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

سید بهزاد حسنی ^{(*}، فتح ا... کریمزاده ⁽، محمدحسین عنایتی ⁽ و منصور برونی ^۲ ۱ – دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی اصفهان ۲ – شرکت صنایع هواپیماسازی ایران (هسا)، شاهین شهر

(دریافت مقاله: ۹۰/۶۰/۱۳۹۳– دریافت نسخه نهایی: ۱۳۹۴/۰۳/۱۶)

چکیده – در این پژوهش از فرایند جوش کاری قوسی تنگستن برای روکش کاری^۱ و ترمیم سطح آلیاژ ریختگی منیزیم AZA۱C استفاده شد. در ادامه برای بررسی تأثیر بهبود خواص ریزساختاری بر خواص سایشی، فرایند اصطکاکی اغتشاشی و عملیات حرارتی T6 بر ناحیه روکش کاری شده، اعمال شد. نتایج ریزسختی سنجی گویای افزایش میانگین سختی با فرایند روکش کاری و سپس افزایش سختی ناحیه روکش کاری شده با فرایند اصطکاکی اغتشاشی و در نهایت افزایش بیشینه میانگین سختی در ناحیه روکش کاری رو سپس افزایش سختی ناحیه روکش کاری شده با آزمون سایش نشان داد فرایند روکش کاری موجب بهبود خواص سایشی آلیاژ شده است. پس از اعمال عملیات حرارتی T6 بود. نتایج روکش کاری شده، بهبود بیش تری در مقاومت سایش ناحیه روکش کاری شده است. پس از اعمال عملیات حرارتی عامی اعیاب حرارتی بهدست آمد.

واژگان کلیدی: روکش کاری، ترمیم، فرایند اصطکاکی اغتشاشی، عملیات حرارتی، سایش

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

B. Hassani^{1*}, F. Karimzadeh¹, M. Enayati¹ and M. Borouni²

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

^{*} مسئول مكاتبات يست الكترونيكي: bh_metal84@yahoo.com

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

حرارتـی T6 و فراینـد اصـطکاکی اغتشاشـی بـر روی ناحیـه روکشکاری شده آلیاژ ریختگی منیزیم AZ۹۱C استفاده شـد و سپس خواص سایشی آن مورد ارزیابی قرار گرفت.

۲– مواد و روش پژوهش

در ایـن پـژوهش صـفحههـای منیزیمـی دارای ابعـاد ۱۵×۱۰۰×۱۵۰ میلی متر که با روش ریخته گری ماسـهای تهیـهشـده بـود مـورد استفاده قرار گرفت.

برای متالوگرافی نمونه ها، پس از مانت سرد، سنبادهزنی و پولیش توسط پودر آلومینا انجام گرفت. سپس برای بررسی ریزساختار با میکروسکوپ نوری، نمونه تحت تاثیر محلول شامل ۲/۴ 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 نمونه ها در اثر اعمال فرایندهای مختلف، از دستگاه تفرق اشعه x مدل (Philips xpert-MDDsystem) استفاده شد و نمونه ها در ولتاژ ۳۰ ولت به مدت 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.

معملیات جوش کاری توسط پرکننده هایی از جنس AZ۹۱C با قطر ۲/۲ میلی متر تحت محافظت گاز آرگون و به گونه خود کار توسط دستگاه جوش کاری قوسی تنگستن با شدت جریان معادل ۱۱۰ آمپر و سرعت خطی ۱ سانتی متر بر دقیقه انجام شد. ۱ – مقدمه

امروزه مواد با خواص تریبولوژی بهبود یافته بهعنوان یک نیاز در طراحی های 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 ریخته گری همچون انواع تخلخل ها منجر به تخریب و افت زودرس خواص این آلیاژها شده، استفاده این آلیاژها در صنعت را نامناسب می سازد [۵].

