

تأثیر عملیات حرارتی پیرسازی بر مقاومت به سایش آلیاژهای Al-Si و بررسی تغییرات الگوهای پراش اشعه ایکس

مرتضی زندرجمی^۱ و علی رضوانی فر^۲

۱- دانشیار، دانشگاه شهید باهنر کرمان

۲- کارشناسی ارشد، دانشگاه شهید باهنر کرمان

Rezvanifar.ali@gmail.com

چکیده

در تحقیق حال حاضر، برای بهینه‌سازی خواص سایشی آلیاژهای Al-Si از عملیات حرارتی پیرسازی استفاده گردید. برای رسیدن به این هدف، منیزیم در هنگام ریخته‌گری به آلیاژ مربوطه افزوده شد و بعد از همگن‌سازی، عملیات حرارتی رسوب سختی در آلیاژ Al-4Si-1Mg انجام گرفت، نمونه‌های مورد نظر بعد از عملیات محلول‌سازی در دمای 540°C تحت عملیات پیرسختی در دماهای 240°C - 180°C و زمان ۸-۱ ساعت قرار گرفتند. نمونه‌ها در دو حالت ریخته‌گری (as cast) و عملیات حرارتی شده مورد تست سایش قرار گرفتند. تست سایش از نوع پین و دیسک می‌باشد و بار اعمالی در محدوده ۳۰N-۵ انتخاب شد. از سطح سایش تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی به عمل آمد و مشاهده گردید که نمونه‌های رسوب سخت شده نرخ سایش پایین‌تری نسبت به نمونه‌ها بدون عملیات حرارتی دارند و تغییرات قابل ملاحظه‌ای در مکانیزم‌های سایش ایجاد شده‌است که دلیل آن از بین رفتن ساختارهای بین دندریتی و تشکیل رسوبات پایدار و نیمه پایدار در حالت عملیات حرارتی می‌باشد که در نتیجه آن سختی و استحکام به مقدار قابل ملاحظه‌ای افزایش می‌یابد. بهترین خواص سایشی در دمای پیرسختی 210°C و زمان ۸ ساعت به دست آمد. همچنین، پیک‌های پراش اشعه ایکس در اثر تغییر فرم پلاستیک و افزایش دانسیته نابجایی‌ها در سطوح زیرین سایش پهن‌تر شدند.

واژه‌های کلیدی:

پیر سختی، سایش، آلیاژ ریخته‌گری آلومینیوم، اشعه ایکس.

۱- مقدمه

سال‌های اخیر مورد توجه فراوان قرار گرفته‌است از آن جمله قطعاتی نظیر سرسیلندر، پیستون، چرخ‌ها را می‌توان نام برد. گسترش این آلیاژها در صنایع، نیازمند بهبود کیفیت صنعت ریخته‌گری و عملیات بعد از آن شده‌است [۳]. تلاش‌های فراوانی انجام شده تا خواص مکانیکی و سایشی بهینه آلیاژ را از طریق

آلیاژهای آلومینیوم به دلیل قابلیت ریخته‌گری عالی، مقاومت خوردگی خوب و نسبت استحکام به وزن بالا کاربرد گسترده‌ای در صنعت پیدا کرده‌اند [۱ و ۲]. استفاده از آلیاژهای آلومینیوم-سیلیسیم به علت کاربرد گسترده در صنایع اتومبیل‌سازی در

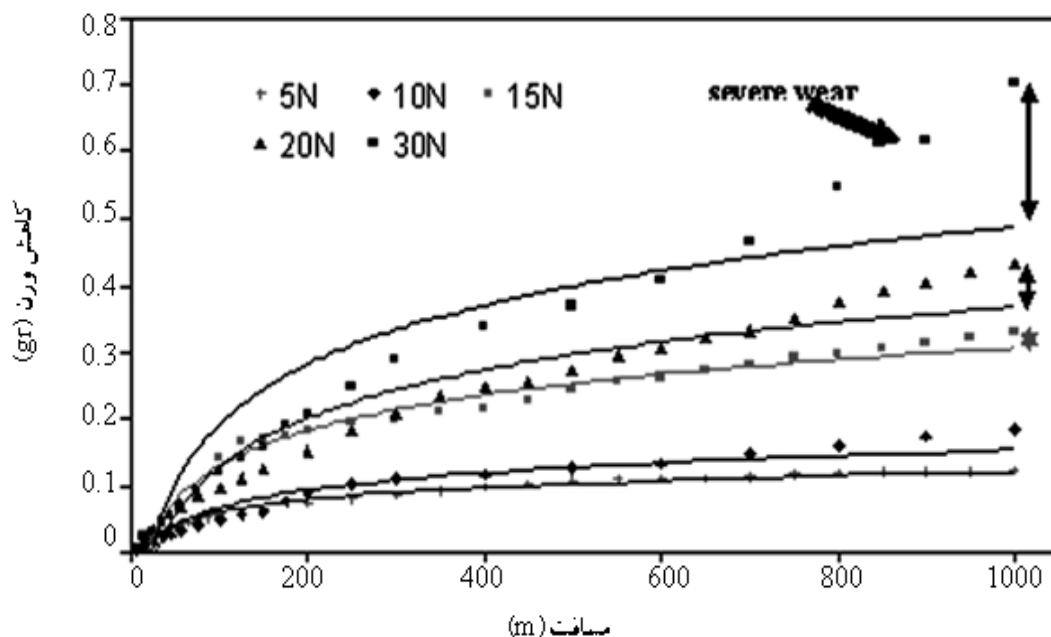
کاهش می‌یابد، ثابت سایش برای آلیاژهای ریختگی به مقدار قابل ملاحظه‌ای بالاتر از آلیاژهای عملیات حرارتی شده است. Haque و Sharif [۱۱] دریافتند عملیات حرارتی کامل تاثیر بسزایی در رفتار سایشی آلیاژهای پیستون Al-Si دارد. Song و همکاران اثر پیرسازی حرارتی را بر رفتار سایشی آلیاژ 2014 Al/SiC و کامپوزیت 6061 Al/SiC بررسی کرده و دریافتند که با افزایش دمای پیرسازی از ۲۰۰°C - ۵۰ سختی و مقاومت سایشی بهبود می‌یابد و با افزایش بیشتر در دمای پیرسازی مقاومت سایشی به‌طور معکوس کاهش می‌یابد [۱۲]. به‌طور کلی افزایش قابل توجه در استحکام این آلیاژها در طی فرایند پیرسختی اتفاق می‌افتد. در طی این فرآیند میزان فوق اشباع بودن به مرور کاهش یافته و با افزایش دانسیته رسوبات کوهیرنت و نیمه کوهیرنت بسیار ریز، استحکام افزایش می‌یابد. در این تحقیق، مقدار سیلیسیم نسبت به آلیاژ A356 کاهش داده شد، زیرا در مقادیر کمتر سیلیسیم، سختی و استحکام با عملیات پیرسازی افزایش بیشتری نسبت به حالت ریختگی می‌یابد و مقاومت به سایش تابعی از سختی می‌باشد، همچنین برای افزایش دانسیته رسوبات مقدار منیزیم به حدود ۱/۲٪ رسانیده شد. رفتار سایشی این آلیاژ در شرایط ریختگی و پیرسازی مورد بررسی قرار گرفت و نتایج با میکروسکوپ الکترونی روبشی و پراش اشعه ایکس تائید گردید.

