

تحلیل تجربی نظری استحکام برشی نانوکامپوزیت‌های Al-6061/Gr تولید شده به روش متالورژی پودر

ساره مصلح شیرازی^{۱*}، فرشاد اخلاقی^۲

^۱دانشکده مهندسی و علم مواد، دانشگاه صنعتی شیراز، شیراز، ایران.

^۲دانشکده مهندسی متالورژی و مواد، پردیس دانشکده های فنی، دانشگاه تهران، تهران، ایران.

تاریخ ثبت اولیه: ۱۳۹۸/۰۲/۲۹، تاریخ دریافت نسخه اصلاح شده: ۱۳۹۸/۰۶/۰۶، تاریخ پذیرش قطعی: ۱۳۹۸/۰۶/۲۵

چکیده در این تحقیق، نانوکامپوزیت‌های Al-6061/Gr با زمینه نانوساختار و مقادیر مختلف میکروذرات گرافیت با روش متالورژی پودر (P/M) و با استفاده از آسیابکاری مکانیکی، پرس سرد و اکستروژن داغ تولید شدند. با توجه به محدودیت در مقدار نانوکامپوزیت‌های تولید شده و عدم امکان ساخت نمونه‌های استاندارد کشش، جهت بررسی خواص مکانیکی این مواد از آزمون سنبه برشی استفاده شد. نتایج XRD و SEM نشانگر توزیع یکنواخت ذرات گرافیت در زمینه نانوساختار آلومینیوم بود. نتایج سختی‌سنجی بیان کردند که با افزایش درصد گرافیت سختی کاهش یافته است. نتایج آزمون سنبه برشی در دمای محیط نشان دادند که با ریز کردن ساختار دانه افزایش قابل توجهی در تنش تسلیم برشی و تنش برشی نهایی آلیاژ Al-6061 به دست می‌آید اما افزودن گرافیت موجب کاهش استحکام برشی و انعطاف‌پذیری نانوکامپوزیت Al/Gr می‌شود. استحکام‌بخشی هال-پچ را می‌توان به عنوان سازوکار اصلی موثر بر استحکام‌بخشی برشی این کامپوزیت‌ها دانست. **کلمات کلیدی:** نانوساختار، متالورژی پودر، نانوکامپوزیت، استحکام برشی.

Theoretical and Experimental Investigations on Shear Strength of Al 6061/Gr Nanocomposites Produced by Powder Metallurgy

Sareh Mosleh-Shirazi^{1*} and Farshad Akhlaghi²

¹ Department of Materials Science and Engineering, Shiraz University of Technology, Shiraz, Iran.

² School of Metallurgy and Materials Engineering, College of Engineering, University of Tehran, Tehran, Iran.

Abstract In the present study, Al 6061/Gr nanocomposites with a nanocrystalline matrix structure containing different amounts of graphite micro-particles were synthesized via Powder Metallurgy (P/M) method through mechanical milling, cold pressing and hot extrusion. Due to the limited quantity of the produced nano-composites and impossibility of making standard tensile test specimens, a shear punch test setup was used for evaluation of the mechanical properties of these materials. The results of XRD and SEM studies revealed that Gr particles were uniformly distributed in the nanostructured Al matrix. Hardness measurements showed that increasing the volume fraction of Gr resulted in decreased hardness of Al/Gr nanocomposites. The results of shear punch tests at room temperature revealed significant higher shear yield stress and ultimate shear strength by decreasing the grain size of Al-6061. However, Gr addition deteriorated the shear strength and ductility of Al/Gr nanocomposites. These observations confirmed that the Hall-petch mechanism was the major strengthening mechanism for these nanocomposites.

Keywords: Nanostructure, Powder metallurgy, Nanocomposite, Shear strength.

۱- مقدمه

آلیاژهای آلومینیوم به دلیل چگالی پایین، مقاومت به خوردگی و هدایت حرارتی و الکتریکی بالا به طور گسترده‌ای در صنایع خودروسازی و هوافضا مورد استفاده قرار می‌گیرند [۱]. از آنجا که آلومینیوم و آلیاژهای آن دارای خواص حرارتی و مکانیکی ضعیفی هستند، تحقیقات زیادی به منظور استحکام بخشیدن به آن‌ها انجام شده است [۲-۴]. یکی از روش‌های مهم استحکام بخشی مواد، کاهش اندازه دانه است که نسبت به سایر روش‌های استحکام بخشی از اهمیت ویژه‌ای برخوردار است [۳]. به طور کلی رابطه بین استحکام ماده با اندازه دانه از طریق رابطه معروف هال-پچ^۱ بیان می‌شود که نشان‌دهنده افزایش استحکام ماده با کاهش اندازه دانه است [۴].

$$\tau_{Hall-Petch} = KD^{-\frac{1}{2}} \quad (1)$$

که در آن k پارامتر قفل‌کنندگی و D اندازه دانه است. طبق این رابطه با کاهش اندازه دانه تنش تسلیم برشی ماده افزایش می‌یابد. از جمله محدودیت‌های دیگر آلیاژهای آلومینیوم در کاربردهای تریبولژیکی به ویژه تحت شرایط خشک، مقاومت ضعیف آنها به چسبندگی است. جهت بهبود خواص تریبولژیکی در آلیاژهای آلومینیوم به طور معمول از توزیع یک فاز جامد روانکار مثل گرافیت در زمینه‌ای از آلومینیوم استفاده می‌شود [۵]. کامپوزیت‌های Al/Gr به واسطه خاصیت خودروانکاری و خواص سایشی مطلوب که در نتیجه تشکیل فیلم روانکار بر سطح حاصل می‌شود و نیز سبک بودن، قابلیت ماشین‌کاری بهتر نسبت به زمینه، ضریب انبساط حرارتی کم و قابلیت جذب ارتعاش قابلیت بالایی را برای ساخت سیلندر، پیستون، یاتاقان‌ها و کاربردهای عمومی مهندسی دارا می‌باشند [۶]. اما حضور گرافیت در زمینه‌ای از آلیاژ آلومینیوم عموماً باعث ضعف خواص مکانیکی کامپوزیت نسبت به زمینه می‌شود [۶و۷]. به طور معمول، تحقیقات انجام گرفته کاهش سختی کامپوزیت‌های Al/Gr را با افزایش درصد گرافیت نشان می‌دهند [۷]. خواص کششی کامپوزیت‌های Al/Gr نیز تحت تاثیر مقدار گرافیت می‌باشد به طوری که معمولاً با افزایش درصد گرافیت خواص کششی کامپوزیت کاهش می‌یابد [۸و۹]. به طور مثال، نتایج یک تحقیق نشان داد که افزودن گرافیت به آلومینیوم ۲۰۲۴ موجب کاهش استحکام خمشی و سختی و افزایش مقاومت به سایش آلومینیوم می‌شود [۷]. بنابراین به منظور افزایش استحکام

کامپوزیت‌های Al/Gr از نانوکامپوزیت‌های Al/Gr با زمینه نانو ساختار استفاده می‌شود.

استفاده از روش‌های ریخته‌گری به منظور تولید نانوکامپوزیت‌های پایه آلومینیوم، به دلیل خوشه‌ای شدن ذرات، به دست نیامدن توزیع مناسب از ذرات تقویت‌کننده و امکان ایجاد فازهای نامناسب در فصل مشترک دارای محدودیت‌های بسیاری است [۹]. بنابراین روش آسیاکاری مکانیکی می‌تواند روش موفقیت‌آمیزی برای رسیدن به پودرهای کامپوزیتی نانو ساختار با توزیع یکنواخت فاز تقویت‌کننده درون زمینه فلزی باشد [۱۰ و ۱۱].

