

## بررسی اثر کسر وزنی ذرات تقویت کننده بر خواص مکانیکی نانوکامپوزیت $Al_6061-Al_2O_3$ تولید شده به روش ریخته‌گری ترکیبی

فرزانه مجیری\*

امیر سیف الدینی

مسعود مصلائی پور

علیرضا مشرقی

دانشجوی کارشناسی ارشد، دانشکده مهندسی معدن و متالورژی، دانشگاه یزد، یزد، ایران

استادیار، دانشکده مهندسی معدن و متالورژی، دانشگاه یزد، یزد، ایران

دانشیار، دانشکده مهندسی معدن و متالورژی، دانشگاه یزد، یزد، ایران

دانشیار، دانشکده مهندسی معدن و متالورژی، دانشگاه یزد، یزد، ایران

### چکیده

در دهه های اخیر کامپوزیت‌های زمینه آلومینیومی به دلیل خواص فیزیکی و مکانیکی قابل توجه، در صنایع نظامی، اتومبیل سازی و هوافضا کاربرد گسترده‌ای پیدا نموده‌اند. در این پژوهش به منظور افزایش میزان ترشوندگی و توزیع یکنواخت نانو ذرات آلومینا در داخل مذاب آلیاژ ۶۰۶۱، ذرات آلومینا به صورت پودرهای کامپوزیتی  $Al-Al_2O_3$  حاصل از آسیاب کاری پودرهای  $Al$  و  $Al_2O_3$  به مذاب اضافه شد و مخلوط حاصل توسط همزن مکانیکی هم زده شد. به منظور بررسی تأثیر کسر وزنی ذرات تقویت کننده بر خواص مکانیکی کامپوزیت، نانو ذرات  $Al_2O_3$  در چهار درصد وزنی ۰/۳، ۰/۵، ۰/۷ و ۰/۹ به مذاب آلیاژ اضافه گردید. نتایج حاصل نشان می‌دهند که با افزایش درصد وزنی ذرات آلومینا درصد تخلخل افزایش می‌یابد. سختی، استحکام تسلیم و استحکام کششی نهایی کامپوزیت‌ها با افزایش ذرات آلومینا تا ۰/۵ درصد وزنی افزایش می‌یابد. بهبود خواص مکانیکی را می‌توان به دو عامل ریزدانه‌گی و توزیع یکنواخت ذرات در زمینه نسبت داد. با افزایش نانو ذرات آلومینا بیش از حد بهینه (۰/۵ درصد وزنی)، میزان تخلخل و کلوخه‌ای شدن ذرات در زمینه افزایش می‌یابد که بطور مؤثری انعطاف‌پذیری و استحکام کامپوزیت را کاهش می‌دهد.

واژه‌های کلیدی : نانوکامپوزیت  $Al_6061-Al_2O_3$ ، ریخته‌گری ترکیبی، درصد وزنی ذرات تقویت کننده، خواص مکانیکی، ریزساختار.

## The Effect of Weight Fraction of Reinforcement Particles on Mechanical Properties of Al 6061-nano $Al_2O_3$ Composites prepared by Compo-casting

F. Mojiri Department of Mining & Metallurgy Engineering, Yazd University, Yazd, Iran

A. Seifoddini Department of Mining & Metallurgy Engineering, Yazd University, Yazd, Iran

M. Mosalaei Pour Department of Mining & Metallurgy Engineering, Yazd University, Yazd, Iran

A. Mashreghi Department of Mining & Metallurgy Engineering, Yazd University, Yazd, Iran

### Abstract

Aluminum and its alloys have an ever growing demand in many industries such as aerospace, automotive due to their high strength to weight ratio and corrosion resistance. In this research, in order to improve the wettability and distribution of nano-sized  $Al_2O_3$  particles within the matrix with low agglomeration and to achieve the good mechanical properties, injection of the milled nano- $Al_2O_3/Al$  composite powder within the molten and mechanical stirring was used. Different mass fractions of nano alumina particles up to 0/3, 0/5, 0/7 and 0/9 wt% were injected into the melt under stirring. The microstructure and mechanical properties of the fabricated nanocomposites were studied. The density measurements showed that the porosity in the composites increased with increasing the mass fraction of  $Al_2O_3$ . Hardness, yield and ultimate tensile strengths of the composites increased with increasing  $Al_2O_3$  particles up to 0/5 wt%. The increase in mechanical properties can be explained by more uniform distribution of  $Al_2O_3$  in the matrix, and grain refinement. The further addition of  $Al_2O_3$  particles (>0/5%) particle agglomeration and porosity were the two important factors for decreasing strength and ductility.

**Keywords :** Al 6061-nano  $Al_2O_3$  Composites, compo-casting, Weight fraction of Reinforcement Particles, Mechanical Properties, Microstructure.

انعطاف‌پذیری و مقاومت به خزش در دمای بالا و مقاومت به خستگی به وجود آمده است. خواص این کامپوزیت‌ها حتی در کسرهای وزنی بسیار کم نانوذرات تقویت کننده بهبود می‌یابد [۱، ۲].

به دلیل کاربرد فراوان کامپوزیت  $Al-Al_2O_3$  در صنایع خودروسازی و هوافضا، مطالعات مفصلی در زمینه بهبود رفتار و خواص

### ۱- مقدمه

در سال‌های اخیر، استحکام بخشی آلیاژهای آلومینیوم با ذرات سرامیکی اهمیت صنعتی پیدا کرده است. از طرفی تمایل زیادی برای استفاده از نانوذرات سرامیکی برای افزایش استحکام با حفظ

\* نویسنده مکاتبه کننده، آدرس پست الکترونیکی: f.mojiri89@yahoo.com

تاریخ دریافت: ۹۵/۱۲/۰۲

تاریخ پذیرش: ۹۷/۰۱/۲۰

مکانیکی آن انجام شده است. این کامپوزیت‌ها به روش‌های گوناگونی نظیر متالورژی پودر، آلیاژسازی مکانیکی و روش‌های مختلف ریخته‌گری مانند ریخته‌گری کوبشی، ریخته‌گری نیمه‌جامد و ریخته‌گری گردابی تولید می‌شوند. از آنجایی که توزیع فاز سرامیکی در زمینه و استحکام فصل مشترک سرامیک - زمینه تحت تأثیر روش تولید است، بررسی و مطالعه روش تولید اهمیت ویژه‌ای دارد [۳-۵].

روش ریخته‌گری نیمه‌جامد شامل هم‌زدن دوغاب نیمه‌جامد، تشکیل گرداب و ورود ذرات سرامیکی درون گرداب به وجود آمده، می‌باشد. پس از افزودن ذرات، مذاب به مدت معینی هم‌زده شده و سپس، به روش‌های متداول ریخته‌گری می‌شود. در حقیقت، وجود ذرات جامد اولیه (تشکیل شده از مذاب در منطقه نیمه جامد) در مذاب به ترشوندگی بهتر ذرات تقویت‌کننده در زمینه کمک می‌کند و موجب توزیع یکنواخت این ذرات در بین ذرات جامد اولیه می‌گردد و آگلومراسیون، جدایش و تهنشینی ذرات تقویت‌کننده را کاهش می‌دهد [۶].

راجان و همکاران با مطالعه سیستم‌های کامپوزیتی، به این نتیجه رسیدند که مکانیزم حاکم بر توزیع ذرات تقویت‌کننده، مکانیزم پس زدن ذرات است. در مواردی که ذرات به صورت پودرهای کامپوزیتی به مذاب تزریق شوند و اندازه ذرات از میکرومتر به نانومتر کاهش یابد، مکانیزم گیر افتادن ذرات بیشتر مشاهده می‌شود که این نتیجه‌گیری با تحقیقات ادامیک و همکاران، مطابقت دارد؛ آنها نشان دادند که کامپوزیت‌های شامل ذرات تقویت‌کننده نانومتری، نسبت به کامپوزیت‌های با ذرات تقویت‌کننده میکرونی، از خواص مکانیکی مطلوب‌تری بهره‌مند هستند. نقش نانو ذرات در استحکام‌دهی زمینه در نانوکامپوزیت قبلاً توسط محققان مورد بررسی قرار گرفت و معمولاً به انتقال بار خوب زمینه به فاز تقویت‌کننده، استحکام بخشی عدم مطابقت بین ذرات تقویت‌کننده و فلز زمینه، کوچک شدن اندازه دانه‌های آلیاژ زمینه (نظریه هال پیچ) و همچنین حضور نانو ذرات به عنوان موانع محدودکننده حرکت نابجایی‌ها در زمینه (مکانیزم Orowan) برمی‌گردد [۷-۹].

