

اثر آسیاکاری بر ریزساختار، خواص مکانیکی و مقاومت به سایش سرامت Al_2O_3/Ni

نوع مقاله: علمی پژوهشی

ساره نعیم عبید ال عوید، محمد معظمی گودرزی*، علیرضا عباسی

دانشکده فنی و مهندسی، واحد علوم و تحقیقات، دانشگاه آزاد اسلامی، تهران، ایران

* moazami@srbiau.ac.ir

چکیده:

در تحقیق حاضر اثر آسیاکاری بر ریزساختار، خواص مکانیکی و رفتار تریبولوژیکی سرامت $Al_2O_3/30\text{ wt\%Ni}$ بررسی شده است. به این منظور یک دسته از پودرهای اولیه آلومینا و نیکل خالص تحت فرآیند اختلاط ساده و دسته‌ای دیگر تحت آسیاکاری گلوله‌ای قرار گرفتند. پودرهای مخلوط یا آسیا شده به روش تفجوشی پلاسمای جرقه‌ای در دمای 1250°C و فشار اعمالی 30 MPa منسجم‌سازی شده و خواص کامپوزیت‌های تولید شده بررسی شد. نتایج نشان داد که فرآیند آسیاکاری موجب پراکنده شدن ذرات نیکل بر روی سطح ذرات آلومینا شد که بهبود فرآیند تفجوشی را به همراه داشت. در نتیجه آسیاکاری توزیع ذرات نیکل در زمینه آلومینا و همچنین اتصال بین آن دو بهبود یافت و تخلخل‌های ریزساختاری نیز کمتر شد. سختی کامپوزیت‌های مخلوط و آسیا شده به ترتیب 576 و 858 HV اندازه‌گیری شد. علاوه بر این، شرایط اصطکاکی در کامپوزیت آسیا شده پایدارتر شد و ضریب اصطکاک آن نسبت به نمونه مخلوط شده کاهش یافت. نرخ سایش برای کامپوزیت‌های مخلوط و آسیا شده به ترتیب 0.00414 و $0.00081\text{ mm}^3/\text{m}$ محاسبه شد. نتایج آنالیز سطح سایش نشان داد که تشکیل لایه تریبولوژیکی نقشی اساسی در رفتار سایشی سرامت‌های آلومینا-نیکل ایفا می‌کند.

اطلاعات مقاله:

دریافت: ۱۴ بهمن ۱۴۰۲

پذیرش: ۱۲ اسفند ۱۴۰۲

صفحه ۷۸ تا صفحه ۹۲

در دسترس در نشانی:

www.ijcese.ir

زبان نشریه: فارسی

شاپا چاپی: ۲۳۵۲-۲۳۲۲

شاپا الکترونیکی:

۲۷۸۳-۳۰۰۳

کلیدواژه:

سرامت Al_2O_3/Ni ، آسیاکاری

گلوله‌ای، ریزساختار، چقرمگی

شکست، رفتار تریبولوژیکی.

20.1001.1.23222352.1402.0.0.7.8

:DOR

۱- مقدمه

حال حاضر سرامت‌ها یکی از موفق‌ترین کامپوزیت‌های توسعه داده شده توسط محققین و همچنین یکی از پرکاربردترین محصولات متالورژی پودر در سرتاسر جهان هستند [۲]. از مهم‌ترین کاربردهای سرامت‌ها می‌توان به استفاده از آن‌ها به عنوان ابزار برش اشاره کرد. لازم به ذکر است سرعت براده‌برداری سرامت‌ها چندین برابر فولادهای تندبر

سرامت یک واژه مخفف و به لحاظ شیمیایی نوعی کامپوزیت متشکل از ذرات سرامیکی (به اختصار سر) هستند که توسط یک فاز فلزی (به اختصار مت) به یکدیگر متصل شده‌اند [۱]. یک اکسید فلزی، بورید، کاربید، یا مخلوطی از این قبیل مواد فاز سرامیکی که عمدتاً فاز غالب است را تشکیل می‌دهند. در

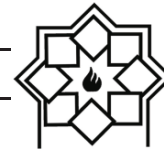


است. مقاومت به سایش و ساییدگی کناری ابزار سرمت بهتر از ابزار کاربید سمانته معمولی (یعنی کاربید تنگستن با کبالت) است. در مقایسه با ابزارهای برش سرامیکی، این سرمت‌ها برش‌های سنگین‌تری را امکان‌پذیر می‌کنند و در سرعت بالا، کارآیی بیش‌تری دارند. سرمت‌ها به وضوح دارای ویژگی‌های مواد ابزار برشی هستند و می‌توانند شکاف بین کاربیدهای سمانته معمولی و سرامیک‌ها را پر کنند [۳].

سرمت‌های اکسیدی ترکیبی از ترکیبات اکسید سرامیکی و فلزی در مقیاس میکروسکوپی هستند. در مقایسه با دیگر مخلوط‌های مکانیکی از ترکیبات بین‌فلزی و فازهای فلزی، مقاومت در برابر شوک حرارتی و چقرمگی شکست سرمت‌های اکسیدی پایین است که کارایی آن‌ها را در بسیاری از موقعیت‌ها شامل دماهای بالا و تنش‌های دینامیکی محدود می‌کند [۴]. سرامیک‌های مبتنی بر اکسید آلومینیوم (آلومینا) دارای خواص فیزیکی و شیمیایی قابل توجه، همراه با مقاومت مکانیکی درخور و خواص عایق حرارتی و الکتریکی خوب هستند. علیرغم این خواص مناسب، کاربردهای آن‌ها به دلیل ماهیت بسیار شکننده محدود شده است. این ویژگی مشخصه، آن‌ها را به سطوح کوچکی از نقص در ریزساختار بسیار حساس می‌کند که می‌تواند به عنوان مکان‌های احتمالی شروع ترک عمل کند. اگر چه تحقیقات مرتبطی برای بهبود خواص آلومینا با افزودن چسب‌های فلزی سخت به روش متالورژی پودر در حال انجام است، توسعه سرمت‌های مبتنی بر اکسید هنوز بسیار محدود است. وجود یک فاز سرامیکی غالب اثر چسب فلزی را سرکوب می‌کند. این بیش‌تر به دلیل پیوند ضعیف در سطح مشترک اکسید/فلز است. با این حال، هنوز مزایای آشکاری

برای سرمت‌های مبتنی بر اکسید در کاربردهای در دمای بالا و نیازمند به مقاومت شیمیایی و اکسیداسیون مناسب وجود دارد که موجب ادامه تحقیقات جهت بهبود خواص این مواد می‌شود [۵]. در این راستا، محققین سعی کرده‌اند با افزودن فلزات واسطه مختلف از جمله نیکل، کبالت، کروم، تنگستن و تیتانیوم خواص مکانیکی زمینه‌های اکسیدی را بهبود بخشند [۶]. به عنوان مثال، فوجی و همکاران [۷] خواص مکانیکی کامپوزیت‌های آلومینا-تیتانیوم را بررسی کردند و دریافتند که با افزایش مقدار تیتانیوم تا ۴۰ درصد حجمی چقرمگی شکست افزایش می‌یابد. شی و همکاران [۸] نانوکامپوزیت‌های آلومینا-تنگستن را به روش آسیاکاری تر و پرس داغ فراوری، و گزارش کردند که با افزودن ۱۵ درصد حجمی تنگستن چقرمگی شکست آلومینا به میزان ۲۲ درصد افزایش یافت و به مقدار $4/35 \text{ MPa m}^{1/2}$ رسید. در آن تحقیق انحراف و پل‌زنی ترک به عنوان مکانیزم‌های اصلی چقرمه‌سازی تشخیص داده شد. با این حال، نیکل به دلیل داشتن نقطه ذوبی پایین‌تر از دیگر فلزات واسطه از پتانسیل بالایی به منظور تکامل ریزساختاری کامپوزیت‌های پایه آلومینا و بهبود خواص آن‌ها برخوردار است [۶].

