

تأثیر افزودن اکسید سریم بر رفتار سایشی و خوردگی نانو کامپوزیت سطحی Al5083/CeO₂ ساخته شده به روش فرآیند اصطکاکی اغتشاشی

مصطفی امرا، خلیل رنجبر، سید علی حسینی

دانشکده مهندسی و علم مواد، گروه مهندسی مواد، دانشگاه شهید چمران اهواز، ایران

(دریافت مقاله ۹۵/۰۶/۰۸ - پذیرش مقاله ۹۶/۰۳/۰۷)

چکیده

در تحقیق حاضر، نانو کامپوزیت سطحی Al5083/CeO₂ با افزودن نانو ذرات اکسید سریم (CeO₂) به سطح آلیاژ آلومینیم ۵۰۸۳ توسط فرآیند اصطکاکی اغتشاشی ایجاد گردید. ریزساختار، رفتار سایشی و خوردگی فلز پایه، نمونه تحت فرآیند بدون ذرات تقویت کننده و کامپوزیت سطحی Al5083/CeO₂ مورد بررسی قرار گرفت. بررسی های ریزساختاری توزیع یکنواخت ذرات تقویت کننده را در ناحیه اغتشاشی نشان داد. در مقایسه با فلز پایه، نمونه کامپوزیتی سختی بیشتر و خواص سایشی بهتری را در آزمون سایش از خود نشان داد. حضور نانو ذرات اکسید سریم در ناحیه تحت اغتشاش، سبب بهبود قابل ملاحظه خواص خوردگی، یعنی ایجاد ناحیه پسیو بزرگ و کاهش ۹۵ درصدی چگالی جریان خوردگی (i_{corr}) کامپوزیت حاصل نسبت به فلز پایه شد. نتایج بررسی ها نشان داد که افزودن ذرات اکسید سریم موجب بهبود قابل ملاحظه رفتار سایشی و خوردگی آلیاژ ۵۰۸۳ بطور همزمان می گردد.

واژه های کلیدی: آلیاژ آلومینیم ۵۰۸۳، فرآیند اصطکاکی اغتشاشی، ذرات تقویت کننده اکسید سریم، رفتار سایشی و خوردگی.

Effect of Cerium Oxide on Wear and Corrosion Behavior of Al5083/CeO₂ Surface Composite Fabricated by Friction Stir Processing

Mostafa Amra, Khalil Ranjbar, Sayed Ali Hossieni

Department of Materials Science and Engineering, Faculty of Materials Engineering,
Shahid Chamran University of Ahvaz, Iran.

(Received 29 Aug 2016, accepted 28 May 2017)

Abstract

In the present study, friction stir processing (FSP) was utilized to fabricate an Al5083/CeO₂ surface composite by incorporating the nanosized cerium oxide particles into the matrix of Al5083 base alloy. Microstructural features, hardness and dry sliding wear were examined. In addition, the corrosion behavior of the base alloy, FSPed base alloy and the FSPed surface composite were studied and compared with each other. Optical and scanning electron microscopes were used for microstructural examinations. The corrosion resistance of the samples was examined by potentiodynamic polarization tests and was assessed in term of pitting potential and passivation range. The dry wear tests were conducted with a pin-on-disk tribometer at room temperature. Microstructural examinations revealed a uniform distribution of the reinforcement particles inside the stirred zone (SZ). The FSPed surface composite showed higher hardness and wear resistance in comparison to the base alloy. The dominant wear mechanisms for the FSPed and the FSPed composite specimens were adhesive and abrasive wear, respectively. The presence of CeO₂ nano-particles in the SZ was caused a significant improvement in the pitting resistance, i.e. long passivation range and 95 percent reduction in the corrosion current density compared with the base alloy. The results indicated that incorporation of the cerium oxide into the surface of the Al5083 alloy enhanced the dry sliding wear as well as the pitting resistance of the alloy simultaneously.

Keywords: Al5083 alloy, Friction stir processing, Cerium oxide reinforcement, Wear and corrosion behavior.

E-mail of Corresponding author: k_ranjbar@scu.ac.ir.

مقدمه

آلیاژ آلومینیم ۵۰۸۳ یک آلیاژ عملیات حرارتی ناپذیر از گروه ۵XXX است که با داشتن جوش پذیری مناسب، مقاومت به خوردگی خوب و نسبت استحکام به وزن بالا، در بسیاری از کاربردها از جمله در صنایع مختلف اتومبیل سازی، هوافضا و دریایی مورد استفاده قرار می-گیرد [۱]. با این وجود، استفاده از این آلیاژ برای برخی از کاربردها، مستلزم داشتن سختی و مقاومت سایشی به مراتب بالاتری است. کامپوزیت های سطحی زمینه آلومینیمی با دارا بودن انعطاف پذیری بالای زمینه و استحکام بالای فاز تقویت کننده، انتخاب مناسبی برای اینگونه کاربردها هستند [۲ و ۳]. روش های مرسوم ساخت کامپوزیت های سطحی زمینه فلزی شامل فرآیندهایی مانند عملیات ذوب لیزری پر انرژی^۱، پاشش پلاسما^۲ و... است. بعلت انجام این فرآیندها در دماهای بالا و تشکیل فاز مذاب، واکنش بین ذرات تقویت کننده و زمینه و تشکیل فازهای مضر و ترد اجتناب ناپذیر است. همچنین دستیابی به ریزساختار مورد نظر، نیاز به کنترل دقیق پارامترهای فرآیند دارد. بنابراین با انجام فرآیند کامپوزیت سازی در حالت جامد می توان از مشکلات ذکر شده جلوگیری نمود [۴].

فرآیند اصطکاکی اغتشاشی^۳ (FSP) یک روش حالت جامد است که بتازگی توسط میشر (Mishra) و همکاران برای اصلاح ریزساختار و بر پایه اصول جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی^۴ (FSW)، توسعه یافته است [۵]. در رابطه با استفاده از این فرآیند، بدلیل ایجاد اغتشاش شدید در ناحیه اغتشاشی^۵ (SZ) و حرارت اصطکاکی تولید شده، برای ساخت کامپوزیت های سطحی زمینه فلزی و توزیع مناسب ذرات تقویت کننده در سطح، بخصوص

برای فلزات سبک مثل آلومینیم و منیزیم، توجه زیادی را به خود جلب کرده است [۶]. با این وجود، یکی از بزرگترین نگرانی ها در رابطه با کامپوزیت های زمینه فلزی، تأثیر منفی ذرات تقویت کننده بر روی مقاومت به خوردگی است، زیرا همیشه احتمال تشکیل پیل های گالوانیک بین ذرات تقویت کننده و زمینه وجود دارد [۷]. در این رابطه، برخی از گزارش ها حاکی از کاربرد موفقیت آمیز اکسید سرب در ساخت کامپوزیت های زمینه آلومینیمی است که در محیط های دریایی مقاومت به خوردگی بالایی را از خود نشان می دهند [۸-۱۰].

از این رو، در این تحقیق نانو کامپوزیت سطحی $Al_{50.83}/CeO_2$ توسط فرآیند اصطکاکی اغتشاشی با هدف استفاده از ذرات CeO_2 بعنوان یک تقویت کننده خواص مکانیکی، سایشی و خوردگی ایجاد گردید. قابل ذکر است که در تحقیقاتی که تاکنون توسط محققان جهت ساخت کامپوزیت های زمینه آلومینیمی با استفاده از فرآیند اصطکاکی اغتشاشی صورت گرفته است، اغلب هدف بهبود خواص مکانیکی و سایشی بوده است و کمتر به بهبود همزمان رفتار خوردگی پرداخته شده است.

