بررسی تأثیر فرایند اصطکاکی اغتشاشی و عملیات حرارتی T6 بر خواص سایشی منطقه روکش‌کاری شده آلیاژ ریختگی AZ۹۱C

سید بهزاد حسنی[۱*]، فتح ا... کریم‌زاده[۱]، محمدحسین عنایتی[۱] و منصور برونی[۲]

۱- دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی اصفهان

۲- شرکت صنایع هواپیماسازی ایران (هسا)، شاهین شهر

(دریافت مقاله: ۱۳۹۳/۰۶/۰۹- دریافت نسخه نهایی: ۱۳۹۴/۰۳/۱۶)

چکیده - در این پژوهش از فرایند جوش‌کاری قوسی تنگستن برای روکش‌کاری[۱] و ترمیم سطح آلیاژ ریختگی منیزیم AZ۹۱C استفاده شد. در ادامه برای بررسی تأثیر بهبود خواص ریزساختاری بر خواص سایشی، فرایند اصطکاکی اغتشاشی و عملیات حرارتی T6 بر ناحیه روکش‌کاری شده، اعمال شد. نتایج ریزسختی سنجی گویای افزایش میانگین سختی با فرایند روکش‌کاری و سپس افزایش سختی ناحیه روکش‌کاری شده با فرایند اصطکاکی اغتشاشی و در نهایت افزایش بیشینه میانگین سختی در ناحیه روکش‌کاری شده پس از اعمال عملیات حرارتی T6 بود. نتایج آزمون سایش نشان داد فرایند روکش‌کاری موجب بهبود خواص سایشی آلیاژ شده است. پس از اعمال فرایند اصطکاکی اغتشاشی بر ناحیه روکش‌کاری شده، بهبود بیش‌تری در مقاومت سایش ناحیه روکش‌کاری شده حاصل شد. در نهایت بهترین خواص سایشی با اعمال عملیات حرارتی به‌دست آمد.

واژگان کلیدی: روکش‌کاری، ترمیم، فرایند اصطکاکی اغتشاشی، عملیات حرارتی، سایش

[DOR: 20.1001.1.2251600.1395.35.1.9.9]

Effects of Friction Stir Processing and T6 Heat Treatment on Wear Properties of Weld Metal of Cast AZ91C Alloy

B. Hassani[1*], F. Karimzadeh[1], M. Enayati[1] and M. Borouni[2]

1- Department of Materials Engineering, Isfahan University of Technology, Isfahan, Iran
2- Iran Aircraft Manufacturing Company (HESA), Shahinshahr, Isfahan, Iran

* مسئول مکاتبات پست الکترونیکی: bh_metal84@yahoo.com

[DOI: 10.18869/acadpub.jame.35.1.99]

Abstract: *In this study, TIG welding was used to clad and repair the surface of cast AZ91C magnesium alloy. Then, friction stir processing and T6 heat treatment wrer applied on the welded region. Microhardness results showed an improvement in the mean hardness of welded zone and also FSPed zone. Increase in the mean microhardness of the welded zone after T6 heat treatment to the maximum value was also concluded. The results of wear test showed that the wear resistance of the welded area was improved. Further improvement in wear properties was obtained after friction stir processing and T6 heat treatment.*

Keywords: *Clad, Repair, Friction stir processing, Heat treatment, Wear*

۱- مقدمه

امروزه مواد با خواص تریبولوژی بهبود یافته به‌عنوان یک نیاز در طراحی‌های مهندسی پیشرفته مورد توجه قرار گرفته‌اند [۱]. آلیاژهای منیزیم به‌دلیل نسبت استحکام به وزن بالا و در پی آن صرفه اقتصادی در به‌کار بردن این آلیاژها در تأسیسات، ازجمله فلزات مهم صنعتی به‌شمار می‌روند [۲-۴]. خواص سطحی ضعیف آلیاژهای منیزیم همچون خواص سایشی منجر به محدود شدن کاربرد این آلیاژها شده است. وجود عیوب ریخته‌گری همچون انواع تخلخل‌ها منجر به تخریب و افت زودرس خواص این آلیاژها شده، استفاده این آلیاژها در صنعت را نامناسب می‌سازد [۵].

هرچند تاکنون پژوهش‌های بسیاری در مورد رفتار سایشی آلیاژهای مختلف منیزیم انجام شده است، در این میان پژوهش اندکی بر روی بهبود خواص سایشی آلیاژهای منیزیم AZ۹۱ انجام گرفته است. دبرزانسکی[۲] و همکاران [۶] رفتار سایشی آلیاژ ریختگی منیزیم AZ۹۱ را تحت عملیات حرارتی پیرسختی و انواع مختلف عملیات حرارتی انحلالی مورد مطالعه قرار دادند و با رسیدن به‌کاهش جرم کم‌تر توسط عملیات حرارتی خواص سایشی این آلیاژ را بهبود دادند. آرورا[۳] و همکاران [۵]رفتار سایشی آلیاژ منیزیم AE42 را تحت شرایط ریختگی و پس از اعمال فرایند اصطکاکی اغتشاشی مورد بررسی قرار دادند. فرایند اصطکاکی اغتشاشی منجر به‌کاهش قابل‌توجه نرخ سایش شد که ریزدانه شدن ریزساختار و به‌دنبال آن افزایش سختی، انعطاف‌پذیری و قابلیت کارسختی به‌عنوان دلیل بهبود خواص سایشی گفته شد. در این پژوهش برای بهبود خواص سایشی آلیاژ ریختگی منیزیم AZ۹۱C، از جوش‌کاری ترمیمی به‌صورت روکش‌کاری با جوش‌کاری قوسی تنگستن، عملیات حرارتی T6 و فرایند اصطکاکی اغتشاشی بر روی ناحیه روکش‌کاری شده آلیاژ ریختگی منیزیم AZ۹۱C استفاده شد و سپس خواص سایشی آن مورد ارزیابی قرار گرفت.

