

Research Paper

An investigation on wear behavior of Al 319 based composite reinforced with iron based intermetallic particles produced via stir casting

Davoud Azadrooy¹, *Hasan Saghafian²

1- Graduated of M.Sc., School of Metallurgy and Materials Engineering, Iran University of Science and Technology, Tehran, Iran».

2- Associate professor, School of Metallurgy and Materials Engineering, Iran University of Science and Technology, Tehran, Iran.

Citation: Azadrooy D, Saghafian H. An investigation on wear behavior of Al 319 based composite reinforced with iron based intermetallic particles produced via stir casting. Metallurgical Engineering 2017; 20(3): 186-196 <http://dx.doi.org/10.22076/me.2017.66669.1138>.

doi: <http://dx.doi.org/10.22076/me.2017.66669.1138>

ABSTRACT

The effect of stir casting process on the modification of the Fe-containing intermetallics formed in a cast in-situ composite based on Al-319 matrix alloy was studied in the present work.

Microstructural observations using optical and scanning electron microscopes showed that the undesirable needle-like shape of the Fe-containing intermetallics (β) and also the coarse star-like α phase were modified into the disc and spheroid shape particles with much less length to width ratio. The effect of parameters such as stirring temperature, cooling rate and Fe contents on the shape, size and distribution of intermetallic particles and eutectic Si blades were also studied. Results showed that the best condition to improve the above-mentioned microstructural features can be achieved at a stirring speed of 1200 rpm for 5 minutes at the vicinity of β needles nucleation temperature followed by casting into a metallic mold. Based on the results obtained from the current work, it can be concluded that the harmful morphology of the β needles can be properly modified by applying a shearing force during stirring the molten alloy in the semi-solid state.

Keywords: Al 319, stir casting, wear behavior, adhesive wear.

■ ■

* *Corresponding Author:*

Hasan Saghafian, PhD

Address: School of Metallurgy & Materials Engineering, Iran University of Science and Technology, Tehran, Iran.

Tel: +98(21) 77242864

E-mail: saghafian@iust.ac.ir

بررسی خواص سایشی کامپوزیت زمینه آلومینیوم ۳۱۹ مقاوم شده با ترکیبات بین فلزی آهن تولید شده به روش درجا از طریق ریخته گری هم زدنی

داود آزادروی؛ * حسن ثقفیان؛

۱- کارشناسی ارشد مهندسی مواد، دانشکده مهندسی متالورژی و مواد، دانشگاه علم و صنعت ایران، تهران، ایران.
 ۲- دانشیار، دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه علم و صنعت ایران، تهران، ایران.

چکیده

در این پژوهش رفتار سایشی کامپوزیت های اصلاح شده به روش هم زدن مکانیکی در مقایسه با نمونه های اصلاح نشده آلومینیوم A319 مقاوم شده با ترکیبات بین فلزی آهن تحت سه نیروی ۶، ۲۰ و ۴۰ نیوتن به روش پین بر دیسک مطالعه شده است. تاثیر مقدار ترکیبات بین فلزی آهن و بار اعمالی بر رفتار سایشی کامپوزیت ها مورد بررسی قرار گرفته است. نمونه های اصلاح شده و اصلاح نشده توسط ریخته گری هم زدنی و ریخته گری معمولی به ترتیب تولید شده اند. شکل ترکیبات غنی از آهن β ، تحت اصلاح مکانیکی از تیغه ای شکل به دیسکی شکل تغییر یافت. نتیجه مهم حاصل شده بهبود چشمگیر مقاومت سایشی نمونه های اصلاح شده نسبت به نمونه های اصلاح نشده است. همچنین نتیجه شد که مقاومت سایشی نمونه های اصلاح شده با افزایش آهن از ۱/۵ درصد وزنی به ۲/۵ درصد وزنی افزایش و با افزایش نیرو کاهش یافت. نتایج حاکی از آن است که اعمال همزدن مکانیکی سبب بهبود رفتار سایشی کامپوزیت های تولید شده می شود که در نیروی ۶ و ۲۰ نیوتن بهترین خواص سایشی مربوط به نمونه همزده شده با ۱/۵٪ وزنی آهن است و در نیروی ۴۰ نیوتن بهترین خواص سایشی مربوط به نمونه همزده شده با ۲/۵٪ وزنی آهن است. کاهش وزن نمونه ها اصلاح شده نسبت به نمونه های اصلاح نشده بعد از طی مسافت ۱۰۰۰ متر در نیروی ۶ و ۲۰ نیوتن برای کامپوزیت حاوی ۱/۵ درصد وزنی آهن ۴۰٪ و ۳۵٪ به ترتیب کاهش یافت که این کاهش در نیروی ۴۰ نیوتن برای کامپوزیت حاوی ۲/۵ درصد وزنی آهن ۵۴٪ بوده است. برای تشخیص مکانیزم غالب سایش، سطح سایش، ناحیه زیر سطح سایش و براده های حاصل از سایش توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی مورد بررسی و مطالعه قرار گرفتند. بر اساس شواهد موجود مکانیزم احتمالی از نوع مکانیزم چسبان به همراه شکل گیری لایه تریبولوژی (MML) بوده است.

واژه‌های کلیدی: آلومینیوم ۳۱۹، ریخته گری هم زدنی، رفتار سایشی آلومینیوم، مکانیزم چسبان

۱. مقدمه

از این رو تلاشهایی جهت اصلاح اثرات مضر ترکیبات آهن صورت گرفته است، مانند اصلاح اندازه و شکل آنها جهت کاهش اثرات منفی این ترکیبات. شکلگیری ترکیبات بتای تیغه ای شکل تحت تاثیر نرخ سرمایش در حین انجماد آلیاژ است. نرخ سرمایش اندازه ریزساختار را بخوبی کنترل می کند. این موضوع گزارش شده است که زمانیکه میزان آهن افزایش یابد و یا نرخ سرمایش کاهش یابد طول ترکیبات تیغه ای بتا افزایش می یابد و تاثیرات مضر این ترکیبات شکننده هم بیشتر می شود. تلاش های انجام گرفته اثرات مضر آهن را توسط اصلاح و بهبود مورفولوژی، کاهش داده است. یکی از بهترین روشها اضافه کردن عناصر شیمیایی جهت بهبود مورفولوژی بتا است. عناصری مانند منگنز، کروم، برلییم، کبالت و استرانسیم می تواند شکل ترکیبات بتا را به مورفولوژی بهتری تغییر دهد. به غیر از اصلاح شیمیایی،

آهن به عنوان یکی از مهمترین ناخالصی های موجود در آلیاژهای آلومینیوم-سیلیسیوم مطرح بوده و حضور آن جهت فرایند ریخته گری دایکست، افزایش سختی، پایداری حرارتی و نیز استحکام دمای بالا در آلیاژهای آلومینیوم-سیلیسیوم ضروری است. از طرف دیگر آهن به دلیل حلالیت بسیار کم در حالت جامد آلومینیوم، طی فرایند انجماد به صورت ترکیب بین فلزی غنی از آهن با مورفولوژی صفحه ای شکل در زمینه رسوب نموده که موجب افت شدید استحکام، چقرمگی و انعطاف پذیری آلیاژی می گردد. در نتیجه می توان گفت که حضور آهن از یک طرف در آلیاژهای آلومینیوم-سیلیسیوم ضروری بوده و از طرف دیگر حضور آن با افت برخی از خواص و اثرات منفی در آلیاژهای آلومینیوم-سیلیسیوم همراه است (۱-۴).

