

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

روح الله رحمانی فرد و فرشاد اخلاقی

**چکیده:** در کامپوزیتهای ریختگی  $Al-SiC_p$  وجود تخلخل‌های گازی و انقباضی و نیز خوشه‌های حفره- ذرات و ذره- ذره باعث تضعیف پیوند فصل مشترک می‌شوند، این عوامل باعث می‌شوند تا انفصال فصل مشترک بعنوان عامل موثر در شکست کامپوزیتهای عمل نماید. تغییر شکل داغ کامپوزیتهای یکی از روشهای مناسب در بهبود فصل مشترک و کاهش تخلخل نمونه‌های کامپوزیتی ریختگی است. در این تحقیق کامپوزیتهای A356 حاوی ۱۰٪ ذرات SiC (با اندازه متوسط ذره ۳۸ میکرومتر) به روش کامپوکستینگ تهیه شده است. این کامپوزیتهای تحت فرایند اکستروژن داغ قرار گرفته و تاثیر سرعت تغییر شکل 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 تغییر شکل شرایط شکست ذرات را حادث کرده و لذا استحکام نهایی و درصد ازدیاد طول کامپوزیت تا حدودی افت می‌کنند ولی تنش تسلیم افزایش می‌یابد.

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

## 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]. کامپوزیتهای 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 کامپوزیتهای 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 ضریب انبساط حرارتی پایین آنست. از طرفی آلیاژهای Al-Si نیز به دلیل قابلیت

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

معمولاً کامپوزیتهای 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 کامپوزیتهای 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 کامپوزیتهای است که عمدتاً شامل روش گردابی (Vortex) و کامپوکستینگ (Compcasting) می‌باشد. در روش کامپوکستینگ عملیات تلفیق ذرات سرامیکی در محدوده نیمه جامد-نیمه مایع انجام می‌گیرد درحالی که در روش گردابی عملیات فوق در دمای کاملاً مذاب

تاریخ وصول: ۸۳/۷/۱۴

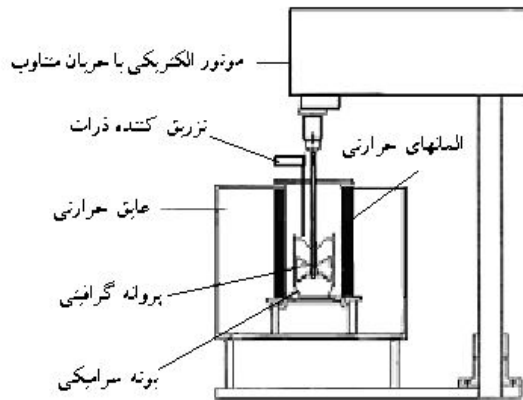
تاریخ تصویب: ۸۴/۱/۳۱

روح الله رحمانی فرد، دانشجوی کارشناسی ارشد، دانشکده مهندسی متالورژی و مواد - دانشگاه تهران، rahmanifrd@ut.ac.ir

دکتر فرشاد اخلاقی، دانشیار دانشکده مهندسی متالورژی و مواد، پردیس دانشکده‌های فنی - دانشگاه تهران، fakhlagh@ut.ac.ir

## 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 کامپوزیتینگ 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 گلبولهای 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 انجمادی 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 اندازه‌گیری می‌شد. به منظور

صورت می‌گیرد. از آنجایی که دوغاب کامپوزیتی در روش کامپوزیتینگ 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 نظیر  $\text{Al}_4\text{C}_3$  کاهش یافته و خواص مناسبتری را فراهم می‌آورد [۶].

پیچیدگی شرایط کنترل فرایند تولید کامپوزیتهای ریختگی باعث شده تا تغییرات گسترده‌ای در خواص آنها مشاهده شود. علیهذا در این فرایند به دلایل مختلف میزان کل تخلخل در قطعه نهایی نسبتاً زیاد است. این عامل به همراه ترشوندگی ضعیف ذرات سرامیکی با فلز مذاب، اختلاف چگالی میان فلز مذاب و فاز تقویت کننده و پس زده شدن ذرات در جلوی جبهه انجمادی سبب می‌شوند تا خوشه‌های 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 جدایش باعث کاهش خواص مکانیکی قطعه نهایی در حالت ریختگی خواهد بود [۷].

