نشریه بین‌المللی علوم مهندسی دانشگاه علم و صنعت ایران
ویژه‌نامه مهندسی مواد و متالورژی، جلد ۱۹، شماره ۵، سال ۱۳۸۷، صفحه ۶۳-۵۷

بررسی ریز ساختار و مقاومت فرسایشی کامپوزیت‌های زمینه Al-Ti تقویت شده بوسیله ذرات SiC و Al_2O_3

مهدی صیادی، محمدرضا طرقی 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 یا 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 Al_3Ti 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 [۴-۱].

تیتانیوم از جمله عناصری است که در سیستم‌های آلیاژی آلومینیوم مورد توجه زیادی قرار گرفته است [۷-۵]. 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 [۱۰-۸]. 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 Al_3Ti، TiAl و Ti_3Al خواهد شد. از میان این فازها، Al_3Ti یک ترکیب بین‌فلزی با چگالی اندک ($۳/۳\ mg/m^3$) و نقطه ذوب بالا ($۱۳۵۰^{\circ}C$) به حساب می‌آید که قادر است خواص مطلوبی در سیستمهای آلیاژی آلومینیوم ایجاد نماید [۱۱و۱۲].

۲. روش تحقیق

پودر آلومینیوم خالص تجاری (اندازهٔ متوسط $۴۵\ \mu m$، خلوص ۹۹/۵ درصد) تولید شده در شرکت متالورژی پودر خراسان و تیتانیوم (اندازهٔ دانه زیر $۱۰۰\ \mu m$، خلوص ۹۸ درصد) تولیدی شرکت MERK ، به همراه یکی از پودرهای Al_2O_3 ژاپنی (اندازهٔ

تاریخ وصول: ۸۵/۶/۱۶
تاریخ تصویب: ۸۷/۶/۵
دکتر مهدی صیادی، دانشکده مواد، دانشگاه شیراز، me_sayyadi@yahoo.com
محمدرضا طرقی نژاد، دانشکده مواد، دانشگاه صنعتی اصفهان، toroghi@cc.iut.ac.ir
محمدمحسن مشکسار، دانشکده مواد، دانشگاه شیراز، moshksar@succ.shirazu.ac.ir

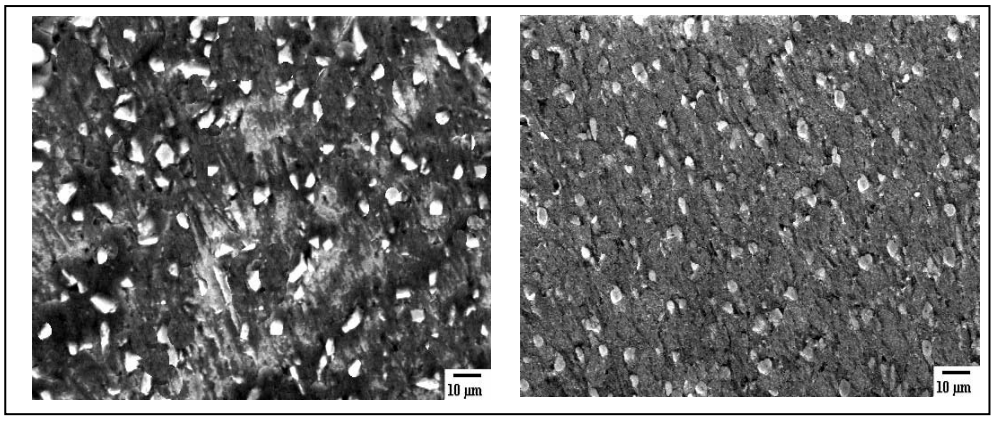
[Downloaded from ijiepm.iust.ac.ir on 2024-07-27]

متوسط μm ۵) و یا SiC آلمانی (اندازهٔ متوسط μm ۵)، 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 اکسترود شدند. نسبت اکستروژن ۱۰:۱ و سرعت سنبه اکسترود 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 سنجه در نمونه‌های کششی ۳۶ میلیمتر و قطر نمونه در طول سنجه 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 64 HRC بوده است.

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 تقویت‌کننده در اثر فرایند اکستروژن گرم پودر به‌صورت کاملا یکنواخت توزیع شده‌اند. مقداری تخلخل نیز در فصل مشترک زمینه و ذرات آلومینا به چشم می‌خورد، شکل(۱ الف). نحوه توزیع ذرات SiC و Al_2O_3 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 تقویت‌کننده 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 تقویت‌کننده 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.