۲- روش تحقیق

آلیاژ مورد نظر با ترکیب نشان داده شده در جدول (۱) در کوره مقاومتی ذوب گردید. برای رسیدن به این منظور آلومینیم خالص به همراه آمیزان Al-Si و Al-Mg در داخل بوته گرافیتی تحت عملیات ذوب قرار گرفتند، ریخته‌گری در قالب با ماسه سیلیسی انجام شد. اندازه قطعات ریخته شده $20 \times 8 \times 1 \text{ cm}^3$ انتخاب گردید.

کنترل فرایند ریخته‌گری و عملیات حرارتی به دست آورند [۴]. Chuenge و Lingaurd [۵] نشان دادند مقدار بار انتقالی و مقاومت سایشی با حضور عناصر آلیاژی از قبیل مس، نیکل و منیزیم افزایش می‌یابد. رسوب سختی یکی از مهمترین روش‌های سخت کردن برای آلیاژهای آلومینیم می‌باشد، در این عملیات فاز ثانویه در داخل زمینه رسوب کرده و باعث افزایش سختی و استحکام می‌شود. Shah و همکاران [۶] با تحقیق بر روی آلیاژهای Al-(4,12-20%)Si-0.3% Mg دریافتند در هر سه آلیاژ، عملیات حرارتی باعث بهبود مقاومت سایشی می‌شود، ساختارهای دندریتی به دلیل این عملیات تخریب می‌شوند. همچنین افزایش در دمای پیرسازی از ۲۳۰°C - ۱۵۰ همراه با کاهش قابل ملاحظه‌ای در نرخ سایش می‌باشد.

Bauri و Surappa [۷] با تحقیق بر روی آلیاژ Al8090 تقویت شده با ذرات SiCp اثبات کردند که در آلیاژهای تقویت نشده، مقاومت سایشی به دلیل پیرسازی در تمام نیروهای اعمالی افزایش می‌یابد اما در مورد کامپوزیت‌ها فقط تا ۲۰N این شرایط صادق است و در بالاتر از آن مقاومت سایشی کامپوزیت‌ها در شرایط پیک سختی نسبت به بدون عملیات حرارتی پایین تر است و کاهش وزن بیشتر در آنها به تغییر فرم‌های شدیدتر در شرایط پیرسختی نسبت داده می‌شود. Dwivedi رفتار سایشی آلیاژهای Al-17Si و Al-17Si-0/8Ni-0/6Mg مطالعه کرد و مشاهده کرد که حضور عناصر آلیاژی باعث کاهش ضریب اصطکاک و در نتیجه افزایش مقاومت به سایش می‌گردد [۸]. Ott و همکاران [۹] تاثیر عملیات حرارتی را بر عملکرد تریبولوژی آلیاژهای A۳۹۰ پوشش داده شده با عملیات جوش کاری و مقایسه آن با حالت بدون پوشش مطالعه کردند و دریافتند که بهبود قابل ملاحظه‌ای در مقاومت به سایش هر دو نوع آلیاژ بعد از عملیات حرارتی پیرسازی به وجود می‌آید. Das و Sawla [۱۰] مشاهده کردند که ثابت سایش آلیاژهای یوکتیک LM13 با اضافه شدن بار تماسی



شکل (۱): تغییرات کاهش وزن بر حسب مسافت اعمالی برای نمونه‌های ریختگی (as cast).