بنابراین برای رسیدن به خواص مطلوب و استاندارد، انجام فرایندهای ثانویه نظیر اکستروژن، نورد و آهنگری بر روی کامپوزیتهای 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 کامپوزیتهای آن است [۸-۱۲].

تحقیقات انجام شده توسط C.Tekman و همکارانش [۸] نشان می‌دهد که انجام فرایند اکستروژن بر روی کامپوزیتهای ریختگی منجر به بسته شدن تخلخلهای بزرگ و کشیده شدن توزیع جمعی مک به سمت تخلخلهای ریز می‌شود. U.Cocen و همکارانش [۹] فرایند اکستروژن را عامل موثری در از بین بردن خوشه‌های 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 آورد 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 کامپوزیتهای آلومینیوم - کاربید سلیسیم است [۱۲]. تحقیقات انجام گرفته در زمینه سرعت تغییر شکل (که با سرعت پانچ شناخته می‌شود) بیشتر محدود به کیفیت سطحی قطعات اکستروژن شده بوده و کمتر به تاثیر این پارامتر بر روی خواص کامپوزیتهای پرداخته شده است. در این تحقیق به بررسی تاثیر این پارامتر بر روی خواص ریزساختاری و مکانیکی کامپوزیت ریختگی با زمینه آلومینیوم A356 حاوی ۱۰ درصد حجمی از ذرات SiC پرداخته شده است.

### ۳. نتایج و بحث

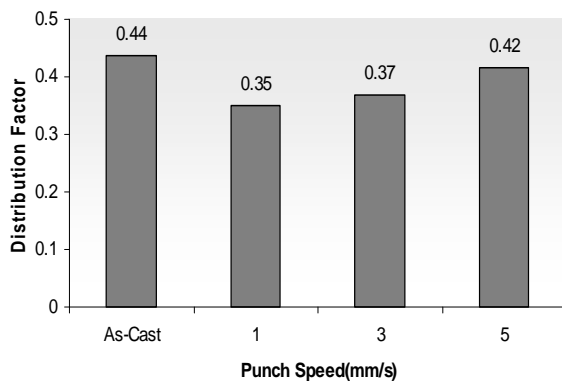
همانطور که در شکل ۲ ملاحظه می‌شود اکستروژن نمونه‌ها با سرعت‌های ۳ و ۵ میلی‌متر بر ثانیه سبب ایجاد ترک‌هایی بر روی سطح قطعه می‌شود.

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.Lieblisch و همکارانش [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 برحسب 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 اکستروژن شده نسبت به آلیاژ زمینه یکنواخت تر است این موضوع در ریزساختار شکل ۴ بخوبی مشهود است.

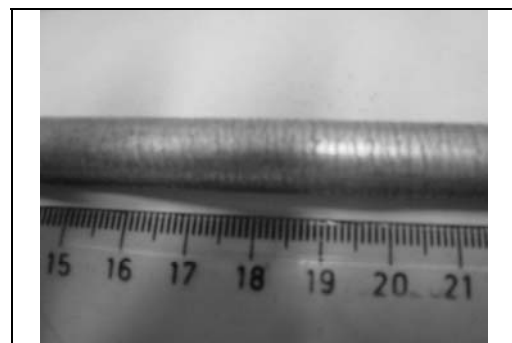
بهتر بودن توزیع ذرات SiC در نمونه‌های کامپوزیتی اکستروژن شده در مقایسه با نمونه ریختگی را می‌توان به فروپاشی خوشه‌ها و توزیع مجدد ذرات در داخل زمینه نسبت داد. در تغییر شکل کامپوزیتها عمدتاً نواحی ضعیفتر سریعتر تغییر فرم می‌دهند، بنابراین با افزایش سرعت پانچ، زمینه کامپوزیتی نسبت به ذرات سریعتر حرکت کرده 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 اکستروژن 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 ۲۰۰X) بر میزان متوسط کسر حجمی، استفاده شده است.