روش تحقیق

جهت ساخت و بررسی کامپوزیت سطحی $Al_{50.83}/CeO_2$ توسط فرآیند اصطکاکی اغتشاشی، یک نمونه آلیاژ آلومینیم ۵۰۸۳ تجاری با ابعاد $250 \times 10 \times 5$ میلیمتر مکعب آماده شد. ترکیب شیمیایی زمینه آلومینیمی بر حسب درصد وزنی، شامل $4/51$ درصد Mg ، $0/11$ درصد Cr ، $0/4$ درصد Mn ، $0/4$ درصد Fe ، $0/22$ درصد Si و درصد باقیمانده آلومینیم بود. یک شیار توسط فرز اره ای به ابعاد $230 \times 1/2 \times 2$ میلیمتر در وسط نمونه جهت جایگذاری ذرات تقویت کننده ایجاد گردید.

ابزار چرخشی شامل شانه مقعر با قطر ۱۸ میلیمتر و زاویه تقعر ۵ درجه و بین استوانه ای رزوه دار با طول ۴/۵ و قطر ۶ میلیمتر و از جنس فولاد ابزار گرم کار H۱۳ انتخاب

¹ High-energy laser melt treatment

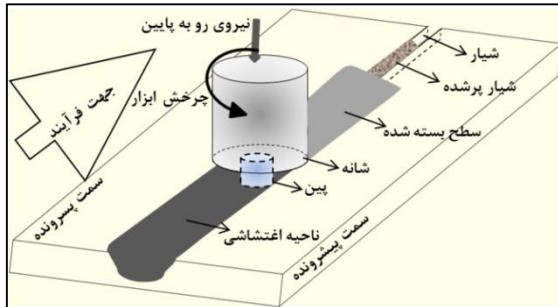
² Plasma spraying

³ Friction stir processing

⁴ Friction stir welding

⁵ Stir zone

سمباده‌زنی و پولیش بر روی آن صورت گرفت.



شکل ۱. شماتیک کلی فرآیند.

جدول ۱. پارامترهای فرآیند.

پاس	سرعت پیشروی (v)	سرعت چرخشی (ω)
اول	۳۵ mm/min	۸۰۰ rpm
دوم	۳۵ mm/min	۸۰۰ rpm
سوم	۴۵ mm/min	۶۰۰ rpm

جهت بررسی و مقایسه خواص سایشی نمونه‌ها، ابتدا قرص‌هایی با قطر ۸ میلی‌متر و ارتفاع ۴/۷ میلی‌متر از مرکز ناحیه اغتشاشی نمونه‌ها تهیه شد. آزمون سایش پین بر روی دیسک بوسیله دستگاه Manual Tribometer (مدل TRM250، ساخت کشور آلمان)، تحت بار ۲۴ نیوتن و سرعت خطی ۰/۲۴ متر بر ثانیه در دمای محیط بر روی نمونه‌ها صورت گرفت. برای دیسک سایشی از یک فولاد عملیات حرارتی شده با سختی ۶۵-۶۲ راکول سی و از جنس (۱۰۰Cr۶) E۵۲۱۰۰ استفاده شد. مسافت طی شده در حین آزمون ۱۰۰۰ متر در نظر گرفته شد. در نمونه‌های تحت فرآیند اصطکاکی اغتشاشی، قبل از انجام آزمون، برای رسیدن به سطحی صاف و اطمینان از این‌که در حین انجام آزمون سایش، هیچ قسمتی از فلز پایه بر نتایج آزمون تأثیر نمی‌گذارد، نمونه‌ها بوسیله سمباده‌زنی تا یک میلی‌متر از ضخامت آن‌ها کاسته شد. کاهش ضخامت از سمت زیرین ناحیه تحت فرآیند صورت

گرفتید که با عملیات حرارتی مناسب تا ۵۲ راکول سی سخت‌کاری شد. زاویه انحراف ابزار نسبت به سطح قطعه کار ۳ درجه در نظر گرفته شد. پس از شیارزنی قطعه، درون شیار با نانو ذرات اکسید سریم با میانگین اندازه ذرات ۵۰ نانومتر و خلوص ۹۹ درصد پر شد. نخست، برای جلوگیری از بیرون ریختن ذرات تقویت‌کننده، توسط ابزاری که فقط دارای یک شانه با قطر ۱۸ میلی‌متر بود، دهانه شیار بسته شد. برای این کار، از دستگاه جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی (مدل StirZone-IM5، ساخت کشور ایران) استفاده گردید. پس از این، ابزار اصلی بر روی دستگاه بسته و با انجام سه پاس فرآیند، لایه کامپوزیت سطحی ایجاد شد. جهت پاس‌های اول و سوم یکسان و جهت پاس دوم مخالف در نظر گرفته شد. شماتیک کلی فرآیند و تصویر ابزار در شکل ۱ نشان داده شده است. پارامترهای مراحل مختلف، در جدول ۱ آورده شده است.

در این کار سه نمونه مورد ارزیابی و مقایسه قرار گرفت. اول، نمونه شاهد، یعنی فلز پایه (با کد گذاری Base Alloy) که تحت فرآیند قرار نگرفت. دوم، نمونه فلز پایه که تحت فرآیند قرار گرفته ولی فاقد ذرات تقویت‌کننده بود (با کد گذاری FSPed Base Alloy). سوم، نمونه‌ای که با وارد کردن ذرات تقویت‌کننده اکسید سریم تحت فرآیند قرار گرفت (با کد گذاری $Al_{50}\text{}/\text{CeO}_2$).

جهت بررسی‌های ریزساختاری، نمونه‌ها در جهت عمود بر جهت فرآیند بریده و پس از سمباده‌زنی و پولیش، در محلول Barker's (۶ میلی لیتر HBF_4 و ۹۴ میلی لیتر آب مقطر) حکاکی شدند. بمنظور بررسی توزیع نانو ذرات در نمونه کامپوزیتی، سطوح سایشی و مورفولوژی ذرات سایشی در نمونه‌ها، از میکروسکوپ الکترونی FESEM مجهز به دستگاه آنالیز EDS (مدل Philips 30 XL) و میکروسکوپ الکترونی SEM (مدل EM3200) استفاده شد. نمونه‌ای که برای نشان دادن توزیع ذرات تقویت‌کننده آماده شد، تنها مراحل

گرفت.

رفتار خوردگی نمونه‌ها بوسیله آزمون پلاریزاسیون پتانسیودینامیک مورد ارزیابی قرار گرفت. به همین منظور منطقه تحت اغتشاش نمونه‌های مختلف در ابعاد برابر بریده و سپس سمباده‌زنی و پولیش شدند. آزمون پلاریزاسیون پتانسیودینامیک توسط دستگاه Autolab (مدل AUT8491، ساخت کشور هلند) و با الکتروود مرجع کالومل اشباع در محلول استاندارد ۳/۵ درصد NaCl با pH برابر با ۷ انجام گرفت. آزمون در محدوده ولتاژ ۱/۴- تا ۰/۲- ولت با سرعت پایش ۰/۵ میلی ولت بر ثانیه روی سطحی با مساحت ۱۷/۵ میلی متر مربع در دمای اتاق روی تمام نمونه‌ها انجام گرفت. نمونه‌ها قبل از آزمون پلاریزاسیون، به مدت ۳۰ دقیقه در محلول و به حالت پتانسیل مدار باز^(۱) (OCP) قرار داده شدند تا مقادیر پتانسیل پایدار حاصل شود.