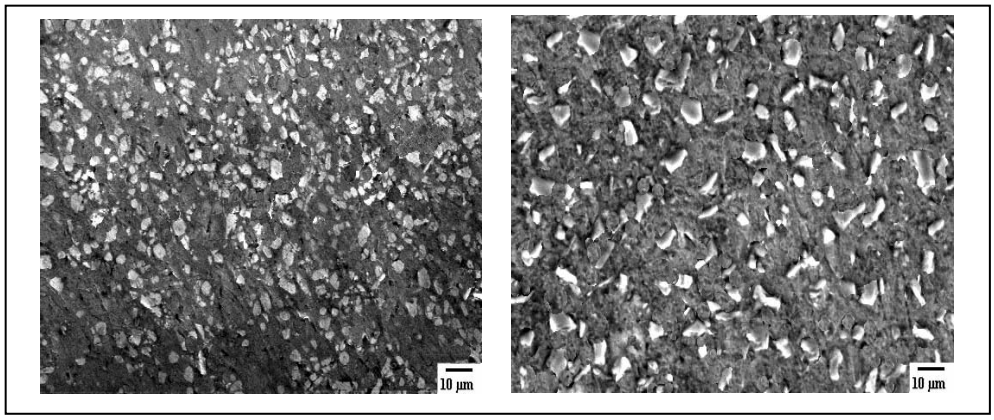
برای بررسی امکان نفوذ تیتانیوم در آلومینیوم به هنگام پیشگرم و اکستروژن نمونه‌ها، آنالیز EDS در زمینه آلومینیومی انجام گردید. شکل (۳)، نمودار حاصل از آنالیز EDS نمونه Al-Ti را بلافاصله پس از اکستروژن نشان می‌دهد. همانطور که مشاهده می‌شود با انجام فرایند اکستروژن گرم پودر، اتمهای تیتانیوم در زمینه آلومینیومی 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.



الف ب

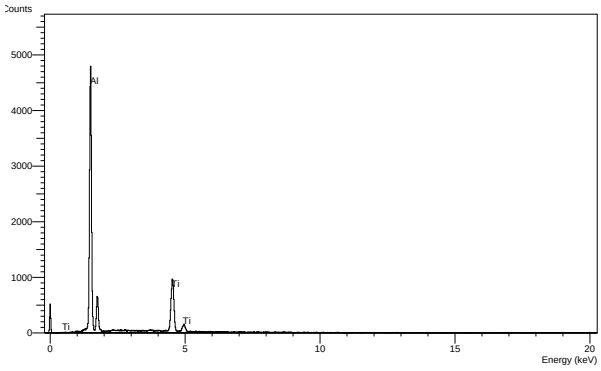
شکل ۱. تصویر SEM کامپوزیت‌های زمینه آلومینیومی تقویت‌شده با:
الف) ۵ درصد حجمی ذرات Al_2O_3 ب) ۵ درصد حجمی ذرات SiC

[Downloaded from ijiepm.iust.ac.ir on 2024-07-27]

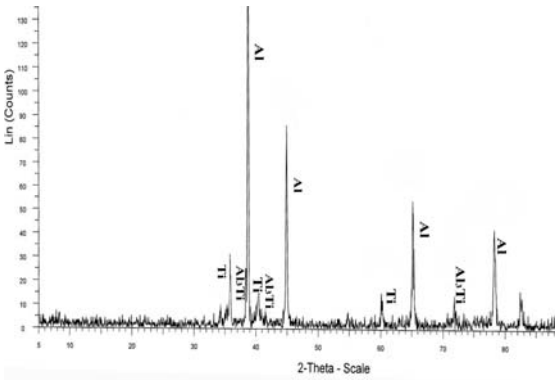


الف ب

شکل ۲. تصویر SEM کامپوزیت زمینه آلومینیومی تقویت شده با
الف) ۱۵ درصد حجمی ذرات SiC ب) ۲۰ درصد حجمی ذرات Al_2O_3



شکل ۳. آنالیز EDS زمینه آلومینیومی مجاور به ذرات پودر تیتانیوم



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

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 زمینه 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 Al_3Ti تشکیل شده است.