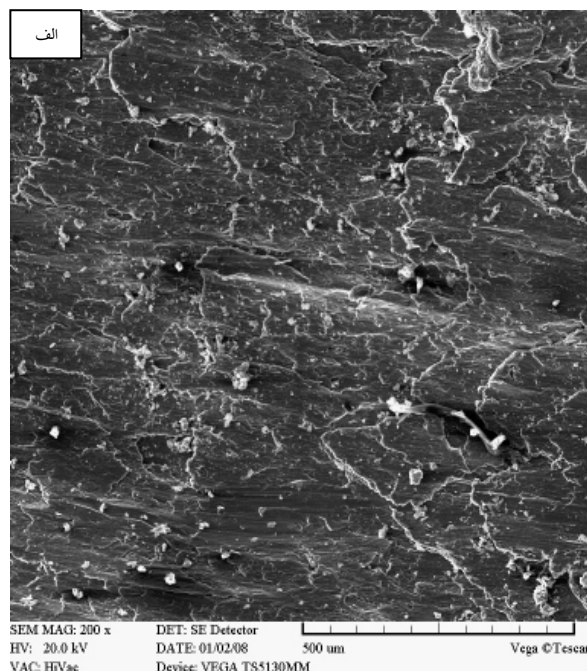
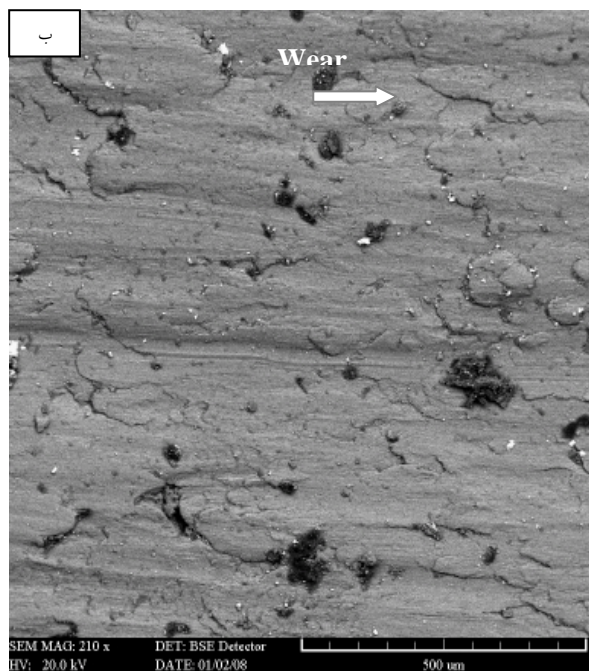
با انجام عملیات حرارتی مشاهده شد که دمای 210°C بهترین خواص مکانیکی را در این آلیاژ می‌دهد، به همین علت، عملیات پیرسازی برای نمونه‌های سایش فقط در این دما و برای زمان ۸-۱ ساعت انجام شد، تعدادی از نمونه‌ها نیز در حالت ریختگی مورد بررسی قرار گرفتند. تست سایش از نوع پین بر روی دیسک انجام گردید، پین از فولاد ابزار با سختی (۶۰HRC) تهیه شد، دیسک مربوطه از آلیاژ مورد نظر با اندازه $8 \times 8 \times 1 \text{ cm}^3$ جدا گشت.

بر اعمالی برای نمونه‌های ریختگی 30N - 5 و برای نمونه‌های پیرسازی 30N انتخاب شد. مسافت اعمالی برای هر تست 1000m در نظر گرفته شد. قبل از انجام تست، نمونه‌ها در دستگاه التراسونیک به مدت ۲۰ دقیقه در درون استون غوطه‌ور شدند تا ناخالصی‌ها و اکسیدها سطحی تا حد امکان از بین برود. بعد از خشک شدن کامل، نمونه‌ها با ترازویی با دقت 1 mg وزن شدند.

برای همگن نمودن ساختار ریخته‌گری، نمونه‌ها در دمای 500°C به مدت ۱ ساعت حرارت داده شدند تا بازوهای بین دندریتی از بین رفته و ساختاری کاملاً همگن ایجاد شود.

برای مطالعه تأثیر فرآیند رسوب سختی بر روی آلیاژ مورد نظر نمونه‌هایی با ابعاد $1 \times 1 \times 1 \text{ cm}^3$ از قطعات ریخته‌گری جهت انجام عملیات پیرسختی تهیه شد. نمونه‌ها در کوره عملیات حرارتی تا دمای 540°C حرارت داده شده و به مدت ۲ ساعت در این دما نگاه داشته شدند. سپس سریعاً در آب با دمای محیط سرد شدند تا محلول جامد فوق اشباعی ایجاد گردد. برای جلوگیری از پیرسختی طبیعی، نمونه‌ها بدون تاخیر در محیط آزاد، مورد پیرسازی مصنوعی قرار گرفتند.

بدین منظور نمونه‌ها در دماهای 150°C ، 180 ، 210 و 240 برای زمان‌های متفاوت (۱۵ دقیقه تا ۲۴ ساعت) در کوره تحت عملیات پیرسختی قرار گرفتند. از تمام نمونه‌ها تست سختی به عمل آمد.



