



## تأثیر عملیات حرارتی بر ریزساختار و رفتار سایشی کامپوزیت در جای $Al\ 3003/Al_3Zr + Al_3Ti$ تولید شده توسط فرآیند اصطکاکی اغتشاشی

مجتبی زادعلی محمدکوتیانی<sup>1</sup>، خلیل رنجبر<sup>2\*</sup>

1- کارشناس ارشد، مهندسی مواد، دانشگاه شهید چمران اهواز، اهواز

2- استاد، مهندسی مواد، دانشگاه شهید چمران اهواز، اهواز

\* اهواز، صندوق پستی 61357-14879، k\_ranjbar@scu.ac.ir

### چکیده

در این مقاله، کامپوزیت هیبریدی سطحی  $Al\ 3003/Al_3Zr + Al_3Ti$  توسط فرآیند اصطکاکی اغتشاشی (FSP) به صورت درجای تولید شد. از ورق کارشدهی آلیاژ آلومینیم Al 3003-H14 به عنوان زیرلایه و از ذرات فلزی زیرکنیم و تیتانیم به عنوان تقویت کننده استفاده شد و تعداد شش پاس FSP اعمال گردید. سپس، بر روی نمونه های FSP شده یک مرحله عملیات حرارتی آنیل در دمای  $500\ ^\circ C$  و به مدت زمان 4 ساعت انجام شد. سختی و رفتار سایشی فلز پایه و نمونه های FSP شده در شرایط قبل و بعد از عملیات حرارتی آنیل مورد ارزیابی قرار گرفت. بررسی های ریزساختاری با استفاده از روش میکروسکوپی نوری (OM) و الکترونی روبشی (SEM) و همچنین آنالیز فازی توسط پراش پرتو ایکس (XRD) انجام شد. بررسی های ریزساختاری نشان داد که اعمال فرآیند FSP منجر به ریز و هم محور شدن دانه ها با توزیع یکنواخت ذرات تقویت کننده می گردد. همچنین مشاهده شد که واکنش شیمیایی در فصل مشترک بین زمینه آلومینیم با ذرات فلزی افزوده شده اتفاق افتاده و ترکیبات آلومینیدی  $Al_3Zr$  و  $Al_3Ti$  تشکیل می شوند. انجام عملیات حرارتی آنیل باعث بهبود واکنش های شیمیایی حالت جامد شده و به تشکیل بیش تر ترکیبات آلومینیدی کمک می کند. همچنین مشاهده شد که بیش ترین سختی و مقاومت به سایش در کامپوزیت هیبریدی و بعد از عملیات حرارتی آنیل حاصل می گردد.

### اطلاعات مقاله

دریافت:

پذیرش:

### کلیدواژگان:

فرآیند اصطکاکی اغتشاشی

کامپوزیت هیبریدی درجای

آنیل

آلومینیدهای  $Al_3Zr$  و  $Al_3Ti$

آلیاژ Al 3003

## Effect of heat treatment on microstructure and wear behavior of in-situ formed $Al\ 3003/Al_3Zr + Al_3Ti$ composite fabricated via friction stir processing

Mojtaba Zadali Mohammad kotiyani, Khalil Ranjbar\*

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

\* P.O.B. 61357-14879, Ahvaz, Iran, k\_ranjbar@scu.ac.ir

### Keywords

Friction stir processing (FSP)

In-situ hybrid composite

Annealing

$Al_3Zr$  and  $Al_3Ti$  Aluminides

Al 3003 alloy

### Abstract

In this article, in-situ formed hybrid surface composite of  $Al\ 3003/Al_3Zr + Al_3Ti$  was fabricated by friction stir processing (FSP). A rolled Al 3003-H14 aluminum alloy sheet and zirconium and titanium metal powders were used as reinforcements and six passes of FSP were applied. Then, FSPed samples were subjected to annealing heat treatment at  $500\ ^\circ C$  for 4 hours. Wear behavior and the hardness of the base metal as well as FSPed samples before and after annealing was measured. Microstructural observation was performed using optical (OM) and scanning electron microscope (SEM), and phase formation was identified with X-Ray diffraction (XRD). Microstructural examination revealed that applying the FSP, resulted in fine and equiaxed grains with more uniform distribution of reinforcing particles. It was also observed that chemical reaction occurred at the interface between the aluminum matrix and the metallic powders, to form aluminides of  $Al_3Zr$  and  $Al_3Ti$ . The post annealing heat treatment activated these solid state reactions and more aluminides were formed. It was also found that, the maximum hardness and wear resistance were obtained by the FSPed and annealed hybrid composite sample.

### 1-مقدمه

و داکتیلیتی پایین از مهم ترین معایب در این کامپوزیت ها به شمار می رود. جهت رفع چنین مشکلی می توان به جای کامپوزیت سازی تمام حجم ماده این عملیات را فقط در یک لایه ی سطحی انجام داد که در اصطلاح به آن ها کامپوزیت های سطحی گفته می شود [3,4]. با این وجود می توان گفت که کامپوزیت های سطحی دارای لایه های سطحی با خواص سایشی مطلوب و بخش های داخلی با خواص داکتیلیتی بالا می باشند.

کامپوزیت های زمینه آلومینیمی تقویت شده با ذرات به دلیل سبک بودن در عین داشتن استحکام کششی و مقاومت به سایش مطلوب به مرور زمان در صنعت جایگزین فولاد شده و به طور گسترده در صنایع هوافضا و خودرو مورد استفاده قرار می گیرند [1,2]. حضور ذرات تقویت کننده سرامیکی در کامپوزیت ها اگر چه باعث بهبود استحکام و مقاومت سایشی می شوند ولی تردی

### Please cite this article using:

Zadali, M. Khosravi, and Ranjbar, Kh., "Effect of heat treatment on microstructure and wear behavior of in-situ formed  $Al\ 3003/Al_3Zr + Al_3Ti$  composite fabricated via friction stir processing", In Persian, Journal of Science and Technology of Composites, Vol. \*, No. \*, pp. \*, \*\*\*,

برای ارجاع به این مقاله از عبارت زیر استفاده نمایید:

کامپوزیت‌های تولید شده در شرایط قبل و بعد از عملیات حرارتی بررسی شده و با فلز پایه مقایسه می‌شوند.

## 2- مواد و روش‌ها

در این مقاله از ورق نورد شده‌ی آلیاژ Al 3003-H14 (Al-Mn) با ابعاد  $mm^3$   $170 \times 100 \times 9$  به‌عنوان فلز پایه استفاده شد. ترکیب شیمیایی ورق مذکور که توسط آنالیز کوانتومتری صورت گرفت در جدول 1 آورده شده است.

جدول 1 ترکیب شیمیایی فلز پایه Al 3003-H14 (بر حسب درصد وزنی)

Table 1 Chemical composition of the base alloy Al 3003-H14 (wt. %).

عنصر	Al	Mn	Fe	Si	Cu	Mg	Zn	Cr
درصد وزنی	97.9	1.09	0.485	0.164	0.157	0.021	0.016	0.011

از پودر فلز خالص زیرکونیم و تیتانیوم (شکل 1) با خلوص 99.99٪ و اندازه‌ی ذرات کوچک‌تر از 20 میکرومتر به‌عنوان ذرات تقویت‌کننده استفاده شد. یک شیار طولی با عرض 1.4 و عمق 4 mm در سطح ورق ماشین‌کاری شد. بعد از تمیزکاری داخل شیار توسط استون، ذرات تقویت‌کننده با نسبت حجمی مساوی به آن افزوده شده و به‌خوبی فشرده شدند.

