



پژوهش‌نامه ریخته‌گری

مقاله پژوهشی:

بررسی رفتار سایشی نانو کامپوزیت A356/SiCnp در حالت ریختگی و عملیات حرارتی شده

محمد رضا شاهی انهر^۱، مریم صالحی^{۲*}، حسن ثقفیان^۳، محمدامین ابوالحسنی^۱

۱- دانشجوی کارشناسی، دانشکده مهندسی متالورژی و مواد، دانشگاه علم و صنعت ایران، تهران، ایران.

۲- استادیار، دانشکده مهندسی متالورژی و مواد، دانشگاه علم و صنعت ایران، تهران، ایران.

۳- استاد، دانشکده مهندسی متالورژی و مواد، دانشگاه علم و صنعت ایران، تهران، ایران.

* نویسنده مکاتبه کننده: تلفن: ۰۲۱-۷۳۲۲۸۸۲۰، تهران، نارمک، صندوق پستی: ۱۳۱۱۴-۱۶۸۴۶، E-mail: maryamsalehi@iust.ac.ir

تاریخ دریافت: ۱۲ اسفند ۱۴۰۲

تاریخ بازنگری: ۰۱ تیر ۱۴۰۳

تاریخ پذیرش: ۱۰ خرداد ۱۴۰۳

چکیده:

در تحقیق حاضر، خواص سایشی نانو کامپوزیت زمینه آلومینیم A356 تقویت شده با ذرات سرامیکی نانومتری SiC با درصدهای وزنی ۰/۵، ۱ و ۱/۵ در دو حالت ریختگی و عملیات حرارتی شده بررسی شده است. بررسی ریزساختاری زمینه با استفاده از میکروسکوپ نوری انجام شد. بر اساس مشاهدات ریزساختاری با استفاده از میکروسکوپ الکترونی روبشی، نمونه حاوی ۱/۵ درصد ذرات مقاوم ساز SiC به منظور مقایسه رفتار سایشی نمونه‌های ریختگی، قبل و بعد از انجام عملیات حرارتی مورد آزمایش قرار گرفت. آزمایش سایش به روش پین روی دیسک طبق استاندارد ASTM-G99 انجام شد. آزمایش سایش خشک تحت بارهای عمودی ۱۰، ۲۰ و ۴۰ نیوتن و سرعت لغزش ۰/۱ متر بر ثانیه برای مسافت ۱۰۰۰ متر صورت گرفت. بر اساس نتایج به دست آمده از آزمایش سایش، میزان کاهش وزن نانو کامپوزیت یاد شده و ضریب اصطکاک با افزایش نیروی عمودی از ۱۰ تا ۴۰ نیوتن و مسافت لغزش، افزایش پیدا کرد. همچنین مشاهده شد نمونه‌هایی که تحت عملیات حرارتی حل سازی قرار گرفتند در مقایسه با نمونه‌های ریختگی از مقاومت به سایش بالاتری برخوردار بوده‌اند که دلیل این برتری را می‌توان به اصلاح شکل ذرات سیلیسیم یوتکتیک پس از انجام عملیات حرارتی نسبت داد. با توجه به نتایج به دست آمده می‌توان گفت که مکانیسم غالب در طی فرآیند سایش این نانو کامپوزیت احتمالاً مکانیسم چسبان همراه با تشکیل لایه تریبولوژیکی است.

واژه‌های کلیدی:

رفتار سایشی،

نانو کامپوزیت پایه آلومینیم،

کاربید سیلیسیم،

عملیات حرارتی.

ارجاع به این مقاله:

محمد رضا شاهی انهر، مریم صالحی، حسن ثقفیان، محمدامین ابوالحسنی، بررسی رفتار سایشی نانو کامپوزیت A356/SiCnp در حالت ریختگی و عملیات حرارتی شده، پژوهش‌نامه ریخته‌گری، بهار و تابستان ۱۴۰۳، جلد ۸، شماره ۱، صفحات ۱۷-۲۶.

شناسه دیجیتال: DOI: 10.22034/frj.2024.446581.1192

۱- مقدمه

از جمله دلایل اصلی در این خصوص را می‌توان به ویژگی‌هایی همچون چگالی کم، خواص مکانیکی عالی از جمله استحکام بالا، مقاومت به سایش خوب و خواص حرارتی و الکتریکی عالی نسبت داد. کامپوزیت‌های زمینه فلزی Al-Si توسط روش‌های مختلفی هم چون متالورژی پودر، ریخته‌گری همزنی، نفوذ فلز مذاب، ساخت به روش پاششی و آلیاژسازی مکانیکی ساخته شده‌اند [۵]. در میان روش‌های ساخت مختلف برای کامپوزیت‌ها، ریخته‌گری با روش هم زدن یکی از مقرون به صرفه‌ترین و ساده‌ترین روش‌ها برای ساخت کامپوزیت‌های زمینه آلومینیمی است. آلومینا از

آلیاژ آلومینیم A۳۵۶ یک آلیاژ ریختگی متشکل از آلومینیم، سیلیسیم و منیزیم است. از جمله خواص مهم این آلیاژ می‌توان به خواص مکانیکی خوب، ریخته‌گری عالی و مقاومت در برابر خوردگی خوب اشاره کرد [۱]. همچنین، از این آلیاژ به عنوان ماده‌ای مناسب جهت دستیابی به کامپوزیت با ذرات و الیاف تقویت کننده سرامیکی مانند Al_2O_3 و SiC، با هدف بهبود مقاومت در برابر سایش استفاده شده است [۴-۱]. اخیراً کامپوزیت‌های زمینه آلومینیمی بسیار مورد توجه قرار گرفته‌اند.

است. در تحقیق حاضر با توجه به تأثیر اصلاح شکل ذرات سیلیسیم یوتکتیک بر خواص سایشی، رفتار این کامپوزیت زمینه آلومینیمی که با نانو ذرات SiC مقاوم شده است در دو حالت عملیات حرارتی شده و ریختگی در فرآیند سایش لغزشی خشک به روش پین روی دیسک مورد بررسی قرار گرفته است.

۲- مواد و روش تحقیق

نمونه‌های کامپوزیتی با زمینه آلومینیم A356 با ذرات مقاوم‌ساز SiC در سه درصد وزنی ۰/۵، ۱ و ۱/۵ تهیه شدند. این نمونه‌ها با استفاده از روش ریخته‌گری هم‌زدنی تولید شدند تا پس از ریخته‌گری در یک قالب فلزی منجمد شوند. ترکیب شیمیایی استاندارد آلومینیم A356 در جدول ۱ و طحاره‌ای از این روش در شکل ۱، داده شده است.

جهت بررسی‌های ریزساختاری، نمونه‌ها توسط دستگاه برش تهیه شدند و طی مراحل متداول در آماده‌سازی سطوح برش با استفاده از سنباده‌هایی با مش‌های مختلف و سرانجام با خمیر الماس، پرداخت سطحی نهایی انجام شد. پس از شستشوی سطح نمونه‌ها با آب و الکل، از محلول حک کاری کمر ۲۰۰۰ به مدت ۱۵-۲۰ ثانیه جهت بررسی ریزساختار توسط میکروسکوپ نوری، استفاده شد.

با توجه به حضور ذرات نانومتری مقاوم‌ساز در آلیاژ زمینه و در نتیجه امکان‌پذیر نبودن مشاهده آن‌ها با استفاده از میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM)، از دستگاه میکروسکوپ الکترونی روبشی نشر میدانی (FESEM) ساخت شرکت KYKY کشور چین (مدل EM8000) استفاده شد. یکی از اهداف این پروژه دستیابی به بهترین توزیع ذرات کاربید سیلیسیم بود که توسط این دستگاه تصاویر مربوطه تهیه و مورد بررسی قرار گرفت.

