

## تولید نانو کامپوزیت دو جزئی فوق مستحکم زمینه آلومینیومی به روش آلیاژسازی مکانیکی و اکستروژن داغ و بررسی خواص مکانیکی آن

علیرضا عبدالهی<sup>۱\*</sup> و علی علیزاده<sup>۲</sup>

### چکیده

در این پژوهش، نانو کامپوزیت دو جزئی زمینه آلومینیومی به روش آلیاژسازی مکانیکی و اکستروژن داغ تولید گردید. برای این منظور، ابتدا پودر آلیاژ آلومینیوم ۲۰۲۴ در آسیاب سایشی تحت اتمسفر آرگون به مدت ۵۰ ساعت آسیاب شده و سپس با پودر آلومینیوم اولیه در دو درصد وزنی ۳۰ و ۵۰ درصد مخلوط گردید. مخلوط حاصل به روش پرس گرم شکل داده شده و سپس تحت فرآیند اکستروژن داغ قرار گرفت. برای بررسی ریزساختار و سطوح شکست از میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM)، میکروسکوپ نوری (OM)، آنالیز XRD و میکروسکوپ الکترونی عبوری (TEM) مجهز به طیف‌سنج EDS و برای مقایسه خواص مکانیکی از آزمون کشش، فشار و سختی استفاده شد. نتایج حاصل نشان می‌دهند که با افزایش درصد وزنی پودر آلومینیوم اولیه، استحکام و سختی کامپوزیت کاهش یافته، اما انعطاف‌پذیری آن افزایش می‌یابد. افزایش انعطاف‌پذیری ناشی از افزایش تحرک نابه‌جایی‌ها و افزایش استحکام ناشی از محدود شدن تغییر شکل پلاستیک به وسیله نواحی نانوساختار می‌باشد.

واژه‌های کلیدی: آلیاژ Al2024، کامپوزیت دو جزئی، آلیاژسازی مکانیکی، اکستروژن داغ.

۱- دانشجوی کارشناسی ارشد مهندسی مواد مرکب دانشگاه صنعتی مالک اشتر، تهران.

۲- استادیار، مجتمع مواد و فناوریهای ساخت دانشگاه صنعتی مالک اشتر، تهران.

\* نویسنده مسئول مقاله: alirezaabdollahi1366@gmail.com

## پیشگفتار

در سال‌های اخیر استفاده از فلزات نانوکریستال (نانوساختار یا بسیار دانه‌ریز<sup>۱</sup>) در صنعت و فناوری بسیار مورد توجه قرار گرفته است [۱]. چراکه این فلزات با وجود داشتن استحکام و سختی بسیار عالی، بسیار سبک نیز هستند [۳و۲]. دو روش عمده برای ساخت قطعات فلزی نانوساختار وجود دارد: در روش نخست ابتدا پودر فلزی که اندازه دانه‌های آن در حد میکرون است به یک پودر فلزی نانوکریستال تبدیل شده و سپس این پودر نانوکریستال با استفاده از روش متالورژی پودر (پرس و زینتر) به یک قطعه فلزی نانوساختار تبدیل می‌شود [۴]. در روش دوم، قطعه ساخته شده، نانوساختار نیست، اما با استفاده از یک فرآیند ثانویه مانند ECAP، اکستروژن پیچشی و ... به قطعه فلزی نانوساختار تبدیل می‌شود [۴و۱].

در روش نخست، برای تولید پودر فلزی نانوساختار از فرآیند آلیاژسازی مکانیکی استفاده می‌شود. در واقع، آلیاژسازی مکانیکی همانند روش‌های ECAP و اکستروژن پیچشی جزء فرآیندهای تغییر فرم شدید پلاستیک<sup>۲</sup> (SPD) بشمار می‌رود. در روش‌های تغییر فرم شدید پلاستیک پدیده ریز دانه شدن ساختار<sup>۳</sup> طی دو مرحله رخ می‌دهد: ۱. تشکیل دانه‌های فرعی<sup>۴</sup>؛ ۲. جذب نابه‌جایی‌ها توسط دیواره دانه‌های فرعی<sup>۵</sup> و تبدیل مرزدانه‌های فرعی<sup>۶</sup> به مرزدانه با زاویه باز [۵].

اگرچه فلزات نانوساختار استحکام بسیار بالایی داشته و بسیار سبک هستند، اما یکی از مشکلات اصلی این فلزات، انعطاف‌پذیری بسیار پایین آن‌ها در مقایسه با فلزات درشت‌دانه<sup>۷</sup> می‌باشد [۳و۲]. افزون بر این، فشردگی پذیر<sup>۸</sup> پودر این فلزات بسیار اندک است [۶]. کم بودن انعطاف‌پذیری این ساختارها به محدود شدن حرکت نابه‌جایی‌ها نسبت داده می‌شود [۷].

روش‌های گوناگونی برای افزایش انعطاف‌پذیری فلزات

نانوساختار وجود دارد. یکی از متداول‌ترین روش‌ها استفاده از فرآیندهای ثانویه مانند اکستروژن داغ می‌باشد [۸]. آنیل کردن قطعات بمنظور رشد طبیعی و غیر طبیعی دانه‌ها نیز یکی دیگر از روش‌های افزایش انعطاف‌پذیری می‌باشد. در این روش، اگرچه با رشد دانه‌های زمینه تحرک نابه‌جایی‌ها زیاد شده و انعطاف‌پذیری افزایش می‌یابد، اما در مقابل استحکام نیز به شدت افت می‌کند. به همین دلیل، بتازگی استفاده از کامپوزیت‌های زمینه فلزی دو جزئی و سه جزئی که به گونه همزمان استحکام و انعطاف‌پذیری بالایی دارند بسیار مورد توجه قرار گرفته است [۸و۲].

در بررسی‌هایی که بتازگی انجام گرفته است، مشخص شده است که یک توزیع یکنواخت از ذرات میکروسایز داخل زمینه فلزی نانوساختار یا بسیار ریزدانه (با اندازه دانه‌های کم‌تر از ۳۰۰ نانومتر) که به روش آلیاژسازی مکانیکی تولید شده است، منجر به افزایش انعطاف‌پذیری بدون کاهش چشمگیر در استحکام می‌شود. این پژوهش‌ها در مورد آلیاژهای گوناگونی از جمله Al5083 و مس انجام شده است. در این روش با مخلوط کردن درصد‌های گوناگونی از پودر نانوساختار (آسیاب شده) و پودر دانه درشت اولیه می‌توان به استحکام و انعطاف‌پذیری مورد نظر دست یافت. برای مثال، لی<sup>۹</sup> و همکارانش [۲] توانستند با استفاده از اکستروژن مخلوط پودر نانوساختار Al-7.5Mg (تولید شده به روش آلیاژسازی مکانیکی) و پودر دانه درشت اولیه به تعادلی مناسب از استحکام و انعطاف‌پذیری در یک کامپوزیت دوجزئی برسند. آن‌ها در پژوهش دیگری به مقایسه خواص مکانیکی آلیاژ Al-7.5Mg (تولید شده به روش آلیاژسازی مکانیکی و اکستروژن داغ) و کامپوزیت‌های دو جزئی Al-7.5Mg-15%unmilled Al و Al-7.5Mg-30%unmilled Al پرداخته‌اند. گزارش‌های آن‌ها نشان می‌دهد که با افزایش درصد پودر آسیاب نشده در ساختار، استحکام تسلیم و استحکام کششی کم می‌شود، اما در مقابل انعطاف‌پذیری افزایش می‌یابد [۷].

<sup>1</sup> -Ultrafine grained

<sup>2</sup> -Sever Plastic Deformation

<sup>3</sup> - Grain refinement

<sup>4</sup> -Sub-grains

<sup>5</sup> -Sub-grain walls

<sup>6</sup> -Sub-grainboundaries

<sup>7</sup> -Coarse-grained

<sup>8</sup> -Compressibility

<sup>9</sup> - Lee

ساعت آسیاب از میکروسکوپ الکترونی عبوری (TEM) مدل Philips FEGC200 استفاده شد.

پس از انجام فرآیند آلیاژسازی مکانیکی، از فرآیند اکستروژن داغ برای شکل‌دهی نهایی پودرها استفاده شد. برای این منظور، ابتدا پودرها در داخل یک قالب استوانه‌ای در دمای  $100^{\circ}\text{C}$  پرس شدند. سپس قرص‌های پرس شده از داخل قالب خارج شده و مورد عملیات اکستروژن داغ (در دمای  $570^{\circ}\text{C}$  درجه سانتیگراد و با نسبت ۱:۱۰) قرار گرفتند. گفتنی است که یک نمونه مرجع (CG Al) نیز با استفاده از پودر آلومینیوم آسیاب نشده از راه فرآیند پرس گرم و سپس اکستروژن داغ، جهت مقایسه خواص، تولید گردید. در این پژوهش، افزون بر نمونه نانو ساختار (آسیاب شده) و نمونه مرجع، دو کامپوزیت زمینه آلومینیومی دوجزبی نیز ساخته شد که فرآیند ساخت این کامپوزیت‌ها در شکل ۲ نشان داده شده است. در جدول ۱ نیز ترکیب این کامپوزیت‌ها دیده می‌شود. برای مخلوط کردن پودرهای آسیاب شده با پودر آلومینیوم اولیه از دستگاه آسیاب گلوله‌ای کم انرژی<sup>۴</sup> با نسبت گلوله به پودر ۱۰:۱ و با سرعت  $1000\text{rpm}$  استفاده شد. مدت زمان آسیاب نیز ۲ ساعت در نظر گرفته شد.

