



# تولید کامپوزیت سطحی آلومینیم 2024 تقویت شده با نانو ذرات کاربید بور توسط فرآوری اصطکاکی اغتشاشی

سعید احمدی فرد<sup>1</sup>، امیر مومنی<sup>2\*</sup>

1- دانش‌آموخته کارشناسی ارشد، مهندسی مواد، دانشگاه بوعلی سینا، همدان  
2- استادیار، مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی همدان، همدان  
\* همدان، صندوق پستی 65155579، momeni@hut.ac.ir

## اطلاعات مقاله

مقاله پژوهشی کامل  
دریافت: 25 خرداد 1396  
پذیرش: 05 مرداد 1396  
ارائه در سایت: 20 مرداد 1396  
کلید واژگان:  
آلومینیم 2024  
نانو کامپوزیت  
فرآوری اصطکاکی اغتشاشی  
کاربید بور  
خواص مکانیکی

## چکیده

در این پژوهش نانو کامپوزیت آلومینیم 2024 و ذرات کاربید بور با میانگین اندازه 60 نانومتر توسط فرآوری اصطکاکی اغتشاشی تولید و ریزساختار و خواص مکانیکی و خوردگی آن بررسی شد. جهت تعیین شرایط بهینه و حصول نمونه بدون عیب، عملیات اصطکاکی اغتشاشی با سرعت‌های دورانی مختلف در سرعت پیشروی ثابت 25 میلی‌متر بر دقیقه روی نمونه‌های بدون پیود انجام شد. براساس این بررسی‌ها نمونه بهینه در سرعت دورانی 850 دور بر دقیقه و پیشروی 25 میلی‌متر بر دقیقه به دست آمد. برای بررسی ریزساختار از میکروسکوپ نوری و الکترونی استفاده شد. نتایج نشان داد که با اضافه کردن ذرات تقویت کننده و تعداد پاس‌ها میانگین اندازه دانه در ناحیه اغتشاشی کاهش پیدا می‌کند. همچنین توزیع یکنواختی از ذرات تقویت کننده پس از 4 پاس عملیات به دست آمد. برای بررسی خواص مکانیکی آزمون‌های میکروسختی و سایش انجام شدند. در تطابق با مشاهدات ریزساختاری، بالاترین سختی و مقاومت در برابر سایش در نمونه 4 پاسه مشاهده شد. بهبود در خواص مکانیکی با افزایش تعداد پاس‌ها به ریزتر شدن ساختار و توزیع همگن ذرات تقویت کننده نسبت داده شد. در مقابل مشاهده شد که در نمونه بدون ذرات تقویت کننده سختی پس از یک پاس عملیات نسبت به سختی اولیه کاهش پیدا کرد. این مساله به انحلال رسوب‌های موجود در فلز پایه به علت دمای بالای عملیات نسبت داده شدند. همچنین نتایج آزمون الکتروشیمیایی نشان داد که رفتار خوردگی نمونه‌ها با اضافه کردن ذرات تقویت کننده و افزایش تعداد پاس بهبود پیدا می‌کند.

## Fabrication of Al2024 surface composite reinforced by B<sub>4</sub>C nano particles via friction stir processing

Saeed Ahmadifard<sup>1</sup>, Amir Momeni<sup>2\*</sup>

1- Department of Material Engineering, Bu Ali Sina University, Hamedan, Iran  
2- Department of Materials Engineering, Hamedan University of Technology, Hamedan, Iran  
\*P.O.B. 65155579, Hamedan, Iran, momeni@hut.ac.ir

### ARTICLE INFORMATION

Original Research Paper  
Received 15 June 2017  
Accepted 27 July 2017  
Available Online 11 August 2017

#### Keywords:

Al2024  
Nano composite  
Friction Stir Processing  
B<sub>4</sub>C  
Mechanical properties

### ABSTRACT

In this research surface nano composite of aluminum 2024 and boron carbide particles with the average size of 60 nm was fabricated by the friction stir processing (FSP) method. The primary friction stir processing tests showed that the rotating speed of 850 rpm and traverse speed of 25 mm/min are the optimum conditions which result in sound samples. The effects of nano - particle addition and number of passes were analyzed in the fabricated samples. Optical and field emission scanning electron microscopy techniques showed that the average grain size in the stir zone decreases by adding nano-particles or increasing the number of FSP passes. The hardness and the abrasion tests showed that strength and wear resistance of the fabricated samples increases with the increase in number of passes. The improved mechanical properties were attributed to the grain refinement as well as the uniform distribution of nano-particles in the matrix. However, in the absence of nano-particles the hardness decreased due to the dissolution of primary particles in the stir zone. The result of electrochemical tests indicated that corrosion behavior of the FSPed samples improves by adding the nano - particles or increasing the pass number.

### 1- مقدمه

بودن یک کشور است. آلیاژهای آلومینیم دارای وزن مخصوص و دمای ذوب پایین، مقاومت به خوردگی عالی، هدایت حرارتی و الکتریکی خوب، باعث کاربردهای گسترده این آلیاژها در صنایع خودروسازی، ساختمانی، دریایی، پتروشیمی، غذایی، الکتریکی، نظامی، هوافضا و غیره شده است، به همین

امروزه آلومینیم به علت خواص خارق‌العاده‌اش به عنوان پرمصرف‌ترین فلز پس از فولاد محسوب می‌شود. کاربردهای این فلز روز به روز در حال افزایش است به طوری که مصرف سرانه هر کشور در زمینه آلومینیم نشانه پیشرفته

### Please cite this article using:

S. Ahmadifard, A. Momeni, Fabrication of Al2024 surface composite reinforced by B<sub>4</sub>C nano particles via friction stir processing, *Modares Mechanical Engineering*, Vol. 17, No. 8, pp. 343-350, 2017 (in Persian)

برای ارجاع به این مقاله از عبارت ذیل استفاده نمایید:

✓ عمق ناحیه تحت عملیات را می‌توان با تغییر در طول پین عوض نمود.

✓ این فرآیند یک روش چند کاره با نقشی جامع برای تولید، بهینه سازی و سنتز مواد است.

استفاده از این فرآیند موجب تغییر در شکل و اندازه اجزای پرداخت شده نمی‌شود و در نهایت این روش یک روش اقتصادی و دوست‌دار محیط زیست است [8].

کارهای مختلفی در زمینه فرآوری اصطکاکی اغتشاشی انجام شده است. مثلاً زحمتکش و همکاران [9] نانو کامپوزیت سطحی  $Al-10\%Al_2O_3$  را بر سطح آلیاژ آلومینیم 2024 با استفاده از فرآیند اصطکاکی اغتشاشی تولید کردند و به بررسی رفتار سایشی نانوکامپوزیت تولید شده پرداختند. آن‌ها گزارش دادند که با انجام این فرآیند میزان مقاومت به سایش نسبت به فلز پایه بهبود پیدا کرده است. ژائو<sup>3</sup> و همکاران [10] به بررسی تاثیر اضافه کردن ذرات تقویت کننده در درصدهای مختلف وزنی پرداختند و گزارش دادند که با افزایش درصد وزنی ذرات تقویت کننده از یک درصد به سه درصد خواص مطلوب‌تری به دست می‌آید. احمدی فرد و همکاران [11] به مطالعه اثر نسبت ترکیبی گرافیت و زیرکونیا بر خواص آلومینیم فرآوری شده پرداختند و گزارش دادند که با افزایش درصد گرافیت نسبت به زیرکونیا مقاومت به سایش بهبود می‌یابد، که دلیل آن را تشکیل یک فیلم روان کار در سطح نمونه بخاطر حضور گرافیت گزارش کردند. طی مطالعه دیگری حسینی و همکاران [12] نشان دادند که با انجام فرآیند مقاومت به خوردگی نمونه‌های فرآوری شده نسبت به فلز پایه افزایش پیدا می‌کند. همچنین احمدی فرد و همکاران [13] تاثیر ذرات نانو و میکرو اکسید تیتانیوم را در زمینه آلومینیمی بررسی کرده و نشان دادند که ذرات نانو تاثیر قابل ملاحظه‌تری بر ریزساختار و خواص مکانیکی کامپوزیت حاصل نسبت به ذرات میکرو دارند. به طوری که میزان سختی و استحکام کششی در نمونه دارای ذرات نانو به ترتیب حدود 18 و 13 درصد بیشتر از نمونه دارای ذرات میکرو بود.

