

بررسی ریزساختار و خواص مکانیکی لایه کامپوزیتی Al/AlN تشکیل شده روی آلومینیم بصورت درجا توسط فرآیند همزن اصطکاکی در حضور گاز نیتروژن

علی شمسپور، فرزاد حجتیان

دانشکده مهندسی معدن و متالورژی، دانشگاه صنعتی امیرکبیر

(دریافت مقاله: ۹۷/۰۵/۲۸ - پذیرش مقاله: ۹۷/۱۰/۱۰)

چکیده

برای اولین بار از گاز نیتروژن در فرآیند همزن اصطکاکی (FSP) برای ایجاد لایه سطحی کامپوزیت Al/AlN روی فلز آلومینیم استفاده شد. بررسی ریزساختار لایه‌ها توسط پراش پرتو ایکس، میکروسکپ نوری، الکترونی روبشی و تجزیه شیمیایی از طریق سنجش انرژی پرتو ایکس، نشان دهنده تشکیل رسوبات با ترکیب نیتريد آلومینیم در زمینه آلومینیم خالص تجاری بود. این رسوبات توزیع غیریکنواختی در لایه پیدا کردند. کاهش اندازه دانه زمینه آلومینیمی از ۱۰۰ میکرومتر تا ۷۰ میکرومتر در اثر فرآیندهای ترمیم ناشی از تغییر شکل شدید و ارتقای قابل توجه خواص سطحی در حالی است که درصد حجمی ذرات کامپوزیتی بسیار کم است. لایه‌های سطحی با توجه به انجام عملیات ترمو مکانیکی شدید به دانه بندی ریزتر و مقادیر بالایی از سختی رسیدند. در نتیجه اندازه دانه‌ها از میانگین ۱۰۰ میکرومتر به ۷۰ میکرومتر و از سختی پایه ۲۲ ویکرز به حداکثر ۳۸ ویکرز رسید که این در حدود ۱/۷ برابر سختی پایه است. مقاومت سایشی نمونه هم با توجه به ریزدانه شدن سطح و حضور ذرات سخت نیتريدی تا ۱/۱ برابر زیر لایه آلومینیمی بهبود یافت. ضریب اصطکاک سطح از ۱/۲ به ۰/۹ رسید که این خود نشان دهنده بهبود خواص سایشی نمونه است. واژه‌های کلیدی: فرآیند همزن اصطکاکی، آلومینیم، کامپوزیت سطحی، نیتريد آلومینیم، سایش.

Microstructure and Mechanical Properties of the Al/AlN Composite Layer Formed In Situ on Aluminum by FSP in the Presence of Nitrogen Gas

Ali Shamsipur, Frzad Hojatian

Mining and Metallurgical Engineering Department, Amirkabir University of Technology

(Received 19 August 2018, accepted 31 December 2018)

Abstract

For the first time, nitrogen gas was used in friction stir processing (FSP) to form an Al/AlN composite surface layer on aluminum plate. Investigating the microstructure of the layers by X-ray diffraction, scanning electron microscopy and optical microscopy showed the formation of aluminum nitride particles on the surface layer of commercially pure aluminum. These particles found to have non-uniform distribution in the layer. While the percentage of composite reinforcements is not more than 10%, the aluminum grain size reduced from 100 to 70 μm due to restoring processes resulting from severe plastic deformation and significant improvement in surface properties observed. Due to extreme thermo-mechanical process, the surface layers have a finer grain size and high levels of hardness. As a result, the grain size ranged from an average of 100 μm and a hardness of 22 to a maximum of 38 Hv, which is about 1.7 times the base metal hardness. The wear resistance of the sample also improved up to 1.1 times with respect to fine graining of the surface layer and the presence of hard nitride particles. The coefficient of friction reduced from 1.2 to 0.9, indicating an improvement in the tribological properties of the sample.

Keywords: Friction stir processing, Aluminum, Surface composite, Aluminum nitride, Wear.

E-mail of corresponding author: shamsipur@aut.ac.ir.

مقدمه

آلومینیم پس از آهن و فولاد در بازار جهانی مواد مهندسی در رتبه دوم قرار دارد. توسعه سریع صنعت آلومینیم مربوط به خواص مختلف منحصر بفردی است که آن را یکی از مستعدترین مواد مهندسی و سازه‌ای می‌سازد. آلومینیم سبک وزن است ولی استحکام بعضی از آلیاژهای آن از فولاد ساختمانی بیشتر است. هدایت الکتریکی و گرمایی خوبی دارد و منعکس کننده خوبی برای نور و گرماست. این فلز در اغلب شرایط کاری مقاومت خوبی در برابر خوردگی دارد و فلزی غیر سمی است. اما به دلیل سختی پایین مقاومت به سایش پایینی دارد [۲ و ۱].

