

بهبود رفتار فرسایشی آلیاژ اینکونل ۶۲۵ با لایه نشانی روکش کامپوزیتی استلایت ۶/کاربید بور توسط فرایند قوس انتقالی پلاسما

نوید محمدی و بهنام لطفی*

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

(دریافت مقاله: ۱۴۰۱/۲/۳۱ - دریافت نسخه نهایی: ۱۴۰۱/۷/۱۶)

چکیده- هدف از انجام این پژوهش، بهبود رفتار فرسایشی آلیاژ اینکونل ۶۲۵ با لایه نشانی روکش کامپوزیتی استلایت ۶/کاربید بور توسط فرایند قوس انتقالی پلاسما بوده است. برای این منظور، از ۵ درصد وزنی ذرات کاربید بور در روکش استلایت ۶ استفاده شد. بررسی‌های ریزساختاری و فازی به وسیله میکروسکوپ نوری، میکروسکوپ الکترونی روبشی نشر میدان (FESEM)، آنالیز عنصری طیفسنجی انرژی (EDS) و پراش سنجی پرتو ایکس (XRD) انجام شد. تغییرات سختی در طول روکش‌ها با کمک آزمون ریزسختی سنجی به دست آمد. آزمون فرسایش ذرات جامد با ذرات سیلیکا و در دو زاویه برخورد 30° و 90° مورد استفاده قرار گرفت. ریزساختار روکش کامپوزیتی شامل محلول جامد کبالت-کروم و کاربیدهای بور، Cr_7C_3 و $Cr_{23}C_6$ بود و ریزساختار ظریف‌تری نسبت به روکش استلایت ۶ داشت. همچنین فاز نواری شکل Cr_7C_3 در این روکش مشاهده شد که ناشی از تجزیه بخشی از ذرات کاربید بور بود. با افزودن ذرات کاربید بور، افزایش در سختی روکش حاصل شد. روکش حاوی ۵ درصد وزنی کاربید بور در زاویه برخورد 30° ، مقاومت فرسایشی بیش‌تری نسبت به زیرلایه و روکش استلایتی خالص نشان داد، به‌طوری که میزان کاهش وزن آن، ۲۰ درصد کاهش وزن در زیرلایه اینکونلی و ۳۳ درصد کاهش وزن در روکش استلایتی بود. اما در زاویه برخورد 90° ، اختلاف چندانی در کاهش وزن روکش‌ها و زیرلایه مشاهده نشد. مکانیزم‌های غالب فرسایش برای روکش کامپوزیتی در زاویه برخورد 30° ، برش و جداسازی ذرات تقویت‌کننده از سطح بودند، درحالی که فرورفتگی و ایجاد حفره مکانیزم‌های اصلی تخریب در زاویه برخورد 90° بودند.

واژه‌های کلیدی: استلایت ۶، PTA، کاربید بور، فرسایش ذرات جامد، اینکونل ۶۲۵.

۱- مقدمه

می‌شود. انواع مختلفی از سایش وجود دارد که هر کدام مکانیزم‌های مخصوص خود را دارند؛ در میان آنها سایش چسبان، خراشان و فرسایش برجسته‌تر از سایرین هستند [۱] و [۲]. فرسایش یکی از گونه‌های رایج سایش است که به سه صورت مختلف رخ می‌دهد: فرسایش ذرات جامد، فرسایش

سایش پدیده‌ای است که استحکام، مقاومت به خوردگی و در نهایت عمر مفید قطعات و تجهیزات را کاهش می‌دهد و موجب تحمیل هزینه‌های اقتصادی گزافی در صنایع مختلف نظیر صنایع هوایی، دریایی، خودروسازی، نفت، گاز و شیمیایی

*: مسئول مکاتبات، پست الکترونیکی: behnaml@scu.ac.ir

بالای این آلیاژ به علت حضور کاربیدهای بین دندردیتی است [۹]. در برخی از موارد برای افزایش مقاومت به سایش و فرسایش روکش‌های کامپوزیتی از ذرات سرامیکی اکسیدی مانند آلومینا و سریا [۱۰] و ذرات سرامیکی کاربیدی نظیر کاربیدهای تنگستن، تیتانیوم [۱۱] و کروم [۱۲] استفاده شده است. در میان کاربیدها، کاربید بور (B_4C) یک جامد کوالانسی است که سختی (3770 kg/mm^3) و نقطه ذوب (2427°C) بالایی دارد و بعد از الماس و نیتريد بور با ساختار مکعبی، سخت‌ترین ماده جهان به حساب می‌آید [۱۳ و ۱۴]. هدف از انجام پژوهش پیش‌رو، بهبود رفتار فرسایشی زیرلایه اینکونل ۶۲۵ از طریق ایجاد روکش استلایت ۶ حاوی ۵ درصد وزنی ذرات کاربید بور و با استفاده از فرایند سخت‌پوشی سخت-پوشی قوس انتقالی پلاسما است.

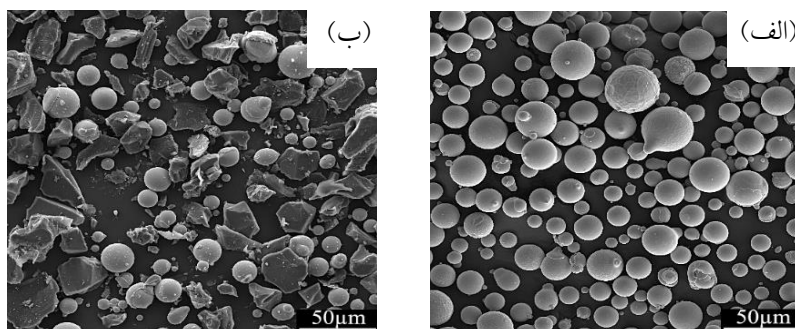
۲- مواد و روش تحقیق

در این پژوهش از یک ورق اینکونل ۶۲۵ با ابعاد $5 \times 200 \times 100$ میلی‌متر به‌عنوان زیرلایه استفاده شد. به‌منظور تولید پودر کامپوزیتی از پودر اتمیزه استلایت ۶ محصول شرکت SENTESBIR با اندازه ذرات ۹۰-۳۰ میکرون به همراه ۵ درصد وزنی از ذرات کاربید بور گوشه‌دار (غیرکروی) با اندازه ۵۰-۱۰ میکرون استفاده شده است. ترکیب شیمیایی پودر استلایت ۶ مورد استفاده در جدول (۱) ارائه شده است. همچنین شکل (۱) تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی^۳ از ذرات استلایت ۶ و پودر کامپوزیتی حاوی ذرات کاربید بور را به‌عنوان نمونه نمایش می‌دهد. به‌منظور تشکیل روکش، ابتدا پودرهای استلایت ۶ با ۵ درصد وزنی کاربید بور به مدت یک ساعت به‌صورت مکانیکی درون آسیاب گلوله‌ای، بدون گلوله و با سرعت ۱۵۰ دور در دقیقه مخلوط شدند. سطح زیرلایه قبل از فرایند روکش‌کاری با استفاده از استون چربی‌زدایی شد. لایه-نشانی روکش‌ها توسط دستگاه PTA-300A ساخت شرکت SPRINGPORT و با همکاری شرکت پلاسما پژوه پارس انجام گرفت. الکتروود مورد استفاده در این فرایند از جنس تنگستن

دوغابی و فرسایش حفره‌دار شدن. هنگامی که ذرات کوچک جامد به سطحی برخورد می‌کنند، تخریب ناشی از این برخورد را فرسایش ذرات جامد می‌نامند. آلیاژ اینکونل ۶۲۵، یک سوپرآلیاژ پایه نیکل است که به دلیل استحکام بالا، مقاومت به خوردگی در محیط‌های خوردنده مختلف، مقاومت در برابر خوردگی و اکسیداسیون در دماهای بالا، کاربرد گسترده‌ای در محیط‌هایی با شرایط حاد کاری دارد. با وجود خواص منحصر به فرد و کاربرد گسترده، مقاومت در برابر سایش و فرسایش این آلیاژ مطلوب نبوده و در محیط‌های ساینده شدید، نیاز به محافظت دارد [۳ و ۴]. در نتیجه، اعمال روکش‌های مقاوم در برابر سایش، موجب بهبود کارایی و افزایش عمر قطعات از این جنس می‌شود. می‌توان به‌منظور بهبود رفتار تریبولوژیکی این آلیاژ از فرایندهای مختلف سخت‌پوشی استفاده کرد و لایه‌ای از مواد سخت روی سطح آن ایجاد کرد [۱ و ۵]. سخت‌پوشی^۱ عبارت است از لایه‌نشانی مواد سخت و مقاوم به سایش روی سطح تجهیزات به وسیله فرایندهای مختلف جوشکاری و پاشش حرارتی و جهت بهبود مقاومت سایشی و افزایش طول عمر تجهیزات. سخت‌پوشی را می‌توان با انواع فرایندهای مرسوم جوشکاری ذوبی مانند جوشکاری قوسی با فلز روکش-دار، جوشکاری قوسی تنگستن-گاز محافظ و جوشکاری گازی اعمال کرد [۶ و ۷]. در سال‌های اخیر، فرایند نوینی به نام جوشکاری قوس انتقالی پلاسما (PTA^۲) کاربرد گسترده‌ای در سخت‌پوشی زیرلایه‌های فلزی پیدا کرده است. این فرایند در مقایسه با سایر فرایندهای جوشکاری قوسی موجب ایجاد تخلخل کمتر، پیوند متالورژیکی بسیار قوی بین روکش و زیرلایه، درجه رقت پایین‌تر و بهره‌وری بالاتر می‌شود [۸]. در میان مواد مورد استفاده برای سخت‌پوشی، آلیاژهای پایه کبالت از جایگاه ویژه‌ای برخوردار هستند و بین آلیاژهای پایه کبالت، استلایت ۶ پرکاربردترین آلیاژی است که به‌منظور بهبود خواص تریبولوژیکی استفاده می‌شود. این آلیاژ متشکل است از کاربیدهای پیچیده که در یک زمینه محلول جامد کبالت-کروم با ساختار دندردیتی، توزیع شده‌اند. مقاومت در برابر سایش