آلومینیم 2024 به دلیل کاربردهای فراوان از جمله در ساخت سازه هوایما (بال و بدنه) و هوافضا مورد استفاده قرار می‌گیرد. به همین دلیل، بهبود هم‌زمان استحکام، مقاومت به خوردگی و سایش همیشه به عنوان هدفی اساسی در فرآوری این آلیاژ جهت کاربردهای فوق‌الذکر بوده است. بر مبنای این نیاز، در پژوهش حاضر تلاش شده است تا نانو ذرات کاربرد بور به عنوان ماده تقویت کننده در خلال عملیات فرآوری به سطح آلومینیم 2024 وارد شوند. در ادامه ریزساختار، خواص مکانیکی و خوردگی نانوکامپوزیت حاصل بررسی شده و با فلز پایه مقایسه می‌شود.

## 2- مواد و روش‌ها

فلز پایه مورد استفاده در این پژوهش، آلیاژ آلومینیم 2024 است که ترکیب شیمیایی آن در جدول 1 ارائه شده است.

ابعاد نمونه‌های فلز پایه برای انجام عملیات فرآوری و تولید نانو کامپوزیت سطحی  $150 \times 60 \times 6$  میلی‌متر انتخاب گردید. برای اعمال ذرات

دلیل معمولاً این فلز با عناصر آلیاژی مختلف ترکیب شده و محصولات حاصله برای کاربردهای گوناگون مورد استفاده قرار می‌گیرد. اما یکی از ضعف‌های آلیاژهای آلومینیم سختی پایین و مقاومت به سایش کم آن‌ها است [1,2]. بدین منظور پوشش‌دهی، عملیات مهندسی سطح و تولید کامپوزیت این آلیاژها، از جمله اقداماتی هستند که برای افزایش سختی و مقاومت به سایش مورد استفاده قرار می‌گیرند [3].

روش‌های متفاوتی برای تولید کامپوزیت‌های سطحی طی سال‌های اخیر مطرح شده‌اند. از جمله این روش‌ها می‌توان به ذوب سطحی با لیزر، پرتوافکنی با الکترون، پرتوافکنی با پلاسما و ریخته‌گری اشاره کرد. نتایج نشان داد که در تمام این موارد مقاومت سایشی نمونه‌های کامپوزیتی نسبت به نمونه‌های بدون ذرات تقویت کننده بهبود چشم‌گیری می‌یابد که این افزایش مقاومت به سایش به افزایش سختی ناشی از ذرات تقویت کننده نسبت داده شده است. اما این روش‌ها محدودیت‌هایی دارند که موجب کاهش استفاده از آن‌ها می‌شود. مشکل اصلی در این فرآیندها انجام کامپوزیت‌سازی در حضور فاز مذاب است. در این حالت امکان واکنش بین ذرات تقویت کننده و زمینه فلزی و تشکیل برخی فازهای مخرب وجود دارد. علاوه بر آن یکی از مشکلات عمده در کامپوزیت‌های تولیدی با فرآیندهای ذوبی، انباشته شدن ذرات تقویت کننده بوده که منجر به توزیع غیریکنواخت آن‌ها در زمینه می‌شود. در فرآیندی مثل ریخته‌گری نیز ایجاد تخلخل‌ها و حفرات انقباضی در نمونه غیرقابل اجتناب است. به منظور حصول ریزساختاری مناسب در حین انجماد باید کنترل‌های بسیار دقیقی روی متغیرهای فرآیند صورت پذیرد. بنابراین واضح است که اگر تولید کامپوزیت سطحی در دمایی زیر نقطه ذوب صورت گیرد مشکلات فوق وجود نخواهد داشت [4].

امروزه فرآوری اصطکاکی اغتشاشی<sup>1</sup> به عنوان یک روش بهبود خواص سطحی شناخته شده است. با در نظر گرفتن مشکلات عملیات‌های ذوبی به نظر می‌رسد که فرآوری اصطکاکی اغتشاشی گزینه مناسبی برای ساخت کامپوزیت‌های سطحی روی ورق‌های آلومینیمی است. با توجه به این که در حین فرآوری اصطکاکی اغتشاشی دما کمتر از نقطه ذوب فلز پایه است، لذا مشکلات ذکر شده در فرآیندهای مبتنی بر فاز مذاب وجود نخواهند داشت. علاوه بر آن فرآوری اصطکاکی اغتشاشی سبب اصلاح ساختار و کاهش اندازه دانه در نزدیکی سطح ماده می‌شود که این امر خود بهبود خواص مکانیکی، کاهش و توزیع مناسب تخلخل‌ها و پرداخت سطحی بهتر را نتیجه می‌دهد [5]. فرآوری اصطکاکی اغتشاشی از عملیات جوش کاری مشابهی که در سال 1991 میلادی توسط موسسه جوش کاری انگلستان<sup>2</sup> اختراع شد، الهام گرفته است. جوش کاری اصطکاکی اغتشاشی یکی از فرآیندهای جوش کاری حالت جامد است که اولین بار برای جوش کاری آلیاژهای آلومینیم مورد استفاده قرار گرفت [6].

در سال‌های اخیر استفاده از فرآوری اصطکاکی اغتشاشی جهت اصلاح ریزساختار گسترش چشم‌گیری یافته است. همچنین توسط فرآوری اصطکاکی اغتشاشی امکان تولید کامپوزیت‌های سطحی روی بستر آلومینیم و همگن‌سازی آلیاژهای متالورژی پودر آلومینیم، کامپوزیت‌های زمینه فلزی و آلیاژهای ریختگی آلومینیم میسر شده است [7]. در مقایسه با روش‌های دیگر، فرآوری اصطکاکی اغتشاشی دارای مزایایی است از جمله:

- ✓ فرآوری اصطکاکی اغتشاشی، یک فرآیند حالت جامد است.
- ✓ ریزساختار و خواص مکانیکی ناحیه تحت عملیات را می‌توان با کنترل متغیرهای فرآیند، تغییر داد.

جدول 1 ترکیب شیمیایی آلومینیم 2024 مورد استفاده در این تحقیق

Al	Mg	Mn	Se	Si	Cu	ماده
	1.60	0.65	0.25	0.1	5.47	درصد وزنی
باقی مانده						

<sup>3</sup> Zhao

<sup>1</sup> Friction stir processing (FSP)

<sup>2</sup> The welding institute (TWI)

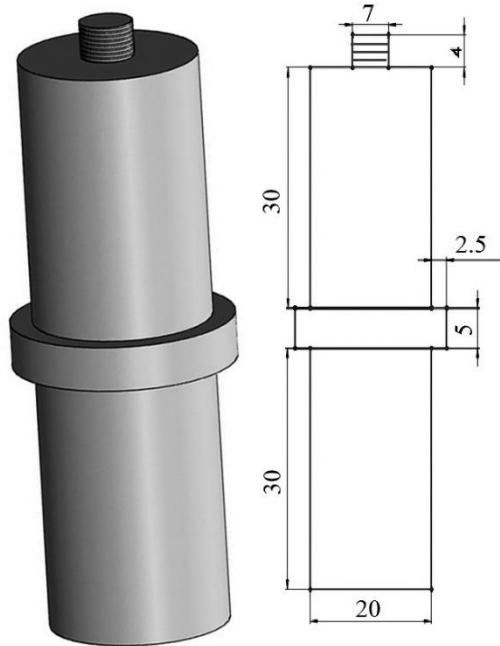


Fig. 3 Schematic image of FSP tool used in this research

شکل 3 نمایی از ابزار FSP مورد استفاده در این تحقیق

شدند تا سرعت بهینه از نظر حصول نمونه سالم و بدون عیوب ظاهری تعیین گردد. این بررسی‌ها نشان دادند که بهترین کیفیت در نمونه فرآوری شده با سرعت دورانی 850 دور بر دقیقه و سرعت پیشروی 25 میلی‌متر بر دقیقه حاصل می‌شود لذا این شرایط در ادامه برای تولید نانو کامپوزیت‌های مورد نظر و بررسی خواص آن‌ها پس از پاس‌های مختلف فرآیند مورد استفاده قرار گرفت.

