

# تأثیر تعداد پاس در فرآیند اصطکاکی اغتشاشی بر توزیع ذرات تقویت کننده و خواص مکانیکی کامپوزیت $Al/SiC+BN_h$

آمنه دانشگر، مسعود مصلاهی پور یزدی، امیر سیف‌الدینی، مسعود مشرفی فر

گروه مهندسی مواد، دانشکده مهندسی معدن و متالورژی، دانشگاه یزد

(دریافت مقاله: ۹۶/۰۷/۱۹ - پذیرش مقاله: ۹۷/۰۲/۱۹)

## چکیده

در این تحقیق بمنظور بهره‌مندی همزمان از سختی بالای ذرات کاربید سیلیسیم ( $SiC$ ) و روانکاری ذرات نیتريدیور هگزاگونال ( $BN_h$ )، کامپوزیت هیبریدی  $Al/(SiC+BN_h)$  توسط فرآیند فرآوری اصطکاکی اغتشاشی (FSP) بر سطح زیرلایه  $Al-1050$  ایجاد شد. مطالعات ساختاری انجام شده توسط میکروسکوپ نوری حاکی از اصلاح دانه‌بندی و کاهش اندازه دانه‌های در منطقه اغتشاشی (کاهش حدود ۲۲٪ نسبت به اندازه دانه فلز پایه) بود. همچنین مطالعات ساختاری دقیق‌تر توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی مجهز به آنالیزگر Map-EDS دلالت بر توزیع یکنواخت ذرات  $SiC$  و  $BN_h$  در زمینه  $Al-1050$  داشت. بررسی‌های ریزساختاری انجام شده نشان داد که با افزایش تعداد پاس اندازه دانه در نواحی TMAZ و HAZ با پدیده رشد دانه مواجه و اندازه دانه این مناطق در حدود ۲۰٪ بزرگ‌تر از اندازه دانه فلز پایه بود. ارزیابی ریزسختی نمونه‌ها نشان داد که با افزایش تعداد پاس‌های FSP، سختی مقطع اغتشاشی از  $60 \pm 5$  HV در نمونه تک پاس به حدود  $100 \pm 5$  HV در نمونه ۸ پاس افزایش می‌یابد که نسبت به سختی فلز پایه افزایشی حدود ۷۰٪ را نشان می‌دهد.

واژه‌های کلیدی: فرآیند اصطکاکی اغتشاشی، تعداد پاس،  $Al-1050$ ، ریزساختار، سختی.

## Effects of Friction Stir Processing Number Pass on Reinforcement Particles Distribution and Mechanical Properties of $Al/SiC+BN_h$ Composite

Ameneh Daneshgar, Masoud Mosallae, Amir Syfodini and Masoud Moshrefifar

Department of Mining and Metallurgical Engineering, Yazd University, Yazd, Iran

(Received 19 October 2017, accepted 9 May 2018)

### Abstract

In this study,  $Al/(SiC+BN_h)$  hybrid composite was produced on the surface of  $Al-1050$  substrate via friction stir processing to achieve the high hardness of  $SiC$  particle and lubricating property of  $BN_h$  simultaneously. Microstructural studies revealed that grain refinement was occurred in the stir zone (22% reduction of grain size in comparison to base metal). Closer microstructural studies by using scanning electron microscope equipped to Map-EDS analyzer illustrate the relatively uniform distribution of  $SiC$  and  $BN_h$  particles in the  $Al-1050$  matrix. Microstructural studies indicated that increasing FSP passes increased the grain sizes of TMAZ and HAZ more than 20% of base metal grain size. Microhardness evaluation showed that increasing the number of FSP passes resulted in increasing hardness of stir zone ( $100 \pm 5$  HV in 8 pass sample in comparison with  $60 \pm 5$  in 1 pass sample) that was ~70% more than hardness of base metal.

**Keywords:** Friction stir processing, Pass number,  $Al-1050$ , Microstructure, Hardness.

**E-mail of Corresponding author:** mosal@yazd.ac.ir.

## مقدمه

آلیاژهای آلومینیوم به علت دارا بودن خواص منحصربه فرد از جمله استحکام ویژه بالا، شکل پذیری خوب و غیره در صنایع مختلف از قبیل صنایع خودروسازی و صنایع هوافضا یکی از آلیاژهای پرمصرف است [۱]. از مشکلات آلیاژهای آلومینیوم می توان به خواص نسبتاً ضعیف تریبولوژیکی این دسته از مواد اشاره نمود. در این راستا تحقیقات وسیعی بمنظور بهبود خواص سایشی این دسته از مواد با استفاده از ایجاد کامپوزیت های سطحی انجام شده است [۲ و ۳]. از مهم ترین پژوهش های انجام شده در این خصوص می توان به استفاده از ذرات ثانویه  $TiO_2$  [۴]،  $B_4C$  [۵] و  $Si_6C$  [۷] و غیره برای کامپوزیت سازی سطحی بر زیرلایه آلومینیوم و آلیاژهای آن اشاره نمود. FSP بعنوان روشی برای یکنواخت کردن آلیاژهای تولید شده توسط متالورژی پودر [۸]، بهینه کردن ریزساختار آلیاژهای ریخته گری [۹]، ایجاد کامپوزیت های زمینه فلزی و بتازگی بمنظور تولید کامپوزیت سطحی مورد توجه واقع شده است [۱۰ و ۱۱].

کامپوزیت های هیبریدی زمینه فلزی، ترکیباتی مهندسی شده از چندین تقویت کننده بمنظور بهره مندی همزمان از خواص متفاوت آنها است. نتایج پژوهش انجام شده بر کامپوزیت سطحی هیبریدی  $(TiC+B_4C)/AA6360$  نشان داد که ایجاد کامپوزیت سطحی حاوی ذرات تقویت کننده  $TiC$  و  $B_4C$  موجب بهبود خواص مکانیکی و مقاومت به سایش نمونه ها نسبت به فلز پایه و کامپوزیت سطحی تک ذره ثانویه ( $TiC$  یا  $B_4C$ ) می شود [۵].

