

# بررسی تاثیر سرعت تغییرشکل در فرایند اکستروژن بر روی ریزساختار و خواص مکانیکی کامپوزیت A356-SiC

روح الله رحمانی فرد و فرشاد اخلاقی

چکیده: در کامپوزیتها ریختگی Al-SiC<sub>p</sub> وجود تخلخل های گازی و انقباضی و نیز خوشهای حفره- ذرات و ذره- ذره باعث تضعیف پیوند فصل مشترک می‌شوند، این عوامل باعث می‌شوند تا انفال فصل مشترک بعنوان عامل موثر در شکست کامپوزیتها عمل نماید. تغییر شکل داغ کامپوزیتها یکی از روش‌های مناسب در بهبود فصل مشترک و کاهش تخلخل نمونه‌های کامپوزیتی ریختگی است. در این تحقیق کامپوزیتها A356 حاوی ۱۰٪ ذرات SiC (با اندازه متوسط ذره ۳۸ میکرومتر) به روش کامپوکستینگ تهیه شده است. این کامپوزیتها تحت فرایند اکستروژن داغ قرار گرفته و تاثیر سرعت تغییرشکل بر روی ریزساختار و خواص مکانیکی آنها مورد بررسی قرار گرفته است. نتایج نشان می‌دهند که انجام عملیات اکستروژن باعث بهبود توزیع ذرات SiC و کاهش درصد تخلخل زمینه و افزایش خواص مکانیکی نسبت به حالت ریختگی می‌شود. با اینحال افزایش سرعت تغییرشکل شرایط شکست ذرات را حادتر کرده و لذا استحکام نهایی و درصد ازدیاد طول کامپوزیت تا حدودی افت می‌کنند ولی تنفس تسلیم افزایش می‌یابد.

واژه‌های کلیدی: کامپوزیت A356-SiC، اکستروژن داغ، سرعت تغییر شکل، ریزساختار، خواص مکانیکی

ریخته‌گری و سیالیت مناسب کاربرد وسیعی در تولید قطعات از طریق شکل‌ریزی دارند. ذرات SiC معمول ترین فاز تقویت‌کننده‌ای هستند که در کامپوزیتها زمینه آلومینیومی استفاده می‌گردند [۱-۳].

معمولًا کامپوزیتها ذره‌ای آلومینیوم - کاربید سیلیسیم توسط روش‌های ریخته‌گری یا متالورژی پودر تهیه می‌شوند که روش‌های ریخته‌گری به دلیل مزایایی از قبیل سادگی روش، اقتصادی بودن آن نسبت به دیگر روش‌های تولیدی، امکان استفاده از تجهیزات و امکانات معمول ریخته‌گری و عدم محدودیت در شکل و ابعاد قطعات، مورد توجه بیشتری هستند [۴]. برطبق مطالعات Skibo [۵] قیمت کامپوزیتها تهیه شده از روش‌های ریخته‌گری حدود یک سوم تا نصف دیگر روش‌های تولید است و برای تولیدات انبوه این قیمت به حدود یک دهم هم می‌رسد.

روش همزدنی یکی از متداولترین روش‌های ریخته‌گری کامپوزیتها است که عمدتاً شامل روش گردابی (Vortex) و کامپوکستینگ (Compocasting) می‌باشد. در روش کامپوکستینگ عملیات تلفیق ذرات سرامیکی در محدوده نیمه جامد-نیمه مایع انجام می‌گیرد در حالی که در روش گردابی عملیات فوق در دمای کاملاً مذاب

## ۱. مقدمه

امروزه دستیابی به خواص مکانیکی مطلوب در کنار داشتن سبکی وزن، یکی از مهمترین اهداف کارخانجات تولید قطعات، بویژه صنایع خودروسازی و هواپیماسازی می‌باشد [۱]. کامپوزیتها زمینه فلزی تقویت شده با ذرات از جمله مواد مهندسی جدیدی هستند که در چند دهه اخیر مورد توجه محققان و پژوهشگران جهان قرار گرفته‌اند. در میان کامپوزیتها زمینه فلزی ذره‌ای متداولترین کامپوزیت مورد مطالعه سیستم آلومینیوم - کاربید سیلیسیم می‌باشد که مطلوبیت آن به لحاظ خواص مکانیکی عالی مانند استحکام و سفتی بالا، مقاومت به سایش عالی و ضربه انبساط حرارتی پایین آنست. از طرفی آلیاژهای Al-Si نیز به دلیل قابلیت

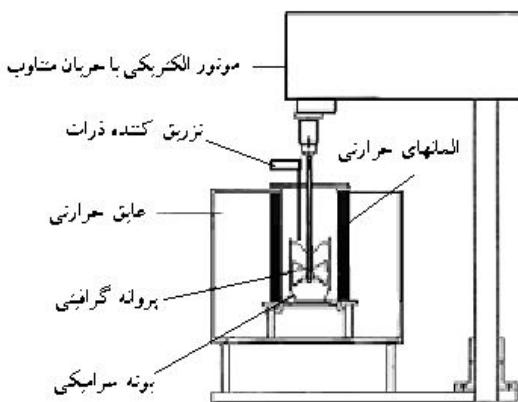
تاریخ وصول: ۱۴/۷/۸۳

تاریخ تصویب: ۳۱/۱/۸۴

روح الله رحمانی فرد، دانشجوی کارشناسی ارشد، دانشکده مهندسی متالورژی مواد - دانشگاه تهران، rahmanifrd@ut.ac.ir  
دکتر فرشاد اخلاقی، دانشیار دانشکده مهندسی متالورژی و مواد، پردیس fakhlagh@ut.ac.ir  
دانشکده‌های فنی - دانشگاه تهران،