به منظور بررسی‌های ریزساختاری نمونه‌هایی عمود بر مسیر فرآوری شده تهیه گردیدند. پس از سمباده‌کاری (تا گرید 3000) و پولیش مکانیکی، عملیات حکاکی توسط محلول ارائه شده در جدول 2 انجام شد. برای بررسی‌های ریزساختاری از میکروسکوپ نوری (مدل آنیون<sup>1</sup>) و الکترونی روبشی گسیل میدانی<sup>2</sup> (مدل تی اسکن<sup>3</sup>) که قادر به گرفتن آنالیز عنصری بود، استفاده شد. تعیین اندازه دانه در نمونه‌ها توسط نرم‌افزار ایمیج جی<sup>4</sup> انجام شد.

آزمون سختی طبق استاندارد ASTM E384 از سطح مقطع نمونه‌های فرآوری شده به روش میکروویکرز و توسط دستگاه بوهرل<sup>5</sup> انجام شد. نیروی اعمالی در آزمایش میکروسختی 200 گرم و زمان اعمال بار 20 ثانیه بود. آزمون سایش طبق استاندارد ASTM G99 در دمای محیط به روش پین روی دیسک<sup>6</sup> بطور رفت و برگشتی توسط دستگاه آرکا صنعت آروین انجام شد. قبل از انجام آزمون، نمونه توسط وایرکات برش و سپس تا سنباده 1500 سنباده‌زنی شد. این آزمون با سرعت 1 میلی‌متر در ثانیه و بار اعمالی 10 نیوتن انجام شد. جنس ماده ساینده از فولاد AISI D3 با سختی HRC 58 انتخاب شد. به منظور بررسی کاهش وزن از یک ترازو با حساسیت 10 mg ± استفاده شد. تغییرات نیروی اصطکاک با مسافت لغزش توسط دستگاه ثبت گردید. در نهایت سطح ساییده شده توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی مورد

تقویت کننده در مسیر فرآیند سوراخ‌هایی به قطر 2 میلی‌متر و عمق 3 میلی‌متر و فاصله (از مرکز تا مرکز) 4 میلی‌متر در نظر گرفته شدند. "شکل 1" تصویر شمایی از قطعه کار و سوراخ‌های حامل ذره تقویت کننده قبل از انجام فرآیند را نشان می‌دهد.

در این پژوهش ماده تقویت کننده برای ایجاد نانو کامپوزیت سطحی، نانو ذرات کاربرد بور با خلوص 99.99 درصد و میانگین اندازه ذرات 60 نانومتر انتخاب شد. در "شکل 2" تصویر میکروسکوپ الکترونی نانو ذرات کاربرد بور آورده شده است.

ابزار مورد استفاده در این پژوهش از فولاد گرم کار H13 با سختی 56 HRC ساخته شد. بخش پین در ابزار به صورت استوانه با قطر 7 میلی‌متر و ارتفاع 4 میلی‌متر انتخاب شد. شانه ابزار هم به صورت استوانه‌ای با قطر 20 میلی‌متر ساخته شد. به منظور افزایش بازدهی پین در عملیات اختلاط قطعه بدنه پین به شکل رزوه‌دار تراش کاری شد. همچنین برای تسهیل جریان مواد تعقیری 5 درجه‌ای در قسمت کف شانه از بیرون به سمت داخل ایجاد گردید. در هنگام کار زاویه انحراف ابزار نسبت به راستای عمود بر ورق 3 درجه تنظیم شد. "شکل 3" تصویری شمایی از ابزار مورد استفاده را ارائه می‌کند

با توجه به این که تاثیر سرعت چرخش بر توزیع ذرات تقویت کننده بیشتر از سرعت عبوری است و سرعت عبوری کم می‌تواند فرصت بیشتری را برای اغتشاش و همگن‌سازی ناحیه اغتشاشی فراهم آورد، سرعت عبوری به مقدار نسبتاً کم 25 میلی‌متر بر دقیقه ثابت در نظر گرفته شد و آزمون‌هایی در سرعت‌های چرخش مختلف 450، 600، 710 و 850 دور بر دقیقه انجام

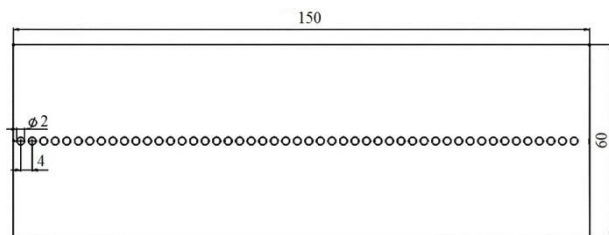


Fig. 1 Schematic image of Al 2024 sheet with holes drilled to fill with the nano particles

شکل 1 تصویر شمایی از ورق آلومینیم 2024 و سوراخ‌های ایجاد شده جهت ذرات تقویت کننده نانو

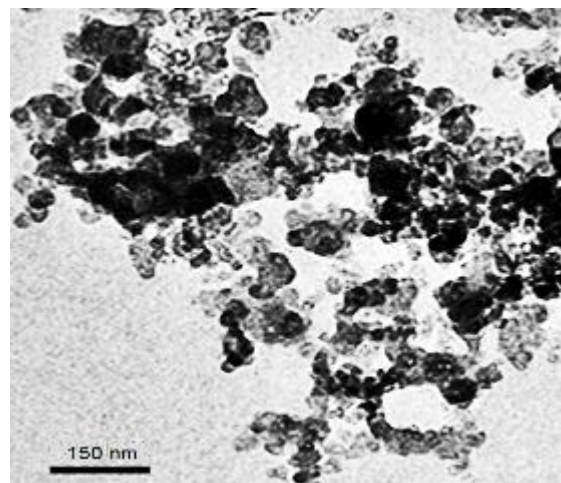


Fig. 2 TEM micrograph of B<sub>4</sub>C nano particle used as reinforcing particles in this research

شکل 2 تصویر میکروسکوپ TEM از نانو ذرات کاربرد بور که در این تحقیق به عنوان ذرات تقویت کننده افزوده شده‌اند

<sup>1</sup> Unione

<sup>2</sup> Field Emission Scanning Electron Microscopy (FESEM)

<sup>3</sup> T Scan

<sup>4</sup> Image J

<sup>5</sup> Buhler

<sup>6</sup> Pin-on-disk

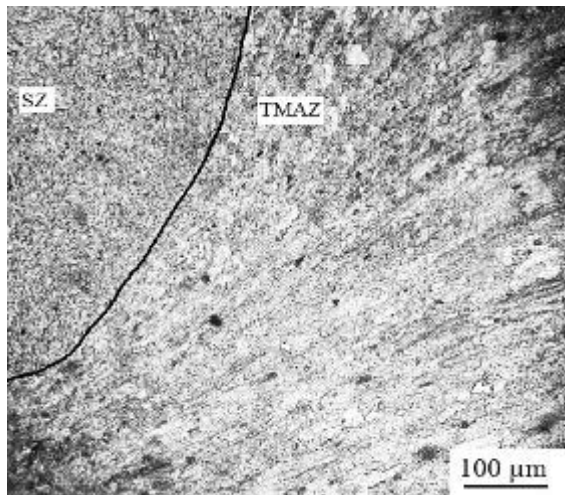


Fig. 5 Optical microscope image of the interface SZ with TMAZ

شکل 5 تصویر میکروسکوپ نوری مربوط به فصل مشترک ناحیه SZ با ناحیه TMAZ

قابل مشاهده است اختلاف ساختاری قابل توجهی بین ناحیه اغتشاشی و ناحیه ترمومکانیکی وجود دارد. در ناحیه اغتشاشی به سبب ایجاد تغییر شکل پلاستیک شدید و افزایش دما شرایط برای وقوع تبلور مجدد دینامیکی فراهم است و ریزساختاری حاوی دانه‌های ریز و هم‌محور در این ناحیه ایجاد می‌شود [15]. اما در ناحیه ترمومکانیکی به علت کرنش کمتر و دمای پایین‌تر میزان پیشرفت تبلور مجدد کمتر بوده و این امر باعث حصول ساختار درشت‌تری در این ناحیه نسبت به ناحیه اغتشاشی می‌شود [16].