از پارامترهای مهم در عملیات FSP می توان به تعداد پاس های FSP اشاره نمود. نتایج بررسی های انجام شده حاکی از افزایش یکنواختی و مقدار ترکیبات بین فلزی از قبیل  $Al_{11}Cr_2$  و  $Al_{13}Cr_2$  با افزایش تعداد پاس است [۱۲]. گل محمدی و همکاران [۱۳]، تأثیر تعداد پاس های FSP بر ساخت کامپوزیت سطحی  $A413/Ni$  را بررسی و گزارش نمودند که با افزایش تعداد پاس، سختی کامپوزیت ایجاد

شده افزایش، اندازه ذرات در ناحیه اغتشاشی<sup>۱</sup> (SZ) کاهش و ساختار کامپوزیت حاصله همگن تر می شود. مطالعات انجام شده درخصوص تأثیر تعداد پاس بر اندازه دانه SZ حاکی از کاهش اندازه دانه SZ با افزایش تعداد پاس است. کاهش اندازه دانه می تواند موجب افزایش سختی شود که می توان مشکل شدن حرکت نابجایی ها با افزایش مساحت مرز دانه ها نسبت داد [۱۴]. ژو و همکاران [۱۵] گزارش نمودند که با افزایش تعداد پاس ها یکنواختی در ناحیه اغتشاشی بیشتر می شود.

در این تحقیق بمنظور بهبود خصوصیات سطحی آلیاژ  $Al-1050$  از کامپوزیت سازی سطحی استفاده شد. در این راستا برخلاف تحقیقات قبلی، بمنظور بهره مندی همزمان از سختی بالای ذرات  $SiC$  و قابلیت روانکاری ذرات  $BN_h$ ، کامپوزیت هیبریدی متشکل از این ذرات بر سطح زیرلایه  $Al-1050$  توسط FSP ایجاد و تأثیر تعداد پاس عملیات FSP بر خصوصیات ساختاری و سختی کامپوزیت مذکور مورد بررسی واقع شد.  $BN_h$  با قابلیت برش آسان، مقاومت به خوردگی بالا و رنگ سفید بعنوان ماده روانکار پاک جایگزین مناسبی برای گرافیت و  $MoS_2$  بوده است [۱۶، ۱۷].

## مواد و روش تحقیق

در این پژوهش از صفحات آلومینیومی  $1050$  با ضخامت  $5mm$  و با ترکیب شیمیایی ارایه شده در جدول ۱ بعنوان زیرلایه استفاده شد.

جدول ۱. ترکیب شیمیایی آلیاژ مورد استفاده در این تحقیق (wt%).

عنصر	Al	Si	Fe	Cu	Zn	Ti	Mn
درصد	Base	۰/۲۵	۰/۴	۰/۰۵	۰/۰۵	۰/۰۳	۰/۰۵

نمونه های مورد نظر برای کامپوزیت سازی سطحی در ابعاد  $100 \times 80 \times 5mm^3$  از صفحات دریافتی برش زده شد. بمنظور ایجاد مکانی برای قرار دادن پودر، شیاری با عمق

<sup>2</sup>Stir zone

بدون اعمال هیچ‌گونه عملیات حرارتی مورد فرآیند FSP واقع شدند. ابزار بکار برده شده از جنس فولاد H13 بود. قطر شانه ابزار ۱۵ میلی‌متر، قطر و ارتفاع پین به ترتیب ۴mm و ۳mm بود. عملیات FSP در تعداد پاس‌های مختلف (۱ پاس تا ۸ پاس) به صورت رفت و برگشتی در موضع FSP انجام شد.

نمونه‌های متالوگرافی در راستای عمود بر موضع FSP برش زده شد و بمنظور بررسی‌های ساختاری، پس از پولیش مکانیکی، با استفاده از محلول بارکر با ترکیب  $5^{\text{ml}}\text{HBF}_4 + 195^{\text{ml}}\text{H}_2\text{O}$  الکترواچ شد. عملیات الکترواچ تحت ولتاژ ۱۰۰mV و به مدت زمان ۳min و با استفاده از فولاد زنگ‌نزن بعنوان کاتد و نمونه متالوگرافی بعنوان آند، انجام شد. پس از حکاکی، نمونه‌ها با اتانول شسته شده و بعد از خشک کردن، توسط میکروسکوپ پلاریزه مدل LEICA DM400 مورد مطالعه‌های ریزساختاری واقع شدند. برای اندازه‌گیری اندازه دانه از روش تقاطعی و با استفاده از نرم‌افزار Clemex استفاده شد. لازم به ذکر است در مواردی که کنتراست تصویر برای اندازه‌گیری دانه‌بندی کافی نبود، اندازه دانه‌ها به روش دستی تعیین شد و متوسط اندازه دانه حداقل ۵۰ دانه بعنوان اندازه دانه متوسط هر منطقه گزارش شد. بررسی توزیع ذرات ثانویه  $\text{BN}_h$  و  $\text{SiC}$  در منطقه FSP شده توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی مدل PHENOM Pro X مجهز به EDX نقطه‌ای و Map (آنالیز توزیع عنصری) انجام شد.

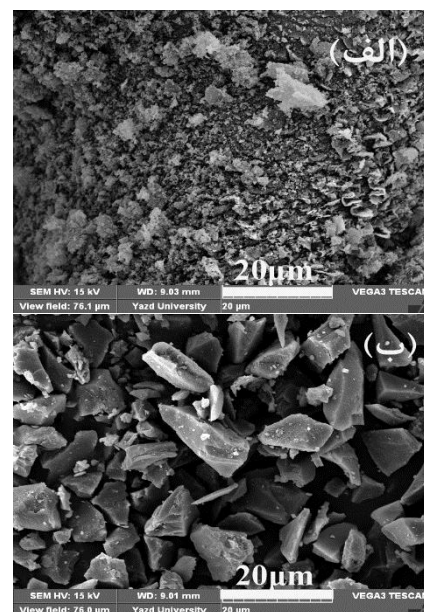
برای ارزیابی توزیع سختی نمونه‌های فرآیند اصطکاکی اغتشاشی شده از آزمون میکروسختی سنجی با اعمال بار N و ۰/۵ و زمان بارگذاری ۱۰s استفاده شد.