شکل (۲): تصاویر میکروسکوپی از سطح سایش برای نمونه‌های بدون عملیات حرارتی (الف) بار ۱۰N و مسافت ۵۰۰m (ب) بار ۱۰N و مسافت ۱۰۰۰m

شکل (۲) سطح سایش برای نمونه‌های بدون عملیات حرارتی برای بار ۱۰N و مسافت‌های ۵۰۰ و ۱۰۰۰ متر را نشان می‌دهد، مشاهده می‌شود که با افزایش مسافت تغییرات قابل ملاحظه‌ای در مکانیزم سایش ایجاد نشده است. اما با افزایش بار اعمالی تا ۳۰ تغییرات چشمگیر است. شکل (۳-الف و ب)

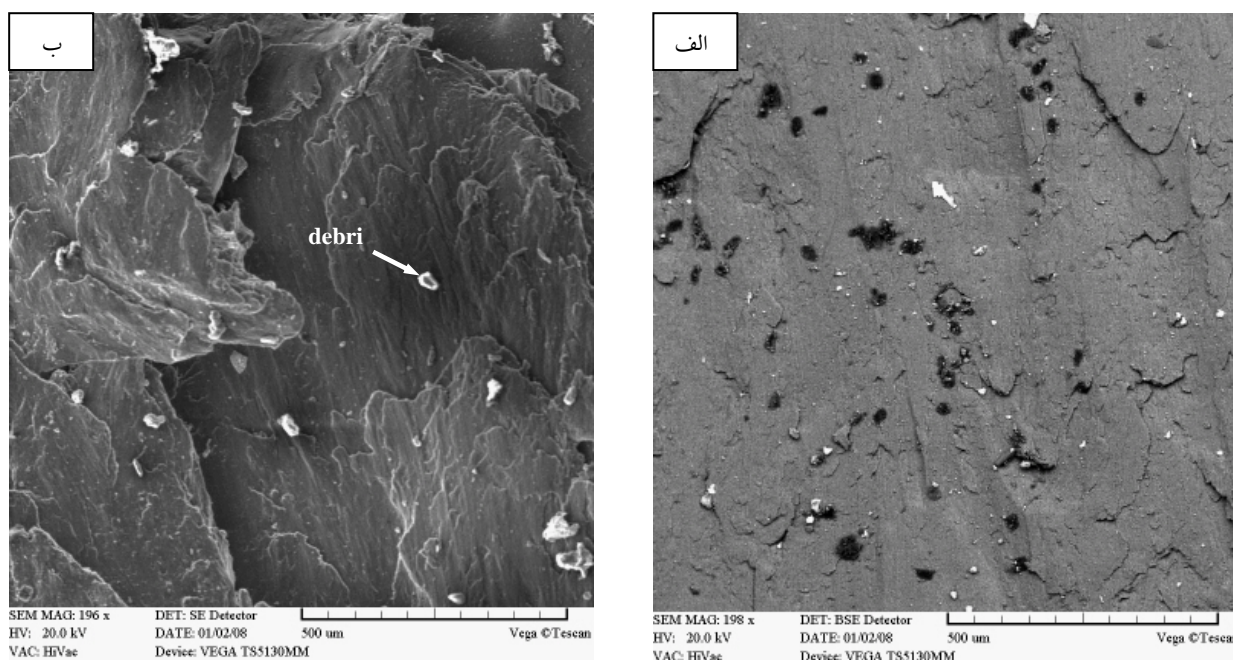
شکل (۴) نمودار مقایسه کاهش وزن نهایی بین نمونه‌های پیرسازی شده و نمونه بدون پیرسازی در بار ۳۰N را نشان می‌دهد. می‌توان مشاهده نمود که اختلاف قابل ملاحظه‌ای در مقدار کاهش وزن ناشی از سایش بین نمونه‌های عملیات حرارتی شده با نمونه‌های ریختگی وجود دارد. به طور کلی رسوب سختی در آلیاژهای با مقدار کم سیلیسیم، بهبود قابل ملاحظه‌ای را در مقاومت سایشی (نسبت به حالت ریختگی) موجب می‌شود.

شکل (۵) مقدار کاهش وزن بر حسب مسافت را برای نمونه‌هایی که در دمای ۲۱۰°C و به مدت ۸-۱ hr تحت عملیات پیرسازی قرار گرفته‌اند نشان می‌دهد.

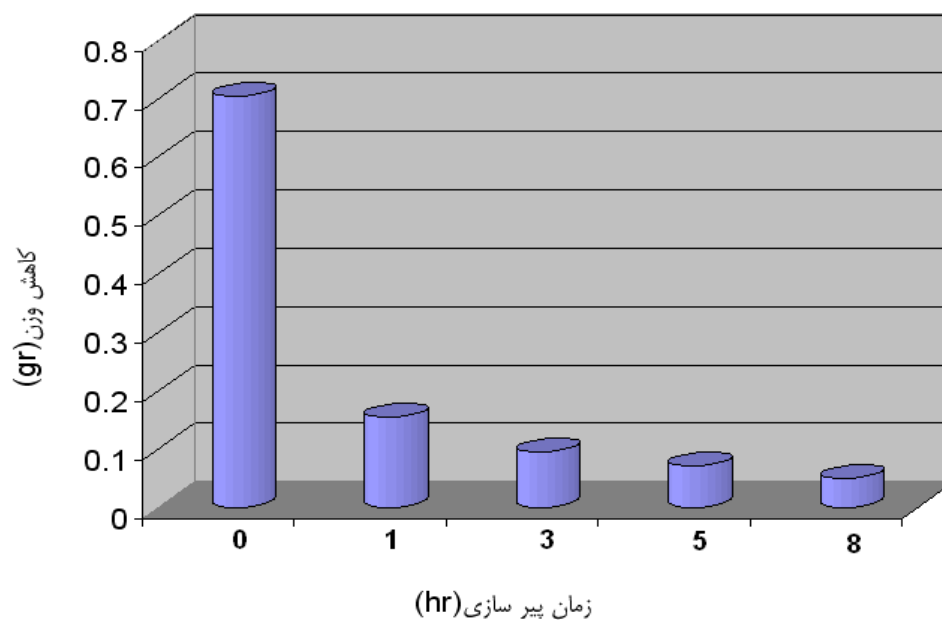
بعد از هر ۵۰m، نمونه‌ها از دستگاه خارج شده و کاهش وزن آنها محاسبه گردید. از سطح سایش نمونه‌ها توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) تصاویری تهیه شد. الگوی پراش از سطح نمونه‌ها قبل و بعد از سایش به وسیله دستگاه XRD مدل فیلیپس با تابش CuK_{α} ، دیفرآکتومتر pw1710 طول موج $\lambda = 0.154178$ ، گام (Step Size) 0.02° و زاویه $140-35^\circ$ در دمای اتاق به دست آمد.