نتایج و بحث

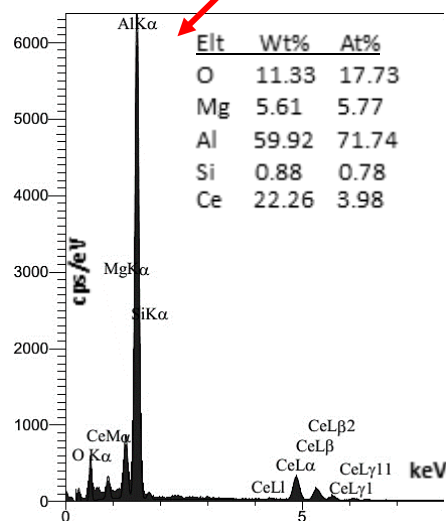
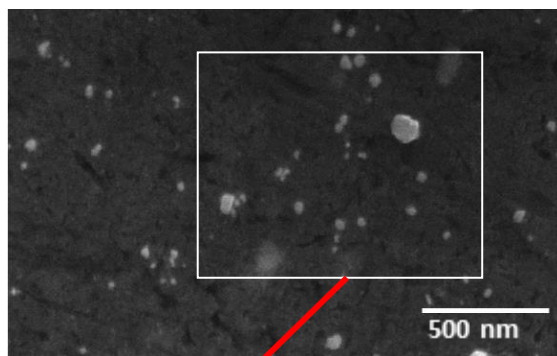
ریز ساختار

شکل ۲ تصاویر میکروسکوپی نوری ریز ساختار فلز پایه و ناحیه اغتشاشی نمونه‌های تحت فرآیند بدون ذرات تقویت‌کننده و کامپوزیت Al_5083/CeO_2 را نشان می‌دهد. پس از انجام فرآیند، ریزساختار از حالت دانه‌های نوردی فلز پایه (شکل ۲-الف) به دانه‌های ریز هم‌محور در نمونه تحت فرآیند بدون ذرات تقویت‌کننده (شکل ۲-ب) تبدیل شده است. علت ریز شدن ساختار آلیاژهای آلومینیم طی فرآیند اصطکاکی اغتشاشی به فرآیندهای بازیابی دینامیکی، تبلور مجدد دینامیکی هندسی و تبلور مجدد دینامیکی غیرپیوسته نسبت داده شده است [۱۳-۱۱]. به دلیل انرژی نقص در چیده شدن بالای آلومینیم، مکانیزم‌های بازیابی دینامیکی و تبلور مجدد دینامیکی

هندسی محتمل‌تر است [۱۴]. در ناحیه اغتشاشی، در نتیجه افزایش دما و تغییر شکل پلاستیک شدید، دانه‌ها شکسته شده و مرز دانه‌های با زاویه عدم تطابق کم که محل‌های مناسبی جهت هسته‌زنی تبلور مجدد است، تولید می‌شود. تبلور مجدد دینامیکی، این مرز دانه‌ها با زاویه عدم تطابق کم را به مرز دانه‌های با زاویه عدم تطابق بالا تبدیل می‌کند و در نهایت دانه‌های ریز هم‌محور تولید می‌شود [۱۵]. همچنین گزارش شده است که ذرات بین فلزی موجود در آلیاژ آلومینیم ۵۰۸۳ می‌توانند تأثیر مثبتی در کاهش اندازه دانه داشته باشند. در حین تبلور مجدد به طور معمول ذرات با قطر بزرگتر از ۱ میکرومتر (ترکیبات غنی از Fe و Mn) به عنوان محل‌های جوانه‌زنی برای تبلور مجدد عمل کرده که این مکانیزم کاهش اندازه دانه به PSN^2 شناخته می‌شود [۱۶ و ۱۷]. ریزساختاری همگن با دانه‌های فوق ریز را در ناحیه اغتشاشی نمونه کامپوزیتی (شکل ۲-ج) می‌توان مشاهده نمود. کاهش بیشتر اندازه دانه‌ها در نمونه کامپوزیتی در مقایسه با نمونه تحت فرآیند بدون ذرات تقویت‌کننده، بدلیل خاصیت قفل‌کنندگی ذرات تقویت‌کننده و جلوگیری از رشد دانه‌ها پس از تبلور مجدد دینامیکی است [۱۸]. جهت شناسایی و مشاهده توزیع ذرات تقویت‌کننده اکسید سریم، تصویر FESEM و آنالیز EDS ناحیه اغتشاشی نمونه کامپوزیتی $Al_{50.83}/CeO_2$ در شکل ۳ نشان داده شده است. با توجه به شکل به روشنی مشخص است که ذرات تقویت‌کننده بخوبی در زمینه توزیع شده‌اند. علت توزیع یکنواخت ذرات تقویت‌کننده در زمینه می‌تواند مربوط به عمل اغتشاش قوی و حرارت اصطکاکی تولید شده از ابزار چرخان در فرآیند اصطکاکی اغتشاشی باشد.

² Particle-simulated nucleation

¹ Open circuit potential

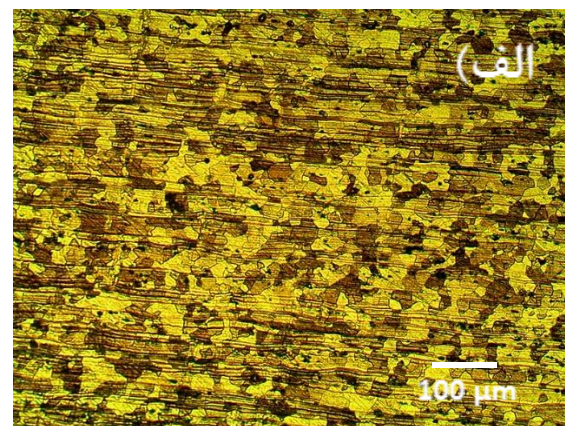


شکل ۳. تصویر FESEM از توزیع ذرات نانو اکسید سریم در زمینه آلومینیم ۵۰۸۳ و آنالیز EDS مربوط به آن.

سایش

نتایج حاصل از ریزسختی سنجی مقطع عرضی برای هر سه نمونه در شکل ۴ نشان داده شده است. در نمونه تحت فرآیند بدون ذرات تقویت کننده، مقدار میانگین سختی نسبت به فلز پایه افزایش یافته و به ۸۵ HV رسیده است (قابل ذکر است که میانگین سختی فلز پایه ۷۷ HV بوده است).

در این رابطه گزارش شده است که خواص مکانیکی آلیاژهای آلومینیم-منیزیم بیشتر بوسیله اندازه دانه و چگالی نابجایی ها کنترل می شود. طبق رابطه هال-پچ (Hall-Petch)، با کاهش اندازه دانه، مقدار استحکام تسلیم (YS)، استحکام کششی نهایی (UTS) و سختی ماده افزایش می یابد [۲۰].



