بررسی اثر کسر وزنی ذرات تقویت کننده بر خواص مکانیکی نانوکامپوزیت Al6061-Al2O3 تولید شده به روش ریخته گری ترکیبی

فرزانه مجیری [*]	دانشجوی کارشناسی ارشد، دانشکده مهندسی معدن و متالورژی، دانشگاه یزد، یزد، ایران
امیر سیف الدینی	استادیار، دانشکده مهندسی معدن و متالورژی، دانشگاه یزد، یزد، ایران
مسعود مصلایی پور	دانشیار، دانشکده مهندسی معدن و متالورژی، دانشگاه یزد، یزد، ایران
عليرضا مشرقى	دانشیار، دانشکده مهندسی معدن و متالورژی، دانشگاه یزد، یزد، ایران

چکیدہ

در دهه های اخیر کامپوزیتهای زمینه آلومینیومی به دلیل خواص فیزیکی و مکانیکی قابل توجه، در صنایع نظامی، اتومبیل سازی و هوافضا کاربردگستردهای 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 دOL-Al-Al حاصل از آسیابکاری پودرهای Al و Al₂O3 به مذاب اضافه شد و مخلوط حاصل توسط همزن مکانیکی هم زده شد. به منظور بررسی تأثیر کسر وزنی ذرات تقویتکننده بر خواص مکانیکی کامپوزیت، نانوذرات Al₂O3 در چهار درصد وزنی ۲۰، ۲۰، ۲۰، ۷ و ۲۰ به مذاب آلیاژ اضافه گردید. نتایج حاصل نشان میدهند که با افزایش درصد وزنی ذرات آلومینا درصد تخلخل افزایش می یابد. سختی، استحکام تسلیم و استحکام کششی نهایی کامپوزیتها نتایج حاصل نشان میدهند که با افزایش درصد وزنی ذرات آلومینا درصد تخلخل افزایش می یابد. سختی، استحکام تسلیم و استحکام کششی نهایی کامپوزیتها با افزایش ذرات آلومینا تا ۲۵ درصد وزنی افزایش می یابد. بهبود خواص مکانیکی را می توان به دو عامل ریزدانگی و توزیع یکنواخت ذرات دار با افزایش ذرات آلومینا تا ۲۵ درصد وزنی افزایش می یابد. بهبود خواص مکانیکی را می توان به دو عامل ریزدانگی و توزیع یکنواخت ذرات در زمینه افزایش دو افزایش نانو ذرات آلومینا تا ۲۵ درصد وزنی افزایش می به در می توان به دو عامل ریزدانگی و توزیع یکنواخت ذرات در زمینه نسبت داد. با افزایش نانو ذرات آلومینا تا ۲۵ در می دان (۸۰ درصد وزنی)، میزان تخلخل و کلوخهای شدن ذرات در زمینه افزایش می یابد که بطور مؤثری انعطاف پذیری و استحکام کامپوزیت را کاهش می دهد.

واژههای کلیدی : نانوکامپوزیت Al6061-Al₂O3، ریخته گری ترکیبی، درصد وزنی ذرات تقویتکننده، خواص مکانیکی، ریزساختار.

The Effect of Weight Fraction of Reinforcement Particles on Mechanical Properties of Al 6061-nano Al₂O₃ 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 Al₂O₃ Composites, compo-casting, Weight fraction of Reinforcement Particles, Mechanical Properties, Microstructure.

انعطاف پذیری 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 می یابد [۲٫۱]. بهدلیل کاربرد فراوان کامپوزیت Al-Al₂O₃ در صنایع خودروسازی و هوافضا، مطالعات مفصلی در زمینه بهبود رفتار و خواص

در ســالهــای اخیــر، استحکام،خشی آلیاژهـای آلـومینیوم بـا ذرات سـرامیکی اهمیت صنعتی پیدا کردهاست. از طرفی تمایل زیادی برای استفاده از نانوذرات سـرامیکی بـرای افزایش استحکام با حفظ

۱- مقدمه

[®] نویسنده مکاتبه کننده، آدرس پست الکترونیکی: f.mojiri89@yahoo.com تاریخ دریافت: ۹۵/۱۲/۰۲ تاریخ پذیرش: ۱/۲۰ (۹۷/

مکانیکی آن انجام شدهاست. این کامپوزیتها به روش های گوناگونی نظیر متالورژی پودر، آلیاژسازی مکانیکی و روش های مختلف ریخته گری مانند ریخته گری کوبشی، ریخته گری نیمه جامد و ریخت ه گری گردابی تولید می شوند. 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 [۳–6].

روش ریخته گری نیمه جامد شامل همزدن دوغاب نیمه جامد، تشکیل گرداب و ورود ذرات سرامیکی درون گرداب به وجود آمده، می باشد. پس از افزودن ذرات، مذاب به مدت معینی همزده شده و سپس، به روشهای متداول ریخته گری می شود. در حقیقت، وجود ذرات جامد اولیه (تشکیل شده از مذاب در منطقه نیمه جامد) در مذاب به ترشوندگی بهتر ذرات تقویت کننده در زمینه کمک می کند و موجب توزیع یکنواخت این ذرات در بین ذرات جامد اولیه می گردد و آگلومراسیون، جدایش و تهنشینی ذرات تقویت کننده را کاهش می دهد [۶].