هرچند تاکنون پژوهش های بسیاری در مورد رفتار سایشی آلیاژهای مختلف منیزیم انجام شده است، در این میان پـژوهش اندکی بر روی بهبود خواص سایشی آلیاژهای منیزیم AZ۹۱ انجام گرفته است. دبرزانسکی ٔ 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 به کاهش جرم کمتر توسط عملیات حرارتی خواص سایشی این آلیاژ را بهبود دادند. آرورا و همکاران [6] 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 قابل توجه نرخ سایش شد که ریزدانه شدن ریزساختار و بهدنبال آن افزایش سختی، انعطاف پذیری و قابلیت کارسختی به عنوان دلیل بهبود خواص سایشی گفته شد. در این پژوهش برای بهبود خواص سایشی آلیاژ ریختگی منیزیم AZ۹۱C، از جوش کاری ترمیمی به صورت روکش کاری با جوش کاری قوسی تنگستن، عملیات

ابزار مورد استفاده برای انجام فرایند اصطکاکی اغتشاشی در این پژوهش از جنس فولاد ابزار H13 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 ماشین کاری شده در دمای ۱۱۰۰ درجه سانتی گراد آنیل و سپس در روغن

با توجه به پژوهش های 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. هم چنین ابزار در حین کار دارای زاویه ۳ درجه با محور عمودی بود.

برای انجام عملیات حرارتی T6 نمونها به مدت ۱۶ ساعت در دمای ۴۱۳ درجه سانتی گراد در کوره تحت محافظت گاز آرگون مورد عملیات آنیل انحلالی و سپس در دمای ۲۱۶ درجه سانتی گراد 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 معادل ۲۰۰۰ متر انتخاب شد. کاهش وزن نمونهها در بازههای ۲۰۰ متری از ابتدا تا انتهای مسیر توسط ترازوی با دقت ^۲-۱۰ گرم اندازه گیری شد. پین سایش مورد استفاده از جنس فولاد ابزار ۲۰۱۵ با سختی ۶۲ راکول سی و به قطر ۵ میلی متر بود. طول مسیر سایش ۴ سانتی متر و سرعت خطی پین روی نمونه برابر با ۰/۰ متر بر ثانیه انتخاب شد

۳– بحث و نتايج

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-Mg₁₇Al₁₂ بهعنوان فازهای اصلی در ریزساختار مناطق مختلف شناسایی شد.



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 Mg₁₇Al₁₂ از خصوصیات فلز پایه است [۷، ۸]. تصویر (ب) شکل ۲ نشانگر ساختار به همریخته شامل رسوبات ریز و سوزنی شکل در ریزساختار ناحیه روکش کاری شده است. چنانچه شکل ۲- ج نشان می دهد ریز شدن دانه ها و انحلال فاز β و در پی آن همگن شدن ریزساختار، از اثرات اعمال فرایند اصطکاکی اغتشاشی بر ناحیه بوده است. هم چنین انحلال چشم گیر فاز β به وسیله عملیات حرارتی، با کاهش شدت قله ها در الگوی پراش اشعه ایکس مربوط به ناحیه روکش کاری شده پس از فرایند اصطکاکی اغتشاشی مشهود است.

مواد پیشرفته در مهندسی، سال ۳۵، شمارهٔ ۱، بهار ۱۳۹۵



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

بررسی های مختلف ریز شدن دانه های آلیاژهای منیزیم را ناشی از وقوع تبلور مجدد دینامیکی دانسته اند [۹]. هم چنین با توجه به اینکه قطعات منیزیمی پس از فرایند ریختگی مورد عملیات حرارتی قرار می گیرند، تأثیر عملیات حرارتی T6 بر نمونه های جوش کاری شده این آلیاژ نیز مورد بررسی قرار گرفت.

چنانچه در شکل ۲- د مشاهده می شود، در ریز ساختار فلز پایه، رسوبات فاز β به گونه چشم گیری حل شده اند و در پی رخداد تبلور مجدد در حین عملیات حرارتی T6 اندازه دانه های آن به شدت کاهش یافته است که به طور میانگین ۵۰ میکرومتر تخمین زده می شود. این در حالی است که مطابق با شکل ۲- ه ساختار منطقه روکش کاری شده پس از عملیات حرارتی T6 دچار رشد بی رویه دانه ها شده، رسوبات فاز ثانویه است. به عبارتی تنش های پسماند پس از جوش کاری در حین عملیات حرارتی منجر به وقوع تبلور مجدد زودرس در ناحیه روکش کاری شده، در ادامه رشد چشم گیر دانه ها در طول مدت عملیات حرارتی به وقوع پیوسته است.

