

بررسی ریز ساختار و مقاومت فرسایشی کامپوزیت‌های زمینه Al-Ti تقویت شده بوسیله ذرات SiC و Al₂O₃

مهدی صیادی، محمدرضا طرقي نژاد و محمد محسن مشکسار

چکیده: در تحقیق حاضر، شرایط ساخت و خواص فیزیکی و مکانیکی کامپوزیت‌های زمینه آلومینیومی تولید شده به روش اکستروژن گرم پودر مورد مطالعه قرار گرفته است. زمینه کامپوزیت‌ها با استفاده از پودر آلومینیوم به همراه ۱۰ درصد وزنی پودر تیتانیوم تهیه شد. فاز تقویت‌کننده از جنس ذرات کاربید سیلیسیوم و یا اکسید آلومینیوم با اندازه متوسط ۵ میکرون به مقدار ۵، ۱۰، ۱۵ و ۲۰ درصد حجمی انتخاب گردید. پودرهای تشکیل دهنده ماده مرکب پس از مخلوط سازی، در محفظه‌هایی از جنس آلومینیوم ریخته شد، سپس لقمه‌های حاصل تحت فرایند اکستروژن گرم پودر قرار گرفت. بررسی ریزساختار کامپوزیت‌های تولید شده نشان داد که ذرات تقویت‌کننده سرامیکی، به صورت یکنواخت در زمینه توزیع شده‌اند. همچنین آنالیز XRD نمونه‌های کامپوزیتی پس از انجام فرایند اکستروژن گرم پودر نشان داد ترکیبات بین‌فلزی از نوع Al₃Ti در زمینه تشکیل گردیده است. حضور ذرات سرامیکی و ترکیبات بین‌فلزی موجب کاهش انعطاف‌پذیری زمینه آلومینیومی گردید. ضمن اینکه مواد مرکب حاوی ترکیبات بین‌فلزی و یا ذرات تقویت‌کننده سرامیکی، خواص فرسایشی و ریزسختی بهتری از خود نشان دادند.

واژه‌های کلیدی: اکستروژن گرم پودر، کامپوزیت‌های زمینه Al-Ti، مقاومت سایشی، ترکیبات بین فلزی

۱. مقدمه

تاکنون تحقیقات بی‌شماری در جهت ساخت و بهبود خواص کامپوزیت‌های زمینه آلومینیومی، صورت گرفته است. این دسته از مواد با تکیه بر روشهای ذوبی و یا روشهای حالت جامد، تولید شده و آنچه بدست می‌آید یک ماده با خواص مهندسی مطلوب مانند استحکام بالا، صلبیت مناسب، چگالی پایین و سختی و مقاومت به سایش عالی خواهد بود [۱-۴].

تیتانیوم از جمله عناصری است که در سیستم‌های آلیاژی آلومینیوم مورد توجه زیادی قرار گرفته است [۵-۷]. از Ti بیشتر برای اصلاح دانه‌بندی آلیاژهای آلومینیوم استفاده می‌شود. اما به دلیل اینکه آلیاژهای Al-Ti خواص مکانیکی مطلوبی از خود نشان می‌دهند

(مدول الاستیک و استحکام ویژه بالا)، در کاربردهای ویژه از جمله صنایع هوافضا به شدت مورد توجه قرار گرفته‌اند [۸-۱۰]. حلالیت تیتانیوم در آلومینیوم جامد و در شرایط تعادلی برابر با ۱ درصد وزنی است. در صورتی که مقدار تیتانیوم حل شده در آلومینیوم با تکیه بر روشهای خاص تولید از جمله آلیاژسازی مکانیکی از مقدار تعادلی آن بیشتر شود یک محلول جامد فوق اشباع تشکیل می‌گردد. همین امر موجب به وجود آمدن ذرات بسیار ریز ترکیبات بین‌فلزی مانند Al₃Ti، TiAl و Ti₃Al خواهد شد. از میان این فازها، Al₃Ti یک ترکیب بین‌فلزی با چگالی اندک (۳/۳ mg/m³) و نقطه ذوب بالا (۱۳۵۰°C) به حساب می‌آید که قادر است خواص مطلوبی در سیستم‌های آلیاژی آلومینیوم ایجاد نماید [۱۱ و ۱۲].

۲. روش تحقیق

پودر آلومینیوم خالص تجاری (اندازه متوسط ۴۵ μm، خلوص ۹۹/۵ درصد) تولید شده در شرکت متالورژی پودر خراسان و تیتانیوم (اندازه دانه زیر ۱۰۰ μm، خلوص ۹۸ درصد) تولیدی شرکت MERK، به همراه یکی از پودرهای Al₂O₃ ژاپنی (اندازه

