

مشخصه‌یابی کامپوزیت درجای سطحی $Al-Al_3Ni-TiC$ حاصل از فرایند FSP با استفاده از پودر فعال‌سازی مکانیکی شده

حامد فتوحی، بهنام لطفی، زهره صادقیان

گروه مهندسی مواد، دانشکده مهندسی، دانشگاه شهید چمران اهواز، اهواز، ایران

(دریافت مقاله: ۹۸/۱۰/۲۹ - پذیرش مقاله: ۱۴۰۰/۰۳/۱۷)

چکیده

در این پژوهش کامپوزیت درجای سطحی $Al-Al_3Ni-TiC$ به روش فرایند اصطکاکی اغتشاشی با استفاده از پودر فعال ۲۰ ساعت آلیاژسازی مکانیکی شده با موفقیت ساخته شد. ریزساختار، سختی و رفتار سایشی کامپوزیت‌های حاصل پس از ۲ و ۶ پاس فرایند اصطکاکی اغتشاشی مورد ارزیابی قرار گرفت. ریزساختار پودر آلیاژسازی مکانیکی شده و کامپوزیت حاصل از فرایند اصطکاکی اغتشاشی با استفاده از میکروسکوپ‌های نوری، الکترونی روبشی انتشار میدانی (FESEM) مجهز به طیف‌سنج انرژی (EDS) بررسی شد. یافته‌های آزمایش نشان داد در حین فرایند اصطکاکی اغتشاشی در فصل مشترک پودر آلیاژسازی مکانیکی شده و آلومینیم زمینه واکنش درجا اتفاق افتاده و منجر به تشکیل و توزیع ترکیبات Al_3Ni و TiC در حین فرایند اصطکاکی اغتشاشی در زمینه می‌شود. ترکیبات Al_3Ni و TiC منجر به افزایش سختی و بهبود مقاومت سایشی کامپوزیت‌های درجا شد. سختی در کامپوزیت حاصل از ۶ پاس فرایند اصطکاکی اغتشاشی (۷۰ HV) نسبت به فلز پایه (۲۵ HV) حدود ۲۸۰٪ افزایش یافت و کامپوزیت حاصل از ۲ پاس به دلیل واکنش ناقص و توزیع غیر همگن ذرات پودر سختی غیر یکنواخت نشان داد. مکانیزم‌های سایش چسبان و خراشان برای فلز پایه و کامپوزیت حاصل از ۲ پاس فرایند اصطکاکی اغتشاشی و مکانیزم خراشان برای کامپوزیت‌های درجای حاصل از ۶ پاس فرایند اصطکاکی اغتشاشی به‌عنوان مکانیزم‌های غالب تشخیص داده شد.

واژه‌های کلیدی: فرایند اصطکاکی اغتشاشی، ریزساختار، رفتار سایشی، واکنش درجا.

Characterization of in Situ Surface Composite $Al-Al_3Ni-TiC$ by Friction Stir Processing With Inserting MAed Powder

Hamed Fotoohi, Behnam Lotfi and Zohreh Sadeghian

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

(Received 19 January 2020, accepted 7 June 2021)

Abstract

In this study, in situ $Al-Al_3Ni-TiC$ surface composite was successfully fabricated by friction stir processing (FSP) of AA1050 alloy. For this purpose mechanically alloyed Ni-Ti-C powder mixture prepared by high energy milling for a total duration of 20h, was inserted into Al substrate. Microstructure, microhardness and wear behavior of the composites obtained from 2 and 6 FSP passes were evaluated. Microstructural examinations of MAed powder and composite were performed using an optical microscope (OM) and scanning electron microscope (SEM) equipped with microprobe elemental analysis. The results of the experiments showed that in situ reaction occurred between MAed powder and matrix during friction stir processing and resulted in the formation and distribution of Al_3Ni and TiC compounds in the matrix. Al_3Ni and TiC compounds increased the hardness and improved the wear resistance of in situ composites. The hardness of the composite obtained from 6 FSP passes (70 HV) increased about 280% compared to the base metal (≈ 25 HV). The composite obtained from 2 FSP passes showed non-uniform hardness due to incomplete reaction and inhomogeneous distribution of powder particles. The dominant wear mechanisms were identified as abrasive wear and adhesive wear for the base metal and composite obtained from 2 FSP passes, and abrasive wear for the composite obtained from 6 FSP passes.

Keywords: Friction stir processing, microstructural, wear behavior, In-situ reaction.

E-mail of Corresponding author: behnaml@yahoo.com.

مقدمه

خواص منحصر به فرد آلومینیم و آلیاژهای آن، سبب گسترش روزافزون استفاده از آن در صنایع مختلفی مانند اتومبیل‌سازی، هوافضا و خودروسازی شده است. از این خواص می‌توان به نسبت بالای استحکام به وزن، مقاومت در برابر خوردگی و شکل‌پذیری بالا اشاره کرد. خواص سایشی ضعیف آلومینیم کاربرد آن را در صنعت محدود کرده است.

برای بهبود خواص سایشی آلیاژهای آلومینیم از روش‌های مختلف مهندسی سطح مانند کامپوزیت‌سازی سطحی به روش فرایند اصطکاکی اغتشاشی [۷-۱] استفاده می‌شود. افزودن ذرات تقویت‌کننده و تولید کامپوزیت زمینه آلومینیم با استفاده از فرایند اصطکاکی اغتشاشی می‌تواند راهکار مناسبی برای بهبود خواص مکانیکی باشد. کامپوزیت‌های زمینه آلومینیومی تقویت‌شده با ذرات سرامیکی به جهت ترکیبی از مشخصات آلومینیم مانند شکل‌پذیری و انعطاف‌پذیری بالا و همچنین مشخصات ماده سرامیکی مانند استحکام و مدول الاستیک بالا به صورت گسترده در صنایع هوافضا و صنایع اتومبیل‌سازی استفاده می‌شود. از عمده مزایای این کامپوزیت‌ها می‌توان به مقاومت عالی آن‌ها در برابر سایش اشاره کرد [۸]. کامپوزیت‌های زمینه فلزی درجا نوعی از مواد چند فازی هستند که در آن تقویت‌کننده از طریق یک واکنش شیمیایی در طی فرایند ساخت در زمینه ایجاد می‌شود. در مقایسه با اضافه نمودن ذرات به صورت مستقیم، کامپوزیت‌های تولید درجا دارای مزایایی هستند مانند فصل مشترک تمیز زمینه و ذرات تقویت‌کننده، پایداری ترمودینامیکی تقویت‌کننده، سازگاری بهتر با زمینه و پیوند مناسب بین ذرات تقویت‌کننده و زمینه [۹-۱۳].