"شکل 6" ریزساختار نواحی فوق‌الذکر را در نمونه‌ای که چهار پاس فرآوری شده نشان می‌دهد. "شکل 6 (الف)" ریزساختار مربوط به فلز پایه را نشان می‌دهد که حاوی دانه‌های درشت و اندکی کشیده شده در امتداد جهت نورد است. میانگین اندازه دانه مربوط به فلز پایه در حدود 65 μm محاسبه شد. "شکل 6 (ب)" ریزساختار مربوط به ناحیه اغتشاشی را نشان می‌دهد. همان‌گونه که در این شکل قابل ملاحظه است انجام فرآوری اصطکاکی اغتشاشی سبب ایجاد ساختاری بسیار ریزدانه‌تر از فلز پایه شده است که همان‌طور که اشاره شد دلیل آن وقوع تبلور مجدد دینامیکی است. تبلور مجدد دینامیکی در آلومینیم و آلیاژهای آن اغلب با مکانیزم پیوسته یا تبلور مجدد دینامیک هندسی رخ می‌دهد. در هر دو حالت کسر تبلور مجدد با کرنش پیش می‌رود. لذا اعمال کرنش‌های بزرگ در ناحیه اغتشاشی باعث پیشرفت بیشتر فرآیند تبلور مجدد و ریزتر شدن ساختار دانه‌بندی می‌شود. در این زمینه تحلیل‌های مشابهی در خصوص تحولات ریزساختاری در خلال عملیات فرآوری در آلومینیم و آلیاژهای آن توسط محققان دیگر ارائه شده است [17]. ریزساختار مربوط به ناحیه متأثر از حرارت که مرز بین فلز پایه و ناحیه تحت تأثیر فرآوری است در "شکل 6 (ج)" ارائه شده است. مشاهدات نشان می‌دهند که به‌علت ایجاد حرارت و عدم وجود کرنش در این ناحیه رشد دانه پدیده غالب بوده و افزایش اندازه دانه نسبت به ریزساختار فلز پایه رخ داده است.

اندازه دانه در این ناحیه حدود 75 μm محاسبه شد. بررسی‌های اندازه دانه در نمونه اولیه (بدون ذرات) و کامپوزیت‌های فرآوری شده با تعداد پاس مختلف نتایج مشابهی را از اثر ریزدانه کننده عملیات فرآوری نشان دادند. جدول 3 میانگین اندازه دانه ناحیه اغتشاشی را در نمونه‌های فرآوری شده ارائه می‌کند.

جدول 2 ترکیب شیمیایی محلول حکاکی استفاده شده جهت آشکارسازی ساختار

(مقادیر برحسب درصد حجمی هستند)

Table 2 Chemical composition of etching reagent used for revealing microstructures (all in volume percent)

H <sub>2</sub> O	HNO <sub>3</sub>	HCL	HF
95	2.5	1.5	1

بررسی قرار گرفت.

جهت بررسی رفتار خوردگی و روپین شدن فلز پایه و نمونه‌های فرآوری شده، نمونه‌های از سطح تهیه شدند. پس از عملیات سنباده‌زنی تا سنباده 3000 و چربی‌زدایی، نمونه‌ها با آب مقطر شسته شدند. سپس نمونه‌ها با دمش هوا خشک شده و به سرعت در سل دستگاه به منظور انجام آزمون قرار گرفتند. برای انجام آزمون از محلول 3.5 درصد وزنی کلرید سدیم استفاده گردید و هر نمونه جهت پایداری پتانسیل الکتروکاردی در محلول خوردگی به مدت 5400 ثانیه قبل از انجام آزمون خوردگی در این محلول غوطه‌ور شد. سپس آزمون پلاریزاسیون پتانسیودینامیک با نرخ روبش 2 میلی‌ولت بر ثانیه انجام شد. جهت انجام این آزمون از سل سه الکتروکاردی شامل الکتروکاردی کمکی گرافیت، الکتروکاردی مرجع کالومل و نمونه مورد آزمایش به عنوان الکتروکاردی استفاده شده و آزمون‌های الکتروشیمیایی توسط دستگاه پتانسیواستات سما<sup>1</sup> انجام شده است.

### 3- نتایج و بحث

#### 3-1- ریزساختار

"شکل 4" تصویر ماکروسکوپی از مقطع عرضی نمونه فرآوری شده را نشان می‌دهد. همان‌گونه که در این شکل ملاحظه می‌شود انجام فرآیند سبب ایجاد نواحی مختلفی می‌شود. ناحیه مرکزی که در آن ابزار در داخل قطعه حرکت گردشی داشته است ناحیه اغتشاشی نام دارد. در مجاورت ناحیه اغتشاشی ناحیه‌ای قرار دارد که تحت تغییر شکل پلاستیک و حرارت ناشی از چرخش ماده در ناحیه اغتشاشی قرار می‌گیرد؛ به این ناحیه تحت تأثیر عملیات ترمومکانیکی<sup>2</sup> گفته می‌شود. ناحیه بعدی که فقط تحت تأثیر حرارت عملیات قرار می‌گیرد ناحیه متأثر از حرارت<sup>3</sup> گفته می‌شود که آخرین ناحیه قبل از رسیدن به فلز پایه<sup>5</sup> است.

تغییر ساختار و ایجاد نواحی مختلف در مقطع عرضی نمونه به علت وجود اختلاف در تغییر شکل پلاستیک و میزان حرارت ورودی در این نواحی است [14]. "شکل 5" تصویر میکروسکوپ نوری مربوط به فصل مشترک ناحیه اغتشاشی با ناحیه ترمومکانیکی را نشان می‌دهد. همان‌گونه که



Fig. 4 Macrograph of FSPed sample showing the regions around the FSP zone

شکل 4 تصویر ماکروسکوپی از نواحی مختلف در نمونه فرآوری شده به کمک FSP

<sup>1</sup> Sama

<sup>2</sup> Stir zone (SZ)

<sup>3</sup> Thermomechanical affect zone (TMAZ)

<sup>4</sup> Heat affect zone (HAZ)

<sup>5</sup> Base metal (BM)