* نویسنده مسئول:
 دکتر حسن ثقفیان

نشانی: تهران، دانشگاه علم و صنعت ایران، دانشکده مهندسی متالورژی و مواد.
 تلفن: ۷۷۲۴۲۸۶۴ (۲۱) ۹۸+

پست الکترونیکی: saghafian@iust.ac.ir

جدول ۱. ترکیب آلیاژهای تولید شده با مقادیر مختلف آهن

نوع عنصر	آلومینیوم	سیلیسیوم	آهن	منگنز	منیزیم	مس	روی
ترکیب A319	۸۸/۳	۵/۹	۰/۳	۰/۱۷	۰/۰۰۰۱۲	۳/۴۵	۰/۴۷
ترکیب A319 + 1/5 درصد وزنی آهن	۸۷/۴	۵/۸	۱/۵	۰/۱۵	۰/۰۰۰۱۲	۳/۳۲	۰/۴۳
ترکیب A319 + 2/5 درصد وزنی آهن	۸۶/۶	۵/۷	۲/۵	۰/۱۵	۰/۰۰۰۱	۳/۲۱	۰/۴۳

جدول ۲. نامگذاری نمونه‌های آزمایشی

کد نمونه	شرایط ذوب	درصد آهن
C-1/5	دمای ۷۲۰°C بدون هم‌زدن	5/1 درصد وزنی
S-1/5	هم‌خورده در دما ۵۹۰°C	
C-2/5	دمای ۷۲۰°C بدون هم‌زدن	5/2 درصد وزنی
S-2/5	هم‌خورده در دمای ۵۹۵°C	

سایشی آلیاژ، مقادیر مختلف ۱/۵٪ و ۲/۵٪ آهن به آلیاژ اضافه شد (جدول ۱). آلیاژها با درصد‌های مختلف آهن با ذوب مقدار مشخصی شمش آلیاژ ۳۱۹ و اضافه کردن پودر آهن با خلوص ۹۹٪ تولید شد. آهن در دمای ۸۵۰ درجه سانتی‌گراد به آلیاژ مذاب درون کوره مقاومت الکتریک اضافه شد. مطابق جدول ۱، مذاب بصورت هم‌دما توسط پره‌های کوره هم‌زن به مدت ۵ دقیقه با سرعت ۱۲۰۰ دور بر دقیقه هم‌زده شد. اعمال نیروی مکانیکی هم‌زن برای آلیاژ حاوی ۱/۵٪ آهن در دمای ۵۹۰ درجه سانتی‌گراد و برای آلیاژ حاوی ۲/۵٪ آهن در دمای ۵۹۵ درجه سانتی‌گراد اعمال شد. توسط آنالیز حرارتی، دمای بهینه هم‌زدن بعد از دمای جوانه زنی ترکیبات β و نزدیک به آن تعیین شد. تاثیر ریخته‌گری هم‌زدنی روی ریزساختار توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی مجهز به آنالیز عنصری (EDX) مورد مطالعه و بررسی کیفی قرار گرفت. از برنامه کلمکس برای آنالیز پارامترهای هندسی ترکیبات بتا مثل طول و نسبت طول به عرض و کسر حجمی این ترکیبات در کامپوزیت‌های تولید شده مورد استفاده قرار گرفت.

آزمون سایش خشک توسط دستگاه پین بر دیسک در دمای اتاق برای بررسی رفتار سایشی کامپوزیت تولید شده مورد استفاده قرار گرفت. نمونه‌های آزمایش بصورت دیسک با قطر ۳۰ میلی‌متر و ضخامت ۷ میلی‌متر و جنس پین ساییده از فولاد (۵ میلی‌متر قطر و ۲۰ میلی‌متر ارتفاع) با سختی ۶۰ راکول C بوده است. تست سایش در سه نیروی ۶، ۲۰ و ۴۰ نیوتن با سرعت ۰/۱ متر بر ثانیه در مسافت ۱۰۰۰ متر بوده است. وزن کاسته شده پس از آزمون سایش به عنوان تابعی از مسافت لغزش با دقت ۰/۱ میلی‌گرم اندازه‌گیری شد. بعد از این مرحله محصولات سایش و سطح ساییده شده و ناحیه زیر سطح سایش تحت بررسی میکروسکوپی الکترونی جهت شناسایی روند و مکانیزم سایش قرار گرفتند. در تمامی آزمون‌های سایش رطوبت اتمسفر محیط $\pm 40\%$ بوده است. نامگذاری نمونه‌های آزمایش در جدول ۲ مشاهده می‌شود.

۳. بحث و نتیجه‌گیری

سختی و ریزساختار

ریزساختار نمونه‌های اصلاح شده و اصلاح نشده کامپوزیت ۳۱۹ مقاوم شده با ترکیبات بین فلزی آهن در شکل (۱) نشان داده شده است. حضور آهن در زمینه آلومینیوم بدلیل