ریزساختار نمونه‌های اکستروژن شده در دو راستای موازی و عمود بر جهت اکستروژن مورد مطالعه قرار گرفت. برای این منظور از میکروسکوپ نوری استفاده شد. بمنظور بررسی خواص مکانیکی نمونه‌ها نیز از آزمون کشش، فشار و سختی استفاده شد. نمونه‌های آزمون کشش بر اساس استاندارد ASTM B557 تهیه و آزمون در دمای اتاق با سرعت  $1\text{mm/min}$  انجام گرفت. جهت تعیین نحوه شکست نمونه‌ها، سطح مقطع شکست پس از بارگذاری کششی به وسیله میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) مدل XMU VEGA-II ساخت شرکت TESCAN مورد بررسی قرار گرفت. آزمون فشار نیز بر اساس استاندارد ASTM E9 در دمای اتاق و با سرعت بارگذاری  $1\text{mm/min}$  روی نمونه‌ها انجام شد. گفتنی است که نمونه‌های تست فشار با نسبت طول به قطر  $(L/d) 1/4$  ساخته شدند. سختی نمونه‌ها نیز با

هان<sup>۱</sup> و همکارانش [۹] نیز نتایج مشابهی را در مورد کامپوزیت‌های دوجزبی با زمینه آلیاژ Al5083 گزارش کرده‌اند. آن‌ها به بررسی مکانیزم شکست این کامپوزیت‌ها نیز پرداخته‌اند. در پژوهش دیگری، هایس<sup>۲</sup> و همکارانش [۱۰] چگونگی تغییر شکل کامپوزیت دو جزبی با زمینه آلومینیوم خالص و آلیاژ  $5083$  را در حین آزمون کشش مورد مطالعه قرار داده‌اند.

در این پژوهش، کامپوزیت دو جزبی زمینه آلومینیومی (آلیاژ Al2024) به روش آلیاژسازی مکانیکی و اکستروژن داغ تولید گردید و تأثیر درصد وزنی پودر آلومینیوم اولیه بر ریزساختار و خواص مکانیکی آن مورد بررسی قرار گرفت.

### مواد و روش‌ها

در این پژوهش از پودر آلومینیوم ۲۰۲۴ تمیز شده به وسیله گاز آرگون با متوسط اندازه ذرات ۶۰ میکرون به عنوان زمینه کامپوزیت استفاده شد. ذرات پودر آلومینیوم ۲۰۲۴ مورد استفاده تقریباً به صورت کروی شکل بوده و توزیع نسبتاً وسیعی از اندازه ذرات دارد. ریخت شناسی ذرات پودر آلومینیوم ۲۰۲۴ مورد استفاده در این پژوهش در شکل ۱ نشان داده شده است.

برای انجام فرآیند آلیاژسازی مکانیکی و تولید پودر Al2024 نانو ساختار از یک آسیاب گلوله‌ای از نوع سایشی<sup>۳</sup> مجهز به سیستم خنک کننده آبگرد استفاده شد. برای جلوگیری از اکسید شدن و آلودگی پودرها در حین آلیاژسازی مکانیکی از گاز آرگون با خلوص ۹۹/۹۹ درصد استفاده شد. برای جلوگیری از جوش سرد اضافی در حین عملیات آسیاب، ۲ درصد وزنی اسید استئاریک به عنوان عامل کنترل‌کننده فرآیند مورد استفاده قرار گرفت. در هر مرحله حدود ۳۰۰ گرم پودر Al2024 به همراه ۳ کیلوگرم گلوله فولادی (نسبت گلوله به پودر ۱۰:۱) به مدت ۵۰ ساعت و با سرعت  $400\text{rpm}$  آسیاب گردید. برای مشاهده ریزساختار پودر آلومینیوم ۲۰۲۴ پس از ۵۰

<sup>1</sup> -Han

<sup>2</sup> -Hayes

<sup>3</sup> - Attrition mill

<sup>4</sup> -Low energy ball mill

که منجر به کاهش شدت پیکها در الگوی پراش اشعه X می‌شود [۱۳ و ۱۴]. این مسئله به وسیله زاو و همکارانش [۱۵] نیز تأیید شده است.

همان‌گونه که انتظار می‌رفت، محاسبه اندازه کریستال‌های آلومینیوم زمینه (به روش ویلیامسون-هال) بیانگر این مطلب است که تغییر شکل شدید پلاستیک اعمال شده به ذرات پودر در حین فرآیند آلیاژسازی مکانیکی باعث کاهش اندازه کریستال‌های آلومینیوم زمینه در حد نانومتر شده است. به گونه‌ای که اندازه دانه‌های زمینه تا کم‌تر از ۱۰۰ نانومتر کاهش یافته است. این موضوع به وسیله فوگائولو<sup>۱</sup> و همکارانش [۱۳] در مورد پودر Al6061 نیز به اثبات رسیده است.

تصویر TEM پودر Al2024 در شکل ۴ مشاهده می‌شود. نتایج آنالیز EDS از نقاط روشن بیانگر این مطلب است که این نقاط فقط شامل فاز Al می‌باشند و هیچ فاز دیگری وجود ندارد. بنابراین، می‌توان نتیجه گرفت که این نقاط همان نانو دانه‌ها یا دانه‌های فرعی هستند که در حین فرآیند آلیاژسازی مکانیکی بوجود آمده‌اند. این موضوع در پژوهش‌هایی که به وسیله علیزاده [۱۴] در مورد پودر Al-2Cu انجام گرفته است نیز تأیید شده است. علیزاده با استفاده از الگوی پراش از ناحیه انتخابی (SAD)<sup>۲</sup> ثابت کرده است که این نقاط همان نانودانه‌ها هستند. افزون بر این، از آنجایی که اندازه این نقاط کاملاً مطابق با اندازه دانه محاسبه شده به روش ویلیامسون-هال برای پودر Al2024 پس از ۵۰ ساعت آسیاب می‌باشد نیز می‌توان نتیجه گرفت که این نقاط همان دانه‌های فرعی هستند. در شکل ۴، ساختار نانوکریستال زمینه آلومینیومی با میانگین اندازه دانه‌های ۳۵ تا ۵۰ نانومتر قابل مشاهده است.

در شکل‌های ۵ و ۶ ریزساختار نمونه‌های CG Al<sup>۳</sup> و NC Al<sup>۴</sup> در دو راستای موازی و عمود بر جهت اکستروژن نشان داده شده است. نخستین نکته‌ای که باید به آن اشاره کرد این است که در حین اکستروژن تغییرات ساختاری زیادی رخ می‌دهد. این تغییرات شامل

استفاده از آزمون سختی برینل با قطر ساچمه ۲/۵ میلی‌متر و نیروی ۳۰ کیلوگرم نیرو اندازه‌گیری شد.

بمنظور تعیین اندازه دانه‌های زمینه آلومینیومی پس از ۵۰ ساعت آسیاب، از پراش اشعه ایکس (XRD, Seifert3000PTS) استفاده شد. بر اساس رابطه ویلیامسون-هال ارتباط بین کرنش شبکه (ε)، اندازه کریستال‌ها (d) و پهنای پیک (Bs) به صورت زیر است:

$$B_s \cos \theta = (K\lambda/d) + 2\epsilon \sin \theta \quad (1)$$

در این رابطه، K ثابت شرر (=۰/۹)، λ طول موج اشعه ایکس (=۱/۵۴۰۹ Å) و θ زاویه تفرق (بر حسب رادیان) می‌باشد. B<sub>s</sub> که مربوط به پهنای پیک است از رابطه زیر بدست می‌آید:

$$B_s^2 = B_e^2 - B_i^2 \quad (2)$$

که در آن، B<sub>i</sub> پهنای پیک حاصل از نمونه آنیل شده (پهنای پیک به دلیل خطای دستگاه) و B<sub>e</sub> پهنای پیک مربوط به نمونه مورد نظر است [۱۱ و ۱۲]. با استفاده از روابط (۱) و (۲) اندازه کریستال‌های پودر Al2024 پس از ۵۰ ساعت آسیاب، محاسبه گردید.