سجادی و همکاران جهت ساخت نمونه‌های کامپوزیتی به دو روش ریخته‌گری گردابی و ترکیبی، از آلیاژ A356 به عنوان فاز زمینه و ذرات آلومینا در دو سایز ۵۰nm و ۲۰µm به عنوان فاز تقویت‌کننده استفاده نمودند و با تغییر درصد وزنی ذرات آلومینا، رفتار مکانیکی کامپوزیت را مورد بررسی قرار دادند. با مطالعه تصاویر متالوگرافی دریافتند که کامپوزیت تقویت‌یافته با ذرات آلومینا اندازه دانه کمتری نسبت به آلیاژ تقویت نشده دارد، چون ذرات به عنوان مکان‌های جوانه‌زنی عمل کرده و اندازه دانه را کاهش می‌دهد. همچنین با بررسی استحکام کششی نمونه‌ها دریافتند که در ریخته‌گری ترکیبی با افزودن 3wt% نانوذرات آلومینا و 5wt% میکروذرات آلومینا، در فرآیند گردابی با افزودن 2wt% نانوذرات و 5wt% میکروذرات استحکام قابل توجهی حاصل شده است. افزودن آلومینا بیش از مقادیر مذکور، منجر به آگلومره شدن و افزایش میکروتخلخل‌ها و کاهش استحکام کششی نهایی در کامپوزیت می‌گردد. از طرفی در ریخته‌گری ترکیبی نسبت به روش گردابی به دلیل توزیع یکنواخت ذرات آلومینا و کاهش اندازه دانه زمینه، استحکام تسلیم افزایش یافته است. علاوه بر این، کامپوزیت‌های تقویت یافته با

نانوذرات آلومینا، بدلیل انسجام قوی بین زمینه و فاز تقویت‌کننده در مقیاس اتمی، در مقایسه با کامپوزیت‌های تقویت‌یافته با میکروذرات، استحکام بالاتری دارند [۱۰].

مشکلات عمده‌ی موجود در روش ریخته‌گری برای تولید نانو کامپوزیت شامل ترشوندگی ضعیف ذرات تقویت‌کننده در مذاب، نسبت حجم به سطح پایین نانوذرات و در نتیجه، تمایل به خوشه‌ای شدن ذرات تقویت‌کننده و افت خواص مکانیکی می‌باشند. انجام پیش عملیات بر روی ذرات قبل از افزودن آنها به مذاب، به رفع پیوندهای نامطلوب و گازهای جذب شده در سطح ذرات کمک می‌کند. در روش مخلوط‌سازی، ایجاد پوششی از آلومینیوم (مشابه با زمینه) بر روی بخش بزرگی از سطوح ذرات موجب کاهش قابل توجه میزان تماس ذرات با لایه‌ی گازی می‌شود و نهایتاً منجر به افزایش سطوح تماس آنها با مذاب می‌شود. این فرآیند، مذاب را در تماس با پودر همجنس خود قرار داده و موجب بهبود عمل اتصال می‌شود [۱۱، ۱۲].

در این پژوهش ضمن ساخت نانوکامپوزیت Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-Al6061 به روش ریخته‌گری ترکیبی، تأثیر کسر وزنی ذرات تقویت‌کننده بر خواص مکانیکی (سختی، استحکام کششی نهایی و استحکام تسلیم)، ریزساختار و آنالیز شکست آنها مورد مطالعه قرار گرفت.

## ۲- روش انجام آزمایش

برای ساخت نانوکامپوزیت Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-Al6061 با درصدهای وزنی متفاوت از نانو ذرات Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>، از آلیاژ Al6061 با ترکیب شیمیایی مشخص شده در جدول (۱) و نانو ذرات Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> با ساختار بلوری گاما و خلوص بالای ۹۹ درصد وزنی استفاده شد. شکل ظاهری نانو ذرات Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> توسط میکروسکوپ الکترونی عبوری (TEM) مدل Philips FE200 بررسی شد و با استفاده از نرم افزار MIP متوسط اندازه ذرات پودر مورد استفاده، تعیین شد.

به منظور افزایش میزان ترشوندگی نانو ذرات Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> با ترکیب شیمیایی نشان داده‌شده در جدول ۲، پودر آلومینیوم با اندازه ذره‌ی تقریبی ۱۶ میکرون به همراه پودر آلومینا با متوسط اندازه ذره‌ی ۲۰ نانومتر با نسبت وزنی ۱/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>، آسیاب مکانیکی شدند. به منظور جلوگیری از جوش سرد در طی فرآیند آسیاب، از یک درصد وزنی اسید استناریک (CH<sub>3</sub>(CH<sub>2</sub>)<sub>16</sub>COOH) استفاده شد. میزان دور آسیاب rpm ۴۸۰ و زمان فرآیند ۲۰ دقیقه در نظر گرفته شد.

جدول ۱- ترکیب شیمیایی آلیاژ ۶۰۶۱

عنصر	Ti	Zn	Cu	Si	Mg	Fe	Mn	Al
درصد	۰/۱۵	۰/۲۵	۰/۲۵	۰/۶۵	۰/۹۰	۰/۷۰	۰/۱۵	بقیه

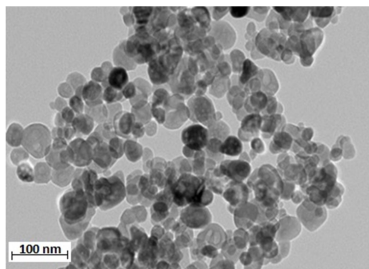
جدول ۲- ترکیب شیمیایی نانوذرات Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>

Co	Mn	Na	Cr	Fe	Ca	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>
≤2 ppm	≤3 ppm	≤70 ppm	≤4 ppm	≤80 ppm	≤25 ppm	≥99%

### ۳- نتایج و بحث

#### ۱-۳- مطالعات ریزساختاری

شکل ۲ تصویر میکروسکوپ الکترونی عبوری (TEM) نانو ذرات شبه کروی  $Al_2O_3$  را نشان می‌دهد. متوسط اندازه نانو ذرات  $Al_2O_3$  توسط نرم افزار MIP، 20 nm تعیین شد.



شکل ۲- تصویر TEM پودر نانو آلومینای مورد استفاده.

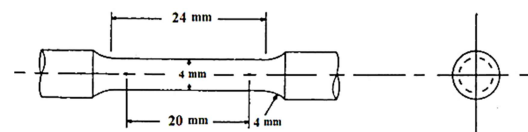
تصاویر نوری نانو کامپوزیت‌های  $Al_2O_3/3wt\%$ ،  $Al_2O_3/5wt\%$ ،  $Al_2O_3/7wt\%$ ،  $Al_2O_3/9wt\%$  تولید شده به روش ریخته‌گری ترکیبی به ترتیب در شکل ۳ (الف) تا (د) نشان داده شده‌است.

اگرچه به دلیل ریز بودن ذرات تقویت‌کننده، امکان مشاهده‌ی آنها با میکروسکوپ نوری میسر نیست، اما تغییر ساختار انجمادی و عیوب موجود را می‌توان مشاهده کرد. فاز صفحه‌ای شکل  $\beta-AlFeSi$  (فاز غالب در ریزساختار آلایزهای سری  $6 \times \times \times$ ) به صورت نوار سیاه رنگ در لبه بازوهای دندردیت‌های آلومینیوم مشاهده می‌شود؛ همچنین به دلیل حضور دو عنصر Mg و Si در آلایز زمینه، رسوبات بین فلزی  $Mg_2Si$  به شکل ذرات کرویی یا صفحه‌ای شکل به صفحات  $\beta-AlFeSi$  متصل می‌شوند؛ گزارش شده‌است که رسوبات  $Mg_2Si$  تقریباً دارای طول  $0.5$  میکرومتر و عرض کمتر از  $0.5$  نانومتر است، به علت ابعاد کوچک، این رسوبات توسط میکروسکوپ نوری قابل مشاهده نیستند [۳، ۴].