### نتایج و بحث

در شکل ۲ تأثیر انتخاب صحیح و نادرست پارامترهای FSP بر کیفیت سطحی نمونه‌ها نشان داده شده است. همان‌گونه دیده می‌شود، انتخاب نادرست پارامترهای FSP موجب افت کیفیت سطحی نمونه‌ها می‌شود. افت کیفیت مذکور را

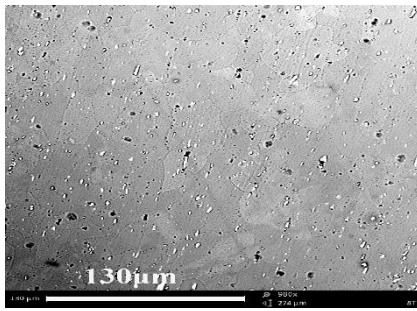
۲mm و پهنای ۱mm در راستای طول نمونه‌ها توسط وایرکات برش زده شد.

از ذرات کاربرد سیلیسیم (SiC) با میانگین اندازه  $9 \pm 4 \mu\text{m}$  بعنوان ذره تقویت‌کننده سخت و پودر نیتريد بور ( $\text{BN}_h$ ) با میانگین اندازه ذرات  $6 \pm 3 \mu\text{m}$  بعنوان ذرات روانکار استفاده شد. تصویر الکترونی پودرها مذکور در شکل ۱ نشان داده شده است. ذرات SiC و  $\text{BN}_h$  با نسبت وزنی ۲ به ۱ (بمنظور حصول حجم تقریباً یکسان از پودرها مذکور) بصورت خشک و دستی به مدت ۵ min تا حصول یکنواختی ظاهری مخلوط شدند. در ادامه مخلوط مذکور به درون شیارها ریخته و بمنظور جلوگیری از بیرون ریختن ذرات حین عملیات FSP با استفاده از ابزار بدون پین دهانه شیارها بسته شد.



شکل ۱. تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از پود ذرات تقویت‌کننده (الف)  $\text{BN}_h$  و (ب) SiC.

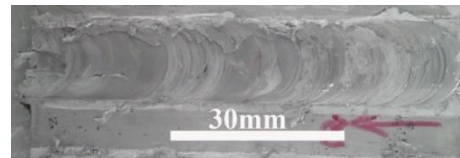
عملیات FSP بوسیله دستگاه فرز انجام گرفت. بر اساس بررسی‌های اولیه انجام شده سرعت چرخشی و پیشروی ابزار به ترتیب ۱۴۰۰rpm و ۲۰mm/min انتخاب شد. زاویه بین محور ابزار و بردار نرمال سطح نمونه‌ها ۱° انتخاب شد. لازم به ذکر است نمونه‌های تهیه شده در حالت دریافتی و



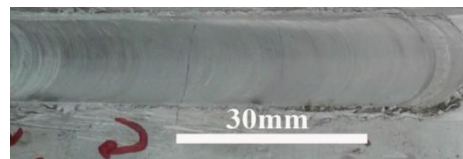
شکل ۳. تصویر SEM از نمونه فلز پایه.

می‌توان به ایجاد حرارت ناکافی و یا ایجاد حرارت بیش از حد در موضع FSP نسبت داد. توضیح آن‌که با انتخاب سرعت پیشروی کم و سرعت چرخش بالا مقدار حرارت ایجاد شده در موضع FSP زیاد بوده که در نتیجه موجب سیلان بیش از حد و بیرون زدگی ماده از موضع اتصال و افت کیفیت سطحی می‌شود. در مقابل کاهش سرعت چرخشی و افزایش سرعت پیشروی موجب کاهش حرارت ایجاد شده در موضع FSP و در نتیجه عدم سیلان کافی در موضع اتصال و افت کیفیت سطح می‌شود [۱۸ و ۱۹]

(الف): ۱۰۰۰ rpm- ۳۰mm/min



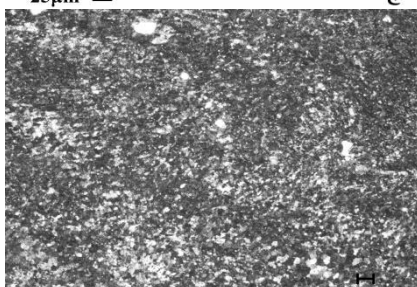
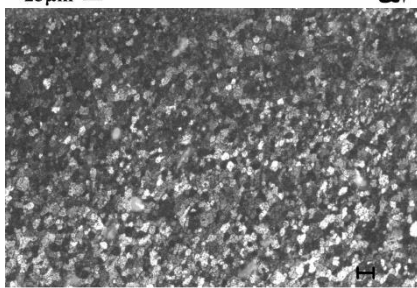
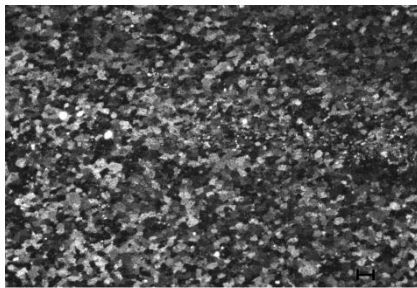
(ب): ۱۴۰۰ rpm- ۲۰ mm/min



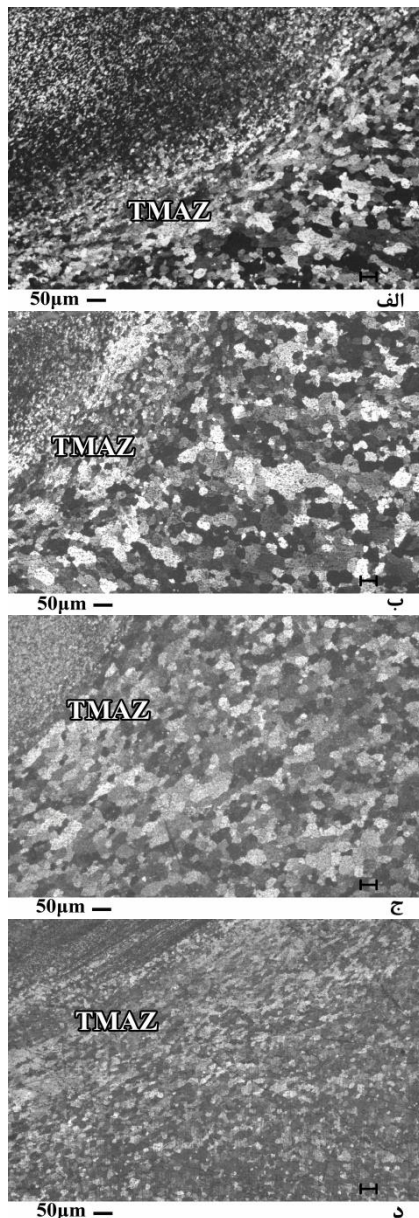
شکل ۲. تأثیر انتخاب نادرست (الف) و صحیح (ب) پارامترهای سرعت چرخش و سرعت پیشروی بر کیفیت سطحی منطقه FSP شده.