۲- مواد و روش پژوهش

در این پژوهش صفحه‌های منیزیمی دارای ابعاد ۱۰×۱۰۰×۱۵۰ میلی‌متر که با روش ریخته‌گری ماسه‌ای تهیه‌شده بود مورد استفاده قرار گرفت.

برای متالوگرافی نمونه‌ها، پس از مانت سرد، سنباده‌زنی و پولیش توسط پودر آلومینا انجام گرفت. سپس برای بررسی ریزساختار با میکروسکوپ نوری، نمونه تحت تاثیر محلول شامل ۴/۲ گرم اسید پیکریک، ۱۰ میلی‌لیتر اسید استیک، ۷۰ میلی‌لیتر آب مقطر و ۷۰ میلی‌لیتر اتانول، به مدت ۱ الی ۳ ثانیه مورد حکاکی قرار گرفت. برای بررسی فازی نمونه‌ها در اثر اعمال فرایندهای مختلف، از دستگاه تفرق اشعه x مدل (Philips xpert-MDDsystem) استفاده شد و نمونه‌ها در ولتاژ ۳۰ ولت به‌مدت یک ساعت در معرض اشعه قرار گرفتند.

برای بررسی تغییرات سختی پس از اعمال فرایندهای مختلف و هم‌چنین مقایسه تغییرات سختی در هر حالت، از آزمون ریزسختی سنجی استفاده شد. در تمامی آزمایش‌های ریزسختی بار اعمالی معادل ۱۰۰۰ گرم بود که به مدت ۱۵ ثانیه برای هر نقطه اعمال می‌شد.

عملیات جوش‌کاری توسط پرکننده‌هایی از جنس AZ۹۱C با قطر ۳/۲ میلی‌متر تحت محافظت گاز آرگون و به‌گونه خودکار توسط دستگاه جوش‌کاری قوسی تنگستن با شدت جریان معادل ۱۱۰ آمپر و سرعت خطی ۱ سانتی‌متر بر دقیقه انجام شد.

[DOR: 20.1001.1.2251600.1395.35.1.9.9]
[DOI: 10.18869/acadpub.jame.35.1.99]

ابزار مورد استفاده برای انجام فرایند اصطکاکی اغتشاشی در این پژوهش از جنس فولاد ابزارH13 با شانه استوانه ای به قطر ۱۸ میلی‌متر و دارای تقعر به زاویه ۷ درجه بود. انتهای شانه شامل پین استوانه‌ای به قطر ۶ میلی‌متر و ارتفاعی معادل با ۴/۵ میلی‌متر دارای چهار شیار به‌فاصله ۱ میلی‌متر انتخاب شد. برای ایجاد سختی و استحکام بالای پین، ابزار ماشین‌کاری شده در دمای ۱۱۰۰ درجه سانتی‌گراد آنیل و سپس در روغن سرد شد.

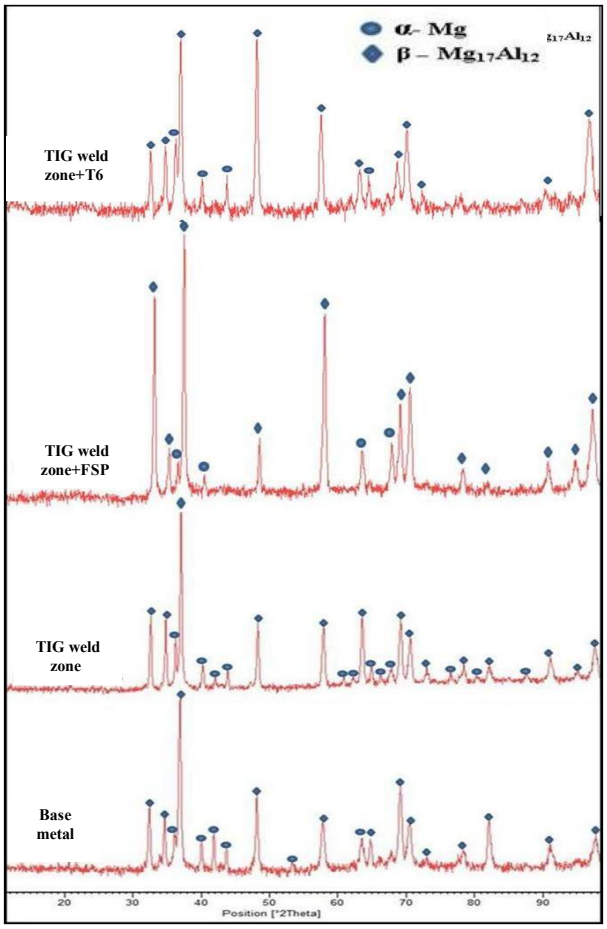
با توجه به پژوهش‌های صورت گرفته بر روی آلیاژ AZ91C [۷، ۸]، فرایند اصطکاکی اغتشاشی با پارامترهای بهینه شامل سرعت چرخشی ۱۰۰۰ دور بر دقیقه و سرعت خطی ۵۰ میلی‌متر بر دقیقه انجام شد. هم‌چنین ابزار در حین کار دارای زاویه ۳ درجه با محور عمودی بود.

برای انجام عملیات حرارتی T6 نمونه‌ها به‌مدت ۱۶ ساعت در دمای ۴۱۳ درجه سانتی‌گراد در کوره تحت محافظت گاز آرگون مورد عملیات آنیل انحلالی و سپس در دمای ۲۱۶ درجه سانتی‌گراد و به‌مدت ۴ ساعت تحت عملیات پیرسختی قرار گرفت.