مناطق تیره بزرگ تخلخل می‌باشند و احتمالاً از حبس شدن حباب‌های هوا بین ذرات و زمینه ایجاد شده است. مناطق تیره کوچک تجمع نانو ذرات آلومینا و ایجاد آگلومره را نشان می‌دهد (شکل ۳-د). همچنین در طی انجماد نانو کامپوزیت  $Al_2O_3-Al_2O_3$ ، از آنجایی که رسانایی گرمایی ذرات  $Al_2O_3$  ( $35 W/m.k$ ) در مقایسه با مذاب زمینه ( $173 W/m.k$ )، کمتر است، ذرات  $Al_2O_3$  آرامتر از مذاب خنک می‌شود، بنابراین دمای ذرات  $Al_2O_3$  مقداری بیش از مذاب آلایز است و مذاب اطراف خود را گرم نگه می‌دارند. بنابراین انجماد مذاب اطراف ذرات به تأخیر می‌افتد. در نتیجه جوانه زنی فاز  $\alpha-Al$  در مذابی دورتر از ذرات  $Al_2O_3$ ، یعنی در جایی که دما پایین‌تر است، شروع می‌شود. رشد جوانه‌های  $\alpha-Al$  منجر به غنی شدن مذاب باقیمانده از Si و دیگر عناصر حل شونده می‌گردد. به دلیل غنی شدن مناطق اطراف ذرات  $Al_2O_3$  از Si، سطح ذرات  $Al_2O_3$  به عنوان محلی مناسب برای جوانه‌زنی فاز غنی از Si عمل می‌کند [۲]؛ بنابراین ریزساختار کامپوزیت شامل دندردیت‌های  $\alpha-Al$  و یوتکتیک سیلیکون می‌باشد، درحالی‌که ذرات  $Al_2O_3$  در بین شاخه‌های دندردیتی و در سیلیکون یوتکتیک محبوس

ریخته‌گری نمونه‌های کامپوزیتی توسط ریخته‌گری ترکیبی در دمای  $630^\circ C$  (در محدوده دمای نیمه‌جامد (L+S))، با استفاده از یک کوره مقاومتی مجهز به سیستم همزن و تحت محیط گاز آرگون صورت گرفت. برای این منظور، مقادیر  $0.3$ ،  $0.5$ ،  $0.7$  و  $0.9$  درصد وزنی از پودر کامپوزیتی  $Al-Al_2O_3$  اندازه‌گیری و در فویل‌های آلومینیومی بسته‌بندی شد. پس از ذوب کامل آلایز  $6061$  در دمای  $700^\circ C$ ، دمای مذاب تا  $630^\circ C$  (در محدوده (L+S)) کاهش و سپس فویل‌های آلومینیومی حاوی پودر تقویت‌کننده به مخلوط نیمه‌جامد اضافه شدند. مخلوط حاصل به مدت ۴ دقیقه با سرعت ۴۲۰ دور بر دقیقه توسط همزن گرافیتی هم زده شد و در نهایت با توقف عملیات هم‌زدن و افزایش دمای مخلوط تا  $700^\circ C$ ، مذاب حاصل از کف بوته به درون قالب چدنی U شکل تخلیه شد. پس از آن نمونه‌های ریخته‌گری شده در دمای  $520^\circ C$  به مدت  $2/5$  ساعت محلول‌سازی شد و پس از سرد شدن در آب  $25^\circ C$  تحت عملیات نورد سرد قرار گرفتند؛ این عملیات طی ۸ پاس انجام شد که در نهایت نمونه‌ها تا حدود  $20\%$  افزایش طول داشتند.

به منظور بررسی تأثیر کسر وزنی ذرات تقویت‌کننده بر استحکام نمونه‌های کامپوزیتی، آزمون کشش با استفاده از دستگاه Zwick 760 بر اساس استاندارد ASTM E8 و با سرعت  $3 mm/min$  انجام شد. به منظور اطمینان از تکرارپذیری نتایج، آزمون کشش برای هر نمونه کامپوزیتی سه بار تکرار شد. در شکل ۱ طرحواره‌ای از نمونه استاندارد جهت انجام تست کشش نشان داده شده‌است.



شکل ۱- طرحواره‌ای از نمونه استاندارد جهت انجام تست کشش.

چگالی نظری توسط قانون مخلوط‌ها و چگالی تجربی توسط روش ارشمیدس طبق استاندارد ASTM D3800 اندازه‌گیری شد [۱] و به کمک رابطه (۱) درصد تخلخل کلی نمونه‌ها محاسبه گردید.

$$\left[ \frac{\rho_{th} - \rho_{ex}}{\rho_{th}} \right] \times 100 \quad (1)$$

که  $\rho_{th}$  و  $\rho_{ex}$  به ترتیب معرف چگالی نظری و تجربی کامپوزیت می‌باشد.

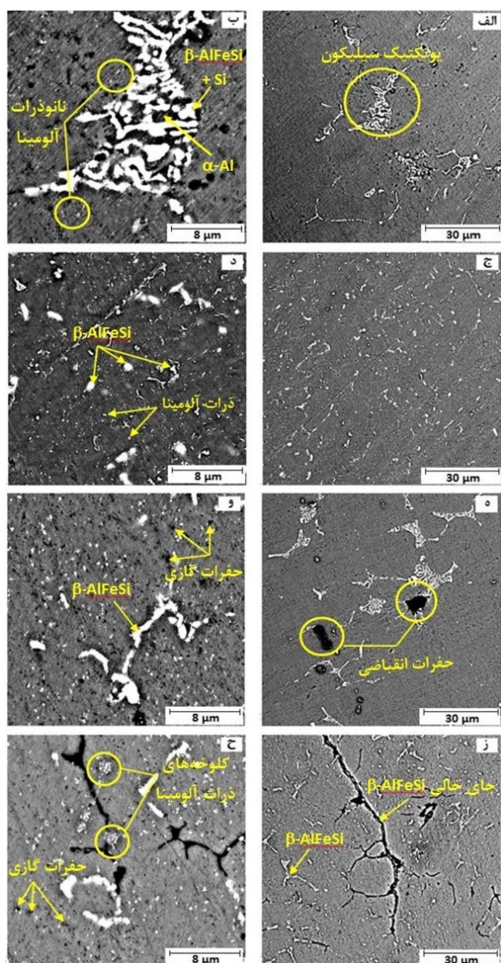
جهت بررسی‌های ریزساختاری پس از سمباده‌زنی و پولیش نمونه‌ها، عملیات اچ به وسیله محلول ویک<sup>۱</sup> (100 mL water, 4g  $KMnO_4$ , 1g NaOH) در دمای محیط به مدت ۱۰ ثانیه صورت گرفت. سختی ویکرز نمونه‌ها به کمک دستگاه FEI-VM50PC با بار ۹۸ N طبق استاندارد E92 اندازه‌گیری شد. هر نتیجه سختی حداقل میانگین ۴ آزمون سختی‌سنجی می‌باشد.

<sup>۱</sup> Weck

شده‌اند؛ حضور شاخه‌های دندریتی و یوتکتیک سیلیکون به همراه نانو ذرات محبوس شده در یوتکتیک سیلیکون به خوبی در شکل ۴ قابل رؤیت است.

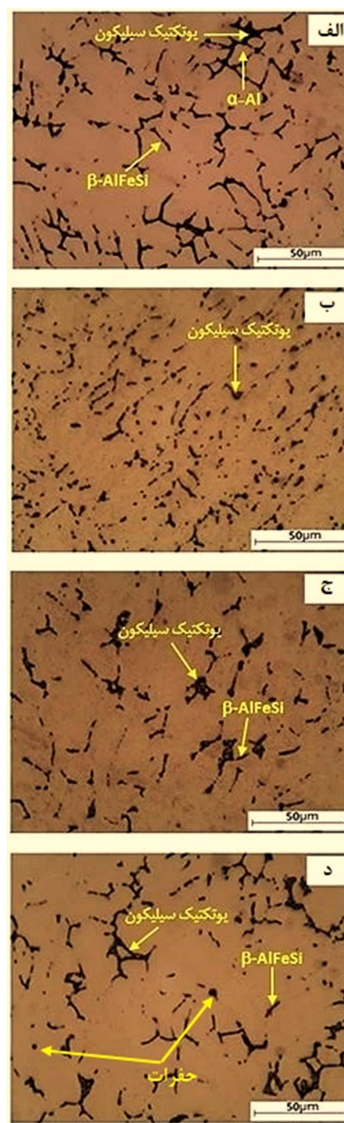
شکل ۴- تصویر میکروسکوپ نوری از نمونه‌ی کامپوزیتی-Al6061- $Al_2O_3$  0/5wt% ساخته شده به روش ریخته‌گری ترکیبی.

در شکل ۵ تصاویر میکروسکوپ الکترون روبشی نانوکامپوزیت‌های Al6061- $Al_2O_3$  0/3wt% ، Al6061-0/5wt% $Al_2O_3$  ، Al6061-0/7wt% $Al_2O_3$  ، Al6061-0/9wt% $Al_2O_3$  تولید شده به روش ریخته‌گری ترکیبی به ترتیب از (الف) تا (ح) نشان داده شده‌است.