آزمون سنبه برشی (SPT) یکی از آزمون‌های موضعی استفاده شده از سال ۱۹۸۴ به بعد است. این آزمون روشی برای آزمون و ارزیابی خواص مکانیکی موادی که از نظر دسترسی محدودیت دارند، است. این روش برای آزمون مواد پرتودیده، فلزات و آلیاژها، کامپوزیت‌ها، مواد نانو ساختار و بیومواد به کار برده شده است [۱۲ و ۱۳]. داده‌های حاصل از SPT را می‌توان برای تعیین تنش تسلیم برشی (SYS) و تنش نهایی برشی (USS) به کار برد. تحقیقات نشان می‌دهند که آزمون سنبه برشی، روش مناسبی برای ارزیابی خواص مکانیکی است و بین نتایج این آزمون و آزمون کشش روابط خطی وجود دارد [۱۲، ۱۴ و ۱۵]. گودرود^۵ و همکارانش [۱۴] با بررسی استحکام برشی آلومینیوم، روی، برنج و فولاد زنگ‌نزن نشان دادند که بین نتایج آزمون سنبه برشی و آزمون کشش رابطه خطی وجود دارد و نسبت استحکام تسلیم و نهایی کششی به برشی به ترتیب ۱/۷ و ۱/۸ برای تمام مواد مذکور به دست آمد. محمودی و همکارش [۱۵] ارتباط قابل قبولی بین نتایج سنبه برشی و استحکام کششی در فولادهای کم‌کربن و فولاد زنگ‌نزن به دست آوردند. آن‌ها علت اختلاف بین نتایج تجربی و تئوری را وجود تنش‌های اضافی بر اثر کشش و خمش در فضای خالی بین سنبه و قالب گزارش کردند. گرانیامیه و همکارانش [۱۳] با بررسی نتایج استحکام برشی Sn-Sb-Ag/5 vol.% Al_2O_3 (0.3 μm) نشان دادند که سازوکار افزایش استحکام براساس تنش‌های پسماند ناشی از اختلاف ضریب انبساط حرارتی زمینه و تقویت‌کننده است.

مطالعه ریزساختار، خواص مکانیکی و شیمیایی و برقراری ارتباط بین این دو عامل در بردارنده اطلاعات ارزشمندی برای بهبود خواص و گسترش کاربردهای مواد نانو ساختار و نانوکامپوزیت‌ها می‌باشد. لذا

⁴ Ultimate shear strength (USS)

⁵ Guduru

¹ Hall-Petch

² Shear Punch Test (SPT)

³ Shear yield strength (SYS)

دمای ۵۰۰°C در قالب فولادی از جنس آلیاژ AISI H13 با نسبت اکستروژن ۱:۱۱ و سرعت پانچ ۳۶ mm/min تحت اکستروژن داغ قرار گرفتند. نمونه‌های تولید شده استوانه‌ای شکل به قطر ۸ میلی‌متر و ارتفاع تقریبی ۱۴ میلی‌متر بودند.

برای اندازه‌گیری چگالی نمونه‌های پرس سرد شده و اکستروژن شده از روش ارشمیدس مطابق با استاندارد ASTM B325 و ترازوی مخصوص اندازه‌گیری چگالی با دقت ۰/۱ میلی‌گرم استفاده شد. چگالی تئوری کامپوزیت‌ها براساس قانون مخلوط‌ها و با دانستن درصد حجمی و چگالی تئوری فازها محاسبه شد.

آنالیز فازی و ریزساختار نمونه‌های نانوکامپوزیتی توسط پراش اشعه ایکس مدل Philips Xpert بر مبنای بازتاب CuK α در شرایط کاری ۴۰ kV، ۳۰ mA و میکروسکوپ SEM مدل Cam Scan MV2300 بررسی شد.

آزمون سختی مطابق استاندارد ASTM D2240-95 با دستگاه سختی‌سنج مدل Zwick, Roell ZHR ساخت کشور آلمان بر روی نمونه‌های نانوکامپوزیتی انجام شد. نیروی اعمالی براساس سختی راکول B، ۱۰۰ کیلوگرم بود و برای هر نمونه حداقل پنج مرتبه انجام شده و سپس میانگین نتایج گزارش شد. ضخامت نمونه‌های آزمون سنبه برشی (که به شکل ورق بودند) توسط دستگاه وایرکات و کاغذ سمباده تا ۰/۷ mm کاهش یافت. نمونه‌های ورقه‌ای نازک داخل قالب پانچ برشی قرار گرفتند. آزمون سنبه برشی توسط یک دستگاه یونیورسال ۲۰ تن مدل MTS، با نرخ اعمال بار ۰/۲۵ mm/min و در دمای محیط (۲۹۸ K) انجام شد.

نتایج حاصل از آزمون توسط سیستم رایانه‌ای ماشین یونیورسال^۲ ثبت شد و با استفاده از رابطه (۲) تنش برشی محاسبه شد:

$$\tau = \frac{P}{\pi d t} \quad (2)$$

که در آن P نیروی پانچ، t ضخامت نمونه و d قطر سنبه است [۱۴].

مطالعه ریزساختار و خواص مکانیکی این مواد امروزه به‌شدت مورد توجه قرار گرفته و تحقیقات وسیعی در حال انجام است [۱۳و۳]. با وجود اینکه مطالعات زیادی روی خواص مکانیکی در دمای محیط فلزات نانوساختار و نانوکامپوزیت‌های زمینه فلزی انجام شده، اما هنوز ابهامات زیادی در مورد نقش زمینه و ذرات تقویت‌کننده بر خواص مکانیکی به ویژه استحکام برشی و سازوکارهای استحکام‌بخشی این مواد وجود دارد. علت این است که تاکنون بیشتر خواص کششی و سازوکارهای استحکام‌بخشی کششی مواد مورد ارزیابی قرار گرفته و مطالعات اندکی بر خواص برشی و مکانیزم‌های استحکام‌بخشی برشی انجام شده است. بنابراین در پژوهش حاضر نانوکامپوزیت‌های Al/Gr با زمینه نانوساختار آلومینیوم با استفاده از متالورژی پودر تولید شده و خواص ریزساختاری، سختی، استحکام برشی و سازوکارهای استحکام‌بخشی آن‌ها مورد بررسی قرار گرفت.

۲- روش تحقیق

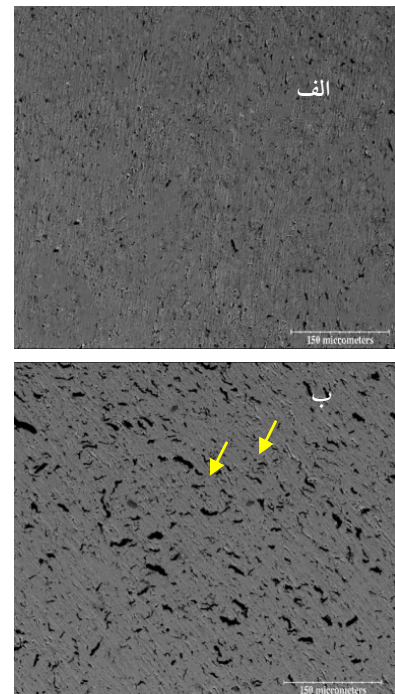
جهت تولید آلومینیوم نانوساختار، پودر آلومینیوم (Al-6061) با اندازه ذرات ۳۸-۶۳ میکرومتر به همراه ۱/۵٪ وزنی اسید استئاریک به عنوان PCA^۱ توسط آسیا پر انرژي به مدت ۲۰ ساعت آسیاکاری شد [۱۰]. قبل از انجام آسیاکاری پودرها به منظور جلوگیری از ورود آهن، گلوله‌ها و محفظه آسیا با لایه‌ای از آلومینیوم پوشیده شده بودند. هم‌چنین پس از ۲۴ ساعت آسیاکاری پیک آهن در نمونه‌ها دیده شد [۱۰] که نمونه‌های این تحقیق ۲۰ ساعت آسیاکاری شده‌اند. محفظه‌های مورد استفاده برای آسیاکاری از جنس فولاد کروم دار با سختی حدود HRC ۶۰ بوده و از گلوله‌هایی از جنس فولاد بلبرینگ با سختی حدود HRC ۵۵ و قطر ۱۰ میلی‌متر استفاده شد. سرعت چرخش محفظه آسیا ۳۰۰ rpm و نسبت وزن گلوله به وزن پودر ۱:۱۵ انتخاب شد. به منظور کاهش آلودگی ناشی از محیط اطراف، در هنگام پر کردن، خالی کردن و نمونه‌برداری از آسیا، از محفظه پر شده گاز آرگون استفاده شد. سپس به پودرهای آلومینیوم نانوساختار حاصل درصدهای حجمی مختلف (۲، ۵ و ۷٪) گرافیت با اندازه ۵۳-۶۳ میکرومتر اضافه شد و جهت مخلوط‌سازی پودرها، عمل آسیاکاری در همان شرایط در مدت زمان ۱۵ دقیقه انجام شد.