## نتایج و بحث

### بررسی ریزساختار

شکل ۳ الگوهای پراش اشعه X مربوط به پودر Al2024 اولیه (Al 0 h) و پودر Al2024 پس از ۵۰ ساعت آسیاب (Al 50 h) را نشان می‌دهد. همان‌گونه که دیده می‌شود پس از ۵۰ ساعت آسیاب، پیک‌ها پهن‌تر شده و شدت آن‌ها نیز کاهش یافته است. دلیل اصلی این پدیده، کاهش اندازه کریستال‌های زمینه و افزایش کرنش شبکه در حین فرآیند آلیاژسازی مکانیکی می‌باشد. در مواد کریستالی، پهنای پیک پراش پرتو ایکس با کاهش ضخامت صفحات کریستالی افزایش می‌یابد. دلیل کاهش شدت پیک‌ها این است که با افزایش زمان آسیاب، آلیاژسازی در ابعاد اتمی رخ می‌دهد که باعث تشکیل محلول‌های جامد، ترکیبات بین فلزی و حتی فازهای آمورف می‌گردد که این مسئله (بویژه حضور فازهای آمورف) باعث کاهش شدت پیک‌ها می‌شوند. افزون بر این، در این مرحله، فاصله بین لایه‌ای به قدری کاهش می‌یابد

<sup>1</sup> -Fognolo

<sup>2</sup> - Selected Area Diffraction

<sup>3</sup> -Coarse-Grained Aluminum

<sup>4</sup> -Nano-Crystalline Aluminum

### خواص کششی

در شکل ۹ نتایج بدست آمده از آزمون کشش شامل تنش تسلیم، استحکام کششی نهایی (UTS) و درصد ازدیاد طول نشان داده شده است. منحنی تنش - کرنش مهندسی نمونه‌ها نیز در شکل ۱۰ با یکدیگر مقایسه شده است. همان گونه که دیده می‌شود نمونه NC Al بیشترین استحکام را داشته، اما درصد ازدیاد طول آن از دیگر نمونه‌ها کم‌تر است. در مقابل، نمونه CG Al بیشترین درصد ازدیاد طول را دارد، اما استحکام آن کم‌ترین مقدار را دارا می‌باشد.

تغییرات استحکام نمونه‌های اکستروژن شده را می‌توان با استفاده از مکانیزم هال-پچ توضیح داد. براساس این مکانیزم ارتباط بین تنش جریان و اندازه دانه‌ها بر اساس رابطه زیر تعریف می‌شود:

$$\sigma_0 = \sigma_i + KD^{-1/2} \quad (3)$$

که در آن  $\sigma_0$  تنش تسلیم،  $\sigma_i$  تنش اصطکاکی (تنش مقاوم در برابر حرکت نابه‌جایی‌ها)،  $D$  قطر دانه‌ها و  $K$  یک عدد ثابت است. بر اساس این رابطه، تنش تسلیم با اندازه دانه‌ها رابطه معکوس دارد؛ بنابراین، با کاهش اندازه دانه‌ها، تنش تسلیم افزایش پیدا می‌کند.

همان گونه که پیش‌تر گفته شد فرآیند آلیاژسازی مکانیکی باعث ریزدانه شدن ساختار در حد نانومتر می‌شود. بنابراین، بر اساس رابطه هال-پچ استحکام نمونه NC Al از نمونه CG Al بیشتر خواهد بود. تحلیل فیزیکی این مسئله به این صورت است که: ساختارهای دانه‌ریز به ویژه مواد نانو ساختار، مرزدانه‌های بسیار زیادی دارند. از آنجایی که مرزدانه‌ها به عنوان مانع در برابر حرکت نابه‌جایی‌ها عمل می‌کنند بنابراین، با افزایش مرزدانه‌ها موانع موجود در مسیر حرکت نابه‌جایی‌ها افزایش یافته و به تدریج در پشت مرزدانه‌ها متمرکز<sup>۲</sup> می‌شوند و به همین دلیل استحکام زیاد شده اما انعطاف‌پذیری کاهش پیدا می‌کند. در واقع استحکام‌دهی هال-پچ بر اساس افزایش در کسر حجمی مرزدانه‌ها به علت لغزش نابه‌جایی‌ها می‌باشد [۱۷]. هان و همکارانش [۹] در پژوهش‌های مشابهی که بر روی آلیاژ Al5083 انجام داده‌اند ثابت کرده‌اند که فرآیند آلیاژسازی مکانیکی باعث افزایش استحکام آلیاژ تا

جهت‌گیری و کشیدگی دانه‌ها در طول محور اکستروژن، تبلور دوباره دانه‌های زمینه و بسته شدن تخلخل‌ها می‌باشد. در این‌جا نیز کشیده شدن دانه‌های زمینه آلومینیومی در راستای محور اکستروژن در ریزساختار تمام نمونه‌ها کاملاً مشهود است. افزون بر این، با مقایسه شکل‌های ۵ و ۶ مشخص می‌شود که اندازه دانه‌ها پس از فرآیند آلیاژسازی مکانیکی به شدت کاهش یافته است به گونه‌ای که در ریزساختار نمونه NC Al (شکل ۶)، مرزدانه‌ها به راحتی قابل مشاهده نیستند.

در شکل‌های ۷ و ۸ ریزساختار کامپوزیت‌های دو جزئی Al 50-50 و Al 30-70 نشان داده شده است. همان گونه که دیده می‌شود ریزساختار این کامپوزیت‌ها تقریباً شبیه به هم است چراکه در هر دو حالت ریزساختار، شامل نواحی روشنی است که به وسیله نواحی تیره احاطه شده‌اند. در این شکل‌ها نواحی روشن مربوط به ذرات پودر آلومینیوم اولیه (CG Al) و نواحی تیره مربوط به پودرهای آسیاب شده (پودرهای نانو ساختار یا NC Al) است.

همان گونه که در این تصاویر دیده می‌شود، ذرات پودر آلومینیوم اولیه در راستای محور اکستروژن کشیده شده و به وسیله ذرات نانو ساختار احاطه شده‌اند. در ضمن، توزیع کاملاً یکنواخت ذرات آلومینیوم اولیه یکی از مهم‌ترین نتایجی است که در ریزساختار کامپوزیت‌های دو جزئی مشاهده می‌شود. از سوی دیگر، با افزایش درصد وزنی آلومینیوم اولیه، فاصله بین باندهای CG Al کاهش یافته و در برخی قسمت‌ها، این نواحی به یکدیگر متصل شده‌اند. افزون بر این، طول باندهای CG Al افزایش یافته و ضخامت آن‌ها نیز بیش‌تر شده است (نسبت طول به قطر افزایش یافته است). به بیان بهتر، در نمونه Al 30-70 که حاوی درصد‌های کم‌تری از فاز آلومینیوم اولیه است، باندهای CG Al کوتاه‌تر و نازک‌تر هستند (نسبت طول به قطر کم‌تر است). نکته مهمی که در ریزساختار کامپوزیت‌های دو جزئی باید به آن توجه کرد این است که هیچ‌گونه تخلخلی در تصاویر میکروسکوپ نوری مشاهده نمی‌شود. فان<sup>۱</sup> و همکارانش نیز نبود تخلخل در ریزساختار کامپوزیت دو جزئی Al-Mg را گزارش کرده‌اند [۱۶].

<sup>2</sup> -Dislocation pile up

<sup>1</sup> - Fan

۷۱۳MPa شده، اما انعطاف پذیری آن را به ۰/۳٪ کاهش می‌دهد.

با توجه به شکل ۹ کاملاً واضح است که با افزایش درصد وزنی آلومینیوم اولیه استحکام کاهش و درصد ازدیاد طول افزایش پیدا کرده است. به طور کلی تغییرات استحکام کامپوزیت‌های دو جزئی به ویژگی‌های ریزساختاری آن‌ها نسبت داده می‌شود. این ویژگی‌ها عبارتند از: درصد وزنی (یا حجمی) هریک از فازها، اندازه دانه‌های CG Al و NC Al (مکانیزم استحکام بخشی هال-پیچ) و نحوه توزیع ذرات آلومینیوم اولیه (CG Al). همانطور که توضیح داده شد، ساختارهای دانه ریز نسبت به ساختارهای دانه درشت استحکام بیشتری دارند (بر اساس رابطه هال-پیچ). بنابراین، کاملاً واضح است که با افزایش درصد وزنی ذرات آلومینیوم اولیه، استحکام کاهش می‌یابد. این موضوع در پژوهش‌های ویتکین<sup>۱</sup> و همکارانش [۷] در مورد کامپوزیت دو جزئی Al-Mg تأیید شده است. لی و همکارانش [۲] نیز در پژوهش‌هایی که بر روی کامپوزیت‌های دو جزئی Al-7.5Mg انجام داده‌اند، نتایج مشابهی را گزارش کرده‌اند.