به‌منظور انجام عملیات حرارتی محلول‌سازی روی تعدادی از نمونه‌ها که از نظر توزیع ذرات مقاوم‌ساز، شرایط مطلوبی داشتند، دمای مناسب با استفاده از نمودار تعادلی فازها برای آلیاژ مورد استفاده در این تحقیق، تعیین شد. از این‌رو نمونه‌های یادشده در دمای ۵۴۰ درجه‌ی سانتی‌گراد به مدت ۵ ساعت در یک کوره‌ی الکتریکی مقاومتی نگهداری شدند و سپس در دمای محیط در آب سرد شدند.

برای بررسی رفتار سایشی نمونه‌های نانو کامپوزیتی، از دستگاه پین روی دیسک طبق استاندارد ASTM- G99 استفاده شد. آزمایش در حالت خشک و بدون روانکار، تحت بارهای عمودی ۱۰، ۲۰ و ۴۰ نیوتن در درجه حرارت محیط (۲۶ درجه سانتی‌گراد)، با سرعت ۰/۱ متر بر ثانیه و برای مسافت لغزش

رایج‌ترین تقویت‌کننده‌های سرامیکی کامپوزیت‌های زمینه فلزی است [۶]. با این حال، در بین تقویت‌کننده‌های TiC، TiB₂ و Al₂O₃، ذرات SiC به دلیل چگالی پایین، سختی بالا و مدول الاستیک بالا، نسبت به دیگر ذرات تقویت‌کننده، ترجیح داده می‌شوند [۷].

مواد نانو کامپوزیت به‌عنوان جایگزین مناسب برای غلبه بر معایب و محدودیت‌های میکروکامپوزیت‌ها و آلیاژهای زمینه، مورد توجه قرار گرفته‌اند. از جمله مزایای استفاده از نانو کامپوزیت در مقایسه با مواد فلزی متداول می‌توان به استحکام کششی و خمشی بالا نسبت به زمینه، کاهش وزن، افزایش ثبات ابعادی، مدول الاستیسیته بالا، مقاومت در برابر سایش، پایداری حرارتی بالا، مقاومت در برابر شعله، مقاومت در برابر خزش، بهبود استحکام و سفتی، بهبود چقرمگی شکست و مقاومت در برابر شوک حرارتی اشاره کرد [۸]. مقاومت در برابر سایش، یکی از خواص مهم و قابل توجه در نانو کامپوزیت‌های زمینه فلزی است. نانو کامپوزیت‌های زمینه فلزی در مقایسه با آلیاژهای تقویت‌نشده، مقاومت در برابر سایش بهتری دارند [۹، ۱۰].

پژوهش‌های متعددی روی خواص تریبولوژیکی کامپوزیت‌های زمینه آلومینیمی انجام شده و تحلیل‌های مختلفی ارائه شده است. در این پژوهش‌ها، تأثیر نوع مواد و خواص آن‌ها مورد بحث قرار گرفته است. آلومینیم و آلیاژهای آن عمده‌تاً به‌عنوان زمینه و ذرات سرامیکی در اندازه‌ها و درصد‌های حجمی مختلف به‌عنوان مقاوم‌ساز استفاده شده‌اند [۱۱، ۱۲]. در پژوهش‌های گذشته، تأثیر افزودن گرافیت و زبری سطح بر خواص سایشی کامپوزیت‌های زمینه آلومینیمی مورد بررسی قرار گرفته است. علاوه بر اضافه کردن موادی مانند گرافیت و همچنین، بررسی تأثیر زبری سطحی بر خواص سایشی کامپوزیت‌های زمینه آلومینیمی، پژوهش‌های مختلفی نیز تأثیر شرایط آزمایش مانند تأثیر فشار، دما و استفاده یا عدم استفاده از روانکار را بر خواص سایشی این کامپوزیت‌ها بررسی کرده‌اند [۱۱، ۱۲].

گزارش شده است که مشخصه‌یابی ریزساختار سطح سایش کامپوزیت‌های زمینه فلزی بسیار پیچیده‌تر از فلزات و آلیاژها است [۱۳]. همچنین، گزارش شده است که مقاومت سایشی آلیاژ ریختگی آلومینیم A356 تحت تأثیر حضور ذرات سوزنی شکل سیلیسیم که به هنگام فرآیند انجماد در واکنش یوتکتیک تشکیل می‌شود، قرار دارد [۱۴]؛ از این‌رو، اصلاح شکل این ذرات از سوزنی به ذرات کروی می‌تواند مانع تمرکز تنش در لبه‌های ذرات، تشکیل ریزترک و توسعه آن به سمت سطح نمونه و در نتیجه بهبود مقاومت سایشی این آلیاژ شود. یکی از روش‌های اصلاح شکل ذرات سیلیسیم، استفاده از عملیات حل‌سازی آلیاژ

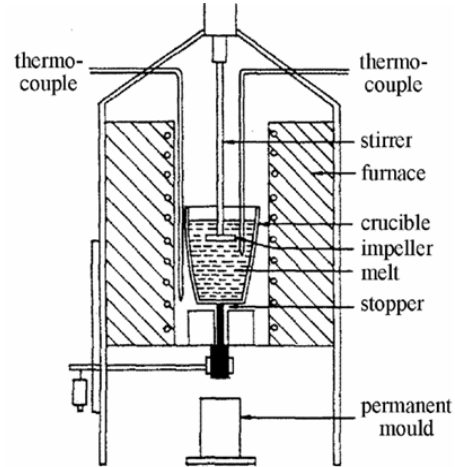
جدول ۱- ترکیب شیمیایی استاندارد آلیاژ A۳۵۶/۰ [۱۵].

عنصر	Si	Mg	Cu	Fe	Zn	Ti	Mn	Al
درصد وزنی	۶/۵-۷/۵	۰/۲۵-۰/۴۵	۰/۲۰	۰/۲۰	۰/۱۰	۰/۲۰	۰/۱۰	بقیه

۳- نتایج و بحث

۳-۱- بررسی ریزساختار زمینه نانو کامپوزیت

ریزساختار نانو کامپوزیت در شکل ۲ آورده شده است. مشاهده می‌شود که ریزساختار زمینه شامل دندریته‌های آلفا آلومینیم به همراه ذرات سیلیسیم یوتکتیکی در محل‌های بین دندریته است که نتیجه طبیعی یک فرایند انجماد غیرتعادلی است. محدوده‌های سفیدرنگ همان فاز زمینه آلفا آلومینیم است و سیلیسیم‌های یوتکتیک نیز به رنگ مشکی و به حالت سوزنی شکل دیده می‌شوند.

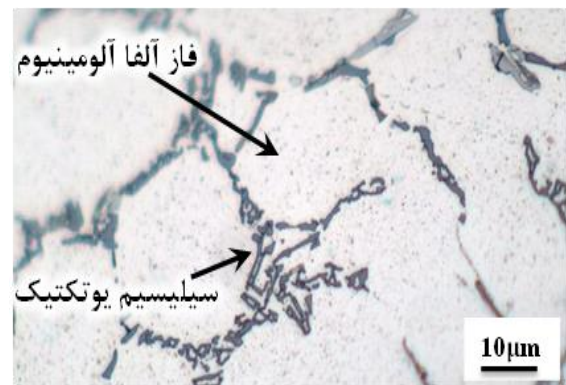


شکل ۱- طرحواره‌ای از روش ریخته‌گری هم زدنی [۱۶].