جدول ۱- ترکیب شیمیایی آلیاژ استلایت ۶

عنصر	Co	Cr	W	C	Si	Ni	Fe	Mo	Mn
درصد وزنی	پایه	۲۹/۳۱	۴/۹۲	۰/۹۷	۱/۲۶	۱/۰۱	۱/۵۹	۰/۲۰	۰/۳۲



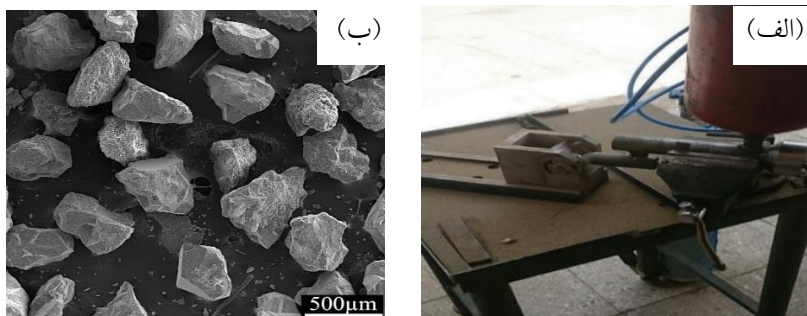
شکل ۱- تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از (الف) پودر استلایت ۶ (ب) مخلوط پودری استلایت ۶ و ذرات کاربیدبور.

جدول ۲- پارامترهای فرایند سخت‌پوشی قوس انتقالی پلاسما برای تولید روکش استلایت ۶ و روکش‌های کامپوزیتی

روکش	استلایت ۶	استلایت ۶ + ۵٪ کاربیدبور
جریان (A)	۹۵	۹۵
سرعت روبش (cm/min)	۱۵	۱۵

بود و طول قوس پلاسما و عقب‌نشینی الکتروود برای روکش‌ها به‌ترتیب ۸ و ۲ میلی‌متر انتخاب شد. پارامترهای فرایند روکش‌کاری در جدول (۲) برای روکش‌ها نمایش داده شده است. در این فرایند از گاز آرگون خالص به‌عنوان گاز پلاسما، گاز حامل و گاز محافظ به‌ترتیب با شارهای ۲، ۳ و ۸ لیتر بر دقیقه استفاده شد. پس از تشکیل روکش‌ها، نمونه‌هایی به ابعاد ۱×۱ سانتی‌متر از هر روکش توسط سیم‌برش برش داده شد. پس از آن، برای آماده‌سازی نمونه‌های متالوگرافی، عملیات سنباده‌زنی سطح مقطع روکش‌ها تا شماره ۳۰۰۰ سنباده‌زنی شد و برای پولیش آنها نیز از محلول حاوی ذرات ساینده آلومینا با اندازه ۱ میکرون استفاده شد. اچ شیمیایی نمونه‌های متالوگرافی با استفاده از محلول تیزاب سلطانی (محلول اسید نیتریک و هیدروکلریک اسید به نسبت حجمی یک به سه) انجام شد. تصاویر میکروسکوپی نوری توسط میکروسکوپ MEIJITECHNO-IM7200 تهیه شد و از میکروسکوپ

الکترونی روبشی نشر میدان (FESEM^۴) مجهز به طیف‌سنج پراش انرژی پرتو ایکس^۵ با مدل MIRA3 TESCAN برای بررسی ریزساختار استفاده شد. برای مطالعه سطوح فرسایش نیز از میکروسکوپ الکترونی روبشی مدل VEGA\TESCAN استفاده شد. شناسایی فازهای موجود در نمونه‌ها توسط دستگاه پراش‌سنجی پرتو ایکس^۶ ASENWARE با مدل AW-XDM300 انجام شد. تغییرات ریزسختی روکش‌ها، از نزدیکی سطح روکش تا فصل مشترک با زیرلایه توسط دستگاه ریزسختی‌سنج INNOVATEST-NEXUS SERIES ارزیابی شد. در این آزمون فاصله فرورفتگی‌ها ۲۰۰ میکرومتر در نظر گرفته شد و نیروی اعمالی جهت هر فرورفتگی ۲۰۰ گرم نیرو بود که به مدت ۱۰ ثانیه اعمال می‌شد. فرسایش ذرات جامد مطابق استاندارد ASTM G67 انجام شد. برای این آزمون، از نمونه‌هایی با ابعاد ۱×۱ سانتی‌متر استفاده شد و سطح نمونه‌ها تا مش ۴۰۰ سنباده زده شد تا سطح نمونه‌ها وضعیت یکسانی



شکل ۲- الف) دستگاه آزمون فرسایش خشک ب) ذرات سیلیکا.

جدول ۳- پارامترهای آزمون فرسایش ذرات جامد

پارامتر	مقدار
جنس ذرات	سیلیکا
اندازه ذرات	۲۰۰-۳۰۰ μm
سرعت برخورد	۷۰ m/s
زاویه	۹۰°، ۳۰°
زمان	۳۰۰ s

از روکش استلایت خالص است. همچنین در روکش کامپوزیتی قله‌های م کاربرد بور (تقویت‌کننده) دیده می‌شود و قله‌های ضعیفی از بوراید کبالت نیز به چشم می‌خورد که می‌تواند نشانه‌ای از تجزیه برخی از ذرات کاربرد بور باشد. در شکل (۴)، ریزساختار دندردیتی در روکش استلایت ۶ خالص و روکش کامپوزیتی حاوی کاربرد بور با هم مقایسه شده‌اند. با مشاهده این تصاویر مشخص می‌شود که با افزودن ذرات کاربرد بور ریزساختار ظریف‌تر شده و بازوهای ثانویه دندردیتی کوتاه‌تر شده‌اند. همچنین میزان کاربیدهای کروم لایه‌ای در نواحی یوتکتیک بین دندردیتی با افزودن ذرات کاربرد بور، افزایش چشمگیری داشته است.