کاهش این فاکتور بمنزله بهبود یکنواختی در توزیع ذرات SiC می‌باشد [۱۴]. لازم به ذکر است که بررسی‌های مختلف بر روی نمونه‌ها نشان داد که مقادیر خطای مربوط به فاکتور توزیع ۰/۱ می‌باشد. برای تعیین دانسیته واقعی نمونه‌های کامپوزیتی از روش ارشمیدس و براساس استاندارد ISO2738 عمل شد. بر طبق این استاندارد مقادیر تخلخل در محدوده ۰/۵٪ باید گزارش شود. بنابراین مقادیر خطای بدست آمده برای تخلخل‌های زیر دو درصد، کمتر از ۰/۱ درصد بوده و قابل ملاحظه نیستند. برای تهیه نمونه‌های آزمایش کشش، از هر نمونه ریختگی و اکستروژن شده، ۳ نمونه مطابق با استاندارد ASTM-E8M ماشینکاری شدند. آزمایش کشش با دستگاه کشش Universal MTS و با سرعت حرکت فک ۱mm/s انجام شد.

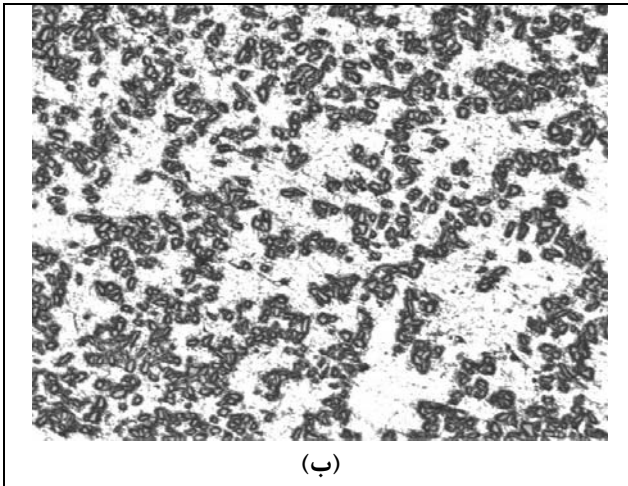


(الف)

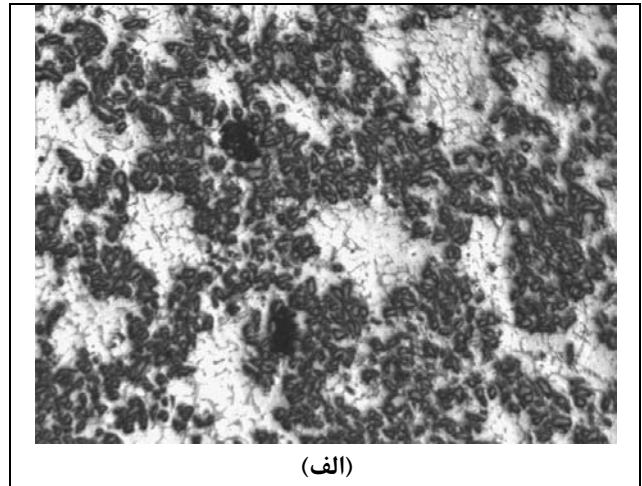


(ب)

شکل ۲. کیفیت سطحی کامپوزیت A356-10Vol%SiC حاوی ذرات ۳۸ میکرومتر اکستروژن شده در دمای ۵۵۰°C و نسبت ۱:۱ در سرعت پانچ الف - ۳mm/s - ب - ۵mm/s



(ب)