#### انعطاف پذیری (درصد ازدیاد طول)

همان گونه که در شکل ۹ دیده می‌شود، افزایش استحکام کششی نمونه‌ها با انعطاف پذیری (درصد ازدیاد طول) رابطه عکس دارد، یعنی افزایش استحکام منجر به کاهش انعطاف پذیری می‌شود. بر این اساس، نمونه NC Al بیش‌ترین استحکام را داشته، اما انعطاف پذیری آن از تمامی نمونه‌ها کم‌تر است. از آنجایی که مقدار انعطاف پذیری و تغییر شکل به شدت وابسته به مقدار تحرک نابه‌جایی‌های داخل نمونه است، بنابراین با استفاده از این موضوع می‌توان کم‌تر بودن انعطاف پذیری نمونه NC Al را در مقایسه با سایر نمونه‌ها توجیه کرد. همان گونه که پیش‌تر اشاره شد، تغییر شکل شدید پلاستیک اعمال شده به ذرات پودر در حین فرآیند آلیاژسازی مکانیکی باعث کاهش اندازه دانه‌های آلومینیوم زمینه در حد نانومتر می‌شود. با کاهش اندازه دانه‌های زمینه آلومینیومی، چگالی مرز دانه‌ها به شدت افزایش یافته و از

آنجایی که مرز دانه‌ها یکی از موانع موجود در مسیر حرکت نابه‌جایی‌ها هستند، بنابراین با بیش‌تر شدن مرز دانه‌ها، تحرک نابه‌جایی‌ها محدود شده و انعطاف پذیری کاهش می‌یابد. این موضوع را می‌توان به وسیله رابطه اورووان نیز توضیح داد [۱۸]. به این ترتیب که بر اساس رابطه:

$$\varepsilon = \rho_m \bar{x}b \quad (۴)$$

که در آن،  $\varepsilon$  کرنش ایجاد شده در قطعه،  $\rho_m$  دانسیته نابه‌جایی‌ها،  $\bar{x}$  میانگین مسیر حرکت نابه‌جایی‌ها در حین تغییر فرم و  $b$  بردار برگرز نابه‌جایی‌هاست، هرچه موانع موجود در مسیر حرکت نابه‌جایی‌ها بیش‌تر باشد، میانگین مسیر آزاد طی شده به وسیله نابه‌جایی‌ها کاهش یافته و بنابراین، مقدار کرنش ایجاد شده در قطعه ( $\varepsilon$ ) کم‌تر خواهد بود. کاهش مسیر آزاد طی شده به وسیله نابه‌جایی‌ها بدین معنی است که در حین اعمال بار، قطعه کرنش‌های کم‌تری را تحمل کرده و به صورت ترد می‌شکند (انعطاف پذیری آن کاهش پیدا می‌کند).

در مورد کامپوزیت‌های دو جزئی، همان گونه که در شکل ۹ دیده می‌شود، با افزایش درصد وزنی آلومینیوم اولیه، استحکام کاهش، اما درصد ازدیاد طول افزایش یافته است. دلیل این مسئله آن است که در حین اعمال بار، تغییر فرم ابتدا از نواحی نانو ساختار آغاز شده و گسترش می‌یابد، اما پیش از این که نواحی نانو ساختار دچار شکست شوند، مکانیزم انتقال بار فعال شده و تنش کششی اعمال شده، از نواحی نانو ساختار به نواحی درشت دانه (آلومینیوم اولیه) که تحت تنش‌های کم‌تری دچار تغییر فرم پلاستیک می‌شوند، منتقل می‌گردد. این مسئله موجب کاهش استحکام کامپوزیت‌های چند جزئی می‌شود، اما در عوض انعطاف پذیری آن‌ها را افزایش می‌دهد. از سوی دیگر، به دلیل حضور ذرات آلومینیوم اولیه تعداد موانع موجود در مسیر حرکت نابه‌جایی‌ها کمتر بوده و متوسط مسیر آزاد طی شده توسط نابه‌جایی‌ها بیشتر است بنابراین بر اساس رابطه (۴)، قطعه کرنش‌های بیش‌تری را تحمل کرده و انعطاف پذیری آن افزایش می‌یابد. با توجه به مطالب گفته شده، مشخص می‌شود که با افزایش درصد وزنی آلومینیوم اولیه، استحکام کاهش، اما انعطاف پذیری افزایش پیدا می‌کند.

<sup>۱</sup> - Witkin

این نشان‌دهنده افزایش انعطاف‌پذیری در اثر افزایش درصد آلومینیوم اولیه در کامپوزیت‌های دو جزئی می‌باشد.

#### سختی

در شکل ۱۱ سختی نمونه‌های اکستروود شده با یک‌دیگر مقایسه شده است. با توجه به این شکل، سختی نمونه NC AI تقریباً دو برابر نمونه CG AI است که دلیل اصلی آن، بر اساس قانون هال-پچ، ریزدانه شدن ساختار در حین فرآیند آلیاژسازی مکانیکی می‌باشد:

$$H = H_0 + K D^{-1/2} \quad (5)$$

که در آن،  $H_0$  سختی نمونه دانه درشت آنیل شده،  $D$  اندازه دانه‌ها و  $K$  یک عدد ثابت است.

با توجه به این موضوع که سختی نمونه NC AI بیش‌تر از نمونه CG AI است می‌توان نتیجه گرفت که در کامپوزیت‌های دو جزئی با افزایش درصد وزنی آلومینیوم اولیه، سختی کاهش پیدا می‌کند (شکل ۱۱). کاهش سختی با افزایش درصد وزنی آلومینیوم اولیه به وسیله لی و همکارانش [۲] نیز گزارش شده است.

#### استحکام فشاری

در شکل ۱۲ منحنی تنش- کرنش فشاری نمونه‌های اکستروود شده با هم مقایسه شده‌اند. در شکل ۱۳ نیز مقادیر استحکام فشاری نمونه‌ها ارائه شده است. همان‌گونه که دیده می‌شود استحکام فشاری نمونه NC AI در مقایسه با نمونه CG AI بیش‌تر است که دلیل آن ریزدانه شدن ساختار آلومینیوم زمینه در اثر فرآیند آلیاژسازی مکانیکی می‌باشد. به بیان دیگر، در این‌جا نیز رابطه هال-پچ صادق بوده و ساختارهای ریزدانه استحکام فشاری بیش‌تری از خود نشان می‌دهند. نکته قابل توجه این است که درست مانند نتایج به دست آمده از آزمون کشش، در آزمون فشار نیز نمونه NC AI نسبت به نمونه CG AI انعطاف‌پذیری کمتری داشته و کرنش اندکی را تا شکست تحمل می‌کند (کرنش شکست<sup>۱</sup> آن پایین است).

آنچه که در مورد استحکام فشاری کامپوزیت‌های دو جزئی باید به آن اشاره شود این است که با افزایش درصد وزنی آلومینیوم اولیه، استحکام فشاری کاهش پیدا می‌کند

مکانیزی که برای افزایش همزمان استحکام و انعطاف‌پذیری در کامپوزیت‌های دو جزئی گزارش شده است، به ریزساختار این کامپوزیت‌ها مربوط می‌شود. به این صورت که افزایش انعطاف‌پذیری ناشی از بیش‌تر بودن تحرک نابه‌جایی‌ها در دانه‌های آلومینیوم اولیه و افزایش استحکام ناشی از محدود شدن تغییر فرم این نواحی به وسیله فاز NC AI می‌باشد. چراکه دانه‌های آلومینیوم اولیه به وسیله فاز NC AI کاملاً احاطه شده و در نتیجه، تغییر فرم پلاستیک آن‌ها به شدت محدود می‌شود (فاز NC AI مانع ایجاد تغییر فرم پلاستیک در نواحی CG AI می‌شود) [۱۸]. البته، باید به نکته نیز اشاره شود که فاز آلومینیوم اولیه مانع تمرکز تنش در نواحی نانساختار (NC AI) شده و بدین ترتیب جوانه زنی و رشد ترک در این نواحی را به تعویق می‌اندازد، اما چنانچه در حین اعمال بار (تغییر فرم پلاستیک)، ترک در نواحی نانساختار ایجاد شده و شروع به پیشروی کند، با رسیدن به ذرات آلومینیوم اولیه متوقف می‌شود. بنابراین، ذرات آلومینیوم اولیه از راه متوقف کردن ترک نیز می‌توانند باعث افزایش انعطاف‌پذیری شوند. پس به طور خلاصه می‌توان گفت تغییر فرم در کامپوزیت‌های چند جزئی از نواحی نانساختار آغاز می‌شود. ترک‌های ایجاد شده در اثر تغییر فرم در این نواحی شروع به رشد کرده و با رسیدن به ذرات آلومینیوم اولیه متوقف می‌شوند. در واقع، ذرات آلومینیوم اولیه که در جهت اکستروژن کشیده شده‌اند مانند ویسکرهای نرم عمل کرده و انعطاف‌پذیری کامپوزیت را افزایش می‌دهند.