#### مطالعات ریزساختاری

در شکل ۳ ساختار فلز پایه نشان داده شده است. در شکل ۴ دانه‌بندی SZ بر حسب تعداد پاس‌های FSP ارایه شده است. در شکل ۵ مقادیر اندازه دانه فلز پایه همراه با تأثیر تعداد پاس‌های FSP بر دانه‌بندی SZ نشان داده شده است.



شکل ۴. تأثیر تعداد پاس بر دانه‌بندی SZ (الف) تک‌پاس، (ب) ۳ پاس، (ج) ۵ پاس و (د) ۸ پاس.



شکل ۶. تأثیر تعداد پاس بر دانه بندی TMAZ (الف) تک پاس، (ب) ۳ پاس، (ج) ۵ پاس و (د) ۸ پاس.

TMAZ نسبت به SZ دما و کرنش کمتری را تجربه می کند، لذا نیروی محرکه تبلور مجدد در این منطقه کمتر از SZ است که موجب تشکیل جوانه های کمتر و در نتیجه ایجاد دانه های درشت تر در TMAZ نسبت به دانه های SZ می شود [۲۲]. بعلاوه عدم مشارکت ذرات ثانویه در TMAZ نیز در درشت بودن دانه بندی این منطقه نسبت به دانه بندی SZ مؤثر است. بررسی اندازه دانه در TMAZ حاکی از افزایش اندازه دانه این ناحیه با افزایش تعداد پاس است



شکل ۵. اندازه دانه فلز پایه و SZ در نمونه های تک پاس، ۳ پاس، ۵ پاس و ۸ پاس.

همان طور که در شکل های ۴ و ۵ مشاهده می شود با افزایش تعداد پاس های اعمالی FSP، اندازه دانه SZ کوچک تر و یکنواختی دانه ها در این منطقه بیشتر (کاهش انحراف معیار) شده است. کاهش اندازه دانه در SZ با افزایش تعداد پاس های FSP اعمالی را می توان به توزیع یکنواخت تر ذرات ثانویه SiC و BN<sub>n</sub> با افزایش تعداد پاس ها نسبت داد. طبق رابطه زنر (رابطه ۱) افزایش یکنواختی توزیع ذرات ثانویه در زمینه موجب کاهش اندازه دانه می شود.

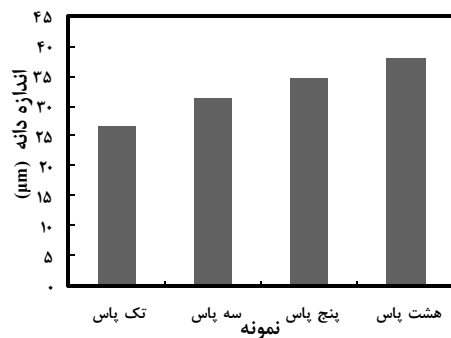
$$d_z = \frac{4r}{3V_f} \quad (1)$$

که  $d_z$  اندازه دانه،  $r$  اندازه آگلومره های پودری و  $V_f$  کسر حجمی ذرات پراکنده شده در زمینه است. همچنین کاهش اندازه دانه در SZ را می توان به پدیده تبلور مجدد دینامیکی نسبت داد. توضیح آن که تغییر فرم پلاستیکی شدید ایجاد شده در SZ همراه با دمای بالای ایجاد شده بواسطه اصطکاک بین قسمت های مختلف ابزار (شانه و پین) با موضع FSP در موادی با انرژی نقص چیده شدن بالا مثل آلومینیم موجب تبلور مجدد دینامیکی و در نتیجه تشکیل دانه های جدید و ایجاد ساختار ریزدانه و هم محور در موضع اغتشاشی می شود [۲۰ و ۲۱].

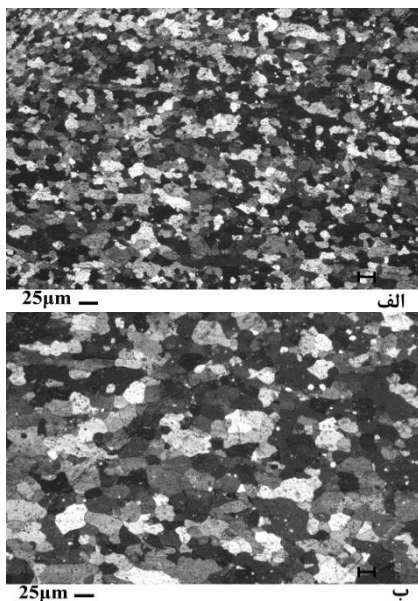
تأثیر تعداد پاس بر دانه بندی ناحیه متأثر از حرارت و کار مکانیکی<sup>۱</sup> (TMAZ) در شکل ۶ نشان داده شده است.

<sup>1</sup> Thermo mechanic affected zone (TMAZ)

لازم به ذکر است که با توجه به محدودیت در آنالیز عنصر بور، توزیع فاز نیتريد بور در منطقه اغتشاشی بر اساس توزیع عنصر نیتروژن انجام شد. همان‌گونه که از قسمت‌های مختلف این شکل دریافت می‌شود، ذرات تقویت‌کننده کاربرد سیلیسیم و نیتريد بور هر دو وارد منطقه اغتشاشی شده است. همچنین نتایج آنالیز عنصری EDX نشان دهنده حضور ذرات ثانویه مذکور در زمینه کامپوزیت هست، لذا می‌توان گفت هر جا که C و Si مشاهده می‌شود نشان دهنده حضور ذرات SiC است و عنصر N می‌تواند نشان‌دهنده حضور ذرات BN<sub>n</sub> باشد (شکل ۱۲).