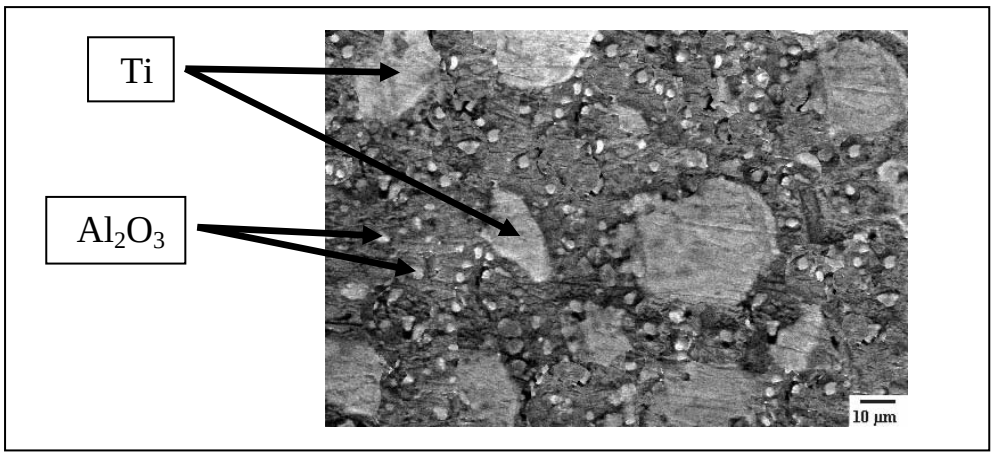
در حقیقت می‌توان نتیجه گرفت که انجام فرایند غیر تعادلی اکستروژن گرم پودر منجر به تشکیل محلول جامد Al(Ti) فوق اشباع در نمونه‌ها گردید که ناپایدار می‌باشد. بنابراین در اثر انجام واکنش‌های بعدی ترکیبات بین‌فلزی به صورت Al_3Ti در زمینه به وجود آمده است. اما همچنان که مشاهده می‌شود هنوز مقداری تیتانیوم باقی‌مانده در زمینه وجود دارد. این امر می تواند ناشی از درشت بودن ذرات پودر تیتانیوم اولیه و نیز ناکافی بودن شرایط اکستروژن گرم پودر برای نفوذ کامل همه اتمهای تیتانیوم در زمینه آلومینیومی باشد. زیرا ضریب نفوذ تیتانیوم در آلومینیوم در دمای ۶۰۰ درجه سانتیگراد ناچیز است ($۵/۵ \times ۱۰^{-۱۴} m^۲s^{-۱}$) و نفوذ همه اتمهای تیتانیوم در آلومینیوم به زمانهای بیشتری نیاز دارد [۱۴و۱۵]. ذرات پودر دست نخورده تیتانیومی در شکل (۵) نشان داده شده‌اند. با استفاده از پودرهای تیتانیوم اولیه بسیار ریز، کوپل‌های نفوذی در زمینه افزایش یافته و ریزساختار نهایی مطلوب‌تری حاصل خواهد شد.

جدول (۱) میزان تخلخل و دانسیته اندازه‌گیری شده نمونه‌ها را نشان می دهد. 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 کاملا با دانسیته تئوری برابر شد. افزایش میزان فاز تقویت‌کننده سرامیکی، احتمال خوشه‌ای شدن و ایجاد حفره‌های ریز در فصل مشترک ذرات و زمینه را بیشتر می‌نماید. بنابراین میزان تخلخل در این نمونه‌ها افزایش خواهد یافت.

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

[Downloaded from ijiepm.iust.ac.ir on 2024-07-27]

اکسترود 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 ذرات تیتانیوم باقیمانده با اندازه نسبتاً بزرگ موجب کاهش بیشتر چکش‌خواری شده است.



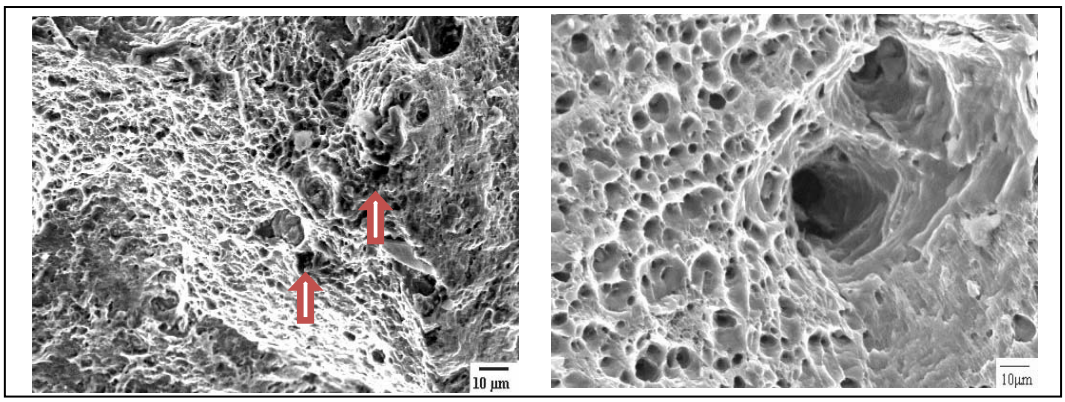
شکل ۵. تصویر SEM کامپوزیت $Al\text{-}10Ti\text{-}10Al_2O_3$ بعد از اکستروژن گرم پودر