سپس پودرهای ایجاد شده تحت عملیات پرس سرد با فشار ۷۵۰ MPa به مدت ۱۵ ثانیه قرار گرفت. نمونه‌ها پس از پرس سرد، در

۳- نتایج و بحث

۱-۱- بررسی ریزساختار

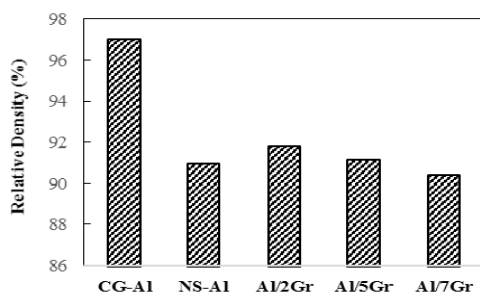
شکل ۱ تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی نانوکامپوزیت های Al/Gr تولید شده را نشان می دهد. همان طور که مشاهده می شود ذرات گرافیت (نقاط سیاه رنگ) به صورت یکنواخت در زمینه توزیع شده اند. توزیع یکنواخت ذرات در زمینه موجب افزایش خواص سایشی کامپوزیت ها می شود [۵، ۱۶و۸]. با افزایش درصد گرافیت (۷٪ حجمی) ذرات گرافیت مجتمع شده و ترک هایی در زمینه مشاهده می شود (شکل ۱-ب). علت این امر کاهش چقرمگی شکست با افزایش درصد حجمی فاز تقویت کننده است.



شکل ۱. تصویر SEM نمونه نانوکامپوزیت های الف) Al/2Gr، ب) Al/7Gr پیکان ها در شکل (ب) ترک های زمینه را نشان می دهند.

تاثیر درصد گرافیت بر فشردگی پذیری پودرهای نانوکامپوزیت Al/Gr در شکل ۲ مشاهده می شود. به طوری که ملاحظه می شود فشردگی پذیری آلومینیوم آسیا نشده و دانه درشت CG-Al (بیشتر از نمونه آسیا شده است. طبق تحقیق قبل [۱۰]، با آسیاکاری مکانیکی، ذرات شبه کری آلومینیوم آسیا نشده به سبب تغییر شکل پلاستیک شدید، شکست و جوش در حین آسیاکاری به ذرات آلومینیوم نانو ساختار (NS-Al) کوچک تر و نامنظم تر تبدیل می شوند. با افزایش زمان آسیاکاری اندازه

بلورکها کاهش می یابد و ایجاد ساختار نانومتری موجب افزایش سختی می شود. بر این اساس سختی نمونه های آسیاکاری شده نسبت به نمونه های آسیا نشده بیشتر است که این عوامل مانع تغییر شکل پلاستیک در حین پرس برای نمونه های NS-Al شده بنابراین فشردگی پذیری کاهش یافته است. همچنین افزایش مقدار گرافیت تا ۲٪ حجمی باعث افزایش مقدار چگالی نسبی شده است. در واقع ذرات گرافیت در مخلوط پودری به عنوان روانکارهای جامد عمل کرده و سبب کاهش اصطکاک بین ذرات و دیواره قالب و در نتیجه انتقال یکنواخت فشار و کاهش تغییرات چگالی در نمونه شده و تراکم پذیری را افزایش داده است. در این حالت دیگر نیازی به افزودن روغن به منظور روانکاری دیواره های قالب نیست. در ضمن، گرافیت با قرار گرفتن در بین ذرات، اصطکاک میان آنها را کاهش داده و سیلان ذرات را بهبود می بخشد. در نتیجه قالب بهتر پر شده و چگالی نهایی قطعه پرس شده افزایش می یابد. به طوری که ملاحظه می شود تاثیر افزودن ۲٪ حجمی گرافیت در افزایش تراکم پذیری بیشتر از ۵٪ حجمی گرافیت است و در مورد مخلوط حاوی ۷٪ حجمی گرافیت حتی تراکم پذیری کمتر از مخلوط بدون گرافیت است. در واقع در این حالت گرافیت خود به عنوان ماده ای که قابلیت تغییر شکل پلاستیک را ندارد عمل می کند و در کسر حجمی بالا مانع از تماس ذرات زمینه با یکدیگر شده و تا حدودی خاصیت مثبت خود در بهبود تراکم پذیری را از دست می دهد. نتایج مشابهی توسط دیگر محققین گزارش شده است [۱۷و۷]. مهدوی و همکارش [۱۷] به بررسی اثر کسر حجمی تقویت کننده گرافیت بر تخلخل کامپوزیت های Al/Gr تولید شده به روش متالورژی پودر درجا (IPM) که تلفیقی از دو روش ریخته گری گردابی و متالورژی پودر است پرداختند. نتایج نشان داد که با افزایش گرافیت تا ۳٪ حجمی در کامپوزیت مذکور درصد تخلخل کاهش یافته است. هم چنین اخلاقی و همکارش [۷] نشان دادند که با افزایش گرافیت در کامپوزیت Al2024/Gr میزان تخلخل و فشار بهینه برای حصول حداکثر تراکم به علت خاصیت روانکاری گرافیت کاهش می یابد.



شکل ۲. چگالی نسبی نانوکامپوزیت های Al/Gr پس از پرس سرد.

اندازه بلوری برای تمامی نمونه‌ها به دست آمد که بیانگر ریز شدن دانه با افزایش میزان گرافیت است (شکل ۴). پیش از فرآیند منسجم‌سازی، اندازه دانه‌ها برای CG AI و NS-AI، به ترتیب ۳۳۴/۵ و ۸۵/۸ نانومتر به دست آمد [۱۰]. لازم به ذکر است از آنجا که گرافیت تنها با آلومینیوم نانو ساختار مخلوط شده است، بنابراین اندازه دانه آن قبل از اکستروژن برابر با آلومینیوم نانو ساختار است. بنابراین می‌توان دریافت که به رغم حضور ذرات تقویت‌کننده گرافیت که حرکت مرز دانه‌ها را محدودتر می‌کند (قفل‌کنندگی زنی^۲)، رشد دانه‌ها در حین اکستروژن داغ نیز رخ داده است. رشد دانه‌ها برای کاهش انرژی ذخیره شده در ماده که در حین آسیاکاری مکانیکی ایجاد شده است رخ می‌دهد [۲۳]. با رشد دانه‌ها، مساحت مرزهای پر انرژی کاهش و انرژی سیستم تقلیل می‌یابد. وقوع این پدیده می‌تواند به دلیل مقدار کم ذرات تقویت‌کننده باشد که عدم جلوگیری کامل از رشد دانه‌ها در دمای بالای فرآوری را باعث شده است. با توجه به نتایج پراش اشعه ایکس (شکل‌های ۳ و ۴) مشاهده شد که با افزایش کسر حجمی میکروذرات گرافیت متوسط اندازه دانه‌ها کاهش می‌یابد. لازم به ذکر است که در تحقیقات انجام شده قبلی نیز مشخص شده که متوسط اندازه دانه به دست آمده به روش پراش اشعه ایکس سازگاری خوبی با اندازه دانه‌های مشاهده شده در تصاویر TEM دارد [۲۳]. ذرات تقویت‌کننده در روی مرز دانه تجمع کرده و قدرت حرکت آن‌ها را کاهش می‌دهند و در ضمن حرکت نابجایی‌ها را به تاخیر می‌اندازند. از این رو، تا حد زیادی مانع از رشد دانه‌های نانومتری می‌شوند [۲۴]. با حضور درصد‌های بیشتر ذرات تقویت‌کننده، پتانسیل بیشتری برای قفل کردن مرز دانه‌ها وجود دارد. در نتیجه اندازه دانه‌های آلومینیوم تقویت شده با کسر حجمی بالا از ذرات گرافیت ریزتر می‌شود. اما در نمونه NS-AI به علت عدم حضور ذرات تقویت‌کننده رشد دانه‌ها اتفاق افتاده است.