راجان و همکاران با مطالعه سیستمهای کامپوزیتی، به این نتیجه رسیدند که مکانیزم حاکم بر توزیع ذرات تقویت کننده، 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 نتیجه گیری با تحقیقات ادمایک و همکاران، مطابقت دارد؛ آنها نشان دادند که کامپوزیتهای شامل ذرات تقویت کننده یانومتری، نسبت به مطلوب تری بهرهمند هستند. نقش نانو ذرات در استحکام دهی زمینه در نانوکامپوزیت قبلا توسط محققان مورد بررسی قرار گرفت و معمولا به مطلبقت بین ذرات تقویت کننده و از زمینه، کوچک شدن اندازه مطابقت بین ذرات تقویت کننده و فلز زمینه، کوچک شدن اندازه مطابقت مین ذرات تقویت کننده و فلز زمینه، کوچک شدن اندازه منانو موانع محدود کننده حرکت نابجاییها در زمینه (مکانیزم عنوان موانع محدود کننده حرکت نابجاییها در زمینه (مکانیزم

سجادی و همکاران جهت ساخت نمونههای کامپوزیتی به دو روش ریخته گری گردابی و ترکیبی، از آلیاژ A356 به عنوان فاز زمینه و ذرات آلومینا در دو سایز ۵۰nm و ۲۰μ۳ به عنوان فاز تقویت کننده استفاده نمودند و با تغییر درصد وزنی ذرات آلومینا، رفتار مکانیکی کامپوزیت را مورد بررسی قرار دادند. با مطالعه تصاویر متالوگرافی دریافتند که كامپوزيت تقويتيافته با ذرات آلومينا اندازه دانه كمترى نسبت به آلياژ 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 ریخته گری ترکیبی با افزودن %3wt نانوذرات آلومینا و %5wt میکروذرات آلومینا، و در فرآیند گردابی با افزودن 2wt% نانوذرات و 5wt% میکروذرات استحکام قابل توجهی حاصل شده است. افزودن آلومينا بيش از مقادير مذكور، منجر به آگلومره شدن و افزایش میکروتخلخلها و کاهش استحکام کششی نهایی در کامپوزیت می گردد. از طرفی در ریخته گری ترکیبی نسبت به روش گردابی به دليل توزيع يكنواخت ذرات آلومينا و كاهش اندازه دانه زمينه، استحكام تسليم افزايش يافته است. علاوه بر اين، كامپوزيتهاى تقويت يافته 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 ریخته گری برای تولید نانو کامپوزیت شامل ترشوندگی ضعیف ذرات تقویت کننده در مذاب، نسبت حجم به سطح پایین نانوذرات و در نتیجه، تمایل به خوشهای شدن ذرات تقویت کننده و افت خواص مکانیکی می،اشند. انجام پیش عملیات بر روی ذرات قبل از افزودن آنها به مذاب، به رفع پیش عملیات بر روی ذرات قبل از افزودن آنها به مذاب، به رفع می کند. در روش مخلوط سازی، ایجاد پوششی از آلومینیوم (مشابه با زمینه) بر روی بخش بزرگی از سطوح ذرات موجب کاهش قابل توجه میزان تماس ذرات با لایهی گازی می شود و نهایتا منجر به افزایش سطوح تماس آنها با مذاب می شود. این فرآیند، مذاب را در تماس با پودر همجنس خود قرار داده و موجب بهبود عمل اتصال می شود [۱۲, ۱۲].

در این پژوهش ضمن ساخت نانوکامپوزیت Al6061-Al₂O₃ به روش ریختهگری ترکیبی، تأثیر کسر وزنی ذرات تقویت کننده 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 Al6061-Al₂O₃ با درصدهای وزنی متفاوت از نانو ذرات Al₂O₃، از آلیاژ Al6061 با ترکیب شیمیائی مشخص شده در جـدول (۱) و نانو ذرات Al₂O₃ با ساختار بلوری گاما و خلـوص بـالای ۹۹ درصد وزنی استفاده شد. شکل ظاهری نانو Philips بررسی شد و با استفاده از نرم افزار MIP متوسط اندازه ذرات پودر مورد استفاده، تعیین شد.

به منظور افزایش میزان ترشوندگی نانو ذرات Al₂O₃ با ترکیب شیمیایی نشان دادهشده در جدول۲، پودر آلومینیوم با اندازه ذرهی تقریبی ۱۶ میکرون به همراه پودر آلومینا با متوسط اندازه ذرهی ۲۰ نانومتر با نسبت وزنی Al/Al₂O₃=۱، آسیاب مکانیکی شدند. به منظور جلوگیری از جوش سرد در طی فرآیند آسیاب، از یک درصد وزنی اسید استئاریک (CH3(CH2)16COOH) استفاده شد. میزان دور آسیاب ۳pm ۴۸۰ و زمان فرآیند ۲۰ دقیقه در نظر گرفته شد.