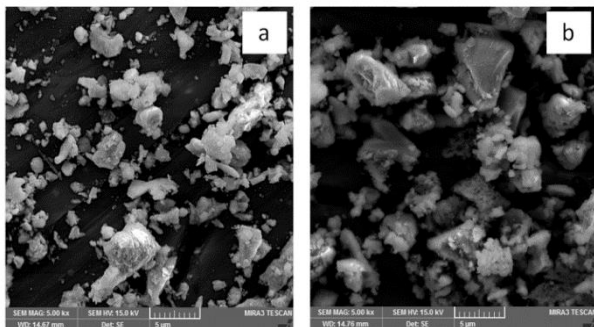


Fig.1 SEM images show the morphology of (a) the Zr particles, and (b) Ti particles

شکل 1 تصاویر SEM از مورفولوژی (a) ذرات زیرکونیم و (b) ذرات تیتانیوم

از یک ابزار استوانه‌ای شکل با قطر شانه 12 mm جهت بستن سطح شیار و به‌منظور جلوگیری از بیرون ریختن پودرها در حین فرآیند FSP استفاده شد. ابزار استوانه‌ای شکل از جنس فولاد گرم کار H13 عملیات حرارتی شده با سختی 55 HRC و با قطر شانه 18 mm، قطر پین 6 mm، طول پین 5 mm و زاویه 3 درجه رو به جلو جهت انجام 6 پاس فرآیند FSP انتخاب شد. برای این مرحله با استفاده از روش سعی و خطا، سرعت چرخشی و پیشروی بهینه ابزار به ترتیب 1000 rpm و 56 mm/min انتخاب شد. عملیات حرارتی آنیل در دمای 500 °C به مدت زمان 4 ساعت نیز بر روی کامپوزیت تولید شده جهت بهبود واکنش‌های درجای انجام شد. فرآیند اصطکاکی اغتشاشی روی فلز پایه با همان پارامترهای ذکر شده این بار بدون افزودن ذرات تقویت‌کننده نیز صورت گرفت. جهت تهیه سیکل حرارتی در حین فرآیند FSP از یک کابل ترموکوپل نوع K با قطر 1.6 mm و دستگاه دیتالاگر استفاده شد. کابل ترموکوپل در ضخامت ورق به‌گونه‌ای قرار داده شد تا نوک کابل با ناحیه‌ی تحت

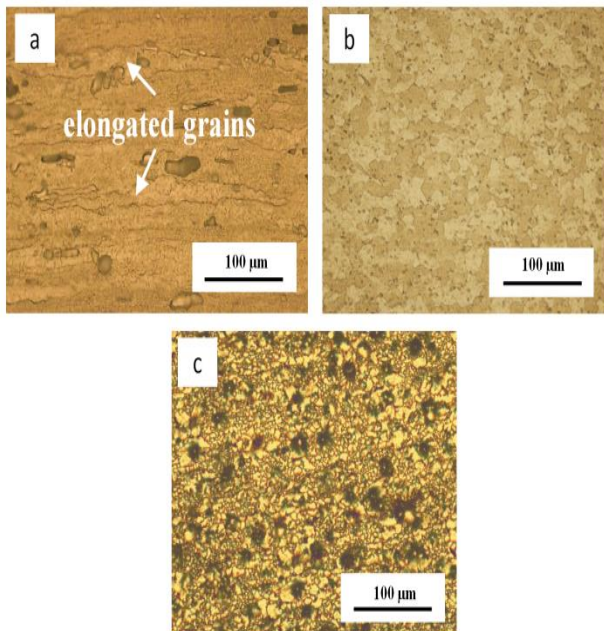
فرآیند اصطکاکی اغتشاشی<sup>1</sup> (FSP) به‌عنوان یک تکنیک حالت جامد جدید و برگرفته از فرآیند جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی<sup>2</sup> (FSW) به‌تازگی جهت تولید کامپوزیت‌های سطحی زمینه آلومینیمی مورد استفاده قرار می‌گیرد. در این فرآیند ابزار در حال چرخش که حاوی شانه و پین می‌باشد به یک‌طرف قطعه وارد شده به‌گونه‌ای که اصطکاک حاصل از چرخش پین و شانه با قطعه‌کار باعث نرم شدگی موضعی قطعه می‌شود سپس با حرکت ابزار در جهت مشخص و به‌واسطه‌ی عمل اغتشاشی پین تمام ذرات تقویت‌کننده در زمینه توزیع می‌شوند و ریزدانه‌ی قابل توجهی ایجاد می‌گردد [5]. در روشی از این فرآیند ذرات تقویت‌کننده به‌صورت درجای و در اثر واکنش شیمیایی بین زمینه و ذرات فلزی افزوده شده به فلز پایه تشکیل می‌شوند که منجر به ایجاد پیوند قوی‌تر بین ذرات و زمینه، توزیع یکنواخت‌تر ذرات و در نتیجه بهبود خواص مکانیکی کامپوزیت‌ها می‌گردد [7,6]. تاکنون کامپوزیت‌های درجای زمینه آلومینیمی تقویت‌شده با ذرات آلومینیدی مختلفی هم‌چون [8] Al<sub>3</sub>Ti، [9] Al<sub>3</sub>Ni، [10] Al<sub>3</sub>Nb به‌ترتیب با استفاده از پودر خالص فلزات Ti، Ni و Nb توسط فرآیند اصطکاکی اغتشاشی تولید شده است. پژوهش‌های انجام شده در این زمینه نشان می‌دهند که واکنش شیمیایی بین ذرات فلزی افزوده شده با زمینه آلومینیم جهت تشکیل درجای ترکیبات آلومینیدی انجام می‌شود ولی بخش عمده‌ای از این ذرات به‌دلیل کافی نبودن حرارت به‌صورت واکنش نداده در ریزساختار باقی می‌مانند [8-10]. انجام عملیات حرارتی آنیل بر روی کامپوزیت‌های تولید شده می‌تواند باعث واکنش مجدد ذرات واکنش نداده با زمینه آلومینیم شود [11-13]. خدابخشی و همکاران [11] تاثیر عملیات حرارتی آنیل بر ریزساختار و خواص مکانیکی کامپوزیت درجای Al 5052- TiO<sub>2</sub>/Al<sub>3</sub>Ti تولید شده توسط فرآیند FSP را مورد مطالعه قرار دادند. آن‌ها گزارش کردند که عملیات حرارتی آنیل باعث کامل شدن واکنش حالت جامد بین نانوذرات TiO<sub>2</sub> با زمینه آلومینیم شده و منجر به بهبود خواص مکانیکی کامپوزیت می‌شود. در پژوهش مشابه دیگری کی و همکاران [12] تاثیر عملیات حرارتی آنیل بر ریزساختار کامپوزیت درجای Al 1100-Ni/Al<sub>3</sub>Ni تولید شده توسط فرآیند FSP را بررسی کردند. گزارش‌های آن‌ها حاکی از تشکیل ترکیب جدید Al<sub>3</sub>Ni<sub>2</sub> در فصل مشترک بین Ni و Al<sub>3</sub>Ni پس از انجام عملیات حرارتی آنیل می‌باشد. در میان ترکیبات آلومینیدی مختلف به‌عنوان تقویت‌کننده در زمینه آلومینیم ترکیبات آلومینیدی Al<sub>3</sub>Zr و Al<sub>3</sub>Ti به‌دلیل داشتن خواص منحصر به فردی هم‌چون چگالی پایین، نقطه ذوب و مدول الاستیک بالا و همچنین مقاومت به اکسیداسیون عالی به‌عنوان یک ترکیب جذاب شناخته می‌شوند [14].

تا آن‌جایی که دانش نویسندگان باری می‌کند تولید کامپوزیت سطحی درجای Al /Al<sub>3</sub>Zr + Al<sub>3</sub>Ti توسط فرآیند اصطکاکی اغتشاشی و سپس عملیات حرارتی پس از آن انجام نشده است. لذا هدف مقاله حاضر تولید درجای کامپوزیت هیبریدی سطحی با استفاده از افزودن ذرات فلزی زیرکونیم و تیتانیوم به شیار ایجاد شده در سطح آلیاژ Al 3003 توسط فرآیند اصطکاکی اغتشاشی و همچنین بررسی تاثیر عملیات حرارتی آنیل بر تشدید آلومیناید شدن ذرات فلزی موجود در ریزساختار می‌باشد. در واقع این مقاله به‌چگونگی تشکیل آلومیناید‌های زیرکونیم و تیتانیوم تحت شرایط اولیه فرآیند اصطکاکی اغتشاشی و سپس تحت شرایط ثانویه عملیات حرارتی می‌پردازد که در هر دو مرحله، شرایط لازم چه از لحاظ ترمودینامیکی و چه از لحاظ انرژی سیستم برای تشکیل آن‌ها به‌وجود می‌آید. در نهایت، ریزساختار و رفتار سایشی

<sup>2</sup> - Friction stir welding

<sup>1</sup> - Friction stir processing

اصطکاکی اغتشاشی نسبت داده شود [15]. با مقایسه‌ی اندازه‌ی دانه‌ی فلز پایه‌ی FSP شده نسبت به دیگر پژوهش‌های مشابه انجام شده بر روی آلیاژ 3003 Al [16] به نظر می‌رسد با وجود این که ریزشدن دانه‌ها نسبت به فلز پایه اتفاق افتاده است ولی حرارت ورودی حاصل از 6 پاس فرآیند اصطکاکی اغتشاشی منجر به رشد دانه‌ها و در نتیجه درشت شدن دانه‌ها شده است. این در حالی است که مطابق با شکل 3-c مشاهده می‌شود که شدت ریزدانه‌گی در نمونه‌ی کامپوزیتی (حدود 5 میکرومتر) به مراتب بیشتر از فلز پایه‌ی FSP شده می‌باشد. دلیل چنین ریزدانه‌گی می‌تواند به حضور ذرات تقویت‌کننده نسبت داده شود چرا که این ذرات می‌توانند به‌عنوان محل‌هایی مناسب جهت افزایش جوانه‌زنی دانه‌های جدید در حین تبلور مجدد دینامیکی و نیز به‌عنوان محل‌هایی جهت جلوگیری از رشد دانه‌ها عمل نمایند [17]. در اثر علمی منتشر شده از نویسندگان این مقاله [18] نیز رفتار ریزدانه شدن این آلیاژ (فلز پایه استفاده شده در این مقاله) در حضور فاز تقویت‌کننده زیرکنیم مشاهده گردید.