شیوه مرسوم اصلاحات سطحی در آلومینیم روش‌های عملیات حرارتی شیمیایی نفوذی شامل کربوریزاسیون، نیتریده کردن و بورونیزه کردن و... است که زمان طولانی فرآیند و نازکی لایه حاصل و تغییر شکل بسیار آسان قطعه مورد عملیات از جمله مضرات آن‌ها است [۳]، لذا محققین به روش‌های دیگری از جمله ایجاد لایه‌های کامپوزیتی بر روی سطح ماده روی آورده‌اند. وجود فاز سرامیکی در دانه‌ها باعث شده خواص مکانیکی بهبود پیدا کند [۴]. کامپوزیت‌های آلومینیم با زمینه فلزی بعلاوه وجود ترکیبات سرامیکی در زمینه دارای استحکام بالا، چقرمگی مناسب و مقاومت بالا نسبت به سایش هستند. همین ویژگی‌ها باعث شده این ترکیبات کاربردهای گسترده‌ای در صنایع خودروسازی، هوانوردی و حمل و نقل داشته باشند [۵]. تولید لایه‌های کامپوزیتی نیتریدی بر سطح قطعات آلومینیمی در نتیجه افزودن ذرات ریز سرامیکی به ناحیه ذوب شده در سطح قطعه با انواع روش‌ها از جمله لیزر و پلاسما و ریخته‌گری انجام شده است [۶-۱۲]. در تمامی این روش‌ها واکنش شیمیایی بین فلز زمینه و فاز تقویت کننده و ایجاد فازهای مضر بسیار محتمل است. فرآیند FSP در سال ۲۰۰۰ توسط میشرا [۱۳-۱۵] ابداع شد. این فرآیند یکی از فرآیندهای نوینی است که برای اصلاح ریزساختار سطح و بهبود خواص آن بکار می‌رود. در این فرآیند از عمل همزدن پین استفاده می‌شود تا توزیع

یکنواختی از ذرات ریز و دانه‌ها در ناحیه همزده بوجود آید و یا پودر سرامیکی مورد استفاده در لایه سطحی آن بطور یکنواخت پخش شود. فرآیند FSP برگرفته از فرآیند جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی (FSW) است [۱۶-۱۸].

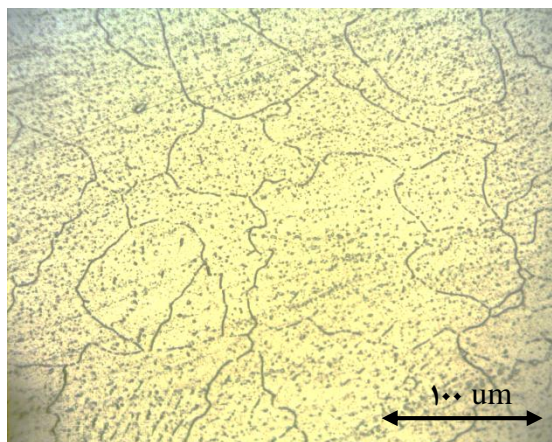
برای اولین بار شمسی پور و همکاران [۱۹] از دمیدن گاز نیتروژن در فرآیند همزن اصطکاکی برای ساخت کامپوزیت درجا Ti/TiN روی سطح تیتانیوم خالص تجاری استفاده کردند. در این تحقیق سطح تیتانیوم خالص تجاری را تحت دوش گاز نیتروژن با فرآیند همزن اصطکاکی در یک و چهار پاس مورد فرآیند قرار داده و کامپوزیت درجا Ti/TiN در سطح تشکیل شده است. علت اصلی تشکیل این ترکیب را می‌توان دمای نسبتا بالا، حضور فشار دینامیکی همزمان با تبلور مجدد دانه‌ها در منطقه همزده توصیف کرد. علاوه بر همه عوامل و روش‌های مذکور، دمش گاز در حین فرآیند FSP از دو حیث واجد اهمیت است: اول آن‌که حضور گاز بی اثری مانند آرگون می‌تواند از تشکیل اکسیدها یا ترکیبات ناخواسته ناشی از وجود هوا در محیط انجام فرآیند پیشگیری کند، دوم آن‌که می‌شود با انتخاب گاز مناسب و دمیدن آن به محیط آزمایش، اقدام به تولید اختیاری کامپوزیت‌های درجا در سطح ماده کرد.

هدف از انجام این پژوهش بهبود خواص سطحی آلومینیم خالص تجاری به کمک ایجاد لایه‌های کامپوزیتی سطحی با استفاده از دمش گاز فعال نیتروژن توسط فرآیند همزن اصطکاکی و بررسی ریز ساختار حاصل و بررسی خواص سایشی آن است.

مواد و روش‌ها

ورق‌های آلومینیم خالص تجاری با ضخامت ۶ میلی‌متر بعنوان زیرلایه انجام آزمایش استفاده شده است. قطعات آلومینیمی با طول ۱۲۰ و عرض ۶۰ میلی‌متر از ورق‌های فوق بریده شد. شیار در امتداد طول قطعات، در وسط عرض آن‌ها و به طول ۹۰ میلی‌متر و عمق ۲ میلی‌متر و عرض یک میلی‌متر ایجاد شد. سپس برای حذف چربی‌ها

با خلوص ۹۹/۸ درصد حجمی مورد استفاده قرار گرفت. نرخ دمش این گاز نیز ۱۰ لیتر بر دقیقه انتخاب شد.



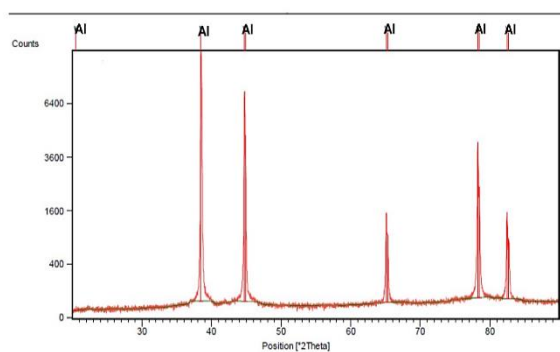
شکل ۲. دانه بندی زیرلایه آلومینیم خالص تجاری که توسط میکروسکوپ نوری با بزرگنمایی ۵۰۰ برابر گرفته شده است

پس از اتمام مرحله ساخت کامپوزیت نمونه‌های ساخته شده تحت بررسی ساختاری شامل تجزیه شیمیایی و آنالیز فازی و آزمایش‌های مکانیکی شامل سختی سنجی و سایش قرار گرفت. تمامی نمونه‌های انتخاب شده برای بررسی ریزساختاری بریده شد و مقطع عرضی آن‌ها با استفاده از سنباده های ۶۰ تا ۳۰۰۰ مسطح شد. سپس سطح آن‌ها پولیش شده و مورد حکاکی توسط محلول کلر قرار گرفتند. نمونه‌های آماده شده با استفاده از میکروسکوپ نوری مورد بررسی قرار گرفته و تصاویر متالوگرافی نمونه‌ها در بزرگنمایی‌های لازم تهیه شد.