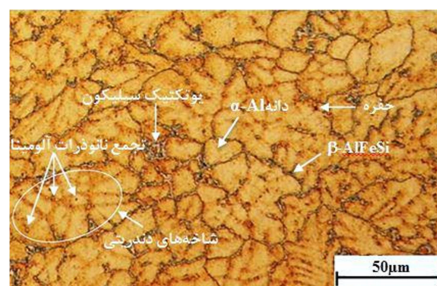


شکل ۵- تصاویر حاصل از میکروسکوپ الکترون روبشی مد الکترون برگشتی از نمونه‌های کامپوزیتی ساخته شده به روش ریخته‌گری ترکیبی با تغییر درصد وزنی نانوذرات آلومینا به ترتیب در دو بزرگنمایی متفاوت: (الف) Al6061-0/3wt%  $Al_2O_3$  ، (ب) Al6061-0/5wt%  $Al_2O_3$  ، (ج) Al6061-0/7wt%  $Al_2O_3$  ، (د) Al6061-0/5wt%  $Al_2O_3$  ، (و) Al6061-0/7wt%  $Al_2O_3$  ، (ز) Al6061-0/9wt%  $Al_2O_3$ .

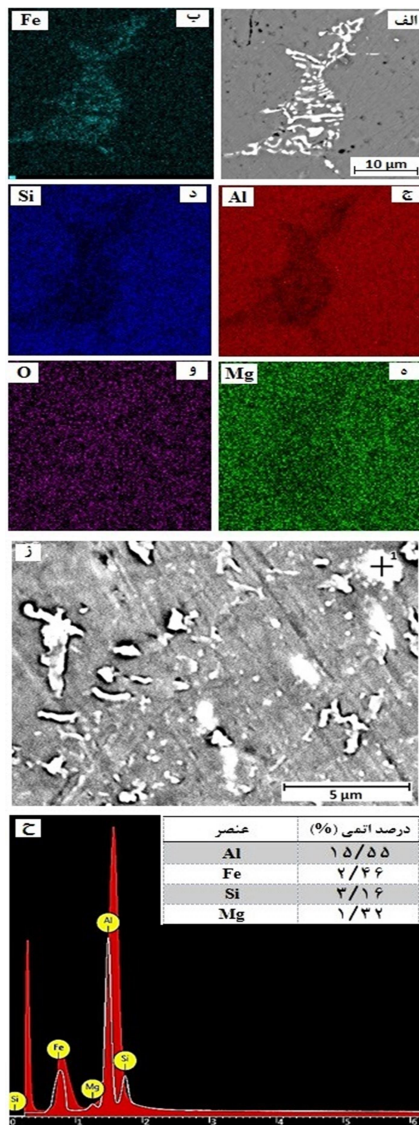
همانگونه که در شکل ۵ مشاهده می‌گردد، فازهای قابل مشاهده در ریزساختار کامپوزیت‌های ریختگی شامل دندریتهای سیلیکونی می‌باشد که در مرز دندریتهای، ترکیبات بین فلزی ناشی از حضور Fe، Si و Al به رنگ سفید دیده می‌شوند. از آنجا که حلالیت آهن در آلومینیوم در حالت تعادلی کمتر از ۰/۰۵ درصد است، تقریباً تمام آهن موجود در آلیاژهای آلومینیوم باعث



شکل ۳- تصاویر میکروسکوپ نوری از نمونه‌های کامپوزیتی ساخته شده به روش ریخته‌گری ترکیبی با تغییر درصد وزنی نانوذرات آلومینا، (الف) Al6061-0/3wt%  $Al_2O_3$  ، (ب) Al6061-0/5wt%  $Al_2O_3$  ، (ج) Al6061-0/7wt%  $Al_2O_3$  ، (د) Al6061-0/9wt%  $Al_2O_3$ .







شکل ۶- (الف) تصویر حاصل از میکروسکوپ الکترونی روبشی مد الکترون برگشتی از نمونه کامپوزیتی حاوی ۳ درصد وزنی آلومینا، نقشه توزیع عناصر: (ب) آهن، (ج) آلومینیوم، (د) سیلیسیم، (ه) منیزیم، (و) اکسیژن، (ز) تصویر حاصل از میکروسکوپ الکترونی مد الکترون برگشتی روبشی، (ح) طیف آنالیز عنصری.

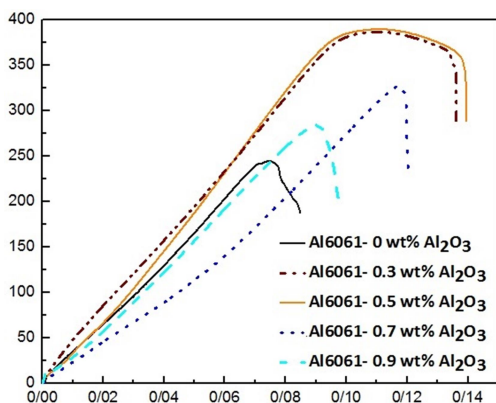
در نقشه توزیع عناصر، سه عنصر آهن، آلومینیوم، سیلیسیم پررنگ‌تر از سایر عناصر دیده می‌شود که نشان‌دهنده درصد اتمی بالاتر این عناصر است؛ همانگونه که در تصاویر حاصل از میکروسکوپ الکترونی روبشی مشاهده می‌شود (شکل ۵) در تمامی کامپوزیت‌های تولیدی، فاز سفید رنگ  $\beta$ -AlFeSi فاز غالب در زمینه است که با توجه به درصد وزنی بالای عناصر آهن، آلومینیوم و سیلیسیم قابل توجه است. همچنین با توجه به درصد وزنی کم نانو ذرات آلومینا (کمتر از ۱ درصد وزنی) در کامپوزیت‌های تولیدی، در نقشه توزیع عناصر، عنصر اکسیژن کم‌رنگ دیده می‌شود. از طرفی نتایج حاصل از آنالیز عنصری نقطه‌ای، حضور عناصر آهن، آلومینیوم، سیلیسیم، منیزیم در نمونه کامپوزیتی را تأیید می‌کند؛ از آنجایی که رسوبات ریز  $Mg_2Si$  به صفحات

تشکیل فاز ثانویه می‌شود و فاز صفحه‌ای شکل  $\beta$ -AlFeSi در لبه بازوهای دندریت‌های سیلیکونی (شکل ۵ ب)) حین انجماد رسوب کرده و باعث کاهش انعطاف‌پذیری می‌گردد [۳، ۴]. رسوبات ریز  $Mg_2Si$  حتی توسط دستگاه میکروسکوپ الکترونی روبشی تشخیص داده نشد.

حضور رسوبات بین فلزی در مرز دانه، اندازه تقریبی دانه‌ها را در تصاویر میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ الکترونی روبشی مشخص می‌کند؛ بنابراین کاهش فاصله بین رسوبات و ریز شدن رسوبات را می‌توان دلیلی بر کاهش اندازه دانه زمینه کامپوزیت دانست. بر این اساس با مقایسه تصاویر ۵ (الف، ب) و ۵ (ج، د) مشاهده می‌شود که افزودن نانوذرات آلومینا تا ۰/۵ درصد وزنی، باعث ریز شدن دانه‌های آلیاژ زمینه می‌شود؛ از آنجایی که ذرات آلومینا به عنوان مکان‌های جوانه‌زنی ناهمگن برای آلومینیوم زمینه عمل می‌کنند، حضور ۰/۵ درصد وزنی نانو ذرات آلومینا، منجر به ریزدانه‌گی زمینه می‌شود [۵]. اما با افزودن ذرات سرامیکی آلومینا بیش از حد بهینه (۰/۵ درصد وزنی)، روند افزایشی در اندازه‌دانه زمینه مشاهده می‌گردد که در تصاویر ۵ (ه، و) و ۵ (ز، ح) قابل رؤیت است. در بخشی از تصویر ۵ (ح) کلوخه‌های به هم پیوسته‌ای مشاهده می‌شود که خود را از زمینه جدا کرده‌اند. احتمال می‌رود که وجود ۰/۹ درصد وزنی نانو ذرات آلومینا در افزایش انرژی سطحی و بهم پیوستن پاره‌ای از نانو ذرات آلومینا به یکدیگر به صورت یک کره مؤثر واقع شده و سبب ایجاد کلوخه‌های درشت نسبتاً کروی در شکل ۵ (ح) گردیده است. همچنین با افزودن ۰/۹ درصد وزنی نانو ذرات  $Al_2O_3$ ، رسانایی گرمایی، ضریب انتقال گرمای آلیاژ زمینه و میزان استخراج گرما به میزان قابل ملاحظه‌ای کاهش می‌یابد [۶]. این عوامل سبب افزایش زمان انجماد کامپوزیت و درشت شدن دانه‌های زمینه می‌گردد.