۳-۲- انتخاب بهترین توزیع ذرات

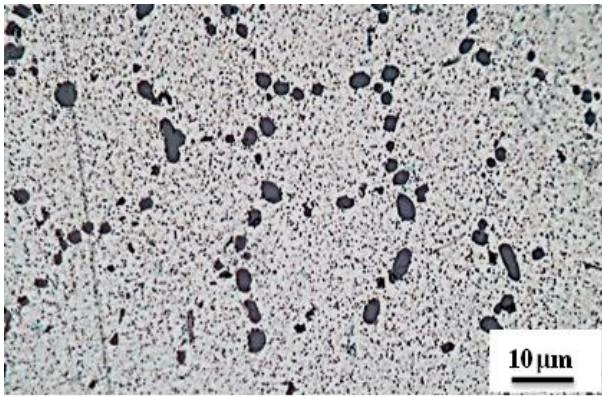
شکل ۳، تصاویر FESEM از توزیع نانو ذرات کاربید سیلیسیم در ریزساختار کامپوزیت‌های ریختگی بر حسب درصد نانوذره افزوده شده را در بزرگنمایی ۲۰۰۰۰ نشان می‌دهد. فاز آلفا آلومینیم به رنگ خاکستری روشن و ذرات مقاوم‌ساز کاربید سیلیسیم به رنگ روشن دیده می‌شوند. به دلیل پدیده پس‌زدن ذرات توسط جبهه انجماد، ذرات مقاوم‌ساز در ناحیه دندریته به دام می‌افتند [۱۷].

همان‌طور که از شکل ۳ نیز مشخص است، بهترین توزیع متعلق به نمونه ۱/۵ درصدی است که ذرات به صورت نسبی همگن‌تر و یکنواخت‌تر از دو نمونه دیگر در نانو کامپوزیت پخش شده‌اند. زیرا در برخی از نواحی تصویر مربوط به نمونه ۰/۵ درصدی، ذرات مقاوم‌ساز حضور ندارند. در نمونه ۱ درصدی نیز ذرات مقاوم‌ساز آگلومره شده‌اند. بنابراین، نمونه ۱/۵ درصدی به عنوان مبنا در نظر گرفته شد و آزمایش سایش در دو حالت ریختگی و عملیات حرارتی شده روی این نمونه انجام شد. لازم به توضیح است که با افزایش میزان مقاوم‌ساز میزان تخلخل افزایش می‌یابد و احتمالاً نمونه ۱/۵ درصدی دارای تخلخل بیشتری است ولی در این کار به بررسی میزان تخلخل پرداخته نشده و به بررسی توزیع ذرات SiC توسط تصاویر FESEM اکتفا شده است.



شکل ۲- تصویر میکروسکوپ نوری از ریزساختار نمونه آزمایش.

۱۰۰۰ متر انجام شد. پین‌ها از نمونه‌های نانو کامپوزیتی به صورت استوانه‌هایی با قطر ۵ میلی‌متر و ارتفاع ۲۵ میلی‌متر تهیه شدند. دیسک ساینده با قطر ۵۰ میلی‌متر و ضخامت ۲۰ میلی‌متر از فولاد ۵۲۱۰۰ با سختی ۵۵ راکول سی، تهیه شد. کاهش وزن پین‌ها در فواصل ۲۵۰ متر با استفاده از ترازوی دیجیتال با دقت چهار رقم اعشار اندازه‌گیری شد. طی آزمایش سایش، ضریب اصطکاک برحسب مسافت لغزش نیز توسط دستگاه اندازه‌گیری شد. برای مطالعه سطوح سایش و مناطق زیر آن و همچنین، مشاهده براده‌های حاصل از سایش، از میکروسکوپ الکترونی روبشی استفاده شد.



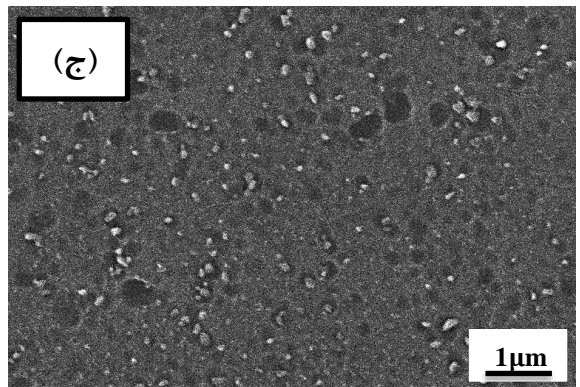
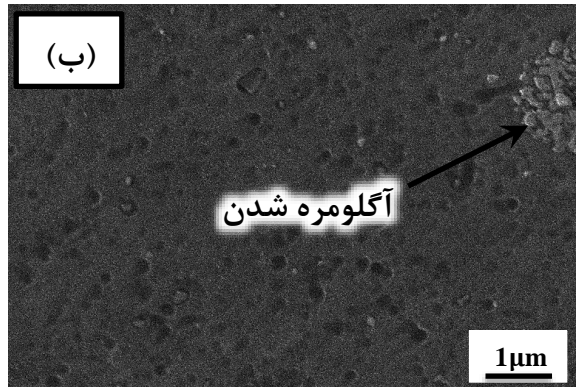
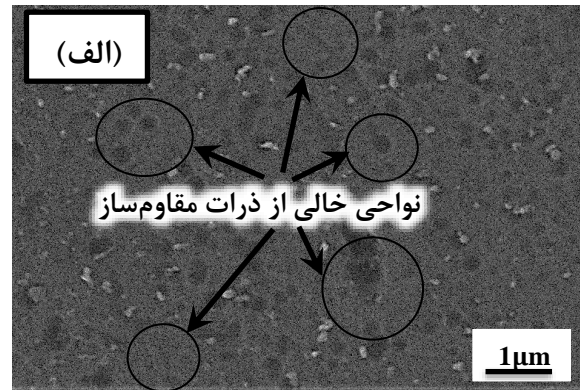
شکل ۴- تصویر میکروسکوپ نوری از آلیاژ زمینه نانوکامپوزیت پس از انجام عملیات حل‌سازی.

۴-۳- بررسی نتایج آزمایش سایش

در این بخش نتایج مربوط به آزمایش سایش نمونه‌های نانو کامپوزیتی A356/1.5 wt% SiCnp در شرایط ریختگی و پس از عملیات حرارتی محلول‌سازی در دمای ۵۴۰ درجه سانتی‌گراد در بارهای اعمالی ۱۰، ۲۰ و ۴۰ نیوتن بررسی می‌شود. در شکل ۵ الف تا ج، نمودار تغییرات کاهش وزن به ازای واحد نیرو برحسب مسافت طی شده در بارهای اعمالی ۱۰، ۲۰ و ۴۰ نیوتن ارائه شده است. همچنین در شکل ۶، نمودار نرخ سایش برحسب بارهای عمودی اعمالی مختلف در دو شرایط ریختگی و عملیات حرارتی شده نشان داده شده است.