تغییرات انعطاف‌پذیری نمونه‌های اکستروود شده را از راه سطح زیر منحنی‌های تنش- کرنش نیز می‌توان مقایسه کرد. همان‌گونه که در شکل ۱۰ دیده می‌شود، سطح زیر منحنی تنش- کرنش نمونه CG AI که بیش‌ترین مقدار درصد ازدیاد طول را دارد، از سایر نمونه‌ها بیش‌تر است. برعکس، سطح زیر منحنی تنش- کرنش نمونه NC AI که پایین‌ترین مقدار درصد ازدیاد طول را دارد، از سطح زیر منحنی تنش- کرنش سایر نمونه‌ها کم‌تر است. از سوی دیگر، با افزایش درصد آلومینیوم اولیه، مقدار کارسختی پس از نقطه تسلیم افزایش یافته است که

<sup>۱</sup> -Strain-to-failure

به گونه همزمان دیده می‌شود. قسمت‌هایی که به صورت نرم دچار شکست شده‌اند (حفرات بیش‌تری دارند)، مربوط به شکست فاز آلومینیوم اولیه (CG AI) می‌باشند، اما قسمت‌های مسطح که بدون حفره هستند، بیانگر شکست ترد نواحی نانو ساختار (NC AI) هستند. به بیان بهتر، در کامپوزیت‌های چند جزئی، شکست نرم در امتداد باندهای CG AI و شکست ترد در امتداد باندهای NC AI رخ می‌دهد. بنابراین، بدیهی است که با افزایش درصد وزنی آلومینیوم اولیه، روش شکست از ترد به نرم تغییر می‌کند. این نتایج دقیقاً بر پایه افزایش انعطاف‌پذیری کامپوزیت‌های دو جزئی در اثر افزایش درصد وزنی فاز آلومینیوم اولیه می‌باشد که در بخش‌های قبل به گونه کامل شرح داده شد.

البته، از روی نمودارهای تنش- کرنش (شکل‌های ۱۰ و ۱۲) نیز مشخص است که نمونه NC AI بدون ایجاد تغییر فرم پلاستیک (یا بدون ایجاد گلوئی<sup>۱</sup>) و به صورت کاملاً ترد دچار شکست شده است، درحالی که نمونه CG AI پس از تحمل مقدار زیادی تغییر فرم پلاستیک و پس از عبور از نقطه گلوئی (نقطه UTS) دچار شکست شده است. از سوی دیگر، منحنی تنش- کرنش کامپوزیت‌های دو جزئی نیز نشان دهنده این مطلب است که با افزایش درصد وزنی آلومینیوم اولیه مقدار کرنش شکست افزایش یافته و سطح زیر منحنی بیش‌تر شده است. به طور کلی در مواد نانوکریستال، موانع موجود در مسیر حرکت ناب‌جایی‌ها بسیار زیاد است (چون دانه‌ها بسیار ریز هستند) به همین دلیل ناب‌جایی‌ها به سختی حرکت کرده و قابلیت ایجاد کار سختی در این مواد بسیار کم است. به بیان بهتر، این مواد تغییر فرم پلاستیک قابل ملاحظه‌ای ندارند و پس از عبور از نقطه تسلیم، بدون ایجاد گلوئی (تغییر فرم پلاستیک) و به صورت کاملاً ترد می‌شکنند.

### نتیجه‌گیری

در این پژوهش نانو کامپوزیت دو جزئی زمینه آلومینیومی به روش آلیاژسازی مکانیکی و اکستروژن داغ تولید گردید. محاسبه اندازه کریستال‌های آلومینیوم زمینه

(شکل ۱۳)، اما نمونه کرنش بیش‌تری را تا شکست تحمل می‌کند (انعطاف‌پذیری افزایش پیدا می‌کند). از آنجایی که این نتایج شباهت بسیار زیادی به نتایج بدست آمده از آزمون کشش دارند، بنابراین، دلایل ذکر شده در مورد خواص کششی در این‌جا نیز صدق می‌کند.

### بررسی سطوح شکست

تصاویر SEM سطح شکست نمونه‌های اکستروژن شده پس از آزمون کشش در شکل ۱۴ نشان داده شده است. از آنجایی که در تصاویر مربوط به سطوح شکست، نواحی مربوط به شکست نرم به صورت حفره<sup>۱</sup> مشخص می‌شود، بنابراین چنانچه اندازه حفرات موجود در سطح شکست بزرگ‌تر باشد و یا عمق و تعداد آن‌ها بیش‌تر باشد، انعطاف‌پذیری نمونه بیش‌تر بوده و شکست به صورت نرم رخ داده است. بر این اساس، سطح شکست نمونه CG AI نشان‌دهنده مشخصه‌های شکست نرم در مقایسه با نمونه NC AI می‌باشد. در واقع، می‌توان گفت جوانه‌زنی حفرات در نمونه CG AI در محل آخال‌های موجود در زمینه متمرکز شده و سپس این حفرات رشد کرده و به هم می‌پیوندند و در نهایت، منجر به شکست نمونه می‌شوند. به این مکانیزم شکست، شکست حفره دار<sup>۲</sup> می‌گویند. چنانچه زمینه عاری از هرگونه آخال باشد، جوانه‌زنی حفرات، در مرز دانه‌ها رخ می‌دهد.

در مقابل، همان گونه که در شکل ۱۴ ب دیده می‌شود، سطح شکست نمونه NC AI در مقایسه با نمونه CG AI هموارتر بوده و تقریباً هیچ حفره‌ای در سطح شکست آن دیده نمی‌شود. این مسئله بیانگر آن است که شکست در این نمونه به صورت کاملاً ترد یا به بیان بهتر از راه مکانیزم شکست ترد- کلیواژ<sup>۳</sup> رخ داده است. این نتایج، کاهش انعطاف‌پذیری نمونه NC AI در مقایسه با نمونه CG AI را تأیید می‌کند.

همان گونه که در شکل‌های ۱۴ ج و ۱۴ د دیده می‌شود، در سطح شکست کامپوزیت‌های دو جزئی، بسته به درصد وزنی فاز آلومینیوم اولیه، مشخصه‌های شکست نرم و ترد

<sup>۱</sup> -Dimple

<sup>۲</sup> -Dimple rupture/ dimple fracture

<sup>۳</sup> -Brittle-cleavage

<sup>۴</sup> -necking



ناجایی‌ها محدود شده و انعطاف‌پذیری کاهش می‌یابد. در مورد کامپوزیت‌های دو جزئی، با افزایش درصد وزنی آلومینیوم اولیه، استحکام کاهش، اما درصد ازدیاد طول افزایش یافت. مکانیزمی که برای افزایش همزمان استحکام و انعطاف‌پذیری در کامپوزیت‌های دو جزئی گزارش شده است، به ریزساختار این کامپوزیت‌ها مربوط می‌شود. به این صورت که افزایش انعطاف‌پذیری ناشی از بیش‌تر بودن تحرک ناجایی‌ها در دانه‌های آلومینیوم اولیه و افزایش استحکام ناشی از محدود شدن تغییر فرم این نواحی به وسیله فاز NC Al می‌باشد.

### References

- 1- B. Ahn, and S.R. Nutt, "Strain Mapping of Al-Mg Alloy with Multi-scale Grain Structure using Digital Image Correlation Method", *Experimental Mechanics*, Vol. 50, pp 117-123, 2010.
- 2- Z. Lee, D.B. Witkin, V. Radmilovic, E.J. Lavernia, and S.R. Nutt, "Bimodal microstructure and deformation of cryomilled bulk nanocrystalline Al-7.5Mg alloy"; *Materials Science and Engineering A*, Vols. 410-411, pp 462-467, 2005.
- 3- D. Witkin, B.Q. Han, and E.J. Lavernia, "Mechanical Behavior of Ultrafine-Grained Cryomilled Al 5083 at Elevated Temperature"; *Journal of Materials Engineering and Performance*, Vol. 14, pp 519-527, 2005.
- 4- D. Witkin, B.Q. Han, and E.J. Lavernia, "Room-Temperature Mechanical Behavior of Cryomilled Al Alloys"; *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 37, pp 185-194, 2006.
- 5- A. Yamashita, D. Yamaguchi, Z. Horita, and T.G. Langdon, "Influence of pressing temperature on microstructural development in equal channel angular pressing"; *Materials Science and Engineering A*, Vol. 287, pp 100-106, 2000.
- 6- J.H. Ahn, Y.J. Kim, and H. Chung, "Al-AlN Tri-modal Composites prepared by Mechanical Alloying"; *Rev. Adv. Mater. Sci*, Vol. 18, pp 329-334, 2008.

بیانگر این مطلب است که تغییر فرم شدید پلاستیک اعمال شده به ذرات پودر در حین فرآیند آلیاژسازی مکانیکی باعث کاهش اندازه کریستال‌های آلومینیوم زمینه در حد نانومتر شده است. به گونه‌ای که اندازه دانه‌های زمینه تا کم‌تر از ۱۰۰ نانومتر کاهش یافته است.

نمونه NC Al بیش‌ترین استحکام و سختی را داشته، اما انعطاف‌پذیری آن از تمامی نمونه‌ها کم‌تر است. دلیل این مسئله، بالا بودن چگالی مرزدانه‌هاست. از آنجایی که مرزدانه‌ها یکی از موانع موجود در مسیر حرکت نابه‌جایی‌ها هستند، بنابراین با بیش‌تر شدن مرزدانه‌ها، تحرک

7- D. Witkin, Z. Lee, R. Rodriguez, S. Nutt, and E. Lavernia, "Al-Mg alloy engineered with bimodal grain size for high strength and increased ductility"; *Scripta Materialia*, Vol. 49, pp 297-302, 2003.