آزمون سایش توسط دستگاه سایش رفت و برگشتی صورت پذیرفت. بار اعمالی برای این آزمون معادل ۱۰ نیوتن در مسافت نهایی معادل۲۰۰۰ متر انتخاب شد. کاهش وزن نمونه‌ها در بازه‌های ۲۰۰ متری از ابتدا تا انتهای مسیر توسط ترازوی با دقت 10^{-4} گرم اندازه‌گیری شد. پین سایش مورد استفاده از جنس فولاد ابزار ۵۲۱۰۰ با سختی ۶۲ راکول سی و به قطر ۵ میلی‌متر بود. طول مسیر سایش ۴ سانتی‌متر و سرعت خطی پین روی نمونه برابر با ۰/۱ متر بر ثانیه انتخاب شد

۳- بحث و نتایج

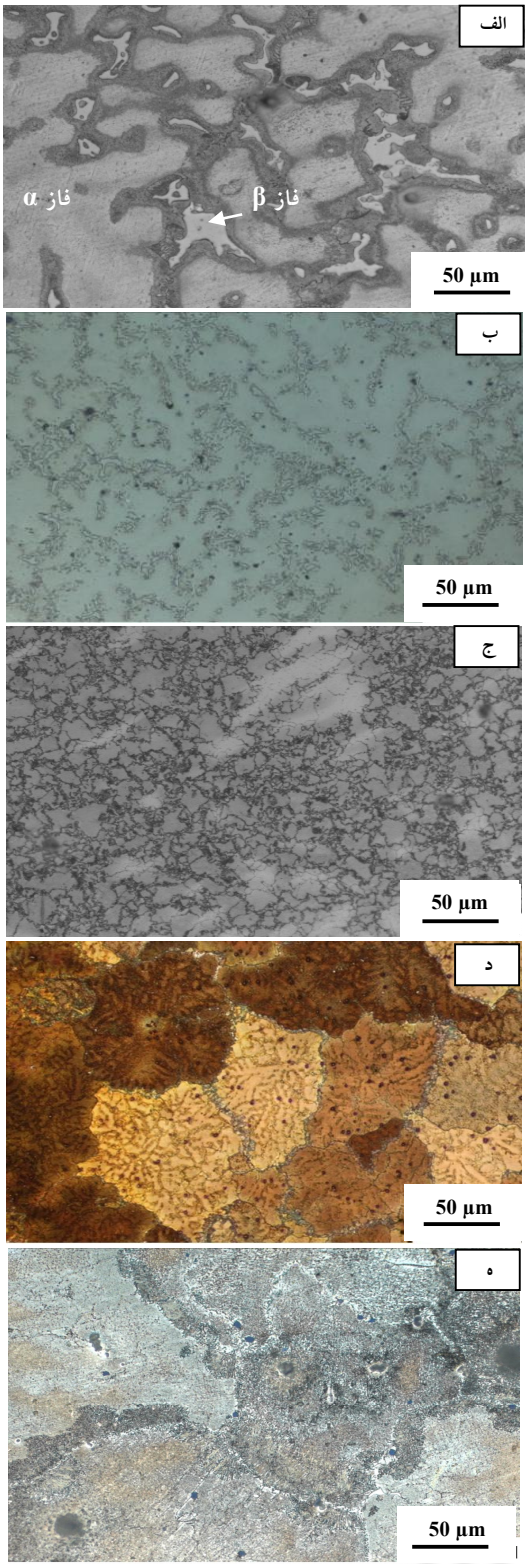
مطابق با الگوی پراش پرتوی ایکس ارائه شده در شکل ۱ و بررسی‌های مختلف انجام شده برروی این آلیاژ [۷]فازهای α-Mg و β-$Mg_{17}Al_{12}$ به‌عنوان فازهای اصلی در ریزساختار مناطق مختلف شناسایی شد.



شکل ۱- حضور فازهای α–Mg و β–$Mg_{17}Al_{12}$ در الگوی پراش اشعه ایکس از سطح تمامی نمونه‌ها

تصاویر متالوگرافی از نواحی مختلف در شکل ۲ ارائه شده است. مطابق با تصویر (الف) این شکل، ریزساختار دندریتی شامل شبکه پیوسته رسوبات فاز ثانویه β–$Mg_{17}Al_{12}$ از خصوصیات فلز پایه است [۷، ۸]. تصویر (ب) شکل ۲ نشانگر ساختار به‌هم‌ریخته شامل رسوبات ریز و سوزنی شکل در ریزساختار ناحیه روکش‌کاری شده است. چنانچه شکل ۲- ج نشان می‌دهد ریز شدن دانه‌ها و انحلال فاز β و در پی آن همگن شدن ریزساختار، از اثرات اعمال فرایند اصطکاکی اغتشاشی بر ناحیه بوده است. هم‌چنین انحلال چشم‌گیر فاز β به‌وسیله عملیات حرارتی، با کاهش شدت قله‌ها در الگوی پراش اشعه ایکس مربوط به ناحیه روکش‌کاری شده پس از فرایند اصطکاکی اغتشاشی مشهود است.

[DOR: 20.1001.1.2251600.1395.35.1.9.9]
[DOI: 10.18869/acadpub.jame.35.1.99]



شکل ۲- ریزساختار الف) آلیاژ ریختگی، ب) ناحیه روکش‌کاری شده، ج) ناحیه روکش‌کاری شده پس از FSP، د) فلز پایه پس از عملیات حرارتی و ه) ناحیه روکش‌کاری شده پس از عملیات حرارتی

بررسی‌های مختلف ریز شدن دانه‌های آلیاژهای منیزیم را ناشی از وقوع تبلور مجدد دینامیکی دانسته‌اند [۹]. هم‌چنین با توجه به اینکه قطعات منیزیمی پس از فرایند ریختگی مورد عملیات حرارتی قرار می‌گیرند، تأثیر عملیات حرارتی T6 بر نمونه‌های جوش‌کاری شده این آلیاژ نیز مورد بررسی قرار گرفت.