۳- نتایج و بحث

شکل (۱) مقدار کاهش وزن بر حسب مسافت طی شده برای نمونه‌های ریختگی را نشان می‌دهد، مقدار بار اعمالی بین ۳۰N-۵ می‌باشد. مشاهده می‌شود با افزایش بار اعمالی مقدار کاهش وزن افزایش یافته است، در بارهای اعمالی کم با زیاد شدن مسافت، حالت پایا^۲ ایجاد می‌گردد درحالی‌که با افزایش بار اعمالی این روند کاهش می‌یابد.



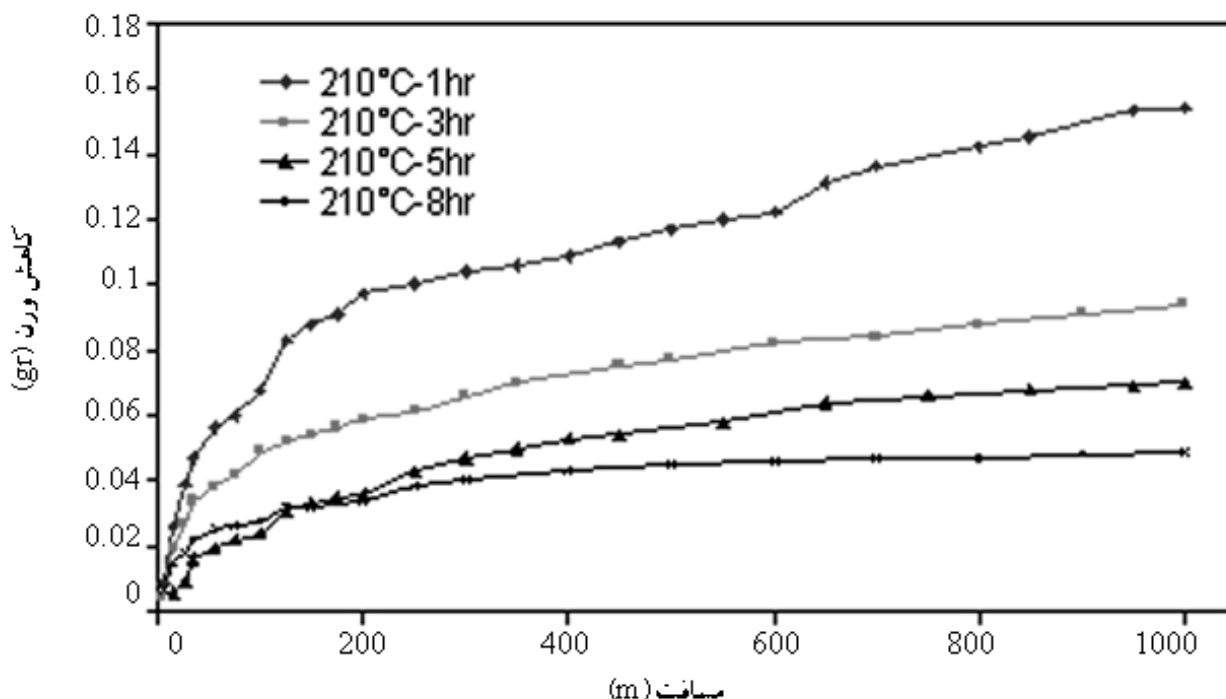
شکل (۳): تصاویر میکروسکوپی از سطح سایش برای نمونه‌های بدون عملیات حرارتی (الف) بار ۳۰N و مسافت ۵۰۰m (ب) بار ۳۰N و مسافت ۱۰۰۰m



شکل (۴): کاهش وزن نهایی بر حسب مسافت برای نمونه‌های ریختگی و پیرسازی شده در بار ۳۰ N

الگوی پراش اشعه ایکس نمونه‌ها را قبل و بعد از عملیات حرارتی و سایش نشان می‌دهد. همان‌طور که در شکل (۱) مشاهده می‌شود با افزایش بار اعمالی میزان سایش افزایش