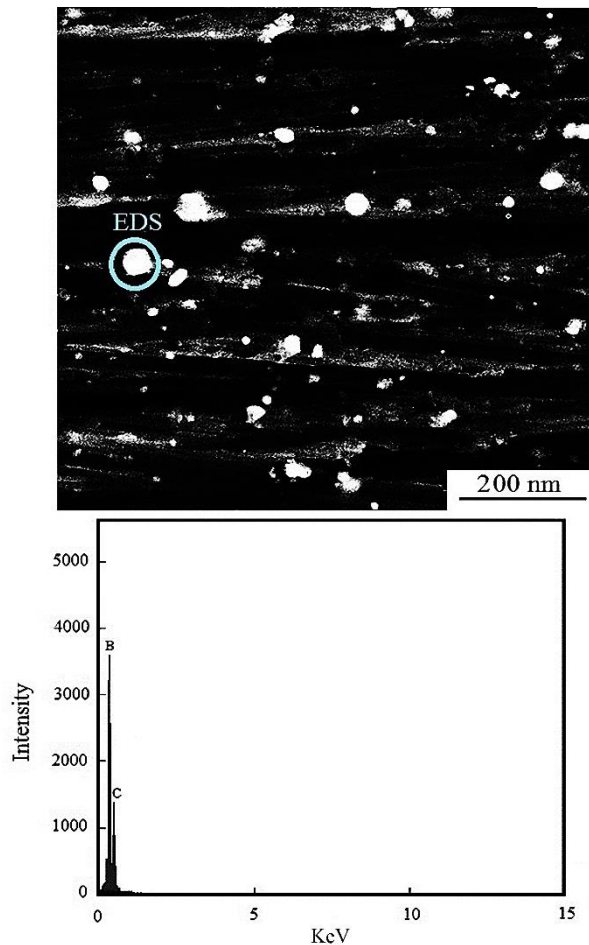


Fig. 7 FESEM image of reinforcing particles uniformly distributed within the SZ domain of 4 pass processed sample

شکل 7 تصویر FESEM از توزیع یکنواخت ذرات تقویت کننده در ناحیه اغتشاشی نمونه 4 پاس

شده همان نانو ذرات کاربید بور هستند.

### 3-2- آزمون سختی

میکروسختی سنجی موثرترین آزمون جهت بررسی تغییرات خواص مکانیکی ناشی از تغییرات ریزساختار در طی عملیات فرآوری در نواحی مختلف نمونه است. "شکل 8" نمودار تغییرات سختی فلز پایه و نمونه‌های فرآوری شده را ناحیه اغتشاشی و نواحی اطراف آن نشان می‌دهد. با توجه به ابعاد پین و شانه (شکل 3) بیشترین سختی مربوط به ناحیه اغتشاشی بوده و با عبور به سمت نواحی ترمومکانیکی و متاثر از حرارت سختی سریعاً به سختی فلز پایه نزول می‌کند. همان‌طور که از شکل مشخص است سختی نمونه‌های کامپوزیتی نسبت به فلز پایه و نمونه بدون پودر افزایش یافته است. علت افزایش سختی در نمونه‌های کامپوزیتی به چند عامل نسبت داده می‌شود: 1- ریزدانه‌سازی و استحکام‌دهی مرزدانه (رابطه هال - پیچ)، 2- قفل شدن نابجایی‌ها به سبب حضور ذرات تقویت کننده (تئوری اوروان)، 3- نابجایی‌های ایجاد شده به سبب اختلاف در ضریب انبساط حرارتی بین زمینه و ذرات تقویت کننده و 4- کرنش الاستیک در فصل مشترک ذره با زمینه [18].

نتایج نشان می‌دهند که با وجود ریزدانه‌سازی در ناحیه اغتشاشی، سختی نمونه بدون پودر پس از عملیات FSP از سختی فلز پایه کمتر شده است. در واقع دو عامل رقیب بر سختی ناحیه اغتشاشی در نمونه‌های بدون

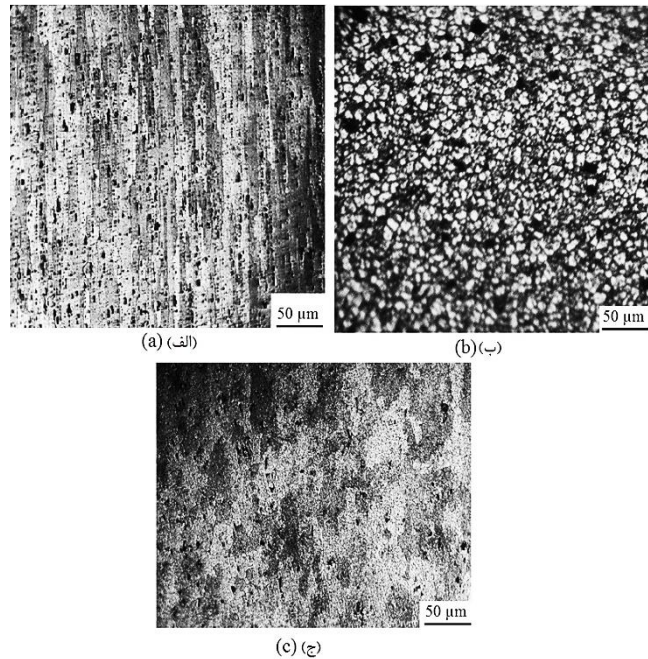


Fig. 6 Optical micrograph of different zones in the sample fabricated by 4 passes of FSP: (a) SZ, (b) BM and (c) HAZ

شکل 6 تصویر میکروسکوپ نوری از نواحی مختلف نمونه فرآوری شده با چهار پاس عملیات FSP: (الف) ناحیه SZ، (ب) ناحیه BM و (ج) ناحیه HAZ

جدول 3 میانگین اندازه دانه در ناحیه اغتشاشی نمونه‌های فرآوری شده

نمونه	اندازه دانه ( $\pm 1 \mu\text{m}$ )
فلز پایه	65
فلز پایه فرآوری شده	48
1 پاس	23
2 پاس	12
4 پاس	5

همان‌طور که جدول فوق مشاهده می‌شود ریزدانه‌سازی در کامپوزیت 50% بیش از زمینه (نمونه بدون ذرات تقویت کننده) است که هر دو طی یک پاس فرآوری شده‌اند. این نتیجه نشان می‌دهد که به کار بردن ذرات تقویت کننده بر ریزدانه‌سازی اثر مثبتی دارد. تاثیر این ذرات را می‌توان به ممانعت آن‌ها از رشد دانه‌های زمینه پس از وقوع تبلور مجدد به وسیله مهار مرزدانه‌ها نسبت داد. این تاثیر در ترکیب با افزایش تعداد پاس‌های عملیات فرآوری که منجر به افزایش میزان کرنش و در نتیجه تبلور مجدد در ناحیه اغتشاشی می‌شود، ریزدانه‌سازی بسیار چشم‌گیری را پس از 4 پاس‌های 2 و 4 ایجاد می‌کند. در "شکل 7" تصویر میکروسکوپ الکترونی از ناحیه اغتشاشی در نمونه 4 پاس توزیع یکنواختی از ذرات را در زمینه نشان می‌دهد.

همان‌طور که مشخص است توزیع یکنواختی از ذرات تقویت کننده پس از 4 پاس عملیات به دست آمده که تاثیر بسیار مطلوبی در کاهش اندازه دانه و در نتیجه بر بهبود خواص مکانیکی خواهد داشت. همچنین از این تصویر مشخص است که متوسط اندازه ذرات تقویت کننده از اندازه اولیه (60 نانومتر) کمتر شده است. این مساله نشان می‌دهد که تغییر شکل پلاستیک در خلال عملیات فرآوری در عین حال که باعث ریزدانه شدن زمینه می‌گردد، خرد شدن و توزیع یکنواخت ذرات در زمینه را نیز ایجاد می‌کند. آنالیز عنصری<sup>1</sup> ذره نشان داده شده در تصویر هم ثابت می‌کند که ذرات مشاهده

<sup>1</sup> Energy Dispersive Spectroscopy (EDS)

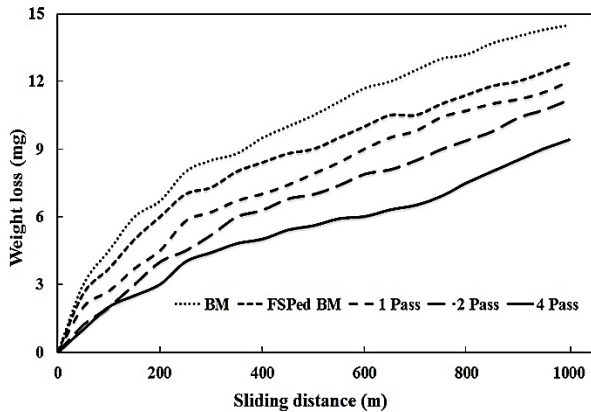


Fig. 9 Variation of weight loss with the sliding distance

شکل 9 تغییرات کاهش وزن برحسب مسافت لغزش

تغییرات ضریب اصطکاک برای فلز پایه و نمونه‌های فرآوری شده که در شکل 10 ارائه شده‌اند، نتایج قبل را تأیید می‌کنند. همان‌طور که مشاهده می‌شود ضریب اصطکاک از مقدار حدوداً 1 برای فلز پایه به حدود 0.3 در نمونه چهار پاسه کاهش یافته است. علت کاهش ضریب اصطکاک در نمونه‌های کامپوزیتی تأثیر ذرات تقویت کننده کاربرد بور بر افزایش سختی فلز پایه و کاهش تمایل به اصطکاک چسبنده<sup>1</sup> (چسبان) در هنگام سایش است.