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

برای بررسی اثر روکش کاری 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 اندر امام TC	ناحیه روکش کاری شد	ناحیه روکش	فلز پایه پس از	فلز پايه	ناحيه
پس از عملیات 16	شدہ پس از FSP	کاری شدہ	عملیات حرارتی 16		
Δ+Α	۷۸+۳	۶۷+۵	۶۳+۷	٩١+۴	میانگین سختی (ویکرز)

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

آن نسبت به فلز پایه و حضور بیش تر فاز سخت β-Mg₁₇Al₁₂ در مرز دانه های ریز ساختار ناحیه روکش کاری شده است. میانگین میزان سختی در ناحیه روکش کاری شده پس از اعمال فرایند اصطکاکی اغتشاشی افزایش قابل ملاحظه ای را نشان داده که ریز شدن دانه ها مطابق با رابطه هال – پچ دلیل عمده آن است.

ناحیه روکش کاری شده پس از عملیات حرارتی باوجود رشد بیرویه دانه ها دارای مقدار میانگین سختی ۸۹ ویکرز بود که تفاوت اندکی با فلز پایه مجاور آن دارد. رسوب و توزیع یکنواخت انواع فازهای ثانویه سخت در مایات م سرتاسر ماده توسط مرحله پیرسازی عملیات حرارتی T6 می تواند دلیل اصلی افزایش قابل توجه سختی در فلز پایه و ناحیه روکش کاری شده و نیز غلبه آن بر تأثیر معکوس فرایند رشد دانه ها 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 جوش کاری ذوبی ترمیمی به صورت رو کش کاری و سپس بررسی اعمال فرایند اصطکاکی اغتشاشی و عملیات حرارتی بر ناحیه روکش کاری شده، نمودار نرخ سایش بر حسب 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 می دهد 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 به حالت پایدار با توجه به تردی بالای آن است. کاهش در نرخ سایش ناحیه روکش کاری شده در طول کل مسیر (شکل ۴) نشانگر بهبود







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 انعطاف پذیری در

این دو ناحیه، و لذا قابلیت ایجاد کارسختی و افزایش استحکام توسط تسهیل تحرک نابجاییها در لایه سطحی و تجمع آن و رسیدن به حالت پایدار را میتوان دلیل این امر دانست [۱۰–۱۳]. کاهش کلی نرخ سایش به ویژه در منطقه پایدار در نمودار نرخ سایش مربوط به ناحیه روکش کاری شده پیش و پس از فرایند اصطکاکی اغتشاشی را میتوان به افزایش سختی حاصله با جوش کاری و در ادامه فرایند اصطکاکی اغتشاشی نسبت داد. هم چنین افزایش قابلیت کارسختی و میزان استحکام توسط عملیات جوش کاری و افزایش چشم گیر دوباره آن توسط فرایند اسطکاکی 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 سایش و در پی آن افزایش مقاومت به سایش داشته است.

بیشترین تأثیر در بهبود رفتار سایشی مربوط به منطقه روکش کاری شده پس از عملیات حرارتی بود به گونهای که از همان ابتدا دارای نرخ سایش پایین تری نسبت به ناحیه روکش کاری شده قبل و پس از فرایند اصطکاکی اغتشاشی بود. نوسان کم تر 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 به عنوان مهم ترین عامل در مقاومت سایشی ماده به شمار می رود [۵،۲۰ – ۱۶]، از این رو مشاهده بهترین رفتار سایشی در این ناحیه منطقی به نظر می رسد.

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 به صورت شیارهای همراستا، کندگیهای فراوانی نیز مشاهده می شود که با مشاهده تصویر (ب) مربوط به سطح سایش این آزمون، کندگی مشاهده شده می تواند نشان دهنده 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 به صورت ترک ریز شده که با توجه به میزان انعطاف پذیری کمتر فلز پایه به نسبت حالات دیگر، مکانیزم سایش به طور عمده از نوع خراشان تلقی می شود. همچنین وجود برآمدگی در انتهای شیار که در تصویر (ب) و در