میزان جذب گاز به سطح ذرات تقویت‌کننده با افزایش درصد وزنی ذرات، افزایش می‌یابد و منجر به ایجاد حفره‌های گازی و افزایش تخلخل در کامپوزیت می‌گردد. وجود آثاری از اینگونه حفره‌های میکروسکوپی در بعضی از نقاط فصل مشترک ذره با زمینه در شکل ۵ (و) و ۵ (ح) قابل تشخیص است. همچنین در تصاویر ۵ (ز، ح)، نوار پیوسته سیاه رنگی در امتداد رسوبات  $\beta$ -AlFeSi مشاهده می‌گردد؛ این نوار سیاه رنگ که تحت عنوان تخلخل مصنوعی شناخته می‌شود جای خالی رسوبات  $\beta$ -AlFeSi را نشان می‌دهد که در اثر جدا شدن این رسوبات از زمینه به وجود می‌آیند. در حقیقت درشت شدن رسوبات  $\beta$ -AlFeSi در نمونه حاوی ۰/۹ درصد وزنی نانو ذرات آلومینا، احتمال جدا شدن این رسوبات را در حین فرآیند آماده‌سازی نمونه افزایش می‌دهد.

جهت اطمینان از نوع ذرات مشاهده شده و فازهای موجود در ساختار از میکروسکوپ الکترونی روبشی مجهز به آنالیز EDS بهره گرفته شد. شکل ۶ نتیجه آنالیز عنصری صفحه ای و نقطه ای بر روی یکی از ذرات را نشان می‌دهد.



شکل ۷- اثر کسر وزنی ذرات تقویت کننده بر خواص کششی کامپوزیت تولید شده به روش ریخته‌گری ترکیبی در دمای ۶۳۰°C

جدول ۴- تأثیر کسروزی ذرات تقویت کننده بر خواص کششی کامپوزیت تولید شده به روش ریخته‌گری ترکیبی در دمای ۶۳۰°C

نمونه	$\sigma_{UTS}$ (MPa)	$\sigma_Y$ (MPa)	%EL
Al 6061-0wt% Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	۲۱۱ ± ۱۰	۲۴۵ ± ۱۰	۷/۸ ± ۰/۵
Al 6061-0/3wt% Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	۲۳۲ ± ۱۰	۳۸۷ ± ۱۰	۱۳/۲ ± ۰/۵
Al 6061-0.5wt% Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	۲۸۶ ± ۱۰	۳۹۰ ± ۱۰	۱۳/۸ ± ۰/۵
Al 6061-0/7wt% Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	۱۵۶ ± ۱۰	۳۲۷ ± ۱۰	۱۱/۸ ± ۰/۵
Al 6061-0/9wt% Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	۱۴۳ ± ۱۰	۲۸۵ ± ۱۰	۹/۱ ± ۰/۵

۳-۳-۱- بررسی استحکام تسلیم و استحکام کششی نهایی

به طور کلی دلیل افزایش استحکام تسلیم در نمونه‌های کامپوزیتی را می‌توان به نرخ کارسختی بالای کامپوزیت در کرنش‌های کم نسبت داد که افزایش کارسختی نیز تحت تأثیر خواص الاستیک ذرات آلومینا و ممانعت آنها از تغییر شکل پلاستیک زمینه است. البته مکانیزم‌های فرعی مانند کوچک شدن اندازه دانه‌های آلیاژ زمینه (مکانیزم استحکام بخشی هال-پیچ)، مکانیزم انتقال بار<sup>۱</sup> از زمینه به فاز تقویت کننده و استحکام بخشی عدم مطابقت<sup>۲</sup> بین ذرات تقویت کننده و فلز زمینه نیز می‌توانند در مقاوم شدن کامپوزیت مؤثر باشند [۷-۹].

اختلافی که بین استحکام تسلیم آلیاژ ۶۰۶۱ و کامپوزیت حاوی ۰/۳ درصد وزنی آلومینا وجود دارد (جدول ۴) ناشی از وجود ذرات تقویت کننده در کامپوزیت و فعال کردن مکانیزم‌های استحکام دهی در آن است. ضریب انبساط گرمایی Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> و Al به ترتیب  $\frac{1}{k}$  و  $8 \times 10^{-6} \frac{1}{k}$  است. ضریب انبساط گرمایی Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> و Al به ترتیب  $\frac{1}{k}$  و  $8 \times 10^{-6} \frac{1}{k}$  گزارش شده است. طبق نظریه آرسنالت<sup>۳</sup>، در حین سرد کردن کامپوزیت از دماهای بالای تولید به دمای محیط، به دلیل اختلاف در ضرایب انبساط گرمایی زمینه و فاز تقویت کننده، تنش‌های پسماندی به وجود می‌آیند که موجب می‌شوند زمینه در حال کشش و فاز تقویت کننده تحت فشار قرار گیرند، این تنش‌های پسماند سبب

$\beta$ -AlFeSi متصل هستند، نمی‌توان این رسوبات را توسط شناساگر آنالیز عنصری تفکیک نمود؛ آنالیز EDS برای نقطه ۱ (شکل ۶ ح)) نشان دهنده وجود رسوبات Mg<sub>2</sub>Si و  $\beta$ -FeSiAl<sub>3</sub> در آلیاژ ۶۰۶۱ با توجه به درصد اتمی عناصر یاد شده، می‌باشد.

### ۳-۲- بررسی چگالی و درصد تخلخل نمونه‌ها

جدول ۳، تأثیر کسر وزنی ذرات آلومینا بر چگالی تجربی و تخلخل کامپوزیت را نشان می‌دهد. میزان تخلخل موجود در یک کامپوزیت ریخته‌گری نقش مهمی در تعیین خواص مکانیکی آن بر عهده دارد. طبق رابطه (۱) افزایش چگالی تجربی، کاهش میزان تخلخل در ماده را نشان می‌دهد.

با افزودن نانوذرات آلومینا به آلیاژ ۶۰۶۱، به دلیل جوانه‌زنی حفرات در سطح ذرات Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>، درصد تخلخل افزایش می‌یابد. افزایش کسر وزنی ذرات آلومینا در مذاب منجر به تشکیل حفره درون توده‌های ذرات می‌شود. از طرف دیگر، با افزایش درصد وزنی ذرات تقویت کننده پدیده‌ی کلوخه‌ای شدن آنها تشدید شده و فضای خالی بین ذرات کلوخه‌ای باعث ایجاد تخلخل می‌گردد. افزون بر این، تخلخل گازی با افزایش درصد وزنی ذرات تقویت کننده بیشتر می‌شود، زیرا گرانشی بالای مذاب اجازه‌ی خروج حباب‌های هوا را نمی‌دهد و در نتیجه، مقدار گاز حبس شده افزایش می‌یابد. داده‌های جدول ۳ افزایش ۴ برابری درصد تخلخل را در نمونه Al6061-0.9wt% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> نسبت به آلیاژ ۶۰۶۱ نشان می‌دهد که این افزایش قابل ملاحظه درصد تخلخل، با توجه به حضور حفرات و کلوخه‌ای شدن ذرات در شکل ۵ ح)، قابل توجیه می‌باشد.

جدول ۳- تأثیر کسر وزنی ذرات تقویت کننده بر درصد تخلخل

نمونه‌های کامپوزیتی Al6061- Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>

درصد تخلخل	چگالی تجربی (g/cm <sup>3</sup> )	نمونه
۱/۱۱ ± ۰/۲۵	۲/۶۷ ± ۰/۰۲	Al6061- 0 wt% Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>
۱/۴۸ ± ۰/۲۵	۲/۶۶ ± ۰/۰۲	Al6061-0/3wt% Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>
۲/۲۲ ± ۰/۲۵	۲/۶۴ ± ۰/۰۲	Al6061-0/5wt% Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>
۳/۷۰ ± ۰/۲۵	۲/۶۰ ± ۰/۰۲	Al6061-0/7wt% Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>
۴/۴۴ ± ۰/۲۵	۲/۵۸ ± ۰/۰۲	Al6061-0/9wt% Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>

### ۳-۳- بررسی خواص کششی

منحنی تنش-کرنش مهندسی نمونه‌ها در شکل ۷ با یکدیگر مقایسه شده است. در جدول ۴ نتایج بدست آمده از آزمون کشش شامل تنش تسلیم، استحکام کششی نهایی و درصد ازدیاد طول نشان داده شده است.

<sup>1</sup> Load bearing

<sup>2</sup> Mismatch strengthening

<sup>3</sup> Arsenault

افزایش چگالی نایجایی‌ها در فصل مشترک زمینه - تقویت‌کننده و افزایش استحکام تسلیم کامپوزیت می‌گردد [۱۱-۱۳].