جدول ۱- ترکیب شیمیایی آلیاژ ۶۰۶۱

Al	Mn	Fe	Mg	Si	Cu	Zn	Ti	عنصر
بقيه	۰/۱۵	• / ٧ •	•/٩•	۰/۶۵	۰/۲۵	۰/۲۵	۰/۱۵	درصد

جدول ۲- ترکیب شیمیایی نانوذرات Al₂O₃

Co	Mn	Na	Cr	Fe	Ca	Al ₂ O ₃
≤2	≤3	≤70	≤4	≤ 80	≤25	>00%
ppm	ppm	ppm	ppm	ppm	ppm	29970

ریخته گری نمونه های کامپوزیتی توسط ریخته گری ترکیبی در دمای C° ۶۳۰ (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 ۲/۰، ۵/۰، ۷/۰ و ۰/۹ درصد وزنی از پودر کامپوزیتی Al-Al₂O₃ اندازه گیری و در فویل های آلومینیومی بستهبندی شد. پس از ذوب کامل آلیاژ ۶۰۶۱ در دمای C°۷۰۰، دمای مذاب تا ۶۳۰°C (در محدوده L+S) کاهش و سپس فویلهای آلومينيومي حاوى پودر تقويتكننده به مخلوط نيمهجامد 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 C° ۲۰۰، مذاب حاصل از کف بوته به درون قالب چدنی U شکل تخلیه شد. پس از آن نمونههای ریختهگری شده در دمای $^\circ C$ ۵۲۰ $^\circ C$ به مدت $^\circ C$ ساعت محلول سازی شد و پس از سردشدن در آب $^{\circ}$ ۲۵ تحت عملیات نورد سرد قرار گرفتند؛ این عملیات طی ۸ پاس انجام شد که در نهایت نمونهها تا حدود ۲۰۰٪ افزایش طول داشتند.

به منظور بررسی تأثیر کسر وزنی ذرات تقویت کننده بر استحکام نمونه های کامپوزیتی، آزمون کشش با استفاده از دستگاه Zwick 760 بر اساس استاندارد E8 مSTM E8 و با سرعت mm/min ۳ انجام شد. به منظور اطمینان از تکرارپذیری نتایج، آزمون کشش برای هر نمونه کامپوزیتی سه بار تکرار شد. درشکل ۱ طرحواره ای از نمونه استاندارد جهت انجام تست کشش نشان داده شده است.



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. $\left[\frac{\rho_{\rm th} - \rho_{\rm ex}}{\rho_{\rm th}}\right] imes 100$ (۱)

ρ_{th} و ρ_{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^۱ (MnO4, 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.

۳- نتايج و بحث

۳-۱- مطالعات ریزساختاری

شکل ۲ تصویر میکروسکوپ الکترونی عبوری (TEM) نانو ذرات شبه کروی Al₂O₃ را نشان میدهد. متوسط اندازه نانو ذرات Al₂O₃ توسط نرم افزار MIP ، m MIP تعیین شد.



شكل۲- تصوير TEM پودر نانو آلوميناي مورد استفاده.

تصاویر نوری نانوکامپوزیتهای Al6061-0/3wt%Al₂O₃ دAl6061-0/3wt%Al₂O₃ تولید مارید ماریکه Al6061-0/9wt%Al₂O₃ مارکه Al6061-0/7wt%Al₂O₃ مارکه د Al6061-0/9wt%Al₂O₃ شده به روش ریخته گری ترکیبی به ترتیب در شکل۳ (الف) تا (د) نشان داده شده است.

اگرچه به دلیل ریز بودن ذرات تقویت کننده، امکان مشاهده آنها با میکروسکوپ نوری میسر نیست، اما تغییر ساختار انجمادی و عیوب موجود را میتوان مشاهده کرد. فاز صفحهای شکل β-AIFeSi (فاز غالب در ریزساختار آلیاژهای سری مشاهده میشود؛ همچنین به دلیل حضور دو عنصر Si و Mg در آلیاژ زمینه، رسوبات بین فلزی Mg₂Si به شکل ذرات کروی یا صفحهای شکل به صفحات β-AIFeSi متصل میشوند؛ گزارش شدهاست که رسوبات Si تقریبا دارای طول ۵/۰ میکرومتر و عرض کمتر از ۵۰ نانومتر است، به علت ابعاد کوچک، این رسوبات توسط میکروسکوپ نوری قابل مشاهده نیستند [۳، ۴].