لو و همکاران [۹] اثر مقدار نیکل بر رفتار تفجوشی و خواص مکانیکی کامپوزیت‌های آلومینا-نیکل را مطالعه کردند. روش ساخت شامل پوشش‌دهی پودرهای آلومینا با نیکل و سپس پرس داغ بود. نتایج نشان داد که کامپوزیت‌های حاوی ۲ تا ۱۵ درصد حجمی نیکل را می‌توان تا بالای ۹۶ درصد چگالی تئوری، حتی در دمای کم‌تر از 1350°C ، تفجوشی کرد. این نتیجه نشان‌دهنده مزیت پودرهای پوشش داده شده در فرآیند تفجوشی است. حداکثر استحکام حدود 500 MPa در ۵/۵



عملیات سازگارسازی پودرها از جمله آسیاکاری در خواص نهایی کامپوزیت‌های اکسیدی پرداخته شده باشد. ذکر این نکته ضروری است که سازوکارهای تفجوشی فعال در سرمت‌های اکسیدی متفاوت با سیستم‌های با ترشوندگی بالا (مانند کاربیدهای سماتنه WC-Co) است. در کاربیدهای سماتنه قابلیت انحلال بالای فاز جامد در مایع موجب چگالش بسیار موثر در حین تفجوشی می‌شود. اما در سرمت‌های اکسیدی ترشوندگی پایین موجب کاهش نقش فرآیند تفجوشی در منسجم‌سازی نهایی در مقایسه با کاربیدهای سماتنه می‌گردد. لذا در حالت کلی انتظار می‌رود که در سرمت‌های اکسیدی نقش عملیات‌های سازگارسازی پیش از تفجوشی بسیار حایز اهمیت باشد اگرچه کم‌تر به آن پرداخته شده است. هدف از تحقیق حاضر بررسی اثر آسیاکاری بر ریزساختار، خواص مکانیکی و رفتار سایشی سرمت $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Ni}$ است.

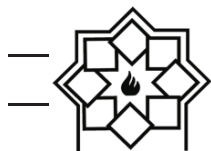
۲- فعالیت تجربی

در این تحقیق مواد اولیه مصرفی شامل پودرهای آلومینا با خلوص ۹۹ درصد (ساخت شرکت Treibacher، اتریش) و نیکل با خلوص ۹۹/۹ درصد (ساخت شرکت VALE، کانادا) بوده است. اندازه ذرات آلومینا و نیکل اولیه نیز به ترتیب کم‌تر از ۲۰ و کم‌تر از ۲ میکرومتر بود. پودرهای اولیه با نسبت وزنی ۷۰ درصد آلومینا و ۳۰ درصد نیکل (معادل ۱۶ درصد حجمی نیکل) توزین و مخلوط شدند. جهت اختلاط از یک دستگاه مخلوط‌کن توربو لا ساخت شرکت امین آسیا به مدت زمان ۹۰ min استفاده شد. این دسته از نمونه‌ها پس از

درصد حجمی Ni به دست آمد؛ در حالی که چقرمگی مربوطه به حداقل مقدار خود یعنی $4/12 \text{ MPa.m}^{1/2}$ رسید. در مقایسه با مقادیر 350 MPa و $3/5 \text{ MPa.m}^{1/2}$ برای آلومینا یکپارچه، چقرمگی شکست به مقدار ۱۸ درصد و استحکام شکست به مقدار ۴۳ درصد برای کامپوزیت‌های حاوی ۵/۵ درصد حجمی نیکل افزایش یافت. با افزایش مقدار نیکل به بالای ۵/۵ درصد حجمی، استحکام به تدریج کاهش و چقرمگی شکست افزایش یافت. بروال و همکاران [۱۰] تاثیر درصد نیکل بر ریزساختار و خواص مکانیکی سرمت‌های نیکل-آلومینا فرآوری شده به روش سل ژل را بررسی کردند. نتایج نشان داد که در دماهای تفجوشی و یا پرس داغ بالاتر از 1500°C ، نیکل ذوب می‌شود اما برای دسترسی به یک ماده چگال اعمال فشار ضروری است. شنگ و همکاران [۱۱] کامپوزیت $\text{Al}_2\text{O}_3/10 \text{ wt\% Ni}$ را به روش قالب‌گیری تزریقی پودر تهیه کرده و اثر دمای تفجوشی در خلا را بر ریزساختار و خواص مکانیکی مطالعه کردند. نتایج نشان داد که در تفجوشی در دماهای 1400°C و 1500°C اختلاط Ni و زمینه Al_2O_3 مناسب است و کمی به هم پیوستن مجدد^۱ نیکل اتفاق می‌افتد. هنگام تفجوشی در دمای 1600°C ، حفره‌هایی به همراه به هم پیوستن مجدد نیکل در ریزساختار وجود خواهد داشت. دلیل اصلی عدم تطابق ضرایب انبساط حرارتی نیکل و Al_2O_3 ذکر شد.

مشابه تحقیقات ذکر شده در بالا، عمده تحقیقات انجام شده در زمینه سرمت‌های اکسیدی بر بهینه‌سازی ترکیب شیمیایی یا فرآیند تفجوشی تمرکز داشته‌اند [۷، ۸، ۱۲-۱۵]. با این وجود، به ندرت می‌توان تحقیقی یافت که در آن به نقش

^۱ Reunion



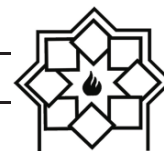
AISI 52100 به قطر ۲ mm و سختی HRC ۶۲ در نظر گرفته شد.

۳- نتایج و بحث

شکل ۱-الف مورفولوژی پودرهای مخلوط شده به همراه نقشه توزیع عناصر در آن را نشان می‌دهد. اگر چه توزیع عناصر نسبتاً یکنواخت است اما مشخصاً قسمت‌های غنی از آلومینیم و اکسیژن فقیر از نیکل هستند. این نشان می‌دهد که ذرات پودری آلومینا و نیکل مخلوط شده کاملاً مجزا از یکدیگر هستند و در اثر اختلاط فقط یک توزیع نسبتاً یکنواخت از این پودرها حاصل شده است. در این شکل به آسانی می‌توان ذرات درشت آلومینا با وجوه صاف و بدون زائده را از آگلومره‌های ذرات ریز نیکل تشخیص داد. مورفولوژی و اندازه پودرهای آلومینای مشخص شده در این شکل با پودرهای آلومینای خالص اولیه انطباق دارد. این گونه از پودرهای آلومینا در نمونه آسیا شده (شکل ۱-ب) قابل رویت و تشخیص نبودند که احتمالاً علت آن احاطه شدن ذرات آلومینا با پودرهای نیکل در حین آسیاکاری بوده است. همانطور که در نقشه توزیع عنصری در شکل ۱-ب مشاهده می‌شود، عنصر نیکل نیز در قسمت‌های غنی از آلومینیم و اکسیژن قابل شناسایی است. به عنوان مثال، مناطق مشخص شده با خط چین در شکل حاوی سه عنصر نیکل، آلومینیم و اکسیژن هستند. در واقع بر خلاف حالت مخلوط شده، پودرهای آسیا شده متشکل از ذرات مجزای آلومینا و نیکل نیستند. به نظر می‌رسد ذرات آلومینا در اثر آسیاکاری بوسیله ذرات نیکل توزیع شده در سطح احاطه شده‌اند. توزیع شدن ذرات نیکل بر روی سطح ذرات آلومینا در شکل ۱-ب مشهود

تفجوشی کامپوزیت (یا سرمت) مخلوط شده نامیده شدند. عملیات آسیا کردن مواد اولیه با استفاده از یک دستگاه آسیای گلوله‌ای گلوله‌ای ساخت شرکت امین آسیا مدل Narya MPM-2*250 H انجام شد. محیط آسیاکاری آرگون، سرعت ۲۰۰ rpm، نسبت گلوله به پودر ۱۰ و زمان آسیاکاری ۱۰ h بوده است. جنس محفظه و گلوله از فولاد سخت کاری شده با سختی HRC ۶۴ بود. این دسته از نمونه‌ها پس از تفجوشی کامپوزیت (یا سرمت) آسیا شده نام‌گذاری شدند. به منظور مسنجم‌سازی پودرهای مخلوط یا آسیا شده و تولید نمونه‌های نهایی از یک سیستم تفجوشی پلاسمای جرقه‌ای (SPS-20T-10, Easy Fashion metal products trade Co., China) استفاده شد. حدود ۱۰ g از پودرها در قالبی به قطر ۱۵ mm در دستگاه قرار گرفتند و فرآیند تفجوشی به مدت ۱۰ min، تحت فشار اعمالی ۳۰ MPa، دمای ۱۲۵۰°C و در یک خلا کمتر از ۴۰ Pa انجام شد.