**Fig.3** Optical images of the (a) base metal, (b) FSPed base metal, and (c) FSPed hybrid composite

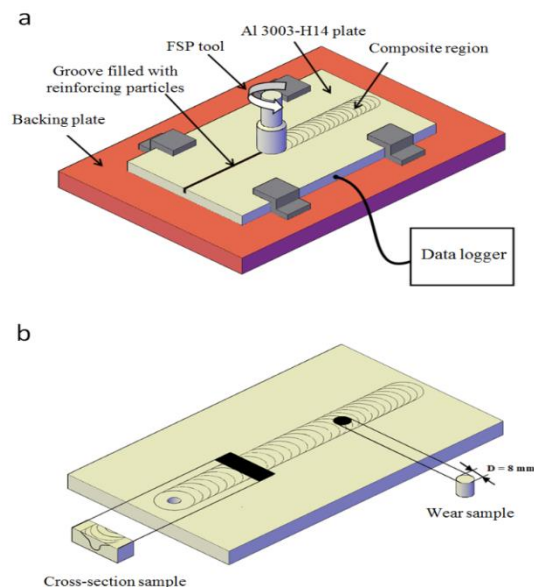
شکل 3 تصاویر میکروسکوپ نوری از (a) فلز پایه، (b) فلز پایه FSP شده و (c) کامپوزیت هیبریدی اغتشاش یافته

تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) از ریزساختار کامپوزیت هیبریدی تولید شده در شرایط قبل و بعد از عملیات حرارتی آنیل در شکل 4 نشان داده شده است. مطابق با این تصاویر مشاهده می‌شود که ذرات تقویت‌کننده در سرتاسر زمینه به‌خوبی توزیع شده و منطقه آگلومره شده‌ای دیده نمی‌شود. چنین رفتاری می‌تواند به کافی بودن تعداد پاس و در نتیجه اغتشاش و سیلان کافی ماده در هنگام فرآیند اصطکاکی اغتشاشی نسبت داده شود [19]. از تصویر 4-a ملاحظه می‌شود که ذرات تقویت‌کننده توزیع شده در زمینه کامپوزیت هیبریدی به شکل ذراتی سفید رنگ می‌باشند در حالی که اکثر این ذرات بعد از عملیات حرارتی آنیل (شکل 4-b) به شکل ذراتی خاکستری رنگ تغییر می‌یابند.

اغتشاش در تماس باشد. شماتیک فرآیند اصطکاکی اغتشاشی و نیز موقعیت ترموکوپل در شکل 2-a نشان داده شده است.

رفتار سایشی نمونه‌ها توسط دستگاه سایش پین روی دیسک WAZAU TRIBO مدل TRM250 در دمای محیط انجام شد. دیسک سایشی از فولاد پولیش شده E52100 (100Cr6) با سختی 62-65 HRC انتخاب شد. نمونه‌های تست سایش به شکل استوانه‌ای و با قطر 8 mm از مرکز ناحیه‌ی اغتشاشی تهیه شدند. تست سایش برای تمامی نمونه‌ها تحت یک سرعت لغزشی ثابت 0.24 m/s، نیروی عمودی 24 N و مسافت لغزشی 1000 m انجام شد.

بررسی‌های ریزساختاری توسط روش میکروسکوپی نوری (OM) و میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) (TE-SCAN مدل MIRA3) و همچنین به‌منظور شناسایی فازهای موجود در ریزساختار از آنالیز XRD (مدل Philips Xpert-MPD) استفاده شد. ریزسختی نمونه‌ها توسط دستگاه میکروسختی سنچ ویکرز تحت بار 100 gf و زمان 15 ثانیه انجام شد. شماتیک چگونگی استخراج نمونه‌های متالوگرافی جهت بررسی ریزساختاری - ریزسختی و نیز نمونه‌های سایش در شکل 2-b آورده شده است.



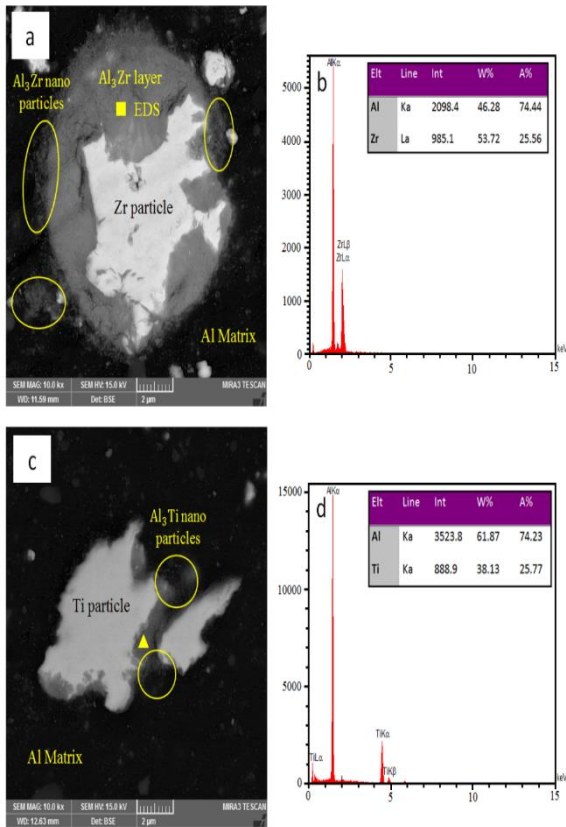
**Fig.2** (a) Schematic view of the friction stir process and the thermocouple position placed in the work sheet to record the temperature, and (b) test samples prepared from the stir zone

شکل 2 (a) شماتیک فرآیند اصطکاکی اغتشاشی و موقعیت قرارگیری ترموکوپل در ورق جهت ثبت دما و (b) نحوه‌ی استخراج نمونه‌های تست از ناحیه‌ی تحت اغتشاش

### 3- نتایج و بحث

#### 3-1- بررسی‌های ریزساختاری

تصاویر میکروسکوپی نوری از ریزساختار فلز پایه، فلز پایه‌ی FSP شده و نیز کامپوزیت هیبریدی در شکل 3 نشان داده شده است. تصویر 3-a نشان می‌دهد ریزساختار فلز پایه دارای دانه‌های بزرگ و کشیده شده در جهت نورد با اندازه طول متوسط 150 میکرومتر و نسبت طول به عرض حدود 12 می‌باشد در حالی که اعمال فرآیند اصطکاکی اغتشاشی (شکل 3-b) منجر به ریز و هم‌محور شدن دانه‌ها با متوسط اندازه دانه حدود 48 میکرومتر می‌شود. چنین تغییرات ریزساختاری می‌تواند به وقوع مکانیزم تبلور مجدد دینامیکی در حین فرآیند

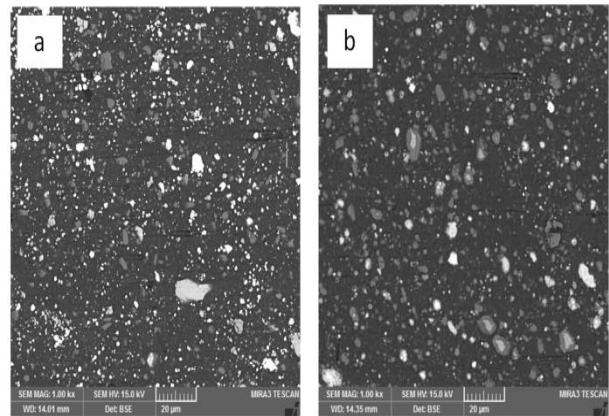


**Fig.5** SEM images from the interface between (a) the Zirconium and (c) the Titanium particles with Al matrix in the microstructure of the FSPed hybrid composite, and the corresponding EDS analyses (b) and (d) marked by rectangle and triangle, respectively

شکل 5 تصاویر SEM از فصل مشترک بین (a) ذرات زیرکونیم و (c) ذرات تیتانیوم با زمینه آلومینیم در ریزساختار کامپوزیت هیبریدی اغتشاش یافته، و آنالیزهای EDS (b) و (d) به ترتیب از مناطق مشخص شده با علامت مربع و مثلث