جهت بررسی ریزساختاری و آنالیز فازی در این پژوهش سه منطقه کلی دیده شده است: اول فلز پایه که در آن دما به اندازه‌ای بالا نمی‌رود تا نیتروژن در آن نفوذ کند. دوم منطقه متأثر از حرارت (HAZ) که در آن دما بالا رفته اما به دلیل عدم وجود تغییر شکل در آن، نیاز به زمان زیادی در حد چند ساعت برای نفوذ نیتروژن هست که این زمان در فرآیند FSP محقق نمی‌شود. سوم منطقه همزده شده شامل منطقه متأثر از عملیات ترمومکانیکی (TMAZ) و منطقه بشدت همزده شده (SZ) است که در این پژوهش با توجه

و آلودگی‌های سطحی قطعات با محلول استن و الکل شستشو داده شدند. الگوی پراش پرتو ایکس ورق‌های آلومینیم در شکل ۱ نشان داده شده است. ساختار آلومینیم دریافت شده شامل دانه‌های آلومینیم با میانگین اندازه دانه حدود ۱۰۰ میکرومتر است. (شکل ۲)

برای انجام فرآیند اغتشاشی اصطکاکی و ساخت کامپوزیت در جای Al/AlN، از ابزار فولادی گرم کار H13 آبدهی و بازگشت داده شده با نوک مخروطی به دلیل امکان تسهیل انجام فرآیند [۱۶] استفاده شد. این ابزار با قطر شانه ۱۵ میلیمتر، قطر نوک استوانه‌ای رزوه دار بین ۵ میلیمتر، و ارتفاع نوک ۴ میلی متر است.



شکل ۱. الگوی پراش پرتو ایکس ورق آلومینیم استفاده شده بعنوان زیرلایه

برای انجام آزمون‌های این تحقیق یک دستگاه فرز سنگین استفاده شد. پس از بررسی پژوهش‌های مشابه انجام شده [۱۴-۱۸]، چند آزمایش با سرعت‌های دورانی ۸۰۰ و ۱۰۰۰ و ۱۲۵۰ دور بر دقیقه و سرعت پیش رونده ۳۵ و ۴۵ و ۵۵ سانتیمتر بر دقیقه انجام شد و سپس بیشترین سرعت دورانی و کمترین سرعت پیش رونده بعنوان سرعت‌های مورد نظر انتخاب شد تا بیشترین تولید حرارت برای انجام واکنش درجا بدست آید. درحین فرآیند از دوش گاز نیتروژن برای کاهش احتمال اکسیداسیون در دمای فرآیند و تشکیل کامپوزیت مورد نظر استفاده شد. برای تنظیم محیط اتمسفر اطراف فرآیند، محفظه و دوش گاز نیتروژن

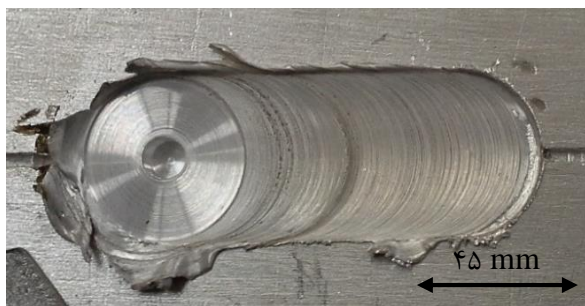
بکارگیری یک نیروسنج انجام و نتایج مورد نظر در رایانه ثبت شد. آزمایش‌های سایش لغزشی با سرعت‌های ۰/۱ و ۰/۵ متر بر ثانیه و تحت بار اعمالی ۱۰ نیوتون انجام شد. مقدار کاهش وزن بین در مسافت‌های لغزشی ۵۰۰ متر با استفاده از یک ترازو با دقت ۴ رقم اعشار در واحد گرم در محیط آزمایشگاه و دمای ۲۵ درجه سانتیگراد اندازه‌گیری شد. نرخ سایش از طریق تقسیم مقدار کاهش وزن بر مسافت لغزش آن بدست آمد. در ابتدا و انتهای هر آزمایش وزن دیسک نیز با ترازو اندازه‌گیری و ثبت شد.

نتایج و بحث

ایجاد لایه‌های Al/AIN

پس از اجرای فرآیند روی سطح ورق‌های آلومینیم، نمونه‌های اولیه به دلیل عدم دستیابی به نسبت سرعت عبوری بسرعت دورانی بهینه، دچار عیوب و تخریب سطحی شد. سپس با کاهش سرعت عبوری و افزایش سرعت دورانی سطح مطلوب مطابق شکل ۳ حاصل شد. نکته قابل توجه در این نمونه عدم تشکیل اکسیدهای آلومینیم روی سطح ماده است. این عدم تشکیل در حالی رخ داده که دما در حین فرآیند تا بیش از نصف نقطه ذوب آلومینیم بالا رفته است. علت عدم تشکیل این اکسیدها می‌تواند دمش گاز نیتروژن در محیط و حفاظت خوب فرآیند باشد که توانسته از حضور گازهای مزاحمی چون اکسیژن جلوگیری کند [۱۵].