چگالی نمونه‌های تفجوشی شده با مقایسه وزن آن‌ها در دو حالت خشک و غوطه‌ور در آب و به کمک قانون ارشمیدس تعیین گردید. جهت بررسی مورفولوژی پودرها و ریزساختار سرمت‌های تولیدی از دستگاه میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM, FEI ESEM Quanta 200) مجهز به طیف‌سنج پراکندگی انرژی (EDS) استفاده شد. مقدار چقرمگی شکست با اندازه‌گیری طول ترک‌های ناشی از روش فروروی ویکرز با بار اعمالی ۹۸ N و استفاده از رابطه شتی [۱۶] محاسبه شد. آزمون سایش پین بر دیسک و طبق استاندارد ASTM-G99 بر روی نمونه‌های تفجوشی شده به عنوان دیسک چرخان انجام شد. سرعت لغزش ۰/۴ m/s (۵۴۶ rpm)، بار اعمالی N ۵، مسافت لغزشی ۱۰۰۰ m و سطح ساینده پین فولادی

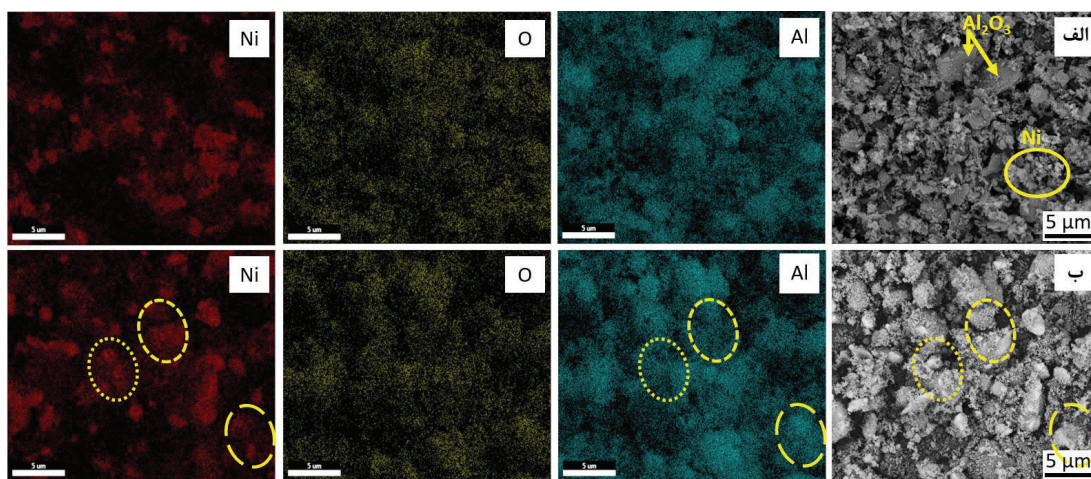


مشاهده نشد. در الگوی نمونه پودری آسیا شده نسبت به نمونه مخلوط شده، پیکها کمی به زوایای کمتر انتقال پیدا کرده‌اند. این انتقال پیکها می‌تواند ناشی از تغییر پارامترهای شبکه ناشی از فرآیند آسیاکاری باشد [۱۷].

شکل ۳ نشان‌دهنده تصاویر SEM از ریزساختار سرامت‌های مخلوط یا آسیا شده است. در این تصاویر قسمت‌های سفید رنگ ذرات نیکل و قسمت‌های خاکستری رنگ ذرات آلومینا هستند. در کامپوزیت مخلوط شده که ریزساختار آن در شکل‌های ۳-الف و ب نشان داده شده است، توزیع ذرات نیکل تا حدودی یکنواخت است. با این وجود، تشکیل آگلومره‌هایی درشت از کنار هم قرار گرفتن ذرات نیکل به وضوح مشاهده می‌شود. همین اتفاق برای ذرات آلومینا نیز افتاده است. در واقع در این کامپوزیت ذرات نیکل و آلومینا هر یک با تشکیل آگلومره‌هایی، بیش‌تر با ذراتی از جنس خود در تماس هستند. این در حالی است که در کامپوزیت آسیا شده (شکل‌های ۳-ج و د)، ذرات فلزی ریز و یا نسبتاً درشت نیکل از یکدیگر مجزا بوده و کاملاً توسط فاز سرامیکی آلومینا از یکدیگر جدا شده‌اند.

است و این باعث تشکیل آگلومره‌هایی نسبتاً درشت و مرکب از آلومینا و نیکل شده است. به طور کلی نحوه توزیع مخلوط پودرهای فلزی و سرامیکی در اثر آسیاکاری بستگی به کسر حجمی هر یک از فازها دارد. اگر درصد فاز فلزی نرم بیش‌تر باشد، محبوس شدن ذرات سرامیکی درون ذرات فلزی محتمل است. در صورتی که مقدار ذرات فلزی کمتر از جزء سرامیکی باشد انتظار می‌رود که سطح ذرات سرامیکی در اثر اتصالات مکانیکی ایجاد شده در حین آسیاکاری توسط ذرات فلزی احاطه شود. علت این فرآیند نیروی برشی و فشار اعمالی شدید در حین آسیاکاری است. نیروی برشی باعث برش خوردن ذرات فلزی و فشار اعمالی موجب اتصال این ذرات برش خورده بر سطح ذرات سرامیکی می‌شود.

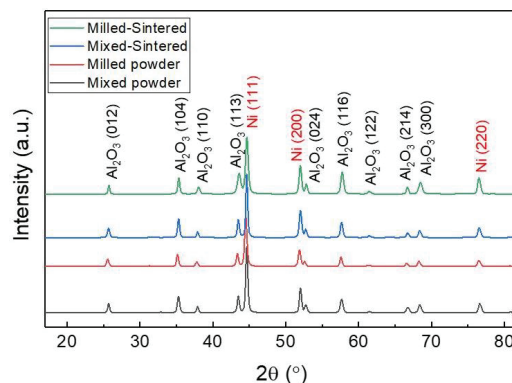
شکل ۲ الگوهای پراش پرتو X برای پودرهای مخلوط یا آسیا شده و همچنین نمونه‌های پرس و تفجوشی شده را نشان می‌دهد. در تمامی الگوها پیک‌های مشخصه فازهای آلومینا و نیکل قابل شناسایی است. هیچ گونه پیک دیگری که ناشی از ورود آلودگی در حین آسیاکاری و یا تفجوشی باشد،



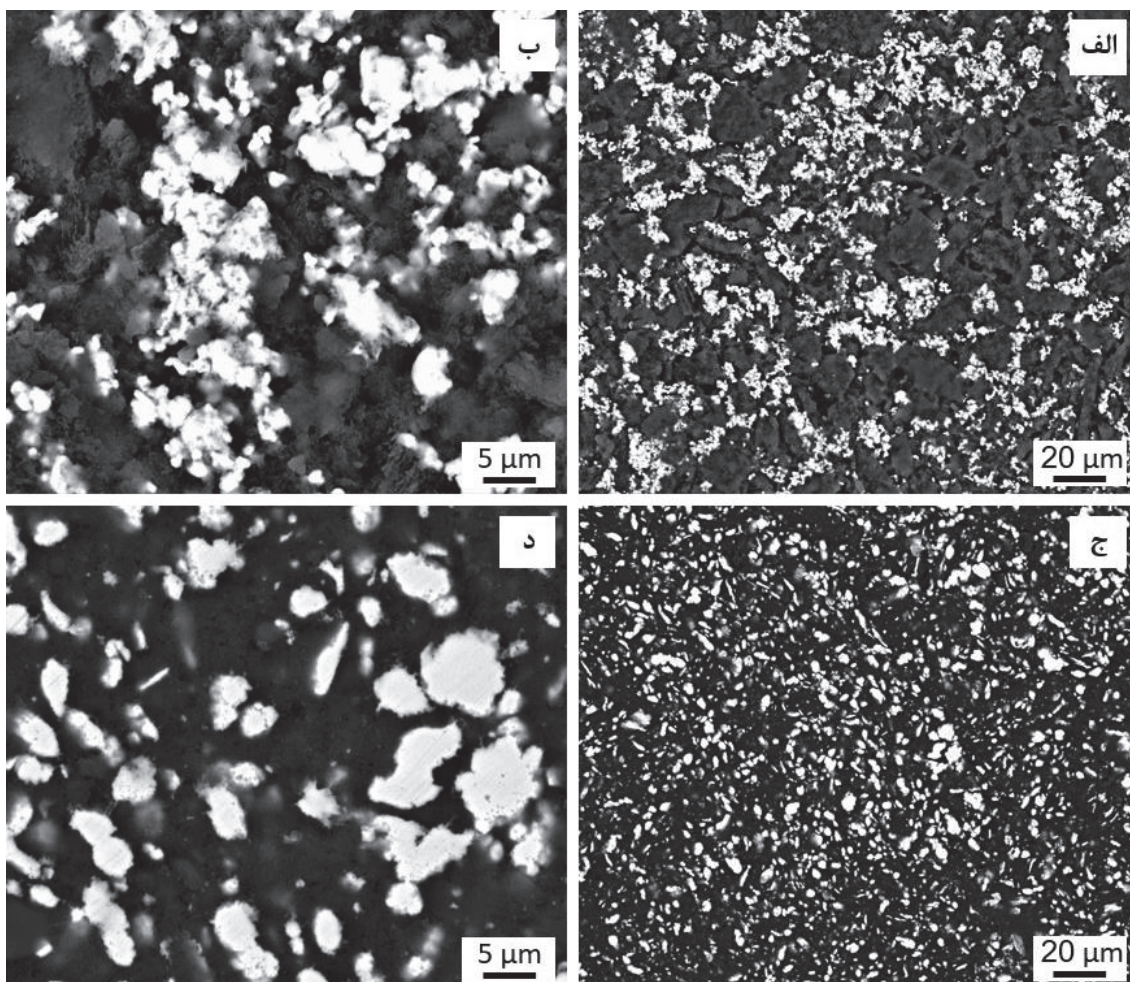
شکل ۱- تصویر میکروسکوپی الکترونی از پودرهای الف- مخلوط و ب- آسیا شده به همراه نقشه توزیع عنصری.