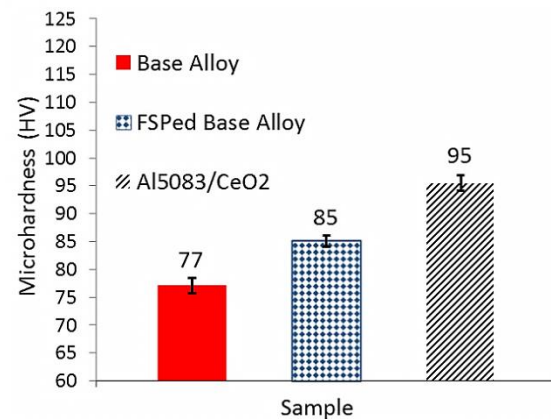
شکل ۲. الف) تصویر میکروسکوپی نوری ریز ساختار فلز پایه، تصویر میکروسکوپی نوری ریز ساختار ناحیه اغتشاشی: (ب) نمونه تحت فرآیند بدون ذرات تقویت کننده (ج) نمونه کامپوزیتی.

عمل اغتشاش قوی از بزرگترین مزیت های فرآیند اصطکاکی اغتشاشی نسبت به دیگر روش های کامپوزیت سازی است [۱۹].

- کار سختی: برای کامپوزیت‌های زمینه فلزی، ناسازگاری در تغییر شکل ذرات صلب و سخت و زمینه تغییر شکل پلاستیک یافته سبب ایجاد نابجایی‌های ضروری هندسی^۱ می‌شود [۳].

- سخت‌کاری آبدی^۲: به تولید نابجایی در زمینه جهت تعدیل و تطابق اختلاف در ضریب انبساط حرارتی زمینه و ذرات تقویت‌کننده گفته می‌شود [۲۴].

برای هر سه نمونه، تفاوت در حجم سایش یافته بر حسب مسافت لغزشی و نرخ سایش، در شکل ۵ نشان داده شده است. همانطور که در شکل ۵-الف مشاهده می‌شود، حجم سایش یافته نمونه تحت فرآیند بدون ذرات تقویت‌کننده کمتر از فلز پایه است. افزایش سختی در نمونه تحت فرآیند بدون ذرات تقویت‌کننده سبب شده است که این نمونه تغییر شکل پلاستیک کمتر را نسبت به فلز پایه از خود نشان دهد، که در نتیجه آن در نمونه تحت فرآیند بدون ذرات تقویت‌کننده مقاومت سایشی بالاتری بدست آمده است (۱۶/۴ درصد کاهش در حجم سایش یافته نمونه تحت فرآیند بدون ذرات تقویت‌کننده نسبت به فلز پایه) [۲۴ و ۲۵]. در نمونه $Al5083/CeO_2$ حضور ذرات تقویت‌کننده CeO_2 با افزایش بیشتر سختی زمینه، بترتیب سبب کاهش ۲۷/۳ درصدی و ۱۳ درصدی حجم سایش یافته نسبت به نمونه فلز پایه و نمونه تحت فرآیند بدون ذرات تقویت‌کننده شده است. نقش ذرات اکسید سریم بعنوان تقویت‌کننده، و تغییرات ریزساختاری ناشی از فرآیند از جمله ریز شدن دانه، از مهم‌ترین عواملی هستند که نه تنها موجب بالا رفتن نسبی سختی زمینه می‌شوند بلکه برای تغییر شکل پلاستیکی زمینه محدودیت ایجاد کرده و در نتیجه سایش کمتری در این نمونه بروز می‌کند.



شکل ۴. نتایج حاصل از ریزسختی‌سنجی مقطع عرضی برای آلیاژ پایه و نمونه‌های تحت فرآیند.

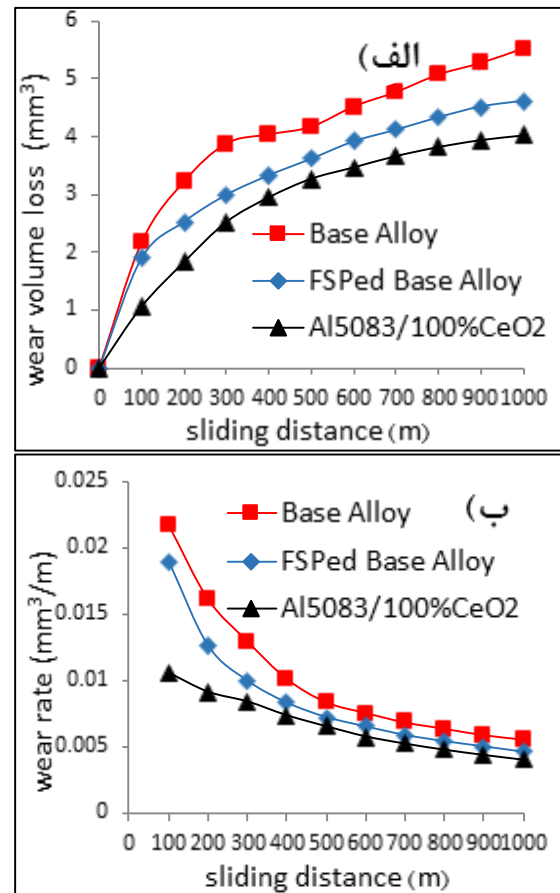
در نتیجه دانه‌های ریز تولید شده در ناحیه تحت فرآیند نمونه بدون ذرات تقویت‌کننده، تأثیر مثبتی بر روی مقدار سختی دارد. علاوه بر این، در آلیاژ $Al5083$ ، ترکیبات بین فلزی از نوع $Al_6(Fe, Mn)$ به دلیل داشتن دمای انحلالی بالاتر از دمای سالیدوس آلیاژ، در ناحیه اغتشاشی حل نمی‌شوند [۲۱]. این ترکیبات بین فلزی در اثر تغییر شکل پلاستیک شدید و اغتشاش قوی در حین FSP، شکسته شده و توزیع یکنواختی را در زمینه پیدا می‌کنند. از آنجایی که این ذرات نسبت به زمینه غیرکوهیرنت هستند، چنانچه توزیع همگنی را در زمینه داشته باشند می‌توانند از طریق استحکام‌دهی اوروان سبب افزایش سختی و استحکام آلیاژ شوند [۲۲]. در نمونه کامپوزیتی افزایش سختی بیشتری مشاهده می‌شود و میانگین سختی 95 HV بدست آمده است، که ۱/۲ برابر سختی فلز پایه است. گزارش شده است که به‌طور کلی در نمونه‌های کامپوزیتی علاوه بر تأثیر ذرات تقویت‌کننده بر ریز شدن دانه‌ها که در بخش ریزساختار به آن پرداخته شد، مکانیزم‌های زیر نیز می‌توانند دلیل افزایش سختی باشند: استحکام‌دهی اوروان: طبق این مکانیزم، ذرات غیرقابل برش تقویت‌کننده بعنوان یک مانع در برابر حرکت نابجایی‌ها و در نتیجه آن تشکیل حلقه‌های نابجایی عمل می‌کنند [۲۳].