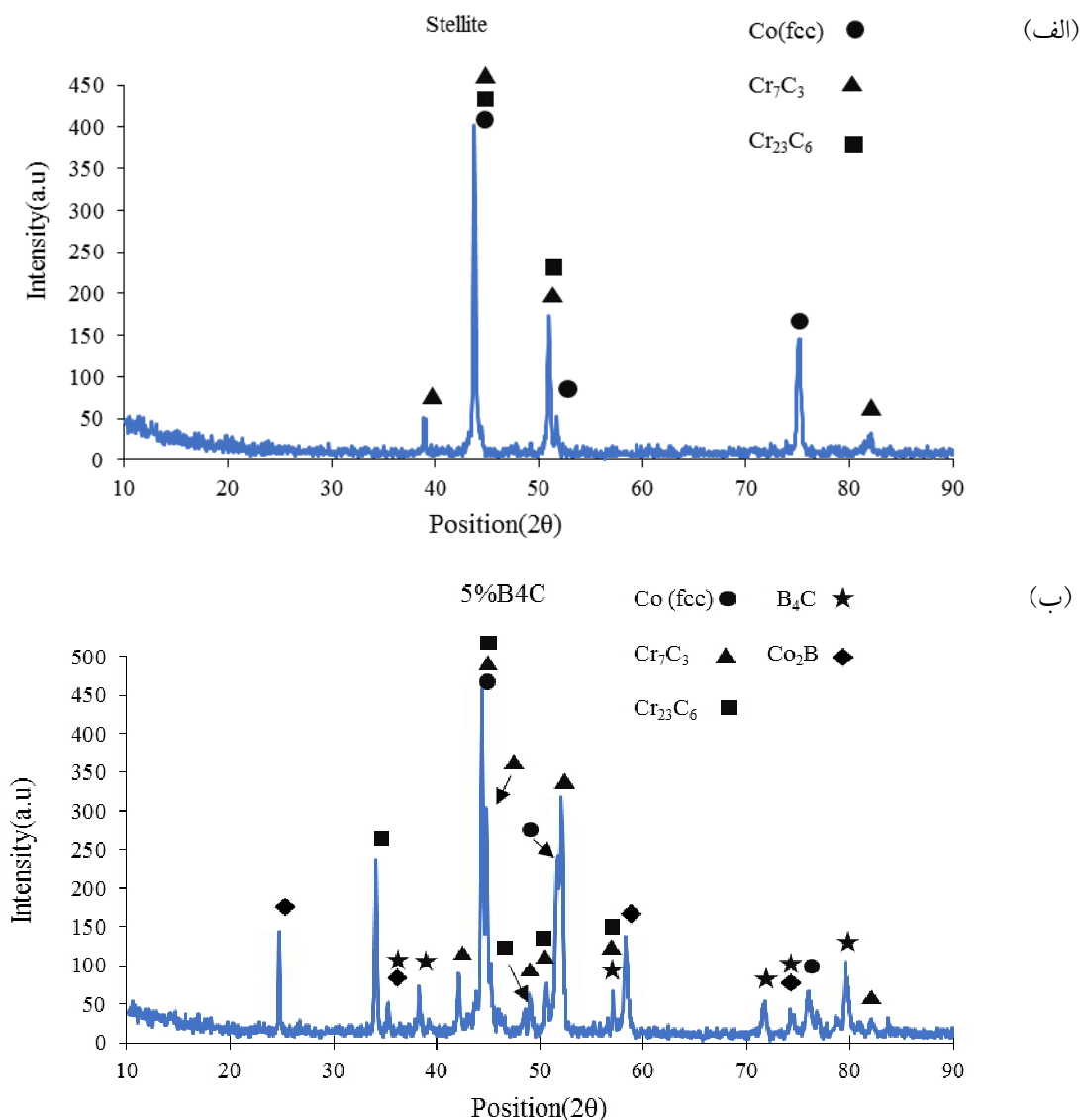
شکل (۵)، تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از نواحی نزدیک سطح روکش کامپوزیتی را نمایش می‌دهد. به نظر می‌رسد که ذرات مشاهده شده در شکل (۵-ب)، ذرات کاربرد بور هستند که مورفولوژی گوشه‌دار اولیه خود را از دست داده‌اند و شکل انحنادار پیدا کرده‌اند که این امر نیز ناشی از

داشته باشد. شکل (۲)، تصویر دستگاه آزمون فرسایش ذرات جامد به صورت خشک و تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از ذرات فرساینده را نمایش می‌دهد. در این آزمون از گاز آرگون به عنوان گاز حامل این ذرات استفاده شد. در همه آزمون‌ها، فاصله نازل پاشش ذرات سیلیکا تا سطح نمونه ۳ میلی‌متر در نظر گرفته شد. پارامترهای آزمون در جدول (۳) گردآوری شده است.

۳- بحث و نتایج

۳-۱- بررسی ریزساختار و فازشناسی

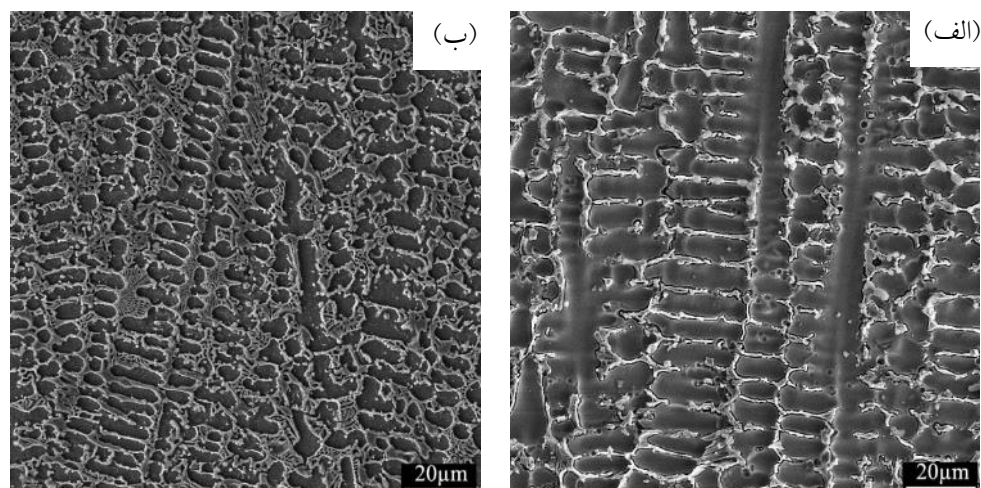
شکل (۳) الگوی پراش پرتو ایکس روکش‌ها را ارائه می‌دهد. با توجه به این نتایج، قله‌های مربوط به محلول جامد کبالت و فازهای کاربیدی Cr_7C_3 و Cr_{23}C_6 در روکش استلایت ۶ خالص و روکش کامپوزیتی حاوی کاربرد بور دیده می‌شوند که حضور آنها از مشخصه‌های فازی آلیاژ استلایت ۶ است. شدت قله‌های مربوط به کاربیدهای کروم در روکش کامپوزیتی بیشتر



شکل ۳- الگوی پراش پرتو ایکس روکش (الف) استلایت ۶ خالص (ب) استلایت ۶ با ۵٪ کاربید بور.

مربوط به عناصر بور و کربن مشاهده می‌شوند. در مورد فاز نواری شکل نیز کروم بیشترین شدت را دارد و همچنین قله مربوط به کربن و کبالت نیز مشاهده می‌شود. با کنار هم قرار دادن این نتایج و مرفولوژی خاص این فاز (نواری شکل و شش ضلعی) می‌توان نتیجه گرفت که این فاز، کاربید کروم (Cr_7C_3) است. این فاز پس از انحلال بخشی از ذرات کاربید بور در زمینه و غنی شدن زمینه از کربن، در اثر واکنش کربن با کروم موجود در زمینه تشکیل شده است. در تحقیقات پیشین نیز این فاز در روکش کامپوزیتی Fe-Cr-C/NbC تشکیل شده است [۱۵].

انحلال جزئی این ذرات در زمینه است. به نظر می‌رسد برخی از این ذرات نیز به‌طور کامل در زمینه حل شده باشند. همچنین فازهایی با مورفولوژی نواری شکل و شش ضلعی در تصویر (۵-ج) قابل مشاهده است. به‌منظور شناسایی فازهای حاضر در این تصاویر، آنالیز پراش انرژی پرتو ایکس نقطه‌ای (از نقاط A و B) از ذرات کاربید بور و فاز نواری شکل حاضر در شکل (۵-د) گرفته شد. نتایج ارزیابی ذره کاربید بور در شکل (۵-د) و فاز نواری شکل در شکل (۵-ه) نمایش داده شده است. همان‌طور که انتظار می‌رفت، در ارزیابی ذره کاربید بور قله‌های