اگرچه در بارهای ۱۰ و ۲۰ نیوتن تاثیر عملیات حرارتی اصلاح شکل ذرات سیلیسیم روی مقاومت سایشی نامحسوس است ولی در بالاترین بار اعمال شده (۴۰ نیوتن) تاثیر عملیات حرارتی بطور محسوسی دیده می‌شود؛ زیرا انجام عملیات حرارتی حل‌سازی باعث جلوگیری از ایجاد تمرکز تنش در فصل مشترک ذرات سیلیسیم یوتکتیک و زمینه‌ی آلومینیمی می‌شود. علت این امر تبدیل مورفولوژی سوزنی شکل ذرات سیلیسیم به حالت کروی پس از انجام عملیات حرارتی است که این امر باعث افزایش مقاومت سایشی شده است. در واقع سیلیسیم یوتکتیک سوزنی شکل باعث تمرکز تنش و تجمع ناپایداریها در فصل مشترک سیلیسیم و زمینه می‌شود. انجام عملیات حرارتی و کروی شدن سیلیسیم‌ها مانع از جوانه‌زنی و رشد ترک می‌شود. در نتیجه، مقاومت سایشی پس از عملیات حرارتی بهبود می‌یابد [۱۹-۲۱].

تغییرات ضریب اصطکاک برحسب مسافت لغزش در شکل ۷ نشان داده شده است. در این نمودارها، قسمت ناپایدار اولیه حذف شده است. برای ایجاد شرایط مقایسه‌ای بهتر، از مسافت ۲۰۰ متر به بعد، مقادیر میانگین ضریب اصطکاک در هر ۲۰۰ متر بر حسب مسافت رسم شده است. میانگین کل ضریب



شکل ۳- تصاویر FESEM از نانو کامپوزیت حاوی: الف) ۵/۰ درصد، ب) ۱ درصد و ج) ۱/۵ درصد ذرات مقاوم‌ساز کاربید سیلیسیم.

۳-۳- بررسی اثر عملیات حرارتی

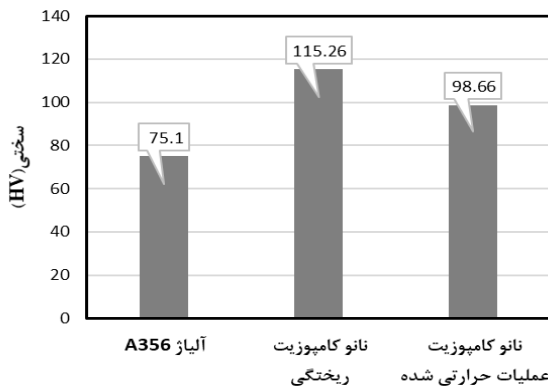
در شکل ۴ تصویر میکروسکوپ نوری از نمونه بعد از انجام عملیات حرارتی محلول‌سازی نشان داده شده است. ذرات سیلیسیم یوتکتیک پس از انجام عملیات حرارتی به دلیل داشتن کم‌ترین نسبت سطح به حجم در حالت کروی [۱۸]، از سوزنی شکل به شکل کروی شکل تبدیل شدند؛ هنگام عملیات حرارتی، دو پدیده یکی تشکیل محلول آلومینیم فوق اشباع شده از سیلیسیم و منیزیم و دیگری، کروی شدن مورفولوژی سیلیسیم‌های یوتکتیک به طور هم‌زمان رخ می‌دهد. هدف از انجام عملیات حرارتی محلول‌سازی در این مقاله، تبدیل ذرات سیلیسیم یوتکتیک با مورفولوژی سوزنی شکل به ذرات کروی شکل است.



شکل ۷- نمودار تغییرات ضریب اصطکاک بر حسب مسافت طی شده در بارهای اعمالی مختلف.

جدول ۲- میانگین ضریب اصطکاک نمونه در حالت های مختلف و تحت نیروهای عمودی گوناگون

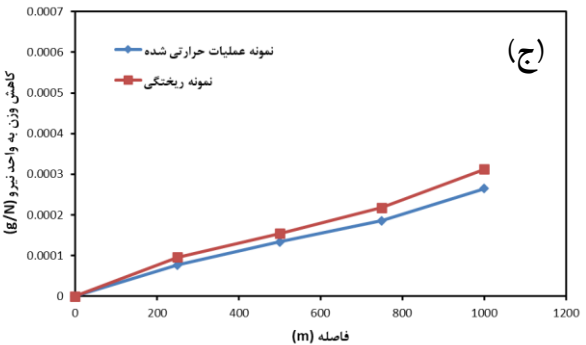
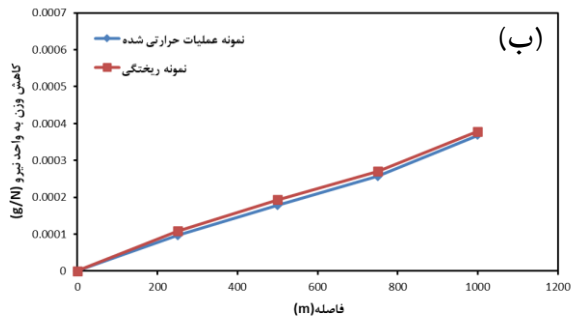
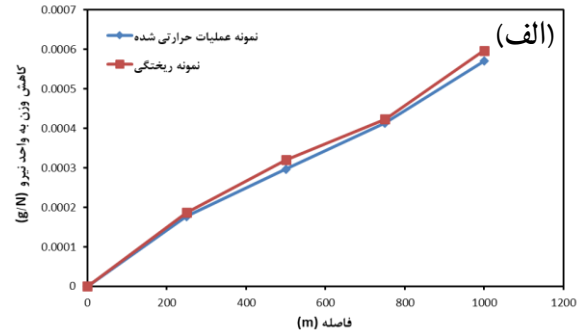
میزان بار اعمالی	۱۰N	۲۰N	۴۰N
عملیات حرارتی نشده	۰/۵۶۴	۰/۵۳۷	۰/۵۷۹
عملیات حرارتی شده	۰/۴۷۲	۰/۴۷۴	۰/۵۲۳



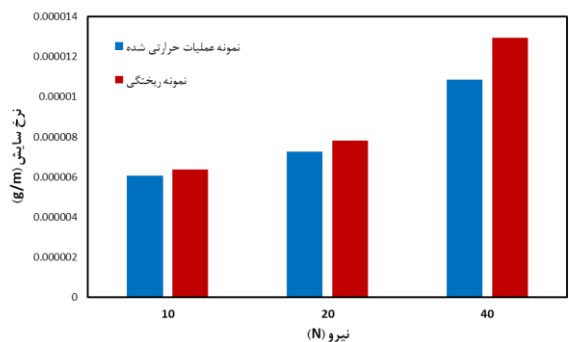
شکل ۸- سختی نمونه A356/1.5 wt% SiCnp قبل و بعد از انجام عملیات حرارتی.

مخلوط مکانیکی تشکیل شده باعث کاهش ضریب اصطکاک سطوح نمونه‌های عملیات حرارتی شده نسبت به نمونه‌های ریخته‌گری شده است.

نمودار سختی نمونه A356/1.5 wt% SiCnp در دو حالت ریخته‌گری و عملیات حرارتی شده در شکل ۸ آورده شده است. این نمودار نشان‌دهنده کاهش سختی نمونه نانو کامپوزیت عملیات حرارتی شده نسبت به نمونه نانو کامپوزیت ریخته‌گری است. به عبارت دیگر، انعطاف‌پذیری نمونه موردنظر پس از عملیات حرارتی، افزایش یافته است. از طرف دیگر نرم‌شدن نمونه مورد نظر پس از انجام عملیات حرارتی، باعث افزایش تراکم و پیوستگی لایه مخلوط مکانیکی شده که این امر باعث کاهش نرخ سایش شده است.