انجام واکنش درجا بین ذرات پودر اضافه شده و زمینه نیاز به دمای نسبتاً بالا دارد و از آنجا که حداکثر دما در فرایند اصطکاکی اغتشاشی T_m ۰/۹ - ۰/۶ است [۱۴]، نیاز

به فعال‌سازی پودر قبل از استفاده در فرایند اصطکاکی اغتشاشی و کم کردن فاصله نفوذی با استفاده از فرایند آلیاژسازی مکانیکی است تا واکنش در زمان کوتاه و دمای نسبتاً کم فرایند اصطکاکی اغتشاشی قابل انجام باشد [۱۵]. محدوده وسیعی از واکنش‌های شیمیایی را می‌توان با استفاده از آلیاژسازی مکانیکی انجام داد. در حین آلیاژسازی مکانیکی نواقص کریستالی در ذرات پودر به شدت افزایش می‌یابد و تنش‌های داخلی زیادی درون آن ایجاد می‌شود. به همین دلیل ذرات پودر در حین آلیاژسازی مکانیکی به سهولت در واکنش شیمیایی شرکت می‌کند. به علاوه در طی آلیاژسازی مکانیکی جوش خوردن و شکست متناوب ذرات پودر باعث افزایش سطح تماس اجزا می‌شود، به این ترتیب سطوح تازه به طور مکرر در تماس با واکنش‌دهنده‌ها قرار می‌گیرند و باعث می‌شود واکنش شیمیایی بدون احتیاج به نفوذ از میان لایه محصول انجام شود [۱۴].

کیان^۱ و همکاران [۲۱]، تولید درجای تقویت‌کننده‌های بین فلزی Al_3Ni را برای ایجاد کامپوزیت سطحی زمینه آلومینیومی مورد بررسی قرار دادند. با افزایش تعداد پاس-های فرایند اصطکاکی اغتشاشی، شدت پیک‌های XRD مربوط به ترکیب بین فلزی Al_3Ni بیشتر شده و این نشان دهنده‌ی تولید کامپوزیت مورد نظر بوده است. مهربان و همکاران [۱۶] تأثیر اضافه کردن NiO به آلیاژ آلومینیم AA6061 به منظور ساخت کامپوزیت درجای $\text{Al-Al}_2\text{O}_3-\text{Al}_3\text{Ni}$ مورد ارزیابی قرار دادند. ترکیبات درجای $\text{Al}_2\text{O}_3-\text{Al}_3\text{Ni}$ به طور قابل توجهی منجر به افزایش مقاومت سایش کامپوزیت حاصل شد. راجان^۲ [۱۷] نیز خواص سایشی کامپوزیت درجای AA7075/TiB_2 تولید شده با روش اصطکاکی اغتشاشی مورد ارزیابی قرار داد و مشاهده نمود که ذرات TiB_2

مواد و روش آزمایش

جهت تهیه پودر پیش فعال آلیاژسازی مکانیکی شده از آسیاب گلوله‌ای سیاره‌ای آزمایشگاهی مشابه مدل Fritsch Pulverisette 5 ساخت شرکت تجهیز سپاهان، با سرعت چرخش دیسک rpm ۶۰۰ استفاده شد. دو محفظه آسیا از جنس فولاد سخت پرکرم با قطر داخلی mm ۱۰۰ و ارتفاع داخلی mm ۵۱، با حجم داخلی cm³ ۴۰۰ مورد استفاده قرار گرفت. گلوله‌های آسیا از جنس فولاد پرکربن با قطر mm ۱۵ و نسبت گلوله به پودر ۱۰ انتخاب شد. به منظور جلوگیری از اکسید شدن ذرات پودر در حین آلیاژسازی مکانیکی، دمش گاز آرگون با خلوص ۹۹/۹۹ از طریق شیرهای ورودی و خروجی تعبیه شده بر روی درب محفظه انجام شد. پودرهای نیکل - تیتانیم و نیکل - کربن ۵ ساعت به صورت جداگانه آسیاکاری شده و سپس با یکدیگر مخلوط و در مرحله دوم به مدت ۱۵ ساعت تحت آسیا کاری قرار گرفت.

زیرلایه آلومینیم ۱۰۵۰ با ابعاد mm ۶۰ × mm ۲۰۰ جهت انجام فرایند اصطکاکی اغتشاشی تهیه شد. حفره‌هایی به قطر و فواصل mm ۱ از یکدیگر ایجاد و پودرهای آلیاژسازی مکانیکی شده به درون این حفرات افزوده و فشرده شد. به منظور انجام فرایند اصطکاکی اغتشاشی، از دستگاه فرز اصلاح شده استفاده شد. این دستگاه توانایی ایجاد سرعت پیشروی ۳۰ تا ۶۰۰ میلی‌متر بر دقیقه و سرعت چرخش ابزار از ۴۰ تا ۲۰۰۰ دور بر دقیقه دارا می‌باشد.

فرایند اصطکاکی اغتشاشی با استفاده از ابزار استوانه‌ای و سرعت چرخش و پیشروی ابزار به ترتیب rpm ۱۴۰۰ و mm/min ۴۰ با استفاده از ۲ و ۶ پاس در جهت پادساعت‌گرد انجام گرفت. جهت توزیع بهتر ذرات تقویت‌کننده و ممانعت از آگلومره شدن ذرات پودر، جهت حرکت ابزار در هر پاس در خلاف جهت قبلی انجام گردید به طوری که سمت پیشرونده و پسرونده در هر پاس نسبت به پاس قبلی تغییر کرد.

درجا تشکیل شده سبب افزایش مقاومت سایشی کامپوزیت AA7075/TiB₂ می‌شود. دیناهاران^۳ [۲۲] در بررسی مکانیزم سایش در کامپوزیت ایجاد شده با استفاده از فرایند اصطکاکی اغتشاشی دریافت که ذرات اضافه شده FA^۴ به آلومینیم سبب تغییر مکانیزم سایش از مکانیزم سایش خراشان در آلومینیم زمینه به مکانیزم سایش خراشان در کامپوزیت‌های حاصل از فرایند اصطکاکی اغتشاشی شد. شفیع زرقانی و همکاران [۳]، تأثیر تعداد پاس در فرایند اصطکاکی اغتشاشی بر خواص مکانیکی و سایشی کامپوزیت سطحی Al₃60/ Al₂O₃ مورد بررسی قرار دادند. با افزایش تعداد پاس، اندازه خوشه‌های Al₂O₃ و اندازه دانه‌ی فلز پایه کاهش یافته و این کاهش در اندازه دانه‌ها در نمونه‌های حاوی ذرات کامپوزیتی در مقایسه با نمونه‌های غیرکامپوزیتی بیشتر بوده است. این موضوع می‌تواند بدلیل خاصیت قفل‌کنندگی ذرات کامپوزیتی و جلوگیری از رشد دانه‌های فلز پایه باشد.