مقطع عرضی نمونه تحت فرآیند FSP در محیط نیتروژن در شکل ۴ ارائه شده است. چنانچه مشاهده می‌شود عیوبی مثل حفرات و عیب‌تولنی در آن وجود ندارد و مناطق مختلف تشکیل شده قابل ملاحظه است.



به شدت بسیار زیاد تغییر شکل گرم در منطقه SZ و احتمال بیشتر تشکیل نیتريد در آنجا، تمرکز بیشتری برای بررسی خصوصیات SZ انجام گرفت. جهت بررسی ریزساختار این ناحیه، دانه بندی و نحوه توزیع ذرات تقویت کننده از میکروسکوپ الکترونی روبشی مدل CamScan MV2300 استفاده شد. در ضمن میکروسکوپ الکترونی روبشی مجهز به دستگاه سنجش شدت انرژی طیف پرتو ایکس (EDS) بود که برای تجزیه شیمیایی عنصری نمونه‌ها بکار گرفته شد. جهت شناسایی فازها در نمونه‌ها از دستگاه پراش سنج پرتو ایکس مدل Phillips x'pert با پرتو تک رنگ Cu-ka استفاده شد.

برای اندازه‌گیری سختی لایه کامپوزیتی از یک دستگاه میکروسختی سنجی Shimatzu Type -B استفاده شد. بار عمودی برای این آزمایشات ۵۰ گرم و بمدت ۱۰ ثانیه اعمال شد. آزمایش ریزسختی سنجی با سه بار تکرار، از مقطع عرضی و در راستای عمود بر سطح درست وسط حوضچه فرآیند از سطح نمونه تا زیرلایه انجام شد. سپس با استفاده از این نتایج پروفیل ریزسختی مقطع نمونه ترسیم شد.

برای بررسی خواص سایشی و محاسبه ضریب اصطکاک نمونه‌های کامپوزیتی و مقایسه آن‌ها با فلز پایه از دستگاه سایش پین روی دیسک استفاده شد. در این دستگاه جهت تامین گشتاور لازم از یک موتور DC دور متغیر استفاده شده است. برای تغییر دور موتور از یک دستگاه تنظیم بسامد و برای اندازه‌گیری و تنظیم دور موتور از دورسنج و زمان سنج استفاده شده است. اعمال نیروی لازم برای آزمون با قرار دادن وزنه بر روی اهرم انجام می‌شود. از زیر لایه و ناحیه همزده هرکدام پین‌های استوانه‌ای به ابعاد یکسان بریده شدند. پین مورد استفاده دارای قطر ۳ میلی‌متر و ارتفاع ۶ میلی‌متر است. برای سطح مقابل دیسکی از جنس فولاد AISI ۵۲۱۰۰ به قطر ۸۵ میلی‌متر و ضخامت ۳ میلی‌متر تهیه شد. سختی دیسک مورد نظر پس از انجام عملیات حرارتی و آبدهی به حدود HV ۷۵۰ رسید. اندازه‌گیری نیروی اصطکاک و به دنبال آن ضریب اصطکاک از طریق

شکل ۳. نمای بالا از سطح فلز آلومینیم FSP شده



شکل ۴. مقطع عرضی نمونه FSP شده در حضور گاز نیتروژن

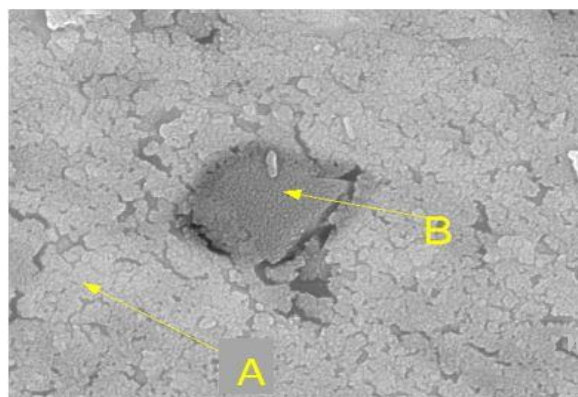
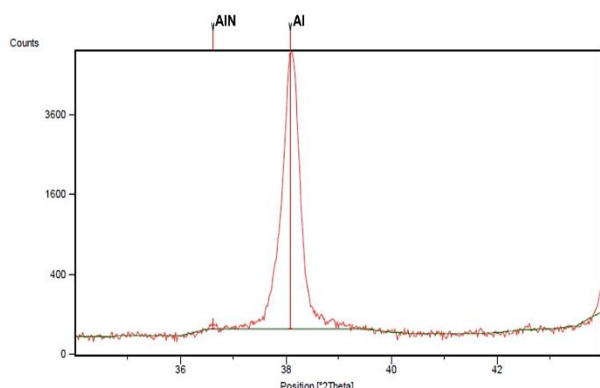
شکل ۵. الگوی پراش پرتوی ایکس منطقه همزده برای بررسی تولید ذرات AlN سطح

نکته قابل توجه دیگر وجود چند درصد آهن در ترکیب شیمیایی است. از آنجا که از نظر ترمودینامیکی فلز آلومینیم تمایل بسیار بیشتری نسبت به آهن برای واکنش با نیتروژن دارد [۲۰]، ذرات معین شده احتمالاً از نیتrideهای آهن نیستند و آهن مشاهده شده شاید مربوط به ذرات جدا شده از ابزار حاصل از سایش یا کندگی است که بدون انجام واکنش با نیتروژن در حوضچه فرآیند در حوالی نقطه B یا زیر آن است، باقی مانده است. این مشاهده توسط نقشه‌های EDS نیز تایید شده و در شکل ۶ آمده است. مطابق انتظار بین دو نقطه A و B حدود ۱۰ درصد وزنی و ۱۶ درصد اتمی در غلظت نیتروژن اختلاف مشاهده می‌شود. (جدول ۱) از این رو می‌توان ادعا کرد که در نقطه B (شکل ۶-ب) ترکیب AlN تشکیل شده است.