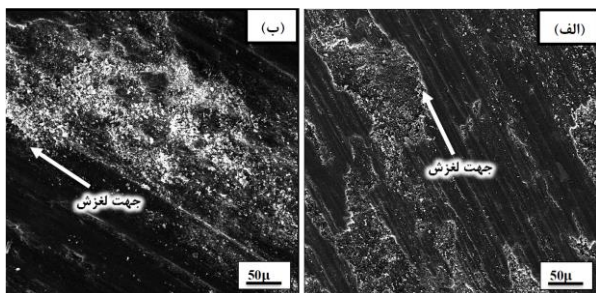


شکل ۵- نمودار تغییرات کاهش وزن به ازای واحد نیرو بر حسب مسافت طی شده در بارهای: الف-۱۰، ب-۲۰، ج-۴۰ نیوتن در حالت‌های ریخته‌گری و عملیات حرارتی شده.

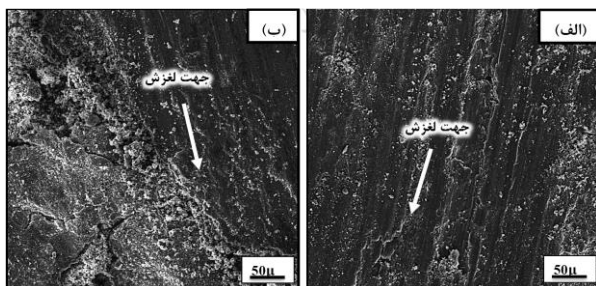


شکل ۶- نمودار نرخ سایش بر حسب بارهای عمودی اعمالی مختلف.

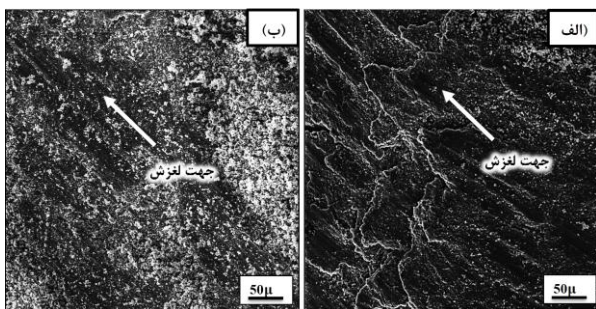
اصطکاک نمونه در بارهای عمودی مختلف و شرایط ریخته‌گری و عملیات حرارتی شده نیز در جدول ۲ آمده است. با توجه به این نتایج مشخص است که مقدار ضریب اصطکاک برای نمونه عملیات حرارتی شده همواره کمتر از نمونه ریخته‌گری است. در نمونه عملیات حرارتی شده، احتمالاً پیوستگی و تراکم لایه



شکل ۹- تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از سطح سایش در بار ۱۰ نیوتن، الف) نمونه ریختگی و ب) نمونه عملیات حرارتی شده.



شکل ۱۰- تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از سطح سایش در بار ۲۰ نیوتن، الف) نمونه ریختگی و ب) نمونه عملیات حرارتی شده.



شکل ۱۱- تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از سطح سایش در بار ۴۰ نیوتن، الف) نمونه ریختگی و ب) نمونه عملیات حرارتی شده.

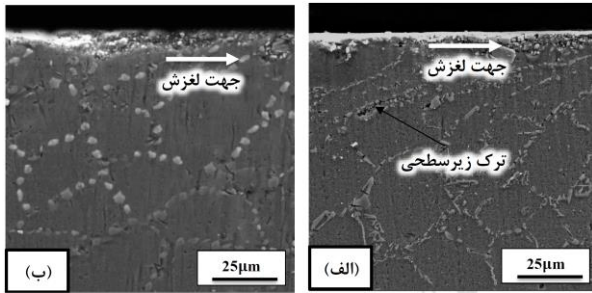
شکل‌های ۱۲ تا ۱۴ آنالیز EDS از سطح ساییده شده نمونه نانو کامپوزیتی A356/1.5 wt% SiCnp را در بارهای اعمالی ۱۰، ۲۰ و ۴۰ نیوتن در دو حالت ریختگی و عملیات حرارتی شده نشان می‌دهد. نمودارهای به دست آمده نشان‌دهنده وجود عناصر آلومینیم، سیلیسیم و اکسیژن است که حاکی از تشکیل لایه تریبولوژیکی در هر سه نیروی عمودی اعمالی است.

شکل‌های ۱۵ تا ۱۷، تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از مقطع عرضی زیر سطوح ساییده شده برای نمونه‌های ریختگی و عملیات حرارتی شده را در نیروهای عمودی اعمالی مختلف نشان می‌دهد. جهت لغزش، ترک‌های زیر سطحی و همچنین لایه مخلوط مکانیکی با پیکان‌هایی نشان داده شده است. با توجه به تصاویر گرفته‌شده، خطوط جریان، نشان‌دهنده تغییر شکل پلاستیک در ناحیه زیر سطح سایش هستند. علاوه بر تغییر شکل پلاستیک، ترک‌های ریز و کندگی‌های سطحی نیز مشاهده می‌شود. افزایش نیروی سایشی، سبب افزایش تغییر

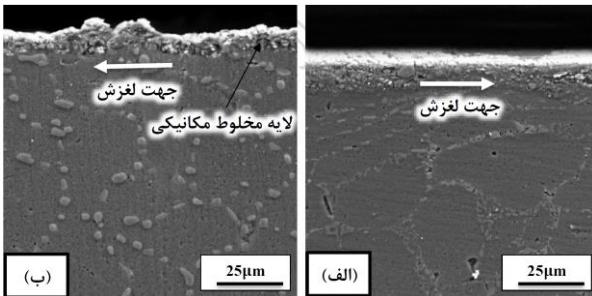
شکل‌های ۹ تا ۱۱، تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از سطح سایش نمونه‌های نانو کامپوزیتی A356/1.5 wt% SiCnp در دو حالت ریختگی و عملیات حرارتی شده را به ترتیب در بارهای عمودی اعمالی ۱۰، ۲۰ و ۴۰ نیوتن نشان می‌دهد. جهت لغزش در این شکل‌ها با پیکان نشان داده شده است. مشخص است که پدیده ورقه‌ای شدن در سطح نمونه‌ها رخ داده است. همچنین با افزایش بار اعمالی، تغییر شکل سطحی بیشتری اتفاق افتاده و پهنای ناحیه ساییده شده افزایش یافته است.

با افزایش میزان نیروی عمودی اعمالی، به دلیل افزایش عمق تغییر شکل پلاستیک و در نتیجه افزایش سطح تماس واقعی، جرم بیشتری از نمونه کاسته می‌شود [۲۲]. افزایش نیرو سبب افزایش سطح تماس واقعی و عمق تغییر شکل پلاستیک در ماده می‌شود که در نتیجه‌ی این امر و همچنین، در اثر افزایش مسافت لغزش، در نقطه‌ای از زیر سطح سایش، میکرو ترک عموماً در فصل مشترک ذرات سیلیسیم یوتکتیک و زمینه آلفا آلومینیم تشکیل می‌شود. این حالت برای ذرات کروی نشده به دلیل وجود تمرکز تنش، شدیدتر است. در ادامه فرآیند سایش با افزایش مسافت لغزش، این ترک‌های مویی به هم ملحق شده، رشد و توسعه پیدا می‌کنند و به سمت سطح سایش اشاعه می‌یابند. در نهایت، در سطح نمونه، دهانه این ترک‌ها بازتر می‌شود و ذرات ریز اولیه موجود در سطح سایش به داخل آن‌ها راه پیدا می‌کنند. با افزایش مسافت لغزش ترک‌های جدیدی بر اساس مکانیسم توضیح داده‌شده تشکیل، رشد و توسعه پیدا می‌کنند و از عمق‌های مختلف زیر سطح سایش به سطح نمونه می‌رسند. این ترک‌ها از ذرات سطحی که شامل عناصر پین و دیسک هستند، پر شده‌اند و به صورت لایه‌ای مخلوط و متراکم موسوم به لایه مخلوط مکانیکی (MML)، در سطح سایش تشکیل می‌شوند. این لایه مخلوط مکانیکی باعث کاهش ضریب اصطکاک می‌شود [۲۳]. از طرف دیگر با افزایش نیرو، دما به صورت نقطه‌ای در سطح سایش به طور ناگهانی افزایش می‌یابد و این امر موجب ناپایداری لایه مخلوط مکانیکی می‌شود. به دلیل تفاوت در ضریب انبساط حرارتی این لایه و سطح زیرین آن، ترک ایجاد شده و باعث ایجاد کندگی در سطح سایش می‌شود [۲۴، ۲۵].