چنانچه در شکل ۲- د مشاهده می‌شود، در ریزساختار فلز پایه، رسوبات فاز β به‌گونه چشم‌گیری حل شده‌اند و در پی رخداد تبلور مجدد در حین عملیات حرارتی T6 اندازه دانه‌های آن به‌شدت کاهش یافته است که به‌طور میانگین ۵۰ میکرومتر تخمین زده می‌شود. این در حالی است که مطابق با شکل ۲- ه ساختار منطقه روکش‌کاری شده پس از عملیات حرارتی T6 دچار رشد بی‌رویه دانه‌ها شده، رسوبات فاز ثانویه β-$Mg_{17}Al_{12}$ در مرز دانه‌ها به‌طور چشم‌گیری انحلال یافته است. به‌عبارتی تنش‌های پسماند پس از جوش‌کاری در حین عملیات حرارتی منجر به‌وقوع تبلور مجدد زودرس در ناحیه روکش کاری شده، در ادامه رشد چشم‌گیر دانه‌ها در طول مدت عملیات حرارتی به‌وقوع پیوسته است.

انحلال چشم‌گیر فاز β در ناحیه روکش کاری شده پس از اعمال عملیات حرارتی، با کاهش شدت قله‌های مربوط به فاز β در شکل ۱ مشهود است.

برای بررسی اثر روکش‌کاری بر ریزساختار آلیاژ ریختگی منیزیم AZ۹۱C و سپس ارزیابی تأثیر فرایند اصطکاکی اغتشاشی و عملیات حرارتی T6 بر روی آن، سختی سنجی بر روی نواحی اشاره شده صورت گرفت و میانگین مقادیر سختی برای هر ناحیه در جدول ۱ ارائه شده است. چنانچه دیده می‌شود میانگین میزان سختی فلز پایه پس از عملیات حرارتی به‌طور قابل ملاحظه‌ای افزایش یافته است که ریز شدن ریزساختار و عملیات رسوب سختی از دلایل عمده آن است. هم‌چنین سختی منطقه روکش کاری شده دارای افزایش اندکی نسبت به فلز پایه بوده که ناشی از نرخ بالای سرمایش ناحیه روکش کاری شده و ریزتر شدن ریزساختار

[DOR: 20.1001.1.2251600.1395.35.1.9.9]
[DOI: 10.18869/acadpub.jame.35.1.99]

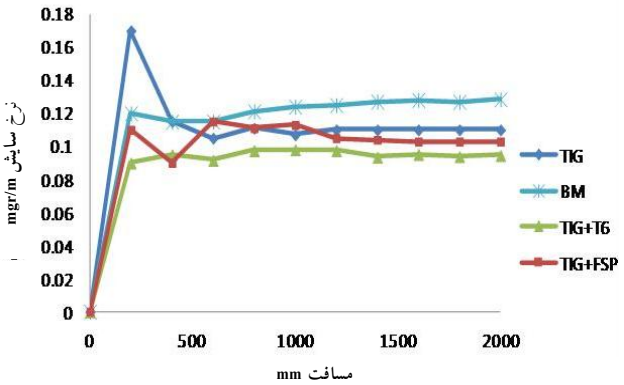
جدول ۱- میانگین مقادیر سختی برای نواحی مختلف قبل از آزمون سایش

ناحیه	فلز پایه	فلز پایه پس از عملیات حرارتی T6	ناحیه روکش کاری شده	ناحیه روکش کاری شده پس از FSP	ناحیه روکش کاری شده پس از عملیات T6
میانگین سختی (ویکرز)	۹۱+۴	۶۳+۷	۶۷+۵	۷۸+۳	۸۹+۵

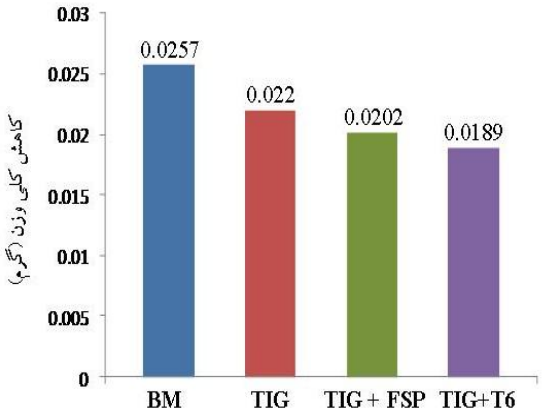
آن نسبت به فلز پایه و حضور بیش‌تر فاز سخت β–$Mg_{17}Al_{12}$ در مرز دانه‌های ریزساختار ناحیه روکش کاری شده است. میانگین میزان سختی در ناحیه روکش کاری شده پس از اعمال فرایند اصطکاکی اغتشاشی افزایش قابل‌ملاحظه‌ای را نشان داده که ریز شدن دانه‌ها مطابق با رابطه هال- پچ دلیل عمده آن است.

ناحیه روکش‌کاری شده پس از عملیات حرارتی باوجود رشد بی‌رویه دانه‌ها دارای مقدار میانگین سختی ۸۹ ویکرز بود که تفاوت اندکی با فلز پایه مجاور آن دارد. رسوب و توزیع یکنواخت انواع فازهای ثانویه سخت‌تر β–$Mg_{17}Al_{12}$ در سرتاسر ماده توسط مرحله پیرسازی عملیات حرارتی T6 می‌تواند دلیل اصلی افزایش قابل‌توجه سختی در فلز پایه و ناحیه روکش‌کاری شده و نیز غلبه آن بر تأثیر معکوس فرایند رشد دانه‌ها بر سختی ماده در ناحیه روکش کاری شده، بوده باشد [۱۰، ۱۱]

چنانچه اشاره شد، منیزیم و آلیاژهای آن دارای مقاومت به سایش پایینی است. از این‌رو ابتدا برای بررسی تأثیر فرایند جوش‌کاری ذوبی ترمیمی به‌صورت روکش‌کاری و سپس بررسی اعمال فرایند اصطکاکی اغتشاشی و عملیات حرارتی بر ناحیه روکش‌کاری شده، نمودار نرخ سایش برحسب مسافت طی شده و نیز نمودار ستونی کاهش کلی جرم برای هر نمونه به ترتیب در شکل‌های ۳ و ۴ ارائه شده است. چنانچه نمودار شکل ۳ نشان می‌دهد نرخ سایش بیشینه و روند صعودی در نرخ سایش برای فلز پایه قابل مشاهده بوده که نشانگر تمایل کم فلز پایه به کارسختی و رسیدن به‌حالت پایدار با توجه به تردی بالای آن است. کاهش در نرخ سایش ناحیه روکش‌کاری شده در طول کل مسیر (شکل ۴) نشانگر بهبود