## ۲. مواد مورد استفاده و روش انجام تحقیق

مواد مورد استفاده در تحقیق حاضر ذرات SiC با اندازه متوسط  $38\mu\text{m}$  و آلیاژ آلومینیم A356 بوده است. ترکیب آلیاژ زمینه در جدول ۱ آورده شده است. کامپوزیت Al/SiC با ۱۰ درصد حجمی از ذرات SiC به روش کامپوکستینگ تولید شده است. تجهیزات مورد استفاده در تولید کامپوزیت در شکل ۱ بصورت شماتیک نشان داده شده است.



شکل ۱. شماتیک دستگاه همزن مکانیکی

در این روش ابتدا ذرات SiC در دمای  $1000^{\circ}\text{C}$  به مدت ۹۰ دقیقه در کوره مقاومتی و در اتمسفر محیط حرارت داده شدند. طبق مطالعات انجام شده [۱۳] این عمل باعث ایجاد لایه اکسید سطحی بر روی سطح ذرات می‌شود که خود عاملی در بهبود ترشوندگی ذرات SiC با فاز زمینه است. اضافه کردن ذرات به آلیاژ زمینه از دمای  $650^{\circ}\text{C}$  شروع شده و تا رسیدن به دمای  $590^{\circ}\text{C}$  در محدوده نیمه جامد - نیمه مایع ادامه یافت. سپس دوغاب نیمه جامد - نیمه مایع در دمای مذکور به مدت ۲۰ دقیقه هم زده شد. اعمال نیروی برشی بین سطح ذرات تقویت کننده و گلولهای جامد اولیه سبب کاهش انرژی سطحی ذرات شده و منجر به بهبود ترشوندگی گردید. سپس دوغاب تا دمای  $680^{\circ}\text{C}$  گرم شده و در داخل قالبهای فولادی با قطر داخلی ۴۴ میلیمتر که تا دمای  $400^{\circ}\text{C}$  پیش گرم شده بود ریخته شد. به منظور بررسی چگونگی کاهش حفرات انجام داده و گازی نمونه‌ها تحت فرایند اکستروژن داغ قرار گرفتند. عمل اکستروژن توسط یک دستگاه پرس هیدرولیک ۴۵ تن انجام گرفت. قالب مورد استفاده جهت اکستروژن از جنس فولاد AISI-H13 با قطر داخلی ۴۵ میلیمتر و ارتفاع ۵۰ میلیمتر ساخته شده بود. قطر منفذ خروجی جهت حصول نسبت ۱۸:۱ برابر  $10/6$  میلیمتر انتخاب شد. جهت بررسی تاثیر سرعت حرکت پانچ بر روی خواص کامپوزیت مذکور از سه سرعت ۱، ۳ و ۵ میلیمتر بر ثانیه و دمای قالب  $550^{\circ}\text{C}$  استفاده شد. در هنگام اکستروژن، فشار لازم برای سیلان ماده از روی فشارسنج دستگاه اندازه گیری می‌شد. به منظور

صورت می‌گیرد. از آنجایی که دوغاب کامپوزیتی در روش کامپوکستینگ در محدوده نیمه جامد به هم زده می‌شود، حضور فاز جامد اولیه سبب ترشوندگی بهتر ذرات سرامیکی و توزیع بهتر آنها خواهد شد از طرفی به علت اینکه این روش در دمای نسبتاً پایین انجام می‌گیرد تشکیل فازهای مخرب نظری  $\text{Al}_4\text{C}_3$  کاهش یافته و خواص مناسبتری را فراهم می‌آورد [۶].

بیچیدگی شرایط کنترل فرایند تولید کامپوزیتها ریختگی باعث شده تا تغییرات گستردگی در خواص آنها مشاهده شود. علیهذا در این فرایند به دلایل مختلف میزان کل تخلخل در قطعه نهایی نسبتاً زیاد است. این عامل بهمراه ترشوندگی ضعیف ذرات سرامیکی با فاز مذاب، اختلاف چگالی میان فلز مذاب و فاز تقویت کننده و پس زده شدن ذرات در جلوی جبهه انجام داده سبب می‌شوند تا خواشدهای حفره- ذرات در درون قطعه کامپوزیتی افزایش یافته و توزیع نامناسبی از ذرات بدست آید. حاصل این امر به همراه عیوب متداول ریخته گری از قبیل تخلخل و جداش باعث کاهش خواص مکانیکی قطعه نهایی در حالت ریختگی خواهد بود [۷].

بنابراین برای رسیدن به خواص مطلوب و استاندارد، انجام فرایندهای ثانویه نظری اکستروژن، نورد و آهنگری بر روی کامپوزیتها زمینه آلومینیوم ریختگی امری ضروری به نظر می‌رسد. فرایند اکستروژن با امکان تولید محصولاتی با شکل نهایی مختلف توپر و توخالی مانند میله، لوله و غیره یکی از متداولترین روش‌های تغییر شکل آلومینیوم و کامپوزیتها آن است [۸-۱۲].