نکته مهم این است که اندازه دانه AlN تشکیل شده در حدود ۵۰۰ نانومتر است. این به این معناست که در شرایط آزمایش ذرات فوق ریزدانه تشکیل شده است. ابعاد این ذرات از آنجا حایز اهمیت است که ریزدانه‌گی آنها می‌تواند تاثیر بسزایی در سختی و همچنین مقاومت به سایش سطح داشته باشد. غلظت قابل توجهی از نیتروژن وجود دارد که در زمینه آلومینیمی ایجاد کامپوزیت کرده است. در حالی که با توجه به شکل ۷-الف حاصل از آنالیز EDS نقطه A در شکل ۶ است، قله مربوط به نیتروژن بسیار کوتاه است.

برای بررسی اصل ایجاد کامپوزیت Al/AlN می‌توان به نتایج XRD ارایه شده در شکل ۵ اشاره کرد. از آنجا که نتایج این آزمایش در محدوده زوایای ۲۰ تا ۹۰ درجه نمایانگر نوع ترکیب ایجاد شده به دلیل درصد وزنی پایین آن نبود، نمودار آزمایش در محدوده زوایای کمتر (از ۳۵ تا ۴۴ درجه) با نرخ پیمایش پایین انتخاب شد و این نمودار نشانگر وجود پیک‌های مربوط به ترکیب AlN در زیرلایه Al است و با مقایسه آن با نمودارهای مربوط به ورق‌های آلومینیم پیش از فرآیند می‌توان تشکیل ذرات کامپوزیتی AlN را نتیجه گرفت.

اما تصاویر گرفته شده با میکروسکوپ الکترونی هم وجود این ترکیب را تایید و درصد وزنی حدود ۲۳ درصد نیتروژن موجود در ترکیب را نشان می‌دهد. در شکل ۶ ضمن مشاهده ذره تولید شده AlN دو نقطه از زمینه و ترکیب شیمیایی تولید شده مشخص شده است. آنالیز نقطه‌ای ارایه شده در جدول ۱ تفاوت چشمگیری از حیث غلظت نیتروژن را نشان می‌دهد بگونه‌ای که در ذره AlN (نقطه B) حدود ۲۳ درصد اتمی و ۱۳ درصد وزنی نیتروژن مشاهده شده است و با توجه به آن‌که در الگوی پراش پرتوی ایکس قله مربوط به ترکیب AlN دیده شده بود، می‌توان نتیجه گرفت که ترکیب AlN بر سطح فلز آلومینیم تشکیل شده است.



شکل ۶. نمایش تصویر ذره AlN (نقطه B) در مقابل زمینه آلومینیمی (نقطه A)

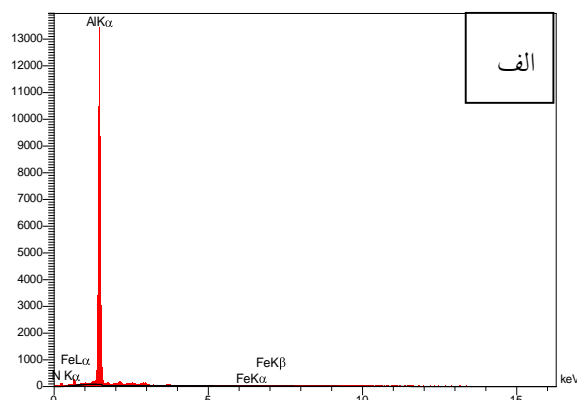
شکل ۷. آنالیز EDS از نقطه (الف) A و (ب) B شکل ۶

جدول ۱. مقایسه درصد وزنی (الف) و درصد اتمی (ب) ذرات مختلف بین دو نقطه A و B در شکل ۵

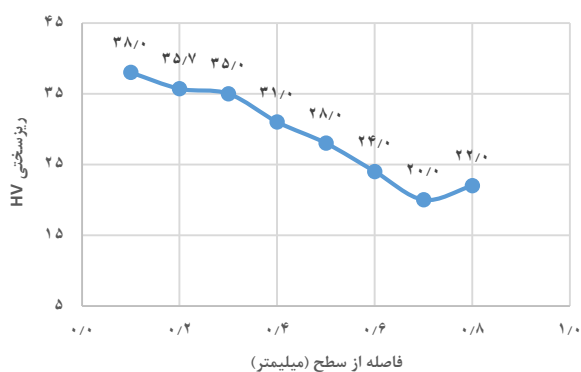
الف			
Fe	Al	N	نقطه
۰/۷۷	۷۶/۲۷	۲۲/۹۶	B
۰/۰۷	۹۳	۶/۹۳	A
ب			
Fe	Al	N	نقطه
۱/۷۸	۸۴/۹۴	۱۳/۲۷	B
۰/۱۵	۹۶/۱۳	۳/۷۲	A

بررسی ریزساختار

پس از انجام فرآیند FSP روی ورق آلومینیم خالص تجاری، تغییراتی در ریزساختار ناحیه تحت فرآیند بخصوص در سطح آن رخ داده است. اندازه دانه پیش از انجام فرآیند بطور میانگین ۱۰۰ میکرومتر اندازه گیری شده بود. تصاویر گرفته شده توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی از منطقه همزده، مانند شکل ۸ پس از انجام یک پاس فرآیند FSP نشان دهنده میانگین اندازه دانه‌های ۷۰ میکرومتر هستند. این تغییر در اندازه دانه‌ها نسبت به زیرلایه با اندازه دانه ۱۰۰ میکرومتر در سطح فلز به علت پدیده تبلور مجدد در اثر تغییر شکل گرم شدید ناشی از فرآیند FSP رخ داده است و می‌تواند منشا بهبود خواص مکانیکی مانند ریزسختی و سایش باشد [۱۴ و ۱۶ و ۱۸].