شکل ۳- نمودار نرخ سایش برحسب مسافت طی‌شده فلز پایه، ناحیه روکش‌کاری شده، ناحیه روکش‌کاری شده پس از عملیات حرارتی و ناحیه روکش‌کاری شده پس از فرایند اصطکاکی اغتشاشی



شکل ۴- نمودار کاهش کلی جرم برای حالت‌های مختلف پس از طی ۲۰۰۰ متر

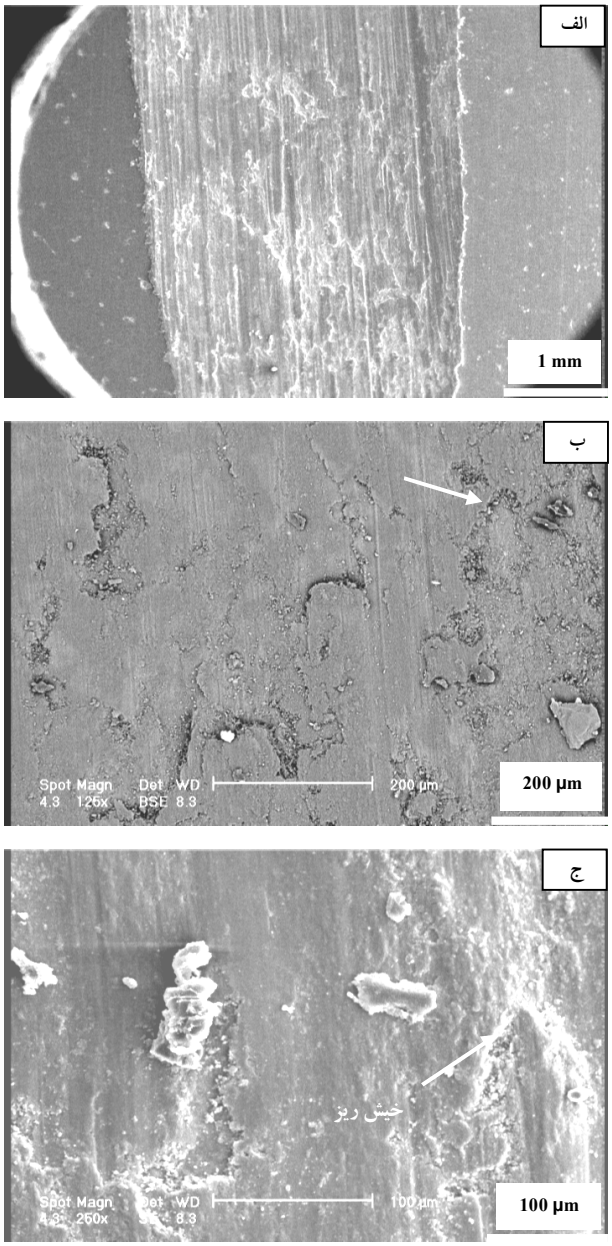
مقاومت به سایش این منطقه نسبت به فلز پایه بوده است. نمودار مربوط به ناحیه روکش‌کاری شده پیش و پس از فرایند اصطکاکی اغتشاشی پس از طی مسافت حدود ۱۲۰۰ متر به حالت پایدار رسیده است که افزایش میزان انعطاف‌پذیری در

[DOR: 20.1001.1.2251600.1395.35.1.9.9]
[DOI: 10.18869/acadpub.jame.35.1.99]

این دو ناحیه، و لذا قابلیت ایجاد کارسختی و افزایش استحکام توسط تسهیل تحرک نابجایی‌ها در لایه سطحی و تجمع آن و رسیدن به‌حالت پایدار را می‌توان دلیل این امر دانست [۱۰-۱۳]. کاهش کلی نرخ سایش به‌ویژه در منطقه پایدار در نمودار نرخ سایش مربوط به ناحیه روکش‌کاری شده پیش و پس از فرایند اصطکاکی اغتشاشی را می‌توان به افزایش سختی حاصله با جوش‌کاری و در ادامه فرایند اصطکاکی اغتشاشی نسبت داد. هم‌چنین افزایش قابلیت کارسختی و میزان استحکام توسط عملیات جوش‌کاری و افزایش چشم‌گیر دوباره آن توسط فرایند اصطکاکی اغتشاشی، را می‌توان از دلایل دیگر بهبود در خواص سایشی بیان نمود [۲]. از سوی دیگر کاهش تعداد حفرات و اندازه آن پس از اعمال فرایند اصطکاکی اغتشاشی نیز تاثیر زیادی در جلوگیری از وقوع و اشاعه ترک‌ها در زیر سطوح سایش و در پی آن افزایش مقاومت به سایش داشته است.

بیشترین تأثیر در بهبود رفتار سایشی مربوط به منطقه روکش‌کاری شده پس از عملیات حرارتی بود به‌گونه‌ای که از همان ابتدا دارای نرخ سایش پایین‌تری نسبت به ناحیه روکش کاری شده قبل و پس از فرایند اصطکاکی اغتشاشی بود. نوسان کم‌تر و پایداری نمودار نرخ سایش درکل مسیر طی شده با توجه به اینکه این ناحیه دارای بیشینه مقدار میانگین سختی توسط آزمون سختی سنجی است و با در نظر گرفتن این امر که معمولاً در سایش خراشان میزان سختی سطح به‌عنوان مهم‌ترین عامل در مقاومت سایشی ماده به‌شمار می‌رود [۵، ۱۴-۱۶]، از این‌رو مشاهده بهترین رفتار سایشی در این ناحیه منطقی به‌نظر می‌رسد.