تحقیقات انجام شده توسط C.Tekman و همکارانش [۸] نشان می‌دهد که انجام فرایند اکستروژن بر روی کامپوزیتها ریختگی منجر به بسته شدن تخلخلهای بزرگ و کشیده شدن توزیع تجمعی مک به سمت تخلخلهای ریز می‌شود. U.Cocen و همکارانش [۹] فرایند اکستروژن را عامل موثری در از بین بدن خواشدهای فاز تقویت کننده می‌دانند. مطالعات C.H.J.Davies و همکارانش [۱۰] توزیع یکنواخت تر ذرات SiC در زمینه را توسط فرایند اکستروژن نشان می‌دهد. بهبود اتصال فصل مشترک ذرات - زمینه نیز دست آورده دیگری است که توسط S.Ling و همکارانش [۱۱] در مورد فرایند اکستروژن گزارش شده است. عوامل مذکور در نهایت منجر به بهبود خواص مکانیکی کامپوزیت می‌گردند. بنابراین آگاهی از ماهیت فرایند و تاثیر پارامترهای آن بر موارد مذکور راهی در رسیدن به خواص مطلوب در کامپوزیتها آلومینیوم - کاربید سلیسیم است [۱۲]. تحقیقات انجام گرفته در زمینه سرعت تغییرشکل (که با سرعت پانچ شناخته می‌شود) بیشتر محدود به کیفیت سطحی قطعات اکسترود شده بوده و کمتر به تاثیر این پارامتر بر روی خواص کامپوزیتها پرداخته شده است. در این تحقیق به بررسی تاثیر این پارامتر بر روی خواص ریزساختاری و مکانیکی کامپوزیت ریختگی با زمینه آلومینیم A356 حاوی ۱۰ درصد حجمی از ذرات SiC پرداخته شده است.

### ۳. نتایج و بحث

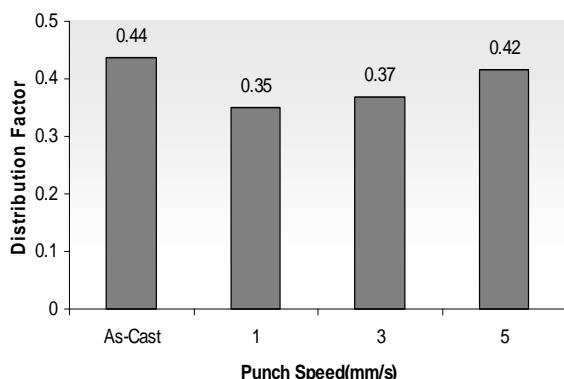
همانطور که در شکل ۲ ملاحظه می‌شود اکستروژن نمونه‌ها با سرعتهای ۳ و ۵ میلیمتر بر ثانیه سبب ایجاد ترکهایی بر روی سطح قطعه می‌شود.

در سرعتهای پانچ بالا بدلیل افزایش تنش‌های اصطکاکی بین قالب و قطعه در حال اکستروژن، دما در ناحیه فصل مشترک قالب و قطعه بیشتر شده و منجر به ذوب موضعی می‌شود. این عامل باعث می‌شود تا ترکهای سطحی بر روی قطعه پدیدار شده و کیفیت سطحی قطعه نامطلوب شود. تحقیقات M.Lieblich [۱۵] بر روی اکستروژن پذیری کامپوزیت 2124/SiCp نشان می‌دهد که افزایش سرعت و در نتیجه افزایش نرخ کرنش منجر به افزایش تنشهای برشی بر روی سطح قالب و فصل مشترک زمینه - فاز تقویت‌کننده می‌شود.

در شکل ۳ نحوه تغییرات فاکتور توزیع بر حسب سرعت پانچ نشان داده شده است.

بطوریکه ملاحظه می‌شود با افزایش سرعت پانچ فاکتور توزیع افزایش یافته که این امر به منزله کاهش یکنواختی توزیع ذرات در زمینه می‌باشد. علیهذا در تمام موارد توزیع ذرات در نمونه‌های اکستروژ شده نسبت به آلیاژ زمینه یکنواخت تر است این موضوع در ریزساختار شکل ۴ بخوبی مشهود است.