به دلیل اندازه کوچک دانه‌های اولیه در نمونه اکستروژن شده نیروی محرکه بالایی برای رشد در دمای بالا برای کاهش انرژی سطحی وجود دارد. در واقع در حالی که تبلور مجدد دینامیکی باعث کاهش اندازه دانه‌ها و افزایش میزان مرز دانه‌ها می‌گردد، پدیده رشد منجر به افزایش اندازه دانه‌ها و کاهش میزان مرز دانه‌ها می‌شود.

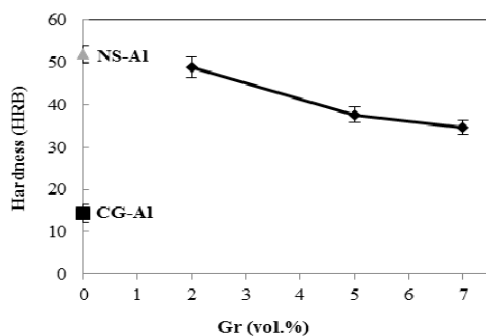
نتایج چگالی سنجی روی نمونه‌های اکستروژن شده نشان دادند که چگالی نسبی نمونه‌ها پس از اکستروژن داغ به بیشتر از ۹۹/۴۴٪ رسیده است که بیانگر کارآمدی روش اکستروژن به منظور حذف تخلخل و حفره‌ها است. این نتایج حاکی از این بودند که حتی در نانو کامپوزیت AI/7Gr، با وجود دارا بودن کمترین چگالی نسبی پس از پرس سرد، باز هم چگالی نسبی ۹۹/۴۴٪ حاصل شد. با توجه به حضور تنش‌های هیدرواستاتیک فشاری بسیار بزرگ هنگام اکستروژن، می‌توان نتیجه‌گیری نمود که تنش‌های کششی داخلی در انتهای ذرات به طور کامل خشی می‌شوند و در نتیجه نه تنها از ایجاد حفره در طی تغییر شکل جلوگیری می‌شود، بلکه تنش‌های برشی موجود باعث برش خوردن لایه‌های زمینه بر روی یکدیگر و حذف تخلخل‌های بزرگ و یا کشیده شدن آن‌ها در جهت اکستروژن می‌شوند. میگنانامورتی^۱ و همکارش [۱۸] با بررسی چگالی نمونه‌های کامپوزیتی AI/B₄C پس از اکستروژن یا تف‌جوشی نشان داد که با افزایش مقدار ذرات تقویت‌کننده تفاوت چگالی نمونه‌های اکستروژن شده با نمونه‌های تف‌جوشی بیشتر می‌شود که نشان‌دهنده کارآمدی روش اکستروژن در منسجم‌سازی کامپوزیت است. علت این امر کرنش برشی شدید است که در روش اکستروژن به ذرات پودر وارد شده و اتصال آن‌ها با یکدیگر را موجب می‌شود.

شکل ۳ الگوی پراش اشعه ایکس آلیاژ AI-6061 آسیا نشده (CG-AI)، آسیا شده (NS-AI) و نانو کامپوزیت‌های AI/Gr را نشان می‌دهد. مشاهده می‌شود که در حین فرآیند هیچ‌گونه ترکیبات بین فلزی در نانو کامپوزیت AI/2vol.% Gr تشکیل نشده است. با افزایش گرافیت تا هفت درصد، به علت افزایش احتمال تماس گرافیت با آلومینیوم احتمال تشکیل AI₄C₃ در فصل مشترک افزایش می‌یابد. وجود AI₄C₃ در فصل مشترک محل مناسبی برای ایجاد و اشاعه ترک را فراهم می‌کند و کاهش استحکام کامپوزیت را به دنبال دارد [۱۹]. هم‌چنین با افزایش درصد ذرات گرافیت، احتمال آگلومره شدن آن‌ها افزایش می‌یابد. نتایج محققین نشان می‌دهد که با افزایش ابعاد گرافیت ترک‌های بزرگ‌تری در فصل مشترک AI/Gr ایجاد شده است [۱۹ و ۲۰]. ماهیت فصل مشترک بین زمینه و ذره تقویت‌کننده نقش مهمی در تعیین خواص شیمیایی و مکانیکی کامپوزیت ایفا می‌کند [۲۱]. تشکیل فازهای ناخواسته و مخرب مانند کاربید آلومینیم (AI₄C₃) در فصل مشترک زمینه و ذرات گرافیت باعث کاهش خواص شیمیایی و مکانیکی کامپوزیت‌های زمینه آلومینیوم می‌شوند [۵].

با استفاده از پراش اشعه ایکس و روش ویلیامسون هال [۲۲]،

² Zener¹ Meignanamoorthy

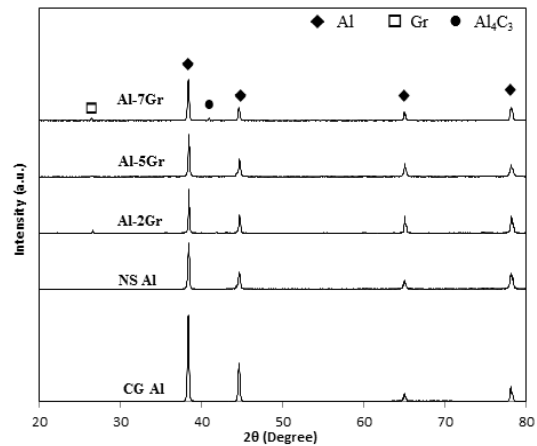
مشابه سایر نمونه‌ها تولید شده ولی پودر اولیه آسیاکاری نشده است. با افزایش درصد گرافیت، سختی در کامپوزیت Al/Gr کاهش یافته است به گونه‌ای که تا ۲٪ حجمی گرافیت، شیب کاهش کم و با افزایش درصد گرافیت تا ۵٪ حجمی، شیب کاهش سختی افزایش یافته است. پیش از این محققین دیگر نیز کاهش سختی با افزایش درصد گرافیت را گزارش کرده‌اند [۱۰، ۱۱]. اخلاقی و همکارش [۸] با بررسی رفتار سختی کامپوزیت Al 2024-Gr تولید شده به روش متالورژی پودر درجا، نشان دادند که با افزایش درصد گرافیت تا ۱۵٪ وزنی، سختی به میزان ۳۱٫۵٪ کاهش یافته است. علت این امر افزایش فاز ترد گرافیت و کاهش استحکام کامپوزیت ذکر شده است.