مطالعاتی که تاکنون انجام شده شامل تولید ترکیبات بین فلزی مانند آلومیناید های نیکل و تیتانیم بر پایه نیکل و تیتانیم در زمینه آلومینیم بوده است که طبق گزارش‌ها واکنش‌های تشکیل ترکیبات درجا در زمان کوتاه فرایند اصطکاکی اغتشاشی به طور کامل انجام نشده است و ضمن اینکه گزارشی در رابطه با بررسی واکنش‌های درجا در سیستم Al-Ni-Ti-C یافت نشد. هدف از پژوهش حاضر، ایجاد کامپوزیت سطحی درجای Al- Al₃Ni- TiC به روش فرایند اصطکاکی اغتشاشی با استفاده از پودر واکنش‌پذیر Ni-Ti-C آلیاژسازی مکانیکی شده و ارزیابی ریزساختار، سختی و رفتار سایشی لایه سطحی حاصل بوده است.

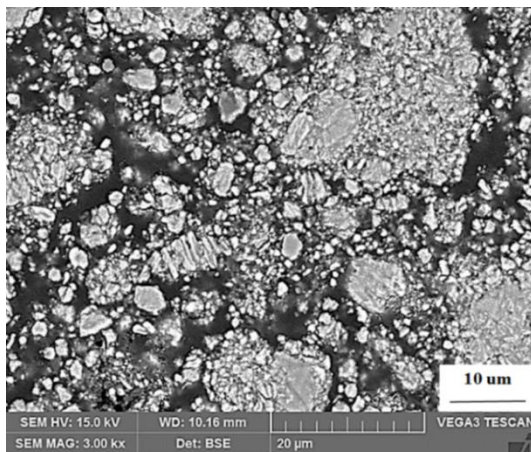
3 - Dinaharan

4 - fly ash

نتایج و بحث

بررسی ریزساختاری

در شکل ۱ تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از مورفولوژی پودر حاصل از آسیا کاری دومرحله‌ای نشان داده شده است. پس از ۲۰ ساعت آسیاکاری به دلیل افزایش کار سختی در ذرات پودر، نرخ شکست افزایش و در نتیجه اندازه ذرات پودر کاهش یافته است. در پودر حاصل ذرات ریز با توزیع اندازه همگن به دست آمده و ساختار لایه‌ای متشکل از عناصر اولیه در مقطع ذرات پودر مشاهده می‌شود. در فرایند آسیاکاری با افزایش دانسیته نابه‌جایی‌ها ذرات پودر کار سخت شده و دچار شکست ناشی از تنش‌های سیکلی حین آسیاکاری می‌شوند. در نتیجه اندازه ذرات پودر کاهش یافته و به علاوه ساختار لایه‌ای درون لایه‌ها به تدریج ریزتر می‌شود [۱۵]. جهت ارزیابی واکنش‌پذیری پودر حاصل از آلیاژسازی مکانیکی آنالیز حرارتی افتراقی تا دمای ۶۰۰ °C انجام شد. شکل ۲ نمودار آنالیز حرارتی پودر حاصل از آسیاکاری را نشان می‌دهد. یک پیک گرمازا در دمای ۴۳۵ °C مشاهده می‌شود. نمودار پراش مربوط به قبل و بعد از آنالیز حرارتی پودر حاصل از آلیاژسازی مکانیکی در شکل ۳ نشان داده شده است.



شکل ۱. تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از مورفولوژی پودر حاصل از مرحله دوم آسیا کاری.

بررسی‌های ریزساختاری لایه کامپوزیت سطحی توسط میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ الکترونی روبشی SEM مجهز به طیف‌سنج انرژی EDS مدل SERON ALS2300 انجام شد. جهت ارزیابی سختی، از ریزسختی سنجی ویکرز تحت بار ۱۰۰ گرم و زمان نگه‌داری ۱۰ ثانیه استفاده شد. ارزیابی رفتار سایشی با استفاده از آزمون پین روی دیسک انجام شد. بدین منظور پین‌هایی از فلز پایه و کامپوزیت حاصل با قطر ۵ mm و ارتفاع ۱۰ mm به کمک برش سیم خارج شد. از فولاد ابزار سخت شده به دلیل سختی بالا، مقاومت به سایش، مقاومت به تغییر شکل با سختی ۵۸HRC به عنوان سطح ساینده استفاده شد. بار اعمالی ۵ کیلوگرم، مسافت لغزش ۲۰۰ متر و سرعت خطی ثابت ۰/۱۲ m/s انجام گرفت. جهت تعیین مکانیزم سایشی سطوح سایش توسط SEM بررسی شدند.

برای مطالعه میزان نرخ سایش و مکانیزم‌های مؤثر بر فرآیند سایش از توابعی نظیر میزان کاهش وزن، میزان نرخ سایش و شاخص مقاومت به سایش استفاده شد که به شرح زیر تشریح می‌گردند:

معکوس نرخ سایش به عنوان شاخص مقاومت به سایش به صورت زیر تعریف و استفاده شد:

$$W_R = \frac{1}{w_L^0} \quad (1)$$

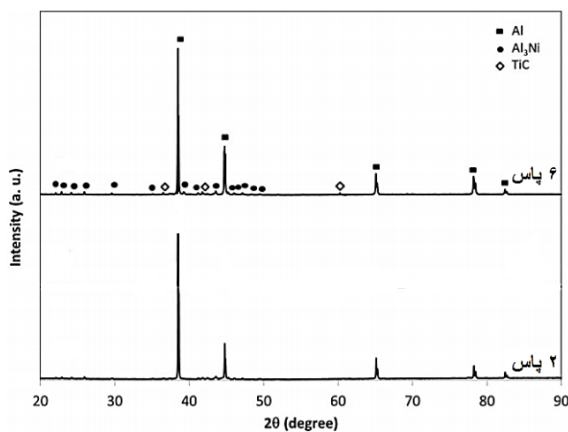
که در آن W_R شاخص مقاومت به سایش بر Nm/mm^3 و w_L^0 نرخ سایش است که با استفاده از رابطه زیر قابل محاسبه است:

$$w_L^0 = \frac{\Delta m}{\rho \cdot L \cdot F_N} \quad (2)$$

که w_L^0 نرخ سایش بر حسب $\text{mm}^3/\text{m} \cdot \text{N}$ ، Δm جرم از بین رفته نمونه در طول سایش بر حسب گرم، ρ چگالی نمونه بر حسب g/cm^3 ، L طول مسیر سایش بر حسب متر و F_N نیروی عمود بر روی پین بر حسب نیوتن است [۲۹].

در شرایط فرایند اصطکاکی اغتشاشی منفی‌ترین انرژی تشکیل در بین ترکیبات آلومیناید متعلق به Al₃Ni است و بنابراین پیش‌بینی می‌شود که این ترکیب زودتر تشکیل شود. از طرف دیگر ترکیب TiC دارای انرژی آزاد تشکیل منفی نسبتاً بزرگی ($\Delta G_{298} = -180.8 \text{ kJ/mol}$) است [۱۸] و تشکیل این ترکیب در حین فرایند اصطکاکی اغتشاشی دور از انتظار نیست.