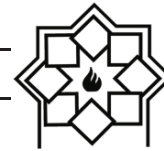
علت تشکیل ذرات نسبتاً درشت نیکل می‌تواند جوش خوردن برخی از ذرات در حین آسیاکاری و خصوصاً تشویق انتقال جرم و رشد گلوبی میان دو یا چند ذره آسیا شده مجاور در حین تفجوشی باشد. در تحقیقات پیشین اثر مثبت آسیاکاری بر تفجوشی‌پذیری پودرهای فلزی گزارش شده است [۱۸]. آنچه که از ریزساختار این نمونه دریافت می‌شود، پیوستگی فاز سرامیکی آلومینا است. در واقع در این گونه سرمته‌ها فاز زمینه، فاز سرامیکی آلومینا است.



شکل ۲- الگوهای پراش پرتو X برای نمونه‌های پودری و نمونه‌های تفجوشی شده.



شکل ۳- تصاویر SEM از ریزساختار سرمته‌های الف و ب- مخلوط و ج و د- آسیا شده در بزرگنمایی‌های مختلف.



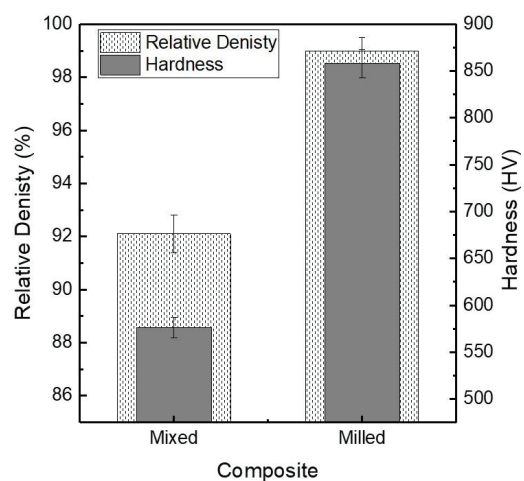
این بر خلاف ریزساختار مشاهده شده در کاربیدهای سمانته WC-Co است که در آن فاز زمینه پیوسته، فاز کبالت فلزی است [۱۹]. در حین تفجوشی کاربیدهای سمانته، فاز فلزی ذوب شده و پس از انجماد فاز پیوسته زمینه را تشکیل می‌دهد. این پیوسته بودن جزء فلزی ماده که ناشی از تفجوشی فاز مایع است حتی در مقادیر کم کبالت (حدود ۱۰ درصد حجمی) نیز به دلیل ترشوندگی مناسب موجود در این سیستم مشاهده می‌شود. به همین دلیل است که کاربیدهای سمانته ویژگی‌هایی شبیه فلزات از جمله چقرمگی شکست بالا و رسانایی الکتریکی را از خود نشان می‌دهند. یک علت برای پراکنده بودن فاز نیکل در این تحقیق می‌تواند دمای پایین فرآیند تفجوشی پلاسمای جرقه‌ای باشد. با این حال ریزساختارهایی مشابه توسط محققین پیشین [۱۰، ۲۰] برای کامپوزیت‌های آلومینا-نیکل که به روش‌های دیگر فرآوری شده بودند، گزارش شده است. از سوی دیگر، به منظور جلوگیری از درشت شدن ریزساختار و به هم پیوستن ناخالصی‌های فلزی مذاب در حین تفجوشی، برخی از محققین توصیه کرده‌اند که تفجوشی سرمت‌های آلومینا-نیکل در دماهایی پایین‌تر از نقطه ذوب نیکل انجام شود [۱۳، ۲۱]. در کل پیوسته بودن فاز آلومینا در ریزساختار سرمت‌های آلومینا-نیکل موجب غالب شدن ویژگی‌های مواد سرامیکی از جمله چقرمگی شکست و رسانایی الکتریکی پایین می‌شود. لذا سعی شده است تا با افزایش مقدار نیکل از ایجاد یک شبکه پیوسته آلومینا در ریزساختار جلوگیری شود. در این راستا، آلدريج و همکاران [۱۲] نشان دادند که در مقادیر نیکل کم‌تر از ۶۵ درصد حجمی، جلوگیری از ایجاد یک شبکه پیوسته آلومینا در ریز ساختارهای ایجاد شده به روش

متالورژی پودر بسیار مشکل است. همان‌طور که در ریزساختار سرمت مخلوط شده در بزرگنمایی بالا (شکل ۳-ب) مشاهده می‌شود، در فصل مشترک ذرات نیکل با زمینه آلومینا ناپیوستگی وجود دارد. علاوه بر این، ریزتخلخل‌های بسیاری درون فاز زمینه در مرز ذرات آلومینا-آلومینا مشاهده می‌شود. این در حالی‌ست که مرز میان ذرات آلومینا و نیکل در کامپوزیت آسیا شده (شکل ۳-د) عمدتاً پیوسته و از کیفیت مطلوبی برخوردار است. تخلخل‌های ریزساختاری نیز به مقدار زیادی در این کامپوزیت کاهش یافته است. علت کاهش ریزتخلخل‌ها و افزایش کیفیت فصل مشترک در کامپوزیت آسیا شده، بهبود فرآیند تفجوشی و تشویق فرآیند انتقال جرم در حین آن به دلیل توزیع مناسب نیکل بر سطح ذرات آلومینا است. به دلیل طبیعت دیرگدازی، تفجوشی آلومینا و دستیابی به چگالی کامل بدون استفاده از کمک تفجوشی و یا استفاده از روش‌های فرآوری خاص بسیار مشکل است. به عنوان مثال برای دستیابی به یک چگالی بالاتر از ۹۸ درصد تئوری به روش‌های چگالش سنتی (پرس و تفجوشی بدون فشار)، بایستی خشته‌های آلومینایی در دمای حداقل 1600°C و به مدت زمان حداقل ۲ h تفجوشی شوند [۲۲]. همان‌طور که در شکل ۱ نشان داده شده یک توزیع از ذرات نیکل بروی ذرات آلومینا در حین آسیاکاری به وجود می‌آید. این لایه فلزی موجب تقویت انتقال جرم در حین تفجوشی و در نتیجه افزایش چگالش و بهبود کیفیت فصل مشترک می‌شود. در شکل ۴ چگالی نسبی و سختی دو نمونه کامپوزیتی ساخته شده گزارش شده است. همان‌طور که مشاهده می‌شود چگالی نسبی کامپوزیت‌های مخلوط و آسیا شده به ترتیب ۹۲/۱ و