شکل ۵. سختی نانوکامپوزیت‌های Al/Gr

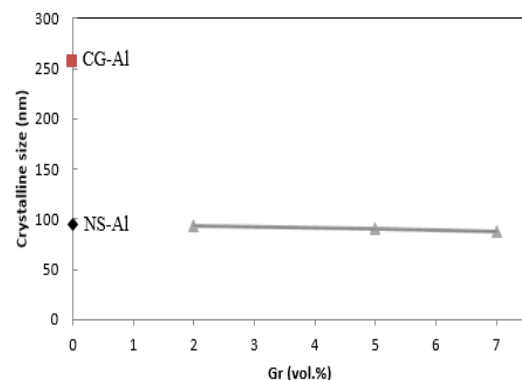
۳-۳- استحکام برشی

در شکل ۶ نتایج آزمون سنبه برشی آلیاژ NS-Al، CG-Al و نانوکامپوزیت‌های Al/Gr نشان داده شده است. همان‌طور که مشاهده می‌شود با کاهش اندازه دانه آلومینیوم استحکام ماده افزایش و انعطاف-پذیری آن کاهش یافته است. به‌طور کلی خواص مکانیکی کامپوزیت‌ها تحت تاثیر اندازه دانه‌ها و ذرات پخش درون زمینه قرار دارد. در بررسی رفتار تسلیم این مواد، درک این مطلب که استحکام کامپوزیت به وسیله تنش تسلیم برشی (SYS) زمینه تعیین می‌شود، بسیار حائز اهمیت است. به دلیل برخی از تغییرات ریزساختاری زمینه در کامپوزیت‌ها از جمله افزایش چگالی نابجایی‌ها و کاهش اندازه دانه، تنش تسلیم برشی آلیاژ زمینه یک کامپوزیت بیشتر از تنش تسلیم برشی آلیاژ تقویت نشده است. آرسنالت^۱ و همکارانش [۲۵] دریافته‌اند که علت افزایش استحکام کامپوزیت‌های زمینه فلزی حاوی تقویت‌کننده‌های ناپیوسته، مستحکم شدن زمینه در حین فرآوری است. به منظور مشخص شدن اثر دقیق زمینه و ذرات تقویت‌کننده بر خواص استحکام برشی کامپوزیت‌های تولید شده، نتایج آزمون‌های سنبه برشی نمونه‌های نانوکامپوزیت Al/Gr در



شکل ۳. الگوهای پراش اشعه ایکس آلومینیوم میکرو و نانوساختار و

نانوکامپوزیت‌های Al/Gr



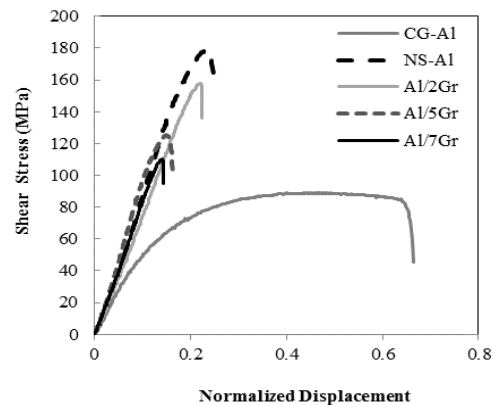
شکل ۴. تغییرات اندازه دانه‌های نمونه‌های اکستروژن شده بر حسب درصد گرافیت. در شکل اندازه دانه در نمونه آلومینیوم آسیا نشده و دانه درشت (CG-Al) نیز نشان داده شده است.

۳-۲- سختی سنجی

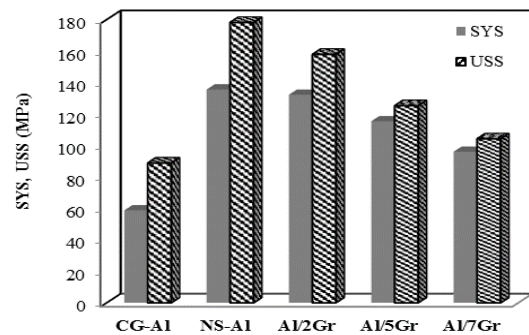
کاهش اندازه دانه‌ها منجر به افزایش سختی و استحکام در فلزات و آلیاژها می‌شود. با توجه به شکل ۵، در نمونه آلومینیومی که تنها ۲۰ ساعت آسیاکاری شده است (NS-Al) سختی آن از نمونه Al-6061 به مراتب بیشتر است. بررسی تاثیر ریز شدن دانه‌های زمینه بر سختی آن‌ها نشان داد که با کاهش اندازه دانه‌ها سختی نانوکامپوزیت‌ها افزایش یافته و این افزایش سختی به دلیل استحکام بخشی ناشی از اندازه دانه (هال-پیچ) است. برقراری رابطه هال-پیچ نشان می‌دهد که عمده تغییر شکل پلاستیک در آلیاژ زمینه حین سختی سنجی با سازوکار نابجایی کنترل می‌شود و با کاهش اندازه دانه‌ها چگالی مرزها که به عنوان موانع در برابر حرکت نابجایی‌ها عمل می‌کنند، افزایش یافته و سختی و استحکام افزایش می‌یابد. همه این عوامل موجب افزایش قابل توجه سختی، نسبت به Al-6061 با ابعاد دانه‌های میکرونی شده است که با روش اکستروژن

¹ Arsenault

شکل های ۶ تا ۸ آورده شده است.



شکل ۶. منحنی های تنش برشی - جابجایی نرماله شده برای آلیاژ Al-6061، آلومینیوم آسیا شده و نانوکامپوزیت های Al/Gr



شکل ۷. نتایج تنش تسلیم برشی و تنش نهایی برشی آلیاژ Al-6061 و نانوکامپوزیت های آن.

طور که مشاهده می شود با افزایش مقدار فاز تقویت کننده مقدار انعطاف پذیری کاهش یافته است. دو علت اصلی برای این کاهش انعطاف پذیری می توان ذکر کرد. علت اول به دلیل کارسختی حرارتی القا شده ناشی از تفاوت CTE^۲ زمینه و ذرات تقویت کننده است. شی^۳ و همکارش [۲۶] دریافتند که شرایط زمینه در کامپوزیت های زمینه فلزی مانند آلیاژ تقویت نشده ای است که کار سرد شده است. بنابراین زمینه کامپوزیت ها پیش از آغاز آزمون سنبه برشی مقداری تغییر شکل خود را به دلیل کارسختی القا شده مصرف کرده است. علت دوم این است که با افزایش مقدار فاز گرافیت، کلوخه ای شدن آن ها افزایش و احتمال ایجاد فازهای مخرب Al_4C_3 در فصل مشترک افزایش می یابد. در نانوکامپوزیت Al/7Gr احتمال تشکیل فاز Al_4C_3 در فصل مشترک افزایش یافته است (شکل ۳). این ترکیب بین فلزی باعث تضعیف فصل مشترک شده بنابراین منجر به کاهش استحکام برشی شده است. هم چنین در این مواد به علت کاهش چقرمگی، ترک و تخلخل افزایش می یابد. بنابراین در این مواد استحکام برشی به شدت کاهش یافته است. عامل محدود کننده خواص مکانیکی کامپوزیت های زمینه فلزی، افت شدید انعطاف پذیری آن ها نسبت به آلیاژ زمینه است. همان طور که در نمودار ۸ مشاهده می شود انعطاف پذیری در آلومینیوم نانو ساختار به میزان ۶۰٪ کمتر از آلیاژ آسیا نشده است. این در شرایطی است که با افزایش درصد گرافیت میزان کاهش انعطاف پذیری تشدید می شود. با کاهش اندازه ذرات تقویت کننده به علت کاهش تعداد تقایص موجود در حجم ذره استحکام ذرات افزایش می یابد. به توجه به اینکه یکی از دلایل انهدام کامپوزیت ها پیدایش ترک ها از طریق ترک خوردن و شکستن ذرات است، افزایش استحکام ذرات تقویت کننده موجب بهبود استحکام کامپوزیت ها می شود. عامل دیگر کمتر بودن انعطاف پذیری کامپوزیت های Al/Gr تولید شده به احتمال تشکیل ترک در میکروذرات درشت گرافیت در حین فرآیند ساخت مربوط می شود. آرسنالت و همکارانش [۲۵] گزارش کردند که با افزایش اندازه ذرات تقویت کننده به بیش از ۲۰ میکرومتر، احتمال ترک خوردن آن ها به میزان زیادی افزایش می یابد. در شکل ۱-ب، که ریزساختار کامپوزیت Al/7Gr تولید شده را نشان داده است، چندین ذره گرافیت درشت ترک خورده که با پیکان مشخص شده اند مشاهده می شوند. این ترک ها در حین اکستروژن شکل گرفته اند. این نوع ذرات ترک خورده نه تنها باری را