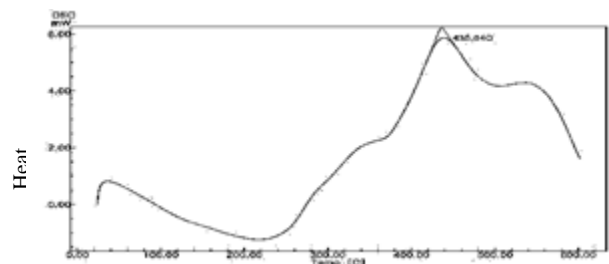
پیک‌های ضعیف متناظر با Al₃Ni در الگوی پراش کامپوزیت حاصل از ۲ پاس فرایند اصطکاکی اغتشاشی مشاهده می‌شود. با افزایش تعداد پاس فرایند اصطکاکی اغتشاشی به ۶ پاس، کامپوزیت و پودر مورد استفاده مدت زمان بیشتری دمای بالا را تجربه می‌کند، به‌علاوه، اغتشاش ناشی از فرایند اصطکاکی اغتشاشی منجر به جابه‌جایی محصولات واکنش درجا از فصل مشترک پودر و زمینه و توزیع آن‌ها در زمینه می‌شود [۲۱]، بنابراین آلومینیم دوباره در تماس با پودر واکنش نداده قرار گرفته و امکان ادامه واکنش درجا فراهم می‌شود. پس از ۶ پاس فرایند اصطکاکی اغتشاشی، شدت پیک‌های متناظر با Al₃Ni و TiC در الگوی پراش بیشتر شده است.



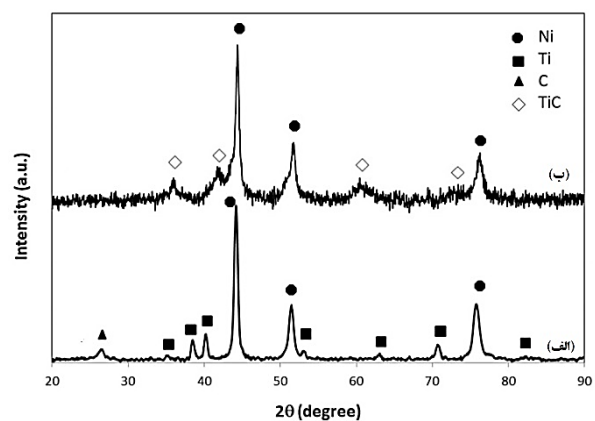
شکل ۴. نمودار پراش پرتو ایکس کامپوزیت حاصل از ۲ و ۶ پاس فرایند اصطکاکی اغتشاشی با استفاده از پودر ۲۰ ساعت آسیابکاری دو مرحله‌ای.

همان‌طور که مشاهده می‌شود بعد از آنالیز حرارتی، کاربرد تیتانیم تشکیل شده است بنابراین می‌توان انتظار داشت که در پودر حاصل از آلیاژسازی مکانیکی با فعال‌سازی مکانیکی حین فرایند اصطکاکی اغتشاشی امکان انجام واکنش درجا وجود داشته باشد.

پس از استفاده از پودر پیش‌فعال شده در حفرات تعبیه شده روی سطح آلیاژ آلومینیم ۱۰۵۰ وارد شده و تحت فرایند اصطکاکی اغتشاشی قرار گرفت. الگوی پراش پرتو ایکس کامپوزیت‌های حاصل از ۲ و ۶ پاس فرایند اصطکاکی اغتشاشی با استفاده از پودر آلیاژسازی مکانیکی شده در شکل ۴ نشان داده شده است. بر اساس داده‌های ترمودینامیکی در زوج آلومینیم و نیکل، ترکیبات بین فلزی متفاوتی شامل Ni₃Al, NiAl, Ni₂Al₃ و Al₃Ni دارای انرژی آزاد تشکیل منفی می‌باشند.



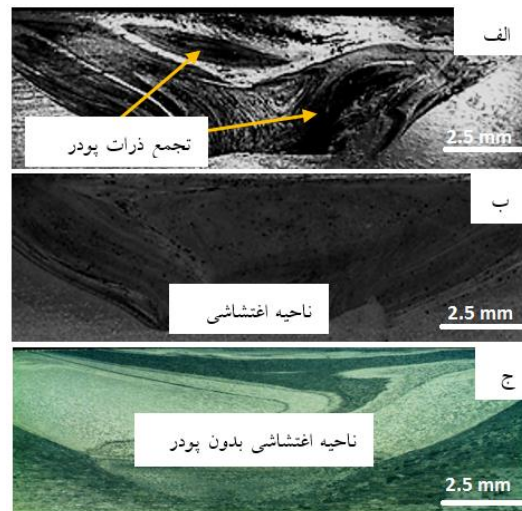
شکل ۲. نتایج آنالیز حرارتی افتراقی پودر حاصل از آلیاژسازی مکانیکی.



شکل ۳. نمودار پراش پودر حاصل از آلیاژسازی مکانیکی (الف) بعد از آسیابکاری و (ب) بعد از آنالیز حرارتی تا دمای ۶۰۰ °C.

فرایند اصطکاکی اغتشاشی همراه با میکروآنالیز نقطه‌ای در شکل ۶ نشان داده شده است. در کامپوزیت حاصل از ۲ پاس فرایند اصطکاکی اغتشاشی، لایه نازکی از سطح ذرات در واکنش درجا شرکت کرده و ذرات درشت‌تر پودر بدون تغییر باقی مانده‌اند. افزایش تعداد پاس در فرایند اصطکاکی اغتشاشی منجر به کاهش اندازه ذرات پودر به دلیل اغتشاش بیشتر ناشی از چرخش ابزار و در نتیجه شکسته شدن ذرات پودر به ابعاد کوچک‌تر و توزیع آن‌ها در ناحیه اغتشاشی می‌شود [۲۶]. در کامپوزیت حاصل از ۶ پاس فرایند اصطکاکی اغتشاشی تمام پودر در واکنش شرکت کرده و به محصولات واکنش درجای Al_3Ni و TiC تبدیل شده است. نواحی خاکستری محصولات حاصل از واکنش درجا هستند که در زمینه توزیع شده‌اند و حضور آن‌ها با استفاده از آنالیز نقطه‌ای تأیید شده است. در تصویر میکروسکوپی پودر اولیه آسیابکاری شده در زمینه آلومینیم دیده نمی‌شود و به نظر می‌رسد ذرات پودر حین فرایند اصطکاکی اغتشاشی به محصولات واکنش درجای شامل ترکیبات Al_3Ni و TiC تبدیل شده‌اند. واکنش درجا ابتدا از فصل مشترک ذرات پودر و زمینه شروع می‌شود و به سمت قسمت داخلی ذرات پودر پیشروی می‌کند [۱۹]. در طی فرایند اصطکاکی اغتشاشی، چرخش ابزار و تغییر شکل پلاستیک شدید در ناحیه اغتشاشی باعث شکسته شدن لایه تشکیل شده اطراف ذرات پودر حاصل از واکنش شده و مجدداً سطح تماس بین واکنش‌دهنده‌ها تأمین می‌شود و نفوذ درهم تسهیل می‌گردد [۲۰]. در نتیجه واکنش درجا بین ذرات پودر و زمینه ادامه می‌یابد تا در پاس‌های بعدی فرایند اصطکاکی اغتشاشی تمام پودر در واکنش با زمینه شرکت کند.