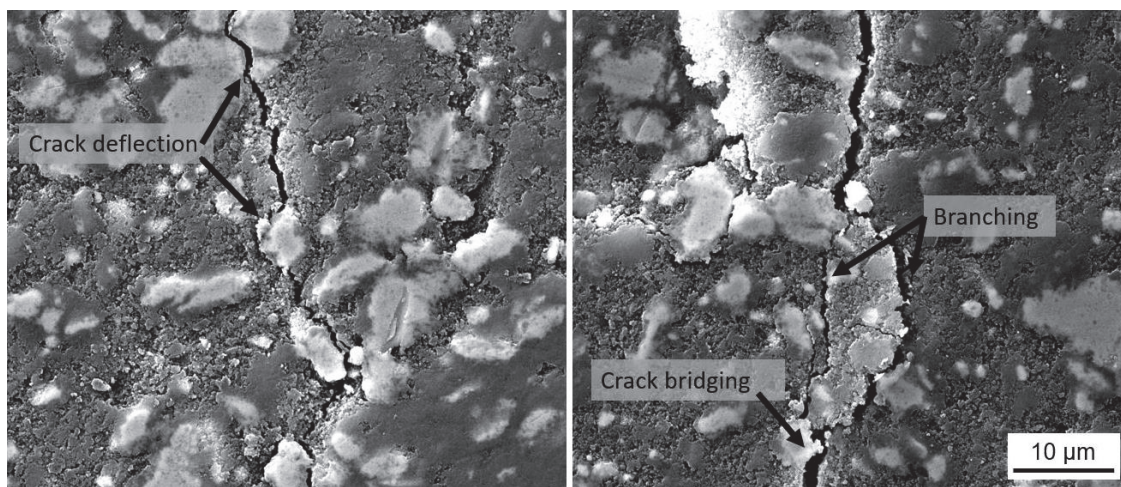
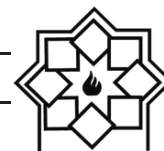
تفجوشی شده با اندازه‌گیری طول ترک‌های ناشی از روش فروروی ویکرز و استفاده از رابطه شتی [۱۶] محاسبه شد. با این حال در کامپوزیت مخلوط شده، فرآیند فروروی حتی در بارهای اعمالی زیاد (30 kgf) با ایجاد ترک در نوک اثر فروروندگی همراه نبود. در واقع اندازه‌گیری چقرمگی شکست کامپوزیت مخلوط شده به دلیل تخلخل ریزساختاری زیاد که باعث جذب انرژی فرورونده ویکرز می‌شد، میسر نشد. با این حال چقرمگی شکست کامپوزیت آسیا شده $6/1 \text{ MPa.m}^{1/2}$ محاسبه شد که با توجه به مقادیر موجود در تحقیقات گذشته و در مقایسه با آلومینای یک‌پارچه مقداری قابل توجه است [۲۳-۲۵]. در شکل ۵ مسیر اشاعه ترک فروروندگی در این کامپوزیت نشان داده شده است. همانطور که مشاهده می‌شود حضور نیکل (ذرات روشن در شکل) موجب انحراف مسیر ترک و شاخه‌ای شدن آن شده است. علاوه بر این، در برخی از مناطق ذرات نیکل بر روی ترک پل زده و رشد آن را با محدودیت بیش‌تر مواجه ساخته‌اند. لذا با توجه به این تصاویر، می‌توان از سه سازوکار انحراف ترک، شاخه‌ای شدن آن و پل زدن به عنوان سازوکارهای مقاوم شدن سرامت آلومینا-نیکل یاد کرد. از آنجایی که چقرمگی پایین عامل اصلی در محدودسازی به‌کارگیری سرامت‌های اکسیدی در ابزار برش است، نتایج این تحقیق که موید افزایش چقرمگی شکست ناشی از تفجوشی بهبود یافته است، می‌تواند حائز اهمیت باشد. شکل ۶ تغییرات ضریب اصطکاک بر اساس مسافت لغزش در حین آزمون سایش کامپوزیت‌های مخلوط یا آسیا شده را نشان می‌دهد. در نمونه کامپوزیت مخلوط شده، دامنه نوسانات ضریب اصطکاک در سرتاسر مسیر لغزش زیاد است و یک اثر اصطکاکی متلاطم مشاهده می‌شود.

۹۹ درصد چگالی تئوری اندازه‌گیری شد. وجود تخلخل‌های ریزساختاری ناشی از تفجوشی ناقص در کامپوزیت مخلوط شده علتی برای چگالی نسبی نسبتاً پایین این نمونه است. با این وجود، در کامپوزیت آسیا شده به دلیل بهبود فرآیندهای انتقال جرم در حین تفجوشی، میزان تخلخل به مقدار زیادی کاهش یافته و یک ماده چگال تولید شده است. مطابق انتظار با افزایش چگالی نسبی در کامپوزیت آسیا شده، سختی نیز افزایش یافت. سختی کامپوزیت‌های مخلوط و آسیا شده به ترتیب 576 HV و 858 HV اندازه‌گیری شد. علاوه بر کاهش تخلخل، بهبود کیفیت اتصال در فصل مشترک (شکل ۳) نیز دلیلی بر افزایش سختی در کامپوزیت آسیا شده است. با بهبود کیفیت فصل مشترک سازوکار انتقال بار از ذره به زمینه به طور موثرتری انجام شده و نقش ذرات سخت آلومینا در افزایش سختی ماده کامپوزیتی نمایان می‌شود.

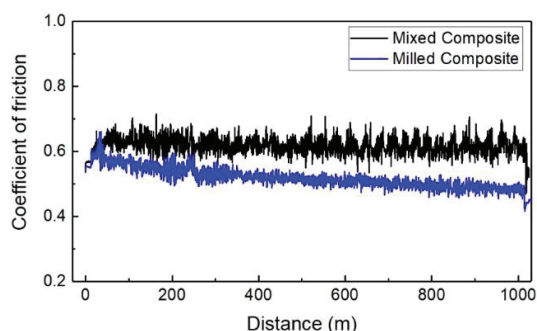


شکل ۴- چگالی نسبی و سختی کامپوزیت‌های مخلوط و آسیا شده.

همانطور که توضیح داده شد، چقرمگی شکست سرامت‌های



شکل ۵- مسیر اشاعه ترک آزمون فروروندگی در سرامت آسیا شده.



شکل ۶- تغییرات ضریب اصطکاک با مسافت لغزشی برای کامپوزیت مخلوط و کامپوزیت آسیا شده.

در شکل ۷ ضریب اصطکاک متوسط و نرخ سایش به دست آمده از آزمون سایش کامپوزیت‌های مخلوط یا آسیا شده نشان داده شده است. ضریب اصطکاک متوسط برای کامپوزیت مخلوط شده ۰/۶۲ و برای کامپوزیت آسیا شده ۰/۵۲ بود. علاوه بر این شکل ۷ نشان می‌دهد که نرخ سایش در کامپوزیت آسیا شده کمتر از کامپوزیت مخلوط شده بود که نشان از مقاومت به سایش بالاتر کامپوزیت آسیا شده دارد. نرخ سایش به ترتیب برای کامپوزیت‌های مخلوط و آسیا شده ۰/۰۰۴۱۴ و ۰/۰۰۰۸۱ mm^3/m محاسبه شد. نرخ سایش کمتر کامپوزیت آسیا شده به سختی بالاتر آن ارتباط

این مشاهده بیانگر ناپایدار بودن شرایط اصطکاکی در کل طول مسافت لغزش است. این در شرایطی است که اثر اصطکاکی نمونه آسیا شده با یک دوره جهش اولیه کوتاه (در مسافت کمتر از ۱۰۰ متر) آغاز شده و در ادامه دچار تغییر می‌شود. در برخی از مناطق این دوره جهش اولیه، اثر اصطکاکی کامپوزیت آسیا شده بالاتر از اثر نمونه مخلوط شده قرار می‌گیرد. با این حال، با افزایش مسافت لغزشی و گذر از این مرحله، ضریب اصطکاک یک سیر نزولی را طی کرده و نوسانات آن نیز کاهش می‌یابد.