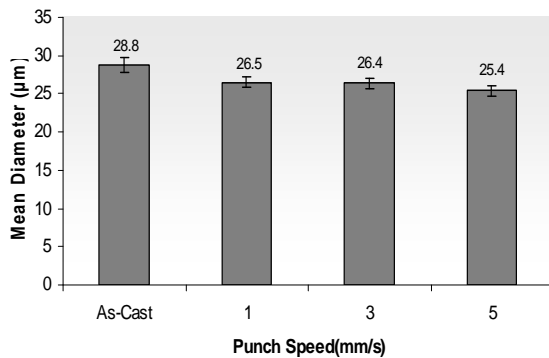
(الف)

شکل ۴. توزیع ذرات SiC در حالت الف- ریختگی ب- اکستروود شده در سرعت پانچ 1mm/s

جدول ۱. آنالیز آلیاژ 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 اکستروود شده کمتر از نمونه‌های ریختگی می‌باشد که این امر ناشی از بسته شدن تخلخلها در هنگام اکستروژن است. در ضمن در نمونه‌های اکستروود شده با افزایش سرعت پانچ، میزان تخلخل افزایش می‌یابد. علت این امر افزایش درصد شکست ذرات با افزایش سرعت پانچ می‌باشد (شکل ۵) که در نتیجه حفرات ریزی در ساختار پدیدار می‌شود. سیلان سریع آلیاژ زمینه و نبود فرصت کافی برای نفوذ بداخل این ریز حفرات بین ذره‌ای، منجر به افزایش میزان تخلخل می‌شود.



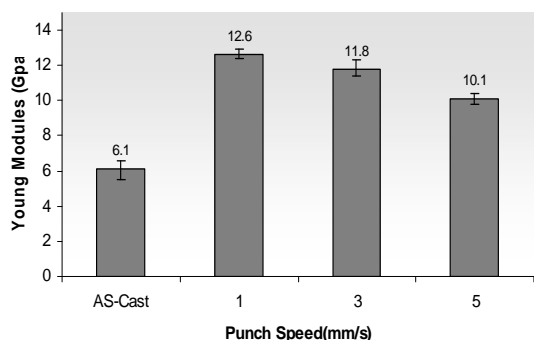
شکل ۵. تغییرات اندازه متوسط ذرات با سرعت پانچ در کامپوزیت A356-10Vol%SiC

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

افزایش سرعت پانچ منجر به افزایش نرخ کرنش و در نتیجه افزایش تنشهای برشی بر روی سطح ذرات می‌شود. این امر به همراه 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 داده‌اند.

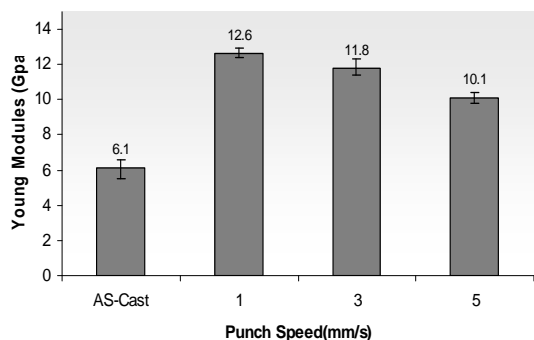
در نمودار شکل ۷ تغییرات درصد تخلخل با افزایش سرعت پانچ نشان داده شده است.

بالتر بودن مدول یانگ در نمونه های اکستروژن شده در مقایسه با نمونه های ریختگی توسط سایر محققین [۹] نیز گزارش شده و آنرا می توان به بهبود 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 تنش 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.