گرمای آزاد شده ناشی از واکنش مطابق با رابطه (1) و (2) به مراتب بیش تر از گرمای لازم برای ذوب زمینه آلومینیم مطابق با رابطه (3) [22] می باشد، این می تواند منجر به ذوب موضعی زمینه آلومینیم در فصل مشترک ذرات زیرکونیم و تیتانیوم و شتابدهی سرعت واکنش تشکیل ترکیبات آلومینایدی Al<sub>3</sub>Zr و Al<sub>3</sub>Ti گردد. ذوب موضعی زمینه آلومینیم در فصل مشترک آن با ذرات توسط فرآیند اصطکاکی اغتشاشی در پژوهش های پیشین نیز گزارش شده است [22, 23]. با مقایسه ضخامت لایه آلومینایدی در اطراف ذرات زیرکونیم و تیتانیوم (بعد از فرآیند اغتشاشی و قبل از عملیات حرارتی) مشاهده می شود که ضخامت این لایه برای ذرات زیرکونیم به مراتب بیش تر از ذرات تیتانیوم می باشد. از جمله مهم ترین دلایلی که می تواند برای توجیه چنین رفتاری در نظر گرفته شود در زیر آورده شده است:

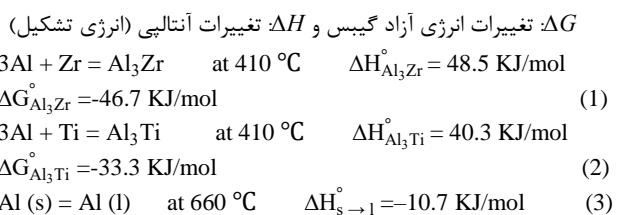
- 1) واکنش پذیری بالاتر زیرکونیم نسبت به تیتانیوم مطابق با جدول تناوبی
- 2) تغییرات انرژی آزاد گیبس ( $\Delta G$ ) منفی تر برای تشکیل Al<sub>3</sub>Zr نسبت به Al<sub>3</sub>Ti که بیانگر وجود یک نیروی محرکه ترمودینامیکی قوی تر جهت واکنش ذرات زیرکونیم با آلومینیم نسبت به تیتانیوم می باشد



**Fig.4** SEM images show the distribution of reinforcing particles in (a) the FSPed hybrid composite, and (b) FSPed and annealed hybrid composite

شکل 4 تصاویر SEM از نحوه ی توزیع ذرات تقویت کننده در (a) کامپوزیت هیبریدی اغتشاش یافته و (b) کامپوزیت هیبریدی اغتشاش یافته و آبل شده

به منظور بررسی جزئیات و مطالعه فصل مشترک ذرات زیرکونیم و تیتانیوم افزوده شده با زمینه آلومینیم در کامپوزیت هیبریدی تصاویر SEM با بزرگنمایی بالا و هم چنین آنالیز EDS تهیه شده و در شکل 5 آورده شده است. همان طور که دیده می شود ذرات سفید رنگ زیرکونیم و تیتانیوم توسط یک نوار خاکستری رنگ احاطه شده اند. آنالیز EDS از این لایه ی خاکستری نشان می دهد که این مناطق ترکیبات آلومینایدی Al<sub>3</sub>Zr و Al<sub>3</sub>Ti می باشند که به صورت درجای و در اثر واکنش شیمیایی بین ذرات زیرکونیم و تیتانیوم با زمینه آلومینیم تشکیل شده اند. از آنجایی که این ترکیبات ماهیت ترد و شکننده ای دارند لذا در حین فرآیند FSP توسط چرخش ابزار شکسته شده و به صورت نانوذرات در سرتاسر زمینه توزیع می شوند (مناطق مشخص شده با بیضی در شکل a, b, c). در هنگام فرآیند FSP، گرمای حاصل از اصطکاک ابزار با قطعه کار و هم چنین تغییر شکل پلاستیکی شدید می تواند باعث بالا رفتن دما تا حدود 410 °C (بیش ترین دمای ثبت شده در این مقاله) گردد به گونه ای که شرایط را برای وقوع واکنش شیمیایی گرمازا مطابق با روابط (1) [20] و (2) [21] در فصل مشترک ذرات با زمینه فراهم نماید:



در این مقاله مدت زمانی که ماده تحت شرایط ترمومکانیکی قرار می گیرد با توجه به قطر پین و سرعت پیشروی ابزار حدود 40 ثانیه در نظر گرفته شد لذا تشکیل سریع چنین ترکیبات آلومینایدی به شرایط ترمومکانیکی فعال کننده یعنی تغییر شکل پلاستیکی شدید، بالا رفتن دما به خاطر گرمای اصطکاکی، اغتشاش شدید حاصل از چرخش ابزار، افزایش چگالی نابه جایی ها، ریزدنگی و افزایش مساحت و انرژی مرزدهانه ها که شرایط را برای نفوذ آلومینیم به داخل ذرات زیرکونیم و تیتانیوم در حین فرآیند اصطکاکی اغتشاشی به وجود می آورد می توان نسبت داد.

آنالیز EDS خطی از لایه‌ی آلومینایدی در فصل مشترک ذرات با زمینه نشان می‌دهد که این لایه فقط ترکیب آلومینایدی  $Al_3Ti$  بوده و هیچ ترکیب جدیدی در فصل مشترک تشکیل نشده است. مطابق با شکل 4-b و 6-a می‌توان مشاهده کرد که مقادیر قابل ملاحظه‌ای از ذرات درشت و ریز به رنگ سفید در ریزساختار حضور دارند. آنالیز EDS نشان می‌دهد که این ذرات عمدتاً ترکیبات آلومینایدی  $Al_3Zr$  می‌باشند که به‌واسطه‌ی انجام فرآیند آنیل مقدار زیادی از اتم‌های اکسیژن به درون آن‌ها نفوذ کرده است. واکنش‌پذیری بالاتر زیرکینیم نسبت به تیتانیوم از نظر شیمیایی و تمایل شدید این فلز به واکنش با اکسیژن می‌تواند مهم‌ترین دلیل برای توجه چنین رفتاری در نظر گرفته شود. الگوی XRD از ریزساختار فلز پایه و کامپوزیت‌های هیبریدی در شکل 7 آورده شده است. مطابق با الگوی کامپوزیت هیبریدی چهار دسته پیک پراش شامل: 1) زمینه آلومینیم 2) ترکیبات اینترمتالیک  $Al_6(Mn,Fe)$  موجود در ریزساختار فلز پایه 3) ذرات زیرکینیم و تیتانیوم و 4) ترکیبات آلومینایدی  $Al_3Ti$  و  $Al_3Zr$  در الگو قابل مشاهده است. پیک‌های پراش متعدد مربوط به ترکیبات آلومینایدی می‌تواند تاییدی بر واکنش درجای بین ذرات زیرکینیم و تیتانیوم افزوده شده با زمینه آلومینیم در حین فرآیند FSP باشد. این در حالی است که پیک‌های پراش مربوط به ذرات زیرکینیم و تیتانیوم در الگو می‌تواند به‌خاطر حضور ذرات زیرکینیم و تیتانیوم موجود در ریزساختار نسبت داده شوند که در حین فرآیند اصطکاکی اغتشاشی موفق به واکنش با آلومینیم نشده و به‌صورت ذرات واکنش نداده در ریزساختار باقی می‌مانند (مطابق با شکل‌های 5-a,c). انجام عملیات حرارتی آنیل بر روی کامپوزیت هیبریدی منجر به واکنش ذرات واکنش نداده شده و افزایش تعداد و شدت پیک‌های پراش ترکیبات آلومینایدی  $Al_3Ti$  و  $Al_3Zr$  به‌وضوح قابل مشاهده است. مطابق با این الگو دیده می‌شود که تمامی پیک‌های مربوط به ذرات زیرکینیم ناپدید شده در حالی که از شدت و تعداد پیک‌های مربوط به تیتانیوم کاسته شده است که مطابق با بررسی‌های ریزساختاری (شکل‌های 4, 5 و 6) می‌باشد.