¹ Geometrically necessary dislocations

² Quench Hardening

ذرات سایشی در شکل‌های ۶ الی ۸ نشان داده شده است. در رابطه با نمونه فلز پایه (شکل ۶-الف)، با توجه به سطح نمونه و ذرات سایشی (شکل ۸-الف)، مکانیزم‌های غالب سایش از نوع سایش چسبان شدید (با توجه به لهیدگی و تغییر شکل پلاستیک در سطح و همچنین ذرات سایشی بزرگ و با اشکال نامنظم) و سایش خراشان ملایم (با توجه به خراشیدگی‌های روی سطح نمونه) است. در این نمونه‌ها، شیارهای سایشی واضح‌تر و پهن‌تر هستند که نشان از سختی کم و انعطاف پذیر بودن نمونه دارد. در نمونه تحت فرآیند بدون ذرات تقویت‌کننده (شکل ۶-ب و ۸-ب) نیز مکانیزم سایشی از نوع سایش چسبان و خراشان، اما با شدت کمتر است. همچنین اندازه ذرات سایشی در این نمونه نسبت به نمونه فلز پایه کاهش یافته است. در اینجا با توجه به اعمال فرآیند و کارسخت شدن سطح و همچنین کاهش اندازه دانه بخاطر تبلور مجدد دینامیکی در حین فرآیند، لهیدگی و تغییر شکل پلاستیکی بطور نسبی کمتر دیده می‌شود [۲۵ و ۲۶].

در نمونه کامپوزیتی، افزایش قابل ملاحظه سختی سطح سبب شده است تا مکانیزم غالب قبلی یعنی سایش چسبان و تغییر شکل پلاستیکی در سطح سایش کمتر نمود پیدا کرده و در عوض سایش خراشان و سایش ورقه‌ای پررنگ‌تر دیده شود. هر چند آثار لهیدگی و کندگی سایش چسبان نیز به میزان بسیار کمتر دیده می‌شود که حکایت از سختی بالاتر و مقاومت بیشتر این نمونه در برابر تغییر شکل پلاستیکی دارد. ترک‌های بسیار ریز در زیر سطح سایش در محل‌های پر تنش مانند فصل مشترک ذرات تقویت‌کننده و زمینه جوانه زده و با ادامه فرآیند سایش رشد کرده و از بهم پیوستن آن‌ها موجبات جدایش ورقه‌های سایشی و عملکرد سایش ورقه‌ای را فراهم کرده است.

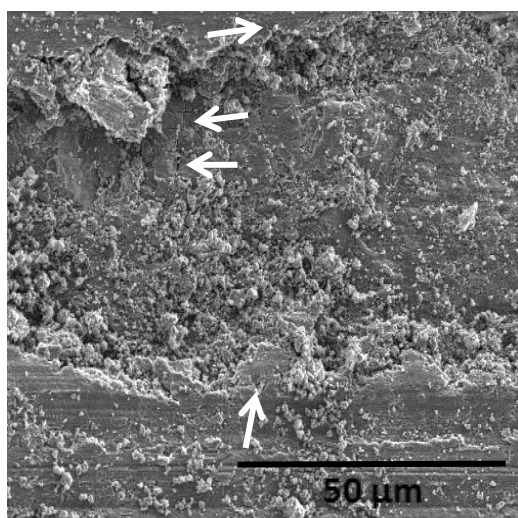


شکل ۵. الف) تفاوت در حجم سایش یافته بر حسب مسافت طی شده و ب) نرخ سایش برای هر سه نمونه.

نکته دیگر این که ذرات اکسید سرب بخشی از بار اعمالی به زمینه را تحمل کرده و از تماس مستقیم صفحه سایش و سطح نمونه تا حدودی جلوگیری می‌کنند که این مهم نیز به بهبود نسبی رفتار سایشی کمک می‌کند [۲۶].

در شکل ۵-ب می‌توان مشاهده نمود که نرخ سایش در نمونه‌های فلز پایه و نمونه تحت فرآیند بدون ذرات تقویت‌کننده در مراحل اولیه سایش، بطور قابل ملاحظه‌ای بیشتر از نمونه کامپوزیتی بوده است و در ادامه کاهش یافته است. در حالی که نمونه کامپوزیتی نرخ سایش پایدارتری را از خود نشان می‌دهد که این امر حاکی از بهبود قابل توجه خواص سایشی در این نمونه نسبت به دو نمونه دیگر است.

سطوح سایش یافته نمونه‌های سایشی به‌مراه تصاویر

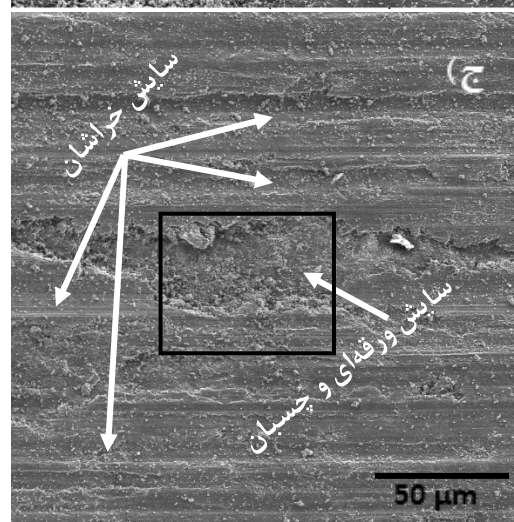
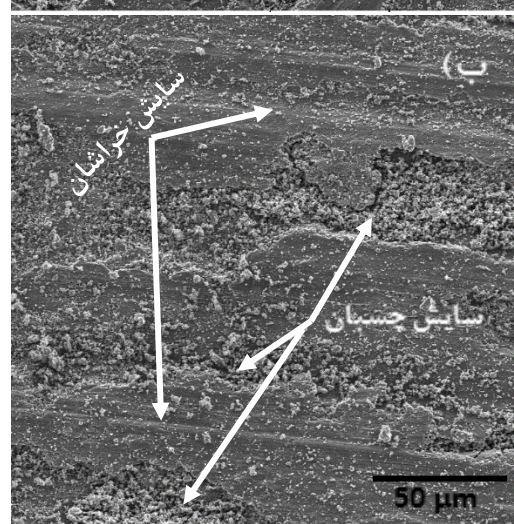
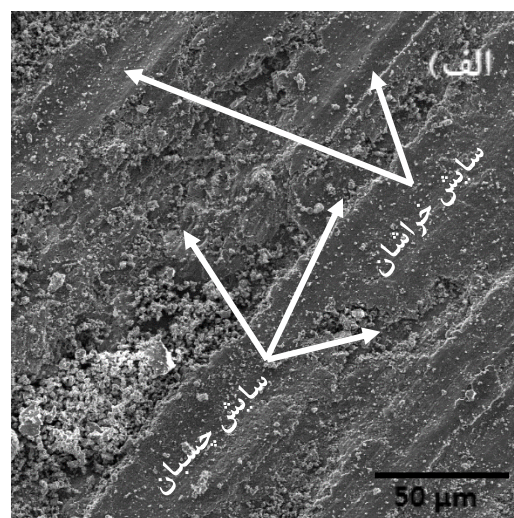


شکل ۷. مورفولوژی سطح سایش (در بزرگنمایی بیشتر) برای نمونه کامپوزیتی که در شکل ۶-ج با علامت مربع سیاه رنگ مشخص شده است. علامت‌های پیکان سفید رنگ نشان دهنده وجود ترک در سطح نمونه است.