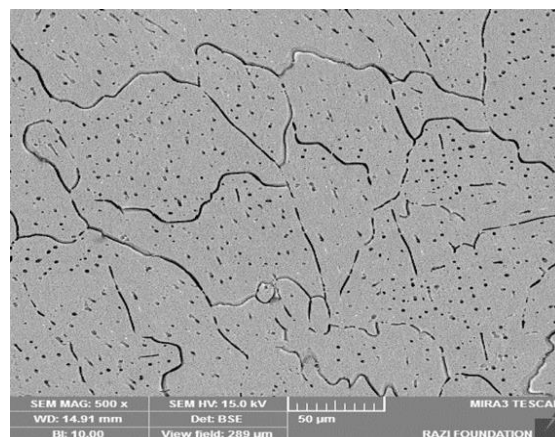
سختی در سطح قطعه شود. این سختی به علت افزایش طول مرزخانه‌ها و جلوگیری از حرکت نابجایی‌ها بوقوع می‌پیوندد. چرا که جلوگیری از حرکت نابجایی مانع لغزش آسان شده و تغییرشکل در ناحیه سختی سنجی را سخت‌تر می‌کند. اما ذرات تقویت کننده AIN به چند دلیل باعث افزایش سختی می‌شوند. اولین دلیل طبیعت سخت آن‌هاست. اساسا ذرات نیتريدی سخت و شکننده هستند و این می‌تواند سختی را افزایش دهد. بخصوص که این ذرات بطور محسوسی در سطح ماده توزیع شده‌اند و میانگین سختی سطح را افزایش می‌دهند [۱۹]. دومین دلیل مربوط به اثر ذرات بر قفل شدگی مرزهای دانه است [۲۱]. بهترین مکان برای جوانه زنی و حضور فاز دوم مرزها هستند. این می‌تواند به دلیل بالا بودن سطح انرژی در مرز دانه‌ها باشد. اما حضور ذرات فاز دوم در مرز دانه با افزایش طول مرز و ناهمگنی فصل مشترک، سرعت حرکت مرز را کاهش می‌دهد و می‌تواند منجر به قفل شدن مرز شود [۱۹].



شکل ۹. نمودار ریزسختی ویکرز به فاصله از سطح نمونه

مقاومت به سایش

شکل ۱۰ مقادیر کاهش وزن برای نمونه‌های زیرلایه و نمونه FSP شده تحت نیروی عمودی ثابت ۱۰ نیوتن و سرعت لغزش ۰/۱ و ۰/۵ متر بر ثانیه نشان می‌دهد. چنان‌که مشخص است کاهش وزن در نمونه FSP شده بخصوص در سرعت‌های لغزش بیشتر اندکی کمتر از زیر لایه است. افزایش مقاومت به سایش در نمونه‌های FSP شده را می‌توان حاصل از ریز دانگی سطح و افزایش سختی

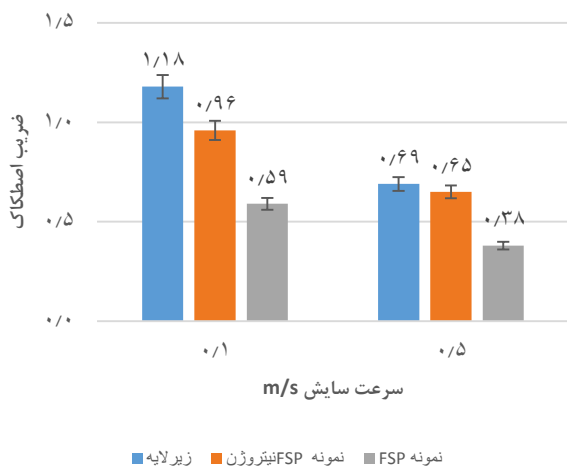


شکل ۸. تصویری از منطقه هم زده در اثر FSP که پس از حکاکی.

خواص مکانیکی

ریزسختی

تغییر در اندازه دانه و دانه بندی مجدد پس از فرآیند، با توجه به ماهیت ترمومکانیکی فرآیند FSP تغییراتی در خواص مکانیکی قطعه ایجاد می‌کند. در واقع روش FSP بعنوان یک روش با تغییرشکل پلاستیک شدید مورد توجه است [۱۶]. همان‌طور که نشان داده شده، میانگین اندازه دانه‌های زیر لایه آلومینیمی ۱۰۰ میکرومتر است که بعد از عملیات FSP به حدود ۷۰ میکرومتر رسید. مطابق روابط هال-پیچ دانه‌های ریزتر با استحکام و سختی بیشتر همراه می‌شوند، لذا چنانچه در شکل ۹ مشاهده می‌شود سختی در ناحیه انجام فرآیند افزایش یافته است. ضمن این‌که کامپوزیت تولید شده در سطح قطعه، ضمن کاهش اندازه دانه، باعث افزایش سختی شده و از آنجا که این کامپوزیت در نواحی نزدیک‌تر به سطح بیشتر تشکیل شده است، سختی با حرکت به سمت سطح قطعه افزایش یافته است. با توجه به این‌که سختی زیرلایه ۲۲ ویکرز اندازه گیری شده بود، مشاهده می‌شود که با نزدیک شدن به سطح این عدد تا ۳۸ ویکرز افزایش یافته است و این یعنی پس از انجام فرآیند ریزسختی در محدوده همزده بیش از ۱/۷ برابر شده است. این افزایش می‌تواند دو عامل اصلی داشته باشد، کاهش اندازه دانه‌ها و حضور ذرات تقویت کننده [۱۵] و [۱۹]. در مورد اثر کاهش اندازه دانه با توجه به رابطه پیچ می‌توان گفت، کاهش اندازه دانه می‌تواند باعث افزایش