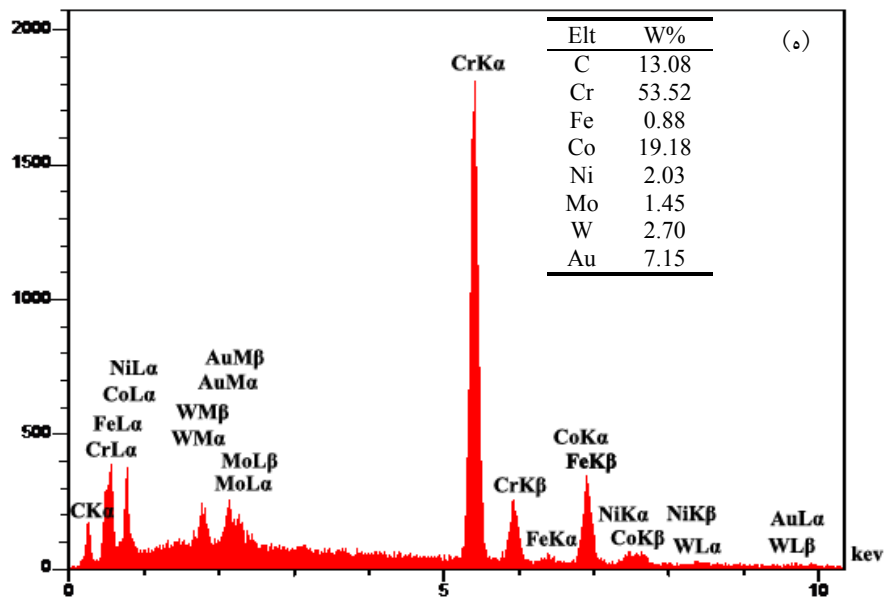
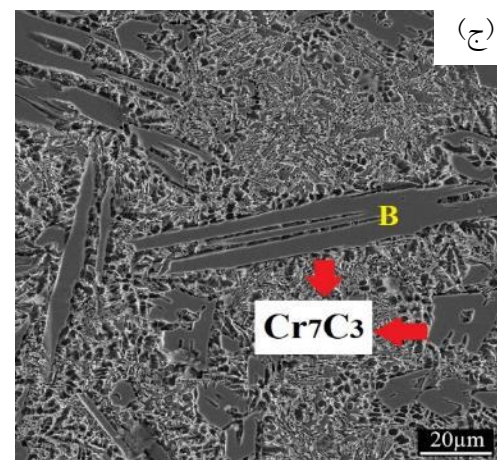
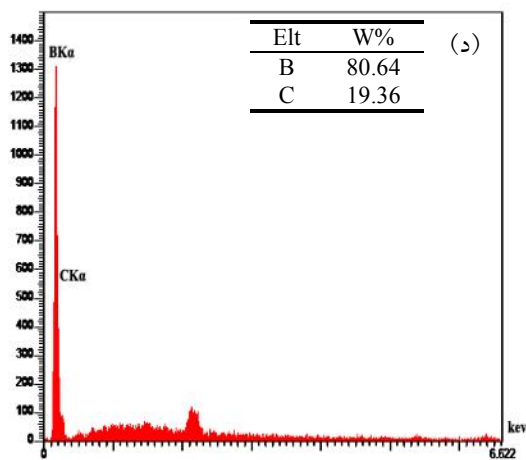
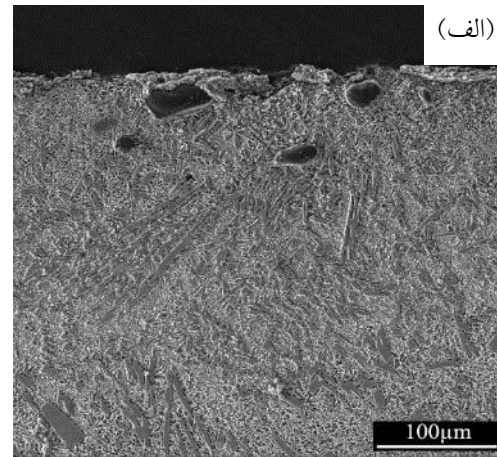
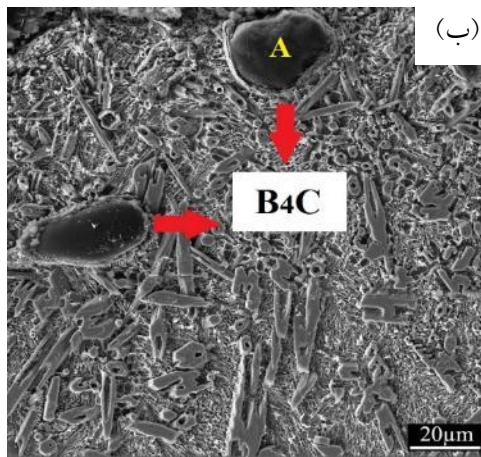
شکل ۴- تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از ساختار دندردیتی در روکش (الف) استلایت ۶ (ب) استلایت ۶ با ۵٪ کاربید بور.

۳-۲- سختی سنجی

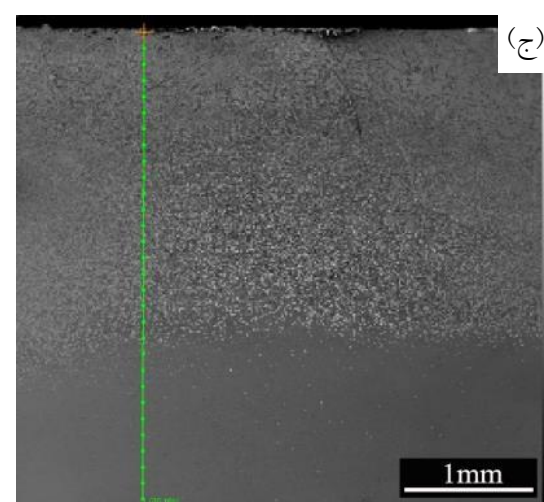
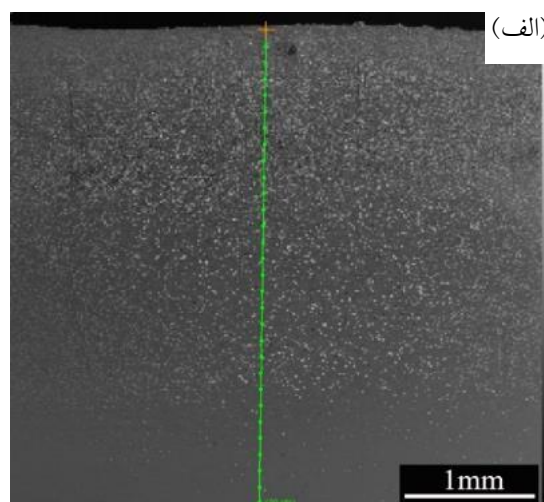
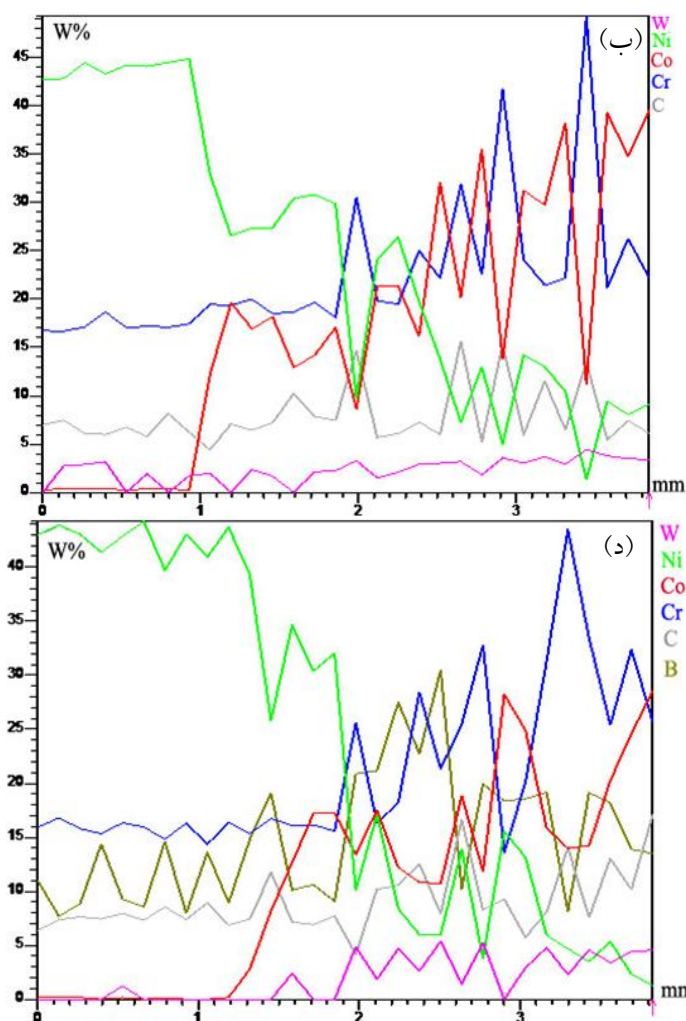
شکل (۷)، نمودار تغییرات ریزسختی روکش استلایت خالص و روکش کامپوزیتی را از فصل مشترک با زیرلایه تا سطح روکش نشان می‌دهد. همان‌گونه که در این نمودار مشخص است، سختی روکش با افزودن ذرات کاربید بور افزایش می‌یابد. انحلال بخشی از ذرات تقویت‌کننده در مذاب موجب تغییر ریزساختاری و غنی شدن زمینه از کربن و بور می‌شود. این امر باعث تشکیل کاربیدهای فلزی نظیر M_7C_3 و $M_{23}C_6$ می‌شود و در نتیجه سختی زمینه افزایش می‌یابد [۱۸ و ۱۹]. با حرکت از فصل مشترک به سمت سطح روکش‌ها به تدریج سختی افزایش می‌یابد. سه دلیل عمده برای این پدیده وجود دارد: الف- ذرات میکرونی کاربید بور به علت چگالی پایین ($2/52 \text{ g/cm}^3$) در قسمت‌های بالایی روکش (نزدیک به سطح) قرار می‌گیرند و در نتیجه سختی در این نواحی بیشتر است. ب- با نزدیک شدن به فصل مشترک، میزان نفوذ عناصر از زیرلایه و مخلوط شدن فلز زیرلایه و روکش افزایش می‌یابد که این امر موجب کاهش سختی روکش در این نواحی می‌شود. ج- در حین فرایند، حرارت زمان بیشتری در نواحی زیرین روکش باقی می‌ماند و در نتیجه دانه‌ها در این نواحی درشت‌تر هستند که این امر ارتباط مستقیم با کاهش سختی در قسمت‌های زیرین روکش دارد [۱۹ و ۲۰].