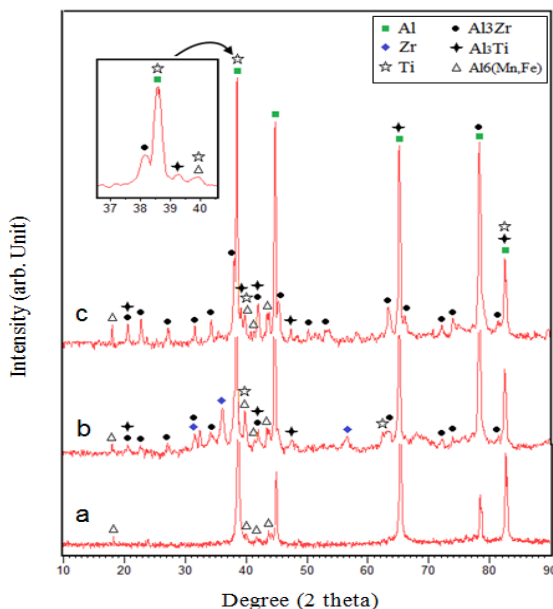


Fig. 7 XRD patterns of (a) the base metal, (b) FSPed hybrid composite, and (c) FSPed and annealed hybrid composite

شکل 7 الگوهای XRD از (a) فلز پایه، (b) کامپوزیت هیبریدی اغتشاش یافته و (c) کامپوزیت هیبریدی اغتشاش یافته و آنیل شده

3) گرمای آزاد شده‌ی  $(\Delta H)$  به‌مراتب بالاتر تشکیل  $Al_3Zr$  نسبت به  $Al_3Ti$  که می‌تواند باعث تسهیل نفوذ آلومینیم در زیرکینیم گردد  
4) سینتیک جوانه‌زنی بالاتر تشکیل ترکیب  $Al_3Zr$  نسبت به  $Al_3Ti$ ، از آنجایی که حد حلالیت محلول جامد زیرکینیم در آلومینیم (0.06٪) کم‌تر از نصف حد حلالیت تیتانیوم در آلومینیم (0.14٪) می‌باشد لذا سرعت اشباع شدن محلول جامد زیرکینیم در آلومینیم بیش‌تر بوده و در نتیجه جوانه‌زنی و رشد ترکیب آلومینایدی  $Al_3Zr$  با سرعت بیش‌تری انجام خواهد گرفت.  
همان‌طور که از تصاویر 5-a,c مشاهده می‌شود می‌توان دید که واکنش شیمیایی جهت تشکیل ترکیبات آلومینایدی در ابتدا در فصل مشترک بین ذرات زیرکینیم / تیتانیوم با زمینه آلومینیم اتفاق افتاده و سپس به‌طرف مراکز داخلی ذرات پیشرفت کرده است. با این وجود می‌توان دید که بخش‌های مرکزی ذرات موفق به واکنش با آلومینیم نشده است که دلیل چنین رفتاری می‌تواند بیان‌گر کافی نبودن حرارت و شرایط ترمومکانیکی جهت پیشرفت واکنش تا رسیدن به بخش‌های مرکزی ذرات باشد.  
تصاویر و آنالیزهای تهیه شده از فصل مشترک ذرات با زمینه برای کامپوزیت هیبریدی عملیات حرارتی شده مطابق با شکل 6 نشان می‌دهد که عملیات حرارتی آنیل به‌واسطه‌ی مهیا نمودن شرایط نفوذ باعث ضخیم‌تر شدن لایه‌ی آلومینایدی  $Al_3Ti$  شده است در حالی که کوتاه بودن فاصله‌ی نفوذ برای ذرات ریزتر تیتانیوم باعث پیشرفت واکنش تا بخش‌های مرکزی این ذرات شده است.

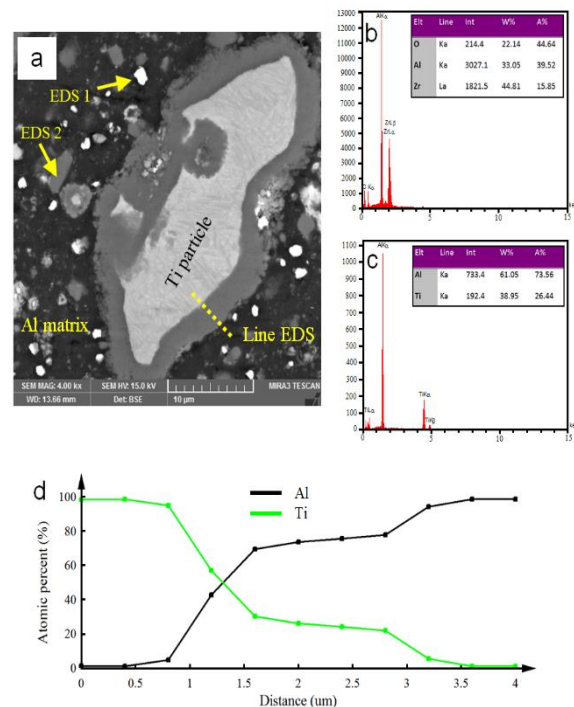


Fig.6 SEM image of the annealed hybrid composite (a), and the corresponding EDS analyses for the Zr- aluminide (b) and Ti- aluminide (c) identified as EDS 1 and EDS 2, respectively. A line scan EDS analysis (d) taken at the interface between the Ti particles and the aluminum matrix

شکل 6 تصویر SEM از ریزساختار کامپوزیت هیبریدی آنیل شده، (b و c) به‌ترتیب آنالیزهای EDS از مناطق مشخص شده با EDS 1 و EDS 2 برای آلومینیدهای زیرکینیم و تیتانیوم، (d) آنالیز EDS خطی از فصل مشترک بین ذرات تیتانیوم با زمینه آلومینیم

## 3-2- ریزسختی

مقادیر متوسط ریزسختی اندازه‌گیری شده برای فلز پایه، فلز پایه‌ی FSP شده و کامپوزیت‌های هیبریدی در شکل 8 آورده شده است. همان‌طور که دیده می‌شود فلز پایه دارای ریزسختی حدود 42 ویکرز می‌باشد در حالی که اعمال فرآیند FSP بر روی آن منجر به افت ریزسختی تا 36 ویکرز (حدود 15% کاهش) می‌شود. آبنار و همکاران [16] در پژوهشی مشابه دلیل چنین رفتاری را به‌خاطر آنیل شدن ریزساختار و کاهش چگالی نابه‌جایی‌ها در ناحیه‌ی اغتشاش یافته گزارش کرده‌اند. در فلز پایه‌ی FSP شده با وجود ریزدانه شدن ریزساختار نسبت به فلز پایه به‌نظر می‌رسد که نرمی حاصل از آنیل شدن ریزساختار بر سخت‌شدگی حاصل از ریزدانه‌گی غالب شده است.

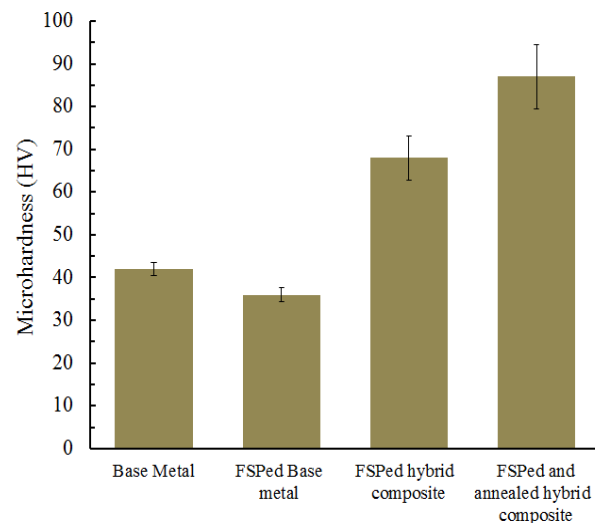


Fig. 8 Average Microhardness of the base metal and the FSPed samples

شکل 8 متوسط ریزسختی نمونه‌ی فلز پایه و نمونه‌های تحت اغتشاش

این در حالی است که کامپوزیت‌های هیبریدی در شرایط قبل و بعد از عملیات حرارتی ریزسختی به‌مراتب بالاتری را نسبت به فلز پایه به‌ترتیب حدود 68 و 87 ویکرز را ارائه می‌دهند. بهبود ریزسختی در کامپوزیت‌های هیبریدی تولید شده می‌تواند توسط عوامل زیر نسبت داده شود:

- 1) ریزدانه‌گی قابل توجه ریزساختار با توجه به رابطه‌ی هال-پچ [24]، از آن‌جایی که آلیاژ Al 3003 یک آلیاژ غیر قابل عملیات حرارتی است لذا سختی این آلیاژ وابسته به اندازه دانه می‌باشد.
- 2) حضور ذرات تقویت‌کننده سخت با توجه به قاعده‌ی ترکیب<sup>1</sup> در کامپوزیت‌ها [25]، ذرات زیرکنیم و تیتانیوم دارای سختی به‌ترتیب حدود 150 و 100 ویکرز و همچنین ترکیبات آلومینایدی  $Al_3Ti$  و  $Al_3Zr$  با سختی به ترتیب حدود 600 و 560 ویکرز می‌باشند.
- 3) فعال شدن مکانیزم استحکام‌دهی اوراوان به‌واسطه‌ی حضور نانوذرات آلومینایدی  $Al_3Ti$  و  $Al_3Zr$ ، از آن‌جایی که این ذرات به‌طور یکنواخت در سرتاسر زمینه توزیع یافته‌اند می‌توانند به‌عنوان مانعی در برابر حرکت نابه‌جایی‌ها و هم‌چنین رشد دانه‌ها عمل نمایند [26].

افزایش قابل ملاحظه ریزسختی برای نمونه‌ی کامپوزیت عملیات حرارتی شده نسبت به کامپوزیت هیبریدی می‌تواند به واکنش مجدد ذرات زیرکنیم و تیتانیوم واکنش نداده با زمینه آلومینیم و تشکیل بیش‌تر ترکیبات آلومینایدی سخت  $Al_3Ti$  و  $Al_3Zr$  نسبت داده شود.

