

توسعه پوشش‌های پاشش حرارتی HVOF کامپوزیتی استلایت ۶-کاربید کروم و ارزیابی خواص آن‌ها

کیاوش شیخی حموله و مهدی صالحی

دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی اصفهان

(دریافت مقاله : ۹۳/۰۹/۱۶ - پذیرش مقاله : ۹۳/۱۰/۲۸)

چکیده

در این پژوهش تاثیر اضافه کردن کاربید کروم بر خواص پوشش پاشش حرارتی استلایت ۶ ارزیابی گردید. بدین منظور به پودر استلایت ۶ مقادیر ۱۰، ۲۰ و ۳۰ درصد وزنی پودر کاربید کروم اضافه شد و با روش پاشش حرارتی سوخت اکسیژن سرعت بالا (HVOF) بر روی زیرلایه‌هایی از جنس سوپرآلیاژ پایه نیکل اینکونل ۶۱۷ پوشش داده شد. جهت بررسی و ارزیابی خواص پوشش از میکروسکوپ نوری، میکروسکوپ الکترونی روبشی، دستگاه میکروسختی سنج، آنالیز پراش پرتو ایکس (XRD) و آنالیز تفکیک انرژی (EDS) استفاده شد. نتایج آنالیز XRD بیانگر عدم تشکیل فازهای اکسیدی در پوشش‌های ایجاد شده است. همچنین به منظور ارزیابی خواص سایشی پوشش‌ها آزمون گلوله بر روی دیسک با بار ۴۰ نیوتون در مسافت ۱۰۰۰ متر انجام گرفت. نتایج بیانگر افزایش سختی و مقاومت به سایش پوشش با اضافه کردن کاربید کروم است. پوشش استلایت ۶ - ۳۰ wt.% کاربید کروم بیشترین میزان مقاومت به سایش را داشت.

واژه‌های کلیدی: استلایت ۶، پاشش حرارتی، پوشش‌های کامپوزیتی، ضریب اصطکاک، روش HVOF

Development of Stellite6-Chromium Carbide Composite Coatings Thermal Sprayed With HVOF Method and Evaluation of Their Properties

K. Sheikhi hamoole and M. Salehi

Department of Materials Engineering, Isfahan University of Technology

(Received 7 December 2014, accepted 18 January 2015)

Abstract

In this research, the effect of adding chromium carbide to stellite-6 thermal spray coatings was investigated. For this reason, the various amount of Cr_3C_2 powder (10%, 20% and 30 wt. %) were mixed with stellite-6 powder. The mixed powders deposited on the Inconel-617 substrate with high velocity oxygen fuel (HVOF) process. The coatings properties were evaluated using optical microscopy, scanning electron microscopy equipped to Energy Dispersive Spectroscopy (EDS) analysis, microhardness and X-Ray Diffraction (XRD). XRD analysis results showed that no oxide phases formed in coatings. In order to evaluate tribological properties of the coatings ball on disk wear test was performed in 1000m with 40N load. Results show that hardness and wear resistance of the coatings increased with increasing of chromium carbide reinforcement. Stellite6-30 wt. % chromium carbide coating had the highest wear resistance than others coatings.

Keywords: Stellite-6, Thermal spray, Composite coatings, Friction coefficient, HVOF method.

E-mail of corresponding author: k.sheikhi@ma.iut.ac.ir

مقدمه

از مهمترین بخش قطعات صنعتی، سطح آن است چرا که بسیاری از مکانیزم‌های تخریب قطعات از سطح شروع می شود. لذا حفاظت و مقاوم سازی سطوح قطعات صنعتی در برابر عوامل مخرب خارجی از عوامل بسیار حساس و تعیین کننده کیفیت و عمر قطعات و در نهایت بازدهی یک واحد تولیدی و بهای تمام شده محصولات است. بدین منظور رسوب دادن یک لایه نازک از مواد (فلزی، سرامیکی و ...) بر روی سطح قطعات جهت افزایش عمر و کارکرد تجهیزات در صنعت بسیار مورد استفاده قرار می گیرد. اکثراً سوپرآلیاژهای پایه نیکل به دلیل حفظ استحکام و مقاومت به خوردگی در دماهای بالا و پایداری ابعادی در شرایط مختلف در ساخت قطعات و تجهیزات مختلف در صنایع هوافضا، شیمیایی، هسته ای، نفت و پتروشیمی و ... کاربرد دارد [۱]. تحقیقات گسترده‌ای در زمینه بهبود خواص پوشش‌های سطحی این قطعات جهت کاهش تخریب سطوح انجام گرفته است. از جمله این تحقیقات اعمال پوشش‌هایی از جنس آلیاژهای پایه کبالت بر روی سطح این قطعات است. از مهمترین خواص آلیاژهای پایه کبالت مقاومت در برابر شرایط سایشی شدید، حفظ استحکام مکانیکی در دمای بالا، مقاومت در برابر عوامل مخربی چون اکسیداسیون، خوردگی در دمای بالا، خستگی حرارتی و خزش است [۲].

