



بهبود خواص سایشی کامپوزیت سطحی هیبریدی Al/(SiC+BN_h) تولید شده با استفاده از فرآیند اصطکاکی اغتشاشی

مسعود مصالایی پور^{1*}، سیده آمنه دانشگر²

1- دانشیار، مهندسی مواد، دانشگاه یزد، یزد

2- دانشجوی کارشناسی ارشد، مهندسی مواد، دانشگاه یزد، یزد

* صندوق پستی 89195-741، mosal@yazd.ac.ir

اطلاعات مقاله

مقاله پژوهشی کامل

دریافت: 16 اردیبهشت 1396

پذیرش: 06 تیر 1396

ارائه در سایت: 17 شهریور 1396

کلید واژگان:

FSP

کامپوزیت هیبریدی

BN_h

SiC

سایش

چکیده

در این تحقیق ویژگی‌های ریزساختاری و رفتار تریبولوژیکی کامپوزیت هیبریدی Al/(SiC+BN_h) مورد مطالعه و بررسی واقع شد. به منظور بهره‌مندی همزمان از سختی بالای ذرات کاربید سیلیسیم (SiC) و روان کاری ذرات نیتريدور هگزاگونال (BN_h)، کامپوزیت هیبریدی Al/(SiC+BN_h) توسط فرآیند فرآوری اصطکاکی اغتشاشی (FSP) بر سطح زیرپایه Al-1050 ایجاد شد. مطالعات ساختاری انجام شده توسط میکروسکوپ نوری حاکی از اصلاح دانه‌بندی و کاهش اندازه دانه‌ها در منطقه اغتشاشی بود. ارزیابی ریزسختی نمونه‌ها نشان داد که با اعمال FSP، سختی مقطع اغتشاشی تا حدود 60±5HV افزایش می‌یابد که افزایش سختی حدود 70% نسبت به سختی فلز پایه را نشان می‌دهد. همچنین خصوصیات سایشی و خوردگی کامپوزیت هیبریدی تولیدی با کامپوزیت‌های تک ذره‌ای تولید شده در شرایط مشابه و همچنین فلز پایه مقایسه شد. بررسی عملیات کامپوزیت سازی سطحی بر رفتار سایشی نمونه‌ها نشان داد که نرخ سایش فلز پایه، کامپوزیت تک ذره‌ای Al/SiC، Al/BN_h و کامپوزیت هیبریدی Al/(SiC+BN_h) به ترتیب 0.075mg/m، 0.047mg/m، 0.046mg/m و 0.039mg/m می‌باشد. بنابراین کامپوزیت هیبریدی Al/(SiC+BN_h) تولیدشده دارای مقاومت به سایش بیشتری از دیگر نمونه‌ها می‌باشد. این را می‌توان به افزایش همزمان سختی و کاهش ضریب اصطکاک سطحی نمونه کامپوزیت هیبریدی نسبت داد. بررسی‌های رفتار خوردگی نشان داد که اعمال FSP، موجب بهبود مقاومت به خوردگی فلز پایه بیش از 32% می‌شود.

Improvement of wearing property of Al/ (SiC+BN_h) surface hybrid composite fabricated by friction stir processing

Masoud Mosallaei*, Seydeh Ameneh Daneshgar

Department of Material Engineering, Yazd University, Yazd, Iran

* P.O.B. 89195-741, Yazd, Iran, mosal@yazd.ac.ir

ARTICLE INFORMATION

Original Research Paper

Received 06 May 2017

Accepted 27 June 2017

Available Online 08 September 2017

Keywords:

FSP

Hybrid composite

BN_h

SiC

Wear

ABSTRACT

In this study, the microstructural and tribological properties of surface Al/(SiC+BN_h) hybrid composite was investigated. Al/(SiC+BN_h) hybrid composite was produced on the surface of Al-1050 substrate via friction stir processing to achieve simultaneous high hardness of SiC particle and lubricating property of BN_h particles. Microstructural studied revealed that grain refinement and significant reduction of grain size occurred in the stirred zone. Micro hardness evaluation illustrated that friction stir processing (FSP) increased hardness of stirred zone to about 60±5HV that was 70% more than the hardness of base metal. Wearing and corrosion properties of Al/(SiC+BN_h) hybrid composite were investigated and compared with those of base metal, friction stir processed, Al/SiC and Al/BN_h surface composite. Evaluation of wearing property indicated that the wear rate of base metal, Al/SiC surface composite, Al/BN_h surface composite and Al/(SiC+BN_h) surface composite were 0.075, 0.047, 0.046 and 0.039mg/m, respectively which indicated the highest wearing resistance of Al/(SiC+BN_h) in comparison to the base metal and mono SiC or BN_h surface composite. This could be related to the simultaneous increase of hardness and reduction in the friction coefficient of hybrid surface composite. Investigations of corrosion properties showed that FSP improved the corrosion resistance of base metal more than 30%.

1- مقدمه

راستا تحقیقات وسیعی به‌منظور بهبود خواص سایشی این دسته از مواد با استفاده از ایجاد کامپوزیت‌های سطحی انجام شده است [3,2]. از مهم‌ترین پژوهش‌های انجام شده در این خصوص می‌توان به استفاده از ذرات ثانویه [4] TiO₂، [6,5] B₄C و [7] Si₆C و غیره برای کامپوزیت‌سازی سطحی بر زیرپایه آلومینیوم و آلایزهای آن اشاره نمود.

آلیزهای آلومینیوم به علت خواص منحصره‌فرد از جمله استحکام ویژه بالا، شکل‌پذیری خوب و غیره در صنایع مختلف از قبیل صنایع خودروسازی و صنایع هوافضا یکی از آلیزهای پرمصرف می‌باشد [1]. از مشکلات آلیزهای آلومینیوم می‌توان به خواص نسبتاً ضعیف تریبولوژیکی آن اشاره نمود. در این

Please cite this article using:

M. Mosallaei, S. A. Daneshgar, Improvement of wearing property of Al/ (SiC+BN_h) surface hybrid composite fabricated by friction stir processing, *Modares Mechanical Engineering*, Vol. 17, No. 9, pp. 381-389, 2017 (in Persian)

برای ارجاع به این مقاله از عبارت ذیل استفاده نمایید:

توسط وایرکات برش زده شد.

از ذرات کاربید سیلیسیم (SiC) با میانگین اندازه $9 \pm 4 \mu\text{m}$ به عنوان ذره‌ی تقویت‌کننده سخت و پودر نیتريد بور (BN_h) با میانگین اندازه ذرات $3 \mu\text{m} \pm 3$ کبه عنوان ذرات روان کار استفاده شد. ذرات مذکور با نسبت وزنی 2 به 1 (به منظور حصول حجم تقریباً یکسان از پودرها) به صورت خشک و دستی به مدت 5 min ~ تا حصول یکنواختی ظاهری مخلوط شدند. در ادامه مخلوط مذکور به درون شیارها ریخته و به منظور جلوگیری از بیرون ریختن ذرات حین عملیات فرآوری اصطکاکی اغتشاشی با استفاده از ابزار بدون پین دهانه شیارها بسته شد.

عملیات فرآوری اصطکاکی اغتشاشی به وسیله دستگاه فرز انجام گرفت. براساس بررسی‌های اولیه انجام شده سرعت چرخشی و پیشروی ابزار به ترتیب 1400rpm و 20mm/min انتخاب شد. زاویه‌ی ابزار 1° بین محور دستگاه و نرمال نمونه‌ها انتخاب شد. لازم به ذکر است نمونه‌های تهیه شده در حالت دریافتی و بدون اعمال هیچ‌گونه عملیات حرارتی مورد فرآیند فرآوری اصطکاکی اغتشاشی واقع شدند. ابزار به کار برده شده از جنس فولاد H13 بود. قطر شانه ابزار 15mm، قطر پین 4mm و ارتفاع آن 3mm بود. عملیات فرآوری اصطکاکی اغتشاشی در تعداد پاس‌های مختلف (1 پاس تا 8 پاس) در راستای رفت و برگشتی از موضع فرآوری اصطکاکی اغتشاشی انجام شد.