با توجه به نمودارهای شکل های ۶ و ۷، با افزودن ۲٪ حجمی ذرات میکرومتری و درشت گرافیت به آلیاژ زمینه آسیا شده استحکام برشی ماده ۲۲٪ کاهش یافته است. هم چنین با افزایش درصد گرافیت از ۲ به ۷٪ حجمی استحکام و انعطاف پذیری کاهش یافته است. علت این امر نرم تر بودن فاز گرافیت نسبت به آلومینیوم گزارش شده است [۱۹]. یکی دیگر از علل پایین بودن استحکام در کامپوزیت های Al/Gr ایجاد ترک در فصل مشترک آلومینیوم و گرافیت است. لنگ^۱ و همکارانش [۱۹] گزارش کردند که با افزایش درصد گرافیت، منابع ایجاد ترک افزایش یافته و در نتیجه استحکام کاهش می یابد. هم چنین این محققین نیز نشان دادند که با افزایش مقدار و اندازه ذرات گرافیت، مدول الاستیسیته و استحکام کششی کامپوزیت ها کاهش می یابد که علت آن پایین تر بودن مدول الاستیسیته و استحکام گرافیت نسبت به آلومینیوم عنوان شده است. نتایج انعطاف پذیری نمونه ها در شکل ۸ آورده شده است. همان -

³ Shi

¹ Leng

² Coefficient of thermal expansion

مورد ارزیابی استحکام برشی صورت گرفته است [۱۳]، لیکن به منظور پیش‌بینی استحکام برشی می‌توان از روابط استحکام‌بخشی‌های مستقیم و غیرمستقیم برشی استفاده نمود. به دلیل اختلاف در ضرایب انبساط حرارتی زمینه فلزی و تقویت‌کننده سرامیکی، تنش‌های پسماند در زمینه اطراف فاز ثانویه به وجود می‌آیند که منجر به افزایش چگالی نابجایی‌ها می‌شوند [۲۶]:

$$\tau_{CTE} = 0.5\beta G_m b \sqrt{\frac{12V_p \Delta\alpha \Delta T}{(1-V_p)bd_p}} \quad (۳)$$

در این رابطه β ثابت و برابر ۱/۲۵ است. G_m مدول برشی زمینه، b بردار برگز، V_p کسر حجمی فاز تقویت‌کننده، $\Delta\alpha$ تفاوت ضریب انبساط حرارتی زمینه و تقویت‌کننده و ΔT تفاوت دمای فرآیند و آزمون است.

هم‌چنین استحکام‌بخشی توسط ذرات فاز ثانویه می‌تواند توسط سازوکار اوروان^۱ توجیه شود. فاصله بین ذرات عامل تعیین‌کننده مقدار استحکام‌بخشی اوروان است. در صورتی که اندازه ذرات بیشتر از $1\mu m$ باشد، افزایش استحکام ناشی از سازوکار اوروان ناچیز است. در واقع به دلیل زیاد بودن فاصله بین ذرات در کامپوزیت‌های زمینه فلزی تقویت شده با ذرات میکرومتری استحکام‌بخشی اوروان قابل صرف‌نظر کردن است [۲۸].

عامل سوم موثر بر افزایش استحکام تسلیم نمونه‌های مورد مطالعه، استحکام‌بخشی ناشی از مرزخانه‌ها می‌باشد. با توجه به این که اندازه دانه‌ها در نانوکامپوزیت کاهش پیدا کرده است، میزان مرزخانه‌ها به شدت افزایش یافته است. بنابراین استحکام تسلیم در اثر حضور مرزخانه‌ها باید افزایش یابد. مرزخانه‌ها همانند سدی در برابر حرکت نابجایی‌ها عمل می‌کنند. افزایش استحکام ناشی از مرزخانه‌ها توسط مکانیزم هال-پچ بیان می‌شود (رابطه ۱) [۲۷ و ۴].

انتقال بار از زمینه نرم به ذرات سرامیکی در حین آزمون سنبه برشی، به ویژه هنگامی که فصل مشترک بین دو فاز مناسب باشد از رابطه ۴ به دست می‌آید [۱۳]:

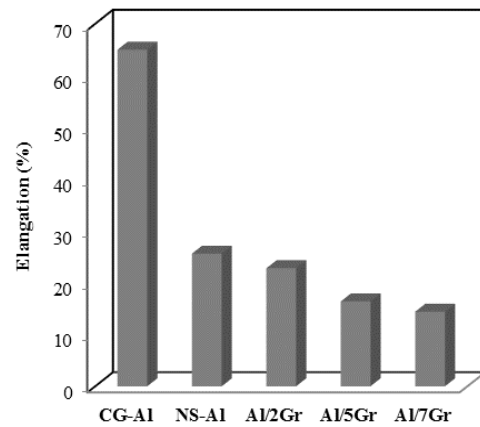
$$\tau_{load} = 0.5V_p \tau_{ym} \quad (۴)$$

در این رابطه، V_p کسر حجمی فاز تقویت‌کننده و τ_{ym} تنش تسلیم برشی فاز زمینه است.

غالباً مجموع خطی این اثرات جهت پیش‌بینی حد بالایی استحکام برشی به کار برده می‌شود [۲۸]:

$$\tau = \tau_{Hall-Petch} + \tau_{Orowan} + \tau_{CTE} + \tau_{load} \quad (۵)$$

تحمل نمی‌کنند بلکه مانند یک حفره موجب کاهش استحکام و انعطاف-پذیری و در نتیجه چقرمگی شکست کامپوزیت می‌شوند.



شکل ۸ انعطاف‌پذیری آلیاژ AI-6061 و نانوکامپوزیت‌های آن.

۳-۴- سازوکارهای استحکام‌بخشی نانوکامپوزیت‌ها

همان‌گونه که در شکل ۷ نشان داده شد، استحکام تسلیم آلیاژ AI-6061 با انجام عملیات آسیاکاری مکانیکی افزایش قابل توجهی یافته است. منابع افزایش استحکام توسط سازوکارهای استحکام‌بخشی مختلف می‌توانند مورد ارزیابی قرار گیرند. در حالت کلی، سه سازوکار برای استحکام‌بخشی پودرهای نانوکامپوزیت اکستروژن شده را می‌توان در نظر گرفت: (الف) استحکام‌بخشی ناشی از حضور ذرات فاز ثانویه، (ب) استحکام‌بخشی ناشی از مرزخانه‌ها و (پ) استحکام‌بخشی ناشی از افزایش نابجایی‌ها. تئوری افزایش چگالی نابجایی در کامپوزیت‌ها یکی از مهم‌ترین سازوکارها برای افزایش استحکام این مواد محسوب می‌شود. در حین سرد شدن کامپوزیت پس از مراحل تولید، به دلیل اختلاف در ضرایب انبساط حرارتی زمینه فلزی و تقویت‌کننده سرامیکی، تنش‌های پسماند کششی در زمینه اطراف فاز ثانویه به وجود می‌آیند که منجر به افزایش چگالی نابجایی‌ها می‌شوند [۲۷].