با توجه به معادله انرژی آزاد گیبس برای تشکیل $Cr_{23}C_6$ و Cr_7C_3 در دماهای بالا (۱۴۴۶ - ۱۲۴۶ درجه سانتی‌گراد) مشخص می‌شود که انرژی آزاد تشکیل $Cr_{23}C_6$ همیشه مقدار منفی‌تری دارد [۱۶]. با اینکه از نظر ترمودینامیکی تشکیل $Cr_{23}C_6$ محتمل‌تر است اما به دلیل سرعت بالای انجماد در فرایند مورد استفاده، از نظر سنتیکی شرایط برای تشکیل فاز نواری شکل Cr_7C_3 بیشتر مهیا است [۱۷].

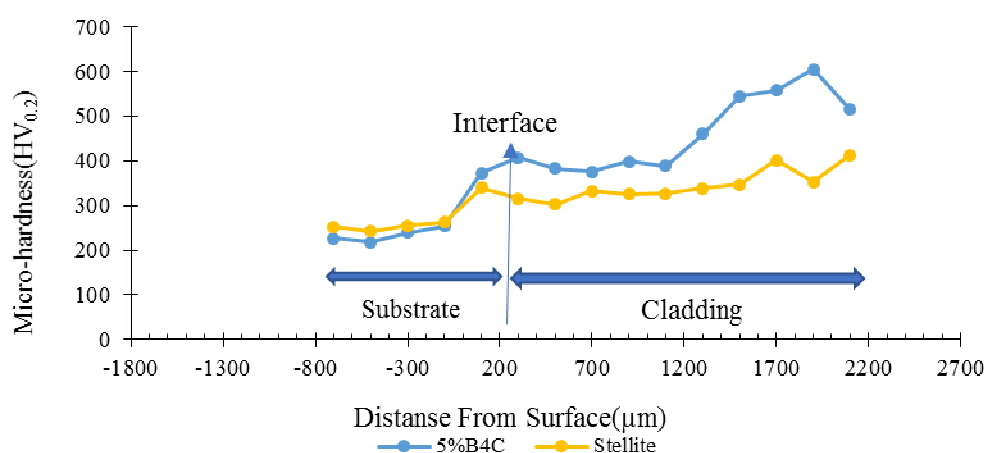
شکل (۶)، نتایج آزمون طیف‌سنجی پراش انرژی پرتو ایکس خطی را از زیرلایه اینکونل ۶۲۵ تا سطح روکش استلایت ۶ خالص و روکش کامپوزیتی نمایش می‌دهد. میزان رقت و نفوذ نیکل از زیرلایه در روکش با افزودن ذرات کاربید بور دچار افزایش شده است. علت این پدیده را می‌توان به ضریب هدایت حرارتی پایین ذرات کاربید بور که موجب کاهش ضریب انتقال حرارت در روکش کامپوزیتی می‌شود، نسبت داد [۱۰]. این مسئله باعث بالا نگه داشتن دمای حوضچه مذاب برای زمان بیشتر و در نتیجه افزایش میزان رقت زیرلایه در روکش می‌شود. همچنین درصد عناصر کربن و بور نیز در روکش کامپوزیتی با حرکت به سمت سطح روکش افزایش می‌یابد که این امر به دلیل حضور کاربید بور در نواحی نزدیک سطح روکش کامپوزیتی است.



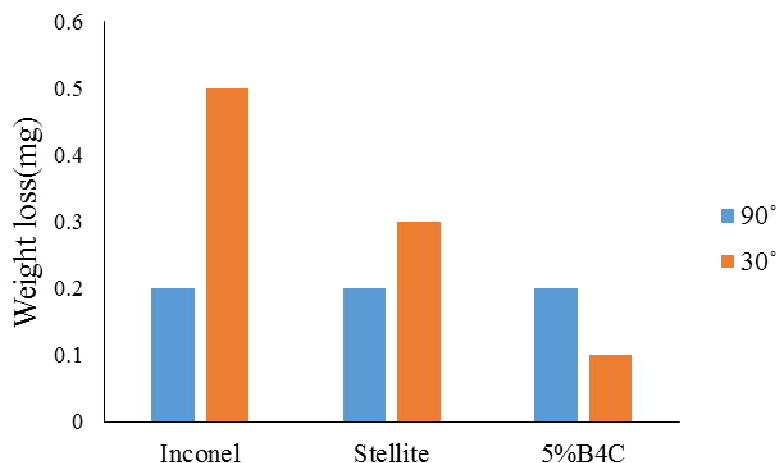
شکل ۵- تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از نواحی نزدیک سطح روکش کامپوزیتی: الف) سطح مقطع روکش و ب) ذرات کاربید بور. ج) فاز نواری و نتایج آزمون پراش انرژی پرتو ایکس نقطه‌ای از د) نقطه A در شکل ۵- ب و ه) نقطه B در شکل ۵- ج.



شکل ۶- الف) تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از سطح مقطع روکش استلایت ۶ و ب) نتایج آزمون پراش انرژی پرتو ایکس خطی در طول روکش استلایت ۶. ج) تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از سطح مقطع روکش حاوی کاربید بور و د) نتایج آزمون پراش انرژی پرتو ایکس خطی در طول روکش حاوی کاربید بور.



شکل ۷- تغییرات ریزسختی روکش‌ها بر اساس فاصله از فصل مشترک.



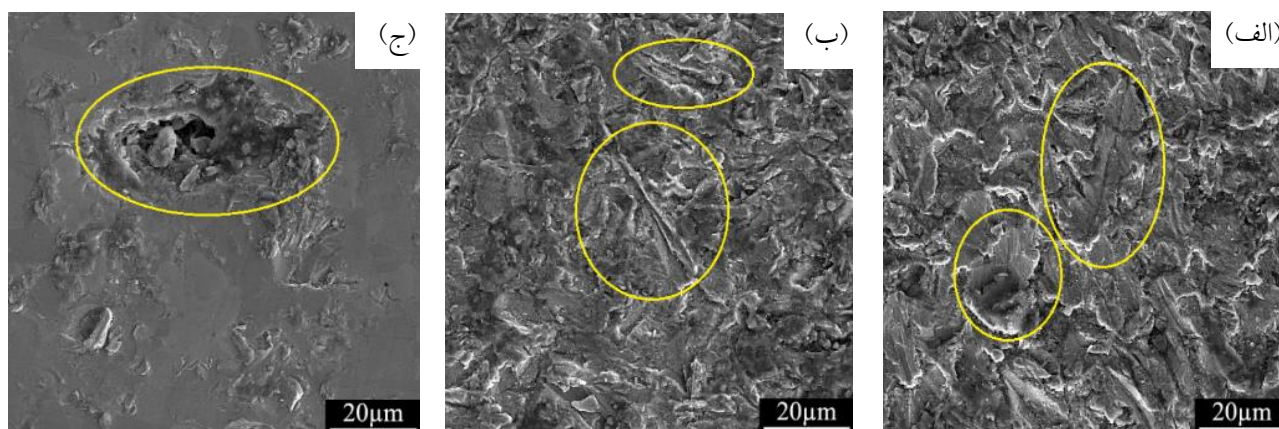
شکل ۸- نتایج کاهش وزن آزمون فرسایش برای زیرلایه و روکش‌ها در دو زاویه برخورد ۳۰° و ۹۰°.