در واقع با افزایش سختی مقاومت ماده در برابر تغییر شکل پلاستیک لایه سطحی افزایش می‌یابد. این عامل از چسبیدن لایه‌هایی از فلز پلاستیک به سطح جلوگیری می‌کند. بیشترین تغییرات ضریب اصطکاک مربوط به فلز پایه است که علت آن چسبیدن ذرات ناشی از سایش روی سطح و ایجاد پستی و بلندی در مسیر سایش است. با گیر کردن پین در پشت این پستی و بلندی‌ها، نیرو به شدت افزایش و با رها شدن آن کاهش می‌یابد. در جدول 4 میانگین ضریب اصطکاک نمونه‌های مختلف ارائه شده است.

شکل 11 تصویر میکروسکوپ الکترونی از سطح سایش مربوط به فلز پایه و نمونه چهار پاسه در بزرگنمایی پایین را نشان می‌دهد. از مقایسه این دو تصویر می‌توان عرض سایشی مربوط به خطوط سایش برای فلز پایه و نمونه چهار پاسه را مقایسه کرد. همان‌گونه که در تصویر نیز مشخص است عرض خط سایشی مربوط به فلز پایه بیشتر است و همچنین میزان کنده

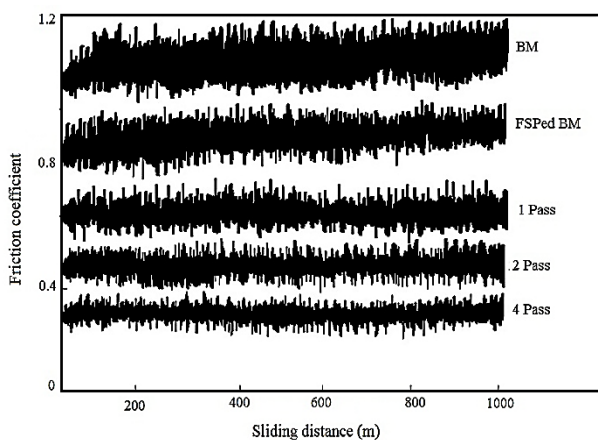


Fig. 10 Friction coefficient behavior of BM and FSPed samples

شکل 10 رفتار ضریب اصطکاک فلز پایه و نمونه‌های فرآوری شده

<sup>1</sup> Adhesive

ذرات تقویت کننده تأثیر دارند؛ یک عامل ریزدانه‌سازی ناشی از تبلور مجدد و دیگری درشت شدن و انحلال رسوبات بر اثر افزایش دما است که عامل اول در جهت افزایش سختی و عامل دوم در جهت کاهش آن اقدام می‌کنند. با توجه به نتایج، به نظر می‌رسد که عامل درشت شدن و انحلال رسوبات بر عامل ریز شدن ساختار برتری داشته است و کاهش سختی در نمونه بدون پودر نسبت به فلز پایه به دلیل انحلال و درشت شدن رسوبات است [19]. عدم امکان کنترل دما و زمان عملیات حرارتی همراه با فرآوری پدیده فرایبری را در رسوبات از پیش موجود در زمینه کلید می‌زند که این امر باعث توزیع غیریکنواخت و درشت شدن رسوبات و حتی حل شدن آن‌ها و در نتیجه کاهش سختی و خواص مکانیکی آلیاژ خواهد شد [20]. بنابراین در صورت عدم استفاده از ذرات تقویت کننده تمهیدات قبل یا بعد از فرآوری باید در نظر گرفته شوند.

نتایج "شکل 8" نشان می‌دهند که بهترین خواص استحکامی مربوط به نمونه چهار پاسه است. به طوری که میزان سختی نسبت به فلز پایه حدود 48 درصد افزایش پیدا کرده است. افزایش میزان سختی با افزایش تعداد پاس به ریزدانه‌سازی (جدول 3) و افزایش یکنواختی در توزیع ذرات تقویت کننده نسبت داده می‌شود [21].

### 3-3- آزمون سایش

"شکل 9" نمودار کاهش وزن برحسب مسافت لغزش را برای فلز پایه و نمونه‌های فرآوری شده را نشان می‌دهد. همان‌طور که مشخص است با افزایش مسافت لغزش میزان کاهش وزن افزایش یافته است و همچنین میزان کاهش وزن نمونه‌های فرآوری شده نسبت به فلز پایه کمتر است. این نتایج حاکی از بهبود مقاومت به سایش نمونه‌های فرآوری شده نسبت به فلز پایه و حتی فلز پایه فرآوری شده است. اصطکاک و رفتار در نمونه بدون پودر بستگی به ترکیبی از خواص مکانیکی، واکنش‌پذیری سطحی و رفتار لایه انتقالی دارد. این بهبود در خواص سایشی به دلیل اصلاح ریزساختار ناحیه اغتشاشی در اثر فرآوری اصطکاکی اغتشاشی است [22]. همچنین در "شکل 9" مشاهده می‌شود که با افزایش تعداد پاس‌های عملیات فرآوری میزان افت وزن کمتر می‌شود. بنابراین، بیشترین مقاومت در برابر سایش مربوط به نمونه فرآوری شده با 4 پاس است که کمترین میزان کاهش وزن را نشان می‌دهد. میزان کاهش وزن در نمونه 4 پاسه حدود 35 درصد نسبت به فلز پایه کمتر است که علت آن سختی بالاتر در اثر ریزدانه‌تر شدن ناحیه اغتشاشی و توزیع یکنواخت‌تر ذرات تقویت کننده می‌باشد.

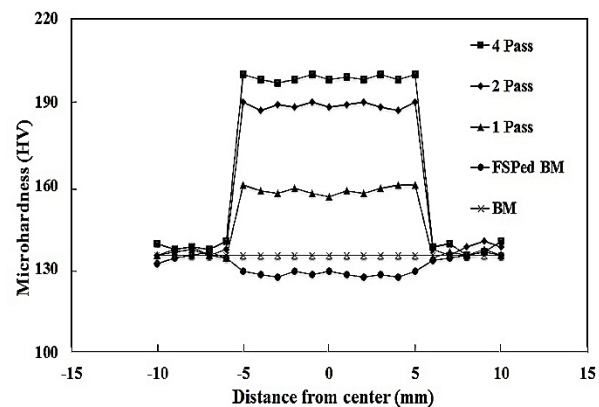


Fig. 8 Hardness profiles of BM and FSPed samples

شکل 8 نمودار سختی فلز پایه و نمونه‌های فرآوری شده

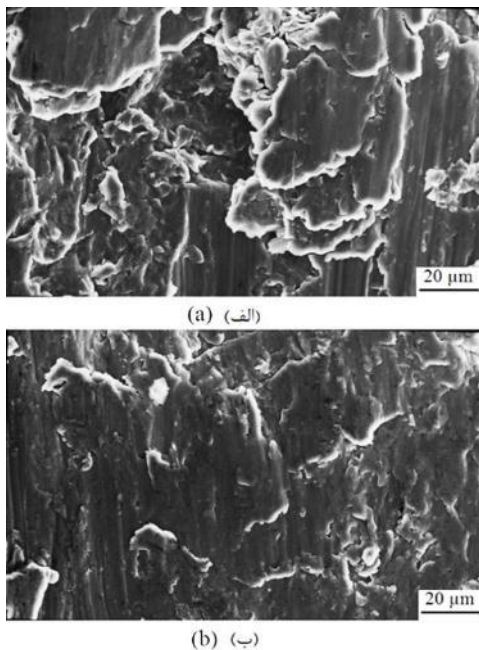
می‌آید، در نهایت تغییر شکل متفاوت می‌تواند منجر به وقوع پدیده خستگی و جدایی ماده از سطح شود [23]. وجود ذرات تقویت کننده و افزایش سختی در اثر افزایش تعداد پاس‌های عملیات فرآوری باعث کاهش میزان چسبندگی و افزایش ماهیت خراشنده در سایش می‌شود.