8- C. Hofmeister, B. Yao, Y.H. Sohn, T. Delahanty, M. Bergh, and K. Cho, "Composition and structure of nitrogen-containing dispersoids in trimodal aluminum metal-matrix composites"; *Journal of Materials Science*, Vol. 45, pp 4871-4876, 2010.

9- B.Q. Han, J. Ye, F. Tang, J. Schoenung, and E.J. Lavernia, "Processing and behavior of nanostructured metallic alloys and composites by Cryomilling"; *Journal of Materials Science*, Vol. 42, pp 1660-1672, 2007.

10- R.W. Hayes, D. Witkin, F. Zhou, and E.J. Lavernia, "Deformation and activation volumes of cryomilled ultrafine-grained aluminum"; *Acta Materialia*, Vol. 52, pp 4259-4271, 2004.

11- S.S. Razavi Tousi, R. Yazdani Rad, E. Salahi, I. Mobasherpour, and M. Razavi, "Production of Al-20 wt.% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> composite powder using high energy milling"; *Powder Technology*, Vol. 192, pp 346-351, 2009.

۱۲- ر. اسدی‌فرد، ن. پروین، ج. آقازاده و پ. صفارزاده، "بررسی تأثیر فرآیند آلیاژسازی مکانیکی بر مورفولوژی و اندازه دانه پودرهای کامپوزیتی Al6061-SiCp"; هشتمین کنگره سالانه انجمن مهندسين متالورژی ايران؛

دانشکده مهندسی مواد دانشگاه صنعتی اصفهان؛ مهرماه ۱۳۸۳.

13- J.B. Fogagnolo, F. Velasco, M.H. Robert, and J.M. Torralba, "Effect of mechanical alloying on the morphology, microstructure and properties of aluminium matrix composite powders", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 342, pp 131-143, 2003.

۱۴- ع. علیزاده، "ساخت و بررسی خواص مکانیکی و سایشی نانوکامپوزیت Al-B<sub>4</sub>C"، پایان‌نامه دکتری، دانشکده فنی و مهندسی دانشگاه تربیت مدرس، ۱۳۹۰.

15- N. Zhao, P. Nash, and X. Yang, "The effect of mechanical alloying on SiC distribution and the properties of 6061 aluminum composite", *Journal of*

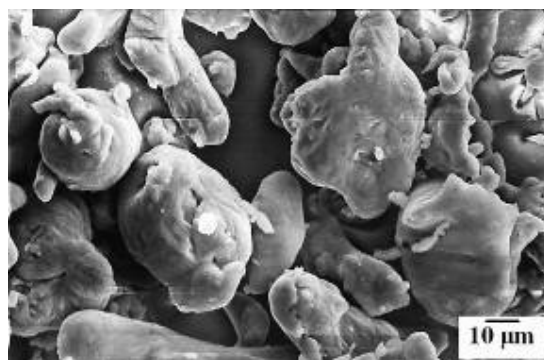
*Materials Processing Technology*, Vol. 170, pp586-592, 2005.

16- G.J. Fan, H. Choo, P.K. Liaw, and E.J. Lavernia, "Plastic deformation and fracture of ultrafine-grained Al-Mg alloys with a bimodal grain size distribution"; *Acta Materialia*, Vol. 54, pp 1759-1766, 2006.

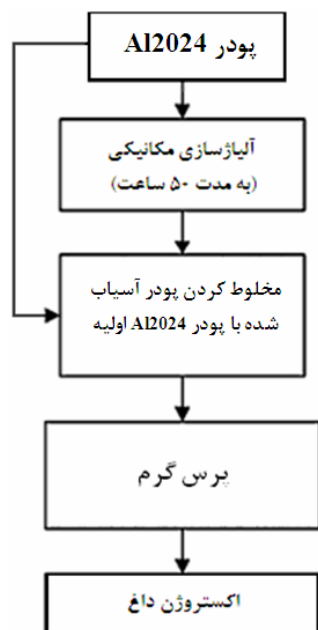
۱۷- ن. نصیریان و خ. رنجبر، "بررسی خواص مکانیکی و ریزساختاری کامپوزیت Al/Brass ساخته شده به روش اتصال نوردی تجمعی" مجله مواد نوین، جلد ۳، شماره ۱، صص ۴۵-۵۴، پاییز ۱۳۹۱.

18- R.G. Vogt, Z. Zhang, T.D. Topping, E.j. Lavernia, and J.M. Schoenung, "Cryomilled aluminum alloy and boron carbide nano-composite plate", *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 209, pp 5046-5053, 2009.

## پیوست‌ها



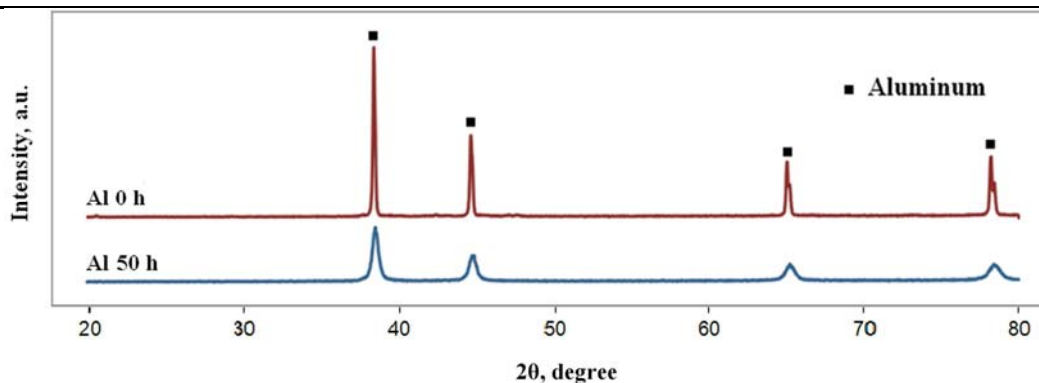
شکل ۱- تصویر SEM ذرات پودر آلومینیوم ۲۰۲۴.



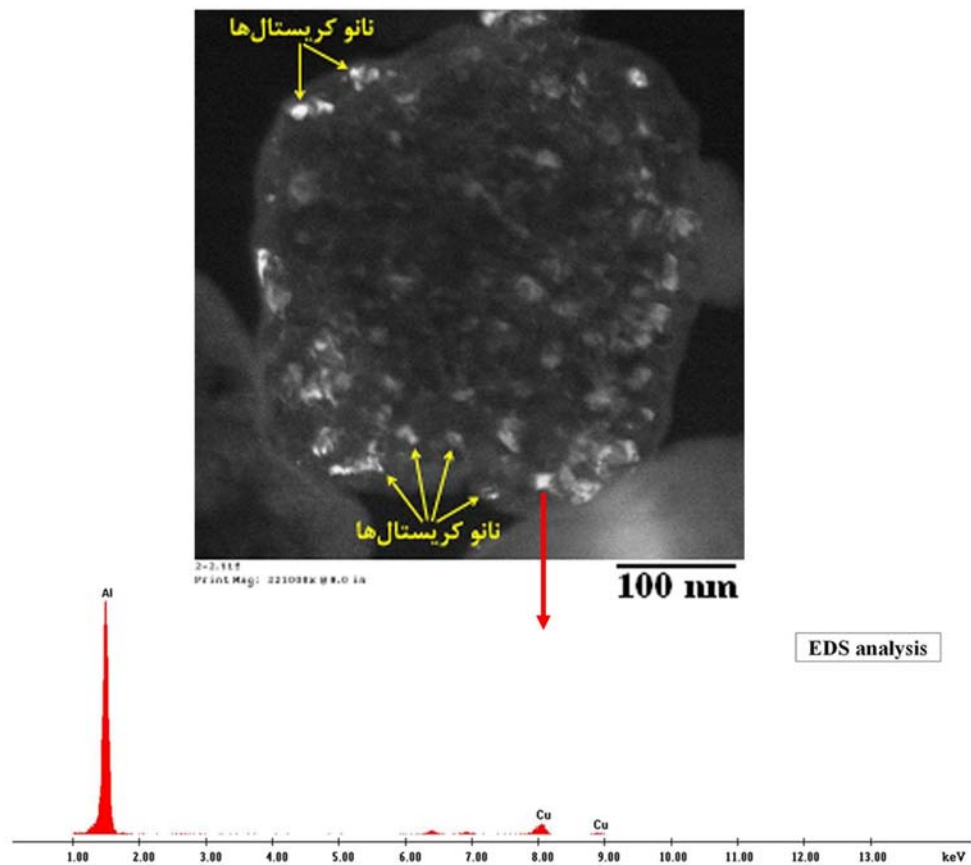
شکل ۲- مراحل ساخت کامپوزیت‌های دوجزبی.

جدول ۱- نام و ترکیب نمونه‌های ساخته شده در این پژوهش.