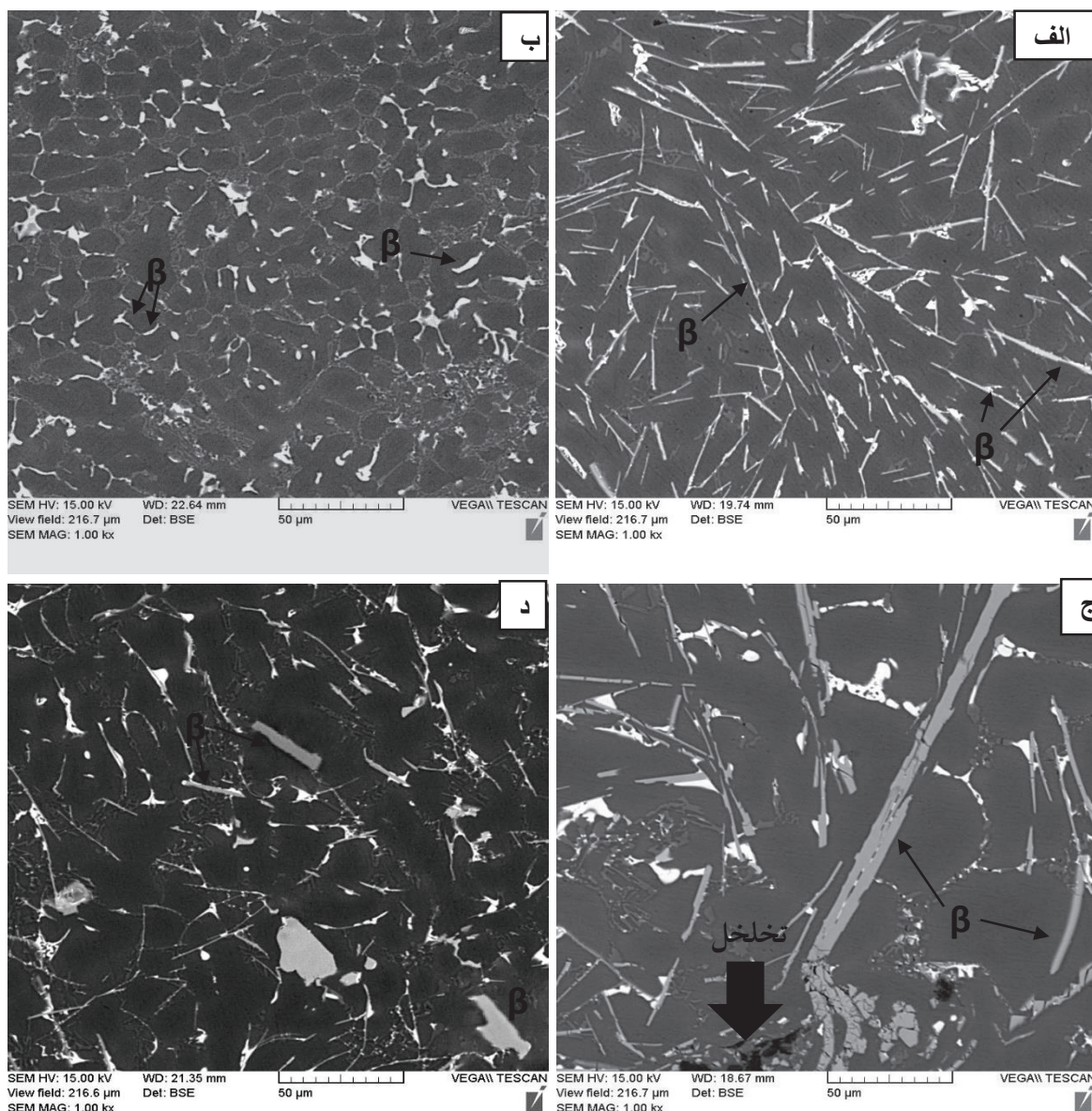
اصلاح مکانیکی مانند روش ریخته‌گری هم‌زدنی یکی از بهترین روش‌ها جهت اصلاح ترکیبات بتا می‌باشد (۵-۷). شکلگیری ترکیبات بتا می‌تواند به دلیل تفاوت انرژی فصل مشترک مایع-جامد و اختلاف در نرخ رشد در جهات کریستالوگرافی مختلف باشد. برش شدید در مذاب توسط پره‌های هم‌زن می‌تواند به خوبی این تفاوت در انرژی فصل مشترک و گرادیان غلظتی را کاهش دهد، از این رو رشد ترجیحی کاهش یافته و نسبت طول به عرض ذرات کمتر می‌شود (۸،۹).

تقی آبادی نشان داده است که اضافه کردن ۰/۷٪ وزنی آهن سختی را افزایش داده و مقاومت به سایش آلیاژ F332 Al-Si را بهبود می‌بخشد. اضافه کردن آهن تا ۲/۵٪ وزنی سختی را مجدداً افزایش داده اما سبب کاهش مقاومت به سایش می‌شود. تقی آبادی نشان داد که اضافه کردن استرانسیم به درون این آلیاژ حاوی آهن، ترکیبات تیغه‌ای بتا را بخوبی به شکل ترکیبات بین فلزی آلفا تغییر داد و مقاومت به سایشی را بهبود بخشید. این تحقیق روی اصلاح ترکیبات بین فلزی بتا و تاثیر این اصلاح روی رفتار سایشی کامپوزیت ۳۱۹ مقاوم شده با ترکیبات بین فلزی آهن متمرکز شده است. در این تحقیق، نقش آهن و ترکیبات آن بر رفتار سایشی کامپوزیت مذکور، نقش ریخته‌گری هم‌زدنی در جهت اصلاح ترکیبات بین فلزی آهن و همچنین نقش اصلاح ترکیبات بر رفتار سایشی مورد مطالعه و بررسی قرار گرفته است.

هدف از انجام این پژوهش بهبود رفتار سایشی آلیاژهای آلومینیوم-سیلیسیوم از طریق اصلاح مکانیکی ترکیبات حذف نشدنی آهن و تولید کامپوزیت‌های آلومینیوم-سیلیسیوم است.

۲. روش تحقیق

برای بررسی تاثیر ترکیبات بین فلزی آهن روی خواص



شکل ۱. تصاویر میکروسکوپ الکترونی در حالت تصویر الکترون‌های برگشتی (BE) در بزرگنمایی ۱۰۰۰ برابر (الف) C-1/5 (ب) S-1/5 (ج) C-2/5 (د) S-2/5

تحت نیروی شدید ۱۲۰۰ دور بر دقیقه باشد (۱۰). از دیگر مکانیزم‌های موجود که سبب اصلاح این ترکیبات می‌شود کاهش تفاوت انرژی فصل مشترک و کاهش رشد ترجیحی است (۹،۱۰). از دیگر فواید و اثرات جانبی هم زدن که در شکل مشاهده می‌شود می‌توان به توزیع خوب ترکیبات بین فلزی آهن، کاهش اندازه دانه بندی زمینه آلومینیومی و کاهش حفرات انقباضی اشاره کرد.

همانطور که نشان داده شده است طول ترکیبات بتا در نمونه‌های اصلاح شده حاوی ۱/۵ و ۲/۵ درصد وزنی آهن در مقایسه با نمونه‌های اصلاح نشده به ترتیب ۶۵٪ و ۶۸٪ کاهش یافته است. نتایج آنالیز کمی اصلاح ترکیبات بتا در شکل (۳) نشان داده شده است. جدول (۳) سختی کامپوزیت‌های مورد بررسی در این پژوهش را نشان می‌دهد. مشاهده می‌شود که

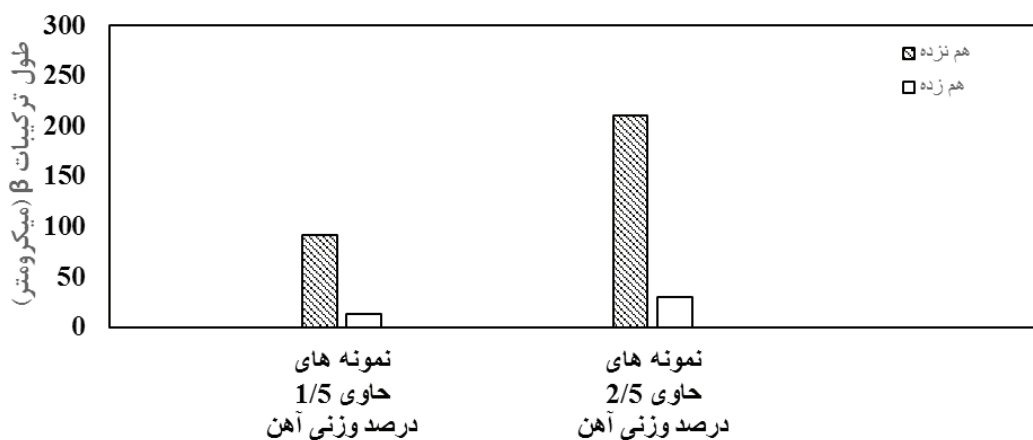
حلالیت کم آن در آلومینیوم جامد سبب تشکیل ترکیبات تیغه ای آهن بتا (β) می‌شود که در شکل (۱) مشاهده می‌شود. شکل (۲) درصد اتمی ترکیبات بتا را نشان می‌دهد که کاملاً با یافته‌های محققان پیشین تطابق دارد (۲،۵). شکل ۱a و ۱c ریزساختار نمونه‌های اصلاح نشده حاوی ۱/۵ و ۲/۵ درصد وزنی را به ترتیب نشان می‌دهد و