۳-۳- آزمون فرسایش

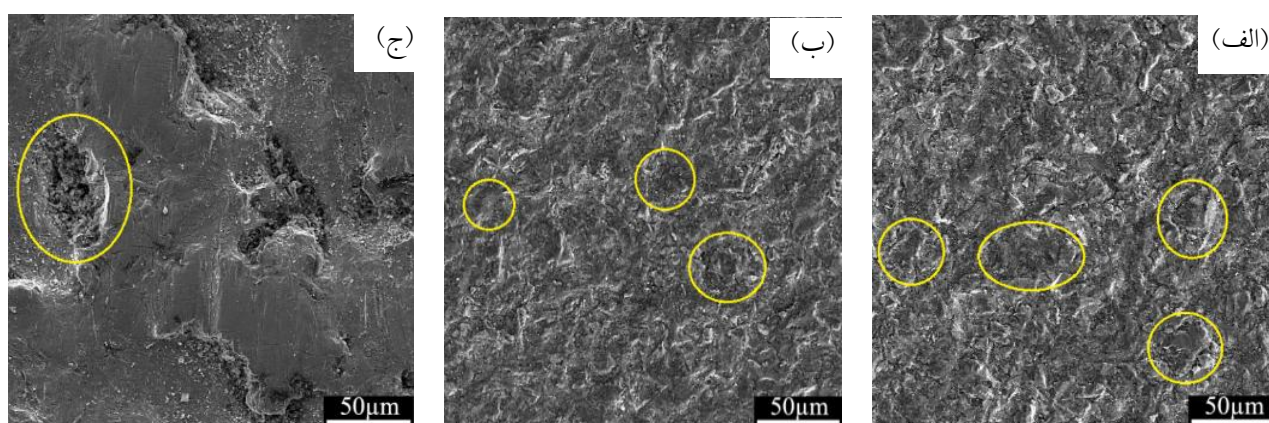
نتایج آزمون فرسایش سطح زیرلایه و روکش‌ها تحت زوایای برخورد ۳۰° و ۹۰° در شکل (۸) ارائه شده است. بر اساس این نتایج، استفاده از ذرات کاربید بور موجب بهبود رفتار فرسایشی در زاویه برخورد ۳۰° می‌شود و تأثیر به‌سزایی در جلوگیری از کاهش وزن روکش دارد. همچنین تفاوت چندانی در کاهش وزن روکش‌ها در زاویه برخورد ۹۰° مشاهده نمی‌شود. بنابر قاعده کلی رفتار فرسایشی مواد تحت زوایای برخورد مختلف، می‌توان عنوان کرد که برای مواد نرم، قله نرخ فرسایش در زوایای کم رخ می‌دهد، اما این قله برای مواد ترد (سخت) از زوایای کم به زوایای بالا منتقل می‌شود. دلیل این مسئله این است که در زوایای برخورد کم، نیروی مماسی بسیار بیشتر از نیروی قائم است. پس در نتیجه برخورد ذره با سطح، تخریب از طریق خراش، برش و تغییر شکل پلاستیک اتفاق می‌افتد. بدیهی است که این نوع مکانیزم‌ها آسیب بیشتری به سطح ماده نرم‌تر وارد می‌کنند. اما در زوایای برخورد بالا نیروی قائم غالب است و تخریب سطح از طریق ضربه، ایجاد حفره و شکست رخ می‌دهد که مواد ترد در مقابل این نوع تخریب مقاومت کمتری دارند [۲۱ و ۲۲].

برای بررسی دقیق سطوح فرسایش از تصاویر تهیه شده توسط سیگنال‌های الکترون ثانویه^۷ میکروسکوپ الکترونی

رویشی استفاده شد. تصاویر سطوح فرسایش زیرلایه و روکش‌ها تحت زاویه برخورد ۳۰° در شکل (۹) نشان داده شده‌اند. سطح فرسایش زیرلایه در تصویر (۹-الف) دیده می‌شود. در این تصویر آثار برش^۸ (همراه با تغییر شکل پلاستیک) و خیش^۹ به وضوح قابل مشاهده است. عمق این شیارها زیاد به نظر می‌رسد و در حاشیه آنها لبه ایجاد شده است. در سطح روکش استلایت ۶ (تصویر ۹-ب) نیز آثار برش در نواحی مختلف مشاهده می‌شود. اما عمق این شیارها نسبت به سطح اینکونل ۶۲۵ کمتر به نظر می‌رسد. همچنین آثار تغییر شکل پلاستیک در اطراف شیارها کمتر به چشم می‌خورد. علت این مسئله سختی و تردی بیشتر استلایت ۶ نسبت به اینکونل ۶۲۵ است و نیروی مماسی در زاویه ۳۰° شیارهای کم عمق‌تری در سطح استلایت ایجاد می‌کند. در مورد روکش حاوی ۵ درصد وزنی تقویت‌کننده نیز شیارهایی با طول و عمق کم (تصویر ۹-ج) ایجاد شده است که دلیل آن، سختی بالاتر و مقاومت بیشتر در برابر خراش پوشش است. به نظر می‌رسد حضور فاز Cr_7C_3 با مرفولوژی نواری شکل و شش ضلعی نیز در کنار ذرات کاربید بور در افزایش سختی و بهبود رفتار فرسایشی روکش کامپوزیتی سهیم است. همچنین آثار اندکی از خارج شدن ذرات تقویت‌کننده از سطح، در اثر برخورد ذرات فرساینده دیده شده است.



شکل ۹- تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از سطوح فرسایش تحت زاویه برخورد 30° : الف) زیرلایه اینکونل ۶۲۵، ب) روکش استلایت ۶ و ج) روکش کامپوزیتی استلایت ۶ حاوی ۵ درصد وزنی کاربید بور. (نواحی مشخص شده در تصاویر ۹- الف و ب، برش‌های ایجاد شده در سطح نمونه‌ها را نشان می‌دهند و ناحیه مشخص شده در شکل ۹- ج، حفره به جا مانده از ذره تقویت‌کننده جدا شده از سطح روکش کامپوزیتی را نشان می‌دهد.)



شکل ۱۰- تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از سطوح فرسایش تحت زاویه برخورد 90° : الف) زیرلایه اینکونل ۶۲۵، ب) روکش استلایت ۶ و ج) روکش کامپوزیتی استلایت ۶ حاوی ۵ درصد وزنی کاربید بور. (نواحی مشخص شده در تصاویر، حفرات ناشی از برخورد عمود ذرات فرساینده را نشان می‌دهد.)

که میزان تخریب برای مواد ترد بیشتر است. در روکش کامپوزیتی هم ایجاد حفره و فرورفتگی عامل اصلی فرسایش است.

۴- نتیجه‌گیری

۱- سخت‌پوشی زیرلایه اینکونل ۶۲۵ با روکش استلایت ۶ و روکش کامپوزیتی حاوی ۵ درصد وزنی کاربید بور به وسیله فرایند سخت‌پوشی قوس انتقالی پلاسما با موفقیت انجام شد.

تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از سطوح فرسایش تحت زاویه 90° در شکل (۱۰) ارائه شده است. با توجه به تصاویر (۱۰- الف و ب)، می‌توان اظهار داشت که برای زیرلایه اینکونل ۶۲۵ و روکش استلایت ۶ مکانیزم غالب در فرسایش تحت این زاویه فرورفتگی و ایجاد حفره است. البته در اطراف فرورفتگی در سطح اینکونل مقداری تغییر شکل پلاستیک دیده می‌شود که مربوط به برخورد عمود ذرات است. در این زاویه، نیروی قائم از طریق ضربه موجب تخریب و شکست می‌شود

داشت و کاهش وزن این روکش، ۲۰ درصدوزنی کاهش وزن زیرلایه اینکونل ۶۲۵ بود. اما در زاویه برخورد ۹۰°، کاهش وزن روکش‌ها و زیرلایه اختلاف چشم‌گیری نداشت.

۵- مکانیزم فرسایش تحت زاویه برخورد ۳۰° برای روکش کامپوزیتی برش و جداسازی ذرات تقویت‌کننده از سطح بود. همچنین با افزودن ذرات کاربید بور، عمق شیارها در مقایسه با روکش استلایت ۶ خالص و زیرلایه اینکونل ۶۲۵ کاهش یافت. در زاویه ۹۰° ایجاد حفره و فرورفتگی به‌عنوان مکانیزم‌های اصلی فرسایش عمل کردند.

تشکر و سپاسگزاری

بدین وسیله از شرکت پلاسما پژوه پارس برای همکاری در روکش کاری PTA نمونه‌ها صمیمانه تشکر می‌کنیم.

۲- در روکش کامپوزیتی حاوی ۵ درصد کاربید بور، فاز Cr_7C_3 با مرفولوژی نواری شکل و شش ضلعی دیده شد. دلیل تشکیل این کاربیدها را می‌توان انحلال بخشی از ذرات کاربید بور در حین فرایند سخت‌پوشی قوس انتقالی پلاسما و غنی شدن مذاب از کربن دانست. این کربن با کروم موجود در مذاب واکنش داده و فاز کاربید کروم تشکیل شده است.

۳- با افزودن ذرات کاربید بور، سختی روکش کامپوزیتی افزایش یافت و بیشترین میزان آن در روکش کامپوزیتی به HV ۶۰۵ رسید. همچنین ریزسختی با نزدیک شدن از سطح روکش به سمت فصل مشترک با زیرلایه، کاهش یافت که می‌توان علت این کاهش را رقت و نفوذ زیاد عناصر زیرلایه در نواحی نزدیک فصل مشترک و درشت بودن ریزساختار در این نواحی دانست.