جدول ۱. خواص فیزیکی و مکانیکی کامپوزیتهای زمینه آلومینیومی

ماده	تخلخل(٪)	%E	H_v
Al	۰	۱۶/۱	۵۸ ± ۲
$Al\text{-}5Al_2O_3$	۰/۲	۱۰/۵	۶۸ ± ۶
$Al\text{-}10Al_2O_3$	۰/۹۲	۹/۲	۷۴ ± ۶
$Al\text{-}15Al_2O_3$	۱/۴۵	۷/۸	۷۹ ± ۴
$Al\text{-}20Al_2O_3$	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
$Al\text{-}10Ti\text{-}5Al_2O_3$	۰/۷۷	۴/۱	۱۰۰ ± ۸
$Al\text{-}10Ti\text{-}10Al_2O_3$	۰/۹۳	۳/۵	۱۰۲ ± ۸
$Al\text{-}10Ti\text{-}15Al_2O_3$	۱/۸۴	۲/۲	۱۰۸ ± ۶
Al-10Ti-5SiC	۰/۸	۴/۱	۱۰۳ ± ۶
Al-10Ti-15SiC	۱/۵	۲/۷	۱۱۳ ± ۶

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 به‌صورت شکست نرم بوده و حضور پستی و بلندی‌های فراوان ناشی از تغییر شکل پلاستیک و حفره‌های ریز به‌هم پیوسته در آن کاملاً مشهود می‌باشد.

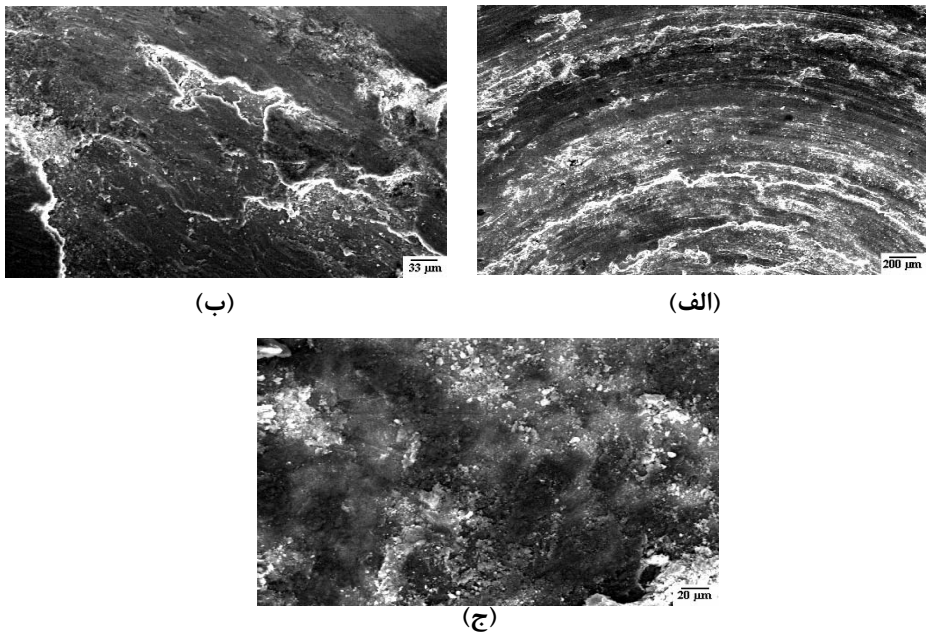
شکل (۶ ب) سطح شکست نمونه Al-10Ti-15SiC را نشان می‌دهد. بررسی سطح شکست این ماده مرکب با بزرگ‌نمایی بالا آشکار کرد که تخریب به‌صورت مخلوطی از شکست نرم و ترد بوده است. این مشخصه از ویژگی‌های مواد مرکب زمینه فلزی می‌باشد. در اینجا تغییر شکل پلاستیک زمینه نرم توسط ذرات الاستیک SiC و Al_3Ti و تنش‌های سه‌بعدی ایجاد شده در اطراف آنها محدود شده است.