استلایت‌ها دسته‌ای از سوپرآلیاژهای پایه کبالت است که بیشتر با دو مکانیزم استحکام بخشی محلول جامد و رسوب سختی کاربیدها ($M_{23}C_6$ ، M_7C_3 و ...) استحکام یافته [۳] و به علت مقاومت سایشی، سختی و مقاومت به خوردگی بالا در محدوده دمایی وسیع، به عنوان روکش در محیط‌های تحت سایش در صنایع مختلف نظیر هوافضا، نفت و گاز، هسته‌ای، اتومبیل سازی و ... به صورت گسترده استفاده می شود [۴]. تحقیقات انجام شده نشان می دهد که خواص سایشی سوپرآلیاژ استلایت ۶ به مراتب بهتر از سوپرآلیاژ پایه نیکل اینکونل ۶۱۷ است [۵]. در زمینه

پوشش‌دهی با استفاده از استلایت‌ها بررسی‌ها نشان می دهد که روکش ایجاد شده از نظر ساختار دارای فازهای غنی از کبالت و کاربیدهای آن است و افزودن تقویت کننده باعث بهبود سختی و مقاومت به سایش می گردد [۶ و ۷]. تقویت کننده‌های مختلفی نظیر WC، Y_2O_3 ، VC و SiC به پوشش استلایت اضافه شده‌اند؛ به طور مثال مددی و همکاران با اضافه کردن کاربید تنگستن افزایش سختی و مقاومت به سایش پوشش استلایت ۶ را نتیجه گرفتند [۸]. در پژوهش دیگری که توسط مینگ و همکاران انجام گرفت، پوشش استلایت ۶ به همراه کاربید سیلیسیم با روش روکش کاری لیزر رسوب داده شد و افزایش سختی و مقاومت به سایش حاصل شد [۹]. همچنین احمدی و همکاران تاثیر افزودن کاربید تنگستن به پوشش استلایت ۶ را بررسی کردند، نتایج بیانگر بهبود مقاومت به سایش پوشش در دمای محیط بود [۱۰]. یکی دیگر از موادی که می تواند به عنوان تقویت کننده مطرح گردد کاربید کروم است. کاربید کروم به دلیل دمای ذوب بالا و سختی و پایداری حرارتی در دماهای بالا می تواند در بهبود شرایط کاری پوشش استلایت ۶ موثر واقع شود. فرآیند HVOF یکی از پرکاربردترین و در عین حال مهم ترین فرآیندهای پاشش حرارتی است که به دلیل کیفیت بالای پوشش تولیدی به طور گسترده‌ای در پوشش دهی قطعات در صنعت مورد استفاده قرار می گیرد. پوشش‌های تولید شده با این روش دارای مقاومت به خوردگی و استحکام سایشی بالایی هستند. پوشش ایجاد شده به روش HVOF در مقایسه با سایر روش‌های پوشش‌دهی دارای دانسیته بالا، سختی و استحکام باند پیوندی قوی هستند. لذا در این پژوهش تاثیر افزودن ذرات کاربید کروم بر ریزساختار و خواص پوشش استلایت ۶ رسوب داده شده با روش پاشش حرارتی HVOF بر روی زیرلایه اینکونل ۶۱۷ بررسی شده است.

مواد و روش تحقیق

است چرا که سیالیت پودر حفظ شده و در نهایت پوششی یکنواخت حاصل می‌شود. پوشش‌دهی نمونه‌ها با استفاده از دستگاه HVOF موجود در شرکت پودرافشان انجام شد. دستگاه مذکور با نام تجاری MET JET III و ساخت شرکت Metallisation است. پارامترهای پوشش‌دهی پودرها در جدول ۴ آورده شده است.

به منظور بررسی ساختار داخلی پوشش‌ها از نمونه‌های پوشش داده شده، مقاطع عرضی تهیه شد. آماده‌سازی نمونه‌های متالوگرافی مطابق با استاندارد ASTM-E1920 انجام شد. بررسی ریزساختار سطح مقطع پوشش با استفاده از میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) و میکروسکوپ نوری (OM) انجام شد. آزمون ریزسختی سنجی مطابق با استاندارد ASTM-E384 انجام شد. در این پژوهش برای انجام آزمایش میکروسختی از دستگاه ریزسختی سنج ویکرز ساخت شرکت Buheller استفاده شد. نیروی اعمالی در این روش ۳۰۰ گرم و زمان اعمال نیرو بر سطح نمونه‌ها توسط فرورونده ویکرز ۱۵ ثانیه در نظر گرفته شد. برای هر نمونه سختی در ۱۰ نقطه مختلف اندازه‌گیری شد. در این پژوهش تخلخل سنجی پوشش‌ها بر اساس استاندارد ASTM-E2109 انجام گرفت.