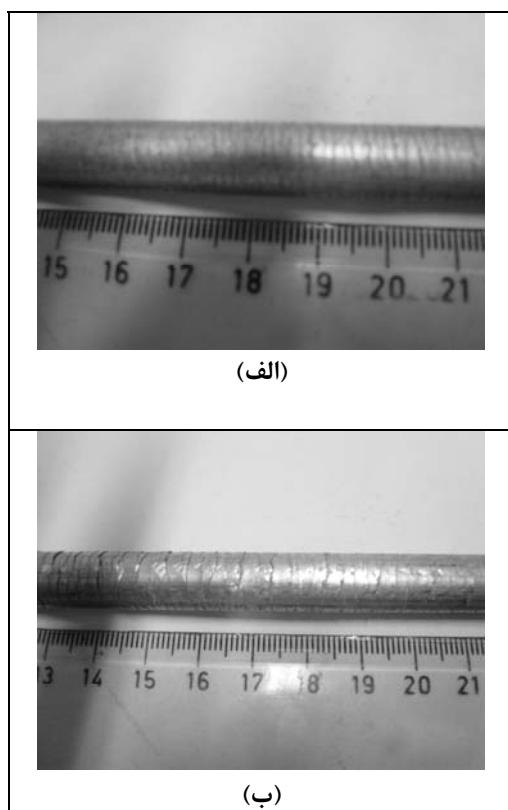
بهتر بودن توزیع ذرات SiC در نمونه‌های کامپوزیتی اکستروژ شده در مقایسه با نمونه ریختگی را می‌توان به فروپاشی خوش‌ها و توزیع مجدد ذرات در داخل زمینه نسبت داد. در تغییر شکل کامپوزیتها عمدها نواحی ضعیفتر سریعتر تغیر فرم می‌دهند، بنابراین با افزایش سرعت پانچ، زمینه کامپوزیتی نسبت به ذرات سریعتر حرکت کرده و این عامل باعث حرکت آنها به سمت نواحی می‌شود که از سیلان کمتری برخوردار هستند، در نتیجه ذرات در کنار یکدیگر قرار گرفته و از یکنواختی توزیع آنها در زمینه کاسته می‌شود.



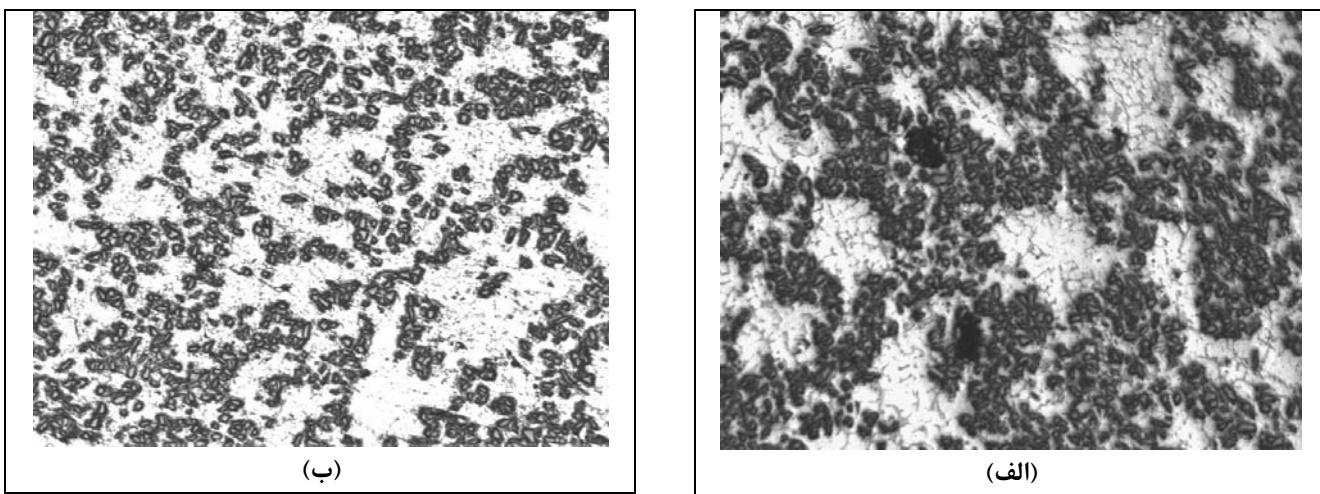
شکل ۳. تغییرات فاکتور توزیع با سرعت پانچ در کامپوزیت A356-10Vol%SiC با اندازه ذرات ۳۸

تعیین میزان تخلخل و توزیع ذرات فاز تقویت‌کننده و نیز اندازه‌گیری قطر متوسط ذرات SiC در نمونه‌های ریختگی و اکستروژ شده از یک دستگاه میکروسکوپ نوری Olympus متصل به دستگاه آنالیزگر تصویری Ominent استفاده شد. برای محاسبه توزیع اندازه ذرات از فاکتور توزیع ذرات که عبارت از خارج قسمت انحراف معیار کسر سطحی ذرات SiC اندازه‌گیری شده در ۱۰۰ میدان (در بزرگنمایی  $\times 200$ ) بر میزان متوسط کسر حجمی، استفاده شده است.

کاهش این فاکتور بمنزله بهبود یکنواختی در توزیع ذرات SiC می‌باشد [۱۶]. لازم به ذکر است که بررسی‌های مختلف بر روی نمونه‌ها نشان داد که مقادیر خطای مربوط به فاکتور توزیع  $0.01$  می‌باشد. برای تعیین دانسته واقعی نمونه‌های کامپوزیتی از روش ارشمیدس و براساس استاندارد ISO2738 عمل شد. بر طبق این استاندارد مقادیر تخلخل در محدوده  $0.05 \pm 0.01$  باید گزارش شود. بنابراین مقادیر خطای بدبست آمده برای تخلخلهای زیر دو درصد، کمتر از  $0.01$  درصد بوده و قابل ملاحظه نیستند. برای تهیه نمونه‌های آزمایش کشش، از هر نمونه ریختگی و اکستروژ شده، ۳ نمونه مطابق با استاندارد ASTM-E8M ماشینکاری شدند. آزمایش کشش با دستگاه کشش Universal MTS و با سرعت حرکت فک  $1\text{ mm/s}$  انجام شد.