شکل ۱b و ۱d ریزساختار نمونه‌های اصلاح شده حاوی ۱/۵ و ۲/۵ درصد وزنی را به ترتیب نشان می‌دهد. نیروی شدید برشی توسط دستگاه هم زن سبب تغییر ترکیبات تیغه ای بلند به ترکیبات فشرده تر و دیسکی شکل با نسبت طول به عرض کمی شود. همچنین نیروی هم زن سبب تغییر ترکیبات آلفا حروف چینی به ترکیبات فشرده و چند وجهی می‌شود. علت این امر می‌تواند خرد شدن این ترکیبات



% منگنز	% مس	% آهن	% اکسیژن	% سیلیسیوم	% آلومینیوم
۰	۰	۱۰	۰	۵/۲۱	۶/۶۸

شکل ۲. آنالیز کیفی ترکیب β و آنالیز نقطه ای از این فاز بر حسب درصد اتمی



شکل ۳. نمودار تغییرات طول ترکیبات β (میکرومتر)

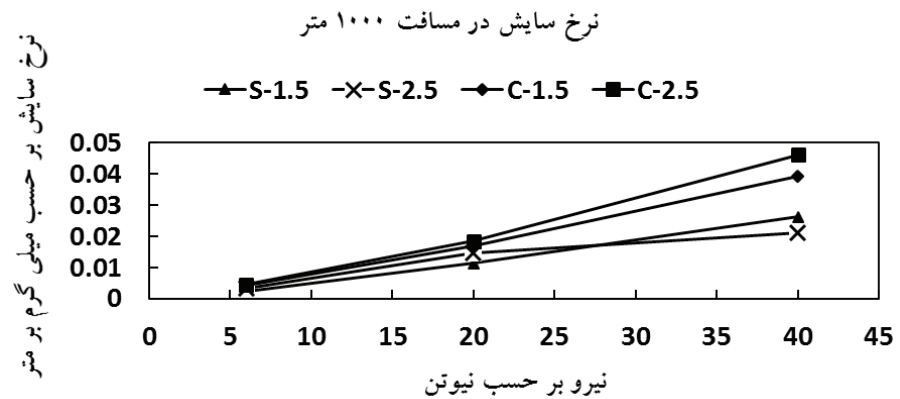
جدول ۳. عدد سختی نمونه های همزده شده و هم نرده

نمونه	سختی (برینل)	نمونه	سختی (برینل)
C-1/5	79/9	S-1/5	83/2
C-2/5	88/6	S-2/5	90/3

رفتار سایشی

شکل (۴) نرخ سایش نمونه های مختلف بر حسب نیروی اعمال شده در مسافت ۱۰۰۰ متر را نشان می دهد. همانطور که مشاهده می شود با اعمال نیروی هم زدن و اصلاح ترکیبات بتا، اثرات مضر این ترکیبات کاهش یافته و رفتار سایشی نمونه های هم زده شده بهبود یافته است. دلیل این بهبود این است که با اصلاح ترکیبات بتا تمرکز تنش که این ترکیبات ایجاد می کنند به خوبی کاهش یافته و همچنین ترکیبات اصلاح شده نقش مقاوم ساز را ایفا می کنند که هر

افزایش آهن از ۱/۵ به ۲/۵ درصد وزنی در نمونه های اصلاح نشده سبب افزایش سختی از $79 \pm 0/91$ به $88 \pm 0/65$ برینل و از $83 \pm 0/21$ به $90 \pm 0/32$ برینل در نمونه های اصلاح شده می شود. در حقیقت نیروی برشی شدید سبب افزایش قابلیت انحلال آهن درون مذاب آلومینیوم می شود. همچنین توزیع یکنواخت توسط هم زن سبب پخش یکنواخت ترکیبات مقاوم ساز شده و سختی را در نمونه های اصلاح شده افزایش می دهد. این افزایش در سختی سبب افزایش مقاومت به سایش طبق قانون آرچارد نیز می شود (۱۱).



شکل ۴. مقایسه نرخ ساییش نمونه‌های مختلف بر حسب نیروی اعمالی.

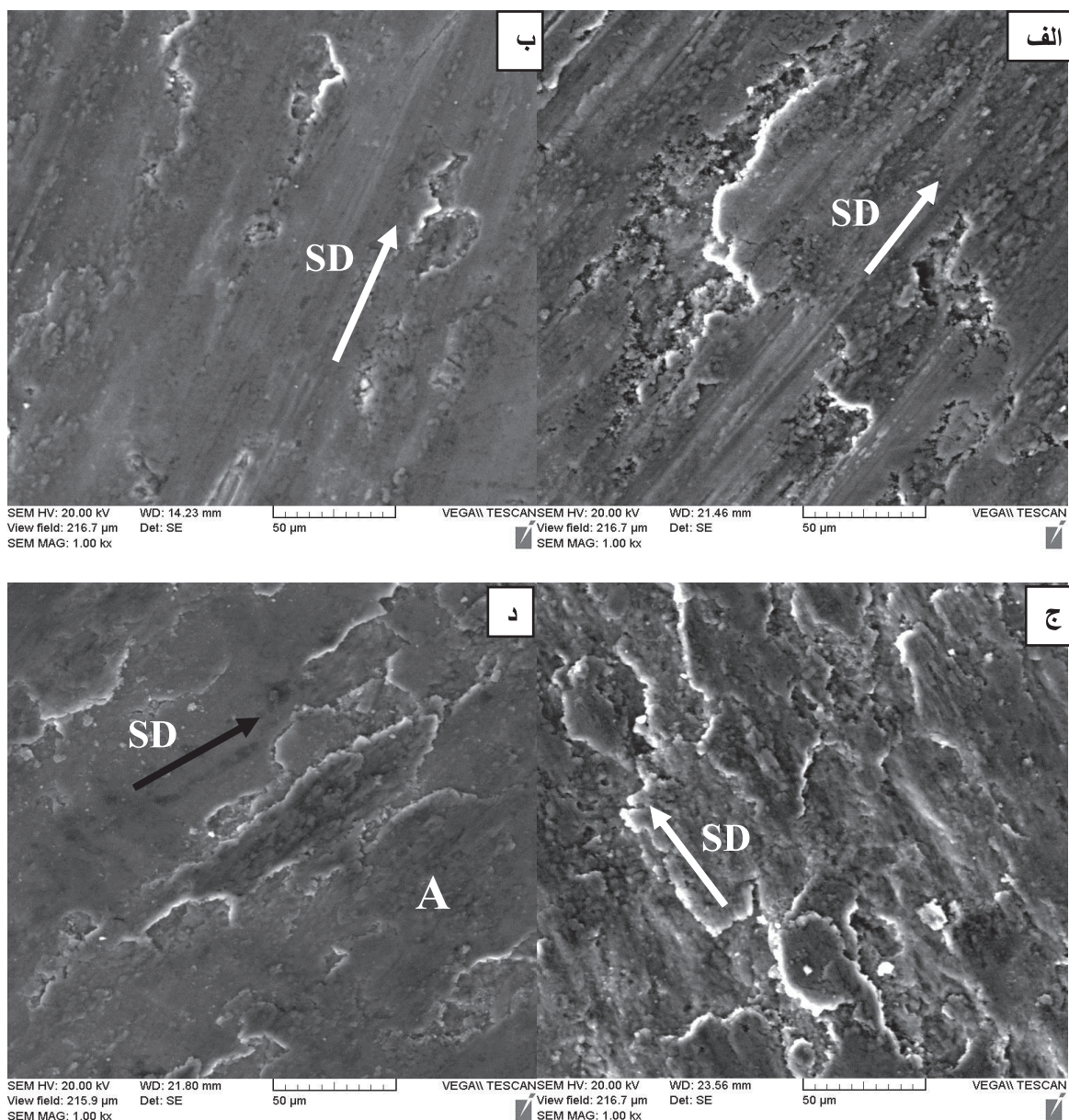
می‌شوند و در نتیجه باعث افزایش حفرات انقباضی می‌شوند. این حفرات مانند مراکز افزایش تمرکز تنش عمل کرده و سبب کاهش استحکام و مقاومت به ساییش می‌شود (۲). کندگی ذرات نیز در اثر انشعاب ترک‌های زیر سطحی است که محل اولیه جوانه زنی این ترک‌ها ترکیبات بین فلزی آهن هستند. در نتیجه مسئول این اختلاف در آسیب سطحی (در نمونه‌های ریخته گری بدون همزدن و نمونه‌های هم زده) را می‌توان اندازه، مورفولوژی و پراکندگی ترکیبات β دانست (۱۸، ۱۹).