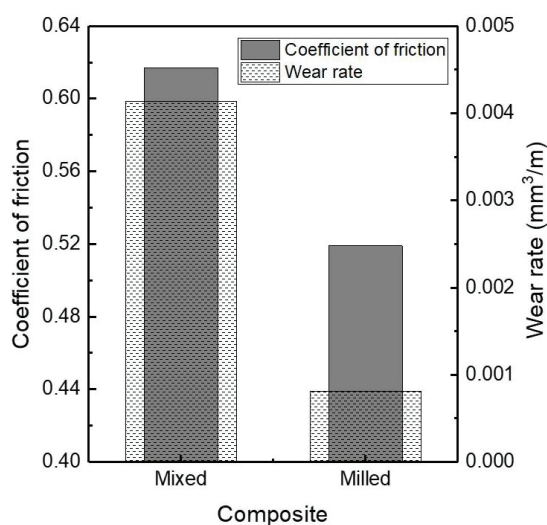
این امر نشان می‌دهد که در نمونه آسیا شده بر خلاف نمونه مخلوط شده، شرایط لغزشی و اصطکاکی با گذشت زمان (یا در واقع مسافت لغزش) تغییر کرده و از حالت ناپایدار اولیه به پایدار تبدیل می‌شود. این تغییر رفتار اصطکاکی در نمونه آسیا شده می‌تواند ناشی از تغییر سطح سایش آن در اثر لغزش باشد. به طور کلی یک اثر اصطکاکی پایدار با یک سطح سایش یکنواخت و یک اثر اصطکاکی ناپایدار با یک سطح سایش غیریکنواخت در ارتباط است [۲۶].



آلومینیم و نیکل را نشان داد که از سطح دیسک کامپوزیتی (نمونه) انتقال یافته است. این نتایج بر فعال بودن سازوکار سایش چسبان دلالت دارند. با این حال، نتایج آنالیز EDS از درون کندگی‌های ایجاد شده در سطح ماده بیانگر عدم حضور آهن است. این مشاهده نشان می‌دهد که در حین لغزش در آزمون سایش ابتدا یک لایه تریبولوژیکی (غنی از آهن) از سطح مقابل بر روی سطح کامپوزیت تشکیل می‌شود اما به دلیل سختی نسبتاً کم ماده زمینه، این لایه پایدار نبوده و مرتب کنده شده که نتیجه آن تولید یک اثر اصطکاکی ناپایدار (شکل ۶) است. علاوه بر این، وجود حفرات ریزساختاری زیاد در درون ماده (شکل ۳) نیز می‌تواند در تشکیل ترک‌های زیر سطحی، به هم پیوستن آن‌ها و در نهایت جدا شدن یک لایه از سطح ماده موثر باشند.

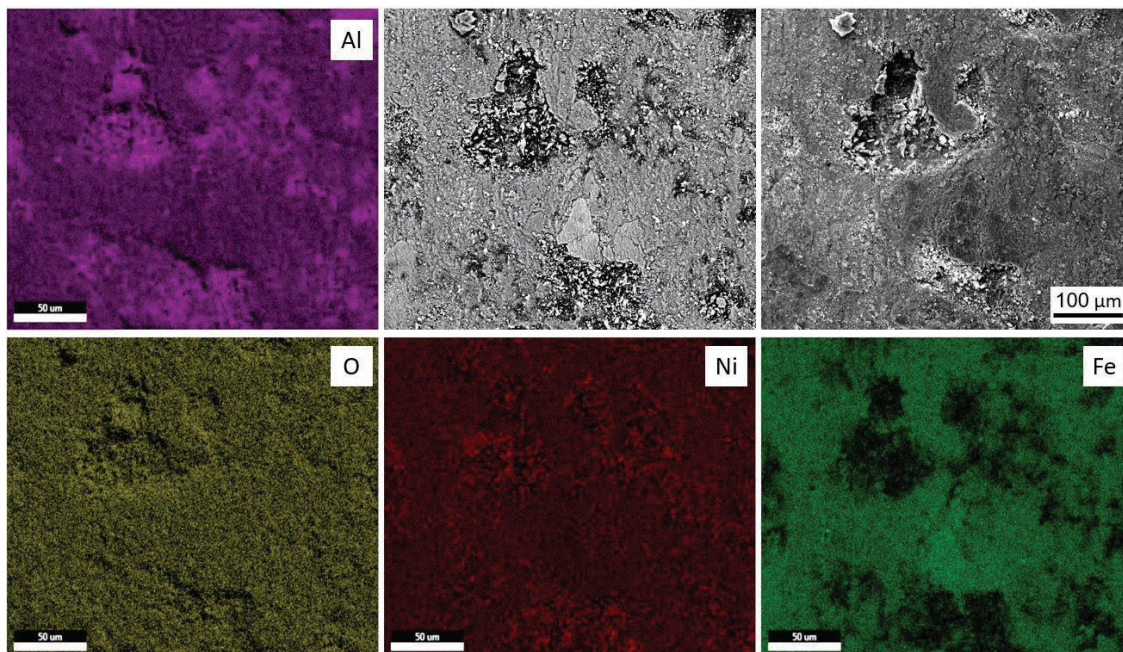
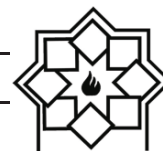
شکل ۹ تصاویر SEM و نقشه توزیع عناصر از سطح سایش کامپوزیت آسیا شده را نشان می‌دهد. مشابه سطح نمونه مخلوط شده، بر روی سطح سایش این نمونه هم یک لایه تریبولوژیکی غنی از آهن مشاهده می‌شود که از سطح پین مقابل انتقال یافته است. با این حال، در نمونه آسیا شده لایه تریبولوژیکی تشکیل شده علی‌رغم تغییر شکل پلاستیک بیشتر، حفرات و کندگی‌های کم‌تر و کوچک‌تری را نشان می‌دهد که نشان از چسبندگی بهتر آن به کامپوزیت زیرلایه دارد. سختی بالاتر کامپوزیت آسیا شده و همچنین تخلخل ریزساختاری بسیار کم موجود در آن می‌تواند دلیلی بر پایداری بالاتر لایه تریبولوژیکی تشکیل شده بر روی آن باشد. این امر موجب پایداری نسبی اثر اصطکاک در حین آزمون سایش (شکل ۶) و کم‌تر شدن ضریب اصطکاک متوسط (شکل ۷) شده است.

دارد (شکل ۴). مطابق رابطه آرچارد حجم سایش با سختی ماده نسبت عکس دارد [۲۷]. در حین لغزش در آزمون سایش، برجستگی‌های پین فولادی در اثر فشار اعمالی به میزان بیش‌تری در کامپوزیت مخلوط شده با سختی کم‌تر فرو رفته و سطح را پارو می‌کند. علاوه بر سختی بالاتر، کم‌تر بودن ضریب اصطکاک و همچنین پایدار بودن شرایط اصطکاکی از دلایل دیگر نرخ سایش کم‌تر مشاهده شده برای کامپوزیت آسیا شده هستند.

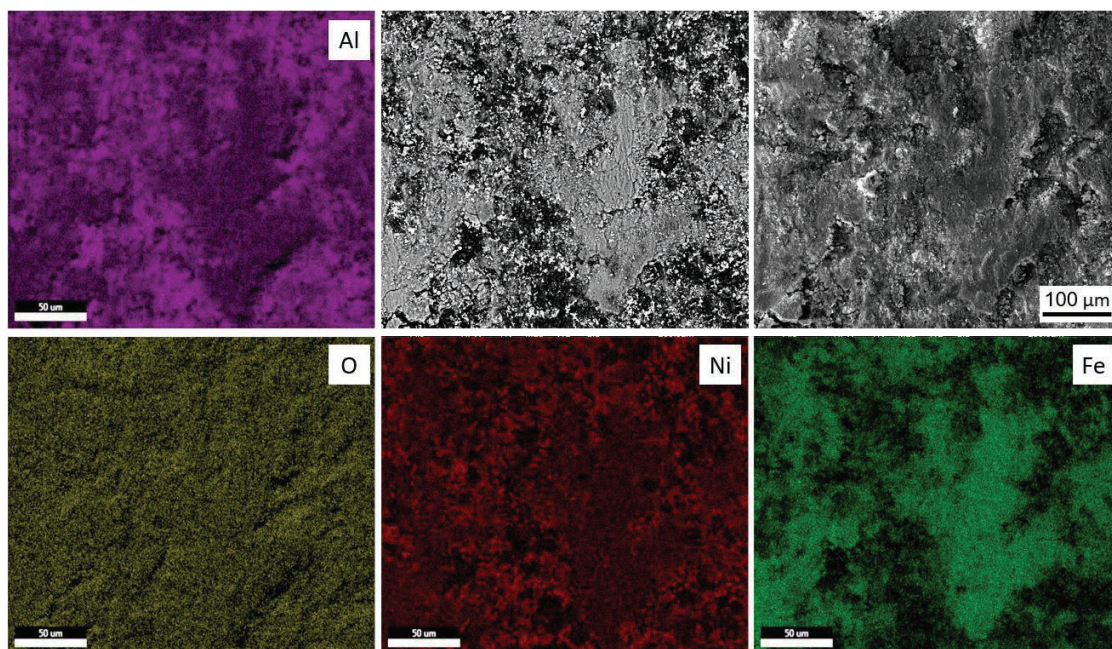


شکل ۷- ضریب اصطکاک متوسط و نرخ سایش کامپوزیت های مخلوط و آسیا شده.