کرنش پلاستیک و به دنبال آن جوانه‌زنی ترک در سطح زیرین به دلیل این تغییر فرم پلاستیک در سطح و رشد آن، باعث جدا شدن تکه‌هایی از سطح می‌شود. انجام عملیات حرارتی حل‌سازی که باعث افزایش انعطاف‌پذیری می‌شود، منجر به جدایش ذرات کوچک‌تر شده و کمتر شدن کاهش وزن ماده از سطح پین می‌شود که این امر باعث کاهش نرخ سایش می‌شود.

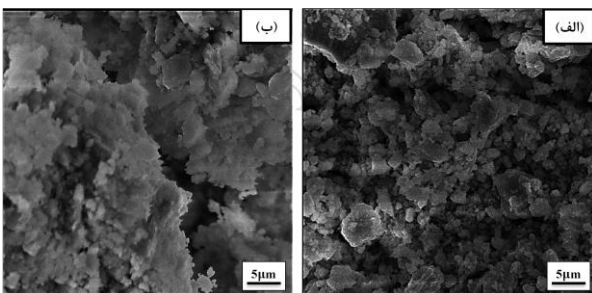


شکل ۱۶- تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از مقطع عرضی زیر سطح سایش در بار ۲۰ نیوتن، الف) نمونه ریختگی و ب) نمونه عملیات حرارتی شده.



شکل ۱۷- تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از مقطع عرضی زیر سطح سایش در بار ۴۰ نیوتن، الف) نمونه ریختگی و ب) نمونه عملیات حرارتی شده.

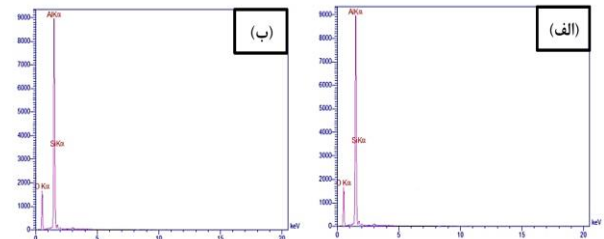
تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی براده‌های حاصل از سایش نمونه موردنظر در نیروهای عمودی اعمالی مختلف در شکل‌های ۱۸ تا ۲۰ و همچنین، آنالیز EDS از این براده‌ها در شکل‌های ۲۱ تا ۲۳ آورده شده است. آنالیز EDS به‌دست‌آمده نشان می‌دهد که سطح سایش در همه حالت‌ها اکسید شده است. سطح اکسیدشده با براده‌های سایش پین و دیسک، فشرده شده و باعث تشکیل لایه تریبولوژیکی شده است. تغییر شکل این لایه در اثر بار اعمالی، باعث لایه‌لایه شدن و شکست آن شده که این امر منجر به تولید براده‌های بیشتر می‌شود. کاهش نسبی اندازه براده‌های حاصل از سایش، نشان‌دهنده سایش کمتر گرفته شده می‌توان دریافت که مورفولوژی براده‌های حاصل از سایش نیز در حالت ریختگی نسبت به حالت عملیات حرارتی شده، دارای گوشه‌های تیزتر است.



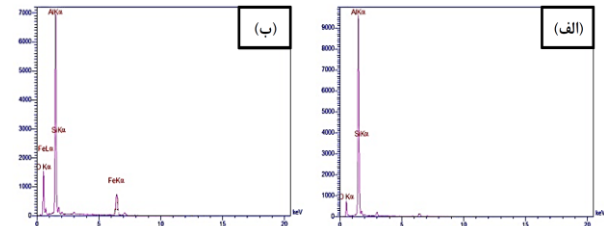
شکل ۱۸- تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از براده‌های حاصل از سایش در بار ۱۰ نیوتن، الف) نمونه ریختگی و ب) نمونه عملیات حرارتی شده.

شکل پلاستیک، مقدار و عمق ترک‌ها، تشکیل حفرات زیر سطحی و کندگی‌های سطحی شد. در اثر انجام عملیات حرارتی، شدت تغییر شکل پلاستیک زیر سطح ساییده شده کمتر شد. همچنین، از مقدار کندگی‌های سطحی و عمق آن‌ها نیز کاسته شده است.

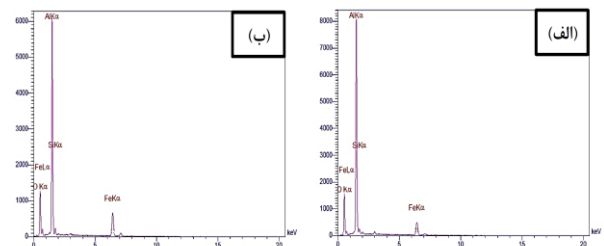
لازم به ذکر است که در نمونه‌های عملیات حرارتی شده، سطح زیر ناحیه ساییده شده در تمامی نیروهای اعمال شده، پیوستگی خود را حفظ کرده است.



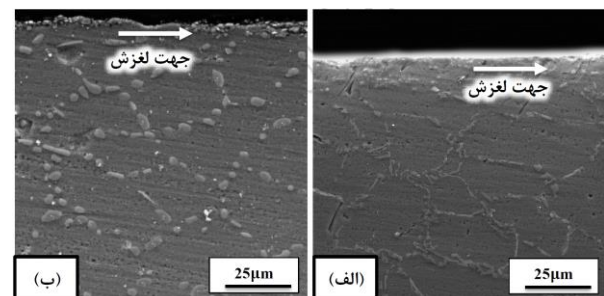
شکل ۱۲- آنالیز EDS از سطح سایش در بار ۱۰ نیوتن، الف) نمونه ریختگی و ب) نمونه عملیات حرارتی شده.



شکل ۱۳- آنالیز EDS از سطح سایش در بار ۲۰ نیوتن، الف) نمونه ریختگی و ب) نمونه عملیات حرارتی شده.



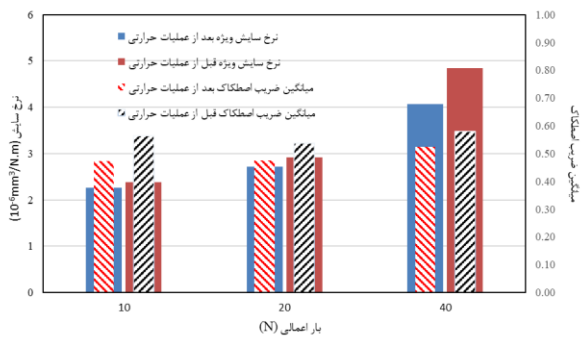
شکل ۱۴- آنالیز EDS از سطح سایش در بار ۴۰ نیوتن، الف) نمونه ریختگی و ب) نمونه عملیات حرارتی شده.