به منظور بررسی‌های ساختاری، پس از پولیش مکانیکی، از محلول بارکر با ترکیب $5\text{ml HBF}_4 + 195\text{ml H}_2\text{O}$ به منظور حکاکی نمونه‌ها جهت مشاهده دانه‌بندی استفاده شد. عملیات حکاکی به صورت الکترواچ با کاتد فولاد زنگ‌نزن و آند خود قطعه و با ولتاژ 10mV و مدت زمان 3min انجام گرفت. پس از حکاکی، نمونه‌ها با اتانول شسته شده و بعد از خشک کردن، توسط میکروسکوپ پلاریزه مدل LEICA DM400M مورد مطالعه‌های ریزساختاری واقع شدند.

یکی از اهداف اصلی ایجاد کامپوزیت سطحی، بهبود خواص سایشی سطح است. به منظور بررسی تأثیر ایجاد کامپوزیت سطحی بر روی مقاومت به سایش، آزمایش سایش به صورت رفت و برگشتی و با استفاده از دستگاه سایش مدل WEAR CO انجام گرفت. بدین منظور آزمایش در سرعت 0.1m/s و مسافت 300 m استفاده شد. نمونه‌ها به ازای هر 30 سایش، وزن شدند. برای ارزیابی توزیع سختی نمونه‌های فرآیند اصطکاکی اغتشاشی شده از آزمون میکروسختی سنجی با اعمال بار 0.5 N و زمان بارگذاری 10s استفاده شد.

آزمایش خوردگی با استفاده از دستگاه پتانسیواستات اویبیم مدل آتولب 302N در محلول کلرید سدیم 3.5wt% با pH=2 انجام شد. آزمون خوردگی به روش سه الکترودی شامل الکترود مرجع کالومل Ag/AgCl، الکترود پلاتینی به عنوان شمارنده و نمونه آزمون به عنوان الکترود کار انجام شد. لازم بذکر است نواحی غیر از ناحیه مورد نظر برای آزمون خوردگی از نمونه آزمون توسط لاک پوشاند شد.

3- بحث و نتایج

"شکل 1" ارزیابی میکروسکوپی نواحی مختلف ناحیه‌ی اغتشاش یافته در نمونه‌ی تک پاس هیبریدی نشان می‌دهد. مشاهده می‌شود که با دور شدن از سطح نمونه (از 1 به سمت 3) اندازه دانه ریزتر شده و در ناحیه اغتشاشی SZ² (2) دانه به ریزترین حالت خود رسیده‌اند و در ناحیه (3) که شامل نواحی

فرآیند فرآوری اصطکاکی اغتشاشی (FSP)¹ در سال 2003 میلادی توسط میشر و همکاران برای اصلاح خصوصیات سطحی و ایجاد کامپوزیت سطحی ابداع شد [8]. در فرآیند فرآوری اصطکاکی اغتشاشی همانند جوش کاری اغتشاشی از حرکت ابزار غیرمصرفی در حال چرخش برای اصلاح ساختاری استفاده می‌شود [9]. تغییر شکل شدید همراه با افزایش دما حین فرآیند فرآوری اصطکاکی اغتشاشی منجر به تغییرات ریزساختاری در موضع مورد نظر می‌شود [10,11]. فرآیند فرآوری اصطکاکی اغتشاشی به عنوان روشی برای یکنواخت کردن آلیاژهای تولید شده توسط متالورژی پودر [12]، بهینه کردن ریزساختار آلیاژهای ریخته‌گری [13]، بهینه کردن ریزساختار کامپوزیت‌های زمینه فلزی و اخیراً هم به منظور تولید کامپوزیت سطحی مورد توجه قرار گرفته است [14,15].

کامپوزیت‌های هیبریدی زمینه فلزی، ترکیباتی مهندسی شده از چندین تقویت‌کننده به منظور بهره‌مندی همزمان از خواص متفاوت آن‌ها می‌باشد. نتایج مطالعه صورت گرفته بر کامپوزیت سطحی هیبریدی AA6360/(TiC+B₄C) نشان داد که با ایجاد کامپوزیت سطحی و همچنین افزودن هر دو ذره تقویت‌کننده، خواص مکانیکی و مقاومت به سایش نمونه‌ها نسبت به فلز پایه و کامپوزیت سطحی تک ذره ثانویه بهبود می‌یابد [5]. گونگ و همکاران [16]، و همچنین ژانگ و همکاران [17] یافتند که حضور همزمان دو پودر گرافیت و MoS₂ منجر به کاهش میزان سایش در نمونه‌های پلیمری می‌شوند. یافته‌های آن‌ها نشان داد که پودر گرافیت می‌تواند به طور مؤثرتری نسبت به MoS₂ ضریب اصطکاک را پایین بیاورد. با این وجود، در تحقیقی که توسط لی و همکارانش [18] انجام شد، نشان داده شد که هر دو ذره MoS₂ و گرافیت می‌تواند حجم سایش یافته از فولاد را به میزان قابل توجهی کاهش بدهد. دناسکران و همکاران [19]، تأثیر مقادیر مختلف MoS₂ را بر خواص سایشی فولاد مورد بررسی قرار دادند. آن‌ها نشان دادند که افزایش مقدار MoS₂ موجب افزایش مقاومت سایشی فولاد می‌شود. اروری و همکاران [20]، خواص سایشی کامپوزیت‌های هیبریدی Al/(Al₂O₃-SiC) و Al/(Gr-SiC) را بررسی و نشان دادند که کامپوزیت‌های هیبریدی خواص سایشی بهتری نسبت به کامپوزیت تک ذره دارد. گوا و همکاران [21] اثر افزودنی گرافیت در کامپوزیت هیبریدی Al/(SiC-Gr) را مورد بررسی قرار دادند. آن‌ها گزارش نمودند که با افزایش میزان گرافیت، سختی و چقرمگی و اندازه ذرات سائیده شده کاهش می‌یابد که دلالت بر افزایش تردی کامپوزیت حاصله با افزایش میزان گرافیت دارد.

در این تحقیق از نیتريد بور هگزائونال به عنوان روان کننده استفاده شد. نیتريدبور هگزائونال با قابلیت برش آسان، مقاومت به خوردگی و اکسایش بالا، پایداری حرارتی و رنگ سفید به عنوان ماده‌ی روان کار پاک جایگزین مناسبی برای گرافیت و MoS₂ شده است [22,23]. و خواص سایشی و خوردگی کامپوزیت هیبریدی Al-1050/(SiC+BN_h) در مقایسه با فلز پایه، کامپوزیت‌های تک ذره‌ای Al/BN_h و کامپوزیت تک ذره‌ای Al/SiC مورد بررسی و مطالعه واقع شد.

2- مواد و روش تحقیق

در این پژوهش از صفحات آلومینیومی 1050 با ضخامت 5mm به عنوان زیرلایه استفاده شد. نمونه‌های مورد نظر برای کامپوزیت‌سازی سطحی در ابعاد 5×80×100 از صفحات دریافتی برش زده شد. به منظور ایجاد محلی برای قرار دادن پودر، شیار با عمق 2mm و پهنای 1mm در راستای طول نمونه‌ها

² Stir Zone

¹ Friction stir process

متأثر از حرارت و کار مکانیکی TMAZ¹ و ناحیه تحت تأثیر حرارت HAZ² می‌باشد، اندازه دانه افزایش یافته است. کاهش اندازه دانه در ناحیه (2) را می‌توان به وقوع تبلور مجدد دینامیکی نسبت داد. توضیح آن که افزایش دمای ناشی از اصطکاک و تغییر فرم شدید در موضع چرخش پین موجب فراهم شدن شرایط لازم برای تبلور مجدد دینامیکی و ایجاد دانه‌های ظریف در ناحیه (2) می‌شود. اندازه دانه بزرگ‌تر از این ناحیه در نواحی (1) و (3) را می‌توان به ترتیب به افزایش بیش از حد حرارت ورودی ناشی از اصطکاک شانه ابزار با سطح نمونه (ناحیه 1) و کاهش تغییر فرم پلاستیک در نواحی زیر پین (ناحیه 3) و عدم فراهم شدن شرایط لازم برای تبلور مجدد نسبت داد. همچنین بررسی‌ها نشان داد که با حرکت از ناحیه (5) به ناحیه (4) اندازه دانه ریزتر شده که علت آن سیلان نامتقارن و غیریکنواخت ماده در اطراف سطح پسر و پیشرو پین است [9].