شکل ۸ تصاویر SEM و نقشه توزیع عناصر از سطح سایش کامپوزیت مخلوط شده را نشان می‌دهد. همانطور که مشاهده می‌شود سطح این نمونه متشکل از حفره‌های بزرگ و نسبتاً عمیق به همراه آثار شکست ترد است. در اطراف حفره ایجاد شده در سطح مقادیر زیادی عنصر آهن شناسایی شد که از سطح پین فولادی مقابل آمده است. به طور مشابه نتیجه آنالیز EDS از سطح پین مقابل نیز حضور مقادیری از عناصر



شکل ۸- تصاویر SEM به همراه نقشه توزیع عنصری از سطح سایش کامپوزیت مخلوط شده.



شکل ۹- تصاویر SEM به همراه نقشه توزیع عنصری از سطح سایش کامپوزیت آسیا شده.

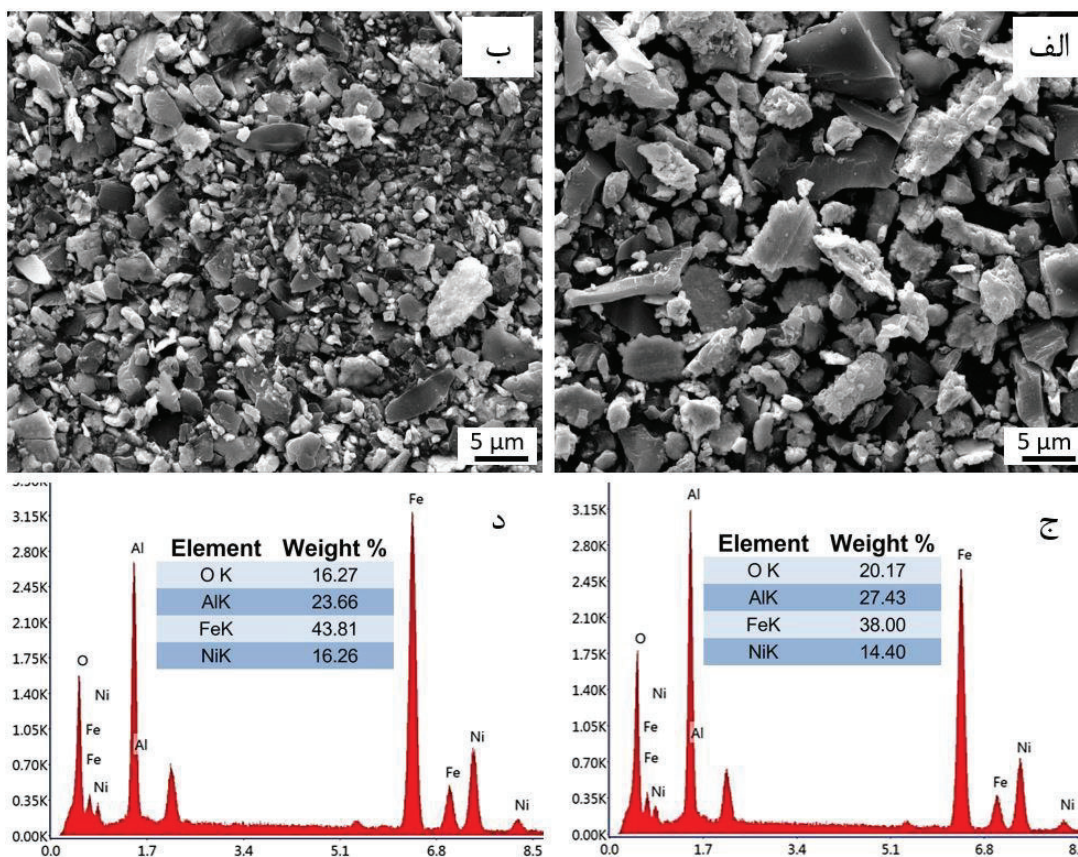
نمودار ضریب اصطکاک است. نتیجه انجام آنالیز EDS از سطح پین فولادی مقابل نمونه آسیا شده نیز حاوی عناصر

با این حال، حفرات و کندگی‌های نسبتاً ریزی نیز در سطح سایش ماده مشاهده می‌شود که عامل نوسانات کوچک در

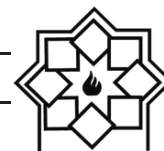


تشکیل شده بر روی آن است که آن نیز به نوبه خود نتیجه سختی بالاتر و تخلخل‌های ریزساختاری کمتر کامپوزیت زیرلایه است. تصاویر SEM از ذرات سایشی کامپوزیت‌های مخلوط یا آسیا شده به همراه نتایج آنالیز EDS آن‌ها در شکل ۱۰ نشان داده شده است. همانطور که مشاهده می‌شود ذرات سایشی کامپوزیت مخلوط شده کمی درشت‌تر و ضخیم‌تر هستند که این امر موجب افزایش نرخ سایش آن شده است. نتایج آنالیز EDS نشان می‌دهد که ذرات سایشی ایجاد شده حاوی مقادیر زیادی آهن هستند که دلیلی دوباره بر نقش لایه تریبولوژیکی در رفتار سایشی سرمته‌های آلومینا-نیکل است.

آلومینیم و نیکل بود که دلالت بر فعال بودن سازوکار سایش چسبان در نمونه آسیا شده دارد. با این حال به نظر می‌رسد با ادامه یافتن لغزش و تشکیل لایه تریبولوژیکی بر سطح ماده، نرخ سایش به وسیله این لایه تریبولوژیکی ایجاد شده کنترل می‌شود. به طور کلی انتقال فیلم فلزی به سطح سرامیکی در حین سایش جفت‌های سرامیک-فلز بسیار معمول است. این فیلم فلزی تشکیل شده بر روی سطح سرامیکی به عنوان محافظی در برابر سایش عمل کرده و موجب کاهش آسیب وارد شده به سطح سرامیکی می‌شود [۲۸]. در نهایت نرخ سایش کم‌تر کامپوزیت آسیا شده به دلیل پایداری بیش‌تر لایه تریبولوژیکی



شکل ۱۰- تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از ذرات سایشی تولید شده به همراه نتایج آنالیز EDS: کامپوزیت (الف و ج) مخلوط و (ب و د) آسیا شده.

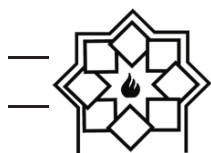


۴- نتیجه گیری

نتایج این تحقیق به وضوح نشان می‌دهند جهت دستیابی به خواص مطلوب در سرامت‌های $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Ni}$ آسیاکاری پودرهای اولیه الزامی است. پودرهای $\text{Al}_2\text{O}_3/30 \text{ wt\% Ni}$ که با استفاده از یک مخلوط‌کن صرفاً مخلوط شدند، پس از تفجوشی دارای تخلخل‌های ریزساختاری و ناپیوستگی در فصل مشترک نیکل و آلومینای زمینه بودند. چگالی نسبی و سختی کامپوزیت مخلوط شده به ترتیب $92/1$ درصد تئوری و 576 اندازگیبری شد. این در حالی بود که کامپوزیتی که پودرهای اولیه آن آسیاکاری شدند به چگالی تئوری 99 درصد تئوری و سختی 858 HV دست یافت. در نمونه آسیا شده نقش ذرات نیکل از طریق سازوکارهای انحراف ترک، شاخه‌ای شدن آن و پل زدن در مقاوم‌سازی ماده شناسایی شد. این بهبود در خواص ناشی از ایجاد یک توزیع از ذرات نیکل بر روی ذرات آلومینا در حین فرآیند آسیاکاری بود که تقویت فرآیند تفجوشی و در نهایت منسجم‌سازی ماده را به همراه داشت. علاوه بر این، نرخ سایش کامپوزیت آسیا شده ($0/00081 \text{ mm}^3/\text{m}$) بسیار کمتر از کامپوزیت مخلوط شده ($0/00414 \text{ mm}^3/\text{m}$) اندازه‌گیری شد. پایداری بیش‌تر لایه تریبولوژیکی تشکیل شده بر روی سطح ماده در حین لغزش به همراه ضریب اصطکاک کمتر و پایداری از دلایل بهبود مقاومت به سایش در کامپوزیت آسیا شده بود.