شکل ۷. اندازه دانه TMAZ در نمونه‌های تک‌پاس، ۳ پاس، ۵ پاس و ۸ پاس.



(شکل ۷). این نتایج با رابطه (۲) همخوانی دارند.

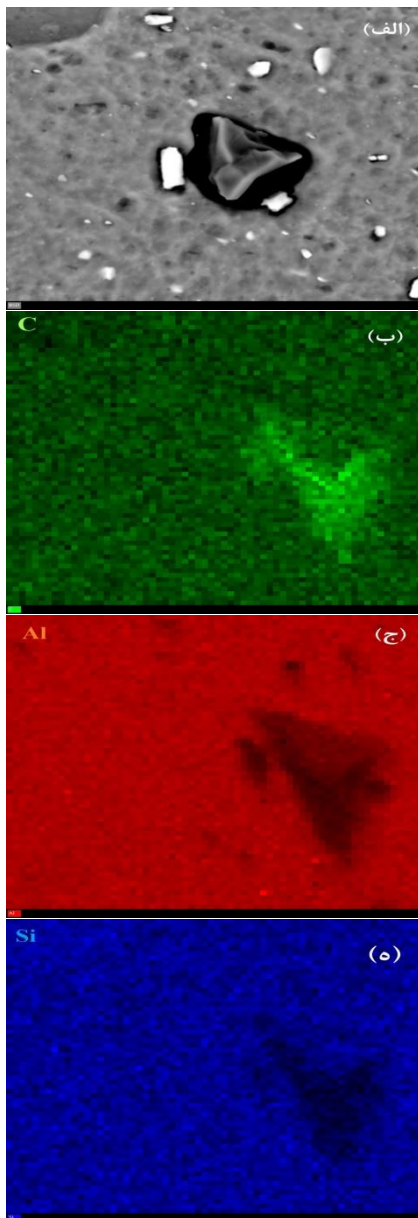
$$D^2 - D_0^2 = K_0 t e^{\frac{-\phi}{kT}} \quad (2)$$

که  $D$  و  $D_0$  اندازه دانه نهایی و دانه اولی،  $K_0$  ضریب ثابت،  $k$  ثابت جهانی جامدات،  $\phi$  نیرو محرکه حرارتی،  $T$  دما بر حسب کلون است [۲۳]. همان‌گونه که طبق رابطه ۴-۲ مشاهده می‌شود، افزایش دما و زمان منجر به افزایش اندازه دانه می‌شود. در نتیجه، در نواحی TMAZ و HAZ که تغییر شکل پلاستیکی اتفاق نمی‌افتد و فقط تحت تأثیر افزایش دما هستند با افزایش تعداد پاس FSP در واقع دما بالاتر می‌رود و همچنین زمان بیشتری طول می‌کشد، در نتیجه منجر به افزایش اندازه دانه در تعداد پاس بالاتر می‌شود.

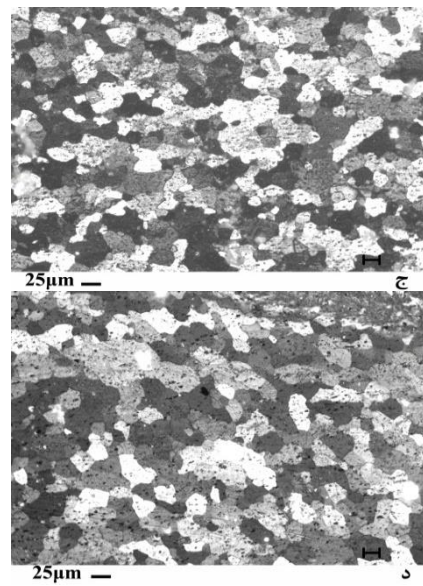
ناحیه تحت تأثیر حرارت<sup>۱</sup> (HAZ) فقط متأثر از حرارت ناشی از FSP است و تنش از جانب حرکت ابزار و همچنین ذرات ثانویه‌ای وارد این منطقه نمی‌شود. در این ناحیه به دلیل کم بودن تنش و دما، تبلور مجدد با شدت کمتری انجام شده و در نتیجه پدیده غالب در این ناحیه رشد دانه است و در نتیجه این ناحیه نسبت به دو ناحیه SZ و TMAZ دانه‌بندی درشت‌تری دارد. در شکل‌های ۸ و ۹ تأثیر تعداد پاس FSP اعمالی بر اندازه دانه HAZ نشان داده شده است.

تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از فصل مشترک کامپوزیت تولیدی و زمینه در شکل ۱۰ نشان داده شده است. ایجاد مناطق سیاه رنگ در ناحیه FSP شده می‌تواند به حضور ذرات ثانویه (SiC و BN<sub>n</sub>) نسبت داد. بررسی‌های دقیق توزیع عنصری آلیاژی (MAP) توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی نیز حاکی از ورود ذرات ثانویه مذکور به منطقه FSP شده می‌شود. در شکل ۱۱ تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از این ذرات همراه با توزیع عنصری در منطقه اغتشاشی نشان داده شده است.

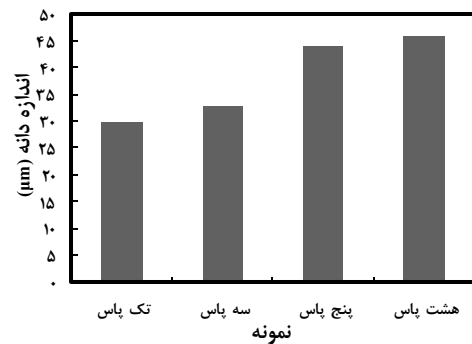
<sup>1</sup> Heat affected zone



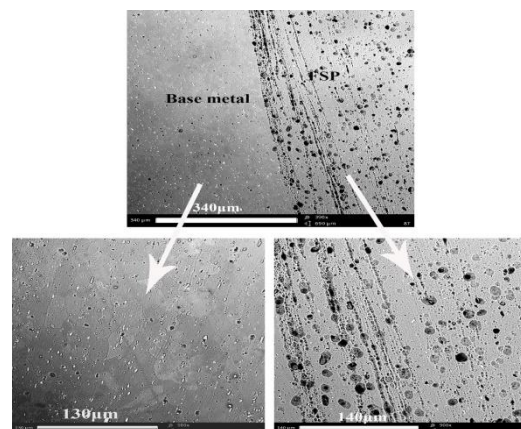
شکل ۱۱. توزیع عنصری ناحیه اغتشاشی نمونه تک پاس (الف) تصویر الکترونی SEM (ب) توزیع عنصر آلومینیوم (ج) توزیع عنصر کربن (د) توزیع عنصر نیتروژن (ه) توزیع عنصر سیلیسیم.