۴- روکش حاوی ۵ درصدوزنی کاربید بور رفتار فرسایشی بهتری در مقایسه با روکش استلایت ۶، در زاویه برخورد ۳۰°

واژه‌نامه

- | | |
|--|---|
| 1. hardfacing | 5. energy-dispersive X-ray spectroscopy (EDS) |
| 2. plasma transferred arc (PTA) | 6. X-ray diffraction (XRD) |
| 3. Scanning electron microscope (SEM) | 7. Secondary electron |
| 4. field emission scanning electron microscope (FESEM) | 8. cutting |
| | 9. ploughing |

مراجع

- Jindal, C., Sidhu, B. S., Kumar, P., and Sidhu, H. S., "Performance of Hardfaced/Heat Treated Materials Under Solid Particle Erosion: A Systematic Literature Review", *Materials Today: Proceedings*, vol. 50, pp. 629-639, 2021.
- Stachowiak, G. W., "Wear: Materials, Mechanisms and Practice." *England: John Wiley & Son, Ltd.* 2005.
- Günen, A., Kanca, E., Çakir, H., Karakaş, M. S., Gök, M. S., Küçük, Y., Demir, M., "Effect of Borotitanizing on Microstructure and Wear Behavior of Inconel 625", *Surface and Coatings Technology*, vol. 311, pp. 374-382, 2017.
- Chen, J., Wang, J., Chen, B., and Yan, F., "Tribocorrosion Behaviors of Inconel 625 Alloy Sliding Against 316 Steel in Seawater", *Tribology Transactions*, vol. 54, no. 4, pp. 514-522, 2011.
- Totten, G. E., "ASM Handbook, Volume 18: Friction, Lubrication, and Wear Technology", *ASM international, Cleveland*, 1992.
- ASM International Handbook Committee, "Welding, Brazing and Soldering", vol 6, ASM International, 1993.
- Rabin, R., "A Review Paper on Hardfacing Processes and Materials", *International Journal of Engineering Science and Technology*, vol. 2, no. 11, pp. 6507-6510, 2010.
- Łatka, L. and Biskup P., "Development in PTA Surface Modifications—a Review", *Advances in Materials Science*, vol. 20, no. 2, pp. 39-53, 2020.
- Singh, R., Kumar, D., Mishra, S. K., and Tiwari, S., "Laser Cladding of Stellite 6 on Stainless Steel to Enhance Solid Particle Erosion and Cavitation Resistance", *Surface and Coatings Technology*, vol. 251, pp. 87-97, 2014.
- Nithin, H., Desai, V., and Ramesh, M., "Elevated Temperature Solid Particle Erosion Performance of Plasma-Sprayed Co-based Composite Coatings with

- Additions of Al_2O_3 and CeO_2 ", *Journal of Materials Engineering and Performance*, vol. 26, no. 11, pp. 5251-5261, 2017.
11. Zhang Z., and Kovacevic, R., "Laser Cladding of Iron-based Erosion Resistant Metal Matrix Composites", *Journal of Manufacturing Processes*, vol. 38, pp. 63-75, 2019.
 12. Zhang, D.-W., and Lei, T., "The Microstructure and Erosive-Corrosive Wear Performance of Laser-Clad Ni-Cr₃C₂ Composite Coating", *Wear*, vol. 255, no. 1-6, pp. 129-133, 2003.
 13. Flores, J., Neville, A., Kapur, N., and Gnanavelu, A., "An Experimental Study of the Erosion-Corrosion Behavior of Plasma Transferred Arc MMCs", *Wear*, vol. 267, no. 1-4, pp. 213-222, 2009.
 14. Zhao, Y., Yu, T., Sun, J., and Jiang, S., "Microstructure and Properties of Laser Cladded B₄C/TiC/Ni-based Composite Coating", *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, vol. 86, p. 105112, 2020.
 15. Tosun G., and Buytoz, S., "Microstructural Properties of Fe-Cr-C/NbC Composite Coating Produced on Medium Carbon Steel Surface by TIG Coating Process", *Arabian Journal for Science and Engineering*, vol. 46, no. 3, pp. 2231-2241, 2021.
 16. Anthonysamy S., Ananthasivan, K., Kaliappan, I., Chandramouli, V., Rao, PR Vasudeva., Mathews, CK., Jacob, KT., "Gibbs Energies of Formation of Chromium Carbides", *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 27, no. 7, pp. 1919-1924, 1996.
 17. Wiecezszak, K., Bala, P., Dziurka, R., Tokarski, T., Cios, G., Kozeil, T., Gondek, L., "The Effect of Temperature on the Evolution of Eutectic Carbides and $\text{M}_7\text{C}_3 \rightarrow \text{M}_{23}\text{C}_6$ Carbides Reaction in the Rapidly Solidified Fe-Cr-C Alloy", *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 698, pp. 673-684, 2017.
 18. Bartkowski, D., Dudziak, B., Piasecki, A., and Gościński, M., "Co-based Alloy Surface Layers with Boron Carbide Particles Produced on S235 Steel by Laser Cladding Method", *Journal of Research and Applications in Agricultural Engineering*, vol. 59, no. 1, 2014.
 19. Bartkowski, D., Młynarczak, A., Piasecki, A., Dudziak, B., Gościński M., and Bartkowska, A., "Microstructure, Microhardness and Corrosion Resistance of Stellite-6 Coatings Reinforced with WC Particles Using Laser Cladding", *Optics & Laser Technology*, vol. 68, pp. 191-201, 2015.
 20. Zhu, Y.-Z., Yin, Z.-M., and Hao, T., "Plasma Cladding of Stellite 6 Powder on Ni76Cr19AlTi Exhausting Valve", *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, vol. 17, no. 1, pp. 35-40, 2007.
 21. Kumar, N., and Mishra, S., "Slurry Erosion: An Overview", *Materials Today: Proceedings*, vol. 25, pp. 659-663, 2020.
 22. Stachowiak, G., Batchelor, A. W., *Engineering Tribology*, Third Edition, Butterworth-Heinemann, 2013.

Improving the Erosion Behavior of Inconel 625 Substrate by PTA-Deposited Stellite6/B₄C Composite Cladding

N. Mohammadi and B. Lotfi*

Materials Engineering Department, Engineering Faculty, Shahid Chamran University of Ahvaz

(Received: 21 May 2022; Accepted: 8 October 2022)

ABSTRACT

The purpose of this study was to improve the erosion behavior of Inconel 625 alloy by plasma transferred arc-deposited stellite6/B₄C composite cladding. For this purpose, 5 wt.% of boron carbide was added to the stellite6 clad. Phase analysis and microstructure evaluation were conducted by Optical Microscope, Field Emission Scanning Electron Microscope (FESEM), and Energy-dispersive Spectroscopy (EDS). Solid particle erosion tests with silica particles at 30° and 90° impact angles were performed to study the erosion behavior. Eroded surfaces were observed by SEM. Investigations showed that the addition of boron carbide particles caused finer microstructure in composite cladding. Moreover, hardness increased with adding boron carbide. Maximum erosion resistance was achieved at 30° impact angle. The weight loss of composite cladding were 20 % and 33 % compared to those obtained in Inconel 625 substrate and stellite6 cladding, respectively. The weight loss of the claddings and substrate showed negligible difference at 90° impact angle. The dominant mechanism of erosion for composite cladding at 30° impact angle was suggested to be cutting and detachment of reinforcing particles. Crater formation was found the predominant mechanism of erosion at 90° impact angle.

Keywords: Stellite6; PTA; B₄C; Solid Particle Erosion; Inconel 625.

1. Introduction

Inconel 625 alloy is a nickel-based superalloy widely used in environments with severe conditions due to its high strength and corrosion and oxidation resistance even at high temperatures. Despite its unique properties and widespread use, the wear and erosion resistance of this alloy is not interesting and needs protection in severe abrasive environments [1, 2]. As a result, the application of wear-resistant coatings improves the performance and extends the lifetime of components. In recent years, a new process called plasma transferred arc process has found wide application in the hard facing of metallic substrates. [3]. Among the materials used for hard-facing, cobalt-based alloys possess a special place, and among cobalt-based alloys, Stellite6 is the most widely used alloy to improve tribological properties. The alloy contains complex carbides distributed in a matrix of cobalt-chromium solid solution with a dendritic structure[4]. In some cases, oxide particles [5]

such as Al₂O₃ and CeO₂ and carbide particles such as WC, TiC [6], and Cr₃C₂ [7] have been used to increase the erosion resistance of stellite claddings. B₄C is a covalent ceramic with high hardness (3770 kg/mm³) and melting point (2427 °C) and is the hardest material after diamond and boron nitride with cubic structure [8, 9]. In the present study, B₄C hard particles have been used to improve the erosion behavior of Stellite6 cladding and the results have been compared with pure Stellite6 cladding and Inconel 625 substrate.