### 3-4- آزمون خوردگی

"شکل 13" منحنی پلاریزاسیون پتانسیودینامیک برای فلز پایه و نمونه‌های کامپوزیتی حاوی کاربرد بور پس از یک و چهار پاس عملیات فرآوری را نشان می‌دهد. همان‌طور که مشخص است رفتار خوردگی نمونه‌های فرآوری شده نسبت به فلز پایه بهتر شده است. به طوری که چگالی جریان نمونه‌های فرآوری شده نسبت به فلز پایه کمتر شده است. علت افزایش مقاومت به خوردگی در نمونه‌های فرآوری شده وقوع تبلور مجدد و در نتیجه کاهش انرژی درونی ساختار، حذف عیوب و نواقص کریستالی اضافی و ریز شدن دانه‌ها است. در واقع پس از مقداری خوردگی در سطح نمونه‌های فرآوری شده یک لایه پسیو<sup>2</sup> تشکیل می‌شود اما هرچه ساختار ریزدانه‌تر باشد این لایه، سریع‌تر تشکیل شده و پس از آن خوردگی کاهش یافته و یا متوقف می‌شود [25,24]. در جدول 5 خلاصه‌ای از نتایج آزمون پلاریزاسیون پتانسیودینامیک ارائه شده است.

### 4- نتیجه گیری

در این پژوهش به بررسی اثر اضافه کردن ذرات تقویت کننده و تعداد پاس بر



**Fig. 12** SEM images of worn surface in (a) BM and (b) 4 Pass sample  
شکل 12 تصویر SEM از سطح سایش در (الف) فلز پایه و (ب) نمونه چهار پاسه

### جدول 5 خلاصه نتایج آزمون پلاریزاسیون پتانسیودینامیک

**Table 5** Summary Potentiodynamic polarization test results

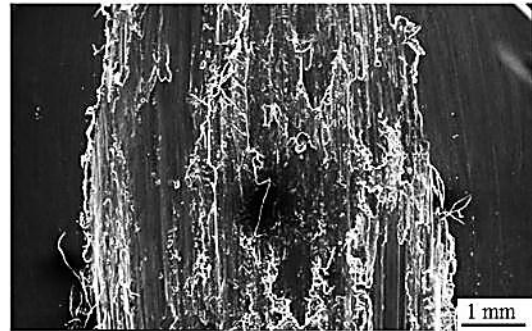
$i_{corr}$ (A/cm <sup>2</sup> )	$E_{corr}$ (V)	نمونه
$4.85 \times 10^{-6}$	- 0.667	فلز پایه
$1.57 \times 10^{-6}$	- 0.650	فلز پایه فرآوری شده
$1.03 \times 10^{-6}$	- 0.619	پاس 1
$1.2 \times 10^{-7}$	- 0.578	پاس 4

<sup>2</sup> Passive

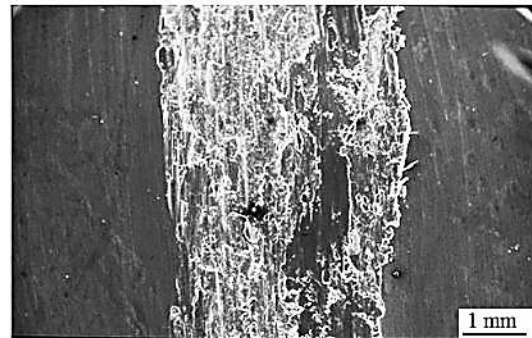
جدول 4 میانگین ضریب اصطکاک فلز پایه و نمونه‌های فرآوری شده.

**Table 4** Average friction coefficient of BM and FSPed samples

متوسط ضریب اصطکاک	نمونه
0.11	فلز پایه
0.83	فلز پایه فرآوری شده
0.64	پاس 1
0.45	پاس 2
0.31	پاس 4



(الف) (a)



(ب) (b)

**Fig. 11** SEM image of wear lines width in low magnification (a) BM (b) 4 Pass sample

شکل 11 تصویر میکروسکوپ الکترونی از عرض خطوط سایش در بزرگنمایی پایین (الف) فلز پایه و (ب) نمونه چهار پاسه

شدن از سطح آن بیشتر به نظر می‌رسد. این مشاهدات تایید کننده وضعیت اصطکاک چسبنده و کاهش وزن بیشتر در فلز پایه هستند.

برای درک بهتر مکانیزم‌های سایش در فلز پایه و نمونه چهار پاسه تصاویر مربوط به سایش این دو نمونه در بزرگنمایی بالاتر در "شکل 12" آورده شده است. کندگی‌های عمیق روی سطح سایش فلز پایه دیده می‌شوند که می‌توانند ناشی از جدا شدن مواد ناشی از اصطکاک چسبنده شدید باشد. این وضعیت موجب تغییر شکل پلاستیک شدید در دو طرف شیارها نیز شده است. میزان کندگی‌های کمتری روی سطح سایش نمونه چهار پاسه مشاهده می‌شود که نمایانگر آن است که سایش چسبنده با شدت کمتری در نمونه چهار پاسه شده اتفاق می‌افتد. دلیل این امر به تاثیر تقویت کننده ذرات کاربرد بور و افزایش مقاومت به تغییر شکل زمینه توسط ذرات نسبت داده می‌شود. با توجه به مشاهدات، مکانیزم غالب در سایش نمونه‌ها از نوع چسبان و خراشان<sup>1</sup> همراه با ایجاد لبه است. سایش خراشان به علت آن است که سطح پین با سختی بالا روی سطح ماده با سختی کم حرکت رفت و برگشتی دارد و با فرو رفتن در آن یکسری شیارها را در سطح ایجاد می‌کند. در اثر ایجاد چنین شیارهایی سیلان ماده صورت می‌گیرد و تغییر شکل در سطح پدید