همکاران [27]، حرارت تولیدی در فرآیند فرآوری اصطکاکی اغتشاشی ناشی از دو عامل اصلی (الف) تغییر فرم پلاستیکی و (ب) اصطکاک بین ماده و ابزار می‌باشد. در سمت پیشرو، جهت پیشروی و چرخش ابزار یکسان است. اما در سمت پسر و این دو سرعت خلاف جهت هم می‌باشند. در نتیجه در سمت پسر و برآیند سرعت کاهش می‌یابد به همین دلیل حرارت ناشی از اصطکاک در سمت پیشرو بیشتر از حرارت ایجاد شده حین حرکت ابزار در سمت پسر و می‌باشد [27-29]. حرارت بیشتر ایجاد شده در جهت پیشرو از منطقه اغتشاشی همراه با تغییر فرم شدید منطقه اغتشاشی موجب افزایش نیروی محرکه تبلور مجدد دینامیکی این قسمت نسبت به جهت پسر و می‌شود. بنابراین اصلاح ساختار در جهت پیشرو بیشتر از جهت پسر و بوده و در نتیجه سختی جهت پیشرو نیز بیشتر می‌باشد. بنابراین تفاوت سختی در منطقه پیشرو و پسر و به علت اختلاف تغییر شکل پلاستیکی یا گرادیان کرنش در منطقه اغتشاشی می‌باشد. ابزار و همکاران [30] نتایج مشابهی بدست آوردند. کاهش سختی در ناحیه متأثر از حرارت و کار مکانیکی و ناحیه تحت تأثیر حرارت به علت رشد دانه می‌باشد که در همخوانی کامل با مطالعات ریزساختاری می‌باشد. نتایج حاصله در همخوانی با نتایج یاد او و همکاران [31] می‌باشد.

در "شکل 4" منحنی میزان کاهش وزن نمونه‌های مختلف شامل زمینه (BM)، کامپوزیت تک ذره‌ای Al/SiC (SiC)، کامپوزیت تک ذره‌ای Al/BN_h (BN) و کامپوزیت هیبرید Al/(SiC+BN_h) (هیبریدی) نشان داده شده است. مشاهده می‌شود که نمونه‌های کامپوزیتی نسبت به فلز پایه دچار کاهش وزن کمتری شده‌اند. در نمونه‌های کامپوزیتی به دلیل افزایش سختی ذرات SiC و همچنین حضور ذرات روان کار BN_h در زمینه، میزان براده برداری از سطح کمتر شده است. این ذرات مانع از تماس مستقیم پین ساینده با سطح آلومینیوم شده و براده‌برداری کمتر صورت گرفته است. مطابق با رابطه (3)، افزایش سختی نمونه می‌تواند منجر به کاهش در حجم سایش یافته (ψ) و یا افزایش در مقاومت سایشی ماده شود.

$$\psi = K \times \frac{W \times V}{H} \quad (3)$$

که V سرعت سایش، H سختی ماده‌ی تحت سایش، w بار اعمالی و K ثابت است. طبق این رابطه در شرایط سایش چسبان، افزایش سختی سبب کاهش میزان نرخ سایش و در نتیجه افزایش مقاومت سایشی ماده می‌شود. در شرایط سایش خراشان نیز لودما [33] نشان داد ارتباط سختی و مقاومت به سایش نمونه عکس می‌باشد.

همان‌گونه که از "شکل 4" برداشت می‌شود مقاومت به سایش نمونه کامپوزیت هیبریدی Al/(SiC+BN_h) نسبت به نمونه کامپوزیت تک ذره‌ای Al/SiC بهتر می‌باشد (کاهش وزن از دست رفته کمتر حین سایش). این در حالی است که سختی کامپوزیت هیبریدی Al/(SiC+BN_h) نسبت به کامپوزیت Al/SiC کمتر می‌باشد ("شکل 2"). بنابراین خصوصیات سایشی کامپوزیت‌های تنها وابسته به سختی نمی‌باشد. آرچارد [32] در سال 1953 نرخ سایش ماده، را به صورت رابطه (4) تعریف بیان نمود:

$$W_p = \frac{kLD}{H} \quad (4)$$

که در رابطه (4)، W_p نرخ سایش، K ضریب سایش، L مقدار بار اعمالی، D مسافت طی شده و H سختی است. طبق رابطه‌ی (4) ضریب اصطکاک رابطه‌ی مستقیمی با نرخ سایش داشته و افزایش آن باعث افزایش میزان سایش می‌شود. به عبارت دیگر کاهش ضریب سایش موجب افزایش مقاومت به سایش می‌گردد.

در "شکل 2" پروفیل سختی سطح کامپوزیت‌های ایجاد شده همراه با نمونه FSP شده (FSPed) ارائه شده داده شده است. همان‌طور که مشاهده می‌شود نمونه FSP شده نسبت به فلز زمینه سختی بیشتری دارد که این امر می‌تواند ناشی از کاهش اندازه دانه‌ها به سبب عملیات ترمومکانیکی انجام گرفته به وسیله ابزار فرآیند باشد [25,24,9]. کامپوزیت تک ذره‌ای Al/SiC بیشترین مقدار سختی در مقایسه با سایر نمونه‌ها دارد که بدلیل سختی بسیار زیاد ذرات SiC می‌باشد. هرچند سختی کامپوزیت تک ذره‌ای Al/BN_h کمتر از سختی Al/SiC می‌باشد ولی سختی کامپوزیت تک ذره‌ای Al/BN_h نسبت به سختی نمونه FSP شده (بدون ذرات تقویت‌کننده) و فلز زمینه بیشتر می‌باشد. این امر می‌تواند ناشی از افزودن شدن ذرات BN_h همراه با کاهش اندازه دانه‌ها در اثر عملکرد ابزار فرآیند باشد. افزودن ذرات ثانویه BN_h و SiC در زمینه خود می‌توان به عنوان مانعی در برابر حرکت نابجایی‌ها عمل کنند که این موجب افزایش سختی و استحکام ماده می‌شود [9]. میزان نوسانات زیاد سختی را می‌توان به علت عدم توزیع یکنواخت ذرات در زمینه نسبت داد. مشاهده می‌شود که با جایگزینی بخشی از ذرات SiC توسط ذرات BN_h، سختی کامپوزیت هیبریدی حاصله کاهش می‌یابد. این نتیجه با توجه به سختی کمتر ذرات BN_h در مقایسه با سختی ذرات SiC منطقی می‌باشد.