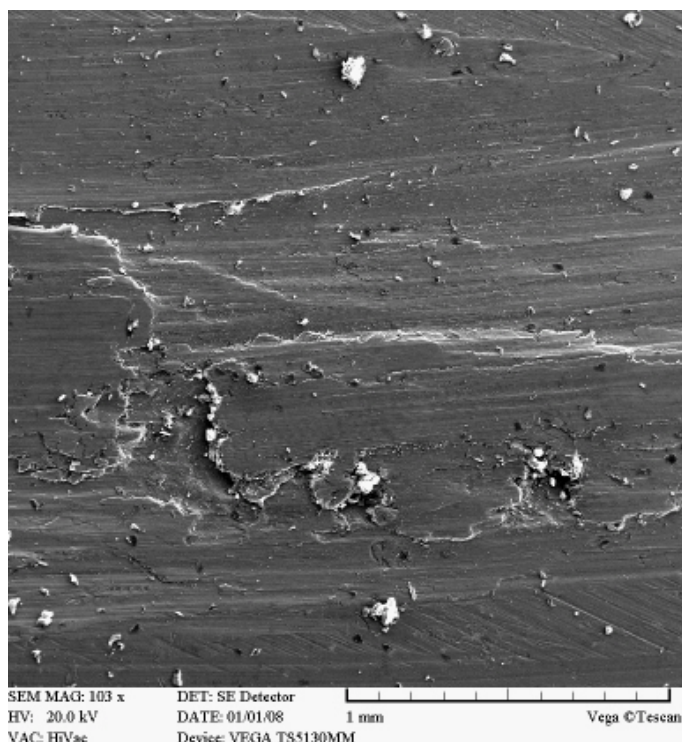
شکل (۶) تصویر میکروسکوپ الکترونی رویشی از سطح سایش برای نمونه‌ای که در دمای ۲۱۰°C به مدت ۸ ساعت تحت عملیات پیرسازی قرار گرفته است نشان می‌دهد. شکل (۷)



شکل (۵): کاهش وزن بر حسب مسافت برای عملیات حرارتی در دمای 210°C و بار 30 N .

سطحی باشد. این مورد از مقایسه سطح سایش (الف-۲) و (ب-۲) قابل مشاهده است که تصویر سطح سایش را بعد از ۵۰۰ و ۱۰۰۰ m نشان می‌دهد. با افزایش بار اعمالی، سطح تماس واقعی بین دو ماده افزایش یافته و به مقدار واقعی^۴ آن نزدیک می‌شود [۱۳]، و نیروی اصطکاکی بیشتر می‌گردد. در نتیجه مقدار مسافت انتقالی (مسافتی که در آن تغییر مکانیزم شروع می‌شود) کاهش می‌یابد و شروع تورقی شدن و ایجاد سایش شدید، تسریع می‌شود. به طوری که در 30 N حالت پایا وجود نداشته و سایش شدیدی قابل انتظار است که در شکل (۳) به طور واضح نمایان است، در شکل (۳-الف) خراشیدگی در سطح و کمی لایه لایه شدن مشاهده می‌شود در حالی که در شکل (۳-ب) نیروی اعمالی زیاد موجب لایه لایه شدن شدید و کنده شدن قسمت‌هایی از سطح شده و افزایش قابل ملاحظه‌ای در نرخ سایش را باعث می‌گردد.

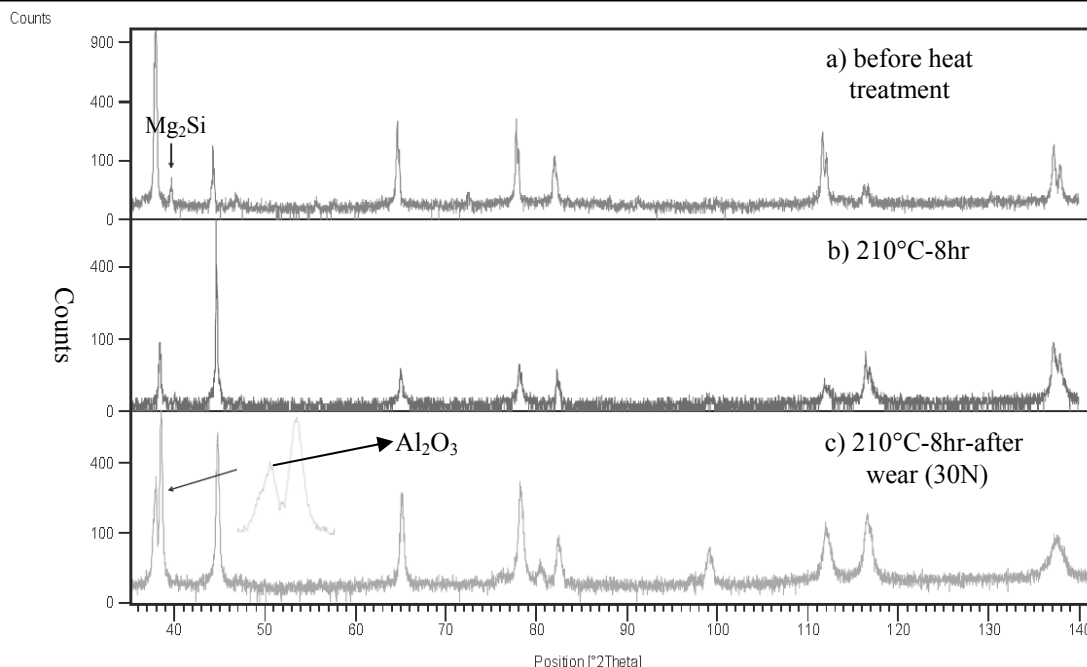
می‌یابد در تمامی بارها نرخ سایش در ابتدا سریعاً افزایش یافته اما بعد از طی مسافت مشخصی تقریباً تغییر محسوسی در آن مشاهده نمی‌شود و مقدار ثابتی را طی می‌کند که دلیل آن وجود لایه‌های اکسیدی بر روی سطح سایش و انتقال ماده از زمینه آلومینیوم بر روی پین فولادی باشد که باعث کاهش تماس‌های فلزی مستقیم و کم شدن نرخ سایش می‌گردد. این موضوع از شکل (۲-الف) نیز قابل مشاهده می‌باشد، لایه‌های سفید بر روی سطح نشانه اکسید شدن آن می‌باشد و ایجاد سایش خراشان می‌باشد که به صورت ریز برش^۳ قابل رویت است و مقدار کمی، ورقه ورقه شدن دیده می‌شود. از شکل (۱) همچنین مشاهده می‌گردد که در حالت 5 N تا مسافت 1000 m اختلافی بین مقدار تجربی کاهش وزن با نمودار لگاریتمی آن وجود ندارد اما با افزایش بار اعمالی به 10 N ، از مسافت 600 m به بعد نرخ سایش شروع به افزایش می‌کند که دلیل آن آغاز مکانیزم تورقی و کنده شدن لایه‌های