شکل ۲. کیفیت سطحی کامپوزیت A356-10Vol%SiC حاوی ذرات ۳۸ میکرومتر اکستروژ شده در دمای  $550^{\circ}\text{C}$  و نسبت  $5\text{mm/s} - 3\text{mm/s}$  در سرعت پانچ (الف - ب)



شکل ۴. توزیع ذرات SiC در حالت الف- ریختگی ب- اکسترود شده در سرعت پانج ۱mm/s

جدول ۱. آنالیز آلیاز A356

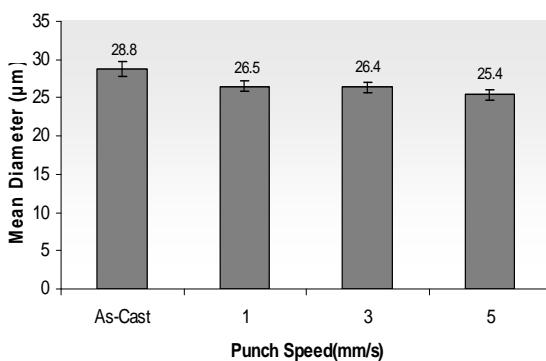
Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti	Cr	Ni	Pb	Sn	Al
۷/۱۶	۰/۱۸	۰/۱۶	۰/۰۲	۰/۲۷۷	۰/۱۱۹	۰/۰۰۷	۰/۰۰۲۶	۰/۰۰۹۹	۰/۰۰۹۳	۰/۰۰۱۷	بقیه

همانطور که ملاحظه می‌شود، درصد تخلخل در نمونه‌های اکسترود شده کمتر از نمونه‌های ریختگی می‌باشد که این امر ناشی از بسته شدن تخلخلها در هنگام اکستروژن است. در ضمن در نمونه‌های اکسترود شده با افزایش سرعت پانج، میزان تخلخل افزایش می‌یابد. علت این امر افزایش درصد شکست ذرات با افزایش سرعت پانج می‌باشد (شکل ۵) که در نتیجه حفرات ریزی در ساختار پدیدار می‌شود. سیلان سریع آلیاز زمینه و نبود فرست کافی برای نفوذ بداخل این ریز حفرات بین ذرهای، منجر به افزایش میزان تخلخل می‌شود.

در شکل ۵ تغییرات قطر ذرات SiC بر حسب سرعت پانج نشان داده شده است. همانطور که ملاحظه می‌شود با افزایش سرعت پانج از ۱ به ۳ میلیمتر بر ثانیه تغییر قابل توجهی در قطر متوسط ذرات حاصل نشده است، ولی با اینحال افزایش سرعت پانج از ۳ به ۵ میلیمتر بر ثانیه، قطر متوسط ذرات را کاهش داده که بیانگر افزایش درصد شکست ذرات می‌باشد. شکل ۶ افزایش شکست ذرات در سرعت ۵ میلیمتر بر ثانیه با مقایسه با سرعت ۳ میلیمتر بر ثانیه نشان می‌دهد. بطوریکه ملاحظه می‌شود با افزایش سرعت پانج شکست ذرات افزایش یافته است.

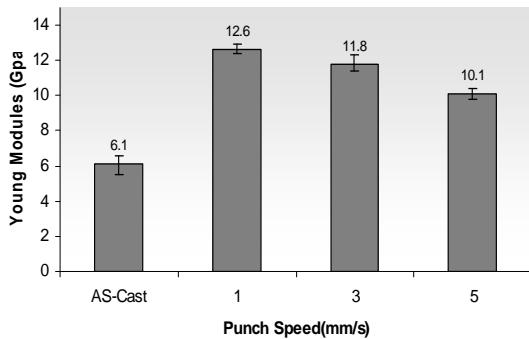
افزایش سرعت پانج منجر به افزایش نرخ کرنش و در نتیجه افزایش تنشهای برشی بر روی سطح ذرات می‌شود. این امر بهمراه شکست ناگهانی ذرات در اثر افزایش سرعت سیلان در خروجی قالب، سبب تشدید شکست ذرات می‌شود. علیهذا با توجه به وجود اصطکاک میان دیواره قالب و شمشال، در این مناطق درصد شکست ذرات می‌تواند بالاتر باشد که این عامل منجر به ترک خوردگی سطحی نمونه می‌شود. نتایج تحقیقات N.Chawla و همکارانش بر روی آهنگری کامپوزیت Al2080-20Vol%SiC نیز افزایش درصد شکست ذرات را با افزایش نرخ کرنش تایید می‌کند [۱۶]. این محققین علت این پدیده را به کاهش چرخش ذرات در سرعتهای بالاتر کرنش نسبت داده اند.

در نمودار شکل ۷ تغییرات درصد تخلخل با افزایش سرعت پانج نشان داده شده است.