تاریخ وصول: ۸۵/۶/۱۶

تاریخ تصویب: ۸۷/۶/۵

دکتر مهدی صیادی، دانشکده مواد، دانشگاه شیراز، me_sayyadi@yahoo.com

محمدرضا طرقي نژاد، دانشکده مواد، دانشگاه صنعتی اصفهان،

toroghi@cc.iut.ac.ir

محمد محسن مشکسار، دانشکده مواد، دانشگاه شیراز،

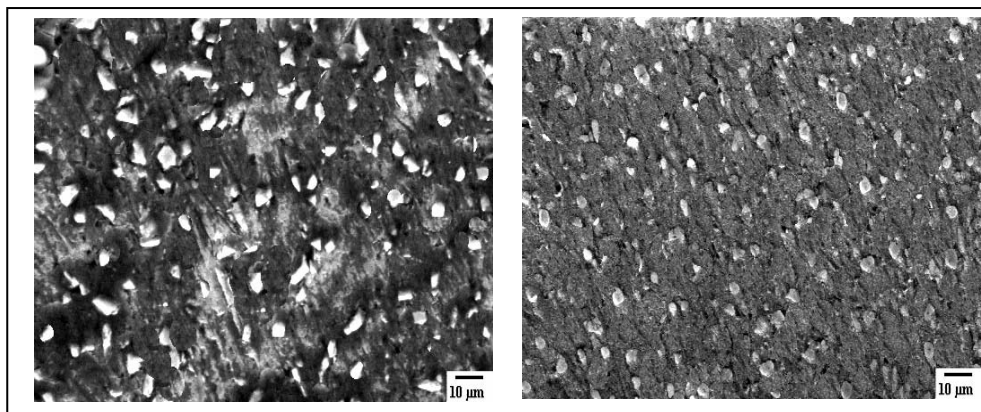
moshksar@succ.shirazu.ac.ir

۳. نتایج و بحث

شکل (۱) تصاویر میکروسکوپ الکترونی (SEM) از ریزساختار ماده مرکب زمینه آلومینیومی تقویت شده با ۵ درصد حجمی ذرات Al_2O_3 و SiC را نشان می‌دهد. دیده می‌شود در این نمونه ها، ذرات تقویت کننده در اثر فرایند اکستروژن گرم پودر به صورت کاملاً یکنواخت توزیع شده‌اند. مقداری تخلخل نیز در فصل مشترک زمینه و ذرات آلومینا به چشم می‌خورد، شکل (۱ الف). نحوه توزیع ذرات Al_2O_3 و SiC با کسر حجمی بالاتر در زمینه آلومینیومی در شکل (۲ الف و ب) نشان داده شده است. ذرات سرامیکی نسبتاً به صورت یکنواخت در زمینه ماده مرکب توزیع شده‌اند. اما افزایش کسر حجمی فازهای تقویت کننده موجب شده است تا مقداری تمایل به خوشه‌ای شدن ذرات سرامیکی به‌ویژه در نمونه حاوی ۲۰ درصد آلومینا ایجاد گردد. با مشاهده این تصاویر میکروسکوپی می‌توان نتیجه گرفت فرایند مخلوط‌سازی پودرهای زمینه و ذرات سرامیکی تقویت کننده و نیز استفاده از فرایند اکستروژن گرم پودر جهت دستیابی به مواد مرکب با ریز ساختار همگن و یکنواخت تا حدود زیادی موفقیت‌آمیز بوده است. میزان این یکنواختی در کامپوزیت‌های حاوی کسر حجمی اندک ذرات آلومینا یا کاربید سیلیسیوم واضح‌تر می‌باشد.

برای بررسی امکان نفوذ تیتانیوم در آلومینیوم به هنگام پیشگرم و اکستروژن نمونه‌ها، آنالیز EDS در زمینه آلومینیومی انجام گردید. شکل (۳)، نمودار حاصل از آنالیز EDS نمونه Al-Ti را بلافاصله پس از اکستروژن نشان می‌دهد. همانطور که مشاهده می‌شود با انجام فرایند اکستروژن گرم پودر، اتمهای تیتانیوم در زمینه آلومینیومی نفوذ کرده و در آن حل شده‌اند. درحقیقت با پیش‌گرم نمودن و انجام تغییر شکل موم‌سان پیوسته ناشی از فرایند اکستروژن گرم، نفوذ اتمی تیتانیوم در آلومینیوم در فواصل کوتاهی از ذرات پودر تیتانیوم آغاز خواهد شد.