همچنین افزایش قابل توجهی در استحکام تسلیم کامپوزیت  $Al6061-0/5wt\%Al_2O_3$  نسبت به کامپوزیت  $Al6061-0/3wt\%Al_2O_3$  مشاهده می‌شود و پس از آن با افزودن نانو ذرات آلومینا، استحکام تسلیم سیر نزولی پیدا کرده است. این پدیده بر طبق مکانیزم اوراوان<sup>۱</sup> قابل توجیه است. بر طبق این مکانیزم با فرض هم محور بودن ذرات تقویت‌کننده استحکام تسلیم ( $\sigma_c$ ) به صورت رابطه (۲) تخمین زده می‌شود:

$$\sigma_c = 2Gb / L \quad (2)$$

$$L = 6d(2\pi / f_v)^{1/2} \quad (3)$$

G مدول برشی، b بردار برگرز، L فاصله بین ذرات، d اندازه ذرات و  $f_v$  معرف کسر حجمی ذرات تقویت‌کننده می‌باشد. طبق نظریه اوراوان تنش لازم برای خم شدن و عبور نایجایی از بین ذرات تقویت‌کننده، متناسب با معکوس فاصله بین آنها می‌باشد. بر اساس این نظریه با حرکت هر نایجایی بر صفحه لغزش، یک حلقه نایجایی به دور هر یک از ذرات اضافه می‌شود. این حلقه‌ها یک تنش بازگشتی بر منابع تولید نایجایی وارد کرده و در نتیجه برای تولید نایجایی‌های جدید و ادامه تغییر شکل به تنش بیشتری نیاز است؛ این امر سبب افزایش استحکام تسلیم می‌گردد [۱۲]. با توجه به رابطه (۳)، به شرط ثابت ماندن اندازه ذرات تقویت‌کننده، با افزایش کسر حجمی ذرات، فاصله بین آنها کاهش می‌یابد که طبق رابطه (۲) کاهش فاصله بین ذرات تقویت‌کننده باعث افزایش تنش لازم برای حرکت نایجایی‌ها بین ذرات شده و در نتیجه با افزایش درصد وزنی ذرات آلومینا از ۰/۳٪ به ۰/۵٪، استحکام تسلیم افزایش می‌یابد. در حقیقت توزیع یکنواخت ذرات در کامپوزیت حاوی ۰/۵ درصد وزنی آلومینا باعث کاهش فاصله ذرات و افزایش استحکام تسلیم شده است. ولی در کسر وزنی بالاتر از ۰/۵ wt٪، به دلیل افزایش میزان کلوخه‌ای شدن نانو ذرات تقویت‌کننده، فاصله بین ذرات افزایش و در نتیجه استحکام تسلیم کاهش می‌یابد.

تنش‌های درونی در ریزساختار، از عوامل دیگر مؤثر بر تغییرات استحکام تسلیم است. با افزایش میزان کلوخه‌ای شدن ذرات و افزایش تعداد مراکز تمرکز تنش در زمینه‌ی نمونه، فرآیند ریزتسلیم شدن<sup>۲</sup> زمینه در مقادیر کمتری از تنش به وقوع می‌پیوندد [۱۴]. از این رو می‌توان علت کاهش استحکام تسلیم نمونه  $Al6061-0/9wt\%Al_2O_3$  نسبت به نمونه‌ی  $Al6061-0/7wt\%Al_2O_3$  را افزایش نقاط تمرکز تنش به دلیل افزایش میزان کلوخه‌ای شدن نانو ذرات نیز دانست.

تغییرات استحکام نمونه‌های کامپوزیتی با استفاده از مکانیزم هال-پچ نیز قابل تفسیر است. براساس این مکانیزم ارتباط بین تنش سیلان و اندازه دانه بر اساس رابطه زیر تعریف می‌شود:

$$\sigma_c = \sigma_i + KD^{-1/2} \quad (4)$$

(تنش مقاوم در برابر حرکت نایجایی‌ها)، D قطر دانه و K یک عدد ثابت است. بر اساس این رابطه، تنش تسلیم با اندازه‌دانه رابطه عکس دارد؛

زیرا کاهش اندازه دانه منجر به افزایش مناطق مرزدانه‌ای و محدود شدن حرکت نایجایی‌ها می‌گردد؛ لذا با کاهش اندازه‌دانه، تنش تسلیم افزایش می‌یابد [۱۵]. از طرفی در حین اعمال بار (تغییر فرم پلاستیک)، ترک در نواحی تقویت‌کننده ایجاد شده و شروع به پیشروی می‌کند و با رسیدن به مرزدانه‌های آلومینیوم زمینه متوقف می‌شود. به این ترتیب کاهش اندازه دانه‌های آلومینیوم زمینه، از راه متوقف کردن ترک و به تأخیر انداختن شکست نمونه‌ی کامپوزیتی، استحکام نهایی کامپوزیت را افزایش می‌دهد [۱۶]. بر این اساس می‌توان گفت استحکام تسلیم و استحکام کششی نهایی نمونه‌ی  $Al6061-0/5wt\%Al_2O_3$  با اندازه دانه کمتر نسبت به سایر نمونه‌ها، بیشتر خواهد بود.

سیر نزولی استحکام نهایی مشاهده شده در مقادیر بالاتر از ۰/۵ درصد وزنی را می‌توان به افزایش میزان کلوخه‌ای شدن ذرات و افزایش تمرکز تنش در این نواحی نسبت داد؛ به این صورت که این نواحی با افزایش تنش موضعی و کاهش تنش لازم جهت شکست، استحکام نهایی کامپوزیت را کاهش می‌دهند [۱۷]. وجود حفره‌های گازی نیز به عنوان منابع ترک بر روی کاهش استحکام نهایی مؤثر است [۸]؛ همانگونه که در شکل ۵ (و، ح) مشاهده می‌شود با افزایش درصد وزنی بیش از حد بهینه، تخلخل‌های گازی افزایش یافته و این عامل نیز می‌تواند باعث کاهش مقدار استحکام کششی نهایی شود.

### ۳-۲- بررسی انعطاف‌پذیری (درصد ازدیاد طول)

با توجه به داده‌های جدول ۴ مشاهده می‌شود که با افزودن نانوذرات آلومینا تا ۰/۵ درصد وزنی به آلیاژ ۶۰۶۱، انعطاف‌پذیری افزایش یافته و پس از آن سیر نزولی پیدا کرده است. می‌توان گفت مرزدانه‌ها تأثیر زیادی روی رفتار شکست ماده و افزایش انعطاف‌پذیری دارند. در حقیقت مشکل‌ترین مرحله در رشد و پیشرفت ترک به وجود آمده در اثر تغییر فرم پلاستیکی و تجمع نایجایی‌ها، برخورد آنها با موانع قوی چون مرزدانه‌ها می‌باشد. بنابراین دلیل افزایش انعطاف‌پذیری در اثر ریزدانه شدن را می‌توان به تأثیر مرزدانه به عنوان یک مانع روی توقف ترک ربط داد. ترک با برخورد به مرزدانه کور می‌شود و برای جوانه‌زنی و رشد مجدد نیاز به انرژی زیادی دارد؛ زیرا باید مسیر خود را تغییر دهد تا روی صفحه‌ای مناسب در دانه مجاور ادامه حرکت دهد. دلیل دیگر افزایش انعطاف‌پذیری در اثر ریز شدن دانه را می‌توان ناشی از کوچک بودن طول ترک دانست که برای پیشروی و شکست قطعه نیاز به تنش زیادتری دارد [۱۸-۲۰].

فواصل بین ذرات تقویت‌کننده، نقش اندازه دانه را دارا می‌باشد. به این صورت که هر چه ذرات ریزتر و فاصله آنها کمتر باشد، یا به عبارتی توزیع نانوذرات بهتر باشد، استحکام ماده بیشتر خواهد بود و تنش بیشتری برای حرکت نایجایی بین ذره ذره لازم است (رابطه اوراوان)؛ از طرفی ریز بودن دانه‌ها با کم بودن فاصله بین ذرات، موجب کاهش تعداد نایجایی‌های تجمع کرده در پشت موانع می‌شوند که این به نوبه خود موجب اعمال تنش موضعی کمتر در نوک تجمع روی موانع و عدم ایجاد ترک می‌گردند که به این طریق میزان استحکام و انعطاف‌پذیری را افزایش می‌دهند [۲۱].