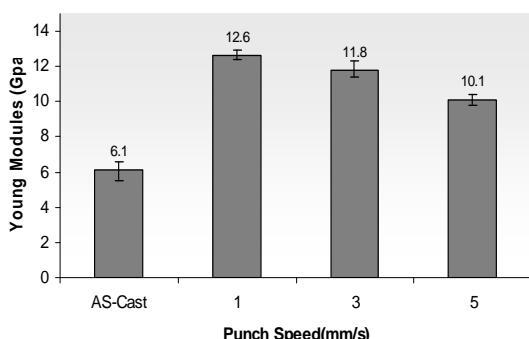
شکل ۵. تغییرات اندازه متوسط ذرات با سرعت پانج در A356-10Vol%SiC

بالاتر بودن مدول یانگ در نمونه های اکسترود شده در مقایسه با نمونه های ریختگی توسط سایر محققین [۹] نیز گزارش شده و آنرا می توان به بهود پیوند فصل مشترک زمینه و ذرات نسبت داد. کاهش مدول یانگ کامپوزیت را می توان با توجه به شکلهای ۵ و ۷ ناشی از شکست ذرات و در نتیجه افزایش تخلخل در سطح مشترک زمینه - ذره در حین اکستروژن در نرخهای کرنش بالا دانست. بنابراین هر چند افزایش نرخ کرنش باعث می شود تا تنفس برشی بیشتر اعمال شده به زمینه بتواند باعث سیلان بهتر زمینه در داخل خوشه های ذرات گردد ولی در عین حال شکست بیشتر ذرات پدیده غالب بوده و سبب کاهش مدول یانگ کامپوزیت می شود.

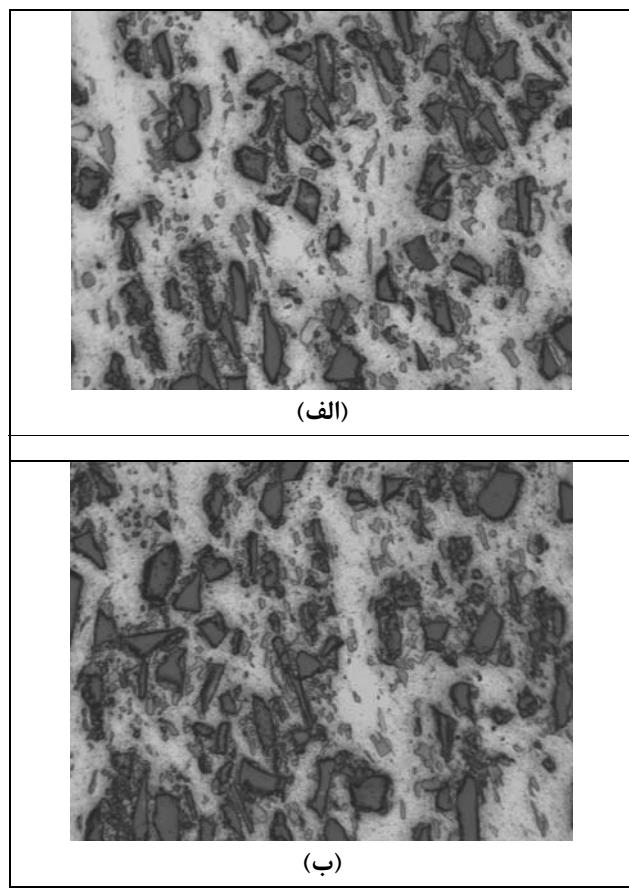


شکل ۸. تغییرات مدول یانگ بر حسب سرعت پانچ در کامپوزیت A356-10Vol%SiC با اندازه ذرات ۳۸ میکرومتر

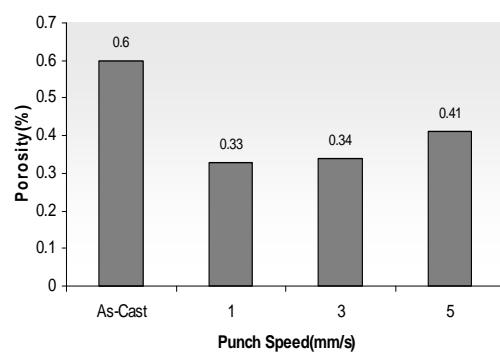
در شکل ۹ تاثیر سرعت پانچ بر روی تنفس تسلیم نمونه های کامپوزیتی نشان داده شده است. همانطور که ملاحظه می شود در تمامی حالات تنفس تسلیم کامپوزیتهای اکسترود شده بیشتر از نمونه ریختگی است و در ضمن با افزایش سرعت پانچ تنفس تسلیم افزایش می یابد. افزایش تنفس تسلیم در اثر عملیات اکستروژن را نیز می توان به افزایش چگالی نابجایی ها نسبت داد. از دیاد تنفس تسلیم در اثر افزایش سرعت پانچ را نیز می توان با در نظر گرفتن افزایش دانسیته نابجاییها در اثر افزایش نرخ کرنش توجیه نمود.