مناطق تیره بزرگ تخلخل میباشند و احتمالا از حبس شدن حبابهای هوا بین ذرات و زمینه ایجاد شده است. مناطق تیره کوچک تجمع نانو ذرات آلومينا و ايجاد آگلومره را نشان مىدهد (شكل ٣-د). همچنین در طی انجماد نانو کامپوزیت Al6061-Al₂O₃، از آنجایی که رسانایی گرمایی ذرات Al_2O_3 ($M/_{m.k}$) Al_2O_3 رسانایی گرمایی ذرات h_1 متر است، ذرات Al_2O_3 آرامتر از مذاب خنک (۱۷۳ m/m,k) می شود، بنابراین دمای ذرات Al₂O₃ مقداری بیش از مذاب آلیاژ است و مذاب اطراف خود را گرم نگه میدارند. بنابراین انجماد مذاب اطراف ذرات به تأخیر میافتد. در نتیجه جوانه زنی فاز α-Al در مذابی دورتر از ذرات Al₂O₃، یعنی در جایی که دما پایینتر است، شروع می شود. ر شد جوانههای α-Al منجر به غنی شدن مذاب باقیمانده از Si و دیگر عناصر حل شونده می گردد. به دلیل غنی شدن مناطق اطراف ذرات Al₂O₃ از Si، سطح ذرات Al₂O₃ به عنوان محلى مناسب براى جوانهزنى فاز غنى از Si عمل مىكند [7]؛ بنابراين ريزساختار كامپوزيت شامل دندریتهای α-Al و یوتکتیک سیلیکون میباشد، درحالیکه ذرات Al₂O₃ در بین شاخههای دندریتی و در سیلیکون یوتکتیک محبوس

¹ 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 ۳- تصاویر میکروسکوپ نوری از نمونههای کامپوزیتی ساخته شده به روش ریخته گری ترکیبی با تغییر درصد وزنی نانوذرات آلومینا، الف) Al2O3، Ml2O3، ما) Al2O3، ب) Al6061-0/5wt% Al2O3، چ) Al6061-0/9wt% Al2O3، د) Al6061-0/7wt% Al2O3.



شکل۴- تصویر میکروسکوپ نوری از نمونهی کامپوزیتی-Al6061 0/5wt% Al₂O₃ ساخته شده به روش ریختهگری ترکیبی.

در شکل ۵ تصاویر میکروسکوپ الکترون روبشی نانوکامپوزیتهای Al6061-0/5wt%Al₂O₃ ، Al6061-0/3wt%Al₂O₃ - Al6061-0/3wt%Al₂O₃ ، 0/7wt%Al₂O₃ تولید شده به روش ریخته گری ترکیبی به ترتیب از (الف) تا (ح) نشان داده شده است.



شکل۵- تصاویر حاصل از میکروسکوپ الکترون روبشی مد الکترون برگشتی از نمونههای کامپوزیتی ساخته شده به روش ریخته گری ترکیبی با تغییر درصد وزنی نانوذرات آلومینا به ترتیب در دو بزرگنمایی متفاوت: (الف، ب) Al6061-0/3wt% Al₂O₃، (ج، د) (ج، د) Al6061-0/7wt% Al₂O₃، (ه. و) Al6061-0/7wt% Al₂O₃. (ز، ح)

همانگونه که در شکل ۵ مشاهده می گردد، فازهای قابل مشاهده در ریزساختار کامپوزیتهای ریختگی شامل دندریتهای سیلیکونی میباشد که در مرز دندریتها، ترکیبات بین فلزی ناشی از حضور Fe، Si و AI به رنگ سفید دیده می شوند.

از آنجا که حلالیت آهن در آلومینیوم در حالت تعادلی کمتر از ۰/۰۵ درصد است، تقریبا تمام آهن موجود در آلیاژهای آلومینیوم باعث

تشکیل فاز ثانویه می شود و فاز صفحهای شکل β-AlFeSi در لبه بازوهای دندریتهای سیلیکونی (شکل ۵ (ب)) حین انجماد رسوب کرده و باعث کاهش انعطاف پذیری می گردد [۳, ۴]. رسوبات ریز Mg₂Si، حتی توسط دستگاه میکروسکوپ الکترونی روبشی تشخیص داده نشد.

حضور رسوبات بین فلزی در مرز دانه، اندازه تقریبی دانهها را در تصاوير ميكروسكوپ نورى و ميكروسكوپ الكترونى روبشى مشخص می کند؛ بنابراین کاهش فاصله بین رسوبات و ریز شدن رسوبات را مىتوان دليلى بر كاهش اندازه دانه زمينه كامپوزيت دانست. بر اين اساس با مقایسه تصاویر ۵ (الف، ب) و ۵ (ج، د) مشاهده می شود که افزودن نانوذرات آلومینا تا ۰/۵ درصد وزنی، باعث ریز شدن دانههای آلیاژ زمینه می شود؛ از آنجایی که ذرات آلومینا به عنوان مکان های جوانەزنى ناھمگن براى آلومينيوم زمينە عمل مىكنند، حضور ٥/٥ درصد وزنی نانو ذرات آلومینا، منجر به ریزدانگی زمینه میشود [۵]. اما با افزودن ذرات سرامیکی آلومینا بیش از حد بهینه (۰/۵ درصد وزنی)، روند افزایشی در اندازهدانه زمینه مشاهده می گردد که در تصاویر ۵ (ه، و) و ۵ (ز، ح) قابل رؤیت است. در بخشی از تصویر ۵ (ح) کلوخههای به هم پیوستهای مشاهده می شود 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 Al₂O₃، رسانایی گرمایی، ضریب انتقال گرمای آلیاژ زمینه و میزان استخراج گرما به میزان قابل ملاحظهای كاهش مىيابد [8]، اين عوامل سبب افزايش زمان انجماد كامپوزيت و درشت شدن دانههای زمینه میگردد.