به طور کلی افزایش انعطاف‌پذیری را می‌توان به افزایش مناطق مرز دانه‌ای با توجه به اصلاح دانه‌ها، تخلخل کمتر، توزیع بهتر ذرات

<sup>1</sup> Orowan Mechanism

<sup>2</sup> Microyielding

نسبت داد [۱۷]. در نمونه حاوی ۰/۵ درصد وزنی ذرات آلومینا نسبت به نمونه حاوی ۰/۳ درصد وزنی آلومینا، دو عامل ریزدانه‌گی و توزیع بهتر ذرات بر افزایش درصد تخلخل غلبه کرده و مانع از افت قابل ملاحظه انعطاف پذیری شده است اما با افزایش نانو ذرات آلومینا بیش از حد بهینه (۰/۵ درصد وزنی)، میزان تخلخل و کلوخه‌ای شدن ذرات و تمرکز تنش در زمینه افزایش می‌یابد، که به نوبه خود به طور مؤثری انعطاف پذیری را کاهش می‌دهد.

### ۳-۴- بررسی سختی نمونه‌ها

سختی بیانگر مقاومت ماده در برابر تغییر فرم پلاستیکی ناشی از نفوذ فرورونده می‌باشد. بنابراین سختی آلیاژهای آلومینیوم تحت تأثیر پارامترهایی است که بر روی حرکت نابجایی‌ها تأثیرگذار هستند. مهم‌ترین عواملی که باعث افزایش سختی می‌شوند، کاهش اندازه دانه و تشکیل ترکیبات بین فلزی است [۲۲]. اثر کسر وزنی نانو ذرات  $Al_2O_3$  بر سختی نمونه‌های کامپوزیتی تولید شده به روش ریخته‌گری ترکیبی در جدول ۵ آورده شده است.

جدول ۵- تأثیر کسر وزنی ذرات تقویت کننده بر سختی نمونه‌های

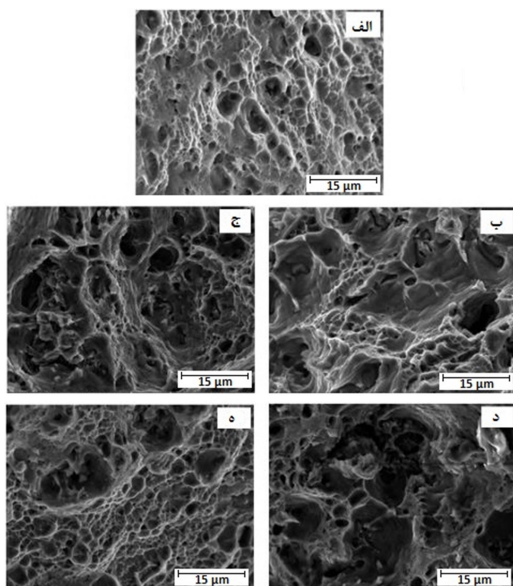
کامپوزیتی

نمونه	سختی (VHN)
Al6061- 0 wt% $Al_2O_3$	۱۱۶±۱
Al6061-0/3wt% $Al_2O_3$	۱۲۰±۳
Al6061-0/5wt% $Al_2O_3$	۱۳۴±۳
Al6061-0/7wt% $Al_2O_3$	۱۱۴±۱
Al6061-0/9wt% $Al_2O_3$	۱۱۲±۱

با توجه به اینکه سختی ذرات آلومینا (۱۵۰۰ ویکرز) از سختی آلیاژ ۶۰۶۱ (۱۱۵ ویکرز) بیشتر است، افزایش سختی کامپوزیت با افزودن آلومینا دور از انتظار نیست. ذرات آلومینا به عنوان موانعی در برابر حرکت نابجایی‌ها عمل کرده و به این ترتیب سختی را افزایش می‌دهند؛ اما مشاهده می‌شود که با افزایش کسر وزنی نانو ذرات آلومینا، ابتدا روندی افزایشی و سپس کاهش در میزان سختی دیده می‌شود. حضور ۰/۵ درصد وزنی نانوذرات آلومینا در شکل ۵ (ج)، در مقایسه با تصاویر ۵ (الف) و ۵ (ه)، منجر به ریز شدن رسوبات بین فلزی، فاز یوکتیک و توزیع یکنواخت نانو ذرات در زمینه شده است؛ از آنجائی که یوکتیک سیلیسیم از سختی بالا و شکل پذیری کمی برخوردار هستند، در هنگام وارد آمدن نیرو توسط فرورونده الماسی، همانند دژ مستحکم مانع تغییر شکل پلاستیکی زمینه در صفحه عمود بر راستای اعمال نیرو خواهند شد و بنابراین سختی بیشتری حاصل می‌شود [۲۳]. با افزایش بیشتر میزان ذرات تقویت کننده و گذر از حد بهینه (۰/۵ درصد وزنی آلومینا)، توزیع ناممکن ذرات درون زمینه رخ داده و با تشکیل خوشه‌ها و حفره‌ها، چگالی نسبی کاهش یافته و به این ترتیب سختی کاهش می‌یابد.

### ۳-۵- بررسی سطح شکست نمونه‌ها

تصاویر میکروسکوپ الکترون روبشی از سطح شکست نمونه‌های Al6061-0wt%  $Al_2O_3$ ، Al6061-0/3wt%  $Al_2O_3$ ، Al6061-0/5wt%  $Al_2O_3$ ، Al6061-0/7wt%  $Al_2O_3$ ، Al6061-0/9wt%  $Al_2O_3$  تولید شده به روش ریخته‌گری ترکیبی به ترتیب در تصاویر (الف) تا (ه) در شکل ۸ نشان داده شده است.



شکل ۸- تصاویر حاصل از میکروسکوپ الکترون روبشی مد الکترون ثانویه از سطح شکست نمونه‌های ریخته‌گری شده با تغییر درصد وزنی نانوذرات آلومینا، (الف) Al6061، (ب) Al6061-0/3wt%  $Al_2O_3$ ، (ج) Al6061-0/5wt%  $Al_2O_3$ ، (د) Al6061-0/7wt%  $Al_2O_3$ ، (ه) Al6061-0/9wt%  $Al_2O_3$

به طور کلی رفتار شکستی که در کامپوزیت‌ها مشاهده می‌شود ترکیبی از شکست ترد و نرم می‌باشد و به روش ساخت، عملیات حرارتی، مورفولوژی، توزیع فاز تقویت کننده و نوع تنش اعمالی بستگی دارد [۱۶]. 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 آنها بیشتر باشد، انعطاف پذیری نمونه بیشتر بوده است.

با توجه به حضور عناصر آلیاژی در زمینه فلزی ۶۰۶۱ و انجام واکنش بین این عناصر با زمینه فلزی و ذرات تقویت کننده  $Al_2O_3$ ، رسوبات بین فلزی تردی در فصل مشترک ذره-زمینه تشکیل می‌گردد؛ در نتیجه این امر، استحکام برشی در فصل مشترک ذره-زمینه از استحکام شکست ذرات تقویت کننده کمتر خواهد شد و در حین اعمال بار در آزمون کشش، شکست از طریق ترک خوردگی فصل مشترک ذره-زمینه اتفاق می‌افتد [۲۴]. همچنین بر طبق گزارش آرنالت [۲۵] در حین آزمون کشش، ترک خوردگی ذرات تقویت کننده کمتر از ۱۰ میکرون اتفاقی نادر است؛ پس می‌توان گفت شکست در کامپوزیت‌های