پروفیل ریزسختی نمونه‌ی تک پاس در "شکل 3" نشان داده شده است. همان‌گونه که در این شکل نشان داده شده، سختی منطقه اغتشاشی (SZ) (60 ± 5 HV) نسبت به فلز پایه (35 ± 5 HV) افزایش چشمگیری یافته است که علت آن تشکیل کامپوزیت حاوی ذرات ثانویه SiC و BN_h در سطح آلومینیوم می‌باشد. همچنین تشکیل دانه‌های ریز هم‌محور در SZ بر اساس رابطه هال-پیچ سبب افزایش استحکام و سختی می‌شود. کاهش سختی در ناحیه متأثر از حرارت و کار مکانیکی و ناحیه تحت تأثیر حرارت را می‌توان به رشد دانه در این نواحی نسبت داد [26]. در فلزات و در دمای پایین، سختی و استحکام تابعی از اندازه دانه است. به‌طور کلی می‌توان رابطه استحکام تسلیم با اندازه دانه را توسط رابطه هال-پیچ بیان نمود [26]:

$$\sigma_y = \sigma_0 + K_y d^{-\frac{1}{2}} \quad (1)$$

که در صورت عدم حضور کارسختی قابل‌ملاحظه، رابطه (1) می‌تواند به صورت رابطه (2) بیان شود [26]:

$$H_p = H_{p0} + K d^{-1/2} \quad (2)$$

در رابطه‌ی (2)، K و H_{p0} ضرایب ثابت هستند. مطابق با تحقیقات انجام گرفته توسط میشر و همکاران [9] و سرکاری و

¹ Thermo mechanic affected zone

² Heat affected zone

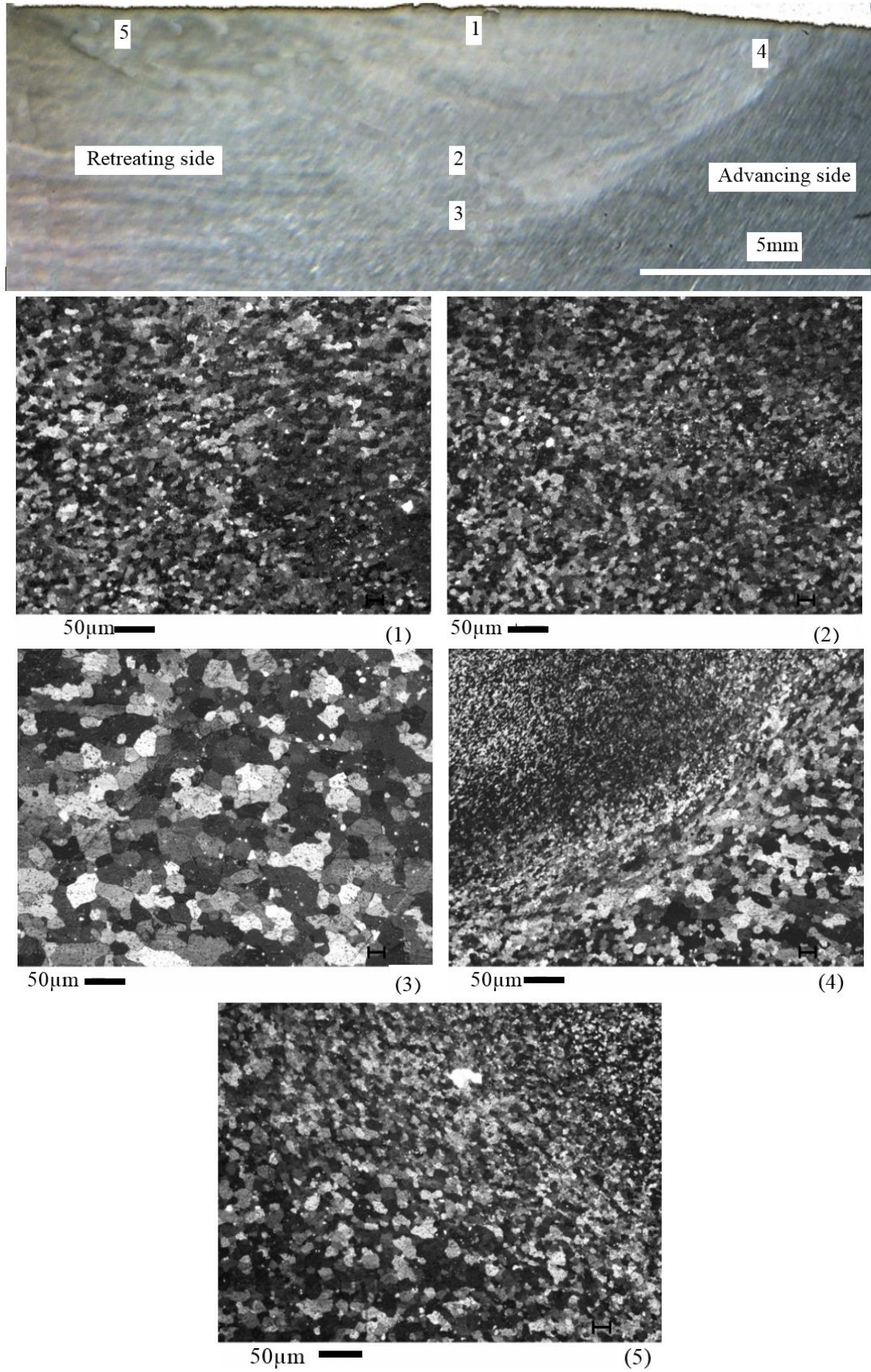


Fig.1 Optical macro and micrographs of one passed hybrid composite Al/(SiC+BN_h)

شکل 1 تصاویر نوری از ناحیه‌ی اغتشاش یافته نمونه‌ی کامپوزیت هیبریدی تک پاس

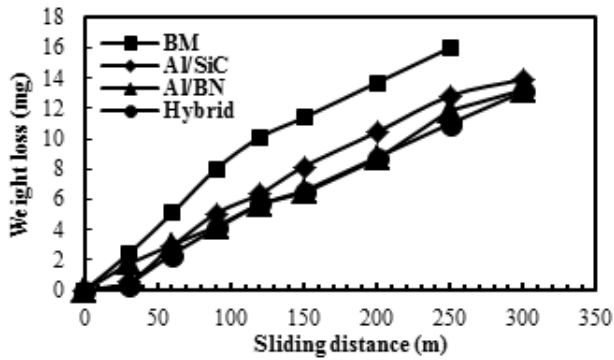


Fig.4 Variation of weight loss with respect to the sliding distance of BM, SiC (Al/SiC), BN (Al/BN_h) and Hybrid(Al/SiC+BN_h) samples

شکل 4 تغییرات وزن از دست رفته برحسب مسافت سائیده شده در فلزی (BM)، کامپوزیت تک ذره‌ای Al/SiC (SiC)، کامپوزیت تک ذره‌ای Al/BN_h (BN) و کامپوزیت هیبریدی Al/SiC+BN_h (هیبریدی).

"شکل 5" ضریب اصطکاک نمونه‌های مختلف را نشان می‌دهد. لازم به ذکر است که میزان نوسانات ایجاد شده در نتایج حاصل از ضریب اصطکاک، ناشی از تجمع یا حذف براده‌های حاصل از سایش می‌باشد [38]. مشاهده می‌شود که نمونه فلز پایه ضریب اصطکاک بالاتری نسبت به دیگر نمونه‌ها دارد. این امر می‌تواند ناشی از متفاوت بودن میزان تغییر شکل پلاستیک در نقاط مختلف تماس بین سطح ساینده و فلز پایه باشد [34]. همچنین همان‌گونه که از این شکل برداشت می‌شود کامپوزیت Al/BN_h کمترین و کامپوزیت Al/SiC بالاترین مقادیر ضریب اصطکاک را در بین نمونه‌ها دارند. به‌علاوه، ضریب

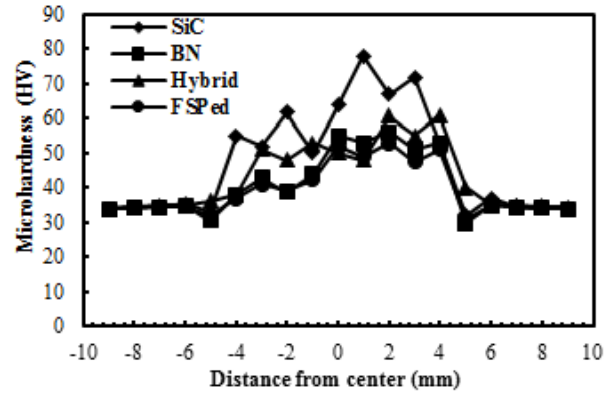


Fig. 2 Micro-hardness profile of FSPed, SiC (Al/SiC), BN (Al/BN_h) and Hybrid (Al/SiC+BN_h) samples