تصاویر میکروسکوپ نوری از سطح مقطع کامپوزیت‌های حاصل از ۲ و ۶ پاس فرایند اصطکاکی اغتشاشی و همچنین زمینه تحت ۶ پاس فرایند اصطکاکی اغتشاشی بدون پودر در شکل ۵ نشان داده شده است. همان‌طور که مشاهده می‌شود ناحیه اغتشاشی بدون عیوب فرایندی ایجاد شده است. در کامپوزیت‌های حاصل از ۲ پاس غیریکنواختی توزیع و تجمع ذرات پودر مشهود است که این را می‌توان ناشی از کافی نبودن اغتشاش و سیلان ماده دانست. پس از ۶ پاس فرایند اصطکاکی اغتشاشی تجمع ذرات پودر در زمینه برطرف و ذرات پودر در تمام ناحیه اغتشاشی به صورت یکنواخت توزیع شده که دلیل آن را می‌توان افزایش سیلان ماده و تغییر شکل پلاستیک شدید در ناحیه اغتشاشی و شکسته شدن ذرات در طی فرایند دانست [۲۵].

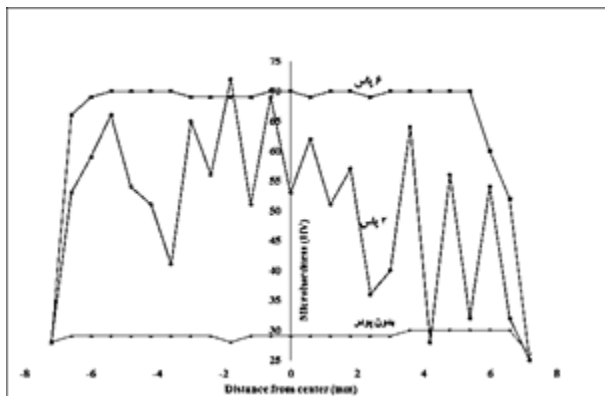


شکل ۵. تصاویر میکروسکوپ نوری از سطح مقطع کامپوزیت حاصل از الف) ۲، ب) ۶ پاس فرایند FSP و ج) ۶ پاس بدون پودر. تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از سطح مقطع کامپوزیت سطحی ایجاد شده با استفاده از ۲ و ۶ پاس

ریزسختی سنجی

پروفیل سختی فلز پایه حاصل از ۶ پاس فرایند اصطکاکی اغتشاشی و کامپوزیت‌های حاصل از ۲ و ۶ پاس با استفاده از پودر پیش فعال شده در شکل ۷ نشان داده شده است. نمونه حاصل از ۶ پاس فرایند اصطکاکی اغتشاشی بدون پودر دارای سختی ۳۰ HV است که در مقایسه با سختی فلز پایه (۲۵ HV) تغییر محسوسی نشان نداد.

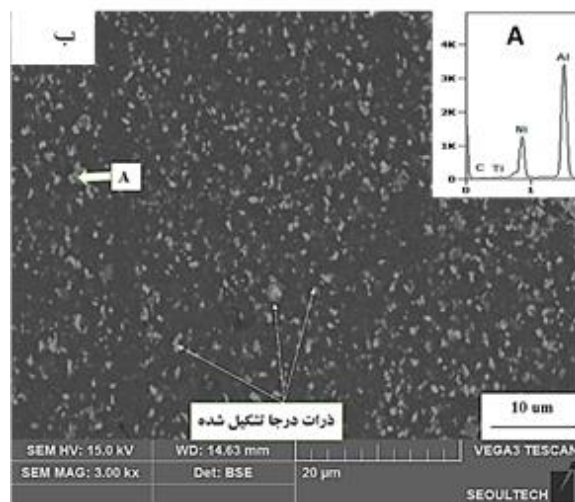
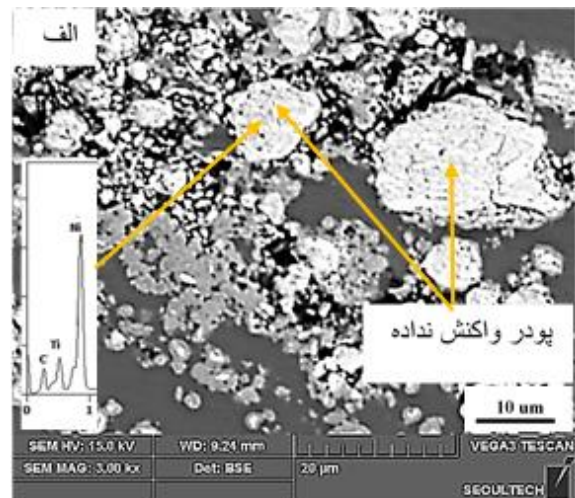
ذرات در زمینه و همچنین عدم تکمیل واکنش ذرات با زمینه منجر به سختی کمتر و غیریکنواخت‌تر در کامپوزیت‌های حاصل از ۲ پاس فرایند اصطکاکی اغتشاشی نسبت به کامپوزیت حاصل از ۶ پاس شده است. سختی در کامپوزیت حاصل از ۶ پاس فرایند اصطکاکی اغتشاشی نسبت به فلز پایه افزایش قابل توجهی یافته و به ۷۰ HV رسیده است و توزیع سختی یکنواخت‌تر شده است که دلیل آن را می‌توان تشکیل و توزیع مناسب ذرات Al₃Ni و TiC در اثر اغتشاش ناشی از فرایند اصطکاکی اغتشاشی در زمینه دانست [۱۹].



شکل ۷. پروفیل سختی کامپوزیت‌های حاصل از ۲ و ۶ پاس فرایند FSP و فلز پایه پس از ۶ پاس فرایند FSP بدون پودر.