<sup>1</sup> Dimple



- [3] Kalifa W., Samuel F and Gruzleski J., Iron Intermetallic Phases in the Al Corner of the Al-Si-Fe System. *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol.34, pp. 807, 2003.
- [4] Taylor J., The Effect of Iron in AlSi Casting Alloys. *Conference Paper: Cooperative Research Centre for Cast Metals Manufacturing*, 2004.
- [5] Peng J., Tang X., He J and Xu D., Effect of Heat treatment on Microstructure and Tensile Properties of A356 Alloys. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, vol. 21, pp. 1950-1956, 2011.
- [6] Zhao Y., Zhang S., Chen G., Cheng X and Wang C., In Situ ( $Al_2O_3+Al_3Zr$ ) Np/Al Nanocomposites Synthesized by Magneto-Chemical Melt reaction. *Composites Science and Technology*, vol. 68, pp. 1463-1470, 2008.
- [7] Rabindra B and Sutradhar G., Solidification Characteristics and Forgeability of Aluminium Alloy Metal Matrix Composites. *Metallurgy Materials Engineering*, vol. 65, pp. 355-363, 2012.
- [8] Sajjadi S and Zebarjad S., Influence of Nano-Size  $Al_2O_3$  Weight Percent on the Microstructure and Mechanical Properties of Al-Matrix Nanocomposite. *Powder Metallurgy*, vol. 8, pp. 71-78, 2010.
- [9] Hassan S and Gupta M., Effect of Particulate Size of  $Al_2O_3$  Reinforcement on Microstructure and Mechanical Behavior of Solidification Processed Elemental Mg. *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 419, pp. 84-90, 2006.
- [10] Sajjadi S., Ezatpour H and Parizi M., " Comparison of Microstructure and Mechanical Properties of A356 Aluminum Alloy/ $Al_2O_3$  Composites Fabricated by Stir and Compo-casting Processes", *Materials and Design*, vol. 34, pp. 106-111, 2012.
- [11] Habibnejad M., Mahmudi R and Poole W., Enhanced Properties of Mg Based Nano-Composites Reinforced with  $Al_2O_3$  Nano-Particles. *Materials Science and Engineering*, vol. 519, pp. 198-203, 2009.
- [12] Arsenault R and Shi N., Dislocation Generation Due to Differences Between the Coefficient of Thermal Expansion. *Material science and Engineering*, vol. 81, p. 175, 1986.
- [13] Zhang Z and Chen D., Contribution of Orowan Strengthening Effect in Particulate-Reinforced Metal Matrix Nanocomposites. *Materials Science and Engineering*, vol. 483, pp. 148-152, 2008.
- [۱۴] قربانیان جواد و سراجیان حسین، آلومینیوم و آلیاژهای آن. حسین سراجیان، تهران، ۱۳۸۷.
- [15] Mummery P and Derby B., The Influence of Microstructure on the Fracture Behaviour of Particulate Metal Matrix Composites. *Materials Science and Engineering*, vol. 135, pp. 221-224, 1991.
- [۱۶] نصیریان ن. و رنجبر خ.، بررسی خواص مکانیکی و ریزساختاری کامپوزیت Al/Brass ساخته شده به روش اتصال نوردی تجمعی. مجله مواد نوین، ش. ۱، ص ۴۵-۵۴، ۱۳۹۱.
- [۱۷] عبدالهی ع. و علیزاده ع.، تولید نانوکامپوزیت دو جزیی فوق مستحکم زمینه آلومینیومی به روش آلیاژسازی مکانیکی و اکستروژن داغ و بررسی خواص مکانیکی آن. مجله مواد نوین، ش. ۱، ص ۸۳-۹۸، ۱۳۹۲.
- [18] Samuel A., Gotmare A and Samuel F., Effect of Solidification Rate and Metal Feedability on Porosity and  $SiC/Al_2O_3$  Particle Distribution in an Al-Si-Mg (359) Alloy. *Composites Science & Technology*, vol. 53, pp. 301-315, 1995.

$Al6061/Nano Al_2O_3$  عمدتا توسط ترک خوردگی در فصل مشترک ذره-زمینه رخ می‌دهد؛ بدیهی است که تخلخل یا حفرات موجود در ریز ساختار و عدم انسجام و یکپارچگی در فصل مشترک ذره-زمینه نقش مهمی در کاهش تغییر فرم این کامپوزیت‌ها بازی می‌کنند [۱۶]. [۲۶]

طبق مدل اشبی [۲۷] در تغییر شکل پلاستیک مواد غیر همگن، جوانه‌زنی حفرات برای رسوبات و ذرات ریزتر، در کرنش‌های بیشتری اتفاق می‌افتد؛ بنابراین با توجه به تصاویر حاصل از میکروسکوپ الکترون روبشی (شکل ۵)، هر چه رسوبات بین فلزی تشکیل شده در فصل مشترک ذره-زمینه کوچکتر باشند، میزان کرنش در حین آزمون کشش تا رسیدن به نقطه شکست کامل، افزایش می‌یابد. با مقایسه بین شکل ۸ (ه) با شکل ۸ (ب) و ۸ (ج) در بزرگنمایی ۳۰۰۰ برابر، مشاهده می‌شود که سطح شکست نمونه دارای ۰/۳ و ۰/۵ درصد وزنی نانو ذرات آلومینا دارای برآمدگی و فرورفتگی‌های بسیاری است. این نشان‌دهنده این است که در حین کشش، میزان کرنش بیشتری در زمینه به وجود آمده و شکست به وسیله بهم پیوستن ترک‌های ناشی از این تغییر فرم‌ها به وجود آمده است. اما در نمونه حاوی ۰/۹ درصد وزنی نانوذرات آلومینا، درشت شدن رسوبات بین فلزی در فصل مشترک ذره-زمینه و وجود حفرات یا تخلخل‌ها در ریزساختار (شکل ۵(ح)) منجر به کاهش انعطاف‌پذیری و ایجاد دیمپل‌های کوچک و هموارتری در سطح شکست نمونه شده‌است.

#### ۴- نتیجه‌گیری

با توجه به نتایج حاصل از این تحقیق، موارد زیر به عنوان مهمترین دستاوردها ارائه می‌شود:

- ۱- نتایج حاصل از محاسبه چگالی تجربی و درصد تخلخل نشان داد که با افزودن نانوذرات آلومینا به آلیاژ ۰/۶۱، به دلیل جوانه‌زنی حفرات در سطح ذرات  $Al_2O_3$ ، درصد تخلخل افزایش می‌یابد.
- ۲- با افزایش درصد وزنی ذرات آلومینا تا 0/5wt%  $Al_2O_3$  در کامپوزیت‌های تولیدی به روش ریخته‌گری ترکیبی، مشاهده شد که به دلیل کاهش اندازه‌دانه زمینه، استحکام و انعطاف‌پذیری به طور همزمان افزایش می‌یابد.
- ۳- نتایج حاصل از سختی نمونه‌های ریختگی نشان داد که با افزایش درصد وزنی نانو ذرات آلومینا تا 0/5 wt% به آلیاژ ۰/۶۱، سختی افزایش می‌یابد و با افزودن بیشتر نانوذرات آلومینا، در مقادیر سختی سیر نزولی مشاهده شد.
- ۴- شکست نگاری آزمون کشش نشان داد که با افزودن ذرات آلومینا بیش از حد پهنه (۰/۵ درصد وزنی)، انعطاف‌پذیری کاهش می‌یابد.

#### ۵- مراجع

- [1] Miracle D and Donaldson. S., *ASM Handbook Composites*, vol. 21, 2001.
- [2] Sajjadi S., Ezatpour H and Beygi H., Microstructure and Mechanical Properties of Al- $Al_2O_3$  Micro and Nano Composites Fabricated by Stir Casting. *Materials Science and Engineering*, vol. 528, pp. 8765-8771, 2011.

- [19] Vogt R., Zhang Z., Topping T., Lavernia E and Schoenung J., Cryomilled Aluminum Alloy and Boron Carbide Nano-Composite Plate. *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 209, pp. 5046–5053, 2009.
- [20] Mckimpson M and Scott T., Processing and Properties of Metal–Matrix Composites Containing Discontinuous Reinforcement. *Materials Science and Engineering: A*, vol. 107, pp. 93-106, 1989.
- [21] Harrigan J., Gaebler G, Davis E and Levin E., Mechanical Behaviour of Metal–Matrix Composites. *Metallurgical Society*, vol. 12, p. 169, 1983.
- [۲۲] سجادی عبدالکریم، رفتار مکانیکی مواد. دانشگاه فردوسی مشهد، مشهد، ۱۳۸۸.
- [23] Moon K., Park H and Lee K., Consolidation of Nanocrystalline Al-5 at% Ti Alloy Powder by Ultra High-Pressure Hot Pressing. *Materials Science and Engineering*, vol. 323, pp. 293-300, 2002.
- [24] Chennakesava A and Ztioun E., Tensile Properties and Fracture Behavior of 6061/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Metal Matrix Composites Fabricated by Low Pressure Die Casting Process. *International Journal of Materials Science*, vol. 6, pp. 147–157, 2011.
- [25] Arsenault R., Relationship Between Strengthening Mechanisms and Fracture Toughness of Discontinuous SiC/Al Composites. *Journal of Composites Technology and Research*, vol. 10, pp. 140-145, 1988.
- [۲۶] دهقان ه. ع و شاهمیری م.، تأثیر روش ساخت و نحوه افزودن نانوذرات کاربید سیلیسیم به منذاب بر روی ریزساختار و خواص مکانیکی نانوکامپوزیت ریختگی SiC 356-1 wt.%. مجله فرآیندهای نوین در مهندسی مواد، ش. ۱، ص ۱۷-۲۹، ۱۳۹۲.
- [27] Ashby M., The Deformation of Plastically Non-Homogeneous Materials. *Philosophical Magazine*, vol. 20, pp. 399, 1970.