شکل 2 تأثیر عملیات FSP و کامپوزیت‌سازی بر پروفایل ریزسختی نمونه‌ها

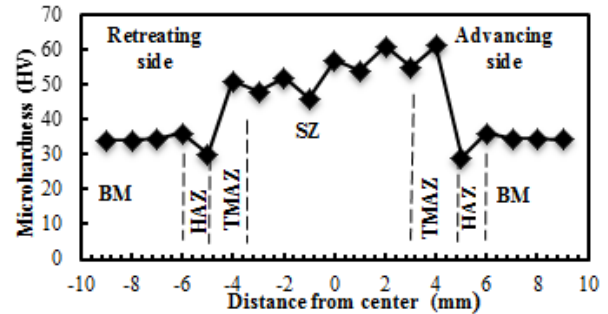
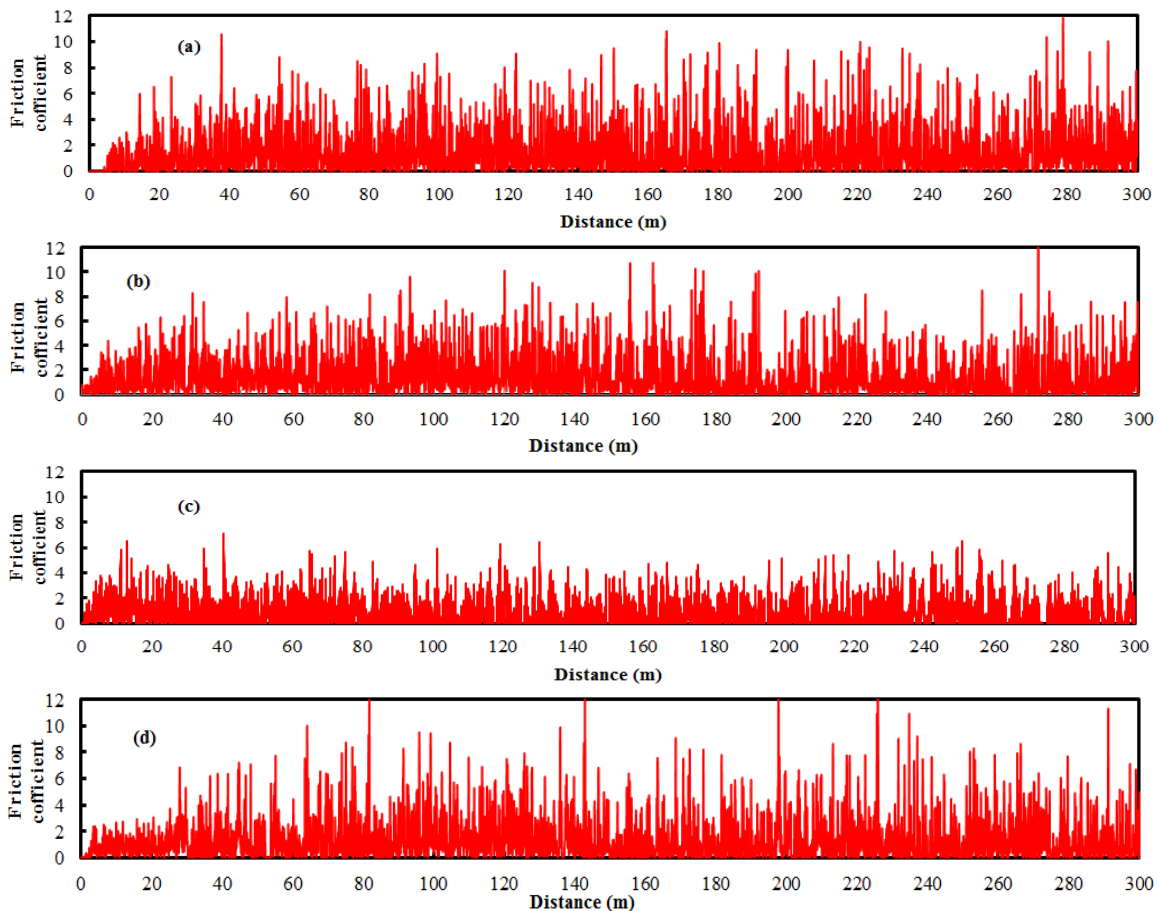


Fig.3 Micro-hardness profile of one-passed hybrid

شکل 3 پروفایل ریزسختی نمونه هیبریدی تک پاسه



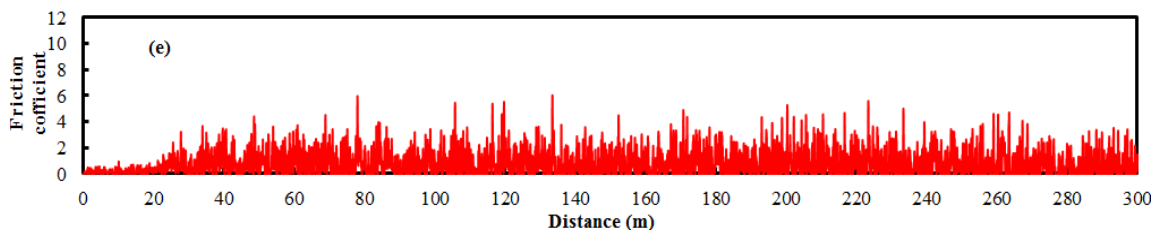


Fig.5 Variation of friction coefficient of (a): BM, (b): FSPed (FSP), (c): Al/BN_h, (d): Al/SiC and e: Al/SiC+BN_h samples.

شکل 5 تغییرات ضریب اصطکاک (a): فلز پایه (BM)، (b): FSP شده (FSP)، (c): کامپوزیت تک ذره‌ای Al/BN_h، (d): Al/SiC و (e): کامپوزیت هیبرید Al/SiC+BN_h

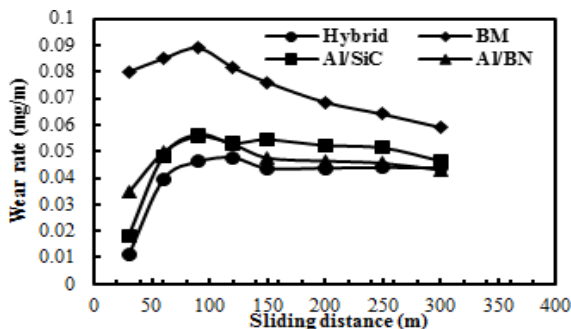
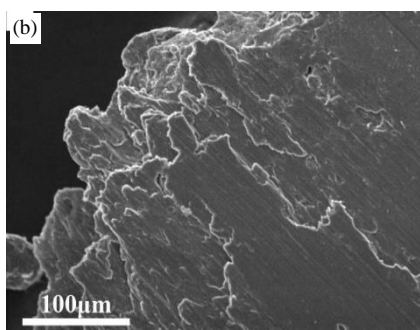
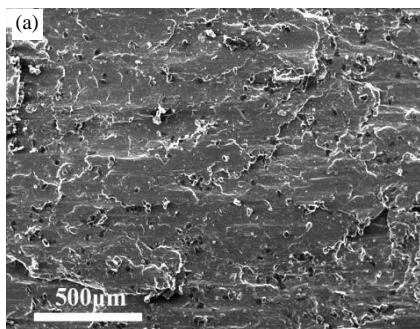


Fig.6 Variation of wearing rate versus sliding distance of BM, SiC(Al/SiC), BN(Al/BN_h) and Hybrid (Al/SiC+BN_h) samples.