## 3-3- ارزیابی رفتار سایشی

متوسط مقادیر ضریب اصطکاک برای فلز پایه، فلز پایه‌ی FSP شده و نیز نمونه‌های کامپوزیت هیبریدی در شکل 9 آورده شده است. با مقایسه‌ی مقادیر ضریب اصطکاک نمونه‌ها مشاهده می‌شود که فرآیند اصطکاکی اغتشاشی باعث افزایش ضریب اصطکاک فلز پایه شده است که دلیل چنین رفتاری همان‌گونه که گفته شد می‌تواند نرم‌شدگی حاصل از آنیل شدن در هنگام فرآیند اصطکاکی اغتشاشی باشد. این در حالی است که نمونه‌های کامپوزیت هیبریدی دارای ضریب اصطکاکی به‌مراتب کم‌تر از فلز پایه تقویت‌نشده می‌باشند و کم‌ترین ضریب اصطکاک بعد از عملیات حرارتی آنیل حاصل می‌شود. کاهش قابل ملاحظه ضریب اصطکاک در نمونه‌های کامپوزیتی می‌تواند به حضور ذرات تقویت‌کننده سخت و توزیع یکنواخت آن‌ها در زمینه و در نتیجه سختی بالاتر کامپوزیت نسبت داده شود که باعث کاهش سطوح تماس زمینه‌ی نرم آلومینیم با دیسک ساینده می‌شود [27].

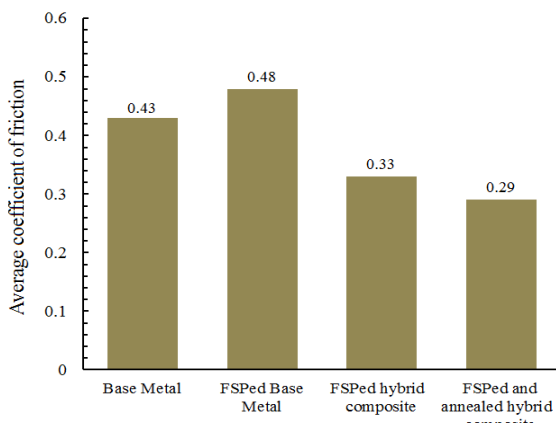


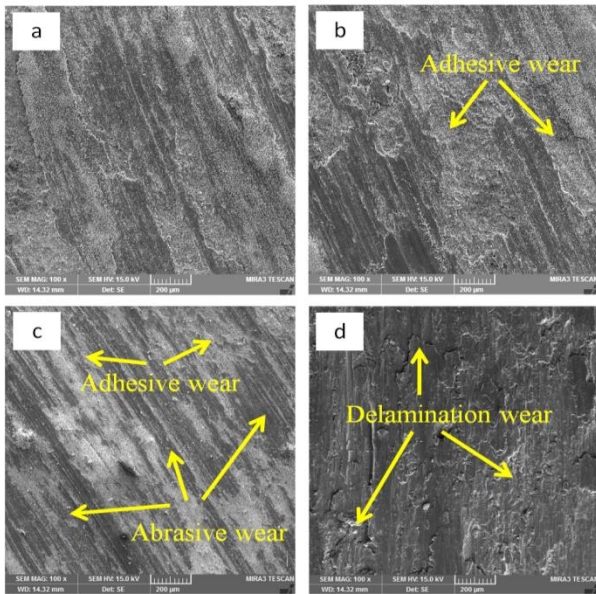
Fig.9 Average coefficient of friction for the different wear samples

شکل 9 متوسط ضرایب اصطکاک نمونه‌های مختلف سایش

نمودارهای کاهش حجم سایشی و نیز نمودارهای نرخ سایش بر حسب مسافت لغزشی برای فلز پایه، فلز پایه‌ی FSP شده و نیز کامپوزیت‌های هیبریدی در شکل 10 نشان داده شده است. مطابق با این نمودارها مشاهده می‌شود که انجام فرآیند اصطکاکی اغتشاشی بر روی فلز پایه بدون افزودن هیچ‌گونه ذره‌ی تقویت‌کننده‌ای منجر به کاهش مقاومت به سایش می‌گردد چرا که این نمونه در حین سایش حجم از دست‌رفته‌ی بیش‌تر و در نتیجه نرخ سایش بالاتری را از خود نشان می‌دهد. همان‌گونه که در بخش قبل گفته شد دلیل چنین رفتاری می‌تواند آنیل و نرم‌شدگی ورق کار شده بعد از فرآیند FSP باشد. این در حالی است که حضور ذرات تقویت‌کننده در زمینه باعث تغییر رفتار سایشی فلز پایه و در نتیجه باعث بهبود مقاومت سایشی می‌گردد.

<sup>1</sup> . Role of mixture

تصاویر SEM از سطوح سایش برای نمونه‌ی فلز پایه، فلز پایه‌ی FSP شده و نیز کامپوزیت‌های هیبریدی در شکل 11 آورده شده است.

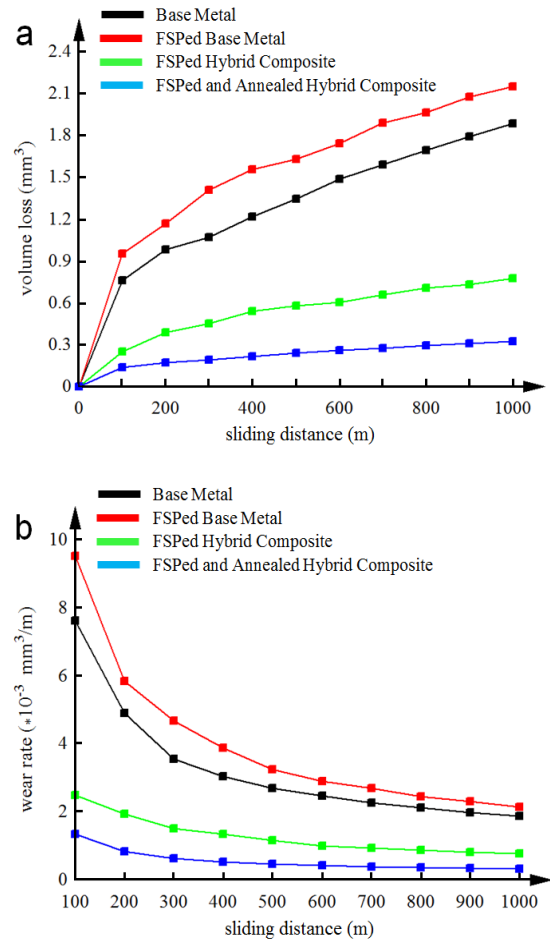


**Fig.11** SEM images of worn surfaces for (a) the base metal, (b) FSPed base metal, (c) FSPed hybrid composite, and (d) FSPed and annealed hybrid composite

شکل 11 تصاویر SEM از سطوح سایش برای (a) فلز پایه، (b) فلز پایه FSP شده، (c) کامپوزیت هیبریدی اغتشاش یافته و (d) کامپوزیت هیبریدی اغتشاش یافته و آنبیل شده

بررسی مورفولوژی سطوح سایش برای نمونه‌ی فلز پایه و فلز پایه‌ی FSP شده که به ترتیب در شکل‌های 11-a و 11-b آورده شده است نشان می‌دهد که سطوح سایش یافته خشن بوده و کندگی‌های موجود در سطوح سایش به صورت تکه‌هایی بزرگ و عمیق می‌باشد. این رفتار می‌تواند بیان‌گر سایش چسبان شدید در این نمونه‌ها باشد. دلیل چنین رفتاری می‌تواند به نرم بودن آلیاژ آلومینیم و چسبیده شدن آن به دیسک ساینده‌ی فولادی نسبت داده شود. این سطوح در حین سایش دچار کرنش سختی و در ادامه دچار پارگی شده به گونه‌ای که جدا شدن تکه‌های چسبیده شده از بخش‌های عمیق نمونه اتفاق می‌افتد و سایش چسبان شدید را در سطوح سایش به وجود می‌آورند. چنین مشاهداتی توسط قنبری و همکاران [29] نیز در سطوح سایش یافته‌ی آلیاژ Al 2024 به عنوان مکانیزم سایش چسبان شدید گزارش شده است. بررسی سطوح سایش برای کامپوزیت هیبریدی در شرایط قبل و بعد از عملیات حرارتی آنبیل که به ترتیب در شکل‌های 11-c و 11-d آورده شده است نشان می‌دهد که سطوح سایش حاوی کندگی‌هایی کوچک و کم عمق و همچنین شیارهای سطحی موازی با جهت سایش می‌باشد که خود بیان‌گر مقاومت بیش‌تر ماده در برابر تغییر شکل پلاستیک و در نتیجه بهبود مقاومت سایشی می‌باشد. دینهاران و همکاران [30] نیز گزارش کردند که حضور ذرات تقویت‌کننده  $Al_3Ti$  و  $Al_3Zr$  در زمینه آلیاژ آلومینیم AA 6061 منجر به بهبود مقاومت سایشی می‌شود.