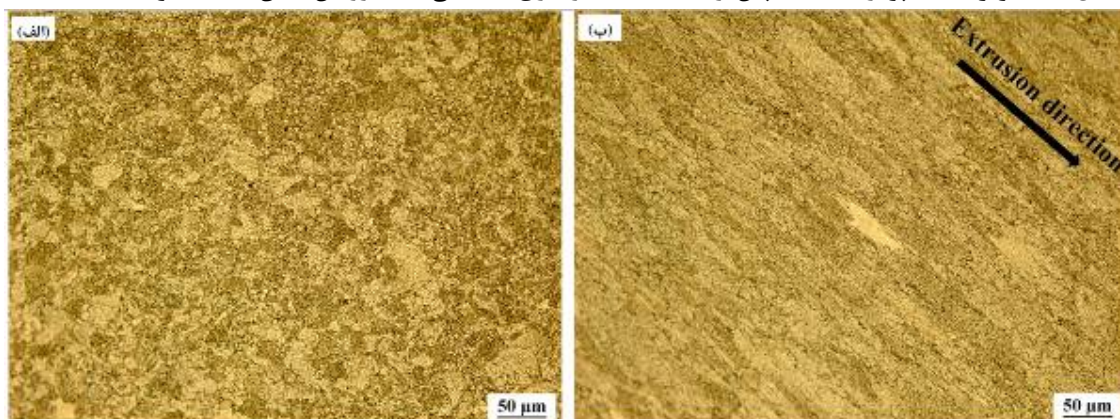
ردیف	نام نمونه	ترکیب
۱	Coarse grained Aluminum (CG Al)	۱۰۰٪ وزنی پودر Al2024 آسیاب نشده (اولیه)
۲	Nano crystallite Aluminum (NC Al)	۱۰۰٪ وزنی پودر Al2024 آسیاب شده (به مدت ۵۰ ساعت)
۴	Al 50-50	۵۰٪ وزنی پودر Al2024 آسیاب شده + ۵۰٪ وزنی پودر Al2024 اولیه
۶	Al 30-70	۷۰٪ وزنی پودر Al2024 آسیاب شده + ۳۰٪ وزنی پودر Al2024 اولیه



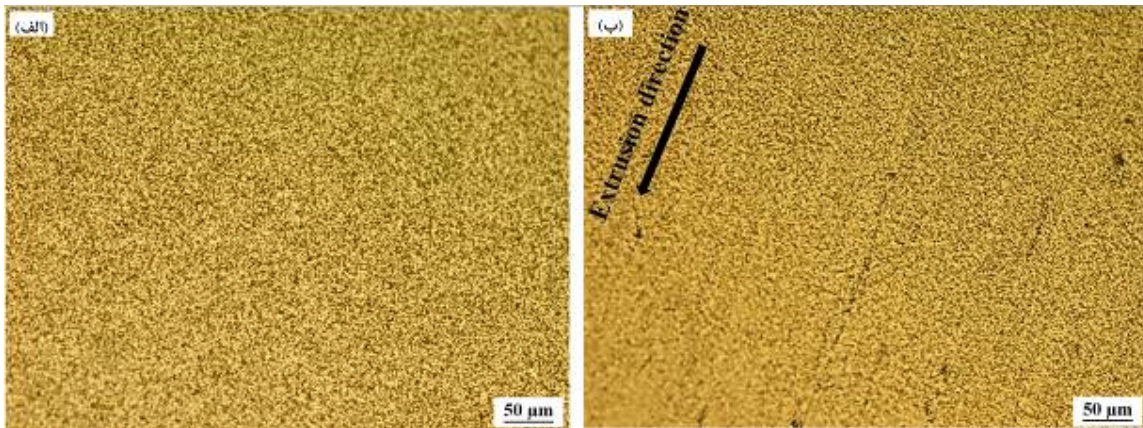
شکل ۳- الگوهای پراش اشعه X مربوط به پودر Al2024 اولیه (آسیاب نشده) و پودر Al2024 پس از ۵۰ ساعت آسیاب.



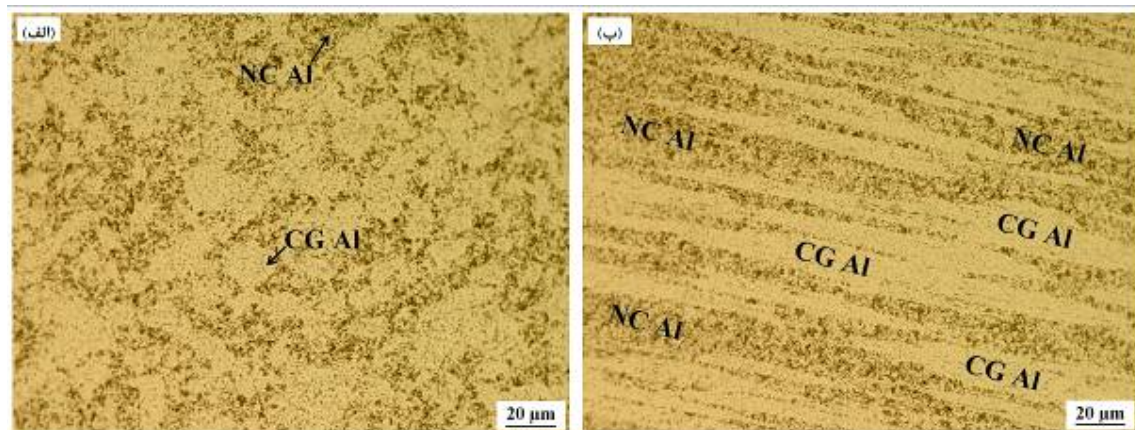
شکل ۴- تصویر TEM پودر Al2024 پس از ۵۰ ساعت آلیاژسازی مکانیکی (نقاط روشن نشان دهنده نانودانه ها هستند).



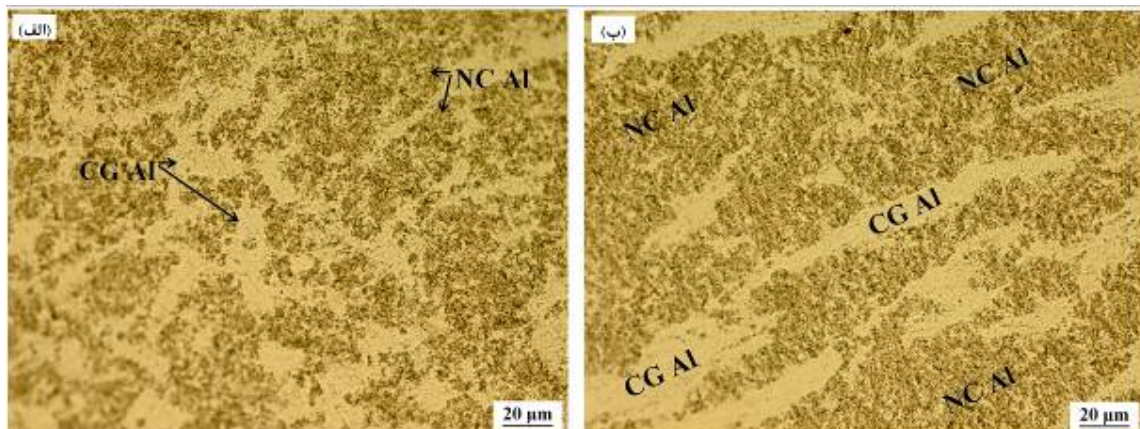
شکل ۵- ریزساختار نمونه CG Al: (الف) عمود بر جهت اکستروژن و (ب) موازی جهت اکستروژن.



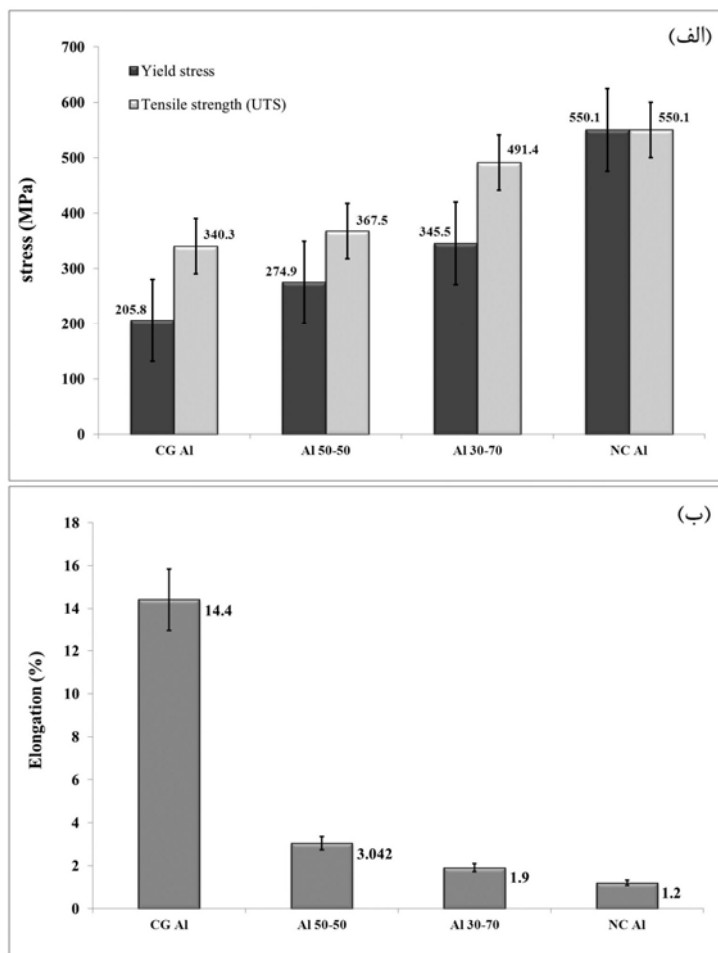
شکل ۶- ریزساختار نمونه NC Al: (الف) عمود بر جهت اکستروژن و (ب) موازی جهت اکستروژن.