متوسط $5 \mu m$ و یا SiC آلمانی (اندازه متوسط $5 \mu m$)، در اتمسفر گاز آرگون مخلوط شدند. توزین پودرها به گونه‌ای بود که مقدار تیتانیوم در کامپوزیت برابر با ۱۰ درصد وزنی و مقدار ذرات سرامیکی برابر با ۵، ۱۰، ۱۵ یا ۲۰ درصد حجمی کل باشد. سپس پودرهای مخلوط شده، به درون محفظه‌های آلومینیومی استوانه‌ای شکل ریخته شد و با استفاده از فک‌های پرس مکانیکی درزبندی گردید. پیش‌گرم لقمه‌های حاصل در کوره با اتمسفر گاز آرگون صورت پذیرفت. پس از آن نمونه‌ها در دمای ۶۰۰ درجه سانتیگراد اکستروژن شدند. نسبت اکستروژن ۱۰:۱ و سرعت سنبه اکستروژن کننده ۷۲ میلی‌متر بر دقیقه بوده است. نحوه ساخت نمونه‌ها در جای دیگر به طور کامل توضیح داده شده است [۱۳]. ریزساختار نمونه‌های کامپوزیتی به دست آمده و نحوه توزیع ذرات سرامیکی در زمینه به کمک میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) مشاهده شد. همچنین چگالی نمونه‌ها طبق استاندارد C373-88 محاسبه گردید. امکان آلیاژسازی عنصر تیتانیوم با زمینه آلومینیومی در حین فرایندهای پیش‌گرم و اکستروژن گرم پودر، با استفاده از آنالیزهای EDS و XRD ارزیابی گردید. نمونه‌های کششی طبق استاندارد B557M-84^{E1} ساخته شد. طول سنج در نمونه‌های کششی ۳۶ میلی‌متر و قطر نمونه در طول سنج ۶ میلی‌متر بوده است. آزمایش کشش به کمک دستگاه Instron با ظرفیت ۵ تن انجام گردید تا خواص کششی مواد مرکب ساخته شده بررسی گردد. میزان سختی با استفاده از روش ریزسختی سنجی ویکرز و با محاسبه مقدار متوسط نتایج حاصل از حداقل ۱۰ سختی سنجی برای هر نمونه تعیین گردید. آزمایش سایش با استفاده از دستگاه پین روی دیسک و مطابق با روش استاندارد G99-95a انجام گردید. سرعت چرخش نمونه‌گیر در آزمایش‌ها ۷۰ دور بر دقیقه و نیروی اعمالی برابر با ۲۰ نیوتن بوده است. در نهایت حجم سایش یافته نمونه‌های کامپوزیتی مختلف در مسافت لغزش ۵۰۰ متر محاسبه شد. قطعه ساینده متقابل در این آزمایش‌ها پین فولادی از جنس DIN 52100 با سختی HRC 64 بوده است.

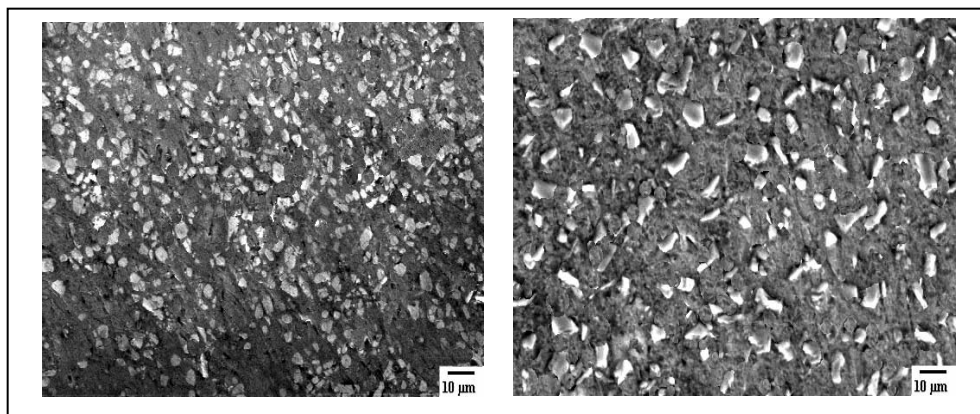


ب

الف

شکل ۱. تصویر SEM کامپوزیت‌های زمینه آلومینیومی تقویت شده با:

الف) ۵ درصد حجمی ذرات Al_2O_3 ب) ۵ درصد حجمی ذرات SiC

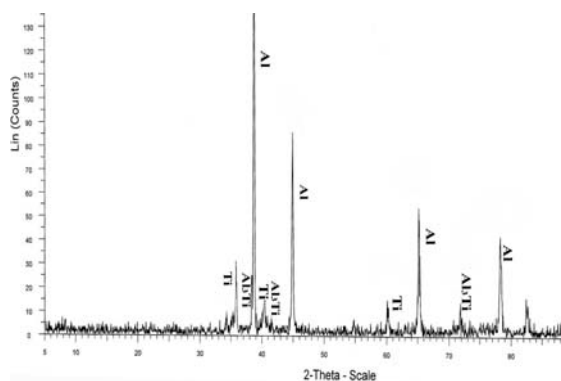


ب

الف

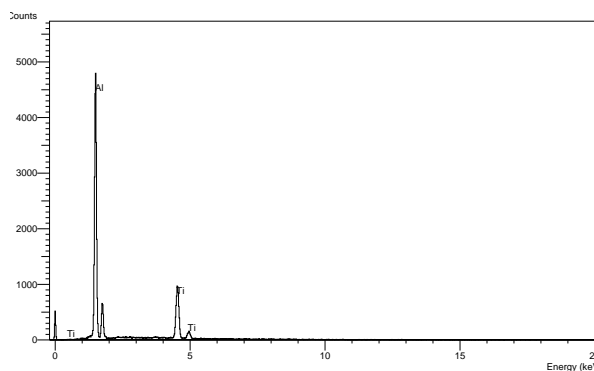
شکل ۲. تصویر SEM کامپوزیت رزمینه آلومینیومی تقویت شده با

الف) ۱۵ درصد حجمی ذرات SiC (ب) ۲۰ درصد حجمی ذرات Al₂O₃



شکل ۴. نمودار XRD آلیاژ Al-Ti بلا فاصله بعد از اکستروژن

گرم پودر



شکل ۳. آنالیز EDS رزمینه آلومینیومی مجاور به ذرات پودر

تیتانیوم

بیشتری نیاز دارد [۱۴ و ۱۵]. ذرات پودر دست نخورده تیتانیومی در شکل (۵) نشان داده شده‌اند. با استفاده از پودرهای تیتانیوم اولیه بسیار ریز، کوپل‌های نفوذی در رزمینه افزایش یافته و ریزساختار نهایی مطلوب‌تری حاصل خواهد شد.