شکل ۹. تغییرات استحکام تسلیم بر حسب سرعت پانچ در نمونه کامپوزیتی A356-10Vol%SiC



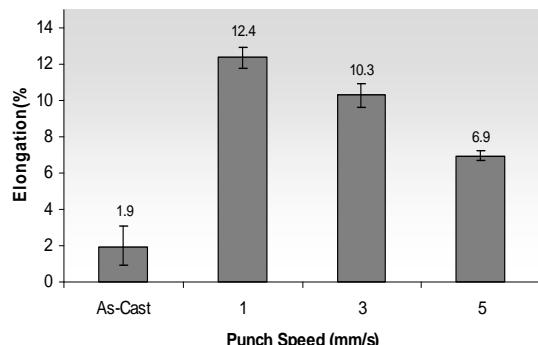
شکل ۶. شکست ذرات در کامپوزیت A356-10Vol%SiC در سرعت ۳mm/s - ب و ۵mm/s - الف



شکل ۷. تغییرات درصد تخلخل بر حسب سرعت پانچ در نمونه کامپوزیتی A356-10Vol%SiC با اندازه ذرات ۳۸ میکرومتر

تغییرات مدول یانگ با افزایش سرعت پانچ در شکل ۸ نشان داده شده و با نمونه ریختگی مقایسه شده است. به طوریکه ملاحظه می شود، مدول یانگ در نمونه های اکسترود شده در تمامی حالات بالاتر از کامپوزیت ریختگی است، با این حال با افزایش سرعت پانچ مدول یانگ کاهش می یابد.

AI2080-20%SiC کاهش انعطاف پذیری کامپوزیت با افزایش نرخ کرنش را نشان می‌دهد.



شکل ۱۱. تغییرات درصد ازدیاد طول بر حسب سرعت پانچ در کامپوزیت A356-10Vol%SiC

#### ۴. نتیجه‌گیری

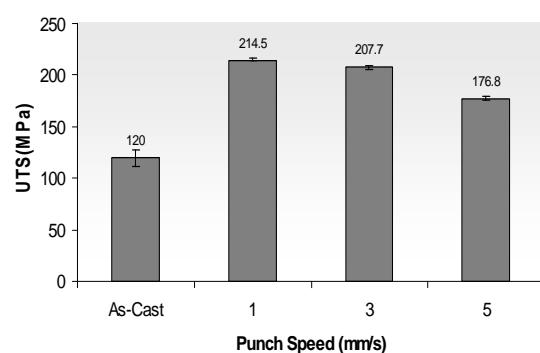
نمونه‌هایی از کامپوزیت A356-10Vol%SiC از طریق فرایند اکستروژن گرم با نسبت ۱۸:۱ و دمای  $550^{\circ}\text{C}$  در سرعتهای ۱، ۳، ۵ میلیمتر بر ثانیه تحت تغییر شکل قرار گرفته و نتایج ذیل حاصل شده است:

- ۱- انجام عملیات اکستروژن باعث بهبود توزیع ذرات در زمینه شده و در ضمن با افزایش سرعت پانچ یکنواختی توزیع ذرات در زمینه کاهش می‌یابد.
- ۲- در اثر عملیات اکستروژن شکست ذرات SiC رخ می‌دهد که این امر با افزایش سرعت پانچ تشیدید می‌شود.
- ۳- میزان تخلخل در نمونه‌های اکستروژن شده در سرعتهای ۱، ۳ و ۵ میلیمتر بر ثانیه به ترتیب  $45\%$ ،  $43\%$  و  $42\%$ % کمتر از نمونه‌های ریختگی است ولی با اینحال افزایش سرعت پانچ باعث افزایش درصد تخلخل می‌شود.
- ۴- در اثر عملیات اکستروژن، مدول یانگ، استحکام کششی نهایی و درصد ازدیاد طول نمونه‌ها در مقایسه با نمونه ریختگی افزایش می‌یابد ولی با افزایش سرعت پانچ این مقدار کاهش می‌یابند.
- ۵- استحکام تسیلم نمونه‌های اکستروژن شده در سرعتهای ۱، ۳ و ۵ میلیمتر بر ثانیه به ترتیب  $76\%$ ،  $89\%$  و  $105\%$ % بیشتر از نمونه ریختگی بوده لذا این کمیت با افزایش سرعت پانچ، افزایش می‌یابد.

#### مراجع

- [1] Lindroos, V.R., Talvitie, M.J., "Recent Advances in Metal Matrix Composites", Journal of Materials Processing Technology, Vol.53, 1995, PP.273-284.

تغییرات استحکام کششی نهایی کامپوزیت ریختگی و اکستروژن شده بر حسب سرعت پانچ در شکل ۱۰ نشان داده شده و با استحکام کششی نمونه ریختگی مقایسه شده است. تخلخل بالا در نمونه‌های ریختگی وجود خوش‌های حفره - ذره باعث کاهش قابل توجه استحکام کششی نهایی کامپوزیت ریختگی می‌گردد که با انجام عملیات اکستروژن و بسته شدن تخلخلها و نیز متلاشی شدن خوش‌های حفره- ذره استحکام کششی بهبود می‌یابد. علیهذا همانطوریکه اشاره شد افزایش سرعت پانچ منجر به افزایش درصد شکست ذرات و در نتیجه افزایش درصد تخلخل و ایجاد ناهمگنی در توزیع می‌شود، بنابراین همانطوریکه ملاحظه می‌شود استحکام نهایی کامپوزیت با افزایش سرعت پانچ کاهش یافته است.