شکل (۶) تصاویر SEM نواحی زیر سطح ساییش نمونه‌ها را در دو نیروی ۶ و ۴۰ نیوتن نشان می‌دهد. همان‌طور که مشاهده می‌شود عمق مناطق تغییر شکل پلاستیک یافته با افزایش نیروی اعمالی افزایش می‌یابد. در طول ساییش شدید روی سطح، جوانه زنی ترک‌ها و تغییر شکل پلاستیک در ناحیه زیر سطح ساییش شکل می‌گیرد. همان‌طور که در شکل ۶a مشاهده می‌شود ترک‌ها می‌توانند انتشار یابند و با اتصال بهم سبب جدایش ماده از سطح شوند. این ذرات جدا شده ی فلزی می‌توانند بصورت مکانیکی با ذرات اکسید روی سطح مخلوط شده و سبب تشکیل لایه ای بنام لایه تریبولیر (لایه مخلوط مکانیکی) روی سطح می‌شود (۲۰، ۲۱). (شکل ۶a). همان‌طور که مشاهده می‌شود کیفیت ناحیه زیر سطح ساییش از لحاظ میزان و عمق ترک و همچنین مقاومت در برابر تغییر شکل پلاستیک در نمونه‌های هم زده شده نسبت به نمونه‌های هم نرده به خوبی بهبود یافته است و عمق ترک در این نمونه‌ها کاهش یافته است. همان‌طور که در شکل ۶b و ۶d مشاهده می‌شود طول و تعداد میکروترک‌ها در نواحی زیر سطح بوضوح نسبت به نمونه‌های دیگر کاهش یافته است. تنش مماسی ناشی از ساییش ناحیه زیر سطح را تحت تاثیر قرار داده است. شکل ۶c تیغه بتای خردشده در این ناحیه را نشان می‌دهد که در جهت مسیر ساییش تغییر شکل داده و خردشده و کشیده

دو عامل منجر به افزایش استحکام و مقاومت به ساییش می‌شود (۱۲، ۱۳). نمونه اصلاح نشده حاوی ۲/۵٪ آهن در تمامی نیروها بیشترین نرخ ساییش را داشته و نمونه اصلاح شده حاوی ۱/۵٪ آهن در نیروی ۶ و ۲۰ و نمونه اصلاح شده حاوی ۲/۵٪ آهن در نیروی ۴۰ کمترین نرخ ساییش را از خود نشان دادند. میزان کاهش وزن در نمونه‌ی اصلاح شده برای نمونه حاوی ۱/۵٪ آهن در نیروی ۶ و ۲۰ به ترتیب به میزان ۴۰٪ و ۳۵٪ و در نیروی ۴۰ نیوتن برای نمونه حاوی ۲/۵٪ آهن به میزان ۵۴٪ کاهش یافته است.

شکل‌های ۱ و ۳ نشان می‌دهد که اعمال نیروی هم زدن اثرات مضر ترکیبات آهن را کاهش داده و سبب بهبود نرخ ساییش در مقایسه با نمونه‌های هم نرده شده می‌شود. تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از سطح ساییده شده نمونه‌های حاوی ۱/۵٪ تحت نیروی اعمالی ۶ و ۲۰ نیوتن در شکل (۵) نشان داده شده است. تصاویر نشان دهنده کندگی و تغییر شکل پلاستیک در تمامی نمونه‌ها است ولی میزان این تخریبات در نمونه‌های اصلاح شده بسیار کمتر از نمونه‌های دیگر است. دلایل این بهبود می‌تواند موارد زیر باشد:

۱. کوتاه شدن و ریزتر شدن ترکیبات بین فلزی β و α کاهش نسبت طول به عرض آن‌ها که سبب کاهش تمرکز تنش می‌شود (شکل ۱ و ۳).
۲. ریزتر شدن تیغه‌هایی و تکتیک سیلیسیوم که خود به عنوان مراکز تمرکز تنش می‌باشند (شکل ۱).
۳. توزیع یکنواخت ترکیبات بین فلزی اصلاح شده و همچنین تکتیک سیلیسیوم اصلاح شده که می‌توانند مقاومت به ساییش را افزایش دهند (شکل ۱).
۴. افزایش سختی، کاهش تخلخل و ریزتر شدن دانه‌بندی آلومینیوم زمینه از دیگر مواردی است که سبب بهبود کاهش وزن در نمونه‌های هم خورده می‌باشند (شکل ۲). صفحات بزرگ ترکیبات بین فلزی آهن که در ابتدای پروسه انجمادی شکل می‌گیرند، مانع از مذاب رسانی صحیح