جدول (۱) میزان تخلخل و دانسیته اندازه‌گیری شده نمونه‌ها را نشان می‌دهد. همانطور که محاسبات نشان می‌دهد، انجام فرایند اکستروژن گرم پودر موجب خواهد شد تا دانسیته نمونه‌ها به دانسیته تئوری نزدیک گردد. ضمن اینکه دانسیته نمونه‌های Al خالص و Al-5SiC کاملاً با دانسیته تئوری برابر شد. افزایش میزان فاز تقویت‌کننده مشترک ذرات و رزمینه را بیشتر می‌نماید. بنابراین میزان تخلخل در این نمونه‌ها افزایش خواهد یافت.

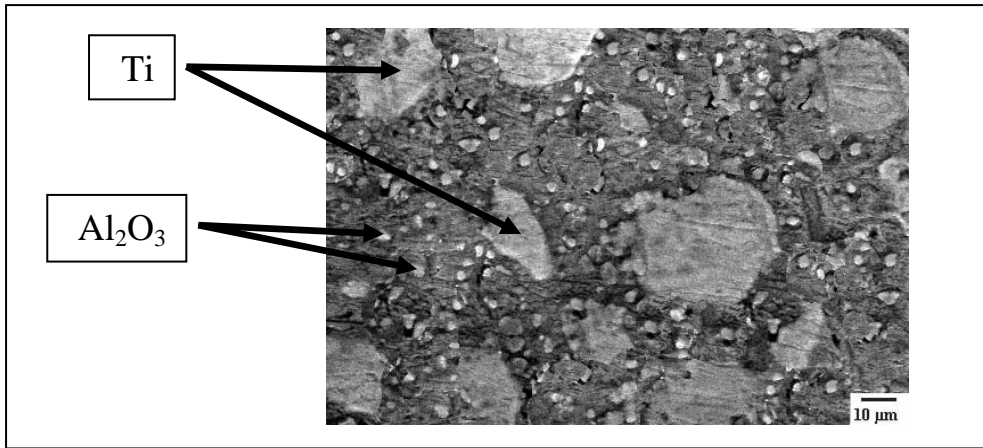
با افزایش میزان فاز تقویت‌کننده در رزمینه، انعطاف‌پذیری کامپوزیت‌های رزمینه آلومینیومی کاهش یافته است، جدول (۱). در حقیقت ذرات سرامیکی سخت پراکنده شده در رزمینه، تغییر شکل پلاستیک ماده مرکب را محدود ساخته‌اند. مقدار درصد افزایش طول نمونه Al-Ti

با توجه به حلالیت اندک تیتانیوم در آلومینیوم در شرایط تعادلی و ناپایداری محلول جامد تشکیل شده، انجام فعل و انفعالات بعدی و تشکیل ترکیبات پایدارتر در رزمینه پس از انجام فرایند اکستروژن گرم، دور از انتظار نخواهد بود. آنالیز XRD نمونه‌های آلومینیومی حاوی عنصر تیتانیوم پس از اکستروژن گرم پودر، شکل (۴)، نشان داد که در آنها ترکیبات بین‌فلزی به شکل Al₃Ti تشکیل شده است.

در حقیقت می‌توان نتیجه گرفت که انجام فرایند غیر تعادلی اکستروژن گرم پودر منجر به تشکیل محلول جامد Al(Ti) فوق اشباع در نمونه‌ها گردید که ناپایدار می‌باشد. بنابراین در اثر انجام واکنش‌های بعدی ترکیبات بین‌فلزی به صورت Al₃Ti در رزمینه به وجود آمده است. اما همچنان که مشاهده می‌شود هنوز مقداری تیتانیوم باقی‌مانده در رزمینه وجود دارد. این امر می‌تواند ناشی از درشت بودن ذرات پودر تیتانیوم اولیه و نیز ناکافی بودن شرایط اکستروژن گرم پودر برای نفوذ کامل همه اتم‌های تیتانیوم در رزمینه آلومینیومی باشد. زیرا ضریب نفوذ تیتانیوم در آلومینیوم در دمای ۶۰۰ درجه سانتیگراد ناچیز است (۱⁻)
 $10^{-14} \text{ m}^2 \text{ s}^{-1}$ و نفوذ همه اتم‌های تیتانیوم در آلومینیوم به زمانهای

ذرات تیتانیوم باقیمانده با اندازه نسبتاً بزرگ موجب کاهش بیشتر چکش خواری شده است.