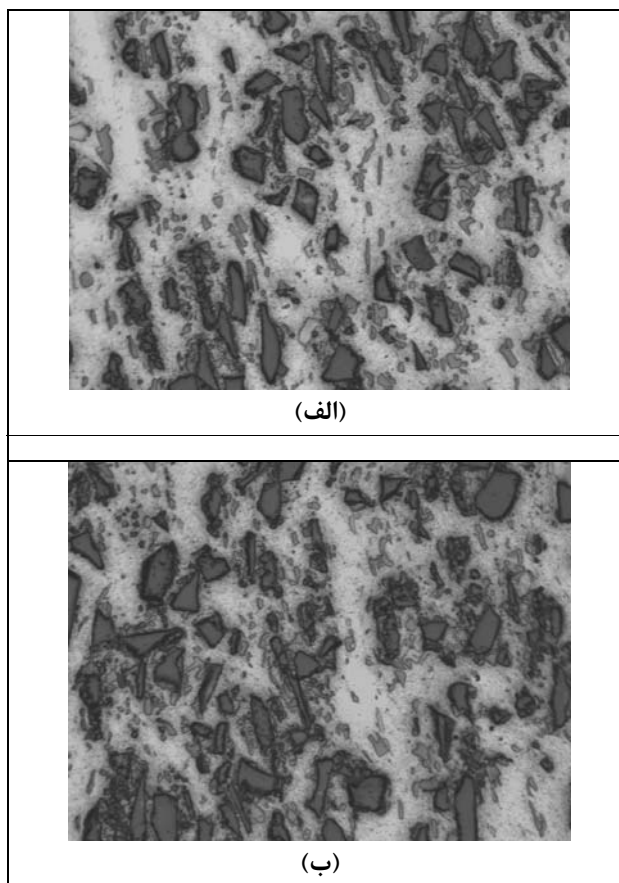


شکل ۸. تغییرات مدول یانگ بر حسب سرعت پانچ در کامپوزیت A356-10Vol%SiC با اندازه ذرات ۳۸ میکرومتر

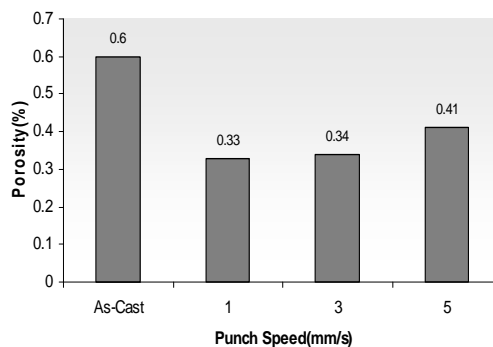
در شکل ۹ تاثیر سرعت پانچ بر روی تنش تسلیم نمونه های کامپوزیتی نشان داده شده است. همانطور که ملاحظه می شود در تمامی حالات تنش تسلیم کامپوزیتهای اکستروژن شده بیشتر از نمونه ریختگی است و در ضمن با افزایش سرعت پانچ تسلیم افزایش می یابد. افزایش تنش تسلیم در اثر عملیات اکستروژن را نیز می توان به افزایش چگالی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



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



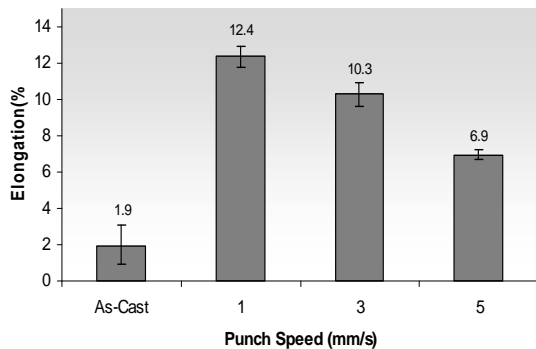
شکل ۶. شکست ذرات در کامپوزیت A356-10Vol%SiC در سرعت الف - ۳mm/s - ب - ۵mm/s



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

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 اکستروژن شده در تمامی حالات بالاتر از کامپوزیت ریختگی است، با این حال با افزایش سرعت پانچ مدول یانگ کاهش می یابد.

Al2080-20%SiC کاهش انعطاف پذیری کامپوزیت با افزایش نرخ کرنش را نشان می دهد.