میزان جذب گاز به سطح ذرات تقویت کننده 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 AIFeSi مشاهده میگردد؛ این نوار سیاه رنگ که تحت عنوان تخلخل مصنوعی شناخته میشود جای خالی رسوبات AIFeSi را نشان می دهد که در اثر جدا شدن این رسوبات از زمینه به وجود میآیند. در حقیقت درشت شدن رسوبات AIFeSi در نمونه حاوی ۹/۰ درصد وزنی نانو ذرات آلومیناه احتمال جدا شدن این رسوبات را در حین فرآیند آمادهسازی نمونه افزایش می دهد.

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.



شکل۶- (الف) تصویر حاصل از میکروسکوپ الکترونی روبشی مد الکترون برگشتی از نمونه کامپوزیتی حاوی ۰/۳ 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 (شکل۵) در تمامی کامپوزیتهای تولیدی، فاز سفید رنگ AIFeSi فاز غالب در زمینه است که با توجه به درصد وزنی بالای عناصر آهن، آلومینیوم و سیلیسیم قابل توجیه است. همچنین با توجه به درصد وزنی کم نانو ذرات آلومینا (کمتر از ۱ درصد وزنی) در کامپوزیتهای تولیدی، در نقشه توزیع عناصر، عنصر درصد وزنی 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 SgMt

β-AlFeSi متصل هستند، نمی توان این رسوبات را توسط شناساگر آنالیز عنصری تفکیک نمود؛ آنالیز EDS برای نقطه ۱ (شکل ۶ (ح)) نشاندهنده وجود رسوبات Mg₂Si و β-FeSiAl در آلیاژ ۶۰۶۱ با توجه به درصد اتمی عناصر یاد شده، می باشد.

۲-۲- بررسی چگالی و درصد تخلخل نمونهها

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

با افزودن نانوذرات آلومینا به آلیاژ ۶۰۶۱، به دلیل جوانهزنی حفرات در سطح ذرات GL₂O₃، درصد تخلخل افزایش می بابد. افزایش کسر وزنی ذرات آلومینا در مذاب منجر به تشکیل حفره درون تودههای ذرات می شود. 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 می گردد. افزون بر این، تخلخل گازی با افزایش درصد وزنی ذرات تقویت کننده بیشتر می شود، زیرا ترانروی بالای مذاب اجازهی خروج حبابهای هوا را نمی دهد و در افزایش ۴ برابری درصد تخلخل را در نمونه آوی می اید. دادههای جدول ۳ افزایش ۴ برابری درصد تخلخل را در نمونه آیش هابل ملاحظه درصد تخلخل، با توجه به حضور حفرات و کلوخهای شدن ذرات در شکل ۵ (ح)، قابل توجیه می باشد.

ول۳- تأثیر کسر وزنی ذرات تقویت کننده بر درصد تخلخل	جد
نمونەھاي كاميوزيتى Al6061- Al ₂ O ₃	

درصدتخلخل	چگالی تجربی (^{gr} / _{Cm³})	نمونه
۱/۱۱ <u>±</u> ۰/۲۵	$r/r \pm r/r$	Al6061- 0 wt% Al ₂ O ₃
۱/۴۸ ±۰/۲۵	۲/۶۶ <u>+</u> ۰/۰۲	Al6061-0/3wt% Al ₂ O ₃
۲/۲۲ ± ۰/۲۵	۲/۶۴ <u>+</u> ۰/۰۲	Al6061-0/5wt% Al ₂ O ₃
$r/v \cdot \pm \cdot/ra$	$r/r \cdot \pm r/r$	Al6061-0/7wt% Al ₂ O ₃
4/44 ±./20	$\tau/\Delta\lambda \pm \cdot/\cdot \tau$	Al6061-0/9wt% Al2O3

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.



شکل۷- اثر کسر وزنی ذرات تقویتکننده بر خواص کششی کامپوزیت تولید شده به روش ریختهگری ترکیبی در دمای ℃۶۳۰.