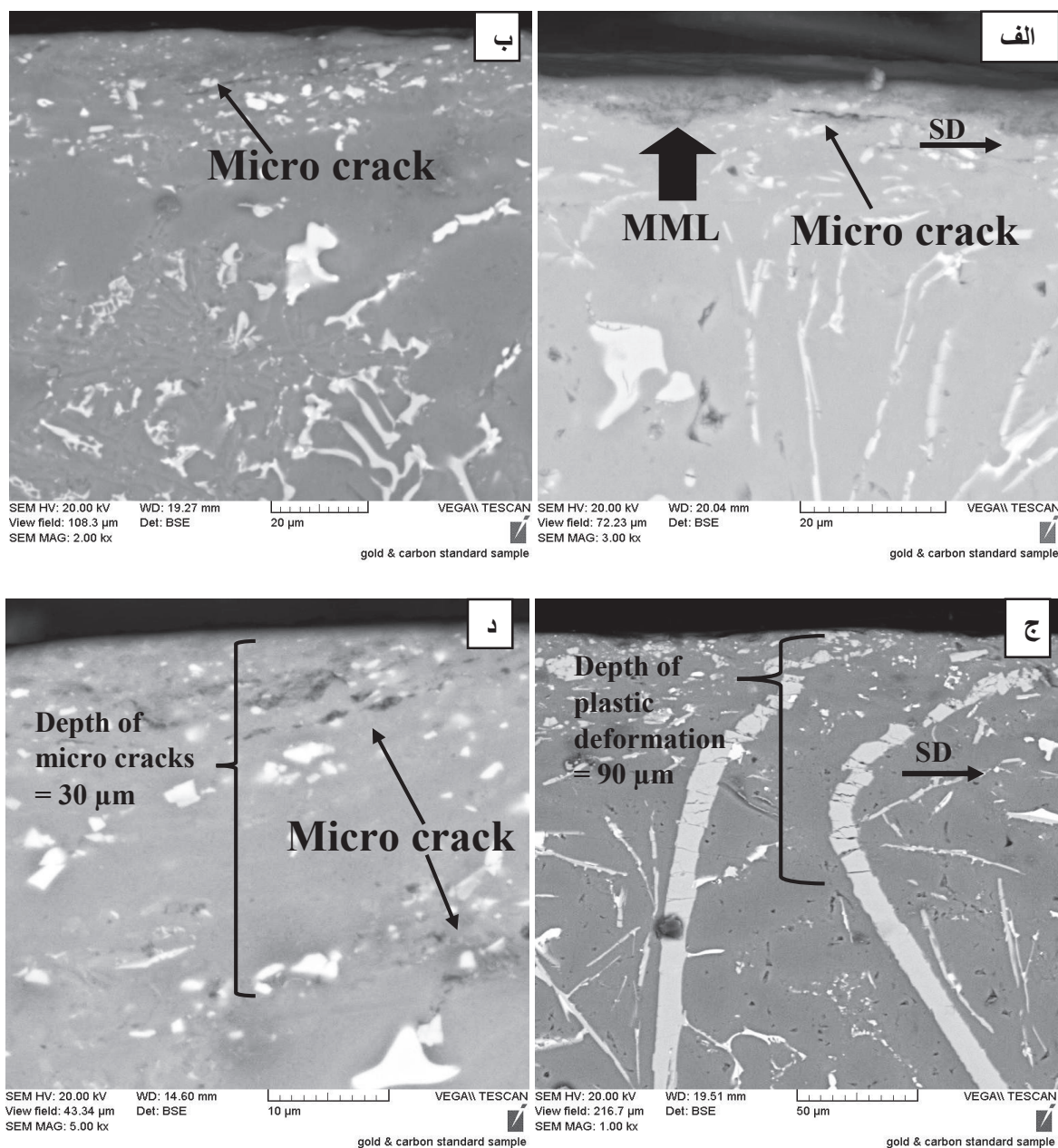


شکل ۵. تصاویر میکروسکوپی الکترونی SEM از سطوح ساییده شده نمونه‌های (الف) C-1/5، (ب) S-1/5 در نیروی اعمالی ۶ نیوتن و (ج) C-2/5، (د) S-2/5 در نیروی اعمالی ۴۰ نیوتن پیکان جهت لغزش را نشان می‌دهد.

اصلاح شده در اثر هم زدن مکانیکی را ثابت می‌کند. با ادامه سایش و ترک در لایه تریبولیر، این لایه شکسته شده و سبب وارد شدن ذرات جدا شده از این لایه به درون براده‌های سایش می‌شود (۲۳) (شکل ۷). مطابق جدول (۵)، براده‌های سایش حاوی مقادیر مشخصی از آهن، آلومینیوم و اکسیژن هستند که با نتایج آنالیز عنصری از سطح سایش (جدول ۴) تقریباً مطابقت دارد. البته میزان آلومینیوم در میان براده‌های سایش کمی بیشتر بوده است (جدول ۵).

کاهش در مقاومت سایشی نمونه‌های اصلاح نشده در مقایسه با نمونه‌های دیگر که در شکل‌های ۵، ۶ و ۷ دیده شد می‌تواند بر اساس ویژگی‌های ریزساختاری به خوبی توجیه

شده است. تیکه‌های شکسته شده ترکیبات بتا می‌تواند در اثر سایش به سطح برسند و وارد لایه تریبولیر شوند (۲۱). همانطور که در شکل ۶C مشاهده می‌شود، حضور ترکیبات خورد شده بتا سبب تضعیف چسبندگی و استحکام این لایه می‌شود و در نتیجه ایجاد ترک‌ها و گسترش آنها را به دلیل ضعیف بودن پیوند در این لایه تسهیل می‌بخشد (۲۱، ۲۲). همانطور که در شکل ۶C و ۶D می‌توان دید، عمق تغییر شکل پلاستیک و ترک ناشی از آن روی ترکیبات بین فلزی در نمونه‌های هم زده شده در مقایسه با نمونه‌های دیگر به وضوح کاهش یافته است. تمام این شواهد بهتر شدن مقاومت سایشی نمونه‌های



شکل ۶. تصاویر SEM از مقاطع طولی نواحی زیر سطح ساییده شده نمونه‌های:

(الف) C-1/5، (ب) S-1/5 در نیروی اعمالی ۶ نیوتن و (ج) C-2/5، (د) S-2/5 در نیروی اعمالی ۴۰ نیوتن میروتزکها، تغییر شکل پلاستیک و شکست ترکیبات β را نشان می‌دهد