شکل 6 نرخ سایش در مقابل مسافت تحت نمونه‌های فلز پایه (BM)، کامپوزیت تک ذره‌ای Al/SiC (SiC)، کامپوزیت تک ذره‌ای Al/BN_h (BN) و کامپوزیت هیبریدی Al/SiC+BN_h (هیبریدی).

سایش نسبت به نمونه FSP شده کم عمق‌تر است که این بدلیل حضور ذرات تقویت‌کننده و در نتیجه افزایش سختی و بهبود قابلیت روانکاری نمونه هیبریدی می‌باشد [38].

در جدول 2 نتایج حاصل از آزمون خوردگی نمونه‌ها (دانشیته جریان و پتانسیل خوردگی و نرخ خوردگی) ارائه شده است. همچنین منحنی پلاریزاسیون نمونه‌های مختلف در "شکل 8" نشان داده شده است. مطابق با جدول 2 مشاهده می‌شود که پتانسیل خوردگی نمونه‌های به جز نمونه



اصطکاک کامپوزیت هیبریدی مابین ضریب اصطکاک دو کامپوزیت تک ذره‌ای واقع شده است که ناشی از حضور همزمان ذرات SiC (افزایش سختی) و ذرات BN_h (بهبود قابلیت روان کاری به دلیل ساختار لایه‌ای این ذرات) می‌باشد. نتایج حاصله در هماهنگی با نتایج دیگر محققین می‌باشد [36,35]. همان‌گونه که از این شکل برداشت می‌شود افزودن ذرات سخت Al/SiC به زمینه علاوه بر افزایش سختی باعث افزایش ضریب اصطکاک هم شده است. وجود این ذرات سخت می‌تواند به‌عنوان ذرات ساینده عمل نموده و آسیب شدیدتری به سطح نمونه وارد می‌کنند که منجر به افزایش میزان سایش ماده می‌شود [37].

مقاومت به سایش بهتر کامپوزیت هیبریدی در مقایسه با دو کامپوزیت تک ذره‌ای مربوطه را می‌توان به کاهش ضریب اصطکاک (k) و افزایش سختی (H) نسبت داد که مطابق با رابطه (4) باعث کاهش نرخ سایش (Wv) و افزایش مقاومت سایشی می‌گردد. مقادیر متوسط نرخ سایش نمونه‌های مذکور در جدول 1 نشان داده شده است. میزان نرخ سایش برحسب مسافت پیموده شده در "شکل 6" نشان داده شده است. نرخ سایش در نمونه‌های کامپوزیتی نسبت به فلز پایه کمتر است. کامپوزیت تک ذره‌ای Al/SiC به خاطر حضور ذرات سخت SiC نسبت به کامپوزیت هیبریدی نرخ سایش بالاتری دارد که نتایج مشابه اروری و همکاران [20]، به‌دست آوردند.

تصاویر میکروسکوپ الکترونی از سطح سایش یافته و براده‌ای جدا شده از سطوح سایش یافته نمونه‌های فلز پایه و FSP شده و کامپوزیت هیبریدی در "شکل 7" نشان داده شده است. همان‌گونه که در این شکل مشاهده می‌شود در سطح سائیده شده فلز پایه آثار کندگی و شیارهای عمیق‌تری نسبت به دو نمونه دیگر ایجاد شده است. این موارد همراه با وجود آثار تغییر شکل پلاستیک بر سطح نمونه مذکور دلالت بر سایش با مکانیزم چسبان می‌باشد [41,39]. همچنین مورفولوژی ذرات سایش یافته (تکه‌های ضخیم و بزرگ جدا شده از زمینه) مؤید مکانیزم سایش چسبان در فلز پایه می‌باشد [42,41]. در نمونه کامپوزیت هیبریدی شیارهای ایجاد شده ناشی از

جدول 1 ضریب اصطکاک فلز پایه (BM)، نمونه FSP شده (FSPed)، کامپوزیت تک ذره‌ای Al/SiC (SiC)، کامپوزیت تک ذره‌ای Al/BN_h (BN) و کامپوزیت هیبریدی Al/SiC+BN_h (هیبریدی).

Table 1 Variation of friction coefficient of BM, FSPed, SiC (Al/SiC), BN (Al/BN_h) and Hybrid (Al/SiC+BN_h) samples

نمونه‌ها	ضریب اصطکاک
BM	3.75
FSPed	1.43
BN	0.69
SiC	1.33
هیبریدی	0.96

جدول 2 جریان و پتانسیل خوردگی نمونه‌های فلز پایه (BM)، FSP (FSPed)، کامپوزیت تک ذره‌ای Al/SiC، کامپوزیت تک ذره‌ای Al/BN_h (BN) و کامپوزیت هیبریدی Al/SiC+BN_h (هیبریدی).

Table 2 The value of corrosion current and voltage and rate of corrosion of BM, SiC (Al/SiC), BN (Al/BN_h) and Hybrid (Al/SiC+BN_h) samples

نرخ خوردگی (MPY)	پتانسیل خوردگی (V)	دانشسته جریان خوردگی (μA/cm ²)	نمونه‌ها
6.017	-0.673	552	Base metal
1.399	-0.684	130	FSPed
23.499	-0.678	2155	Al/SiC
0.498	-0.277	0.457	Al/BN _h
1.980	-0.679	182	Al/SiC+BN _h

رفتن حفرات درون فلز پایه شده و در نتیجه مقاومت به خوردگی بهبود می‌یابد. وانگ و همکاران [43] معتقدند که ریزدانه شدن می‌تواند باعث تشکیل سریع یک لایه‌ی پسیو بر سطح ماده شود که می‌تواند مقاومت به خوردگی را افزایش دهد. به‌طور کلی حضور ذرات تقویت‌کننده به‌واسطه افزایش سطح کاتد باعث افزایش دانشسته جریان تبادل اسیژن می‌شوند، در نتیجه نرخ خوردگی کامپوزیت‌ها نسبت به نمونه FSP شده بالاتر خواهد بود [44]. همان‌گونه در جدول 2 مشاهده می‌شود، نرخ خوردگی نمونه‌های کامپوزیتی به‌غیر از نمونه کامپوزیتی Al/SiC افزایش چندانی نسبت به نرخ خوردگی نمونه FSP شده بدون ذرات ثانویه ندارد که می‌توان به مقاومت به خوردگی بالای ذرات BN_h و توزیع یکنواخت و دانه‌بندی ظریف نمونه‌ها نسبت داد.

4- نتیجه‌گیری

در این تحقیق کامپوزیت هیبریدی Al/(SiC+BN_h) توسط فرآیند فرآوری اصطکاکی اغتشاشی (FSP) بر سطح زیرلایه Al-1050 به منظور بهبود خواص

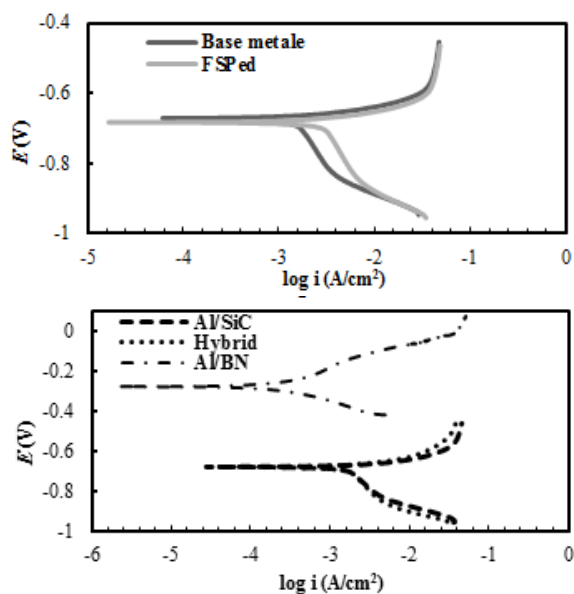


Fig.8 Potentiodynamic polarization curves of the BM, SiC(Al/SiC), BN(Al/BN_h) and Hybrid(Al/SiC+BN_h) samples

شکل 8 منحنی پلاریزاسیون نمونه‌های فلز پایه (BM)، نمونه FSP شده (FSPed)، کامپوزیت تک ذره‌ای Al/SiC، کامپوزیت تک ذره‌ای Al/BN_h (BN) و کامپوزیت هیبریدی Al/SiC+BN_h (هیبریدی).