برای توجیه رفتار سایشی فلز پایه، تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از سطوح و براده‌های حاصله از آزمون سایش در شکل ۵ ارائه شده است. در ریخت سطح سایش فلز پایه علاوه بر چیره بودن مکانیزم سایش خراشان به‌صورت شیارهای هم‌راستا، کندگی‌های فراوانی نیز مشاهده می‌شود که با مشاهده تصویر (ب) مربوط به سطح سایش این آزمون، کندگی مشاهده‌شده می‌تواند نشان‌دهنده مکانیزم سایش



شکل ۵- تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از سطح سایش فلز پایه در بزرگ‌نمایی‌های مختلف

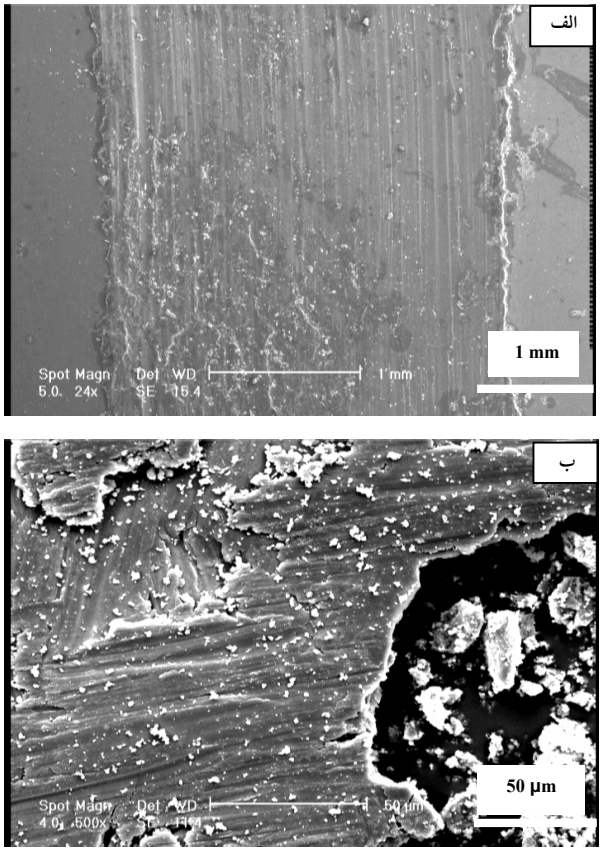
خراشان از نوع ترک ریز بوده باشد. درواقع افزایش در تنش برشی بر روی سطح ماده منجر به ایجاد ترک و گسترش آن و کنده شدن ماده به‌صورت ترک ریز شده که با توجه به میزان انعطاف‌پذیری کم‌تر فلز پایه به نسبت حالات دیگر، مکانیزم سایش به‌طور عمده از نوع خراشان تلقی می‌شود. هم‌چنین وجود برآمدگی در انتهای شیار که در تصویر (ب) و در

[DOR: 20.1001.1.2251600.1395.35.1.9.9]
[DOI: 10.18869/acadpub.jame.35.1.99]

بزرگ‌نمایی بالاتر در تصویر (ج) شکل ۵ با علامت نشان داده شده، نشان‌گر تجمع ماده بوده و می‌تواند به دلیل وقوع مکانیزم سایش خراشان از نوع خیش ریز بوده باشد. کندگی‌های زیاد در سطح سایش فلز پایه در مقایسه با دیگر سطوح سایش را می‌توان به استحکام بسیار پایین‌تر و تردی بالاتر آن نسبت به بقیه سطوح، با توجه به تردی آلیاژ ریختگی دانست که باعث تسهیل در ایجاد ترک‌ها در زیر سطوح و اشاعه و به‌هم پیوستن آن‌ها و ایجاد مکانیزم سایش خراشان از نوع ترک ریز شده است. هم‌چنین با توجه به حرکت رفت و برگشتی پین بر روی سطح و میزان بالای کندگی سطح نمونه وقوع مکانیزم ترک ریز محتمل‌تر به نظر می‌رسد.

تصاویر میکروسکوپی الکترونی از سطح سایش ناحیه روکش‌کاری شده در شکل۶ نشانگر کاهش در میزان کندگی نسبت به فلز پایه بوده، چیره بودن مکانیزم سایش خراشان در این تصاویر به‌خوبی ملاحظه می‌شود. با توجه به افزایش میانگین سختی به‌دست‌آمده برای ناحیه روکش‌کاری شده، افزایش مقاومت این سطوح در برابر ایجاد و گسترش ترک‌ها در زیر سطوح سایش و کاهش سایش خراشان از نوع ترک ریز قابل توجیه است. تصویر (ب) در این شکل نشانگر براده‌های سایش روکش‌کاری شده است که شیارهای روی آن حاکی از غالب بودن مکانیزم سایش خراشان است.

کمترین میزان کاهش جرم در آزمون سایش مربوط به نمونه‌ای است که پس ازروکش‌کاری تحت عملیات حرارتی T6 قرارگرفته است. همان‌گونه که تصاویر شکل ۷ نشان می‌دهند مکانیزم سایش چیره در این ناحیه، از نوع خراشان بوده که با توجه به بیشینه بودن میانگین سختی این ناحیه نسبت به فلز پایه و ناحیه روکش‌کاری شده، حداقل کندگی و عدم حضور ترک‌های ریز محتمل است. مقاومت سایشی خراشان عموماً با سختی سطح بیان می‌شود درصورتی‌که می‌بایست تأثیر پدیده کارسختی یا سختی سطوح ساییده شده نیز در نظر گرفته شود [۱۴]. بیشینه بودن میانگین سختی این منطقه قبل از اعمال آزمون سایش نسبت به