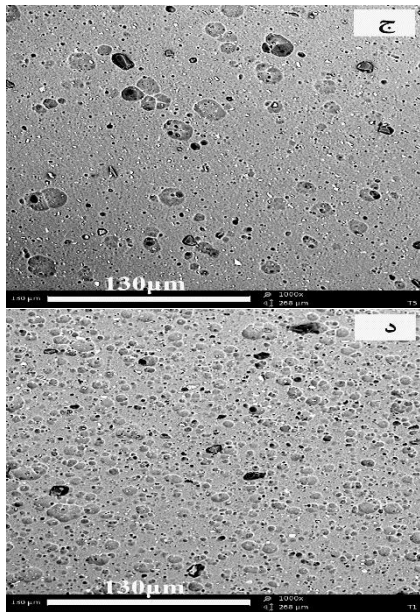
شکل ۸. تأثیر تعداد پاس بر دانه‌بندی HAZ (الف) تک پاس، (ب) ۳ پاس، (ج) ۵ پاس و (د) ۸ پاس.



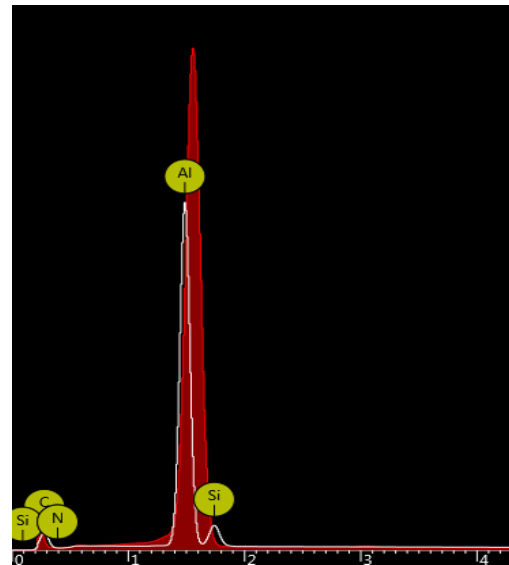
شکل ۹. اندازه دانه HAZ در نمونه‌های تک پاس، ۳ پاس، ۵ پاس و ۸ پاس.



شکل ۱۰. تصویر میکروسکوپ الکترونی رویشی از اختلاف ریزساختار کامپوزیت و زمینه.



شکل ۱۳. تصاویر الکترونی از نمونه های (الف) تک پاس، (ب) ۳ پاس، (ج) ۵ پاس و (د) ۸ پاس.

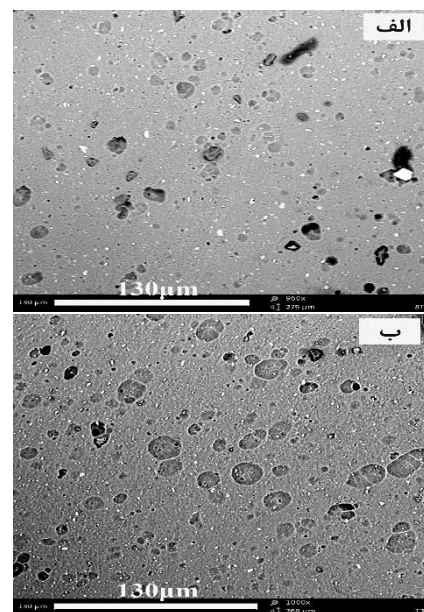


شکل ۱۲. نتایج آنالیز عنصری از سطح نمونه کامپوزیت تک پاس.

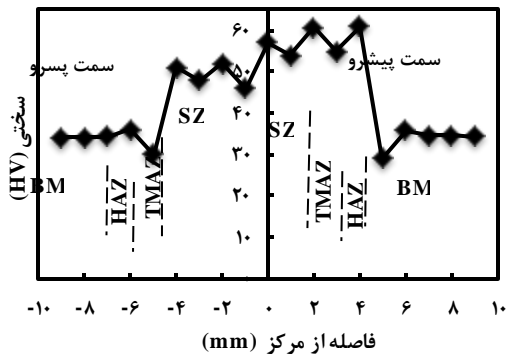
### تأثیر تعداد پاس بر سختی

پروفیل ریزسختی نمونه تک پاس در شکل ۱۴ نشان داده شده است. همان گونه که در این شکل مشاهده می شود، سختی در منطقه اغتشاشی ( $5HV \pm 60$ ) نسبت به فلز پایه ( $5HV \pm 35$ ) افزایش چشمگیری یافته است که می توان به تشکیل کامپوزیت حاوی ذرات ثانویه  $SiC$  و  $BN_4$  در سطح زیرلایه نسبت داد. همچنین ریزدانگی در SZ نیز در افزایش سختی این منطقه مؤثر است. کاهش سختی در HAZ و TMAZ را می توان به پدیده رشد دانه در این نواحی نسبت داد [۲۴]. مطابق با تحقیقات انجام گرفته توسط میشر و همکاران [۲۵] و سرکاری خرمی و همکاران [۲۶]، حرارت تولیدی در FSP ناشی از دو عامل اصلی (الف) تغییر فرم پلاستیکی و (ب) اصطکاک بین ماده و ابزار است. در سمت پیشرو، جهت پیشروی و جهت چرخش ابزار یکسان است. اما در سمت پسرو این دو جهت خلاف جهت هم است. در نتیجه در سمت پسرو برآیند سرعت کاهش می یابد در نتیجه حرارت ناشی از اصطکاک در سمت پیشرو بیشتر از حرارت ایجاد شده حین حرکت ابزار در سمت پسرو است [۲۶ و ۲۷].