جدول۴- تأثیر کسروزنی ذرات تقویتکننده بر خواص کششی
کامیوزیت تولید شده به روش ریخته گری ترکیبی در دمای °°۳۰

فشهوريف فوليد سده به روش ريخته فري فرعيبي فرغلتي فالمه الم					
σ _{UTS} (MPa)	$\sigma_{Y}\left(MPa\right)$	نمونه			
۲۴۵ <u>+</u> ۱۰	711 ±10	Al 6061-0wt% Al ₂ O ₃			
۳۸Y±۱۰	777 ±1.	Al 6061-0/3wt% Al ₂ O ₃			
۳۹. <u>+</u> ۱.	۲ <i>٨۶</i> ±۱۰	Al 6061-0.5wt% Al ₂ O ₃			
۳۲۷ ±۱۰	۱۵۶ ±۱۰	Al 6061-0/7wt% Al ₂ O ₃			
۲۸۵ ±۱۰	147 ±1.	Al 6061-0/9wt% Al ₂ O ₃			
	$σ_{UTS}(MPa)$ $Υfa \pm 1 \cdot$	$\sigma_{UTS}(MPa)$ $\sigma_{Y}(MPa)$ $\tau_{F\Delta} \pm 1 \cdot$ $\tau_{11} \pm 1 \cdot$ $\tau_{AY} \pm 1 \cdot$ $\tau_{TT} \pm 1 \cdot$ $\tau_{AY} \pm 1 \cdot$ $\tau_{TT} \pm 1 \cdot$ $\tau_{Q} \cdot \pm 1 \cdot$ $\tau_{AS} \pm 1 \cdot$ $\tau_{Q} \cdot \pm 1 \cdot$ $\tau_{AS} \pm 1 \cdot$ $\tau_{AS} \pm 1 \cdot$ $\tau_{AS} \pm 1 \cdot$ $\tau_{AS} \pm 1 \cdot$ $\tau_{FT} \pm 1 \cdot$			

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 استحکامبخشی هال -پچ)، مکانیزم انتقال بار¹ از زمینه به فاز تقویتکننده و استحکام بخشی عدم مطابقت^۲ بین ذرات تقویت-کننده و فلز زمینه نیز میتوانند در مقاوم شدن کامپوزیت مؤثر باشند [۹-۹].

اختلافی که بین استحکام تسلیم آلیاژ ۶۰۶۱ و کامپوزیت حاوی $^{-0}$ درصد وزنی آلومینا وجود دارد (جدول ۴) ناشی از وجود ذرات تقویت کننده در کامپوزیت و فعال کردن مکانیزمهای استحکامدهی در آن است. ضریب انبساط گرمایی $^{2}_{0}$ Al و Al به ترتیب $\frac{1}{4}$ $^{-9}$ × × ۸ و $\frac{1}{4}$ $^{-6}$ × 1×/۴ گزارش شده است. طبق نظریه آرسنالت⁷، 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 می شوند زمینه در حال کشش و فاز تقویت کننده تحت فشار قرار گیرند، این تنشهای پسماند سبب

¹ Load bearing

² Mismatch strengthening

³ Arsenault

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

همچنین افزایش قابل توجهی در استحکام تسلیم کامپوزیت Al6061-0/3wt%Al₂O₃ نسبت به کامپوزیت Al6061-0/5wt%Al₂O₃ مشاهده می شود و پس از آن با افزودن نانو ذرات آلومینا، استحکام تسلیم سیر نزولی پیدا کرده است. این پدیده بر طبق مکانیزم اوراوان^۱ قابل توجیه است. بر طبق این مکانیزم با فرض هم محور بودن ذرات تقویت کننده استحکام تسلیم (σ) به صورت رابطه (۲) تخمین زده می شود:

$$\sigma_{\circ} = 2Gb/L \tag{(Y)}$$

 $L = 6d\left(2\pi / f_{v}\right)^{\overline{2}} \tag{(7)}$

G مدول برشی، b بردار برگرز، L فاصله بین ذرات، d اندازه ذرات و معرف کسر حجمی ذرات تقویت کننده می باشد. طبق نظریه اوراوان f_v تنش لازم برای خم شدن و عبور نابجایی از بین ذرات تقویت کننده، متناسب با معکوس فاصله بین آنها میباشد. بر اساس این نظریه با حرکت هر نابجایی بر صفحه لغزش، یک حلقه نابجایی به دور هر یک از ذرات اضافه می شود. این حلقه ها یک تنش بازگشتی بر منابع توليد نابجايي وارد كرده و در نتيجه براي توليد نابجايي هاي جدید و ادامه تغییر شکل به تنش بیشتری نیاز است؛ این امر سبب افزایش استحکام تسلیم می گردد [۱۲]. با توجه به رابطه (۳)، به شرط ثابت ماندن اندازه ذرات تقویت کننده، با افزایش کسر حجمی ذرات، فاصله بين أنها كاهش مي يابد كه طبق رابطه (٢) كاهش فاصله بين ذرات تقويت كننده باعث افزايش تنش لازم براى حركت نابجايىها بين ذرات شده و در نتیجه با افزایش درصد وزنی ذرات آلومینا از ٪۳/۰ به ./۵٪، استحکام تسلیم افزایش مییابد. در حقیقت توزیع یکنواخت ذرات در كامپوزیت حاوی ۰/۵ درصد وزنی آلومینا باعث كاهش فاصله ذرات و افزایش استحکام تسلیم شدهاست. ولی در کسر وزنی بالاتر از .۰/۵ wt/. به دلیل افزایش میزان کلوخهای شدن نانو ذرات تقویت کننده، فاصله بین ذرات افزایش و در نتیجه استحکام تسلیم کاهش می یابد.