اکستروژن شده به ۴/۹٪ رسیده است که بسیار کمتر از درصد افزایش طول آلومینیوم خالص می‌باشد. در این آلیاژها، افزایش کسر حجمی فاز ترد به صورت ترکیبات بین‌فلزی پراکنده شده در زمینه و حضور



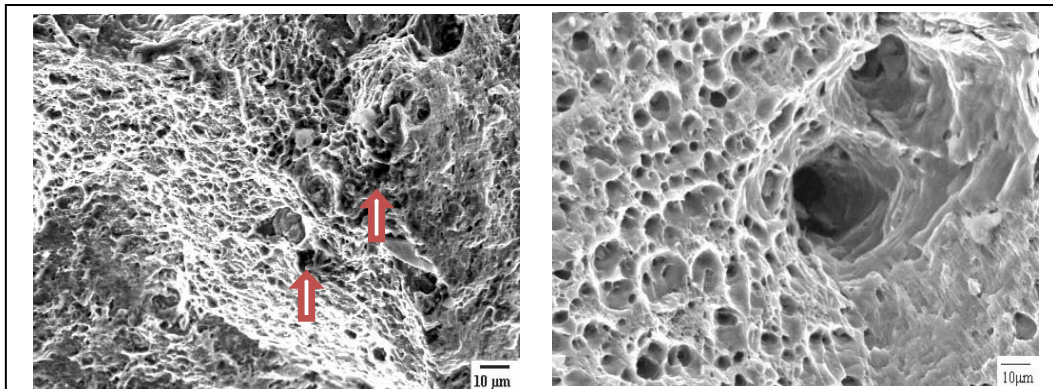
شکل ۵. تصویر SEM کامپوزیت Al-10Ti-10Al₂O₃ بعد از اکستروژن گرم پودر

باید توجه داشت بهبود ریزساختار از طریق توزیع یکنواخت ذرات سرامیکی در کسر حجمی بالای فاز تقویت‌کننده و کاهش تخلخل می‌تواند از افت شدید انعطاف‌پذیری ماده کامپوزیتی جلوگیری نماید. شکل (۶) سطوح شکست نمونه‌های کششی را بعد از فرایند اکستروژن گرم پودر نشان می‌دهد. شکل (۶ الف) مربوط به سطح شکست آلومینیوم خالص است. تخریب در این نمونه به صورت شکست نرم بوده و حضور پستی و بلندی‌های فراوان ناشی از تغییر شکل پلاستیک و حفره‌های ریز به هم پیوسته در آن کاملاً مشهود می‌باشد. شکل (۶ ب) سطح شکست نمونه Al-10Ti-15SiC را نشان می‌دهد. بررسی سطح شکست این ماده مرکب با بزرگ‌نمایی بالا آشکار کرد که تخریب به صورت مخلوطی از شکست نرم و ترد بوده است. این مشخصه از ویژگی‌های مواد مرکب زمینه فلزی می‌باشد. در اینجا تغییر شکل پلاستیک زمینه نرم توسط ذرات الاستیک SiC و Al₃Ti و تنش‌های سه‌بعدی ایجاد شده در اطراف آنها محدود شده است.

جدول ۱. خواص فیزیکی و مکانیکی کامپوزیت‌های زمینه

آلومینیومی

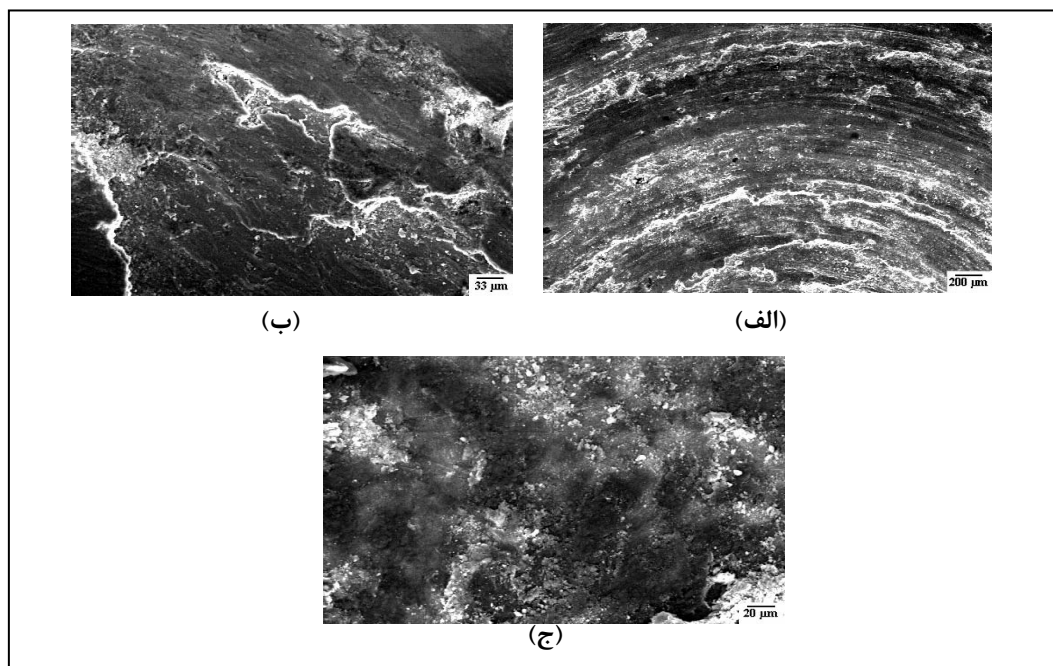
ماده	تخلخل (%)	%E	H _v
Al	۰	۱۶/۱	۵۸ ± ۲
Al-5Al ₂ O ₃	۰/۲	۱۰/۵	۶۸ ± ۶
Al-10Al ₂ O ₃	۰/۹۲	۹/۲	۷۴ ± ۶
Al-15Al ₂ O ₃	۱/۴۵	۷/۸	۷۹ ± ۴
Al-20Al ₂ O ₃	۲/۰۳	۳/۸	۸۴ ± ۴
Al-5SiC	۰	۱۱/۷	۷۱ ± ۴
Al-15SiC	۰/۹۴	۸/۳	۷۶ ± ۴
Al-10Ti	۰/۴۶	۴/۹	۹۴ ± ۱۰
Al-10Ti-5Al ₂ O ₃	۰/۷۷	۴/۱	۱۰۰ ± ۸
Al-10Ti-10Al ₂ O ₃	۰/۹۳	۳/۵	۱۰۲ ± ۸
Al-10Ti-15Al ₂ O ₃	۱/۸۴	۲/۲	۱۰۸ ± ۶
Al-10Ti-5SiC	۰/۸	۴/۱	۱۰۳ ± ۶
Al-10Ti-15SiC	۱/۵	۲/۷	۱۱۳ ± ۶