به‌طور کلی سازوکارهای استحکام‌بخشی مشاهده شده در کامپوزیت‌های زمینه فلزی به دو دسته سازوکارهای مستقیم و سازوکارهای غیرمستقیم تقسیم می‌شوند [۲۸ و ۲۹]. استحکام‌بخشی مستقیم ناشی از انتقال بار از زمینه فلزی به ذرات تقویت‌کننده است، در حالی که استحکام‌بخشی غیرمستقیم به دلیل تاثیر ذرات بر ریزساختار زمینه و شیوه تغییرشکل ایجاد می‌شود. با وجود این که تحقیقات اندکی در

¹ Orowan

جدول ۱. ثوابت و پارامترهای مورد استفاده برای پیش‌بینی استحکام نمونه‌ها [۲۹ و ۳۰].

ثابت	K (MPa.m ^{1/2})	G (GPa)	b (nm)	α_{Al} (x10 ⁻⁶ K ⁻¹)	α_{Gr} (x10 ⁻⁶ K ⁻¹)	ΔT (K)
مقدار	۰/۰۴	۲۵/۸	۰/۲۸۶	۲۳/۸	۵/۳	۴۷۵

جدول ۲. سهم سازوکارهای استحکام‌بخشی برای افزایش استحکام کامپوزیت Al/Gr

ماده	$\tau_{Hall-petch}$ (MPa)	τ_{CTE} (MPa)	τ_{Load} (MPa)	$\tau_{H-P} + \tau_{CTE} + \tau_L$ (MPa)	استحکام به دست آمده (MPa)
CG-Al	۷۹,۰۶	-	-	۷۹,۰۶	۵۸,۷۵
NS-Al	۱۲۹,۹۸	-	-	۱۲۹,۹۸	۱۳۵,۵۸
Al-2%Gr	۱۳۱,۲۴	۳,۲۶	۰,۳۹	۱۳۴,۸۹	۱۳۲,۲۳
Al-5%Gr	۱۳۲,۴۵	۵,۲۴	۰,۹۹	۱۳۸,۶۸	۱۱۵,۳۸
Al-7%Gr	۱۳۵,۰۷	۶,۲۷	۱,۳۸	۱۴۲,۷۲	۹۶,۰۴

ناجایی‌های تولید شده درون زمینه کاهش می‌یابد (رابطه ۳). بنابراین کمتر بودن چگالی ناجایی آلیاژ زمینه به همراه ناچیز بودن اثر استحکام‌بخشی اوروان در کامپوزیت‌های دارای گرافیت از دلایل اصلی کمتر بودن استحکام آن‌ها است.

در اینجا لازم است اشاره شود که پارامترهای دیگری نیز می‌توانند در رفتار تغییر شکل این نانوکامپوزیت‌ها اثرگذار باشند. به بیان دیگر، پیچیدگی ریزساختاری بررسی نقش تک‌تک پارامترهای ریزساختاری مختلف (اندازه دانه، کسر حجمی، ساختار) به‌طور جداگانه را مشکل می‌سازد [۳۲].

با در نظر گرفتن رابطه جمع خطی بین مقادیر استحکام ناشی از سازوکارهای مذکور، استحکام نمونه‌ها پیش‌بینی شد (جدول ۲). با مقایسه مقادیر استحکام تسلیم برشی پیش‌بینی شده توسط مدل ارائه شده و نتایج به دست آمده از آزمون سنبه برشی می‌توان دریافت که مقادیر پیش‌بینی شده بیشتر از مقادیر تجربی هستند. این انحراف می‌تواند به چندین عامل ارتباط داشته باشد. عامل اول، استفاده از مقدار ۰,۵ برای توان معادله هال-پچ می‌باشد. در حالی که این مقدار فقط ساختار دانه‌های میکرومتری صادق است و مقدار آن برای ساختارهای نانومتری کاهش می‌یابد [۲۷]. عامل دوم، عدم اندازه‌گیری برخی ثوابت موجود در مدل ارائه شده (جدول ۱) و استفاده از مقادیر ارائه شده در مراجع می‌باشد. عامل سوم، استفاده از جمع خطی سازوکارهایی استحکام‌بخشی مختلف

ثوابت و پارامترهای اندازه‌گیری شده مورد استفاده برای نمونه‌های نانوکامپوزیت‌های Al/Gr در جدول ۱ ارائه شده‌اند.

استحکام‌بخشی ناشی از اندازه دانه‌های زمینه آلومینیوم از استحکام‌بخشی ناشی از برخورد بین ذرات تقویت‌کننده و ناجایی‌ها موثرتر است. این نتایج با نتایج شکل ۷ هم‌خوانی دارد. در کامپوزیت‌های Al/Gr از آنجا که ذرات گرافیت بزرگتر از یک میکرومتر هستند بنابراین می‌توان از استحکام‌بخشی اوروان صرف‌نظر کرد [۲۷ و ۲۸]. به این ترتیب می‌توان ناجایی‌ها به دلیل تفاوت ضریب انبساط حرارتی Al و Gr و اندازه دانه زمینه آلومینیوم را به عنوان سازوکار اصلی موثر بر استحکام‌بخشی کامپوزیت‌ها در نظر گرفت. سهم سازوکارهای استحکام‌بخشی ناشی از ناجایی و اندازه دانه در جدول ۲ ارائه شده است. همان‌طور که مشاهده می‌شود مرز دانه‌ها بیشترین سهم را در استحکام‌بخشی نمونه‌های کامپوزیتی Al/Gr با ساختار نانومتری دارند. با افزایش درصد گرافیت در کامپوزیت Al/Gr اختلاف استحکام اندازه‌گیری شده و محاسبه شده افزایش می‌یابد. لازم به ذکر است اگر چه میزان اندازه دانه توسط رابطه هال-پچ و تاثیر افزایش فاز دوم در نظر گرفته می‌شود، لیکن مساله فصل مشترک ذرات با زمینه و استحکام فاز دوم از جمله مواردی است که در کاهش میزان استحکام کامپوزیت موثر بوده و در روابط لحاظ نشده است. آرسنال و همکارش [۳۱] با توسعه اولین مدل قفل کردن ناجایی‌ها به دلیل تنش‌های پسماند حرارتی ناشی از عدم انطباق ضرایب انبساط حرارتی (ΔCTE) نشان دادند که با افزایش اندازه ذرات تقویت‌کننده، چگالی