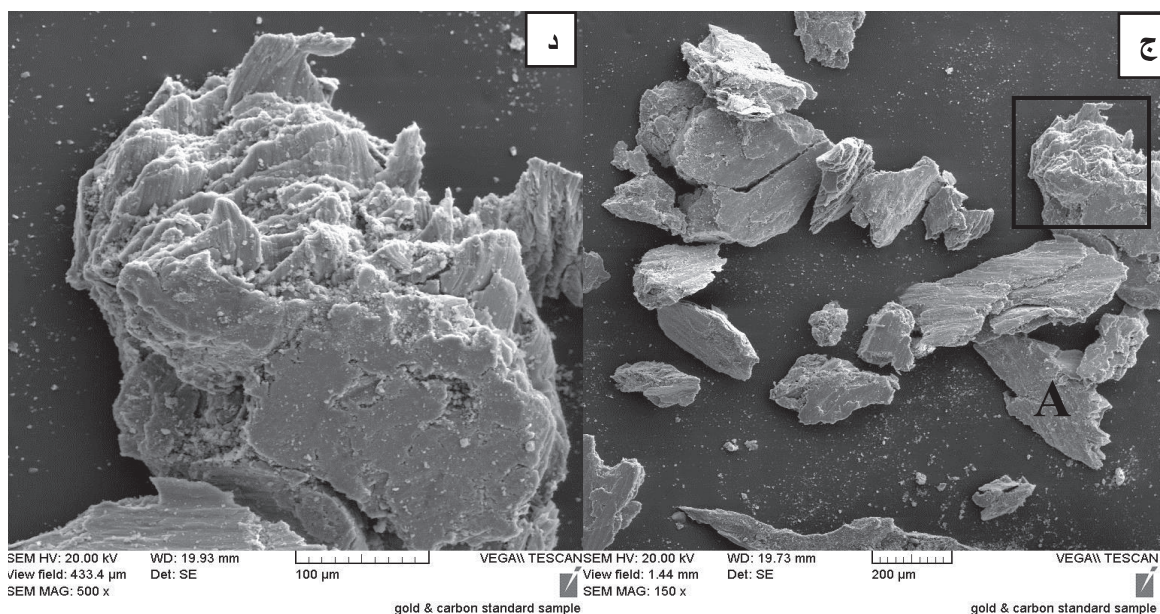
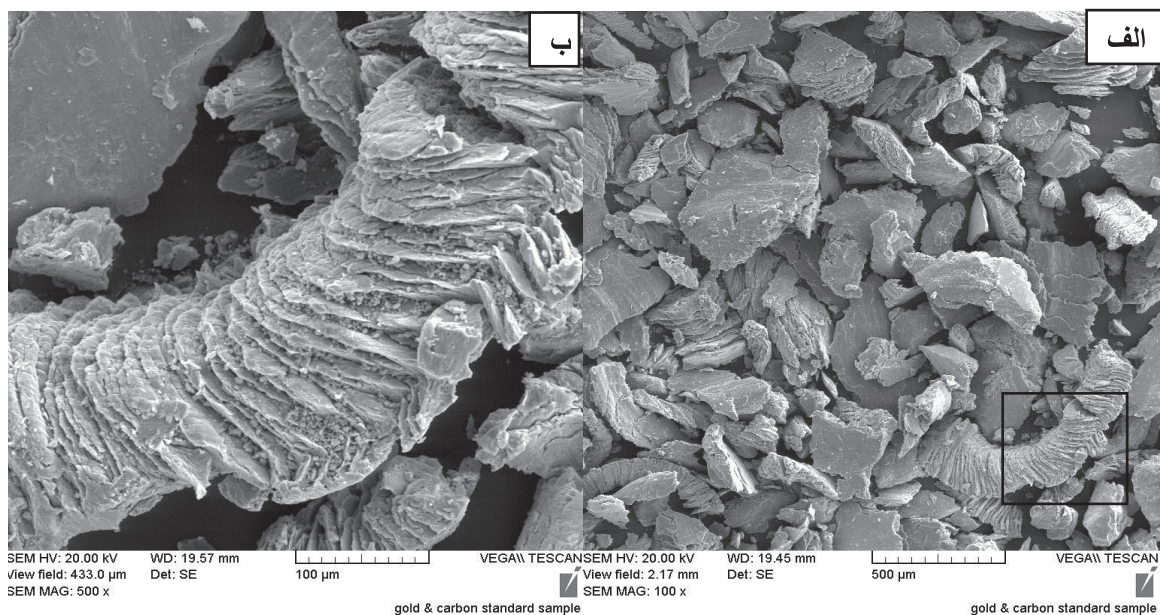
اصلاح شده در مقایسه با دیگر نمونه‌ها به دلیل تغییر مورفولوژی سوزنی به دیسکی کوتاه می‌باشد. بتای اصلاح شده ی دیسکی نه تنها باعث کاهش تمرکز تنش در زمینه می‌شود بلکه به دلیل مورفولوژی و توزیع یکنواخت نقش مقاوم ساز را در زمینه ایفا می‌کند و سبب کاهش ترک‌های سطحی و زیرسطحی و در نتیجه افزایش مقاومت به سایش می‌شود(۲۴).

با افزایش نیرو، استحکام چسبندگی لایه تربولوژی کم شده و در نتیجه از سطح جدا می‌شود و تماس مستقیم فلز با

شود. شکل (۱) نشان می‌دهد که اضافه کردن آهن به آلیاژ A319 سبب رسوب ترکیبات تیغه ای شکل بتا می‌شود. بتای تیغه ای شکل ترکیباتی سخت و ترد هستند. این ترکیبات استحکام پیوند ضعیفی با زمینه دارد و فصل مشترک آن مکان خوبی برای جوانه زنی میکرو ترک‌ها است و لبه‌های تیز تیغه‌های بلند ترکیبات بتا تمرکز تنش بالایی در آلیاژ زمینه ایجاد می‌کند که همانطور که در شکل (۱) مشاهده توسط هم زن مکانیکی، شکل این ترکیبات بخوبی اصلاح شد. بهر حال، طبق شکل (۴) بهبود مقاومت سایشی نمونه‌های

جدول ۴. ترکیب شیمیایی (درصد اتمی) سطح ساییده شده کامپوزیت S-2/5 در بار اعمالی ۴۰ نیوتن در شکل ۵

	O	Al	Si	Fe	Cu
(نقطه A) S-2.5	17/1	48/85	10/89	21/7	1/3



شکل ۷. تصاویر SEM برده‌های حاصل از سایش تحت نیروی اعمالی ۴۰ نیوتن (الف) C-2/5 (ب) تصویر بزرگ شده از ناحیه مشخص شده در شکل (الف) (ج) S-2/5 (د) تصویر بزرگ شده از ناحیه مشخص شده در شکل (ج)

نیوتن به میزان ۷ و ۱۷٪ به ترتیب کاهش می‌یابد. نتایج حاکی از مقاومت به سایشی بهتر نمونه حاوی ۲/۵٪ آهن در نیروی ۴۰ نیوتن نسبت به سایر نمونه‌ها است. این امر به دلیل افزایش کسر حجمی ذرات مقاوم ساز ترکیبات اصلاح شده بتا است که موجب افزایش استحکام می‌شود (۱۹).

فلز روی می‌دهد. نتایج آنالیز EDS سطح میزان آهن و اکسیژن کمتری را نشان می‌دهد. شکل (۴) همچنین نشان می‌دهد که با افزایش آهن از ۱/۵٪ به ۲/۵٪ وزنی در نمونه‌های اصلاح نشده سختی افزایش می‌یابد ولی مقاومت به سایش در نیروی ۶ و ۴۰

جدول ۵. ترکیب شیمیایی (درصد اتمی) براده‌های سایشی کامپوزیت S-2/5 تحت بار اعمالی ۴۰ نیوتن در شکل ۷

	O	Al	Si	Fe	Cu
ناحیه A (S-2/5)	۶۲/۱۹	۶۳/۵۰	۴۸/۱۱	۰۸/۱۵	۱/۲

ذرات لایه MML جدا شده از سطح که در میان براده‌های سایشی به چشم می‌خورد می‌تواند دلیلی بر غالب بودن مکانیزم احتمالی چسبان با حضور لایه MML باشد. بر اساس شواهد موجود مانند تخریب، ترک و تغییر شکل پلاستیک روی سطح و ناحیه زیرسطح و حضور لایه MML روی سطح و درمیان ذرات سایشی، می‌توان نتیجه گرفت که مکانیزم غالب احتمالی مکانیزم چسبان به‌مراه تشکیل لایه MML است [۲۰].

۴. نتایج

۱. اضافه کردن آهن به آلیاژ آلومینیوم-سیلیسیم منجر به شکل‌گیری ترکیبات تیغه‌ای شکل بتا در زمینه می‌شود. تاثیر منفی این ترکیبات بر رفتار سایشی به اندازه و کسر حجمی آنها بستگی دارد.
۲. با اعمال نیروی شدید هم‌زدن، ترکیبات بین‌فلزی مضر آهن اصلاح شده و سبب بهبود مقاومت سایشی در این نمونه‌ها شد.
۳. با اعمال نیروی بیشتر، مقاومت به سایش کامپوزیت اصلاح شده با درصد بیشتر ترکیبات بین‌فلزی بعنوان مقاوم‌ساز، افزایش یافت.
۴. مکانیزم احتمالی مکانیزم چسبان به‌مراه تشکیل لایه MML بوده است.