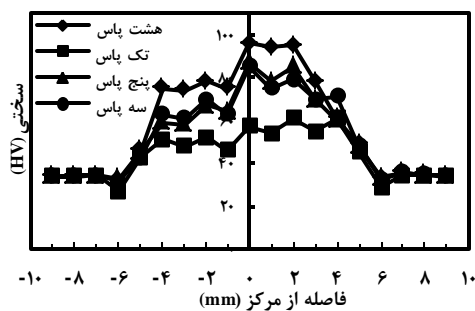
تأثیر تعداد پاس بر ساختار SZ در شکل ۱۳ نشان داده شده است. همان گونه که از قسمت های مختلف این شکل دیده می شود با اعمال پاس اول، ذرات تقویت کننده بصورت آگامره در مناطقی از SZ پراکنده شده اند (شکل ۱۳-الف). افزایش تعداد پاس موجب بهبود توزیع ذرات تقویت کننده در زمینه شده است (شکل ۱۳-د).







شکل ۱۴- پروفیل سختی نوعی از نمونه تک پاس FSP شده.



شکل ۱۵. تأثیر تعداد پاس بر پروفیل ریزسختی سطح نمونه‌های کامپوزیت هیبریدی شده

### نتیجه‌گیری

در این تحقیق کامپوزیت هیبریدی  $Al/SiC+BN_h$  توسط فرآیند فرآوری اصطکاکی اغتشاشی (FSP) بر سطح زیرلایه  $Al-1050$  بمنظور بهبود خواص متالورژیکی سطحی زیر لایه ایجاد شد. بهترین نتایج حاصل از این پژوهش را می‌توان به صورت زیر خلاصه کرد:

۱- باوجود اختلاف دانسیته زیاد ذرات  $SiC$  و  $BN_h$ ، عملیات FSP موجب ایجاد کامپوزیت هیبریدی  $Al/SiC+BN_h$  با توزیع یکدست ذرات مذکور بر سطح زیرلایه  $Al-1050$  شد.

۲- عملیات FSP موجب اصلاح ساختار و ریزدانگی محسوسی در سطح زیرلایه می‌شود. علاوه بر این با افزایش تعداد اعمال پاس FSP از یک به هشت پاس اندازه دانه SZ حدود ۷۰٪ کاهش یافت.

۳- با افزایش تعداد پاس‌های FSP اندازه دانه TMAZ و HAZ حدود ۲۰٪ افزایش می‌یابد.

حرارت بیشتر ایجاد شده در جهت پیشرو همراه با تغییر فرم شدید SZ می‌تواند موجب افزایش نیروی محرکه تبلور مجدد دینامیکی در این قسمت نسبت به جهت پسرو شود. بنابراین سختی بیشتر جهت پیشرو نسبت به سختی منطقه پسرو را می‌توان به دانه‌بندی ظریف‌تر این قسمت نسبت داد. آبنار و همکاران [۲۸] نتایج مشابه گزارش نمودند. کاهش سختی در مناطق HAZ و TMAZ را می‌توان به پدیده رشد دانه نسبت داد. بطور مشابه یاداو و همکاران [۲۹] نیز کاهش سختی در مناطق TMAZ و HAZ از نمونه‌ای FSP شده را گزارش نمودند.

شکل ۱۵ تأثیر تعداد پاس بر سختی سطح کامپوزیت تولیدشده با تعداد پاس‌های متفاوت را نشان می‌دهد. مشاهده می‌شود که افزایش تعداد پاس منجر به افزایش ریزسختی سطح نمونه‌ها بخصوص در مرکز ناحیه اغتشاشی شد، این نتیجه می‌تواند ناشی از تغییرات ریزساختاری نمونه‌ها (شکل ۱۳) در اثر اعمال فرآیند باشد [۳۰ و ۳۱]. مشاهده می‌شود که با افزایش تعداد پاس، میزان نوسان در نتایج ریز سختی کاسته شده که این امر می‌تواند ناشی از بهبود توزیع ذرات در زمینه باشد. و از طرفی طبق رابطه هال-پچ با کاهش اندازه دانه سختی افزایش می‌یابد [۲۴]. در صورت عدم حضور کارسختی قابل ملاحظه، رابطه هال-پچ می‌تواند به صورت رابطه (۳) بیان شود و طبق رابطه (۳) با کاهش اندازه دانه (d) سختی ( $H_v$ ) افزایش می‌یابد [۲۴].

$$H_v = H_{v0} + Kd^{-1/2} \quad (3)$$

که  $H_{v0}$  و  $K$  ثوابت معادله هستند. مقدار سختی SZ در نمونه‌های FSP شده در تک پاس، سه پاس، پنج پاس و هشت پاس و سختی فلز پایه به ترتیب برابر  $(60 \pm 5HV)$ ،  $(80 \pm 5HV)$ ،  $(90 \pm 5HV)$ ،  $(100 \pm 5HV)$  و  $(35 \pm 5HV)$  اندازه گیری شد.

and Technology, 71(2011), 693-698.

9. Ma, Z.Y., A.L. Pilchak, M.C. Juhas, J.C. Williams, *Microstructural refinement and property enhancement of cast light alloys via friction stir processing*, Scripta Materialia, 58(2008), 361-366.

10. Y. Mazaheri, F. Karimzadeh, M. H. Enayati, *A novel technique for development of A356/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> surface Nano composite by friction stir processing*, Journal of Materials Processing Technology, 21),1614– 1619.

11. Z.Y. Ma, *Friction Stir Processing Technology*, Metallurgical and Metallurgical and Materials Transactions, 39 (2008), 642-658.

12. C. Maxwell Rejil, I. Dinaharan, , S.J. Vijay, N. Murugan, *Microstructure and sliding wear behavior of AA6360/(TiC + B<sub>4</sub>C) hybrid surface composite layer synthesized by friction stir processing on aluminum substrate*, Materials Science and Engineering, 552 (2012), 336– 344.

13. S.R. Anvari, F. Karimzadeh, M.H. Enayati, *A novel route for development of Al–Cr–O surface nano-composite by friction stir processing*, Journal of Alloys and Compounds, 562(2013), 48–55.