شکل ۱۵- تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از مقطع عرضی زیر سطح سایش در بار ۱۰ نیوتن، الف) نمونه ریختگی و ب) نمونه عملیات حرارتی شده.

گوشه‌های تیز این ذرات، کاهش می‌یابد. آنالیز EDS و تصاویر SEM از سطح مقطع سایش نشان داد که لایه مخلوط مکانیکی در همه نمونه‌ها تشکیل شده است. این لایه مخلوط مکانیکی به دلیل سختی بالا و یکنواختی آن باعث کاهش ضریب اصطکاک نمونه‌های عملیات حرارتی شده گردید. از طرف دیگر طبق مطالب اشاره شده در بالا، می‌توان گفت که مکانیسم سایش از نوع چسبان همراه با تشکیل لایه تریبولوژیکی بوده و با افزایش بار اعمالی، شدت آن افزایش یافته است.

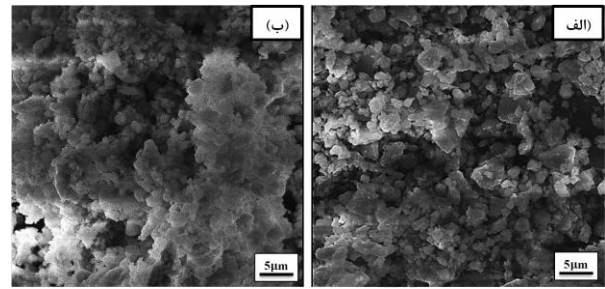
یکی از اصلی‌ترین تأثیرات حضور نانو ذرات کاربرد سیلیسیم نیز کمک به پایداری لایه تریبولوژیکی تشکیل شده در سطح سایش است [۲۱]؛ و این عامل روی مقاومت سایشی هر دو نمونه‌ی ریختگی و عملیات حرارتی شده تأثیر می‌گذارد. در واقع حضور نانو ذرات مقاوم‌ساز باعث سختی نمونه شده و از گسترش ترک جلوگیری می‌کند. جلوگیری از رشد ترک باعث پایداری لایه تریبولوژیکی شده و مقاومت به سایش افزایش می‌یابد.



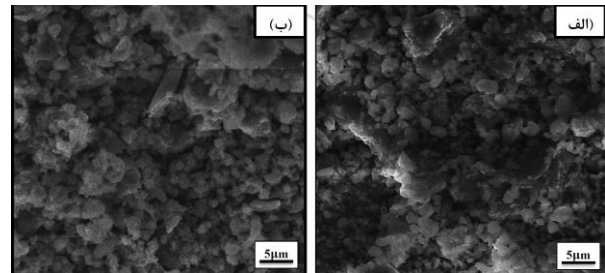
شکل ۲۴- نمودار نرخ سایش ویژه و ضریب اصطکاک بر حسب بار عمودی اعمالی.

۴- نتیجه‌گیری

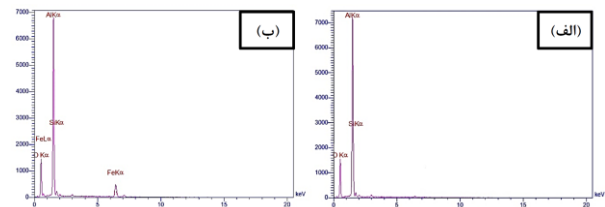
۱. نمونه نانو کامپوزیت حاوی ۱/۵ درصد وزنی ذرات کاربرد سیلیسیم در بین سه نمونه‌ی ساخته‌شده دارای بهترین توزیع ذرات بود.
۲. در آنالیز EDS نمونه‌های ریختگی و عملیات حرارتی شده، عناصر آلومینیم، سیلیسیم، آهن و اکسیژن مشاهده شد. حضور این عناصر نشان‌دهنده تشکیل لایه مخلوط مکانیکی است.
۳. مکانیسم سایش از نوع چسبان همراه با تشکیل لایه مخلوط مکانیکی بوده و با افزایش بار اعمالی، بر شدت آن افزوده شد.
۴. با انجام عملیات حرارتی، سیلیسیم‌های یوتکتیک کروی شدند که این امر باعث کمتر شدن میزان کاهش وزن و نرخ سایش نسبت به حالت ریختگی شد. این افزایش مقاومت سایشی در بار اعمالی ۴۰ نیوتن محسوس بود.



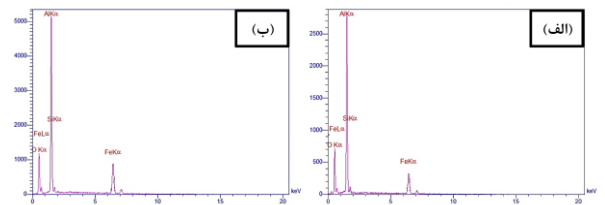
شکل ۱۹- تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از براده‌های حاصل از سایش در بار ۲۰ نیوتن، الف) نمونه ریختگی و ب) نمونه عملیات حرارتی شده.



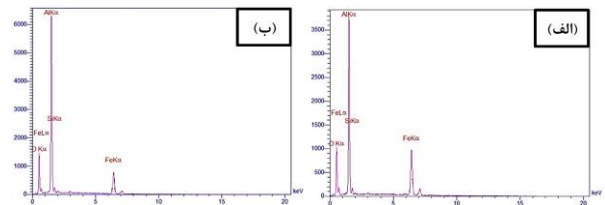
شکل ۲۰- تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از براده‌های حاصل از سایش در بار ۴۰ نیوتن، الف) نمونه ریختگی و ب) نمونه عملیات حرارتی شده.



شکل ۲۱- آنالیز EDS براده‌های حاصل از سایش در بار اعمالی ۱۰ نیوتن، الف) نمونه ریختگی و ب) نمونه عملیات حرارتی شده.



شکل ۲۲- آنالیز EDS براده‌های حاصل از سایش در بار اعمالی ۲۰ نیوتن، الف) نمونه ریختگی و ب) نمونه عملیات حرارتی شده.



شکل ۲۳- آنالیز EDS براده‌های حاصل از سایش در بار اعمالی ۴۰ نیوتن، الف) نمونه ریختگی و ب) نمونه عملیات حرارتی شده.