2. Materials and Methods

Inconel 625 alloy sheet was used as the substrate. Pure stellite6 and stellite matrix composite claddings containing 5 wt.% boron carbide were created on the substrate by PTA process using 95 A current. In order to produce composite powder, SENTESBIR's atomized Stellite6 powder with a particle size range of 30-90 µm and angular B₄C particles with a size range of 10-50 µm were used. Field Emission Scanning Electron Microscope (FESEM) equipped with EDS energy spectroscopy (MIRA3 TESCAN) was used to study the

*Corresponding author; behnaml@scu.ac.ir

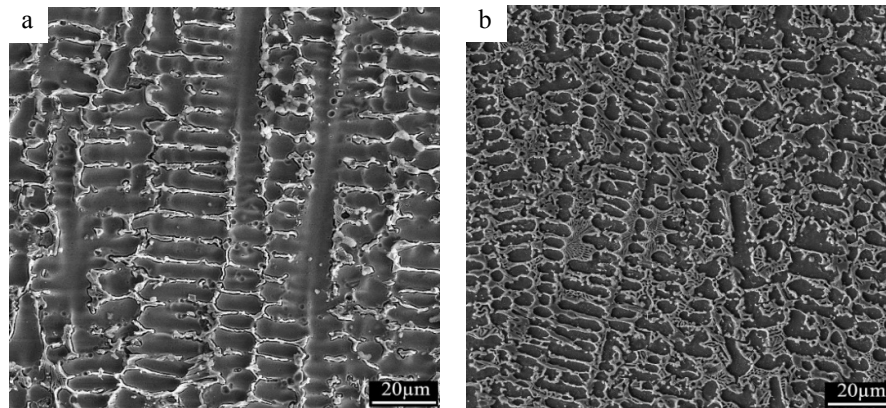


Figure 1. SEM images of dendritic structure in claddings: (a) Stellite6, (b) Stellite6 with 5 wt.% boron carbide.

microstructure of clads. VEGA\\TESCAN scanning electron microscope (SEM) was used to study the eroded surfaces. Microhardness of the claddings was measured by the INNOVATEST-NEXUS SERIES microhardness machine. Solid particle erosion test was performed using silica particles at 30° and 90° impact angles on the surface of the claddings and substrate.

3. Results and Discussion

Figure 1 shows the dendritic microstructure in both claddings for comparison. It can be seen that the addition of B₄C particles resulted in finer microstructure. Moreover, with adding B₄C particles, higher amount of interdendritic chromium carbides can be seen in the microstructure. Figure 2 shows the FESEM images of the composite cladding at different areas near the surface. B₄C particles have lost their original angular morphology and corners have changed into curves (Figure 2a). This can be attributed to partial dissolution of B₄C particles in the matrix. Cr₇C₃ with hexagonal and strip-like morphology can also be seen in Figure 2b. It seems that this secondary phase has been formed after the partial dissolution of boron carbide particles in the matrix and the enrichment of the matrix with carbon, and consequently the reaction of carbon with chromium from the matrix. Addition of B₄C particles resulted in higher hardness of the composite cladding compared to the pure stellite6 cladding. The highest value of hardness measured in composite clad was 605 HV, while the maximum hardness obtained in the pure stellite clad was 413 HV. Figure 3 shows the results of erosion tests on the substrate and both claddings under impact angles of 30° and 90°. Based on these results, the use of boron carbide particles improved the erosion

behavior at the impact angle of 30° and showed weight loss of 20% compared to that attained in Inconel substrate and 33% compared to that attained in pure stellite6 cladding. It is worth mentioning that a negligible difference in the weight reduction of the claddings at the 90° impact angle could be detected. The predominant erosion mechanisms for composite cladding at 30° impact angle was suggested to be cutting and detachment of reinforcing particles. Crater formation was found the predominant mechanism of erosion at 90° impact angle.

4. Conclusions

1. In the composite cladding, the Cr₇C₃ secondary phase with a hexagonal and strip-like morphology was observed. The reason for the formation of these carbides suggested to be partial dissolution of boron carbide particles during the PTA process and the enrichment of the melt with carbon.
2. Addition of B₄C particles resulted in the increased hardness of the composite cladding compared to pure stellite6 cladding and the highest hardness value in the composite cladding was 605 HV.
3. The composite cladding showed better erosion behavior than the Stellite6 cladding at 30° impact angle and the weight loss of this clad was 20 % of that obtained in Inconel 625 substrate and 33% of the pure stellite6 cladding.

Acknowledgement

The authors would like to thank the Pars Plasma Pazhooch company for their cooperation in PTA cladding.

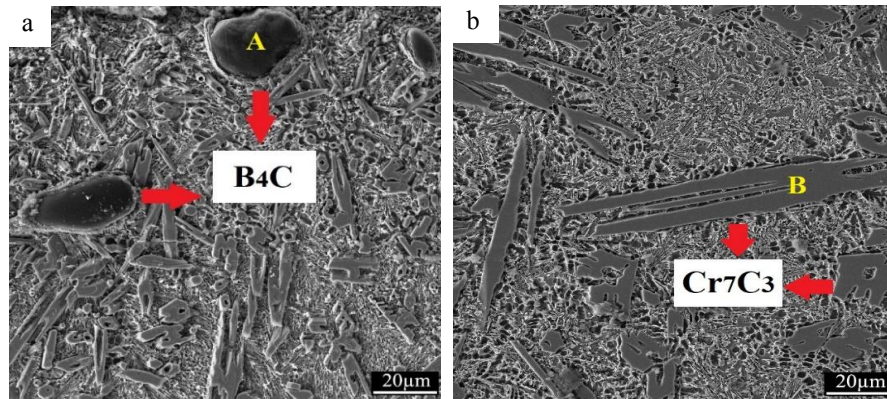


Figure 2. FESEM images from areas close to the surface of the composite cladding: (a) Boron carbide particles and (b) Cr₇C₃ phase.

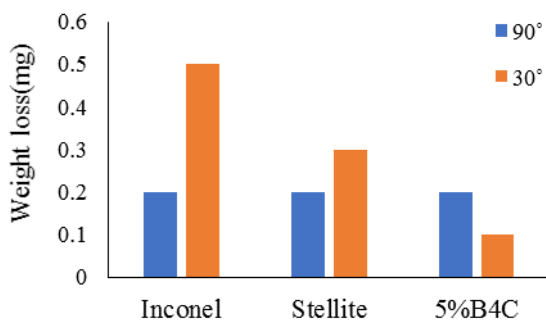


Figure 3. Weight loss results in erosion test for substrates and claddings at two impact angles of 30° and 90°.

Conflict of Interests

The authors declare that there is no conflict of interests in this work.

References

- Günen, A., Kanca, E., Çakır, H., Karakaş, M. S., Gök, M. S., Küçük, Y., Demir, M., "Effect of Borotitanizing on Microstructure and Wear Behavior of Inconel 625", *Surface and Coatings Technology*, vol. 311, pp. 374-382, 2017.
- Chen, J., Wang, J., Chen, B., and Yan, F., "Tribocorrosion Behaviors of Inconel 625 alloy Sliding Against 316 Steel in Seawater," *Tribology Transactions*, vol. 54, no. 4, pp. 514-522, 2011.
- Łatka, L. and Biskup P., "Development in PTA Surface Modifications—a Review", *Advances in Materials Science*, vol. 20, no. 2, pp. 39-53, 2020.
- Singh, R., Kumar, D., Mishra, S. K., and Tiwari, S., "Laser Cladding of Stellite 6 on Stainless Steel to Enhance Solid Particle Erosion and Cavitation Resistance", *Surface and Coatings Technology*, vol. 251, pp. 87-97, 2014.
- Nithin, H., Desai, V., and Ramesh, M., "Elevated Temperature Solid Particle Erosion Performance of Plasma-Sprayed Co-based Composite Coatings with Additions of Al₂O₃ and CeO₂", *Journal of Materials Engineering and Performance*, vol. 26, no. 11, pp. 5251-5261, 2017.
- Zhang Z., and Kovacevic, R., "Laser Cladding of Iron-based Erosion Resistant Metal Matrix Composites", *Journal of Manufacturing Processes*, vol. 38, pp. 63-75, 2019.
- Zhang, D.-W., and Lei, T., "The Microstructure and Erosive–Corrosive Wear Performance of Laser-Clad Ni–Cr₃C₂ Composite Coating", *Wear*, vol. 255, no. 1-6, pp. 129-133, 2003.
- Zhao, Y., Yu, T., Sun, J., and Jiang, S., "Microstructure and Properties of Laser Cladded B₄C/TiC/Ni-based Composite Coating", *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, vol. 86, p. 105112, 2020.
- Flores, J., Neville, A., Kapur, N., and Gnanavelu, A., "An Experimental Study of the Erosion–Corrosion Behavior of Plasma Transferred Arc MMCs", *Wear*, vol. 267, no. 1-4, pp. 213-222, 2009.