14. M. Golmohammadi, M. Atapour, A. Ashrafi, *Fabrication and wear characterization of an A413/Ni surface metal matrix composite fabricated via friction stir processing*, Materials Design, 85 (2015), 471-482.

15. L. Zhou, H.J. Liu, Q.W. Liu, *Effect of rotation speed on microstructure and mechanical properties of Ti–6Al–4V friction stir welded joints*, Materials and Design, 31 (2010), 2631–2636.

16. A. R. Globus, *A new high-temperature lubricant for hot rolling*, Iron and Steel Engineer, (1970), 93–94.

17. Y. J. Hwu, C. T. Hsu, F. Wang, *Measurement of friction and the flow stress of steels at room and elevated temperatures by ring-compression tests*, Journal of Materials Processing Technology, 37(1996), 319–335.

18. Z. Hong, Z. Zhao, B. Jun, Z. Lei, C. Tao, *Effect of viscosity on material behavior in friction stir welding process*, Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 16 (2006), 1045-1051.

19. H.B. Chen, K. Yan, T. Lin , S.B. Chen, C. Jiang, Y. Zhao, *The investigation of typical welding defects for 5456 aluminum alloy friction stir welds*, Materials Science and

۴- ایجاد کامپوزیت Al/(SiC+BN<sub>h</sub>) موجب افزایش بیش از ۴۰٪ در سختی سطح نمونه‌ها نسبت به سختی فلز پایه شد.

#### مراجع

1. A. Thangarasu, N. Murugan, I. Dinaharan, and Srvijay, *Microstructure and micro hardness of AA1050/TiC surface composite fabricated using friction stir processing*, sadhana, 37 (2012), 579–586.

2. E.R.I. Mahmoud, M. Takahashi, T. Shibayanagi, K. Ikeuchi, *Fabrication of surface -hybrid-MMCS layer on aluminum plate by friction stir processing and its wear characteristics*, Materials Transactions, 50 (2009), 1824 – 1831.

3. H. R. Akramifard, M. Shamanian, M. Sabbaghian, M. Esmailzadeh, *Microstructure and mechanical properties of Cu/SiC metal matrix composite fabricated via friction stir processing*, Materials and Design, 54 (2014), 838–844.

4. A. Dolatkhanh, P. Golbabaie, 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, 37 (2012), 458–464.

5. C. Maxwell Rejil, I. Dinaharan, S.J. Vijay, N. Murugan, *Microstructure and sliding wear behavior of AA6360/(TiC + B<sub>4</sub>C) hybrid surface composite layer synthesized by friction stir processing on aluminum substrate*, Materials Sciences and Engineering, 552(2012), 336–344.

6. S. F. Kashani-Bozorg, K. Jazayeri, *Formation of Al/B<sub>4</sub>C surface nano composite layers on 7075 Al alloy employing friction stir processing*, Nanoscience and Nano Technology International Conference on Nanoscience and Nanotechnology, 1136(2009), 715–719.

7. F. Khodabakhshi, A. Simchi, A.H. Kokabi, M. Nosko, F. Simancik, P. Svec, *Microstructure and texture development during friction stir processing of Al–Mg alloy sheets with TiO<sub>2</sub> nanoparticles*, Material Sciences and Engineering, 605(2014) 108–18.

8. I.S. Lee, C.J. Hsu, C.F. Chen, N.J. Ho, et al, *Particle-reinforced aluminum matrix composites produced from powder mixtures via friction stir processing*, Composites Science

*process parameters*, Materials Science and Engineering, 480 (2008), 397-403.

Engineering, 433(2006), 64-69.

20. A. H. Feng, Z. Y. Ma, *Microstructural evolution of cast Mg-Al-Zn during friction stir processing and subsequent aging*, Acta Material, 57(2009), 4248-4260.

21. F. John Humphreys, P.B. Prangnell and R. Priestner, *Fine-grained alloys by thermo mechanical processing*, Current Opinion in Solid State and Materials Science, 5 (2001), 15-21.

22. B. Zahmatkesh, M.H. Enayati and F. Karimzadeh, *Tribological and microstructural evaluation of friction stir processed Al2024 alloy*, Materials and Design, 31 (2010), 4891 - 4896.

23. Physical metallurgy Principles", New York,(1973).

۲۴. جورج ای. دیتز، متالورژی مکانیکی. مترجم: شهره شهیدی، چاپ سوم، ویرایش اول، (۱۳۸۷)، مرکز نشر دانشگاهی.

25. R.S. Mishra, Z.Y. Ma, *Friction stir welding and processing*, Materials Science and Engineering, 50 (2005), 1-78.

26. M. Sarkari Khorrami, M. Kazeminezhad, and A. H. Kokabi, *Microstructure evolutions after friction stir welding of severely deformed aluminum sheets*, Materials & Design, 40 (2012), 364-372.

۲۷. هراتی ف، شمعانیان م و عطاپور م، بررسی تأثیر سرعت پیشروی ابزار در فرآیند اصطکاکی اغتشاشی بر روی ریز ساختار و سختی آلایز آلومینیوم ۷۰۷۵، ششمین همایش مشترک انجمن مهندسين متالورژی و انجمن علمی ریخته گری ایران.

۲۸. آبنار ب، کاظمی نژاد م و کوکبی ا.ح، بررسی تأثیر حرارت ورودی بر روی خواص مکانیکی و ریزساختاری در اتصال آلایز AA3003-H18 توسط جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی، هفتمین همایش مشترک انجمن مهندسين متالورژی و انجمن علمی ریخته گری ایران.

29. D. Yadav and R. Bauri, *Effect of friction stir processing on microstructure and mechanical properties of aluminum*, Materials Science and Engineering, 539 (2012), 85-92.

۳۰. نامی ح، کوکبی ا.ح و مداح حسینی ح.ر، تولید کامپوزیت زمینه فلزی آلومینیوم همراه با نانو ذرات تقویت کننده  $TiO_2$  با استفاده از عملیات اصطکاکی اغتشاشی. ششمین همایش مشترک انجمن مهندسين متالورژی و انجمن علمی ریخته گری ایران.

31. V. Balasubramanian, *Relationship between base metal properties and friction stir welding*