A*, Vol. 387-389, pp. 191-194, 2004.
- [15] M. Mazaheri, H. Abdizadeh & H. R. Baharvandi, “Development of high-performance A356/nano- Al_2O_3 composites”, *Materials Science and Engineering A*, Vol. 518, pp. 61–64, 2009.
- [16] L. Ghalandary, “Structural, electrical and mechanical properties of Cu-Ag nano-structure composite material produced by ARB method”, PhD. Thesis, Shiraz university, 2010.
- [3] M. Alizadeh & M. H. Paydar, “Fabrication of nanostructure Al/SiC composite by repeated roll-bonding (RRB) process”, *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 477, pp. 811–816, 2009.
- [4] C. W. Schmidt, C. Knieke, V. Maier, H. W. Hopple, W. Peoukert & M. Goken, “Accelerated grain refinement during accumulative roll bonding by nanoparticle reinforcement”, *Scripta Materialia*, Vol. 64, pp. 245–248, 2011.
- [5] R. Jamaati & M. R. Toroghinejad, “Manufacturing of high-strength aluminum/alumina composite by accumulative roll bonding”, *Materials Science and Engineering A*, Vol. 527, pp. 4146–4151, 2010.
- [6] L. Cheng, T. Kiet & D. Wexler, “Significant enhancement of bond strength in the accumulative roll bonding process using nano-sized SiO_2 particles”, *Journal of Materials Processing Tech*, Vol. 209, pp. 4830-4834, 2009.
- [7] M. Alizadeh & M. H. Paydar, “Fabrication of nanostructure Al/SiC composite by accumulative roll bonding (ARB) process”, *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 492, pp. 231–235, 2010.
- [8] K. Charles, W. Zhirui & K. Suk-Bong, “Mechanical behavior and microstructural evolution upon annealing of the accumulative roll-bonding (ARB) processed Al alloy 1100”, *Materials Science and Engineering A*, Vol. 480, pp. 148-159, 2008.
- [9] N. Chawla & Y. L. Shen, “Mechanical behavior of particle reinforced metal matrix composites”, *Advanced Engineering Materials*, Vol. 6, pp. 1438-1656, 2001.
- [10] I. Topic, H. Werner Ho`ppel & M. Go`ken, “Influence of rolling direction on strength and

۶- پی نوشت

- [1] Submicron
[2] Agglomeration