بزرگنمایی بالاتر در تصویر (ج) شکل ۵ با علامت نشان داده شده، نشان گر تجمع ماده بوده و می تواند به دلیل وقوع مکانیزم سایش خراشان از نوع خیش ریز بوده باشد. کندگیهای زیاد در مطح سایش فلز پایه در مقایسه با دیگر سطوح سایش را می توان به استحکام بسیار پایین تر و تردی بالاتر آن نسبت به می توان به استحکام بسیار پایین تر و تردی بالاتر آن نسبت ب بقیه سطوح، با توجه به تردی آلیاژ ریختگی دانست که باعث تسهیل در ایجاد ترکها در زیر سطوح و اشاعه و به هم پیوستن آنها و ایجاد مکانیزم سایش خراشان از نوع ترک ریز شده است. هم چنین با توجه به حرکت رفت و برگشتی پین بر روی سطح و میزان بالای کندگی سطح نمونه وقوع مکانیزم ترک ریز محتمل تر به نظر می رسد.

تصاویر میکروسکوپی الکترونی از سطح سایش ناحیه روکش کاری شده در شکل ۶ نشانگر کاهش در میزان کندگی نسبت به فلز پایه بوده، چیره بودن مکانیزم سایش خراشان در این تصاویر به خوبی ملاحظه می شود. با توجه به افزایش میانگین سختی به دست آمده برای ناحیه روکش کاری 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 براده های سایش روکش کاری 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 ازروکش کاری تحت عملیات حرارتی T6 قرار گرفته است. همان گونه که تصاویر شکل ۷ نشان می دهند 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 روکیش کاری شده، حداقل کندگی و عدم حضور ترکهای ریز محتمل است. مقاومت سایشی خراشان عموماً با سختی سطح بیان می شود درصورتی که می بایست تأثیر پدیده کارسختی یا سختی سطوح ساییده شده نیز در نظر گرفته شود [۱۴]. بیشینه بودن میانگین





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

تأثیر فرایند اصطکاکی اغتشاشی بر ناحیه روکش کاری شده را می توان با توجه به حضور مناطق کنده شده به صورت لایه ای و نیز انباشته شدن و لهیدگی ماده در راستایی متفاوت از راستای شیارهای مربوط به سایش خراشان، که در شکل ۶- ب نشان گذاری شده، مشاهده نمود. درواقع ناهمگونی های سطحی درگیر میان پین و سطح قطعه تغییر شکل داده است و به صورت لهیدگی ماده بر روی سطح ظاهر شده است که منجر



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 به ویژه در مرحله سایش پایدار (مسافت های بالاتر از ۱۲۰۰ متر) شده است. افزایش انعطاف پذیری ماده و نیز قابلیت کارسختی کسب شده پس از اعمال فرایند اصطکاکی اغتشاشی را می توان دلیل این امر دانست. حضور ملموس کندگی های ناشی از سایش ورقهای (شکل ۸- ج) نیز گویای افزایش قابلیت ماده برای ایجاد کار سختی و تسهیل در تحرک و انباشتگی نابجایی ها در ریز سطوح سایش، بوده است [۱۶].

۴- نتیجه گیری

نتایج سختیسنجی افزایش میانگین سختی پس از روکش کاری 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 روکش کاری شده نسبت به فلز پایه و سپس بهبود آن توسط فرایند اصطکاکی اغتشاشی و عملیات حرارتی T6 را نشان داده به گونه ای 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 به عنوان مکانیزم چیره سایش شناخته شد درحالی که در منطقه روکش کاری شده پس از عملیات اصطکاکی اغتشاشی عمل کرد مکانیزم سایش ورقهای نیز مشاهده شد.

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

3. Arora

واژه نامه

مراجع

1. cladding

2. Dobrzański

- 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.
- 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.
- 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.
- 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.
- 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.

- 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. 1- 16, 1977.
- Habibnejad-Korayem, M., Mahmudi, R., Ghasemi, H.M. and Poole, W.J., "Tribological Behavior of Pure Mg and AZ31 Magnesium Alloy Strengthened by Al₂O₃ Nano-Particles", *Wear*, Vol. 268, pp. 405-412, 2010.
- 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.
- ASM Handbook (*Friction, Lubrication and Wear Technology*), 10th Ed., Vol. 18, p. 362, ASM International, United States of America, 1992.
- 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.

۱۰۷