ارزیابی رفتار سایشی

مقدار کاهش وزن برحسب ۲۰۰ متر مسافت لغزش در آزمون سایش برای آلیاژ آلومینیم زمینه و کامپوزیت حاصل از ۲ و ۶ پاس فرایند اصطکاکی اغتشاشی با استفاده از پودر پیش فعال شده به ترتیب ۰/۰۳۱، ۰/۰۲۵ و ۰/۰۲۰ گرم و نرخ سایش ۱۱×۱۰^{-۷} ، $۹/۴ \times ۱۰^{-۷}$ و $۷/۵ \times ۱۰^{-۷}$ $\text{mm}^3/\text{m.N}$ به دست آمد. شاخص مقاومت به سایش برای آلیاژ آلومینیم زمینه و کامپوزیت حاصل از ۲ و ۶ پاس فرایند اصطکاکی اغتشاشی با استفاده از پودر پیش فعال شده به ترتیب ۹×۱۰^۵ ، $۱۰/۶ \times ۱۰^۵$ و $۱۳/۳۳ \times ۱۰^۵$ Nm/mm^3 بدست آمد. کامپوزیت حاصل از



شکل ۶. تصویر میکروسکوپ الکترونی روشی از سطح مقطع

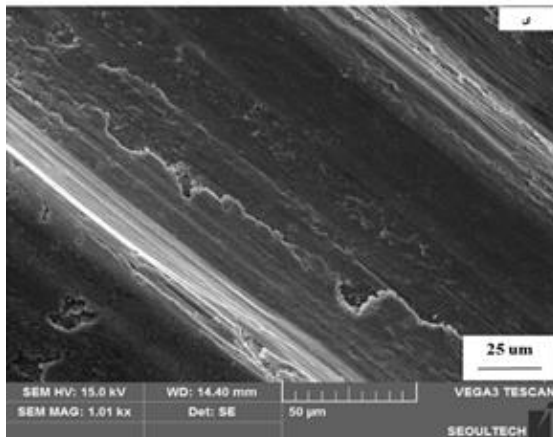
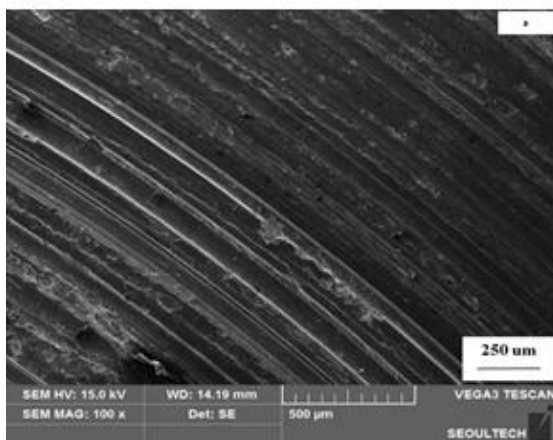
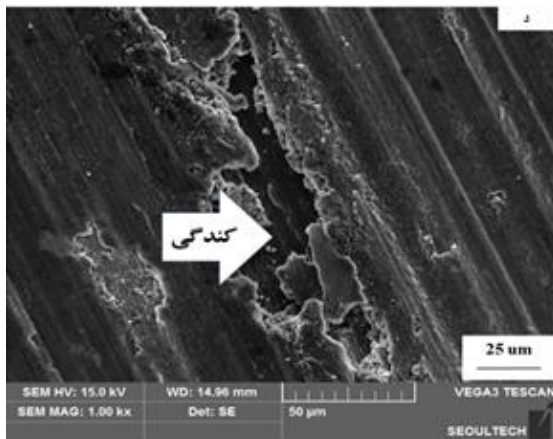
کامپوزیت سطحی (الف) ۲ پاس و (ب) ۶ پاس فرایند FSP به همراه میکروآنالیز.

پروفیل سختی کامپوزیت حاصل از ۲ پاس فرایند اصطکاکی اغتشاشی در طول منطقه اغتشاش غیریکنواخت است. وجود کلوخه‌های ذرات پودر و عدم توزیع مناسب

۶ پاس فرایند اصطکاکی اغتشاشی کاهش وزن کمتر و شاخص مقاومت به سایش بالاتری نسبت به آلیاژ آلومینیم زمینه و کامپوزیت حاصل از ۲ پاس فرایند اصطکاکی اغتشاشی نشان می‌دهد. بهبود مقاومت سایشی در این کامپوزیت را می‌توان به دلیل حضور و توزیع یکنواخت ذرات Al_3Ni و TiC حاصل از واکنش درجای پودر با زمینه آلومینیم در حین فرایند اصطکاکی اغتشاشی دانست که منجر به افزایش سختی و کاهش نرخ سایش می‌شود. در واقع افزایش سختی منجر به کاهش سایش لغزشی بر اساس رابطه آرچارد^۵ می‌گردد [۲۷]. قانون آرچارد نشان دهنده رابطه سختی با نرخ سایش در مواد فلزی است که سختی بالاتر منجر به سایش کمتر مواد فلزی می‌شود [۲۲]. کاهش نرخ سایش در کامپوزیت حاصل از ۶ پاس فرایند اصطکاکی اغتشاشی را می‌توان به عوامل زیر نسبت داد: ذرات Al_3Ni و TiC حاصل از واکنش درجا سطح تماس مؤثر بین پین و دیسک ساینده را کاهش می‌دهد و بار اعمالی به وسیله ذرات تقویت‌کننده تحمل می‌شود. این شرایط منجر به کاهش ضریب اصطکاک در سطح سایش می‌گردد [۲۷]. پیوند خوب ذرات تقویت‌کننده با زمینه به مقاومت ذرات در برابر جدا شدن از سطح پین کمک می‌کند. آلومینیم در اطراف ذرات سخت در حین سایش برداشته شده و سطح تماس مؤثر بین سطح کامپوزیت و سطح ساینده کاهش می‌یابد. پیوند خوب ذرات درجا تشکیل شده و زمینه، جدا شدن آن‌ها را در حین سایش به تأخیر می‌اندازد. هرچه ذرات اندازه کوچک‌تر و توزیع مناسب‌تری داشته باشند سبب کاهش بیشتر نرخ سایش می‌شوند [۲۰].

شکل ۸ تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از خط سایش آلیاژ آلومینیم زمینه و کامپوزیت سطحی حاصل از ۲ و ۶ پاس فرایند اصطکاکی اغتشاشی را نشان می‌دهد. تفاوت در سطوح سایش مشهود است. سطح سایش آلیاژ پایه تخریب بیشتری نسبت به کامپوزیت‌ها نشان می‌دهد.