تصاویر SEM از مورفولوژی ذرات سایشی برای فلز پایه‌ی FSP شده و نیز کامپوزیت هیبریدی در شرایط قبل و بعد از عملیات حرارتی آنبیل در شکل 12 آورده شده است.



**Fig.10** Wear behavior of different wear samples (a) volume loss, and (b) wear rate

شکل 10 رفتار سایشی نمونه‌های مختلف بر حسب (a) کاهش حجم و (b) نرخ سایش

همان‌گونه که از نمودارها دیده می‌شود بیش‌ترین مقاومت سایشی را کامپوزیت هیبریدی بعد از عملیات حرارتی نشان می‌دهد به گونه‌ای که از همان ابتدای فرآیند سایش نرخ سایشی پایداری را ارائه می‌دهد. بهبود مقاومت سایشی کامپوزیت‌های هیبریدی نسبت به زمینه تقویت‌نشده را می‌توان به سختی بالاتر کامپوزیت‌ها نسبت داد. مطابق با رابطه‌ی آرچارد [27] (4) که در زیر آورده شده است ملاحظه می‌شود که نرخ سایش با سختی رابطه‌ی معکوسی دارد لذا با افزایش سختی یک ماده مقاومت به سایش آن بهبود می‌یابد.

$$Q = \frac{W \cdot K}{H} \quad (4)$$

که در رابطه‌ی فوق:  $Q$  = نرخ سایش بر واحد مسافت لغزشی،  $W$  = نیروی اعمالی،  $K$  = ضریب اصطکاک و  $H$  = سختی سطح می‌باشد.

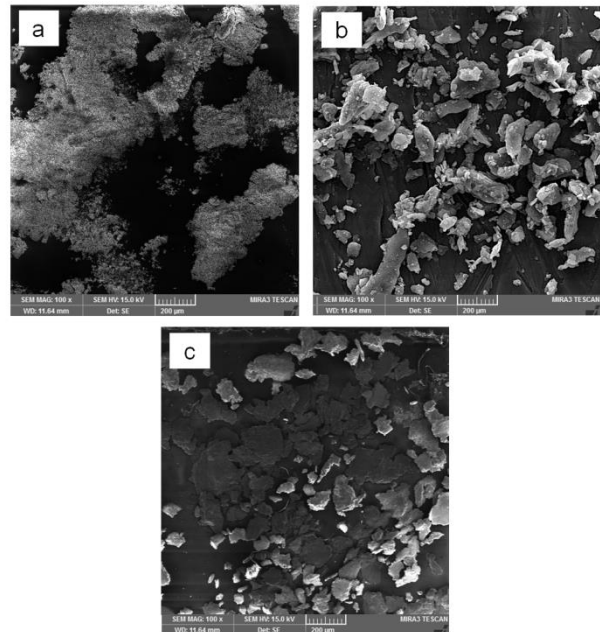
حضور ذرات تقویت‌کننده در نمونه‌ی کامپوزیتی به دلیل تحمل بار بیش‌تر و جلوگیری از تماس مستقیم بین زمینه‌ی نرم آلومینیم با دیسک ساینده باعث جلوگیری از تغییر شکل پلاستیکی و در نتیجه بهبود مقاومت سایشی می‌شود. پیوند قوی بین ذرات تقویت‌کننده با زمینه آلومینیم به واسطه‌ی تشکیل درجای می‌تواند به عنوان عامل دیگری در بهبود مقاومت سایشی در نظر گرفته شود که قبلاً نیز گزارش شده است [28].

دمای  $500^{\circ}\text{C}$  به مدت زمان 4 ساعت بر روی کامپوزیت نیز انجام شد. تحولات ریزساختاری، ریزسختی و رفتار سایشی نمونه‌ها مورد بررسی و مطالعه قرار گرفت. اهم نتایج حاصله به‌قرار زیر است:

- فرآیند اصطکاکی اغتشاشی باعث تغییر ریزساختار فلز پایه از دانه‌های بزرگ و کشیده شده به دانه‌های ریز و هم‌محور شد. حضور ذرات تقویت‌کننده در کامپوزیت‌های هیبریدی منجر به افزایش شدت ریزدانه‌گی شد.
- مشاهده شد که در عملیات اغتشاشی، ترکیبات آلومینایدی  $\text{Al}_3\text{Zr}$  و  $\text{Al}_3\text{Ti}$  به‌صورت یک لایه در فصل مشترک ذرات زیرکینیم و تیتانیوم با زمینه آلومینیم تشکیل می‌شوند به‌طوری که بخش‌های مرکزی ذرات به‌صورت واکنش نده باقی می‌مانند. انجام عملیات حرارتی آنیل بعدی، باعث بهبود واکنش‌های درجای شد به‌گونه‌ای که تقریباً تمامی ذرات زیرکینیم و بخش عمده‌ای از ذرات تیتانیوم واکنش نده موجود در ریزساختار به‌ترتیب با ترکیبات آلومینایدی  $\text{Al}_3\text{Ti}$  و  $\text{Al}_3\text{Zr}$  جایگزین شدند.
- نمونه‌های کامپوزیت هیبریدی به‌دلیل حضور ترکیبات آلومینایدی سخت  $\text{Al}_3\text{Ti}$  و  $\text{Al}_3\text{Zr}$  ریزسختی و مقاومت به سایش به‌مرااتب بالاتری نسبت به زمینه تقویت‌نشده از خود نشان دادند.
- مکانیزم سایشی غالب برای فلز پایه تقویت‌نشده سایش چسبان شدید و برای نمونه‌های کامپوزیت هیبریدی در شرایط قبل و بعد از عملیات حرارتی آنیل به‌ترتیب مکانیزم سایش چسبان/خراشان و ورقه‌ای تعیین شد.

## 5- مراجع

- [1] Gupta, N. Dinh Luong, D. and Cho, K., "Magnesium Matrix Composite Foams-Density, Mechanical Properties, and Applications," *Metals*, Vol. 2, No. 4, pp. 238-252, 2012.
- [2] Maxwell Rejil, C. Dinaharan, I. Vijay, S. J. and Murugan, N., "Microstructure and Sliding Wear Behavior of AA6360/(TiC + B4C) Hybrid Surface Composite Layer Synthesized By Friction Stir Processing on Aluminum Substrate", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 552, No. 1, pp. 336-344, 2012.
- [3] Mahmoud, E. R. I. Takahashi, M. Shibayanagi, T. and Ikeuchi, K., "Wear Characteristics of Surface-Hybrid-MMCs Layer Fabricated on Aluminum Plate by Friction Stir Processing", *Wear*, Vol. 268, No. 9-10, pp. 1111-1121, 2010.
- [4] Soleymani, S. Abdollah-zadeh, A. and Alidokht, S. A., "Microstructural and Tribological Properties of Al5083 Based Surface Hybrid Composite Produced By Friction Stir Processing", *Wear*, Vol. 278-279, No.1, pp. 41-47, 2012.
- [5] Hossieni, S. A. Ranjbar, K. Dehmolaei, R. and Amirani, A. R., "Fabrication of Al5083 Surface Composites Reinforced by CNTs and Cerium Oxide Nano Particles via Friction Stir Processing", *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 622, No. 1, pp. 725-733, 2015.
- [6] Sarkari Khorrami, M. Samadi, S. Janghorban, Z. and Movahedi, M., "In-situ Aluminum Matrix Composite Produced by Friction Stir Processing Using Fe Particles", *Materials Science & Engineering A*, Vol. 641, No. 1, pp. 380-390, 2015.
- [7] Tjong, S. C. and Ma, Z. Y., "Microstructural and Mechanical Characteristics of In Situ Metal Matrix Composites", *Materials Science and Engineering: R:Reports*, Vol. 29, No. 3-4, pp. 49-113, 2000.
- [8] Khodabakhshi, F. Simchi, A. Kokabi, A. H. and Gerlich, A. P., "Friction Stir Processing of Aluminum Matrix Nanocomposites by Pre-Placing Elemental Titanium Powder: In-Situ Formation of Al3Ti Nanoparticles and Metallurgical Characteristics", *Materials Characterization*, Vol. 108, No. 1, pp. 102-114, 2015.
- [9] Qian, J. Li, J. Xiong, J. Zhang, F. and Lin, X., "In Situ Synthesizing Al3Ni for Fabrication of Intermetallic-Reinforced Aluminum Alloy Composites by Friction Stir Processing", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 550, No. 1, pp. 279-285, 2012.
- [10] Hosseini Zeidabadi, S. R. and Daneshmanesh, H., "Fabrication and Characterization of In-Situ Al/Nb Metal/Intermetallic Surface