شکل ۱۱. مقایسه ضرایب اصطکاک نمونه‌های FSP شده و زیرلایه در سرعت‌های مختلف

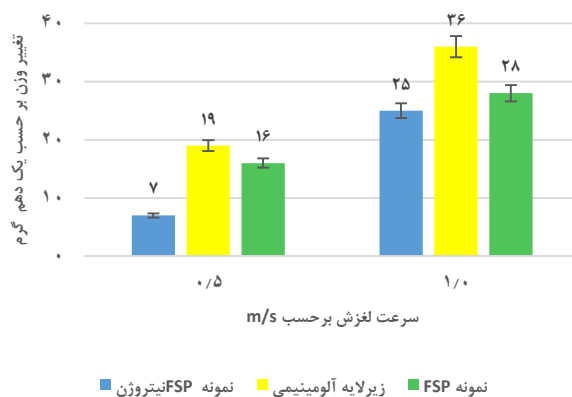
تغییرات ضریب اصطکاک در هر سه نمونه نسبت به تغییر سرعت پیمایش رفتار مشابهی را نشان می‌دهند به این شکل که با افزایش سرعت پیمایش تغییرات ضریب اصطکاک کمتر می‌شود. می‌توان علت این واقعه را این‌گونه تفسیر کرد که با افزایش دما اکسیدهای تشکیل شده در سطح نمونه بعنوان روانساز عمل کرده و باعث کاهش ضریب اصطکاک می‌شوند.

مقایسه با کارهای مشابه

جدول ۲ مقایسه‌ای بین کامپوزیت‌های مختلف تولید شده بصورت درجا در حضور گاز نیتروژن روی فلزات مختلف شامل منیزیم [۲۳]، تیتانیوم [۲۴ و ۱۹] و آلومینیم است. این مقایسه بین فلزات نشان می‌دهد که ذرات نیتریدی تولید شده در آلومینیم از ذرات نیترید تیتانیوم و منیزیم کوچک‌تر است و توانسته ضریب اصطکاک را به مقدار بیشتری کاهش دهد.

جدول ۲. مقایسه کامپوزیت سازی درجا با گاز نیتروژن برای فلزات مختلف

دانست. این افزایش مقاومت به سایش طبق رابطه آرچاد^۲ به دلیل افزایش سختی ناشی از ریزدانه شدن است [۲۲]. در این نمونه‌ها کاهش وزن کمتر در سرعت‌های بالاتر برای تمام نمونه‌های مورد آزمایش دیده می‌شود، این می‌تواند به دلیل تغییر شکل پلاستیک ایجاد شده و شکستن اکسیدهای سطحی و ایجاد لایه مخلوط شده مکانیکی و سایش مجدد فلز توسط آن‌ها باشد [۲۲].



شکل ۱۰. مقادیر کاهش وزن برای نمونه‌های سایش یافته از زیرلایه، و نمونه‌های FSP شده، تحت نیروی عمودی ۱۰ نیوتن و سرعت‌های لغزش ۰/۱، ۰/۵ متر بر ثانیه

ضرایب اصطکاک هم در حین تست سایش توسط دستگاه محاسبه و در شکل ۱۱ آمده است. همان‌گونه که در این شکل مشاهده می‌شود، ضریب اصطکاک نمونه FSP شده نسبت به زیرلایه کاهش یافته است، ضمن این‌که با افزایش سرعت پیمایش، ضریب اصطکاک هم مانند کاهش وزن کاهش یافته است. کمتر شدن ضریب اصطکاک پس از فرآیند می‌تواند ناشی از افزایش سختی و کاهش نرخ ساییدگی و در نتیجه کاهش تغییر شکل در سطح باشد. چراکه این تغییر شکل‌های میکرو در سطح هستند که سطح واقعی تماس را افزایش داده و باعث افزایش ضریب اصطکاک می‌شوند [۱۵ و ۱۶].

^۲Archad

Materials Science and Engineering A, 244 (1998) 86–90.

6. E. Sicard, C. Boulmer-Leborgne and T. Sauvage, *Excimer laser induced surface nitriding of aluminium alloy*, Applied Surface Science, 127(1998)726-730.

7. S. Gredelj, A. R. Gerson, S. Kumar and G. P. Cavallaro, *Inductively coupled plasma nitriding of aluminium*, Applied Surface Science, 199(2002)183-194.

8. Y. Ando, S. Tobe, H. Tahara and T. Yoshikawa, *Nitriding of aluminum by using supersonic expanding plasma jets*, Vacuum, 65(2002)403-408.

9. M. Quast, P. Mayr and H. R. Stock, *Plasma monitoring of plasma-assisted nitriding of aluminium alloys*, Surface and Coatings Technology, 120(1999)244-249.

10. H. Y. Chen, H. R. Stock, P. Mayr, *Plasma-assisted nitriding of aluminium*", Surface and Coatings Technology, 64(1994)139-147.