شکل ۱۰. تغییرات استحکام کششی بر حسب سرعت پانچ در کامپوزیت A356-10Vol%SiC

در شکل ۱۱ تغییرات درصد ازدیاد طول نمونه‌های اکستروژن شده بر حسب سرعت پانچ نشان داده شده و با نمونه ریختگی مقایسه شده است. بطوریکه ملاحظه می‌شود در اثر عملیات اکستروژن و در تمام موارد درصد ازدیاد طول در مقایسه با نمونه ریختگی افزایش یافته و برای مثال در نمونه‌ای که با سرعت ۱ mm/s اکستروژن شده درصد ازدیاد طول در حدود  $6/5$  برابر زیاد شده است دلایل این موضوع در بحث مربوط به افزایش استحکام کششی نهایی عنوان شده است. همچنین بطوریکه ملاحظه می‌شود با افزایش سرعت پانچ درصد ازدیاد طول کاهش نسبتاً زیادی را نشان می‌دهد. برای مثال با افزایش سرعت پانچ از  $1\text{ mm/s}$  به  $5\text{ mm/s}$  درصد ازدیاد طول حدود  $44\%$  کاهش می‌یابد. علت این امر ایجاد ناهمگنی در توزیع ذرات و افزایش تخلخل با افزایش سرعت پانچ است (شکلهای ۳ و ۷). با افزایش میزان تخلخل سطح مقطع موثر تحمل بار کاهش می‌یابد. از طرفی به علت قرارگیری ذرات در کنار این حفرات، سطح مشترک زمینه - فاز تقویت کننده نیز کاهش یافته و منجر به تضعیف پیوند فصل مشترک خواهد شد که خود عاملی برای شروع و اشاعه ترک می‌باشد که باعث انهدام زودرس قطعه خواهد شد. تحقیقات N.Chawala و همکارانش [۱۶] نیز بر روی تغییر شکل کامپوزیت

- [15] Lieblich, M., Gonzalez-Doncel, G., Adeva, P., Ibanez, J., Torralba, M., Caruana, G., "Extrudability of PM2124/SiCp Aluminum Matrix Composite", Journal of Materials Science Letters, Vol.16, 1997, PP.726-728.
- [16] Chawla, N., Williams, J.J., Saha, R., "Mechanical Behavior and Microstructure Characterization of Sinter-Forged SiC Particle Reinforced Aluminum Matrix Composites", Journal of Light Metals, Vol.2, 2002, PP.215-227.
- [2] Ralph, B., Yuen, H.C., Lee, W.B., "The Processing of Metal Matrix Composites - an Overview", Journal of Materials Processing Technology, Vol.63, 1997, PP.339-353.
- [3] Ray, S., "Review Synthesis of Cast Metal Matrix Particulate Composites", Journal of Materials Science, Vol.28, 1993, PP.5397-5413.
- [4] Hashim, J., Loonly, L., Hashmi, M.S.J., "Metal Matrix Composites: by the Stir Casting Method", Journal of Materials Processing Technology, Vol.92-93, 1999, PP.1-7.
- [5] Skibo, D.M., Schuster, D.M., Jola, L., "Process for Preparation of Composite Material Containing Nonmetallic Particles in a Metallic Matrix and Composite Materials", U.S.Patent, No. 4,786,467, 1988.
- [6] Quaak, C.J., Kool, W.H., "Properties of Semisolid Aluminium Matrix Composites", Material Science and Engineering A, Vol.188, 1994, PP.277-282.
- [7] Hashim, J., Loonly, L., Hashmi, M.S.J., "Particle Distribution in Cast Metal Matrix Composites- Part II", Journal of Materials Processing Technology , Vol.123, 2002, PP.258-263.
- [8] Tekman, C., Ozdemir, I., Cocen, U., Onel, K., "The Mechanical Response of Al-Si-Mg/SiCp Composite: Influence of Porosity", Materials Science and Engineering A, Vol.360 , 2003, PP.365-371.
- [9] Cocen, U., Onel, K., "Ductility and Strength of Extruded SiCp / Aluminum - Alloy Composites", Composites Science and Technology, Vol.62, 2002, PP.275-282.
- [10] Davies, C.H.J., Chen, W.C., Hawborth, E.B., amaraskera, I.V., Brimacombe, J.K., "Particle Fracture During Extrusion of a 6061/Aluminium Composite", Scripta Materialia, Vol.32, No.3, 1995, PP.309-314.
- [11] Ling, S., Gupta, M., Srivatson, T.S., "The Quasi-Static Response and Fracture Behavior of a Thermomechanically Processed Aluminum Alloy Metal Matrix Composites", Materials Letter, Vol.38, 1999, PP.254-259.
- [12] Suresh, S., Mortensenn, A., Needleman, A., Fundumental of Metal Matrix Composites, 2rd ed. Butterworth-Heinemann Book Co., Stoneham, 1998.
- [13] Hashim, J., Loonly, L., Hashim, M.S.J., "The Wettability of SiC Particle by Molten Aluminum Alloy", Journal of Materials Processing Technology, Vol.119, 2001, PP.324-328.
- [14] Akhlaghi, F., Lajevardi, A., Maghanaki, H. M., "Effects of Casting Temperature on the Microstructure and Wear Resistance of Compocast A356/SiCp Composites: a Comparison Between SS and SL Routes", Journal of Materials Processing Technology, Vol.155-156, 2004, PP.1874-1880.