مراجع

- [3]. [3] ASM Handbook, Vol. 7, Powder metal technologies and applications, ASM International, USA, 1992.
- [4]. ASM Handbook, Vol. 2, Properties and selection: nonferrous alloys and special-purpose materials, ASM International, USA, 1992.
- [5]. S.A. Jose, M. John, P.L. Menezes, Cermet Systems: Synthesis, Properties, and Applications, *Ceramics* 5(2) (2022) 210-236.
- [6]. Y. Seo, S. Shi, T. Goto, S. Cho, T. Sekino, Structure-property correlation of alumina/nickel composites for their mechanical and electrical properties, *Discover Materials* 3(1) (2023) 13.
- [7]. T. Fujii, K. Tohgo, M. Iwao, Y. Shimamura, Fabrication of alumina-titanium composites by spark plasma sintering and their mechanical properties, *Journal of Alloys and Compounds* 744 (2018) 759-768.
- [8]. S. Shi, S. Cho, T. Goto, T. Sekino, The effects of microstructure on mechanical and electrical properties of W dispersed Al_2O_3 ceramics, *International Journal of Applied Ceramic Technology* 19(3) (2022) 1746-1755.
- [9]. J. Lu, L. Gao, J. Sun, L. Gui, J. Guo, Effect of nickel content on the sintering behavior, mechanical and dielectric properties of $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Ni}$ composites from coated powders, *Materials Science and Engineering: A* 293(1) (2000) 223-228.
- [10]. E. Breval, Z. Deng, S. Chiou, C.G. Pantano, Sol-gel prepared Ni-alumina composite materials, *Journal of Materials Science* 27(6) (1992) 1464-1468.
- [11]. F. Shang, Z. Cao, P. Zhang, B. Qiao, H. Li, Microstructure and Properties of $\text{Ni}/\text{Al}_2\text{O}_3$ Composites Prepared by Powder Injection Molding, *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering* 389(1) (2018) 012022.
- [12]. D.E. Aldrich, Z. Fan, P. Mummery, T. Enomoto, Cermets, in: L. Laperrière, G. Reinhart (Eds.), *CIRP Encyclopedia of Production Engineering*, Springer Berlin Heidelberg, Berlin, Heidelberg, 2014, pp. 152-157.
- [2]. B.W. Darvell, Chapter 21 - Steel and



- Nickel-Dispersed-Alumina Composite and Its Properties, *Journal of the American Ceramic Society* 80(5) (1997) 1139-1148.
- [21]. R.Z. Chen, W.H. Tuan, Pressureless Sintering of $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Ni}$ Nanocomposites, *Journal of the European Ceramic Society* 19(4) (1999) 463-468.
- [22]. D. Agrawal, 9 - Microwave sintering of ceramics, composites and metal powders, in: Z.Z. Fang (Ed.), *Sintering of Advanced Materials*, Woodhead Publishing 2010, pp. 222-248.
- [23]. A. Fathi, H. Baharvandi, Effect of heat-treatment temperature on mechanical properties and microstructure of alumina-SiC nanocomposite, *Journal of the Korean Ceramic Society* 57(5) (2020) 503-512.
- [24]. O.L. Ighodaro, O.I. Okoli, Fracture Toughness Enhancement for Alumina Systems: A Review, *International Journal of Applied Ceramic Technology* 5(3) (2008) 313-323.
- [25]. X. Yao, Z. Huang, L. Chen, D. Jiang, S. Tan, D. Michel, G. Wang, L. Mazerolles, J.-L. Pastol, Alumina-nickel composites densified by spark plasma sintering, *Materials Letters* 59(18) (2005) 2314-2318.
- [26]. F. Ghasemi, M. Moazami-Goudarzi, H. Najafi, Microstructures, hardening and tribological behaviors of tin matrix composites reinforced with SiC and Zn particles, *Rare Metals* 40(9) (2021) 2584-2592.
- [27]. Y. Liu, T.W. Liskiewicz, B.D. Beake, Dynamic changes of mechanical properties induced by friction in the Archard wear model, *Wear* 428-429 (2019) 366-375.
- [28]. G.W. Stachowiak, G.B. Stachowiak, A.W. Batchelor, Metallic film transfer during metal-ceramic unlubricated sliding, *Wear* 132(2) (1989) 361-381.
- Processing, microstructure, and physical properties of interpenetrating $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Ni}$ composites, *Materials Science and Technology* 16(7-8) (2000) 747-752.
- [13]. T. Isobe, K. Daimon, T. Sato, T. Matsubara, Y. Hikichi, T. Ota, Spark plasma sintering technique for reaction sintering of $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Ni}$ nanocomposite and its mechanical properties, *Ceramics International* 34(1) (2008) 213-217.
- [14]. L.E. Agureev, V.I. Kostikov, S.V. Savushkina, Z.V. Ereemeeva, I.N. Laptev, A.V. Ivanov, A.A. Ashmarin, A.I. Kanushkin, B.S. Ivanov, Research of the structure and properties of cermets based on nickel and aluminum oxide, *Journal of Physics: Conference Series* 1713(1) (2020) 012004.
- [15]. K.A. Bhaskararao, G.R. Janardhana, Microstructure, hardness and flexural strength of $\text{Ni}/\text{Al}_2\text{O}_3$ FGMs by pressureless sintering with different cooling rates, *Boletín de la Sociedad Española de Cerámica y Vidrio* 60(4) (2021) 255-265.
- [16]. D.K. Shetty, I.G. Wright, P.N. Mincer, A.H. Clauer, Indentation fracture of WC-Co cermets, *Journal of Materials Science* 20(5) (1985) 1873-1882.
- [17]. S.J. Stewart, R.A. Borzi, E.D. Cabanillas, G. Punte, R.C. Mercader, Effects of milling-induced disorder on the lattice parameters and magnetic properties of hematite, *Journal of Magnetism and Magnetic Materials* 260(3) (2003) 447-454.
- [18]. K. Rashidi, M. Moazami-Goudarzi, A. Masoudi, Powder processing, characterization and mechanical properties of Al/GNP composites, *Materials Chemistry and Physics* 256 (2020) 123719.
- [19]. J. García, V. Collado Ciprés, A. Blomqvist, B. Kaplan, Cemented carbide microstructures: a review, *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials* 80 (2019) 40-68.
- [20]. T. Sekino, T. Nakajima, S. Ueda, K. Niihara, Reduction and Sintering of a

Effect of Milling on Microstructure, Mechanical Properties and Wear Resistance of Al₂O₃/Ni Cermets

Sarah Naeem Obaid, Mohammad Moazami-Goudarzi*, Alireza Abbasi

Department of Materials Engineering, Science and Research Branch, Islamic Azad University, Tehran, Iran

* moazami@srbiau.ac.ir

Abstract: This research investigates the effects of ball milling on microstructure, mechanical properties and tribological behavior of Al₂O₃/30 wt% Ni cermet. For this purpose, the primary powders of alumina and pure nickel were either mixed using a turbula mixer or milled using a planetary ball mill. The mixed or milled powders were consolidated by spark plasma sintering at 1250°C and 30 MPa, and the properties of the produced composites were investigated. The results showed that the milling process caused the formation of a layer of nickel particles on the surface of the alumina particles, which improved the sintering process. As a result of the milling, the distribution of nickel particles in the alumina matrix and the bonding quality between them improved and the microstructural porosity was also reduced. The hardness of the mixed or milled composites was measured as 576 and 858 Vickers, respectively. In addition, the friction conditions in the milled composite became more stable and its friction coefficient decreased compared to the mixed sample. The wear rate for mixed and milled composites was calculated to be 0.00414 and 0.00081 mm³/m, respectively. The results of the wear surface analysis showed that the formation of the tribo-layer plays an essential role in the wear behavior of alumina-nickel cermets.

Keywords: Al₂O₃/Ni cermet, Ball milling, Microstructure, Fracture toughness, Tribological behavior.