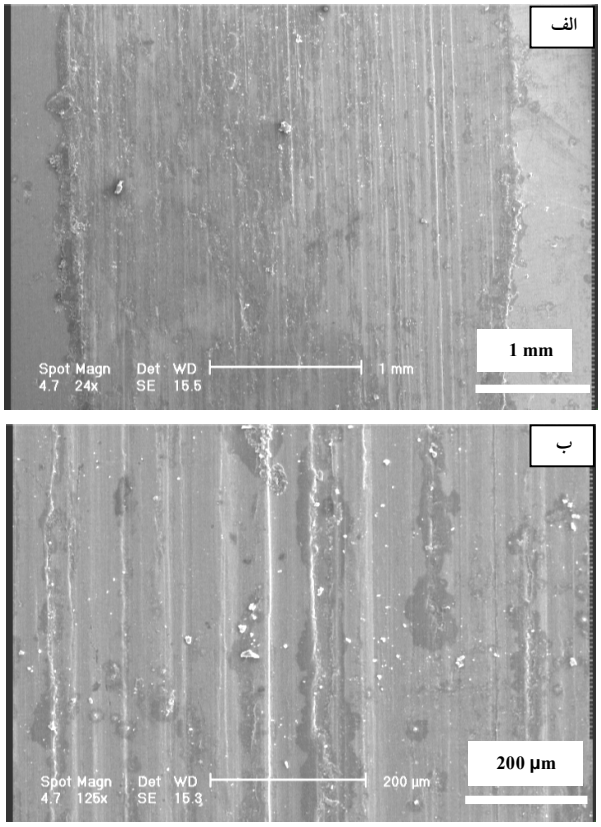


شکل ۶- تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از الف) سطح سایش منطقه روکش‌کاری شده و ب) براده‌های سایش ایجاد شده تحت بار ۱۰ نیوتن

مناطق دیگر را می‌توان دلیل کاهش جرم کمینه این ناحیه در طول آزمون دانست. بیشینه بودن مقدار سختی مربوط به این منطقه نسبت به ناحیه روکش‌کاری شده را می‌توان دلیلی بر حضور کم‌تر کندگی و سایش ورقه‌ای در سطوح سایش این منطقه بیان نمود.

تأثیر فرایند اصطکاکی اغتشاشی بر ناحیه روکش‌کاری شده را می‌توان با توجه به‌حضور مناطق کنده شده به‌صورت لایه‌ای و نیز انباشته شدن و لهیدگی ماده در راستایی متفاوت از راستای شیارهای مربوط به سایش خراشان، که در شکل ۶- ب نشان‌گذاری شده، مشاهده نمود. درواقع ناهمگونی‌های سطحی درگیر میان پین و سطح قطعه تغییر شکل داده است و به‌صورت لهیدگی ماده بر روی سطح ظاهرشده است که منجر

[DOR: 20.1001.1.2251600.1395.35.1.9.9]
[DOI: 10.18869/acadpub.jame.35.1.99]

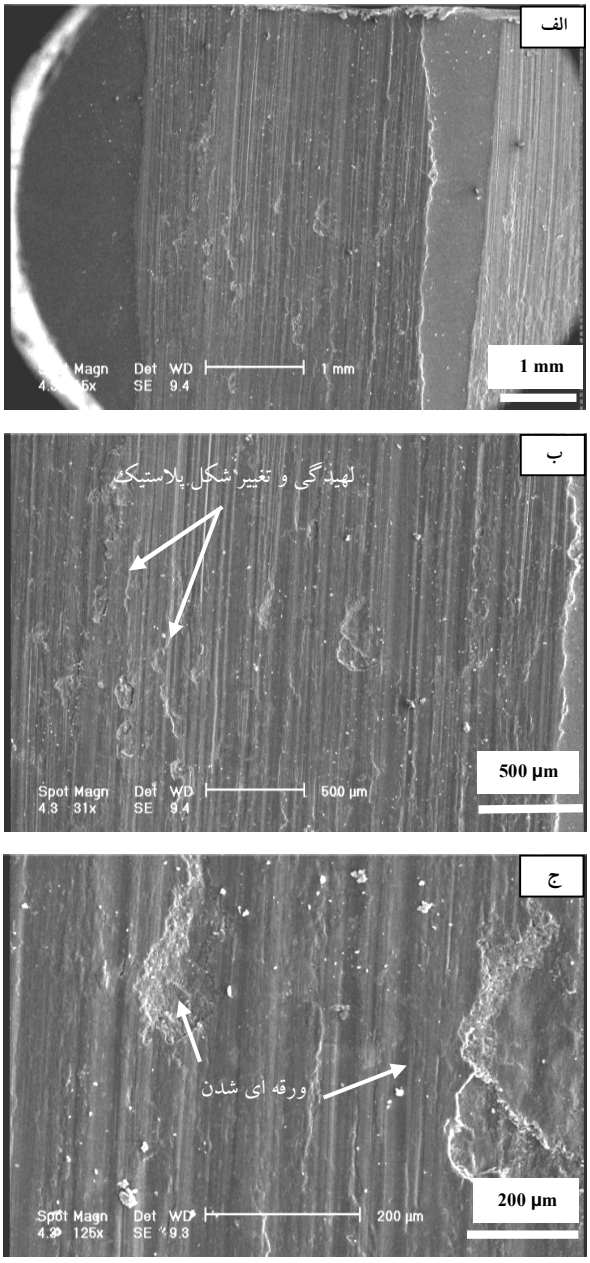


شکل ۷- تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از سایش منطقه روکش‌کاری شده پس از عملیات حرارتی تحت بار ۱۰ نیوتن در بزرگ‌نمایی‌های مختلف

به کاهش درگیری مکانیکی و بهبود مقاومت سایشی به‌ویژه در مرحله سایش پایدار (مسافت‌های بالاتر از ۱۲۰۰ متر) شده است. افزایش انعطاف‌پذیری ماده و نیز قابلیت کارسختی کسب شده پس از اعمال فرایند اصطکاکی اغتشاشی را می‌توان دلیل این امر دانست. حضور ملموس کندگی‌های ناشی از سایش ورقه‌ای (شکل ۸- ج) نیز گویای افزایش قابلیت ماده برای ایجاد کار سختی و تسهیل در تحرک و انباشتگی نابجایی‌ها در ریز سطوح سایش، بوده است [۱۶].