**Fig.12** SEM images of wear debris for (a) FSPed base metal, (b) FSPed hybrid composite, and (c) FSPed and annealed hybrid composite

شکل 12 تصاویر SEM از ذرات سایشی برای (a) فلز پایه FSP شده، (b) کامپوزیت هیبریدی اغتشاش یافته و (c) کامپوزیت هیبریدی اغتشاش یافته و آنیل شده

همان‌طور که مشاهده می‌شود ذرات سایشی برای فلز پایه‌ی FSP شده (شکل 12-a) به‌صورت تکه‌هایی بزرگ و ضخیم می‌باشند. مورفولوژی ذرات سایشی برای نمونه‌ی کامپوزیت هیبریدی در شرایط قبل از عملیات حرارتی (شکل 12-b) نشان می‌دهد که ذرات سایشی برای این نمونه به‌صورت ذراتی ریزتر و یکنواخت‌تر می‌باشند در حالی که برای نمونه‌ی عملیات حرارتی شده (شکل 12-c) به‌صورت ورقه ورقه‌ای شکل تغییر می‌یابد. با توجه به مورفولوژی ذرات سایشی و سطوح سایش یافته کامپوزیت هیبریدی در شرایط قبل از عملیات حرارتی می‌توان مکانیزم غالب سایش چسبان/خراشان و برای کامپوزیت هیبریدی عملیات حرارتی شده مکانیزم سایشی ورقه‌ای را در نظر گرفت. سختی بالای سطح کامپوزیت هیبریدی عملیات حرارتی شده می‌تواند مقاومت به تغییر شکل را افزایش دهد و از سایش سطح جلوگیری نماید ولی از آنجایی که در این نمونه مقادیر زیادی از ترکیبات آلومینایدی ترد حضور دارد لذا این ترکیبات می‌توانند در حین سایش به‌عنوان محل‌هایی جهت تمرکز تنش و شروع ترک عمل نمایند به‌گونه‌ای که به‌هم پیوستن این ترک‌ها در لایه‌های زیرین باعث جداشدن ماده به‌صورت ورقه ورقه‌ای می‌گردد. انوری و همکاران [28] نیز تغییر مکانیزم سایشی از حالت خراشان به ورقه‌ای را در کامپوزیت  $\text{Al 6061/ Al}_{13}\text{Cr}_2 + \text{Al}_{11}\text{Cr}_2$  تولید شده توسط فرآیند اصطکاکی اغتشاشی را گزارش کردند.

## 4- نتیجه‌گیری

در این مقاله، با استفاده از پودر فلزی زیرکینیم و تیتانیوم و فرآیند اصطکاکی اغتشاشی کامپوزیت هیبریدی سطحی تقویت‌شده با نانوذرات درجای  $\text{Al}_3\text{Zr}$  و  $\text{Al}_3\text{Ti}$  بر روی زیرلایه آلیاژ آلومینیم AA 3003-H14 تولید شد. سپس، به‌منظور بهبود واکنش‌های درجای یک مرحله عملیات حرارتی آنیل در



- [29] Ghanbari, D. Kasiri Asgarani, M. Amini, K. and Gharavi, F., "Influence of Heat Treatment on Mechanical Properties and Microstructure of the Al2024/SiC Composite Produced by Multi-Pass Friction Stir Processing", *Measurement*, Vol. 104, No. 1, pp. 151-158, 2017.
- [30] Dinaharan, I. Ashok kumar, G. Vijay, S.J. and Murugan, N., "Development of Al3Ti and Al3Zr Intermetallic Particulate Reinforced Aluminum Alloy AA6061 In Situ Composites Using Friction Stir Processing", *Materials & Design*, Vol. 63, No. 1, pp. 213-222, 2014.
- Composite by Friction Stir Processing", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 702, No. 1, pp. 189-195, 2015.
- [11] Khodabakhshi, F. Simchi, A. Kokabi, A. H. Gerlich, A. P. and Nosko, M., "Effects of Post Annealing on the Microstructure and Mechanical Properties of Friction Stir Processed Al-Mg-TiO2 Nanocomposites", *Materials & Design*, Vol. 63, No. 1, pp. 30-41, 2014.
- [12] Ke, L. Huang, C. Xing, L. and Huang, K., "Al-Ni Intermetallic Composites Produced in Situ by Friction Stir Processing", *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 503, No. 2, pp. 494-499, 2010.
- [13] Lee, I.S. Kao, P. W. Chang, C. P. and Ho, N. J., "Formation of Al-Mo Intermetallic Particle-Strengthened Aluminum Alloys by Friction Stir Processing", *Intermetallics*, Vol. 35, No. 1, pp. 9-14, 2013.
- [14] Varin, R. A., "Intermetallic-Reinforced Light-Metal Matrix In-Situ Composites", *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 33, No. 1, pp. 193-201, 2002.
- [15] Khodabakhshi, E. Kazemi, Sh. and Ahmadifard, S., "Investigation the Mechanical and Microstructural Properties of Copper Surface Composite Cu/SiO2 Fabricated by Friction Stir Processing", In Persian, *Journal of Science and Technology of Composites*, Vol. 4, No. 4, pp. 426-433, 2018.
- [16] Abnar, B. Kazeminezhad, M. and Kokabi, A. H., "Effects of Heat Input in Friction Stir Welding on Microstructure and Mechanical Properties of AA3003-H18 Plates", *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, Vol. 25, No. 7, pp. 2147- 2155, 2015.
- [17] Ahmadifard, S. Shahin, N. Kazemi, S. Heidarpour, A. and Shirazi, A., "Fabrication of A5083/SiC Surface Composite by Friction Stir Processing and its Characterization", In Persian, *Journal of Science and Technology of Composites*, Vol. 2, No. 4, pp. 31-36, 2016.
- [18] Zadali Mohammad Kotiyani, M. Ranjbar, K. and Dehmolaei, R., "In- Situ Fabrication of Al3Zr Aluminide Reinforced AA3003 Alloy Composite by Friction Stir Processing", *Materials Characterization*, Vol. 131, No. 1, pp. 78-90, 2017.
- [19] Yousefpour, H. and Akbari Mousavi, S. A. A., "Investigations on Microstructure, Wear Behavior and Corrosion Resistance of Brass/Graphite Composite Produced by Friction Stir Processing", In Persian, *Journal of Science and Technology of Composites*, Vol. 3, No. 3, pp. 253-260, 2016.
- [20] Wang, T. Jin, Z. and Zhao, J. C., "Thermodynamic Assessment of the Al-Zr Binary System", *Journal of Phase Equilibria*, Vol. 22, No. 5, pp 544-551. 2001.
- [21] Kattner, U. R. Lin, J. C. and Chang, Y. A., "Thermodynamic Assessment and Calculation of the Ti-Al System", *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 23, No. 8, pp. 2081-2090, 1992.
- [22] Lee, I. S. Kao, P. W. and Ho, N. J., "Microstructure and Mechanical Properties of Al-Fe in Situ Nanocomposite Produced by Friction Stir Processing", *Intermetallics*, Vol. 16, No. 9, pp. 1104-1108, 2008.
- [23] Hsu, C. J. Chang, C. Y. Kao, P. W. Ho, N. J. and Chang, C. P., "Al-Al3Ti Nanocomposites Produced in Situ by Friction Stir Processing", *Acta Materialia*, Vol. 54, No. 19, pp. 5241-5249, 2006.
- [24] Daneshgar, A. Mosallae, M. Syfodini, A. and Moshreffar, M., "Effects of Friction Stir Processing Number Pass on Reinforcement Particles Distribution and Mechanical Properties of Al/SiC+BNh Composite", In Persian, *surface science & technology*, Vol. 14, No. 36, pp. 17-27, 2018.
- [25] Dinaharan, I. Saravanakumar, S. Kalaiselvan, K. and Gopalakrishnan, S., "Microstructure and Sliding Wear Characterization of Cu/TiB2 Copper Matrix Composites Fabricated Via Friction Stir Processing", *Journal of Asian Ceramic Societies*, Vol. 5, No. 3, pp. 295-303, 2017.
- [26] Ahmadifard, S. Kazemi, S. and Heidarpour, A., "Fabrication of Al5083/TiO2 Surface Composite by Friction Stir Process and Investigating its Microstructural", *Mechanical and Wear Properties*, In Persian, *Modares Mechanical Engineering*, Vol. 15, No. 12, pp. 55-62, 2015.
- [27] Hosseini, N. Karimzadeh, F. Abbasi, M. H. and Enayati, M. H., "Tribological Properties of Al6061-Al2O3 Nanocomposite Prepared by Milling and Hot Pressing", *Materials and Design*, Vol. 31, No. 10, pp. 4777-4785, 2010.
- [28] Anvari, S. R. Karimzadeh, F. and Enayati, M. H., "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.