حضور خراش‌های عمیق در سطح سایش آلیاژ پایه بیان‌کننده آثار مکانیزم سایش خراشان است. همچنین شکل ۸ (ب) نشان دهنده سطح ساییده شده فلز آلومینیم زمینه با بزرگنمایی بیشتر است، مناطق تخریب شده نشان دهنده سطوحی باله‌های انحنادار است که حاکی از نرمی ماده کنده شده و وجود همزمان مکانیزم سایش چسبان است. دلیل اصلی ایجاد این مورفولوژی، جوش خوردن موقتی قسمتی از ماده تحت سایش در مسیر سایش، به دیسک ساینده است. در این حالت قسمتی از ماده نمونه تحت سایش به جسم ساینده منتقل شده و قسمتی دیگر بر سطح نمونه تحت سایش باقی می‌ماند. با ادامه فرایند سایش و ایجاد تنشی بیشتر از تنش برشی قابل تحمل برای نمونه تحت سایش، ماده چسبیده بین نمونه و جسم ساینده پس از تغییر شکل پلاستیک و کشیده شدن بر سطح نمونه گسیخته می‌شود. این عمل در هر سیکل چرخشی تکرار شده و در نهایت سطح لایه‌ای به صورت لایه‌هایی در سطح ظاهر می‌شود [۲۴-۲۱]. در نتیجه تخریب در آلیاژ آلومینیم زمینه شدیدتر است. شکل ۸ (ج) سطح سایش کامپوزیت درجای حاصل از ۲ پاس فرایند اصطکاکی اغتشاشی را نشان می‌دهد. وجود شیارهای موازی روی سطح و کندگی‌های متعدد در سطح کامپوزیت حاصل از ۲ پاس فرایند اصطکاکی اغتشاشی نشان دهنده مکانیزم دوگانه چسبان و خراشان است [۲۴]. پودر واکنش نداده که پیوند مناسبی با آلومینیم زمینه ندارد در حین سایش از سطح کامپوزیت خارج شده و سبب ایجاد حفره در سطح می‌شود. هر چه مقدار پودر واکنش نداده کمتری در آلومینیم زمینه باقی بماند اندازه حفرات ایجاد شده در حین سایش کمتر می‌شود [۱۷]. همچنین توزیع نامناسب ذرات در کامپوزیت حاصل از ۲ پاس فرایند اصطکاکی اغتشاشی به دلیل اغتشاش ناکافی منجر به تشکیل حفره در سطح این کامپوزیت شده است. شکل ۸ (ه) سطح سایش کامپوزیت درجای حاصل از ۶ پاس فرایند اصطکاکی اغتشاشی را نشان می‌دهد. حضور

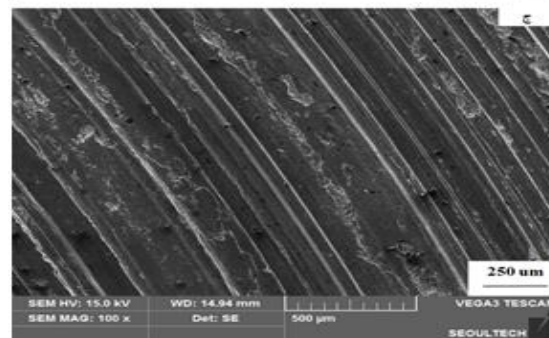
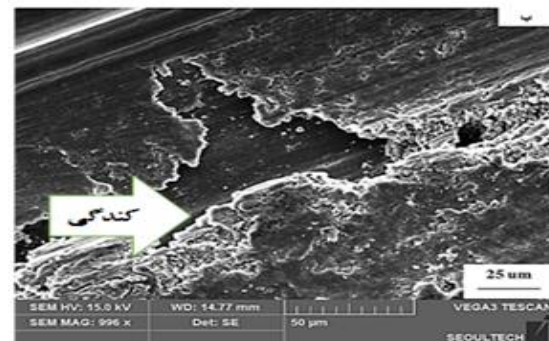
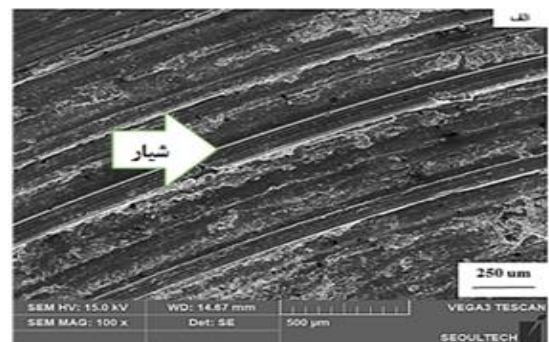


شکل ۸. تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از خط سایش الف) آلیاژ آلومینیم زمینه، ب) تصویر الف با بزرگنمایی بیشتر، ج) کامپوزیت سطحی حاصل از ۲ پاس، د) تصویر ج با بزرگنمایی بیشتر ه) ۶ پاس فرایند اصطکاکی اغتشاشی و ی) تصویر ه با بزرگنمایی بیشتر.

نتیجه‌گیری

در این پژوهش کامپوزیت‌های هیبریدی درجای $Al-Al_3Ni-TiC$ به روش فرایند اصطکاکی اغتشاشی و با استفاده از پودرهای پیش فعال آلیاژسازی مکانیکی شده

شپارهای موازی بر سطح سایش نشانه مکانیزم سایش خراشان است و توزیع یکنواخت ذرات تقویت‌کننده در زمینه منجر به عدم ایجاد حفره در سطح سایش شده است [۲۸]. جریان پلاستیک آلومینیم زمینه در اطراف خطوط سایش به دلیل حضور یکنواخت ذرات Al_3Ni و TiC بسیار کم است و ذرات ساییده شده به دلیل طبیعت سخت خود به سطح سایش نمی‌چسبند. افزایش میزان مشارکت پودر در واکنش درجا و تولید ترکیبات Al_3Ni و TiC همراه با توزیع مناسب ذرات در زمینه آلیاژ آلومینیم در کامپوزیت حاصل از ۶ پاس فرایند اصطکاکی اغتشاشی منجر به غالب شدن مکانیزم سایش خراشان و کاهش نرخ سایش می‌شود [۱۷، ۲۰].



2. C.M. 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 Science and Engineering A 552(2012) 336-344.
3. A. Shafiei-Zarghani, S.F. Kashani-Bozorg, A. Zarei-Hanzaki, *Microstructures and mechanical properties of Al/Al₂O₃ surface nano-composite layer produced by friction stir processing*, Materials Science and Engineering A500 (2009) 84-91.
4. Qu. Jun, Xu. Hanbing, Z. Feng, D. Alan Frederick, L. An, H. Heinrich, *Improving the tribological characteristics of aluminum 6061 alloy by surface compositing with sub-micro-size ceramic particles via friction stir processing*, Wear 271 (2011) 1940-1945.
5. S.A. Hossieni, K. Ranjbar, R. Dehmlaei, A.R. Amirani, *Fabrication of Al5083 surface composites reinforced by CNTs and cerium oxide nano particles via friction stir processing*, Journal of Alloys and Compounds, 622 (2015) 725-733.
6. M. Balakrishnan, I. Dinaharan, R. Palanivel, R. Sathiskumar, *Influence of friction stir processing on microstructure and tensile behavior of AA6061/Al₃Zr cast aluminum matrix composites*, Journal of Manufacturing Processes 38 (2019) 148-157.
7. M. Rahsepar, H. Jarahimoghdam, *The influence of multipass friction stir processing on the corrosion behavior and mechanical properties of zircon-reinforced Al metal matrix composites*, Materials Science and Engineering A 671(2016) 214-220.
8. R. Palanivel, I. Dina haran, R.F. Laubscher, J.Paulo Davim, *Influence of boron nitride nanoparticles on microstructure and wear behavior of AA6082/TiB₂ hybrid aluminum composites synthesized by friction stir processing*, Materials & Design, 106(2016) 195-204.
9. L. Ke, Ch. Huang, L. Xing, K. Huang, *Al-Ni intermetallic composites produced in situ by friction stir processing*, Journal of Alloys and Compounds, 503(2) (2010) 494-499.
10. Q. Zhang, B.L. Xiao, D. Wang, Z.Y. Ma, *Formation mechanism of in situ Al₃Ti in Al matrix during hot pressing and subsequent friction stir processing*, Materials Chemistry and Physics, 130(3) (2011) 1109-1117.