(ب)

(الف)

شکل ۶. تصویر SEM سطح شکست نمونه‌های کششی الف) آلومینیوم خالص ب) Al-10Ti-15SiC حفره‌های ناشی از کنده شدن ذرات SiC در آزما یس کشش با فلش‌ها نشان داده شده است.



شکل ۷. تصویر SEM سطوح سایش یافته

(الف و ب) $\text{Al-10Ti-10Al}_2\text{O}_3$ با بزرگ‌نمایی‌های مختلف و (ج) پین فولادی

حضور ذرات سرامیکی سخت و ترکیبات بین‌فلزی دچار تغییر شکل پلاستیک و فرسایش شده است. آنالیز EDS سطح پین فولادی لغزش یافته بر روی نمونه آلومینیوم خالص نشان داد که مقدار زیادی آلومینیوم از نمونه به پین انتقال یافته است، شکل (۸).

لازم به ذکر است که اضافه نمودن فازهای سخت به آلومینیوم سیلان پلاستیک زمینه و انتقال فلز به پین را در آزمایش فرسایش تقلیل و مقاومت سایشی ماده مرکب را بهبود می‌بخشد. تصویر براده‌های حاصل از فرسایش در شکل (۹) دیده می‌شود.

براده‌های بزرگ حاصل از فرسایش نشان دهنده حضور همزمان مکانیزم‌های چسبندگی و لایه‌برداری از سطح است [۱۶]. اما وجود براده‌های ورقه‌ای شکل حاکی از آن است که مکانیزم لایه‌برداری در فرایند سایش، غالب بوده است. در حضور مکانیزم سایش چسبنده، به دلیل جوش خوردن سطح پین فولادی و ماده مرکب، پیوندهای موضعی در حالت جامد به وجود می‌آید و سپس ماده با کنده شدن از یک سطح، به سطح دیگر انتقال خواهد یافت. آنالیز EDS براده‌های جدا شده از آلیاژ Al-10Ti، حضور آهن را در براده‌ها نشان می‌دهد که حاکی از فرسایش یافتن پین فولادی است شکل (۱۰).

با انجام محاسبات بر روی داده‌های به‌دست آمده، حجم فرسایش یافته نمونه‌های مختلف کامپوزیتی در مسافت لغزش ۵۰۰m محاسبه گردید، شکل (۱۱). همانطور که مشاهده می‌شود با افزایش درصد حجمی فاز تقویت کننده، مقاومت فرسایشی نمونه‌های کامپوزیتی بهبود یافته است.

در برخی نقاط نیز ذرات SiC از زمینه بیرون کشیده شده و حفره‌هایی در سطح شکست باقی گذاشته‌اند. میزان سختی نمونه‌های اکسترود شده در جدول (۱) نشان داده شده است. مقادیر سختی از ۵۸ HV برای آلومینیوم خالص تا ۱۱۳ HV برای نمونه Al-10Ti-15SiC تغییر نموده است. دیده می‌شود با زیاد شدن کسر حجمی فاز تقویت کننده، سختی مواد مرکب به میزان قابل ملاحظه‌ای افزایش می‌یابد. این بهبود خواص، بیشتر به دلیل سختی بسیار بالای خود ذرات تقویت کننده می‌باشد. سختی بالاتر ذرات SiC نسبت به ذرات Al_2O_3 موجب شده است تا کامپوزیت‌های تقویت شده با این نوع ذرات خواص بهتری از خود نشان دهند. افزایش شدید سختی در نمونه‌های حاوی عنصر آلیاژی Ti نیز به دلیل تشکیل ترکیبات بین‌فلزی Al_3Ti در کامپوزیت‌های تولید شده با استفاده از فرایند اکستروژن گرم پودر می‌باشد.