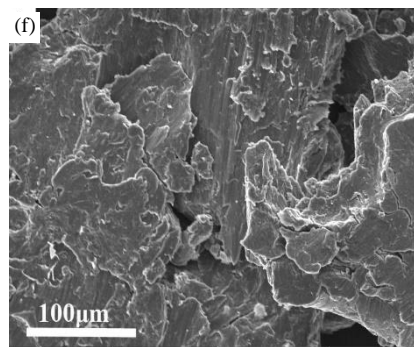
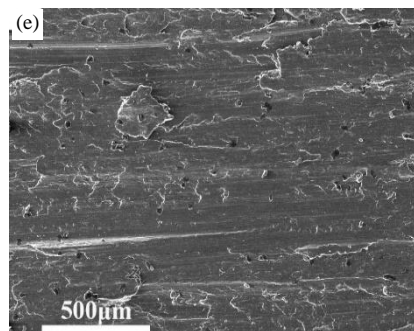
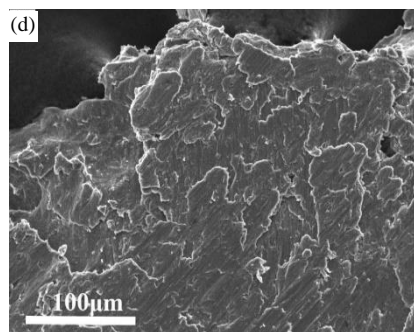
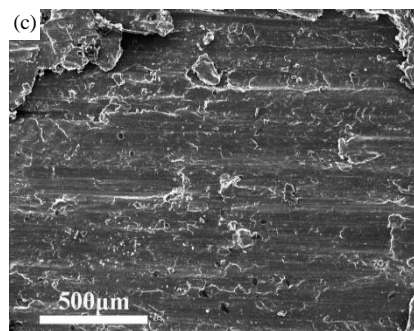


Fig.7 Electron microscope micrographs of worn surface and wearing product: (a) and (b) BM, (c) and (d) FSPed (FSP), (e) and (f) Hybrid (Al/SiC+BN_h) samples

شکل 7 تصاویر میکروسکوپ الکترونی به ترتیب از سطح سایش یافته و محصول سایش نمونه‌های: (a) و (b) فلز پایه (BM)، (c) و (d) FSP شده (FSPed)، (e) و (f) کامپوزیت هیبریدی Al/SiC+BN_h (هیبریدی).

Al/BN_h اختلاف خیلی کمی با هم دارند. افزایش پتانسیل خوردگی یا به عبارت دیگر کاهش تمایل به خوردگی نمونه Al/BN_h می‌تواند ناشی از مقاومت به خوردگی بالای ذرات BN_h باشد. به‌علاوه، نمونه FSP شده نسبت به فلز پایه دارای نرخ خوردگی کمتری است. فرآیند فرآوری اصطکاکی اغتشاشی به‌دلیل توسعه دانه‌های ظریف و افزایش دانشسته‌ی مرزدانه‌ها می‌تواند موجب افزایش میزان خوردگی شود. ولی این فرآیند باعث از بین

- [12] I. S. Lee, C. J. Hsu, C. F. Chen, N. J. Ho, et al, Particle-reinforced aluminum matrix composites produced from powder mixtures via friction stir processing, *Composites Science and Technology*, Vol. 71, No. 5, pp. 693-698, 2011.
- [13] Z.Y. Ma, A.L. Pilchak, M.C. Juhas, J.C. Williams, Microstructural refinement and property enhancement of cast light alloys via friction stir processing, *Scripta Materialia*, Vol. 58, No. 5, pp. 361-366, 2008.
- [14] Y. Mazaheri, F. Karimzadeh, M. H. Enayati, A novel technique for development of A356/Al₂O₃ surface Nano composite by friction stir processing, *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 211, No. 10, pp. 1614-1619, 2011.
- [15] Z. Y. Ma, Friction stir processing technology, *Metallurgical and Metallurgical and Materials Transactions*, Vol. 39, pp. 642-658, 2008.
- [16] D. L. Gong, Q. J. Xue, H. L. Wang, Study of the wear of filled polytetrafluoroethylene, *Wear*, Vol. 134, No. 2, pp. 283-295, 1989.
- [17] Z. Z. Zhang, Q. J. Xue, W. M. Liu, W. C. Shen, Study on friction and wear properties of metal, *Acta Materiae Composite Sinica*, Vol. 16, No. 4, pp. 58-63, 1999.
- [18] X. Li, Y. Gao, J. Xing, Y. Wang, L. Fang, Wear reduction mechanism of graphite and MoS₂ in epoxy composites, *Wear*, Vol. 257, No. 3-4, pp. 279-283, 2004.
- [19] S. Dhanasekaran, R. Gnanamoorthy, Abrasive wear behavior of sintered steels prepared with MoS₂ addition, *Wear*, Vol. 262, No. 6, pp. 617-623, 2007.
- [20] D. Aruri, K. Adepu, K. Adepu, K. Bazavada, Wear and mechanical properties of 6061-T6 aluminum alloy surface hybrid composites [(SiC + Gr) and (SiC + Al₂O₃)] fabricated by friction stir processin, *Journal of Materials Research and Technology*, Vol. 2, No.4, pp. 362-369, 2013.
- [21] M. L. Ted Guo, Y.A. Chi, Tsao, Tribological behavior of aluminum/SiC/nickel-coated graphite hybrid composites, *Materials Science and Engineering*, Vol. 333, No. 2, pp. 134-145, 2002.
- [22] Y. Kimuraa, T. Wakabayashia, K. Okadab, T. Wadac, et al, Boron nitride as a lubricant additive, *Wear*, Vol. 232, No. 2, pp. 199-206, 1999.
- [23] Y. J. Hwu, C. T. Hsu, F. Wang, Measurement of friction and the flow stress of steels at room and elevated temperatures by ring-compression tests, *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 37, No. 4, pp. 319-335, 1996.
- [24] M. abbas Bharanchy, R. Anvari, F. Karimzadeh, M. H. Enayati, The Effect of friction stir process on the microstructure and mechanical properties of aluminum powder metallurgy parts, *The fourth joint conference Metallurgy Engineers Society and Casting Society*, Tehran, Iran, October 15-16, 2009. (in Persian فارسی)
- [25] M. Shamanian, H. Mostaan, M. Safari, M. S. Dezfooli, Friction-stir processing of Al-12% Si alloys: grain refinement, numerical simulation, microstructure evolution, dry sliding wear performance and hardness measurement, *Metallurgical Research & Technology*, Vol. 114, No. 2, pp. 11, 2017.
- [26] G. E. Dieter, *Mechanical Metallurgy*, third Edition, pp. 235-240, Tehran: University Publication Center, 2008. (in Persian فارسی)
- [27] M. Sarkari Khorrami, M. Kazeminezhad, A. H. Kokabi, Microstructure evolutions after friction stir welding of severely deformed aluminum sheets, *Materials and Design*, Vol. 40, pp. 364-372, 2012.
- [28] F. Harati, M. Shamanian, M. Atapour, The effect of tool travel speed in the friction stir processing on the microstructure and hardness of aluminum alloy 7075, *The Sixth Joint Conference Metallurgical Engineers Society and Casting Society*, Tehran, Iran, November 7-9, 2012. (in Persian فارسی)
- [29] M. Shamanian, H. Mostaan, M. Safari, J. A. Szpunar, Friction stir modification of GTA 7075-T6 Al alloy weld joints: EBSD study and microstructural evolutions, *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, Vol. 17, No. 3, pp. 574-585, 2017.
- [30] B. Abnaar, M. Kazeminezhad, A. H. Kokabi, The effect of heat input on the microstructure and mechanical properties of the alloys AA33 j connection by friction stir welding, *The Seventh Joint Conference Metallurgical Engineers Society and Casting Society*, Semnan, Iran, October 30-31, 2013. (in Persian فارسی)
- [31] D. Yadav, R. Bauri, Effect of friction stir processing on microstructure and mechanical properties of aluminum, *Materials Science and Engineering*, Vol. 539, pp. 85-92, 2012.
- [32] ASM Handbook, Friction, lubrication, and wear technology, ASM International, *Materials Park, Ohio*, Vol. 18, USA, 1994.
- [33] K. C. Ludema, *Friction, Wear, Lubrication: A Textbook in Tribology*, pp. 127-160, USA, CRC Publication, 1996.
- [34] M. Goltmohammadi, M. Atapour, A. Ashrafi, Fabrication and wear characterization of an A413/Ni surface metal matrix composite fabricated via friction stir processing, *Materials Design*, Vol. 85, pp. 471-482, 2015.
- [35] S. Wilson, A. T. Alpas, Effect of temperature on the sliding wear performance of Al alloys and Al matrix composites, *Wear*, Vol. 196, pp. 270-278, 1996.
- [36] A. Nechepurenko, S. Samuni, Oxidation protection of graphite by BN coatings, *Journal of Solid State Chemistry*, Vol. 154, pp. 162-164, 2000.
- [37] T. Hermann, T. A. Blanchet, N. F. Panayotou, Evolution of wear, roughness and friction of Alloy 600 superalloy surfaces in water-submersed sliding, *Wear*, Vol. 268, No.2, pp. 126-132, 2010.