(ب) (الف)

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

[Downloaded from ijiepm.iust.ac.ir on 2024-07-27]



(ب) (الف)

(ج)

شکل ۷. تصویر SEM سطوح سایش یافته

(الف و ب) $Al\text{-}10Ti\text{-}10Al_2o_3$ با بزرگ‌نمایی‌های مختلف و (ج) پین فولادی

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 HV ۵۸ برای آلومینیوم خالص تا HV ۱۱۳ برای نمونه Al-10Ti-15SiC تغییر نموده است. دیده می‌شود با زیاد شدن کسر حجمی فاز تقویت‌کننده، سختی مواد مرکب به میزان قابل ملاحظه‌ای افزایش می‌یابد. این بهبود خواص، بیشتر به دلیل سختی بسیار بالای خود ذرات تقویت‌کننده 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.

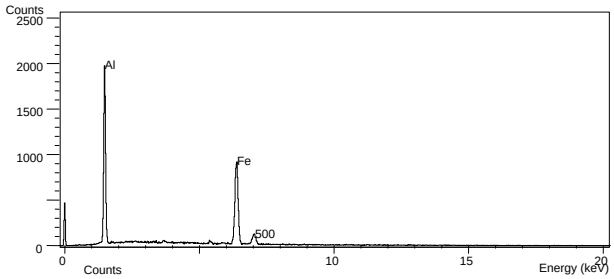
شکلهای (۷ الف و ب) تصاویر میکروسکوپی سطوح فرسایش(Wear) یافته نمونه‌های کامپوزیتی را با بزرگنمایی‌های مختلف نشان می‌دهند. آثار تغییر شکل پلاستیک در این سطوح مشهود است. حضور شیارهای موازی در شکل (۷ الف) و گود شدن مسیر سایش(Friction)، ناشی از لایه‌برداری از سطح می‌باشد. مکانیزم لایه‌ای شدن در آزمایش فرسایش، شامل جوانه‌زنی ترک‌های ریز در زیر سطح سایش است که به‌هم پیوسته و به موازات سطح رشد می‌نمایند و باعث کنده شدن براده‌های ورقه‌ای شکل می‌شوند [۱۵و۱۶]. شکل (۷ ج) نشان می‌دهد که سطح پین فولادی مورد استفاده در آزمایش فرسایش نیز به‌دلیل 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.

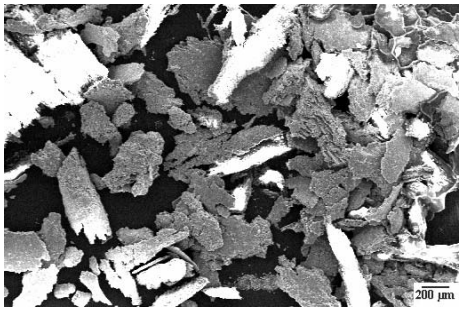
براده‌های بزرگ حاصل از فرسایش نشان دهنده حضور همزمان مکانیزمهای چسبندگی و لایه‌برداری از سطح است [۱۶]. اما وجود براده‌های ورقه‌ای شکل حاکی از آن است که مکانیزم لایه‌برداری در فرایند سایش، غالب بوده است. در حضور مکانیزم سایش چسبنده، به دلیل جوش خوردن سطح پین فولادی و ماده مرکب، پیوندهای موضعی در حالت 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، حضورآهن 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.

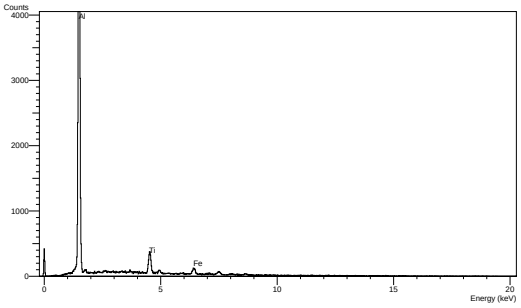
[Downloaded from ijiepm.iust.ac.ir on 2024-07-27]