شکل‌های (الف و ب) تصاویر میکروسکوپی سطوح فرسایش (Wear) یافته نمونه‌های کامپوزیتی را با بزرگ‌نمایی‌های مختلف نشان می‌دهند. آثار تغییر شکل پلاستیک در این سطوح مشهود است. حضور شیارهای موازی در شکل (الف) و گود شدن مسیر سایش (Friction)، ناشی از لایه‌برداری از سطح می‌باشد. مکانیزم لایه‌ای شدن در آزمایش فرسایش، شامل جوانه‌زنی ترک‌های ریز در زیر سطح سایش است که به هم پیوسته و به موازات سطح رشد می‌نمایند و باعث کنده شدن براده‌های ورقه‌ای شکل می‌شوند [۱۵ و ۱۶]. شکل (ج) نشان می‌دهد که سطح پین فولادی مورد استفاده در آزمایش فرسایش نیز به دلیل

اعمال شده به ماده مركب را متحمل مي‌شوند. همين امر موجب مقاومت بيشتري ماده در شرايط اعمال نيروهاي ساينده مي‌گردد. با توجه به شكل (۱۱) مي‌توان نتيجه گرفت كامپوزيت‌هاي زمينه آلومينيومي تقويت‌شده با ذرات SiC كه سختي بالاتري نسبت به كامپوزيت‌هاي تقويت‌شده با ذرات Al_2O_3 دارند، رفتار فرسايشي مناسب‌تري از خود نشان مي‌دهند. همچنين در مواد مركب حاوي عنصر آلياژي Ti، به دليل استحكाम بخشي زمينه در اثر تشكيل تركيب بين‌فلزي Al_3Ti ، و افزايش قابل ملاحظه سختي، مقاومت فرسايشي بهبود يافته است.

۴. نتيجه گيري

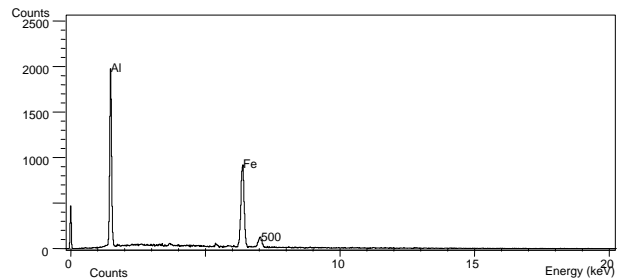
۱- با استفاده از فرايند اكستروژن گرم پودر مي‌توان به توزيع يكنواختي از ذرات تقويت‌كننده در زمينه آلومينيومي دست يافت. ضمن اينكه دانسيته و ميزان تخريل محصولات توليد شده با اين روش در محدوده بسيار خوب قرار دارد.

۲- آلياژسازي و تشكيل تركيبات بين‌فلزي نظير Al_3Ti به صورت درجا (in-situ)، با استفاده از فرايند اكستروژن گرم مخلوط پودرهاي عنصري آلومينيوم و تيتانيوم ايجاد شد. با تشكيل تركيب بين‌فلزي از محلول جامد فوق اشباع Al-Ti، زمينه كامپوزيت به حالت پايدار مي‌رسد.

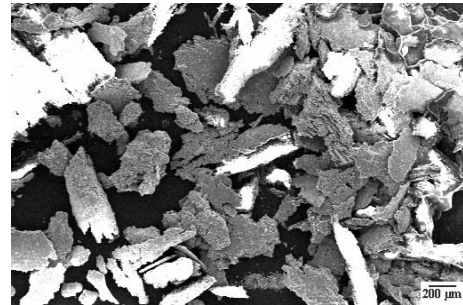
۳- افزايش كسر حجمي ذرات سراميكي آلومينا و كاربيد سيليسيوم و تشكيل Al_3Ti در زمينه، سختي و مقاومت به فرسايش زمينه آلومينيومي را افزايش مي‌دهد. در حالي كه ميزان ازدياد طول كشي نمونه‌ها با كسر حجمي فاز تقويت‌كننده رابطه معكوس دارد. تاثير نامطلوب فازهاي سراميكي بر تردی محصول و کاهش انعطاف‌پذيري مواد مركب، با توجه به تصاویر میکروسكوبي سطوح شكست نیز قابل مشاهده است.

مراجع

- [1] Uthayakumar, M., Prabhakaran, G., Aravindan, S., Sivaprasad, J.V., "Study on Aluminum Alloy Piston Reinforced with Cast Iron Insert", International Journal of Material Science, Vol. 3, No. 1, 2008, PP. 1-10.
- [2] Ganguly, P., Poole, W.J., "In situ measurement of reinforcement stress in an aluminium-alumina metal matrix composite under compressive loading", Materials Science and Engineering, Vol. A352, 2003, pp. 46-54.
- [3] Tsujikawa, M., Azuma, D., Hino, M., Kimura, H., Yubuta, K., Inoue, A., "Friction and Wear of Laser Irradiated Amorphous Metals", Materials Science Forum, Vols. 539-543, 2007, PP. 3844-3849.
- [4] Mahmoud, T.S., "Tribological Behavior of A390/Gr_p Metal-Matrix Composites Fabricated Using a Combination of Rheocasting and Squeeze Casting Techniques", Journal of Mechanical Engineering Science, Vol. 222, No. 2, 2008, PP. 257-265.