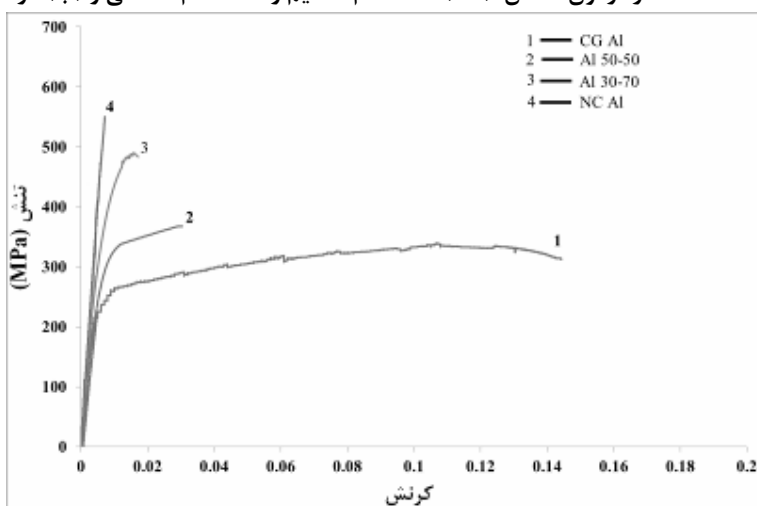
شکل ۷- ریزساختار نمونه Al 50-50: (الف) عمود بر جهت اکستروژن و (ب) موازی جهت اکستروژن.

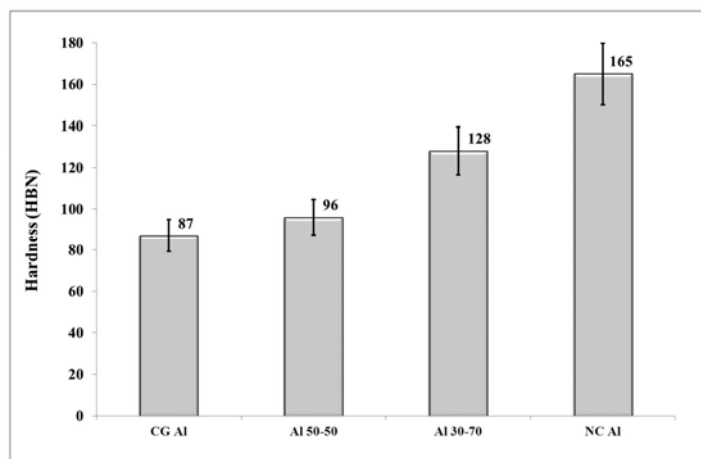


شکل ۸- ریزساختار نمونه Al 30-70: (الف) عمود بر جهت اکستروژن و (ب) موازی جهت اکستروژن.

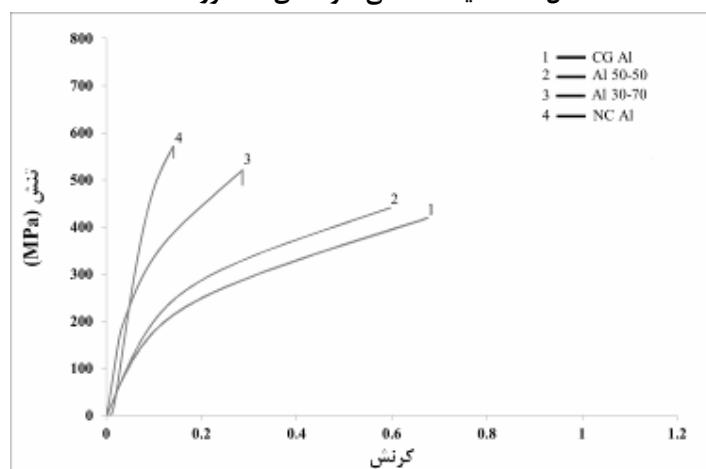


شکل ۹- نتایج بدست آمده از آزمون کشش: (الف) استحکام تسلیم و استحکام کششی و (ب) درصد ازدیاد طول.

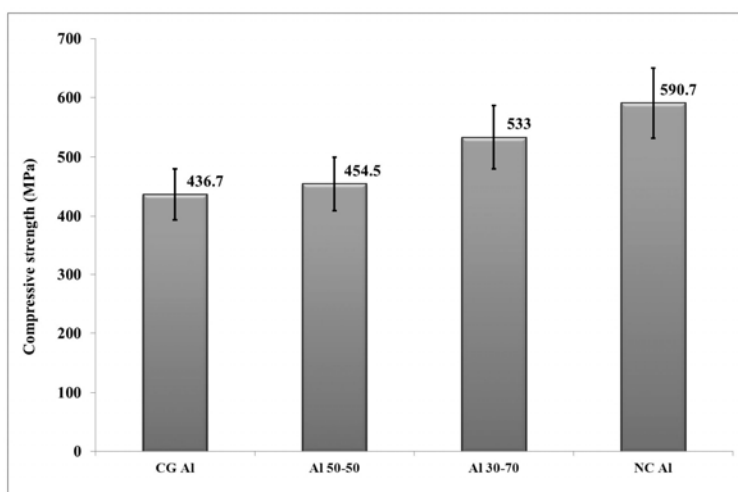




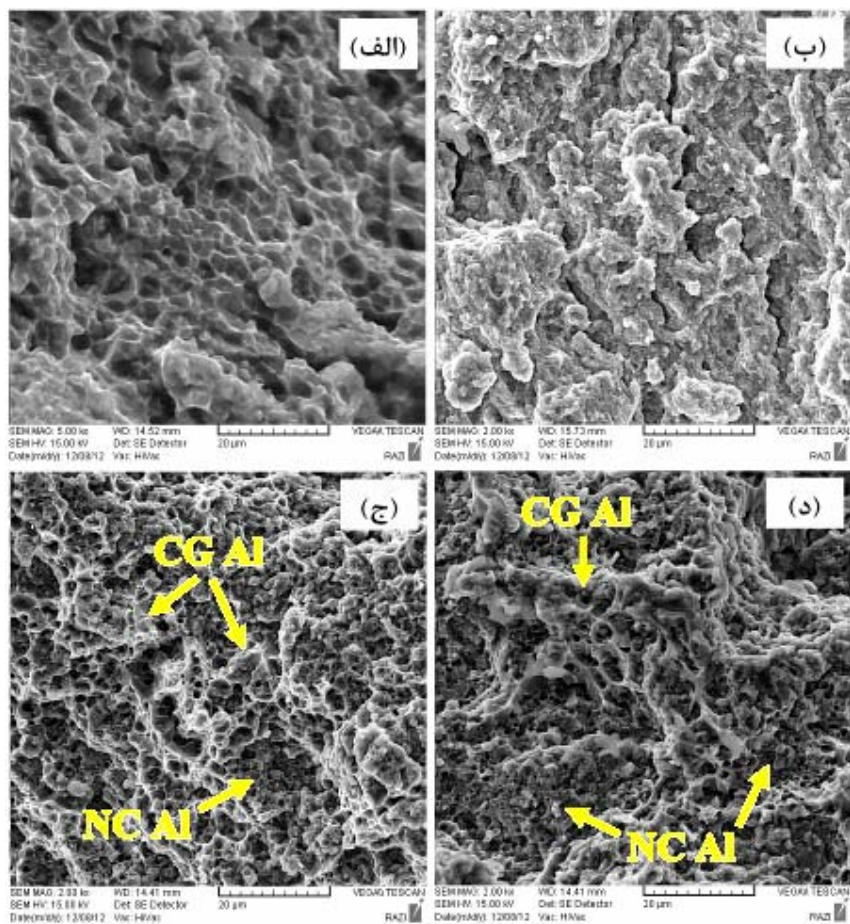
شکل ۱۱- مقایسه سختی نمونه‌های اکستروود شده.



شکل ۱۲- مقایسه منحنی تنش- کرنش فشاری نمونه‌های اکستروود شده.



شکل ۱۳- مقادیر استحکام فشاری نمونه‌های اکستروود شده.



شکل ۱۴- تصویر SEM سطح شکست نمونه‌های: (الف) CG Al؛ (ب) NC Al؛ (ج) NC Al 50-50 و (د) Al 30-70.