مکانیزم سایش ورقه‌ای را می‌توان از وجود ترک در سطح نمونه سایش (شکل ۶-ج و ۷) و یا در ذرات سایشی (شکل ۸-ج) شناسایی نمود [۲۷ و ۲۸]. با توجه به نتایج حاصل، می‌توان بیان نمود که این تغییر در مکانیزم سایش تأثیر قابل ملاحظه‌ای در بهبود خواص سایشی داشته است [۲۹].

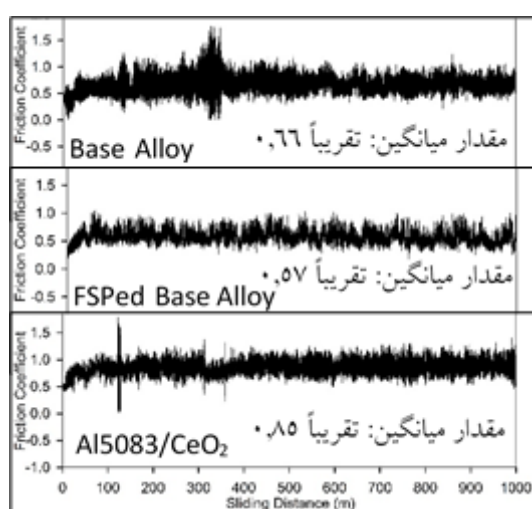
بررسی رفتار سایشی و سختی نمونه‌ها نشان می‌دهد که تطابق خوبی بین این دو رفتار مشاهده می‌گردد. بعبارت دیگر نمونه‌های سخت‌تر مقاومت سایشی بهتری نیز از خود نشان داده‌اند. از این رو می‌توان مکانیزم غالب سایش را در نمونه فلز پایه از نوع سایش چسبان و در نمونه کامپوزیتی از نوع سایش خراشان ارزیابی کرد.

تغییرات ضریب اصطکاک با مسافت طی شده برای هر سه نمونه سایشی در شکل ۹ نشان داده شده است. با توجه به شکل، مقدار میانگین ضریب اصطکاک نمونه تحت فرآیند بدون ذرات تقویت‌کننده (تقریباً ۰/۵۷) کمتر از فلز پایه (تقریباً ۰/۶۷) است.



شکل ۶. تصویر FESEM سطوح سایش: الف) فلز پایه، ب) نمونه تحت فرآیند بدون ذرات تقویت‌کننده و ج) نمونه کامپوزیتی.

است که مقدار میانگین ضریب اصطکاک نمونه کامپوزیتی (تقریباً ۰/۸۵) نسبت به نمونه‌های فلز پایه و نمونه تحت فرآیند بدون ذرات تقویت‌کننده بالاتر است. دلیل این امر می‌تواند وجود ذرات تقویت‌کننده سخت در سطح سایشی و عملکرد آنها بعنوان موانعی در برابر عمل لغزش (حرکت) و در نتیجه آن، ضریب اصطکاک بالاتر باشد. این رفتار در تحقیقات پیشین نیز گزارش شده است [۳۱].



شکل ۹. تغییرات ضریب اصطکاک با مسافت طی شده برای هر سه نمونه سایشی.

خوردگی

گزارش شده است که ترکیبات بین فلزی موجود در آلیاژ Al5083 بیشتر نقش کاتدی نسبت به زمینه دارند و از انواع آن می‌توان به $Al(Mn, Fe, Cr, Si)$ و $Al_6(Fe, Mn)$ اشاره نمود. این نوع ترکیبات بین‌فلزی با پشتیبانی از واکنش احیای O_2 و افزایش موضعی غلظت یون OH^- سبب افزایش موضعی pH و حل شدن لایه اکسیدی محافظ اطراف این ذرات شده که می‌تواند باعث ایجاد خوردگی حفره‌ای^۱ شود [۳۲ و ۳۳]. برخی دیگر نیز نسبت به زمینه آندی بوده، مانند فاز رسوبی $\beta (Mg, Al)$ که

^۱ Pitting Corrosion



شکل ۸. تصویر SEM از ذرات سایشی: (الف) فلز پایه، (ب) نمونه تحت فرآیند بدون ذرات تقویت‌کننده و (ج) نمونه کامپوزیتی.

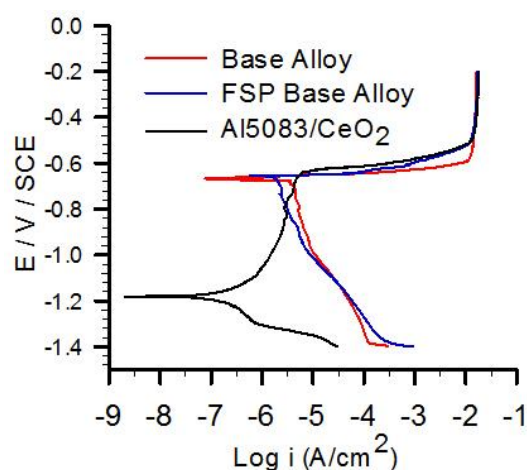
از آنجایی که سختی سطح نمونه تحت فرآیند بدون ذرات تقویت‌کننده بیشتر از نمونه فلز پایه است، تمایل کمتری به تغییر شکل پلاستیک موضعی در مناطق سطح تماس حقیقی از خود نشان می‌دهد که سبب تغییر شکل پلاستیک کمتر و ضریب اصطکاک پایین‌تر شده است [۳۰]. همچنین با توجه شکل، به روشنی مشخص

جدول ۲. اطلاعات حاصل از نمودار پلاریزاسیون پتانسیودینامیک.

نمونه	Base Alloy	FSPed Base Alloy	Al ₅ O ₈₃ /CeO ₂
E _{corr} (V)	-۰/۶۵	-۰/۶۹	-۱/۱۸
i _{corr} (A/cm ²)	۳/۵۵E ^{-۰۰۶}	۲/۳۲E ^{-۰۰۶}	۱/۶۷۱E ^{-۰۰۷}
E _{pit} (V)	-۰/۶۵	-۰/۶۹	-۰/۶۵
E _{pit} - E _{corr} (V)	-	-	۰/۵۳

پیش از این نیز اشاره شد که ترکیبات بین فلزی کاتدی مانند Al₆(Fe,Mn) در ناحیه اغتشاشی حل نمی‌شوند و در اثر تغییر شکل پلاستیک شدید و اغتشاش قوی در حین FSP، شکسته شده و توزیع یکنواختی را در زمینه پیدا می‌کنند. دان و همکاران [۳۶] گزارش کردند که فرآیند اصطکاکی اغتشاشی با حل کردن و شکستن فاز β (فاز آندی Mg₂Al₃) سبب بهبود مقاومت به خوردگی بین دانه‌ای در Al5083 می‌شود. همچنین کاهش اندازه دانه حاصل از این فرآیند، سبب افزایش کسر حجمی مرز دانه‌ها و در نتیجه آن کاهش عدم تطابق بین لایه پسیو سطحی و زیرلایه فلزی می‌شود. این امر منجر به چسبندگی بهتر از لایه پسیو سطحی و در نتیجه آن منجر به کاهش نرخ خوردگی می‌شود [۳۵]. بنابراین فرآیند اصطکاکی اغتشاشی با اصلاح ریزساختار، کاهش اندازه دانه‌ها و همچنین انحلال، شکستن و توزیع همگن‌تر ذرات رسوبی (اعم از کاتدی و آندی) تأثیر مثبتی بر بهبود خواص خوردگی دارد. در نمودار خوردگی نمونه کامپوزیت Al5083/CeO₂ بهترین پاسخ در برابر خوردگی، یعنی کمترین چگالی جریان خوردگی و یک ناحیه پسیو بزرگ (E_{pit}-E_{corr}) مشاهده می‌شود. در این رابطه، اختلاف میان مقادیر عددی E_{corr} و E_{pit} (اندازه ناحیه پسیو) بعنوان معیاری از حساسیت به خوردگی موضعی در نظر گرفته می‌شود [۳۶]. در این کامپوزیت خاص، مقاومت به خوردگی بویژه خوردگی حفره‌ای در مقایسه با سایر نمونه‌ها بسیار قابل توجه است. جابجا