تولید شد. سختی کامپوزیت حاصل با استفاده از آزمون ریزسختی سنجی ویکرز و رفتار سایشی آن‌ها با استفاده از آزمون پین بر روی دیسک مورد ارزیابی قرار گرفت. مهم‌ترین نتایج بدست آمده در این پژوهش عبارتند از:

۱- میزان ترکیبات Al₃Ni و TiC در زمینه آلومینیم و توزیع این ترکیبات در زمینه به تعداد پاس فرایند FSP وابسته است بطوریکه پس از ۶ پاس فرایند واکنش تشکیل درجای این ترکیبات کامل شد و توزیع یکنواختی از این ذرات در زمینه بدست آمد.

۲- ترکیبات Al₃Ni و TiC منجر به افزایش سختی کامپوزیت درجا شد. سختی در کامپوزیت حاصل از ۶ پاس فرایند اصطکاکی اغتشاشی نسبت به فلز پایه حدود ۲۸۰٪ افزایش یافت.

۳- افزایش ترکیبات Al₃Ni و TiC ناشی از واکنش درجا منجر به کاهش سطح تماس آلومینیم زمینه شده و مقاومت سایشی کامپوزیت درجای تشکیل شده را افزایش می‌دهد. نرخ سایش با افزایش میزان تشکیل این ترکیبات کاهش یافت.

۴- مکانیزم غالب سایش در فلز پایه چسبان و خراشان تشخیص داده شد. با مشارکت پودر از پیش فعال شده در واکنش درجا و تولید مقدار بیشتر ترکیبات Al₃Ni و TiC در زمینه کامپوزیت حاصل از ۶ پاس فرایند اصطکاکی اغتشاشی مکانیزم خراشان غالب شد و آثار آن به صورت خراش‌های موازی در سطح سایش ظاهر گردید.

۵- افزایش سختی و خواص سایشی کامپوزیت درجای ایجاد شده پس از ۶ پاس فرایند اصطکاکی اغتشاشی اثبات می‌کند ترکیبات Al₃Ni و TiC می‌توانند به‌عنوان تقویت‌کننده در بهبود خواص سایشی آلومینیم استفاده شود.

مراجع

- 1.V. Sharma, U. Prakash, B.V.M. Kumar, *Surface composites by friction stir processing: A review*, Journal of Materials Processing Technology, 224 (2015) 117-134.

22. I. Dinaharan, R. Nelson, S.J. Vijay, E.T. Akinlabi, *Microstructure and wear characterization of aluminum matrix composites reinforced with industrial waste fly ash particulates synthesized by friction stir processing*, Materials Characterization, 118 (2016) 149–158.
23. H.S. Arora, H. Singh, B.K. Dhindaw, *Wear behaviour of a Mg alloy subjected to friction stir processing*, Wear, 303 (2013) 65–77.
24. C.N. Shyam Kumar, Ranjit Bauri, Devinder Yadav, *Wear properties of 5083 Al–W surface composite fabricated by friction stir processing*, Tribology International, 101 (2016) 284–290.
25. B.R. Akshay, R. Keshavamurthy, P. Kuppahalli, M. Sudhan, *Mechanical Properties of Friction Stir Processed Al6061–BN Surface Composite*, Proceedings, 5 (2018) 24568–24577.
26. I.S. Lee, C.J. Hsu, C.F. Chen, N.J. Ho, P.W. Kao, *Particle-reinforced aluminum matrix composites produced from powder mixtures via friction stir processing*, Composites Science and Technology, 71 (2011) 693–698.
27. I. Dinaharan, S. Saravanakumar, K. Kalaiselvan, S. Gopalakrishnan, *Microstructure and sliding wear characterization of Cu/TiB₂ copper matrix composites fabricated via friction stir processing*, Journal of Asian Ceramic Societies, 5 (2017) 295–303.
28. S. Mirjavadi, M. Alipour, A. Hamouda, A. Matin, S. Kord, B. Afshari, P.G. Koppad, *Effect of multi-pass friction stir processing on the microstructure, mechanical and wear properties of AA5083/ZrO₂ nanocomposites*, Journal of Alloys and Compounds, 726 (2017) 1262–1273.
29. A.Y. Mosbah, D. Wexler and A. Calka, *Abrasive wear of WC–FeAl composites*, Wear, 258 (2005), 1337–1341.
11. M. Rahsepar, H. Jarahimoghadam, *Aluminum based in situ nanocomposite produced from Al–Mg–CuO powder mixture by using friction stir processing*, Materials Letters 100(2013) 219–222.
12. G.L. You, N.J. Ho, P.W. Kao, *The microstructure and mechanical properties of an Al–CuO in-situ composite produced using friction stir processing*, Materials Letters, 90 (2013) 26–29.
13. G.L. You, N.J. Ho, P.W. Kao, *In-situ formation of Al₂O₃ nanoparticles during friction stir processing of AlSiO₂ composite*, Materials Characterization, 80(2013) 1–8.
14. R.S. Mishra, Z.Y. Ma, *Friction stir welding and processing*, Materials Science and Engineering, R 50(1–2) (2005) 1–78.
15. C.C. Koch, J.D. Whittenberger, *Mechanical milling/alloying of intermetallics*, Intermetallics, 4(5) (1996) 339–355.
16. F.A. Mehraban, F. Karimzadeh, M.H. Abbasi, *Development of surface nanocomposite based on Al–Ni–O ternary system on Al6061 alloy by friction-stir processing and evaluation of its properties*, JOM, 67 (2015) 998–1006.
17. H.B. Michael Rajan, I. Dinaharan, S. Ramabalan, E.T. Akinlabi, *Influence of friction stir processing on microstructure and properties of AA7075/TiB₂ in situ composite*, Journal of Alloys and Compounds 657 (2016) 250–260.
18. G. Platzki, *Thermochemical Data of Pure Substances*, Third Edition, 1995.
19. H. Fotoohi, B. Lotfi, Z. Sadeghian, J. Byeon, *Microstructural characterization and properties of in situ Al–Al₃Ni/TiC hybrid composite fabricated by friction stir processing using reactive powder*, Materials Characterization 149 (2019) 124–132.
20. Y. Uematsu, K. Tokaji, H. Shibata, Y. Tozaki, T. Ohmune, *Fatigue behaviour of friction stir welds without neither welding flash nor flaw in several aluminium alloys*, International Journal of Fatigue, 31(10) (2009) 1443–1453.
21. J. Qian, Li. Jinglong, , J. Xiong, F. Zhang, X. Lin, *In situ synthesizing Al₃Ni for fabrication of intermetallic-reinforced aluminum alloy composites by friction stir processing*, Materials Science and Engineering, A550(2012) 279–285.