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

#### ۴. نتیجه گیری

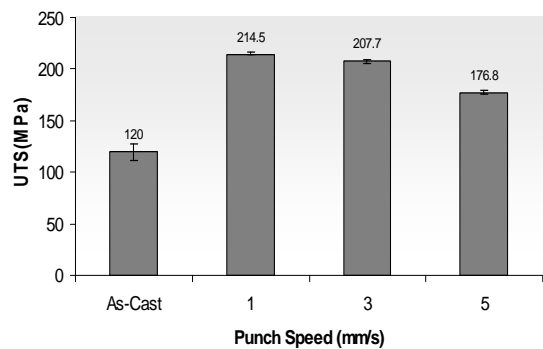
نمونه هایی از کامپوزیت A356-10Vol%SiC از طریق فرایند اکستروژن گرم با نسبت ۱۸:۱ و دمای ۵۵۰°C در سرعت های ۱، ۳ و ۵ میلیمتر بر ثانیه تحت تغییر شکل قرار گرفته و نتایج ذیل حاصل شده است:

- ۱- انجام عملیات اکستروژن باعث بهبود توزیع ذرات SiC در زمینه شده و در ضمن با افزایش سرعت پانچ یکنواختی توزیع ذرات در زمینه کاهش می یابد.
- ۲- در اثر عملیات اکستروژن شکست ذرات SiC رخ می دهد که این امر با افزایش سرعت پانچ تشدید می شود.
- ۳- میزان تخلخل در نمونه های اکستروژن شده در سرعت های ۱، ۳ و ۵ میلیمتر بر ثانیه به ترتیب ۴۵٪، ۴۳٪ و ۳۲٪ کمتر از نمونه های ریختگی است ولی با اینحال افزایش سرعت پانچ باعث افزایش درصد تخلخل می شود.
- ۴- در اثر عملیات اکستروژن، مدول یانگ، استحکام کششی نهایی و درصد ازدیاد طول نمونه ها در مقایسه با نمونه ریختگی افزایش می یابد ولی با افزایش سرعت پانچ این مقادیر کاهش می یابند.
- ۵- استحکام تسلیم نمونه های اکستروژن شده در سرعت های ۱، ۳ و ۵ میلیمتر بر ثانیه به ترتیب ۷۶٪، ۸۹٪ و ۱۰۵٪ بیشتر از نمونه ریختگی بوده لذا این کمیت با افزایش سرعت پانچ، افزایش می یابد.

#### 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 نمونه های ریختگی و وجود خوشه های حفره - ذره باعث کاهش قابل توجه استحکام کششی نهایی کامپوزیت ریختگی می گردد که با انجام عملیات اکستروژن و بسته شدن تخلخلها و نیز متلاشی شدن خوشه های حفره - ذره استحکام کششی بهبود می یابد. علیهذا همانطوریکه اشاره شد افزایش سرعت پانچ منجر به افزایش درصد شکست ذرات و در نتیجه افزایش درصد تخلخل و ایجاد ناهمگنی در توزیع می شود، بنابراین همانطوریکه ملاحظه می شود 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 نمونه های اکستروژن شده بر حسب سرعت پانچ نشان داده شده و با نمونه ریختگی مقایسه شده است. بطوریکه ملاحظه می شود در اثر عملیات اکستروژن و در تمام موارد درصد ازدیاد طول در مقایسه با نمونه ریختگی افزایش یافته و برای مثال در نمونه ای که با سرعت ۱ mm/s اکستروژن شده درصد ازدیاد طول در حدود ۶/۵ برابر زیاد شده است دلایل این موضوع در بحث مربوط به افزایش استحکام کششی نهایی عنوان شده است. همچنین بطوریکه ملاحظه می شود با افزایش سرعت پانچ درصد ازدیاد طول کاهش نسبتاً زیادی را نشان می دهد. برای مثال با افزایش سرعت پانچ از ۱ mm/s به ۵ mm/s درصد ازدیاد طول حدود ۴۴٪ کاهش می یابد. علت این امر ایجاد ناهمگنی در توزیع ذرات و افزایش تخلخل با افزایش سرعت پانچ است (شکل های ۳ و ۷). با افزایش میزان تخلخل سطح مقطع موثر تحمل بار کاهش می یابد. 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 می باشد 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] Quak, 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., Hawboh, 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., Srivatsan, 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., Fundamental 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 Compcast A356/SiCp Composites: a Comparison Between SS and SL Routes", Journal of Materials Processing Technology, Vol.155-156, 2004, PP.1874-1880.