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^۲ زمینه در مقادیر کمتری از تنش به وقوع میپیوندد [۱۴]. از این رو میتوان علت کاهش استحکام تسلیم نمونه Al6061-0/9wt%Al₂O₃ نسبت به نمونهی Al6061-0/7wt%Al₂O₃ را افزایش نقاط تمرکز تنش به دلیل افزایش میزان کلوخهای شدن نانوذرات 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 :

که در آن $\sigma_{\rm i}$ تنش تسلیم، $\sigma_{\rm i}$ تنش اصطکاکی $\sigma_{\rm o} = \sigma_{\rm i} + {\rm KD}^{-1/2}$ (تنش مقاوم در برابر حرکت نابجاییها)، 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 نابجاییها می گردد؛ لذا با کاهش اندازهدانه، تنش تسلیم افزایش مییابد [۱۵]. از طرفی در حین اعمال بار (تغییر فرم پلاستیک)، ترک در نواحی تقویت کننده ایجاد شده و شروع به پیشروی می کند و با رسیدن به مرزدانههای آلومینیوم زمینه متوقف می شود. به این ترتیب کاهش اندازه دانههای آلومینیوم زمینه، از راه متوقف کردن ترک و به تأخیر انداختن شکست نمونه ی کامپوزیتی، استحکام نهایی ترک و به تأخیر انداختن شکست نمونه ی کامپوزیتی، استحکام نهایی استحکام تسلیم و استحکام کششی نهایی نمونه ی ماهراد استحکام تسلیم و استحکام کششی نهایی نمونه ی ماهراد بود. بود.

سیر نزولی استحکام نهایی مشاهده شده در مقادیر بالاتر از ۵/۰ 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.

۳-۳-۲ بررسی انعطاف پذیری (درصد ازدیاد طول)

با توجه به دادههای جدول ۴ مشاهده میشود که با افزودن نانوذرات آلومینا تا ۰/۵ درصد وزنی به آلیاژ ۶۰۶۱ انعطاف پذیری افزایش یافته و پس از آن سیر نزولی پیدا کردهاست. میتوان گفت مرزدانهها تأثیر زیادی روی رفتار شکست ماده و افزایش انعطاف پذیری دارند. در حقیقت مشکل ترین مرحله در رشد و پیشرفت ترک به وجود آمده در اثر تغییر فرم پلاستیکی و تجمع نابجائیها، برخورد آنها با موانع قوی چون مرزدانهها می باشد. بنابراین دلیل افزایش انعطاف پذیری در اثر ریزدانه شدن را میتوان به تأثیر مرزدانه به عنوان یک مانع روی توقف ترک ربط داد. ترک با برخورد به مرزدانه به عنوان یک مانع روی توقف ترک ربط داد. ترک با برخورد به مرزدانه موار اید میر خود را تعییر دهد تا روی صفحهای مناسب در دانه مجاور ادامه حرکت دهد. دلیل دیگر افزایش انعطاف پذیری 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 [۲۰ - ۲۰].

فواصل بین ذرات تقویت کننده، نقش اندازه دانه را دارا میباشد. به این صورت که هر چه ذرات ریزتر و فاصله آنها کمتر باشد، یا بهعبارتی توزیع نانوذرات بهتر باشد، استحکام ماده بیشتر خواهد بود و تنش بیشتری برای حرکت نابجایی بین دو ذره لازم است (رابطه اوراوان)؛ از طرفی ریز بودن دانهها با کم بودن فاصله بین ذرات، موجب کاهش تعداد نابجاییهای 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 می گردند که به این طریق میزان استحکام و انعطاف پذیری را افزایش میدهند [۲۱].

به طور کلی افزایش انعطاف پذیری را میتوان به افزایش مناطق مرز دانهای با توجه به اصلاح دانه ها، تخلخل کمتر، توزیع بهتر ذرات

¹ Orowan Mechanism

² Microyielding

نسبت داد [۱۷]. در نمونه حاوی ۵/۰ درصد وزنی ذرات آلومینا نسبت به نمونه حاوی ۲/۳ درصد وزنی آلومینا، دو عامل ریزدانگی و توزیع بهتر ذرات بر افزایش درصد تخلخل غلبه کرده و مانع از افت قابل ملاحظه انعطاف پذیری شدهاست اما با افزایش نانو ذرات آلومینا بیش از حد بهینه (۵/۰ 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 می دهد.

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. مهم ترین عواملی که باعث افزایش سختی میشوند، کاهش اندازه دانه و تشکیل ترکیبات بین فلزی است [۲۲]. اثر کسر وزنی نانو ذرات Al₂O₃ بر سختی نمونههای کامپوزیتی تولید شده به روش ریخته گری ترکیبی در جدول ۵ آورده شده است.