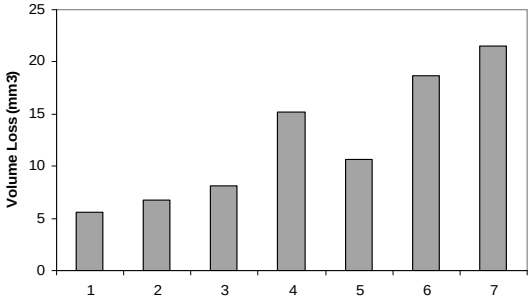
شکل ۸. آنالیز EDS سطح سایش یافته پین فولادی



شکل۹. تصویر براده‌های جمع آوری شده نمونه Al-Ti تحت بار سایشی ۲۰ N



شکل۱۰. آنالیز EDS براده‌های فرسایش نشان داده شده در شکل (۹)



شکل ۱۱. حجم فرسایش یافته در مسافت لغزش ۵۰۰ متر و بار اعمالی ۲۰ نیوتن

1: Al-10Ti-15SiC 2: Al-10Ti-15Al_2O_3 3: Al-15SiC
4: Al-5SiC 5: Al-15Al_2O_3 6: Al-5Al_2O_3 7: Al

در حقیقت با زیاد شدن کسر حجمی فاز تقویت‌کننده، سختی ماده مرکب نیز افزایش می‌یابد. در نتیجه تغییر شکل پلاستیک و لایه‌برداری از ماده سخت‌تر و چسبندگی سطح کامپوزیت به فولاد کم‌تر خواهد شد. ضمن اینکه ذرات سرامیکی بخش عمده‌ای از بارهای اعمال شده به ماده مرکب را متحمل می‌شوند. همین امر موجب مقاومت بیشتر ماده در شرایط اعمال نیروهای ساینده می‌گردد.

با توجه به شکل (۱۱) می‌توان نتیجه گرفت کامپوزیت‌های زمینه آلومینیومی تقویت‌شده با ذرات SiC که سختی بالاتری نسبت به کامپوزیتهای تقویت‌شده با ذرات Al_2O_3 دارند، رفتار فرسایشی مناسب‌تری از خود نشان می‌دهند. همچنین در مواد مرکب حاوی عنصر آلیاژی Ti، به دلیل استحکام بخشی زمینه در اثر تشکیل ترکیب بین‌فلزی Al_3Ti، و افزایش قابل ملاحظه سختی، مقاومت فرسایشی بهبود یافته است.

۴. نتیجه گیری

۱-با استفاده از فرایند اکستروژن گرم پودر می‌توان به توزیع یکنواختی از ذرات تقویت‌کننده در زمینه آلومینیومی دست یافت. ضمن اینکه دانسیته و میزان تخلخل محصولات تولید شده با این روش در محدوده بسیار خوب قرار دارد.

۲- آلیاژسازی و تشکیل ترکیبات بین‌فلزی نظیر Al_3Ti به صورت درجا (in-situ)، با استفاده از فرایند اکستروژن گرم مخلوط پودرهای عنصری آلومینیوم و تیتانیوم ایجاد شد. با تشکیل ترکیب بین‌فلزی از محلول جامد فوق اشباع Al-Ti، زمینه کامپوزیت به حالت پایدار می‌رسد.

۳- افزایش کسر حجمی ذرات سرامیکی آلومینا و کاربید سیلیسیوم و تشکیل Al_3Ti در زمینه، سختی و مقاومت به فرسایش زمینه آلومینیومی را افزایش می دهد. در حالی که میزان ازدیاد طول کششی نمونه‌ها با کسر حجمی فاز تقویت‌کننده رابطه معکوس دارد. تاثیر نامطلوب فازهای سرامیکی بر تردی محصول و کاهش انعطاف‌پذیری مواد مرکب، با توجه به تصاویر میکروسکوپی سطوح شکست نیز قابل مشاهده است.

مراجع

[1] Uthayakumar, M., Prabhaharan, 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.

[Downloaded from ijiepm.iust.ac.ir on 2024-07-27]

[5] Lioyd, D.J., "*Particle Reinforced Aluminium and Magnesium Matrix Composites*", International Materials Reviews, Vol. 39, No. 1, 1994, PP. 1-23.

[6] Hayes, R.W., RodriguezM R., Lavernia, E.J., "*The Mechanical Behavior of a Cryomilled Al-l0Ti-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 Al_3Ti in High Temperature Deformation of Al-Al_3Ti 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-l0wt%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.

[Downloaded from ijiepm.iust.ac.ir on 2024-07-27]