- nanostructured Al-Cu alloy, *Materials Science and Engineering A*, 2010, 527, 7821-7825.
5. Akhlaghi, F., Pelaseyyed, S.A., Characterization of aluminum/graphite particulate composites synthesized using a novel method termed "in situ powder metallurgy", *Materials Science and Engineering A*, 2004, 385, 258-266.
 6. Sharma, P., Sharma, S., Kumar Garg, R., et al., Effect of Graphite Content on Mechanical Properties and Friction Coefficient of Reinforced Aluminum Composites, *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*, 2017, 56 (5-6), 264-272.
 7. Akhlaghi, F., Zare-Bidaki, A., Influence of Graphite Content on the Dry Sliding and Oil Impregnated Sliding Wear Behavior of Al 2024-Graphite Composites Produced by in Situ Powder Metallurgy Method, *Wear*, 2009, 266, 37-45.
 8. Das, S., Parasad, S. V., Ramachandran, T.R., Tribology of Al-Si alloy- graphite composites: triboinduced graphite films and the role of silicon morphology, *Materials Science and Engineering A*, 1991, 138, 123- 132.
 9. Abdizadeh, H., Ebrahimifard, R., Baghchesara, M.A., Investigation of microstructure and mechanical properties of nano MgO reinforced Al composites manufactured by stir casting and powder metallurgy methods: A comparative study, *Composites: Part B*, 2014, 56, 217-221.
 10. Akhlaghi, F., Mosleh-Shirazi, S., Effect of SiC nanoparticles content and milling time on the characteristics of Al/SiC nanocomposite powders produced via mechanical milling, *Advanced Materials Research*, 2014, 829, 505-509.
 11. Alam, S.N., Kumar, L., Mechanical properties of aluminium based metal matrix composites reinforced with graphite nanoplatelets, *Materials Science & Engineering A*, 2016, 667, 16-32.
 12. Mahmudi, R., Mohammadi, R., Effect of gauge length on uniaxial deformation-energy components of copper and brass sheets, *Journal of Materials Processing Technology*, 2002, 121, 185-190.
 13. Geranmayeh, A.R., Mahmudi, R., Kangoorie, M., High-temperature shear strength of lead-free Sn-Sb-Ag/Al₂O₃ composite solder, *Materials Science and Engineering A*, 2011, 528, 3967-3972.
 14. Guduru, R.K., Wong, P.Z., Darling, K.A., et al., Determination of activation volume in nanocrystalline Cu using the Shear Punch Test, *Advanced Engineering Materials*, 2007, 9, 855-859.
 15. Mahmudi, R., Sadeghi, M., Correlation between shear punch and tensile strength for low-carbon steel and stainless steel sheets, *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2013, 22, 433-438.
 16. Barekar, N., Tzamtzis, S., Dhindaw, B.K., et al., Processing of Aluminum-Graphite Particulate Metal Matrix Composites by Advanced Shear Technology, *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2009, 18, 1230-1240.
 17. Mahdavi, S., Akhlaghi, F., Fabrication and characteristics of Al6061/SiC/Gr hybrid composites processed by in situ powder metallurgy method, *Journal of Composite Materials*, 2012, 47, 437-447.
 18. Meignanamoorthy, M., Ravichandran, M., Synthesis, properties and microstructure of sintered and hot extruded boron carbide reinforced AA8079 (Al-Cu-Fe-Si-Zn) matrix composites, *Materials Research Express*, 2018, 5, 116508.
 19. Leng, J., Wu, G., Zhou, Q., et al., Mechanical properties of Al/SiC/Gr composites fabricated by squeeze casting technology, *Scripta Materialia*, 2008, 59, 619-622.
 20. Zhou, C., Ji, G., Chen, Z., et al., Fabrication, interface characterization and modeling of oriented graphite flakes/Si/Al composites for thermal management applications, *Materials and Design*, 2014, 63, 719-728.

برای پیش‌بینی استحکام است که می‌تواند سبب کاهش دقت محاسبات شود.

۴- نتیجه‌گیری

تاثیر گرافیت بر ریزساختار و استحکام برشی نانوکامپوزیت‌های Al-6061/Gr بررسی شد. اندازه و سختی پودر آلومینیوم به همراه درصد گرافیت اضافه شده بر رفتار فشرده‌پذیری پودرها تاثیرگذار هستند. با افزایش گرافیت تا ۲٪ حجمی به علت خاصیت روانکاری گرافیت بیشترین مقدار فشرده‌پذیری حاصل می‌شود. نتایج XRD و SEM نشانگر توزیع یکنواخت ذرات گرافیت در زمینه نانوساختار آلومینیوم بود. نقش وجود زمینه نانوساختار و ذرات ریز تقویت‌کننده گرافیت بر روی رفتار سختی در این تحقیق مورد بررسی قرار گرفت. نتایج نشان دادند که زمینه نانوساختار نقش بیشتری در افزایش سختی دارد. در ضمن با افزایش گرافیت سختی نانوکامپوزیت‌ها کاهش یافته است. به منظور بررسی استحکام برشی نمونه‌ها، آزمون سنبه برشی در دمای محیط انجام شد. نتایج نشان می‌دهند که با کاهش اندازه دانه، استحکام برشی افزایش و انعطاف‌پذیری کاهش یافته است. اگرچه، افزودن گرافیت موجب کاهش استحکام برشی نانوکامپوزیت Al/Gr شده است اما نسبت به آلومینیوم میکروساختار افزایش چشم‌گیری داشت. بررسی سازوکار استحکام‌بخشی برشی نشان داد که اندازه دانه زمینه آلومینیوم (استحکام‌بخشی هال-پیچ) به عنوان سازوکار اصلی موثر بر استحکام‌بخشی کامپوزیت‌ها عمل می‌کند. هم‌چنین در آلومینیوم نانوساختار و نانوکامپوزیت Al/2Gr نتایج استحکام برشی تجربی به‌دست آمده مطابقت مناسبی با نتایج تئوری دارد. با افزایش درصد گرافیت احتمال ایجاد فازهای ناخواسته و ترک افزایش یافته که موجب کاهش استحکام شده است.

مراجع

1. Dursun, T., Soutis, C., Recent developments in advanced aircraft aluminium alloys, *Materials and Design*, 2014, 56, 862-871.
2. Mosleh-Shirazi, S., Akhlaghi, F., Li, D.Y., Effect of SiC content on dry sliding wear, corrosion and corrosive wear of Al/SiC nanocomposites, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2016, 26, 1801-1808.
3. Liu, Y., Liu, M., Chen, X., et al., Effect of Mg on microstructure and mechanical properties of Al-Mg alloys produced by high pressure torsion, *Scripta Materialia*, 2019, 159, 137-141.
4. Shanmugasundaram, T., Heilmaier, M., Murty, B.S., Subramanya Sarma, V., On the Hall-Petch relationship in a

21. Mosleh-Shirazi, S., Hua, G., Akhlaghi, F., et al., Interfacial valence electron localization and the corrosion resistance of Al-SiC nanocomposite”, *Scientific Reports – Nature*, 2015, 5(18154), 1-6.
22. Carreño-Gallardo, C., Estrada-Guel, I., López-Meléndez, C., et al., B4C Particles Reinforced Al2024 Composites via Mechanical Milling, *Metals*, 2018, 8(8), 647.
23. Chandrasekhar, S.B., Sudhakara Sarma, S., Ramakrishna, M., et al., Microstructure and properties of hot extruded Cu-1 wt% Al₂O₃ nano-composites synthesized by various techniques, *Materials Science and Engineering A*, 2014, 591, 46-53.
24. Zhang, D.L., Processing of advanced materials using high-energy mechanical milling, *Progress in Materials Science*, 2004, 49, 537-560.
25. Arsenault, R.J., Fishman, S., Taya, M., Deformation and fracture behavior of metal-ceramic matrix composite materials, *Progress in Materials Science*, 1994, 38, 1-157.
26. Shi, N., Arsenault, R.J., Plastic flow in SiC/Al composites-strengthening and ductility, *Annual Review of Materials Science*, 1994, 24, 321-357.
27. Zhang, Z., Chen, D.L., Consideration of Orowan strengthening effect in particulate-reinforced metal matrix nanocomposites: A model for predicting their yield strength, *Scripta Materialia*, 2006, 54, 1321-1326.
28. Tang, F., Anderson, I.E., Gnaupel-Herold, T., et al., Pure Al matrix composites produced by vacuum hot pressing: tensile properties and strengthening mechanisms, *Materials Science and Engineering A*, 2004, 383, 362-373.
29. Hardbound, A.C.R., *Properties and selection: nonferrous alloys and special purpose materials*, vol 2. ASM, Materials Park, 2001.
30. Lee, S.M., Kang, D.S., Roh, J.S., Bulk graphite: materials and manufacturing process, *Carbon Letters*, 2015, 16(3), 135-146.
31. Arsenault, R.J., Shi, N., Dislocation generation due to differences between the coefficients of thermal expansion, *Materials Science and Engineering*, 1986, 81, 175-187.
32. Alizadeh, M., Akbaribeni, H., Strength prediction of the ARBed Al/Al₂O₃/B₄C nano-composites using Orowan model, *Materials Research Bulletin*, 2014, 59, 290-294.