طبق موارد ذکر شده تاثیرات مضر ترکیبات تیغه‌ای بتا با افزایش اندازه و کسر حجمی آنها افزایش می‌یابد و به عبارت دیگر حضور این تیغه‌های بلند سبب افزایش تردی و ترک در زمینه می‌شود و در نتیجه سبب افزایش مکانیزم چسبان به عنوان مکانیزم غالب در سایش خشک این آلیاژ می‌شود (۲۰). شکل (۷) ذرات سایشی نمونه‌های ۲/۵٪ را در بزرگ‌نمایی‌های مختلف نشان می‌دهد. حضور ترکیبات بتا می‌تواند پروسه جوانه‌زنی و رشد ترک را در ناحیه زیرسطح سایش تسهیل می‌بخشد. این میکرو ترک‌ها به راحتی می‌توانند در فصل مشترک ضعیف بین بتا و زمینه انتشار یابند و با رسیدن به سطح سبب جدایش ذره از سطح می‌شود (۲۳). با مقایسه اندازه ذرات حاصل از سایش نمونه‌های اصلاح شده در شکل ۷c و ۷d می‌توان دید که اندازه‌ی براده‌های نمونه‌های اصلاح شده کوچکتر از نمونه‌های اصلاح نشده هستند. دلیل این امر توزیع بهتر و ریزش ذرات فاز سخت در زمینه نمونه‌های اصلاح شده است؛ عمق کمتری از این نمونه‌ها تحت تغییر شکل پلاستیک قرار گرفته است و سبب جدایش ذرات کوچکتری از سطح می‌شود (۲۵). در میان این ذرات، ذرات لایه MML کنده شده از سطح نیز به چشم می‌خورد.

ترتیب اندازه براده‌های سایشی در نیروهای ۶ و ۴۰ نیوتن:

6 N: S-1/5=40 μ m < S-2/5=75 μ m < C-1/5 = 100 μ m < C-2/5=150 μ m

40 N: S-2/5=250 μ m < S-1/5=300 μ m < C-1/5=400 μ m < C-2/5=500 μ m

References

- [1] Warmuzek M. Aluminum-Silicon Casting Alloys: an Atlas of Microfractographs. ASM International, 2004. P. 7-16.
- [2] Zhang L, Gao J, Damoah W, Robertson D.G. Removal of Iron From Aluminum: A Review. Min. Proc. & Ext. Met. Review. 2012. vol. 33, no. 2, pp. 99-157.
- [3] Davis J.R. Aluminum and Aluminum Alloys. ASM International (1993)
- [4] Hatch J. E. Aluminum: Properties and Physical Metallurgy. ASM International, (1984).
- [5] Moustafa M.A. Effect of Iron Content on the Formation of B-Al5FeSi and Porosity in Al-Si Eutectic Alloys. J. Mat Proc Technol. 2009. vol. 209, no. 1, pp. 605-610.
- [6] Hari Babu N, Tzamtzis S, Barekar N, Patel J. B, Fan Z. Fabrication of Metal Matrix Composites under Intensive Shearing. Sol St. Phe. JUL 2008. vol. 141-143, pp. 373-378.
- [7] Dinnis C. M, Taylor J.A, Dahle A. K. As-Cast Morphology of Iron-Intermetallics in Al-Si Foundry Alloys. Scr Mat. 2005. vol. 53, no. 8, pp. 955-958.
- [8] Narayanan L. A, Samuel F. H, Gruzleski J. E. Crystallization Behavior of Iron-Containing Intermetallic Compounds in 319 Aluminum Alloy. Met and Mat Trans A. 1994, vol. 25, no. 8, pp. 1761-1773.
- [9] Fan Z, Liu G, Hitchcock M. Solidification Behaviour Under Intensive Forced Convection. Mat Sci & Eng A, 2005, vol. 413-414, pp. 229-235.
- [10] Fang X, Shao G, Liu Y. Q, Fan Z. Effects of Intensive Forced Melt Convection on the Mechanical Properties of Fe Containing Al-Si Based Alloys. Mat Sci & Eng A, 2007, vol. 445-446, pp. 65-72.

- [11] Torabian H, Patak J. P, Tiwari S. N. Effect of hardness on wear rates of Al-Si alloys. *J. Mater. Sci. Lett.*, 1995, vol. 14, no. 23, pp. 1631-1632.
- [12] Deuis R. L, Subramanian C, Yellup J. M. Dry sliding wear of aluminium composites – A review. *Compos. Sci. Technol.*, 1997, vol. 57, no. 4, pp. 415-435, Jan.
- [13] Dwivedi D. K. Wear behaviour of cast hypereutectic aluminium silicon alloys. *Mater. Des.*, 2006, vol. 27, no. 7, pp. 610-616, Jan.
- [14] Prasad B. K, Venkateswarlu K, Modi O. P, Yegneswaran A. H. Influence of the size and morphology of silicon particles on the physical, mechanical and tribological properties of some aluminium-silicon alloys. *J. Mater. Sci. Lett.*, 1996, vol. 15, no. 20, pp. 1773-1776.
- [15] Prasad B. K, Venkateswarlu K, Modi O. P, Jha A. K, Das S, Dasgupta R, Yegneswaran A. H. Sliding wear behavior of some Al-Si alloys: Role of shape and size of Si particles and test conditions. *Metall. Mater. Trans. A*, 1998, vol. 29, no. 11, pp. 2747-2752, Nov.
- [16] Torabian H, Pathak J. P, Tiwari S. N. Wear characteristics of Al-Si alloys. *Wear*, 1994, vol. 172, no. 1, pp. 49-58, Feb.
- [17] Das V. V, Mohanty C. P. Tribological studies on Aluminium alloys. National Institute of Technology Rourkela. 10-May-2011.
- [18] Akarca S.S, Altenhof W. J, Alpas A. T. Subsurface deformation and damage accumulation in aluminum-silicon alloys subjected to sliding contact. *Tribol. Int.*, 2007, vol. 40, no. 5, pp. 735-747.
- [19] Elmadagli M, Alpas A. T. Progression of wear in the mild wear regime of an Al-18.5% Si (A390) alloy. *Wear*, 2006, vol. 261, no. 3-4, pp. 367-381, Aug.
- [20] Hutchings. *Tribology: friction and wear of engineering materials*. Butterworth-Heinemann Ltd, 01-Jan-1992, no. 2, p: 10-40.
- [21] Kuo S. M., Rigney D. A. Sliding behavior of aluminum. *Mater. Sci. Eng. A*, Oct. 1992, vol. 157, no. 2, pp. 131-143.
- [22] Lasa L, Rodriguez J. Effect of composition and processing route on the wear behaviour of Al-Si alloys. *Scr. Mater.* 2002, vol. 46, no. 6, pp. 477-481.
- [23] Li X, Tandon K. Mechanical mixing induced by sliding wear of an Al-Si alloy against M2 steel. *Wear*, 1999, vol. 225-229, pp. 640-648.
- [24] Venkataraman B, Sundararajan G. Correlation between the characteristics of the mechanically mixed layer and wear behaviour of aluminium Al-7075 alloy and Al-MMCs. *Wear*, Oct. 2000, vol. 245, no. 1-2, pp. 22-38.
- [25] Jasim M, Dwarakadasa E. S. SEM studies of wear debris in Al-Si alloys. *J. Mater. Sci. Lett.*, Nov. 1989, vol. 8, no. 11, pp. 1285-1287.