شکل (۶): سطح سایش آلیاژ پیرسازی شده در دمای 210°C و زمان ۸ hr، بار 30 N

ضعیف عمل نکرده، حتی موجب استحکام زمینه نیز می‌گردند. حال هرچه توزیع بهتری از ذرات رسوب و یوتکتیک‌های کروی در زمینه آلومینیم ایجاد گردد مقاومت به سایش این آلیاژ افزایش پیدا می‌کند، در نتیجه جوانه‌زنی و پیشرفت ترک‌ها به تاخیر خواهد افتاد. همان‌طور که در شکل (۵) مشاهده می‌گردد در دمای پیرسازی 210°C با افزایش زمان، مقدار مقاومت به سایش افزایش خواهد یافت به طوری که بعد از گذشت ۸ ساعت به شرایط حداکثر سختی^۵ و استحکام خواهیم رسید که حداقل نرخ سایش در آن مشاهده می‌گردد. در واقع با انجام عملیات پیرسازی از میزان فوق اشباع شدن زمینه کاسته شده و رسوبات ریز در آن تشکیل خواهند شد و افزایش سختی و استحکام را سبب می‌شود با افزایش بیشتر در زمان پیرسازی و درشت شدن رسوبات، کاهش مقاومت به سایش را شاهد خواهیم بود.

در شکل (۴) تفاوت قابل ملاحظه‌ای بین مقدار کاهش وزن در نمونه‌های بدون عملیات حرارتی و نمونه‌های پیرسازی شده مشاهده می‌شود. به‌طور کلی جوانه‌زنی ترک‌ها در آلیاژ Al-Si بیشتر در فصل مشترک این دو اتفاق می‌افتد چون فصل مشترک آنها به‌عنوان مناطق تمرکز تنش عمل می‌کند. علاوه بر این تیغه‌های سوزنی شکل سیلیسیم و یوتکتیک، مسیر آسانی برای پیشروی ترک‌ها در مقایسه با یوتکتیک کروی شده در شرایط عملیات حرارتی فراهم می‌کند [۸ و ۱۴]. بنابراین در مواد ریختگی به دلیل اختلاف در ضریب انبساط حرارتی بین Al و Si فصل مشترک‌ها به‌عنوان نقاط ضعیف عمل می‌کنند. بعد از انجام عملیات محلول‌سازی دانسیته نابجایی‌ها در فصل مشترک‌ها افزایش یافته و با انجام عملیات پیرسازی جوانه‌زنی رسوبات در این مناطق بیشتر می‌شود [۱۴] و علاوه بر اینکه به‌عنوان نقاط



شکل (۷): الگوی پراش اشعه ایکس الف) ریختگی (ب) بعد از عملیات حرارتی ج) عملیات حرارتی و سایش

جدول (۱): ترکیب شیمیایی آلیاژهای ریخته گری شده

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Ni	Ti	Al
۰.۱۰	۲۶۳	۰.۰۱	۰.۰۶	۰.۲	۰.۲۸	۰.۰۶	باقیمانده
۴/	۰/	۰/	۰/	۱	۰/	۰/	ده

الگوی پراش اشعه X بعد از سایش در شکل (۷-ج) نشان داده شده است اکسیداسیون قابل ملاحظه‌ای را در سطح نشان می‌دهد. علاوه بر این تغییر فرم پلاستیک و افزایش دانسیته نابعی‌ها در سطوح زیرین^۷ سطح ساییده شده موجب افزایش پهن شدگی^۸ پیک‌های پراش اشعه ایکس شده است.