سایشی آلیاژ زمینه ایجاد شد. مطابق با بررسی‌های ریزساختاری مشاهده شد که عملیات فرآوری اصطکاکی اغتشاشی موجب اصلاح ساختار و ریزدانه‌گی محسوس‌تری در سطح زیرلایه می‌شود. علاوه بر این اعمال فرآیند فرآوری اصطکاکی اغتشاشی موجب افزایش سختی حدود 70٪ نسبت به سختی فلز پایه شده است. ایجاد کامپوزیت هیبریدی Al/(SiC+BN_n) منجر به بهبود قابل توجه خواص سایشی آلیاژ زمینه شد. همچنین مقاومت سایش کامپوزیت هیبرید تولید شده نسبت به دو کامپوزیت تک ذره‌ای تولید شده بالاتر (Al/BN_n و Al/SiC) هست که این امر ناشی از حضور و عملکرد همزمان هر دو ذره‌ی تقویت کننده در سطح سایش می‌باشد (افزایش سختی و افزایش قابلیت روانکاری). بررسی‌های خوردگی نشان داد که فرآیند فرآوری اصطکاکی اغتشاشی بدلیل حذف تخلخل و ایجاد دانه‌بندی ریز باعث افزایش مقاومت به خوردگی فلز پایه می‌شود.

5- فهرست علائم

σ_y	استحکام تسلیم (MPa)
σ_0	استحکام اولیه (MPa)
d	اندازه دانه (μm)
H_v	سختی (HV)
Ψ	نرخ سایش (mg/m)
W	بار اعمالی (gr)
V	سرعت سایش (m/s)
W_v	نرخ سایش (mg/m)
k	ضریب اصطکاک

6- مراجع

- [1] A. Thangarasu, N. Murugan, I. Dinaharan, S. Jvijay, Microstructure and micro hardness of AA1050/TiC surface composite fabricated using friction stir processing, *Sadhana Springer*, Vol. 37, No. 5, pp. 579-586, 2012.
- [2] E. R. I. Mahmoud, M. Takahashi, T. Shibayanagi, K. Ikeuchi, Fabrication of surface -hybrid-MMCS layer on aluminum plate by friction stir processing and its wear characteristics, *Materials Transactions*, Vol. 50, No. 7, pp. 1824 - 1831, 2009.
- [3] H. R. Akramifard, M. Shamanian, M. Sabbaghian, M. Esmailzadeh, Microstructure and mechanical properties of Cu/SiC metal matrix composite fabricated via friction stir processing, *Materials and Design*, Vol. 54, pp. 838-844, 2014.
- [4] A. Dolatkah, P. Golbabaee, M. K. Besharati Givi, 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*, Vol. 37, pp. 458-464, 2012.
- [5] C. Maxwell Rejil, I. Dinaharan, S. J. Vijay, N. Murugan, Microstructure and sliding wear behavior of AA6360/(TiC + B₄C) hybrid surface composite layer synthesized by friction stir processing on aluminum substrate, *Materials Sciences and Engineering*, Vol. 552, pp. 336-344, 2012.
- [6] S. F. Kashani-Bozorg, K. Jazayeri, Formation of Al/B₄C surface nano composite layers on 7075 Al alloy employing friction stir processing, *Nanoscience and Nano Technology International Conference on Nanoscience and Nanotechnology*, Vol. 1136, pp. 715-719, 2009.
- [7] F. Khodabakhshi, A. Simchi, A. H. Kokabi, M. Nosko, F. Simancik, P. Svec, Microstructure and texture development during friction stir processing of Al-Mg alloy sheets with TiO₂ nanoparticles, *Material Sciences and Engineering*, Vol. 605, No. 715, pp. 108-118, 2014.
- [8] R. S. Mishra, Z. Y. Ma, Friction stir processing: a novel technique for fabrication of surface composite, *Material Sciences and Engineering*, Vol. 341, No. 2, pp. 307-310, 2003.
- [9] R. S. Mishra, Z. Y. Ma, Friction stir welding and processing, *Materials Science and Engineering*, Vol. 50, No. 1, pp. 1-78, 2005.
- [10] A. Shafiei Zarghani, S. F. Kashani-Bozorg, A. Zarei- Hanzaki, Wear assessment of Al/Al₂O₃ nano-composite surface layer produced using friction stir processing, *Wear*, Vol. 270, No. 5, pp. 403-412, 2011.
- [11] F. Nascimento, T. Santos, P. Vilaca, P. Vilaca, R. M. Miranda, et al, Microstructural modification and ductility enhancement of surfaces modified by FSP in aluminum alloys, *Materials Science and Engineering*, Vol. 506, No. 2, pp. 16-22, 2009.

- [42] S. A. Alidokht, A. Abdollah-zadeh, S. Soleymani, H. Assadi, Microstructure and tribological performance of an aluminium alloy based hybrid composite produced by friction stir processing, *Materials and Design*, Vol. 32, pp. 2727-2733, 2011.
- [43] L. P. Wang, Y. M. Lin, Z. X. Zeng, W. M. Liu, Q. J. Xue, L. T. Hu, J. Y. Zhang, Electrochemical corrosion behavior of nanocrystalline Co coatings explained by higher grain boundary density, *Electrochim*, Vol. 52, pp. 4342-4350, 2007.
- [44] R. Pierre, P. Corrosion, *Engineering Principles and Practice*, pp. 49-56, USA, McGraw- Hill publication, 2008.
- [38] S. R. Anvari, F. Karimzadeh, M. H. Enayati, A novel route for development of Al-Cr-O surface nano-composite by friction stir processing, *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 562, pp. 48-55, 2013.
- [39] D. Markov, D. Kelly, Mechanisms of adhesion-initiated catastrophic wear: pure sliding, Vol. 239, pp. 189-210, 2000.
- [40] J. K. M. Kwok, S. C. Lim, High-speed tribological properties of some Al/SiCp composites: II, *Wear mechanisms, Composites Science and Technology*, Vol. 59, pp. 65-75, 1999.
- [41] Y. Zhana, G. Zhang, The role of graphite particles in the high-temperature wear of copper hybrid composites against steel, *Materials and Design*, Vol. 27, pp. 79-84, 2006.