<sup>1</sup> Abrasive

- Metallurgical and Materials Transactions B*, Vol. 44, No. 6, pp. 1546- 1553, 2013.
- [4] M. Gui, S. Kang, Dry sliding wear behavior of plasma-sprayed aluminum hybrid composite coatings, *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 32, No. 9, pp. 2383-2392, 2001.
- [5] R. S. Mishra, M. W. Mahoney, Friction stir processing: A new grain refinement technique to achieve high strain rate superplasticity in commercial alloys, *Materials Science Forum*, Vol. 507, No. 1, pp. 357-359, 2001.
- [6] R. S. Mishra, Z. Y. Ma, Friction stir welding and processing, *Materials Science and Engineering R*, Vol. 50, No. 1-2, pp. 1-78, 2005.
- [7] R. S. Mishra, M. W. Mahoney, S. X. McFadden, N. A. Mara, A. K. Mukherjee, High strain rate superplasticity in a friction stir processed 7075Al alloy, *Scripta Materialia*, Vol. 42, No. 2, pp. 163-168, 1999.
- [8] D. Khayyamin, A. Mostafapour, R. Keshmiri, The effect of process parameters on microstructural characteristics of AZ91/SiO<sub>2</sub> composite fabricated by FSP, *Materials Science and Engineering A*, Vol. 559, No.1, pp. 217-221, 2013.
- [9] B. Zahmatkesh, M. H. Enayati, F. Karimzadeh, Tribology and microstructure evaluation of friction stir processed Al 2024 alloy, *Materials and Design*, Vol. 31, No. 1, pp. 4891-4896, 2010.
- [10] Y. Zhao, X. Kai, G. Chen, W. Lin, C. Wang, Effects of friction stir processing on the microstructure and superplasticity of in situ nano-ZrB<sub>2</sub>/2024Al composite, *Progress in Natural Science: Materials International*, Vol. 6, No. 1, pp. 32-41, 2015.
- [11] S. Ahmadifard, M. Roknian, T. Tinati seresh, Sh. Kazemi, Fabrication of hybrid nanocomposite Al2024/Gr/ZrO<sub>2</sub> via FSP and evaluation effect role of hybrid ratio in mechanical and wear properties, *Modares Mechanical Engineering*, Vol. 16, No. 6, pp. 119-126, 2016. (in Persian)
- [12] S. A. Hossieni, K. Ranjbar, R. Dehmolaei, A. R. Amirani, Fabrication of Al5083 surface composites reinforced by CNTs and cerium oxide nanoparticles via friction stir processing, *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 662, No. 1, pp. 725-733, 2014.
- [13] S. Ahmadifard, Sh. Kazemi, A. Heidarpoor, Fabrication of Al5083/TiO<sub>2</sub> surface composite by friction stir process and investigating its microstructural, mechanical and wear properties, *Modares Mechanical Engineering*, Vol. 15, No. 12, pp. 55-62, 2015. (in Persian)
- [14] M. K. Besharati Givi, M. Barmouz, Fabrication of in Situ Cu/SiC Composites using multi-pass friction stir processing: Evaluation of microstructural, porosity, mechanical and electrical behavior, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, Vol. 42, No. 1, pp. 1445-53, 2011.
- [15] Y. Mazaheri, F. Karimzadeh, M. H. Enayati, A novel technique for development of A356/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> surface nanocomposite by friction Stir processing, *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 211, No. 1, pp. 1614-1619, 2011.
- [16] 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, No. 1, pp. 458-464, 2012.
- [17] Z. Zhang, D. L. Chen, Contribution of orowan strengthening effect in particulate reinforced metal matrix nanocomposites, *Materials Science and Engineering A*, Vol. 483-484, No. 1, pp. 148-152, 2008.
- [18] R. George, K. T. Kashyap, R. Rahul, S. Yamdagni, Strengthening in carbon nanotube/aluminum (CNT/Al) composites, *Scripta Materialia*, Vol. 53, No. 10, pp. 1159-1163, 2005.
- [19] C. R. Bradbury, J. K. Gomon, L. Kollo, H. Kwon, M. Leparoux, Hardness of multi wall carbon nanotubes reinforced aluminum matrix composites, *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 585, No. 1, pp. 362-367, 2014.
- [20] Q. Liu, L. Ke, F. Liu, C. Huang, L. Xing, Microstructure and mechanical property of multi walled carbon nanotubes reinforced aluminum matrix composites fabricated by friction stir processing, *Materials and Design*, Vol. 45, No. 1, pp. 343-348, 2013.
- [21] R. Kapoor, K. Kandasamy, R. S. Mishra, J. A. Baumann, G. Grant, Effect of friction stir processing on the tensile and fatigue behavior of a cast A206 alloy, *Materials Science and Engineering A*, Vol. 561, No. 1, pp. 159-166, 2013.
- [22] S. R. Anvari, F. Karimzadeh, M. H. Enayati, Wear characteristics of Al-Cr-O surface nano-composite layer fabricated on Al6061 plate by friction stir processing, *Wear*, Vol. 304, No. 1-2, pp. 144-151, 2013.
- [23] 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, No. 5, pp. 2727-2733, 2011.
- [24] A. Fattah-alhosseini, S. O. Gashti, Corrosion behavior of ultra-fine grained 1050 aluminum alloy fabricated by ARB process in a buffer borate solution, *Journal of Materials Engineering Performance*, Vol. 24, No. 1, pp. 3386-3393, 2015.
- [25] K. Surekha, B.S. Murty, K. Prasad Rao, Effect of processing parameters on the corrosion behavior of friction stir processed AA 2219 aluminum alloy, *Solid State Science*, Vol. 11, No. 1, pp. 907-917, 2009.

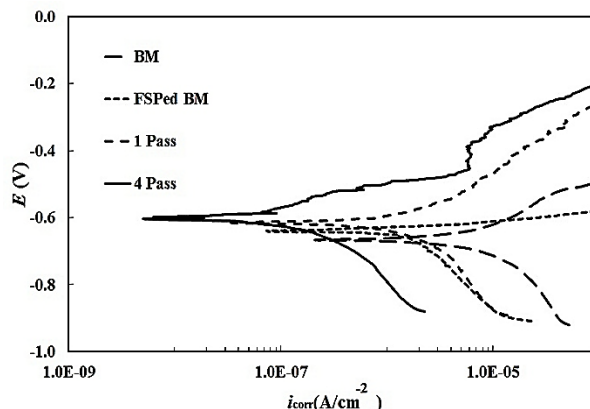


Fig. 13 Potentiodynamic polarization curves of the BM and FSPed samples

شکل 13 نمودار پلاریزاسیون پتانسیودینامیک فلز پایه و نمونه‌های فرآوری شده

ریزساختار، خواص مکانیکی و خوردگی نانو کامپوزیت تولید شده با فرآیند فرآوری اصطکاکی اغتشاشی پرداخته شد و نتایج زیر حاصل گردید:

- عملیات فرآوری باعث ریزدانه‌سازی در ناحیه اغتشاشی همه نمونه‌ها شد. با وجود ریزدانه‌سازی، نمونه بدون ذرات تقویت کننده سختی کمتری از فلز پایه را از خود نشان داد. دلیل افت سختی به درشت شدن رسوبات اولیه در ناحیه اغتشاشی نسبت داده شد.
- روند افت اندازه دانه با افزایش تعداد پاس‌های حاکی از وقوع تبلور مجدد در فلز پایه و تاثیر ذرات تقویت کننده در ممانعت از رشد دانه در دمای بالا بود.
- پس از چهار پاس عملیات فرآوری توزیع همگنی از ذرات تقویت کننده کاربرد بور در زمینه‌ای بسیار ریزدانه حاصل شد که نتیجه آن افزایش 48 درصدی سختی و بهبود رفتار سایشی نسبت به فلز پایه بود. همچنین تصاویر میکروسکوپ الکترونی شکسته شدن و کاهش اندازه ذرات تقویت کننده با عملیات فرآوری را نشان دادند.
- منحنی پلاریزاسیون پتانسیودینامیک در محلول 3.5 درصد وزنی کلرید سدیم نشان داد که چگالی جریان با انجام فرآیند فرآوری کاهش پیدا می‌کند. بهترین رفتار در برابر خوردگی در نمونه 4 پاسه به ریزدانه شدن ساختار، حضور ذرات سرامیکی تقویت کننده و تشکیل لایه رویین در سطح قطعه نسبت داده شد.

##### 5- فهرست علائم

$E_{corr}$	پتانسیل خوردگی
$i_{corr}$	چگالی جریان
KeV	کیلو الکترو ولتاژ

##### 6- مراجع

- [1] R. Hashemi, 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*, Vol. 324, No. 1, pp. 45-54, 2015.
- [2] M. Raaft, T. S. Mahmoud, H. M. Zakaria, T. A. Khalifa, Microstructural, Mechanical and wear behavior of A390/graphite and A390/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> surface composites fabricated using FSP, *Material Science and Engineering A*, Vol. 528, No. 18, pp. 5741-5746, 2011.
- [3] S. Shahraki, S. Khorasani, R. Abdi Behnagh, Y. Fotouhi, H. Bisadi, Producing of AA5083/ZrO<sub>2</sub> nanocomposite by friction stir processing (FSP),