۴- نتیجه گیری

۱- با افزایش بار اعمالی در شرایط ریختگی، کاهش وزن با سرعت بیشتری افزایش خواهد یافت زیرا تغییر مکانیزم به حالت تورقی تسریع می‌شود.
 ۲- در آلیاژ ریختگی فصل مشترک‌ها به‌عنوان نقاط ضعیف عمل می‌کنند و باعث کاهش مقاومت به سایش می‌گردند، به دلیل اختلاف در ضریب انبساط حرارتی عناصر Al و Si در این آلیاژ،

در شکل (۶) تصویر سطح سایش این آلیاژ را در زمان ۸ ساعت پیرسازی نشان می‌دهد، مشاهده می‌گردد که با کاهش نرخ سایش به دلیل شرایط بهینه پیرسازی، مکانیزم سایش غالباً خراشان و به‌صورت ریز شخم زدن^۶ و ریز برش بوده و مواد جدا شده در اطراف سطح تجمع کرده و به‌صورت ذرات ریز کنده می‌شوند. الگوی پراش اشعه ایکس از نمونه‌ها در حالت قبل و بعد از عملیات حرارتی و همچنین بعد از انجام تست سایش در شکل (۷) نشان می‌دهد که با انجام محلول‌سازی، رسوبات تعادلی Mg_2Si به‌طور کامل حل شده و در طی عملیات پیرسازی رسوبات نیمه پایداری تشکیل می‌شوند. دلیل افزایش سختی و مقاومت به سایش نیز همین رسوبات کوهیرنت و نیمه کوهیرنت می‌باشد. شایان ذکر است که این رسوبات در الگوی پراش اشعه ایکس تشخیص داده نشدند.

- [5] S. Lingaard, K.H. Fu, K.H. Chueng, Wear 96 (1984) 75–84. پس از انجام عملیات محلول‌سازی، دانسیته نابعایی‌ها در فصل
- [6] Shah K.B, Sandeep Kumar, D.K. Dwivedi. Aging temperature and abrasive wear behaviour of cast Al–(4%, 12%,20%)Si–0.3% Mg alloys. Materials and Design 28 (2007) 968–1974. مشترک آنها افزایش یافته و با انجام عملیات پیرسازی جوانه‌زنی رسوبات در این مناطق بیشتر می‌شود. در نتیجه استحکام زمینه افزایش قابل ملاحظه‌ای خواهد داشت.
- [7] Ranjit Bauri , M.K. Surappa, Sliding wear behavior of Al–Li–SiCp composites Wear (2008).
- [8] Dwivedi DK, Sharma A, Rajan TV. Methods to improve the structure and properties of cast Al–Si alloys. Ind Foundry J 2000;46(12):31–9. ۳- آلیاژهای با مقدار کم سیلیسیم کاربرد زیادی در تریبولوژی دارند زیرا رسوب سختی در آنها بهبود قابل ملاحظه‌ای را در مقاومت سایشی(نسبت به حالت ریختگی) نشان می‌دهد. حداکثر مقاومت به سایش در این آلیاژ در دمای ۲۱۰°C و زمان ۸ ساعت به دست می‌آید.
- [9] Ott RD, Blue CA, Santella ML, Balu PJ. The influence of a heat treatment on the tribological performance of a high wear resistant high Si Al–Si alloy weld overlay and bulk 390 Al alloys, and bulk 319 Al alloys. Wear 2001; 251(1–12):868–74.
- [10] S. Sawla, S. Das, Wear 257 (5–6) (2004) 555–561. ۴- با افزایش زمان پیرسازی در دمای ۲۱۰°C نرخ سایش تمایل
- [11] M.M. Haque, A. Sharif, J. Mater. Process. Technol. 118 (1–3) (2001) 69–73. بیشتری برای رسیدن به شرایط پایا خواهد داشت بطوریکه در زمان ۸ ساعت بعد از ۵۰۰m دیگر تغییر قابل ملاحظه‌ای در کاهش وزن مشاهده نمی‌گردد.
- [12] Song WQ, Krauklis P, Mouritz AP, Bandyopadhyay S. The effect of thermal ageing on the abrasive wear behaviour of age-hardening 2014 Al/SiC and 6061 Al/SiC composites. Wear 1995; 185 (1–2):125–30.
- [13] K. G. Basavakumar /E P. G. Mukunda Influence of melt treatments on sliding wear behavior of Al–7Si and Al–7Si–2.5Cu cast alloys, J Mater Sci (2007) 42:7882–7893. ۵- با انجام عملیات پیرسازی، رسوبات پایدار Mg_2Si به‌طور کامل در زمینه حل شده و نیرو محرکه کافی برای تشکیل رسوبات نیمه پایدار فراهم می‌شود، همچنین افزایش پهنای پیک‌های پراش آلومینیم نتیجه‌ای از تغییر فرم پلاستیک و افزایش دانسیته نابعایی‌ها در حین سایش می‌باشد.
- [14] Sug Won Kim, Ui Jong Lee, Heat treatment and wear characteristics of Al/SiCp composites fabricated by duplex process, Composites: Part B 34 (2003) 737–745.

۶- پی‌نوشت

- 1- Step Site
- 2- Steady state
- 3- Micro cutting
- 4- Nominal area
- 5- Peak age
- 6- Micro ploughing
- 7- Sub surface
- 8- Broadening

۵- مراجع

- [1] K.T. Kashyap, S. Murali, K.S. Raman, K.S.S. Murthy, Mater. Sci. Technology. 1993 189–203.
- [2] ASM Hand book, Selection and Properties of Non-Ferrous Materials, vol. 2, ASM International, Metal Park, Ohio, 1989, pp. 1223–1240.
- [3] Kashyap KT, Murali S, Raman KS, Murthy KSS. Casting and heat treatment variables of Al–7Si–Mg alloys. Mater Sci Technol 1993; 9:189–203.
- [4] Prasad BK. Structure and property related changes in a hypoeutectic Al–Si alloys induced by solutionizing. Mater Trans JIM 1994; 34(12):873–8.