می‌تواند در فرآیند تولید آلیاژ، سرویس‌دهی طولانی و یا حتی در زمان انبارداری به صورت پیوسته یا تقریباً پیوسته در مرز دانه‌ها تشکیل شود و آلیاژ را به خوردگی بین دانه‌ای (IGC^۱) مستعد سازد [۳۲ و ۳۴]. نمودار پلاریزاسیون پتانسیودینامیک و اطلاعات حاصل از آن به ترتیب در شکل ۱۰ و جدول ۲ نشان داده شده است. چگالی جریان خوردگی (i_{corr}) و پتانسیل خوردگی (E_{corr}) با استفاده از روش برون‌یابی تافل محاسبه شد. در نمودار پلاریزاسیون فلز پایه، آلیاژ از همان ابتدا در حالت پسیو قرار دارد و انتقال اکتیو به پسیو در منحنی پلاریزاسیون مشاهده نمی‌شود. در نمونه تحت فرآیند بدون ذرات تقویت‌کننده، مشاهده می‌شود که چگالی جریان خوردگی نسبت به فلز پایه به میزان ۴۳ درصد کاهش یافته است. رفتار خوردگی آلیاژ تحت تأثیر ویژگی‌های ریزساختاری قرار می‌گیرد، که شامل (۱) اندازه و توزیع ذرات فاز ثانویه در زمینه (۲) اندازه دانه زمینه است. جنبه ترمومکانیکی فرآیند اصطکاکی اغتشاشی همه این ویژگی‌های ریزساختاری را تحت تأثیر قرار می‌دهد [۳۵].



شکل ۱۰. نمودار پلاریزاسیون پتانسیودینامیک برای فلز پایه و نمونه‌های FSP شده.

¹ Inter-Granular Corrosion

مکانیزم غالب سایش در نمونه‌های غیر کامپوزیتی از نوع سایش چسبان، و در نمونه کامپوزیتی از نوع سایش خراشان شناسایی گردید.

- حضور نانو ذرات اکسید سریم در ناحیه تحت اغتشاش، سبب بهبود قابل ملاحظه خواص خوردگی، یعنی ایجاد ناحیه پسیو بزرگ و کاهش ۹۵ درصدی چگالی جریان خوردگی (i_{corr}) کامپوزیت حاصل نسبت به فلز پایه شد.

مراجع

1. J. W. Bray, *Aluminum Mill and Engineered Wrought Products, Properties and selection: nonferrous alloys and special purpose materials*, ASM Handbook, ASM International, 2(1999)118-360.
2. M. Sharifitabar, A. Sarani, S. Khorshahian and M. Shafiee Afarani, *Fabrication of Al5052/Al₂O₃ nanoceramic particle reinforced composite via friction stir processing route*, Materials and Design, 32(2011)4164-4172.
3. J. Qu, H. Xu, ZH. Feng, D. Alan Frederick, L. An and H. Heinrich, *Improving the tribological characteristics of aluminum 6061 alloy by surface compositing with sub-micro-size ceramic particles via friction stir processing*, Wear, 271(2011)1940-1945.
4. R.S. Mishra, Z.Y. Ma and I. Charit, *Friction stir processing: a novel technique for fabrication of surface composite*, Materials Science and Engineering A, 341(2003)307-310.
5. R.S. Mishra and Z.Y. Ma, *Friction stir welding and processing*, Materials Science and Engineering R, 50(2005)1-78.
6. E.R.I. Mahmoud, M. Takahashi, T. Shibayanagi and K. Ikeuchi, *Wear characteristics of surface-hybrid-MMCS layer fabricated on aluminum plate by friction stir processing*, Wear, 268(2010)1111-1121.
7. I. Aziz, Z. Qi and X. Min, *Corrosion inhibition of SiCp/5A06 aluminum metal matrix composite by cerium conversion treatment*, Chinese Journal of Aeronautics, 22(2009)670-676.
8. P.M. Ashraf and S.M.A. Shibli, *Reinforcing aluminium with cerium oxide: a new and*

شدن نمودار خوردگی این نمونه به سمت چپ و پایین‌تر از نمودار خوردگی فلز پایه حاکی از عملکرد ذرات CeO_2 بعنوان یک بازدارنده کاتدی است. اشرف و همکاران [۹ و ۸]، اثر مثبت مشابه‌ای از ذرات CeO_2 بر روی رفتار خوردگی زمینه آلومینیمی گزارش نمودند، زمانی که آن‌ها شمش آلومینیمی را ذوب کردند و CeO_2 را با هم زدن مذاب به آن افزودند. مکانیزم‌های بهبود خواص خوردگی توسط افزودن CeO_2 می‌تواند شامل نقش بازدارنده کاتدی، کمک به رشد لایه اکسیدی، محافظ، بهبود پیوستگی و استحکام‌دهی لایه اکسیدی، پایداری بالای این ذرات تقویت‌کننده در محیط‌های بازی و ممانعت از انجام واکنش‌های کاتدی باشد [۷ و ۸، ۳۹-۳۷].

نتیجه‌گیری

در تحقیق حاضر یک نانو کامپوزیت سطحی با افزودن نانو ذرات اکسید سریم بر روی آلیاژ آلومینیم ۵۰۸۳ توسط فرآیند اصطکاکی اغتشاشی ایجاد گردید. مهم‌ترین نتایج بدست آمده به شرح زیر است:

- بررسی‌های ریزساختاری توزیع مناسب ذرات تقویت‌کننده را در زمینه نشان داد. اندازه دانه نمونه کامپوزیتی در مقایسه با اندازه دانه فلز پایه، بطور قابل ملاحظه‌ای کاهش یافت.

- در مقایسه با فلز پایه، در نمونه تحت فرآیند بدون ذرات تقویت‌کننده، سختی بیشتری بدست آمد. حداکثر سختی برای نمونه کامپوزیت $Al5083/CeO_2$ (۱/۲ برابر سختی فلز پایه) بدست آمد.

- بهترین خواص سایشی برای نمونه کامپوزیتی $Al5083/CeO_2$ بدست آمد (بترتیب کاهش ۲۷/۳ درصدی و ۱۳ درصدی حجم سایش یافته در این نمونه نسبت به نمونه فلز پایه و نمونه تحت فرآیند بدون ذرات تقویت‌کننده)، که دلیل آن حضور ذرات تقویت‌کننده و در نتیجه آن، افزایش قابل ملاحظه سختی در این نمونه بود.

producing Cu/SiC metal matrix composites via friction stir processing: Investigating microstructure, microhardness, wear and tensile behavior, Materials Characterization, 62(2011)108-117.