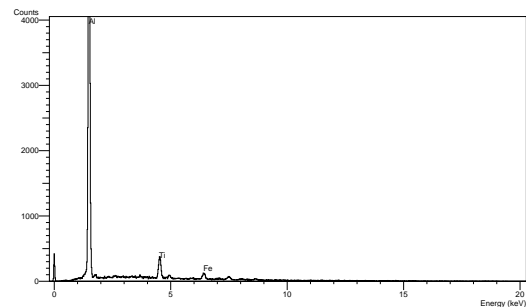


شكل ۸. آناليز EDS سطح سايش يافته بين فولادي



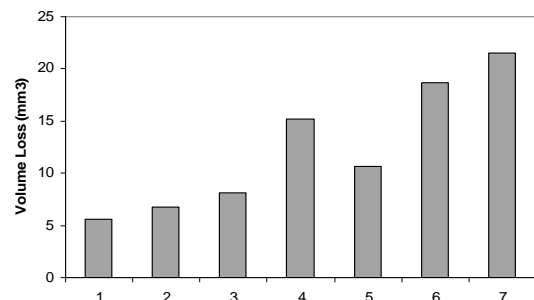
شكل ۹. تصوير براده‌هاي جمع آوري شده نمونه Al-Ti تحت

بار سايشي ۲۰ N



شكل ۱۰. آناليز EDS براده‌هاي فرسايش نشان داده شده در

شكل (۹)



شكل ۱۱. حجم فرسايش يافته در مسافت لغزش ۵۰۰ متر و

بار اعمالی ۲۰ نيوتن

1: Al-10Ti-15SiC 2: Al-10Ti-15Al₂O₃ 3: Al-15SiC

4: Al-5SiC 5: Al-15Al₂O₃ 6: Al-5Al₂O₃ 7: Al

در حقيقت با زياد شدن كسر حجمي فاز تقويت‌كننده، سختي ماده مركب نيز افزايش مي‌يابد. در نتيجه تغيير شكل پلاستيك و لايه‌برداری از ماده سخت‌تر و چسبندگی سطح كامپوزيت به فولاد كم‌تر خواهد شد. ضمن اينكه ذرات سراميكي بخش عمده‌ای از بارهاي

- [5] Lloyd, D.J., "Particle Reinforced Aluminium and Magnesium Matrix Composites", International Materials Reviews, Vol. 39, No. 1, 1994, PP. 1-23.
- [6] Hayes, R.W., Rodriguez M R., Lavernia, E.J., "The Mechanical Behavior of a Cryomilled Al-10Ti-2Cu Alloy", Acta Mater, Vol. 49, 2001, PP. 4055-4068.
- [7] Ocelik, V., Matthews, D., Th, J., De Hosson, M., "Sliding Wear Resistance of Metal Matrix Composite Layers Prepared by High Power Laser", Surface and Coatings Technology, Vol. 197, 2005, PP. 303-315,
- [8] Cocen, U., Onel, K., "Ductility and Strength of Extruded SiC_p/ Aluminium – Alloy Composites" , Composites Science and Technology, Vol. 62, 2002, PP. 275-282.
- [9] Whitehead, A., J., "The Development of a Commercial Al-3%Ti-0.15%C Grain Refining master Alloy", 126th TMS Annual Meet. Exhibition, Florida, USA, 1997.
- [10] Wu, J.M., S Zheng, L., "Effect of Cold Deformation on the Low Speed Sliding Wear of the RS/PM Al-10Wt%Ti Against Steel", Wear, Vol. 232, 1999, P. 25.
- [11] Moon, K.I., Lee, K.S., "Development of Nanocrystalline Al-Ti Alloy Powders by Reactive Ball Milling", Jour. of Alloys and Compounds, Vol. 264, 1998, P.258.
- [12] Wang, S.H., kao, P.W., "The Strengthening Effect of Al₃Ti in High Temperature Deformation of Al-Al₃Ti Composites", Acta Mater, Vol. 46, No. 8, 1998, P. 2675.
- [13] kum, D. W., kim H. S. and kim W. T. "Deformation Modes of the Superplastic Al-10wt%Ti Alloy at High Strain-Rates", The Johannes Weertman Symposium, 1996.
- [14] Wu N. Q., Wang G-X., Li Z.Z., "Microstructure and Sliding Wear Behavior of PM Alloy Al-10Ti After Thermal Wxposure", Wear, Vol. 203-204, 1997, P. 155.
- [15] Deuis, R.L., Subramanian, C., Yellup, J.M., "Dry Sliding Wear of Aluminium Composites-A Preview", Composites Science and Technology, Vol. 57, 1997, PP. 415-435.

[۱۶] صیادی، مهدی، مشکسار، محمدمحسن، «عیوب ایجاد شده در مواد مرکب زمینه آلومینیومی تولیدی به روش اکستروژن پودر»، مجله علمی و پژوهشی شریف، شماره سی و نه، صفحه. ۱۱۴-۱۰۷، ۱۳۸۶.