جدول۵- تأثیر کسر وزنی ذرات تقویتکننده بر سختی نمونههای

كامپوزيتى			
سختی(VHN)	نمونه		
118±1	Al6061- 0 wt% Al ₂ O ₃		
۱۲۰ <u>+</u> ۳	Al6061-0/3wt% Al ₂ O ₃		
174 <u>+</u> 7	Al6061-0/5wt% Al ₂ O ₃		
114∓1	Al6061-0/7wt% Al ₂ O ₃		
117±1	Al6061-0/9wt% Al ₂ O ₃		

با توجه به اینکه سختی ذرات آلومینا (۱۵۰۰ ویکرز) ازسختی آلیاژ ۶۰۶۱ (۱۱۵ ویکرز) بیشتر است، افزایش سختی کامپوزیت با افزودن آلومینا دور از انتظار نیست. ذرات آلومینا به عنوان موانعی در برابر حرکت نابجایی ها عمل کرده و به این ترتیب سختی را افزایش مىدهند؛ اما مشاهده مىشود كه با افزايش كسر وزنى نانو ذرات آلومینا، ابت.دا رون.دی افزایشی و س.پس کاهشی در میزان سختی دیده می شود. حضور ۵/۰ 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 یوتکتیک و توزیع یکنواخت نانو ذرات در زمینه شدهاست؛ از آنجائی کے یوتکتیک 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 می شود [۲۳]. با افزایش بیشتر میزان ذرات تقویت کننده و گذر از حد بهینه (۰/۵ درصد وزنی آلومینا)، توزیع ناهمگن 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



شکل ۸- تصاویر حاصل از میکروسکوب الکترون روبشی مد الکترون ثانویه از سطح شکست نمونههای ریخته گری شده با تغییر درصد وزنی نانوذرات آلومینا، الف) Al6061، ب) Al2O3 % Al2O3، ج) Al6061-0/5wt (Al2O3، د) Al6061-0/7wt، Al2O3، ه) -Al6061، ه)

به طور کلی رفتار شکستی که در کامپوزیتها مشاهده می شود ترکیبی از شکست ترد و نرم می باشد 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^۱ مشخص می شود، 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 Al₂O₃، رسوبات بین فلزی تردی در فصل مشترک ذره-زمینه تشکیل می گردد؛ 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 آرسنالت [۲۵] در حین آزمون کشش، ترک خوردگی ذرات تقویت کننده کمتر از ۱۰ میکرون اتفاقی نادر است؛ پس می توان گفت شکست در کامپوزیت های

- [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 (Al₂O₃+Al₃Zr) 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 Al₂O₃ 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 Al₂O₃ 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/Al₂O₃ 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 Al₂O₃ 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.

[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.

کامپوزیت Al/Brass ساخته شده به روش اتصال نوردی تجمعی. مجله مواد نوین، ش. ۱، ص ۴۵-۵۴، ۱۳۹۱.

زمینـه آلومینیـومی بـه روش آلیاژسـازی مکـانیکی و اکسـتروژن داغ و بررسـی خـواص مکـانیکی آن. مجلـه مـواد نـوین، 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/Al₂O₃ Particle Distribution in an Al-Si-Mg (359) Alloy. *Composites Science & Technology*, vol. 53, pp. 301-315, 1995. Al6061/Nano Al₂O3 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 [۶۶, 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 می یابد. با مقایسه بین شکل ۸ (ه) با شکل ۸ (ب) و ۸ (ج) در بزرگنمایی ۳۰۰۰ برابر، مشاهده می شود که سطح شکست نمونه دارای ۲/۳ و ۱/۵ 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 انعطاف پذیری و ایجاد دیمپل های 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 ۶۰۶۱، به دلیل
 جوانهزنی حفرات در سطح ذرات Al₂O₃، درصد تخلخل
 افزایش می ابد.
- ۲- با افزایش درصد وزنی ذرات آلومینا تا ۵۰/۵۸۱۵۵ در کامپوزیتهای تولیدی به روش ریخته گری ترکیبی، مشاهده شد که به دلیل کاهش اندازهدانه زمینه، استحکام و انعطاف پذیری به طور همزمان افزایش می یابد.
- ۳- نتایج حاصل از سختی نمونههای ریختگی نشان داد که با افزایش درصد وزنی نانو ذرات آلومینا تا %wtw ۵/۰ به آلیاژ ۶۰۶۱ 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 بهینه (۵/۰ درصد وزنی)، انعطاف پذیری کاهش می یابد.

۵- مراجع

- 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-Al₂O₃ 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، رفتـار مکـانیکی مـواد. دانشـگاه فردوسـی مشـهد، 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/Al₂O₃ 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 مذاب بر روی ریزساختار و خواص مکانیکی

نانوكامپوزيت ريختگي SiC ... هنده فرآيندهاي نوين 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.