19. S. Soleymani, A. Abdollah-zadeh and S.A. Alidokht, *Microstructural and tribological Properties of Al5083 based surface hybrid composite produced by friction stir processing*, Wear, 278-279(2012)41-47.

20. G.R. Cui, Z.Y. Ma and S.X. Li, *The origin of non-uniform microstructure and its effects on the mechanical properties of a friction stir processed Al-Mg alloy*, Acta Materialia, 57(2009)5718-5729.

21. K. Huang, T. Lui, L. Chen, *Effect of microstructural feature on the tensile properties and vibration fracture resistance of friction stirred 5083 Alloy*, Journal of Alloys and Compounds, 509(2011)7466-7472.

22. Y. S. Sato, S. H. C. Park and H. Kokawa, *Microstructural factors governing hardness in friction-stir welds of solid-solution-hardened Al alloys*, Metallurgical and Materials Transactions A, 32A(2001)3033-3042.

23. P. Asadi, M.K. Besharati Givi, K. Abrinia, M. Taherishargh and R. Salekrostam, *Effects of SiC Particle Size and Process Parameters on the Microstructure and Hardness of AZ91/SiC Composite Layer Fabricated by FSP*, Journal of Materials Engineering and Performance, 20(9)(2011)1554-1562.

24. C. Maxwell Rejil, I. Dinaharanb, S. J. Vijayb and N. Muruganc, *Microstructure and sliding wear behavior of AA6360/(TiC + B₄C) hybrid surface composite layer synthesized by friction stir processing on aluminum substrate*, Materials Science and Engineering A, 552(2012)336-344.

[۲۵] صالحی مهدی، اشرفی زاده فخرالدین، متالورژی سطح و

تریبولوژی، انجمن علوم و تکنولوژی سطح ایران، سال ۱۳۷۴.

26. R. Palanivel, I. Dinaharan, R.F. Laubscher and J. Paulo Davim, *Influence of boron nitride nanoparticles on microstructure and wear behavior of AA6082/TiB₂ hybrid aluminum composites synthesized by friction stir processing*, Materials and Design, 106(2016)195-204.

27. N. Kumar, G. Gautam, R.K. Gautam, A. Mohan and S. Mohan, *Wear, friction and profilometer studies of insitu AA5052/ZrB₂*

effective technique to prevent corrosion in marine environments, Electrochemistry Communications, 9(2007)443-448.

9. P.M. Ashraf and S.M.A. Shibli, *Development of cerium oxide and nickel oxide-incorporated aluminium matrix for marine applications*, Journal of Alloys and Compounds, 484(2009)477-482.

10. L. Yang, X. Pang, G. Fox-Rabinovich, S. Veldhuis and I. Zhitomirsky, *Electrodeposition of cerium oxide films and composites*, Surface & Coatings Technology, 206(2011)1-7.

11. J.Q. Su, T.W. Nelson and C.J. Sterling, *Microstructure evolution during FSW/FSP of high strength aluminum alloys*, Materials Science and Engineering A, 405(2005)277-286.

12. P.B. Prangnell and C.P. Heason, *Grain structure formation during friction stir welding observed by the stop action technique*, Acta Materialia, 53(2005)3179-3192.

13. J.Q. Su, T.W. Nelson, R. Mishra and M. Mahoney, *Microstructural investigation of friction stir welded 7050-T651 aluminium*, Acta Materialia, 51(2003)713-729.

14. T. R. McNelley, S. Swaminathan and J.Q. Su, *Recrystallization mechanisms during friction stir welding/processing of aluminum alloys*, Scripta Materialia, 58(2008)349-354.

15. A. Dolatkhan, P. Golbabaie, M. K. Besharati Givi and F. Molaiekiya, *Investigating effects of process parameters on microstructural and mechanical properties of Al5052/SiC metal matrix composite fabricated via friction stir processing*, Materials and Design, 37(2012)458-464.

16. L.B. Johannes, I. Charit, R.S. Mishra and R. Verma, *Enhanced superplasticity through friction stir processing in continuous cast AA5083 aluminum*, Materials Science and Engineering A, 464(2007)351-357.

17. M.A. García-Bernal, R.S. Mishra, R. Verma and D. Hernández-Silva, *Hot deformation behavior of friction-stir processed strip-cast 5083 aluminum alloys with different Mn contents*, Materials Science and Engineering A, 464(2007)351-357.

18. M. Barmouza, M. K. Besharati Givi and J. Seyfi, *On the role of processing parameters in*

605.

37. X. Yu, C. Cao, Z. Yao, D. Zhou, and Z. Yin, *Study of double layer rare earth metal conversion coating on aluminum alloy LY12*, Corrosion Science, 2001(43)1283-1294.
38. M. Bethencourt, F. J. Botana, J. J. Calvino, M. Marcos and M.A.R. chacon, *Lanthanide compounds as environmentally friendly corrosion inhibitors of aluminium alloys: a review*, Corrosion Science, 40(11)(1998)1803-1819.
39. T. N. Rhys-Jones, H. J. Grabke and H. Kudielka, *The effects of various amounts of alloyed cerium and cerium oxide on the high temperature oxidation of Fe-10Cr and Fe-20Cr alloys*, Corrosion Science, 27(1)(1987)49-73.

- composites*, Tribology International, <http://dx.doi.org/10.1016/j.triboint.2016.01.036>.
28. M. Narimani, B. Lotfi and Z. Sadeghian, *Evaluation of the microstructure and wear behaviour of AA6063-B₄C/TiB₂ mono and hybrid composite layers produced by friction stir processing*, Surface & Coatings Technology, 285(2016)1-10.
29. R. Hashemi and G. Hussain, *Wear performance of Al/TiN dispersion strengthened surface composite produced through friction stir process: a comparison of tool geometries and number of passes*, Wear, <http://dx.doi.org/10.1016/j.wear.2014.11.024>
30. S.H. Aldajah, O.O. Ajayi, G.R. Fenske and S. David, *Effect of friction stir processing on the tribological performance of high carbon steel*, Wear, 267(2009)350-355.
31. A.M. Hassan, A.T. Mayyas, A. Alrashdan and M.T. Hayajneh, *Wear behavior of Al-Cu and Al-Cu/SiC components produced by powder metallurgy*, Journal of Material Science, 43(2008)5368-5375.
32. M. Trueba and S. P. Trasatti, *Study of Al alloy corrosion in neutral NaCl by the pitting scan technique*, Materials Chemistry and Physics, 121(2010)523-533.
33. A. Aballe, M. Bethencourt, F. J. Botana, M. J. Cano and M. Marcos, *Influence of the cathodic intermetallics distribution on the reproducibility of the electrochemical measurements on AA5083 alloy in NaCl solutions*, Corrosion Science, 45(2003)161-180.
34. Y. Yang and T. Allen, *Direct visualization of β phase causing intergranular forms of corrosion in Al-Mg alloys*, Materials Characterization, 80(2013)76-85.
35. G. R. Argade, K. Kandasamy, S. K. Panigrahi and R. S. Mishra, *Corrosion behavior of a friction stir processed rare-earth added magnesium alloy*, Corrosion Science, 58(2012)321-326.
36. G.S. Frankel, *Pitting Corrosion, Corrosion: fundamentals, testing, and protection*, ASM Handbook, ASM International, 13A(2003)590-