شکل ۲۴ نرخ سایش ویژه و هم‌چنین میانگین ضریب اصطکاک نمونه‌ها را بر حسب بار اعمالی عمودی نشان می‌دهد. با توجه به این نمودار و نتایج بدست آمده در قسمت‌های قبل، با انجام عملیات حرارتی، نرخ سایش و ضریب اصطکاک به دلیل تغییر مورفولوژی ذرات سیلیسیم یوتکتیک و عدم تمرکز تنش در

منابع

- [19] Sharifi M., Karimzadeh F., Enayati M.H., fabrication and evaluation of mechanical and tribological properties of boron carbide reinforced aluminum matrix nanocomposites, *Materials and Design*, 2011, 32, 3263–3271.
- [20] Gomez de Salazar J.M., Barrena M.I., Influence of heat treatments on the wear behavior of an AA6092/SiC25p composite, *Wear*, 2004, 256, 286-293.
- [21] Abdollahi A., Alizadeh A., Baharvandi H.R., Dry sliding tribological behavior and mechanical properties of Al2024-5 wt.% B4C nanocomposite produced by mechanical milling and hot extrusion, *Materials and Design*, 2014, 55, 471–481.
- [22] Jun D., Yao-hui L., Sirong Y., Wen-fang L., Dry sliding friction and wear properties of Al₂O₃ and carbon short fibers reinforced Al-12Si alloy hybrid composites, *Wear* 2004, 257, 930–940.
- [23] Abouei V., Saghafian H., Kheirandish S., Dry sliding oxidative wear in plain carbon dual phase steel, *Journal of Iron and Steel Research, International*, 2007, 14(4) 43-48.
- [24] Ma T., Yamaura H., Koss D.A., Voigt R.C., Dry Sliding Wear Behavior of Cast SiC-Reinforced Al MMCs, *Materials Science and Engineering A*, 2003, 360, 116-125.
- [25] Marigoudar R.N., Sadashivappa K., Dry Sliding wear behavior of SiC Particles reinforced zinc-aluminium (ZA43) alloy metal matrix composites, *Journal of Minerals & Materials Characterization & Engineering*, 2011, 10(5) 419-425.
- [1] Kearney A., Rooy E.L., *ASM Handbook*, Vol. 2, ASM International, Metals Park, 1990, 123–151.
- [2] Pesic R., Veinovic S., Pavlovic R., *Mobility & Vehicles Mechanics*, 2004, 30, 65–84.
- [3] Rohatgi P., Cast aluminum-matrix composites for automotive applications, *JOM*, 1991, 43, 10–15.
- [4] Vencel A., Bobic I., Arostegui S., Bobic B., Marinkovic A., Babic M., Structural, mechanical and tribological properties of A356 aluminium alloy reinforced with Al₂O₃, SiC and SiC + graphite particles, *Journal of Alloys and Compounds*, 2010, 506(2) 631–639.
- [5] Vencel A., Rac A., Bobic I., Tribological behavior of Al-based MMCS and their application in automotive industry, *Tribology in Industry*, 2004, 26, 3-4.
- [6] Rasidhar L., Krishna A.R., Rao C.S., Fabrication and investigation on properties of ilmenite (FeTiO₃) based Al-nanocomposite by stir casting process, *International Journal of Bio-Science and Bio-Technology*, 2013, 5, 193-200.
- [7] Lakshmikanthan A., Prabhu T.R., Babu U. S., Koppad P.G., Gupta M., Krishna M., Bontha S., The effect of heat treatment on the mechanical and tribological properties of dual size SiC reinforced A357 matrix composites, *Journal of Materials Research and Technology*, 2020, 9(3) 6434–6452.
- [8] Koli D.K., Agnihotri G., Purohit R., A review on properties, behavior and processing methods for Al-nano Al₂O₃ composites, *Procedia Materials Science*, 2014, 6, 567-589.
- [9] Shabani M.O., Mazahery A., Aluminum-matrix nanocomposites: swarm-intelligence optimization of the microstructure and mechanical properties, *Materials and Technologies*, 2012, 46, 613-619.
- [10] El-Kady E.S., Khalil T., Tawfeek T., Experimental investigations towards optimization of the parameters for wear loss quantities in A356/Al₂O₃ nanocomposites, *American Journal of Materials Engineering and Technology*, 2015, 3, 1-6.
- [11] Rohatgi P., Asthana R., Solidification science in cast MMCs: The influence of merton Flemings, *JOM*, 2001, 53, 9-13.
- [12] Lim S.C., Recent developments in wear mechanism maps, *Tribology International*, 1998,31, 87-97.
- [13] Vencel A., Bobic I., Stanković M., Hvizdoš P., Bobic B., Stojanović B., Franek F., Influence of secondary phases in A356 MMCs on their mechanical properties at macro- and nanoscale, *Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering*, 2020, 42(3) 115.
- [14] Vencel A., Bobic I., Jovanović M.T., Babić M., Mitrović S., Microstructural and tribological properties of A356 Al-Si alloy reinforced with Al₂O₃ particles, *Tribology Letters*, 2008, 32, 159–170.
- [15] *ASM Metals Hand book, Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials*, 1990, 2, 89.
- [16] Ghosh P.K., Ray S., Influence of process parameters on the porosity content in Al (Mg)- Al₂O₃ cast particulate composite produced by vortex method, *AFS Transactions*, 1988,88, 775-782.
- [17] Nagarajan S., Dutta B., Surappa M.K., The effect of SiC particles on the size and morphology of eutectic silicon in cast A356/SiCp composites, *Composites Science and Technology*, 1999, 59, 897–902.
- [18] Das S., Mondal D.P., Sawla S., Ramakrishnan N., Synergic effect of reinforcement and heat treatment on the two body abrasive wear of an Al-Si alloy under varying loads and abrasive sizes, *Wear* 2008, 264, 47–59.

IRANIAN FOUNDRYMEN'S
SOCIETY

Founding Research Journal

Research Paper:

Investigation of Wear Behavior of A356/SiCnp Nanocomposite in As-cast and Heat-Treated Conditions

Mohammadreza Shahi Anhar¹, Maryam Salehi^{2*}, Hasan Saghafian³, Mohammadamin Abolhasani¹

1. B.Sc. student, School of Metallurgy and Materials Engineering, Iran University of Science and Technology, Tehran, Iran.

2. Assistant Professor, School of Metallurgy and Materials Engineering, Iran University of Science and Technology, Tehran, Iran.

3. Professor, School of Metallurgy and Materials Engineering, Iran University of Science and Technology, Tehran, Iran.

* Corresponding Author: P.O. Box 16846-13114, Narmak, Tehran, Iran. Tel: +98 21 77240540/ 8820

Paper history:

Receive Date: 02 March 2024

Revise Date: 21 June 2024

Accept Date: 30 May 2024

Abstract:

The wear behavior of A356 nanocomposite reinforced by 0.5, 1, and 1.5 wt% SiC nanometric ceramic particles in both as-cast and heat-treated conditions were investigated. The microstructure of the Al matrix was studied using optical microscope. Also, the distribution of the SiC nanoparticles was studied using field emission scanning electron microscopy (FESEM). It was observed that the A356 nanocomposite reinforced by 1.5 wt% SiC had the best distribution of the nanoparticles, and thus, this sample was chosen for the evaluation of wear behavior in both as-cast and heat-treated conditions. The wear test of pin on disk carried out according to the ASTM-G99 standard. Dry wear test was carried out with vertical forces of 10 N, 20 N, and 40 N and the slip velocity of 0.1 m/s for a distance of 1000 m. Based on the results obtained from the dry wear test, the weight loss of the the sample containing 1.5 wt% SiC and also, friction coefficient increased with increasing the slip distance and vertical forces. It was also observed that the sample containing 1.5 wt% SiC in the heat-treated condition had a higher wear resistance than the as-cast condition, due to the modification of the eutectic silicon morphology from rod-shape in the as-cast condition to the spherical shape in the heat-treated condition. According to the obtained results, it can be said that the dominant mechanisms during the wear test in the low and high forces were probably the adhesive mechanisms with the formation of the tribological layer.

Keywords:

Wear behavior,
Al matrix nanocomposite,
Silicon carbide,
Heat treatment.

Please cite this article using:

Mohammadreza Shahi Anhar, Maryam Salehi, Hasan Saghafian, Mohammadamin Abolhasani, Investigation of wear behavior of A356/SiCnp nanocomposite in as-cast and heat-treated conditions, in Persian, Founding Research Journal, 2024, 8(1) 17-26.

DOI: 10.22034/frj.2024.446581.1192

Journal homepage: www.foundingjournal.ir