۴- نتیجه‌گیری

نتایج سختی‌سنجی افزایش میانگین سختی پس از روکش‌کاری و سپس اعمال فرایند اصطکاکی اغتشاشی و عملیات حرارتی را نشان داد. بررسی نمودارهای نرخ سایش بهبود خواص سایش



شکل ۸- تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از سطح سایش منطقه روکش‌کاری شده پس از فرایند اصطکاکی اغتشاشی تحت بار ۱۰ نیوتن در بزرگ‌نمایی‌های مختلف

در ناحیه روکش‌کاری شده نسبت به فلز پایه و سپس بهبود آن توسط فرایند اصطکاکی اغتشاشی و عملیات حرارتی T6 را نشان داده به‌گونه‌ای که ناحیه عملیات حرارتی شده با بالاترین سختی دارای بهترین خواص سایشی بود. افزایش سختی با اعمال فرایندهای مختلف و ایجاد کارسختی بر روی سطح در

[DOR: 20.1001.1.2251600.1395.35.1.9.9]
[DOI: 10.18869/acadpub.jame.35.1.99]

حین آزمون سایش، و در پی آن رسیدن به حالت پایدار در نرخ سایش، به‌عنوان دلیل بهبود خواص سایشی عنوان شد. با بررسی تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی مکانیزم سایش خراشان به‌عنوان مکانیزم چیره سایش شناخته شد درحالی‌که در منطقه روکش‌کاری شده پس از عملیات اصطکاکی اغتشاشی عمل‌کرد مکانیزم سایش ورقه‌ای نیز مشاهده شد.

واژه نامه

1. cladding
2. Dobrzański
3. Arora

مراجع

1. Alidokht, S.A., Abdollah-Zadeh, A., Soleymani, S. and Assadi, H., "Microstructure and Tribological Performance of an Aluminum Alloy Based Hybrid Composite Produced by Friction Stir Processing", *Materials and Design*, Vol. 32, pp. 2727–2733, 2011.
2. Zafari, A., Ghasemi, H.M. and Mahmudi, R., "Effect of Rare earth Elements Addition on the Tribological Behavior of AZ91D Magnesium Alloy at Elevated Temperatures", *Wear*, Vol. 303 pp. 98–108, 2013.
3. Kulekci, M. and Kulekci, K., "Magnesium and its Alloys Applications in Automotive Industry", *International Journal of Advance Manufacturing Technology*, Vol. 39, pp. 851–865, 2008.
4. Mansoor, B. and Ghosh, A.K., "Microstructure and Tensile Behavior of a Friction Stir Processed Magnesium alloy", *Acta Materialia*, Vol. 60, pp. 5079–5088, 2012.
5. Arora, H.S., Singh, H. and Dhindaw, B.K., "Wear Behavior of a Mg Alloy Subjected to Friction Stir Processing", *Wear*, Vol. 303, pp. 65–77, 2013.
6. Dobrzański, L.A., Tański, T., Čížek, L. and Domagała, J., "Mechanical Properties and Wear Resistance of Magnesium Casting Alloys", *Journal of Achievements in Materialsand Manufacturing Engineering,* Vol. 31, pp. 83-90, 2008.
7. Jain, V., Yuan, W., Mishra, R.S. and Gouthama, A.K., "Directional Anisotropy in the Mechanical Behavior of Friction Stir Processed and Aged AZ91 Alloy", *Materials Science Forum*, Vol. 702, pp. 64-67, 2012.
8- Dahle, A.K., Lee, Y.C., Nave, N.D., Scha, P.L., St John, D.H., "Development of the As-Cast Microstructure in Magnesium -Aluminum Alloys", *Journal of Light Metals*, Vol. 1, pp. 61-72, 2001.
9. Thirumurugan, M. and Kumaran, S., "Extrusion and Precipitation Hardening Behavior of AZ91 Magnesium Alloy", *Transaction of Nonferrous Metals Society of China*, Vol. 23, pp. 1595-1601, 2013.
10. Jain, V., Mishra, R.S., Gupta, A.K. and, Gouthama, "Study of β-Precipitates and Their Effect on the Directional Yield Asymmetry of Friction Stir Processed and aged AZ91C alloy", *Materials Science & Engineering A*, Vol. 560, pp. 500–509, 2013.
11. Nam P.S., "An Overview of the Delimitation Theory of Wear", *Wear*, Vol. 44, pp. l- 16, 1977.
12. Habibnejad-Korayem, M., Mahmudi, R., Ghasemi, H.M. and Poole, W.J., "Tribological Behavior of Pure Mg and AZ31 Magnesium Alloy Strengthened by Al_2O_3 Nano-Particles", *Wear*, Vol. 268, pp. 405-412, 2010.
13. Liang, C., Li, C., An, J., Yu, M., Hu, Y.C., Lin, W.H., Liu, F., Ding, Y.H., "Effect of Microstructural Evolution and Hardening in Subsurface on Wear Behavior of Mg-3Al-1Zn Alloy", *Journal of Materials Engineering and Performance*,Vol. 22, pp. 3783-3791, 2013.
14. ASM Handbook - (*Friction, Lubrication and Wear Technology*), 10th Ed., Vol. 18, p. 362, ASM International, United States of America, 1992.
15. Chen, Y.C. and Nakata, K., "Evaluation of Microstructure and Mechanical Properties in Friction Stir Processed SKD61 Tool Steel", *Materials Characterization*, Vol. 60, pp.1471–1475, 2009.
۱۶. صالحی، م. و اشرفی‌زاده، ف.، "متالورژی سطوح و تریبولوژی"، جلد اول، صفحه ۶۵، *انجمن علوم و تکنولوژی سطح ایران*، ۱۳۷۴.

[DOR: 20.1001.1.2251600.1395.35.1.9.9]

[DOI: 10.18869/acadpub.jame.35.1.99]