11. D. F. Lii, J. L. Huang and S. T. Chang, *The mechanical properties of AlN/Al composites manufactured by squeeze casting*, European Ceramic Society, 22(2002)253–261.

12. S. Swaminathan, B. Srinivasa Rao and V. Jayaram, *The production of AlN-rich matrix composites by the reactive infiltration of Al alloys in nitrogen*", Acta Materialia, 50(2002)3093–3104.

13. R. S. Mishra, M. W. Mahoney, S. X. McFadden, N. A. Mara and A. K. Mukherjee, *High strain rate superplasticity in a friction stir processed 7075 Al alloy*, Scripta Materialia, 42(2000)163-168.

14. C. J. Hsu, P. W. Kao and N. J. Ho, *Ultra fine-grained Al-Al₂Cu composite produced in situ by friction stir processing*", Scripta Materialia, 53(2005)341-345.

15. A. Shafiei-Zarghani, S. F. Kashani-Bozorg and A. Zarei-Hanzaki, *Microstructures and mechanical properties of Al/Al₂O₃ surface nano-composite layer produced by friction stir processing*, Materials Science and Engineering A, 500(2009)84–91.

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

17. G. J. Fernandez and L. E. Murr, *Characterization of tool wear and weld optimization in the friction stir welding of cast aluminum 359+20%SiC metal-matrix composite*, Materials Characterization, 52(2004)65-75.

فلز	اندازه نیتريد nm	کاهش اندازه دانه (%)	افزایش سختی (%)	کاهش ضریب اصطکاک (%)
آلومینیم	۵۰۰	۳۰	۷۲	۴۵
منیزیم	۲۵۰۰	۸۱	۲۸	۳۶
تیتانیوم	۸۰۰	۹۳/۵	۴۷۲	۱۵

نتیجه گیری

لایه سطحی کامپوزیتی Al/AlN بصورت درجا روی سطح فلز آلومینیم خالص تجاری طی فرآیند همزن اصطکاکی زیر دوش نیتروژن با میانگین اندازه رسوبات ۵۰۰ نانومتر تولید شد. با توجه به تشکیل کامپوزیت سطحی Al/AlN و همچنین ماهیت فرآیند که همراه با تغییر شکل شدید لایه سطحی است، این فرآیند باعث ریز شدن دانه‌های فلز پایه بهبود خواص مکانیکی قطعه شده و سختی در سطح از به حدود ۳۸/۳ HV رسید. ارزیابی خواص سایشی نمونه‌های زیرلایه و FSP شده نشان دهنده آن است که خواص سایشی پس از انجام فرآیند بهبود یافته است. به دلیل افزایش سختی، بیشترین مقاومت به سایش و کمترین کاهش وزن مربوط به نمونه‌های کامپوزیتی شده است. همچنین ضریب اصطکاک در سرعت پیمایش ۰/۱ متر بر ثانیه از ۱/۲ در نمونه زیر لایه به ۰/۹ در نمونه FSP شده همراه با گاز نیتروژن رسید.

مراجع

1. *Metals Handbook, Non-Ferrous Alloys*, Vol.2, ASM, 9th ed., Ohio, 1988, pp.588-591.
2. T. W. Clyne and P. J. Withers, *An Introduction to Metal Matrix Composites*", Cambridge University Press, (1993).
3. N. Chawla and K. K. Chawla, *Metal matrix composites*, Springer Science & Business, Media, Inc., (2006).
4. Y. S. Tian, C. Z. Chen, D. Y. Wang, Q. H. Huo and T. Q. Lei, *Laser surface alloying of pure titanium with TiN-B-Si-Ni mixed powders*, Applied Surface Science, 250(2005)223 -227.
5. M. E. Smagorinski, P. G. Tsantrizos, S. Grenier, A. Cavasin, T. Brzezinski and G. Kim, *The properties and microstructure of Al-based composites reinforced with ceramic particles*,

18. S. F. Kashani-Bozorg, K. Jazayeri, *Formation of Al/B₄C Surface Nano-composite Layers on 7075 Al Alloy*, Advances in Natural Sciences: Nanoscience and Nanotechnology, 1136(2009)715-719.

19. A. Shamsipur, S. F. Kashani-Bozorg and A. Zarei-Hanzaki, *Production of in-situ hard Ti/TiN composite surface layers on CP-Ti using reactive friction stir processing under nitrogen environment*, Surface and Coatings Technology, 218(2013)62-70.

20. B. X. Liu, X. Zhou and H. D. Li, *Thermodynamics and growth kinetical consideration of metal-nitride formation by nitrogen implantation*, Physica Status Solidi (a), 113(1989)11-22.

۲۱. حسین اسکندری، "رفتار تریبولوژیکی کامپوزیت‌های زمینه آلومینیمی ذره‌ای تولید شده به روش فشردن انفجاری"، دانشگاه تهران، رساله دکتری، (۱۳۸۴).

22. A. Shamsipur, S. F. Kashani-Bozorg and A. Zarei-Hanzaki, *The effects of friction-stir process parameters on the fabrication of Ti/SiC nano-composite surface layer*, Surface and Coatings Technology, 206(2011) 1372-1381.

23. A. Shamsipur, M. S. Pezeshki, S. A. Behmand and M. Rezaei, *Improvement in surface specifications of AZ31B magnesium alloy by friction stir processing under nitrogen environment*, 6(2018) 1-10.

24. A. Shamsipur, S. F. Kashani-Bozorg and A. Zarei-Hanzaki, *Surface Modification of Titanium by Producing Ti/TiN Surface Composite Layers via FSP*, Acta Metallurgica Sinica (English Letters), 30(2017) 550-557.