جهت انجام فرآیند پوشش‌دهی ابتدا مخلوط پودری با اضافه کردن پودر کاربید کروم با مقادیر ده، بیست و سی درصد وزنی به پودر استلایت ۶ تهیه شد و درون مخلوط کن بدون گلوله به مدت ۲ ساعت مخلوط گردید. پودر استلایت ۶ ساخت شرکت Delore Stellite با اندازه ذرات $15+45\ \mu\text{m}$ و با ترکیب شیمیایی مندرج در جدول ۱ و پودر کاربید کروم ساخت شرکت Metallisation با اندازه ذرات $11+45\ \mu\text{m}$ و با ترکیب شیمیایی مندرج در جدول ۲ مورد استفاده قرار گرفت. فرآیند پوشش‌دهی بر روی زیرلایه‌های دیسکی شکل به قطر ۵۰ میلی‌متر و از جنس اینکونل ۶۱۷ با ترکیب شیمیایی مندرج در جدول ۳ انجام گرفت. در شکل ۱ تصویر میکروسکوپ الکترونی مخلوط پودری استلایت ۶ حاوی بیست درصد وزنی پودر کاربید کروم پس از ۲ ساعت مخلوط سازی نشان داده شده است. در این شکل ذرات کروی پودر استلایت ۶ و ذرات اسفنجی پودر کاربید کروم است. همانطور که مشاهده می‌شود مورفولوژی ذرات هر دو نوع پودر پس از مخلوط‌سازی تغییر نکرده و به صورت اولیه که کروی بود باقیمانده است. کروی بودن ذرات پودر اولیه جهت پاشش حرارتی پارامتری مثبت

جدول ۱. ترکیب شیمیایی پودر استلایت ۶.

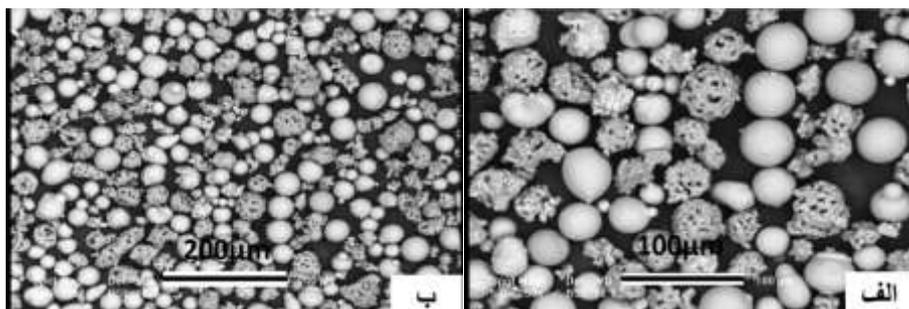
عنصر	Co	Cr	W	Fe	Ni	C	Si	Mn	Mo
مقدار	Bal	۲۹	۵	۲	۲/۱	۱/۳	۱/۱	۰/۳	<۰/۱

جدول ۲. ترکیب شیمیایی پودر سرمتی کاربید کروم.

عنصر	Cr	C (total)	Ni	Fe
مقدار	Bal	۹/۶-۱۰/۸	۱۳/۵-۱۸/۵	<۰/۵

جدول ۳. ترکیب شیمیایی اینکونل ۶۱۷.

عنصر	Ni	Cr	Co	Mo	Al	C	Fe	Mg	Si
مقدار	۴۴/۵ min	۲۲-۲۴	۱۰-۱۵	۸-۱۰	۰/۸-۱/۵	۰/۰۵-۰/۱۵	۰/۳ max	۱/۰ max	۱/۰ max



شکل ۱. تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از مخلوط پودری استلایت ۶-۳۰wt.% کاربید کروم.

جدول ۴. پارامترهای مورد استفاده در فرآیند پوشش‌دهی با روش HVOF

پارامتر	فشار اکسیژن (bar)	نرخ تزریق پودر (gr/min)	فاصله پاشش (cm)	نرخ تغذیه سوخت (m lit/min)	نرخ تغذیه اکسیژن (m lit/min)
مقدار	۲۰	۴۰	۳۰	۳۶۰	۸۳۰

پوشش‌های بدست آمده استفاده شد. آزمایش‌های پراش پرتوی ایکس با استفاده از دستگاه پراش پرتو ایکس مدل Philips X'Pert-MPD تحت ولتاژ ۴۰kV و جریان ۳۰mA انجام شد. در تمام آزمایش‌ها از پرتو ایکس $\text{Cu K}\alpha$ تکفام با طول موج 1.5406 \AA استفاده شد. فازیابی نمونه‌ها با استفاده از مقایسه زاویه پراش و شدت پیک الگوی پراش پرتو ایکس با مقادیر موجود در کارت‌های استاندارد انجمن آزمون و مواد آمریکا (ASTM) بوسیله نرم‌افزار X'PertHighScore Plus مشخص و تعیین شد.

نتایج و بحث

مشخصه یابی پوشش‌ها

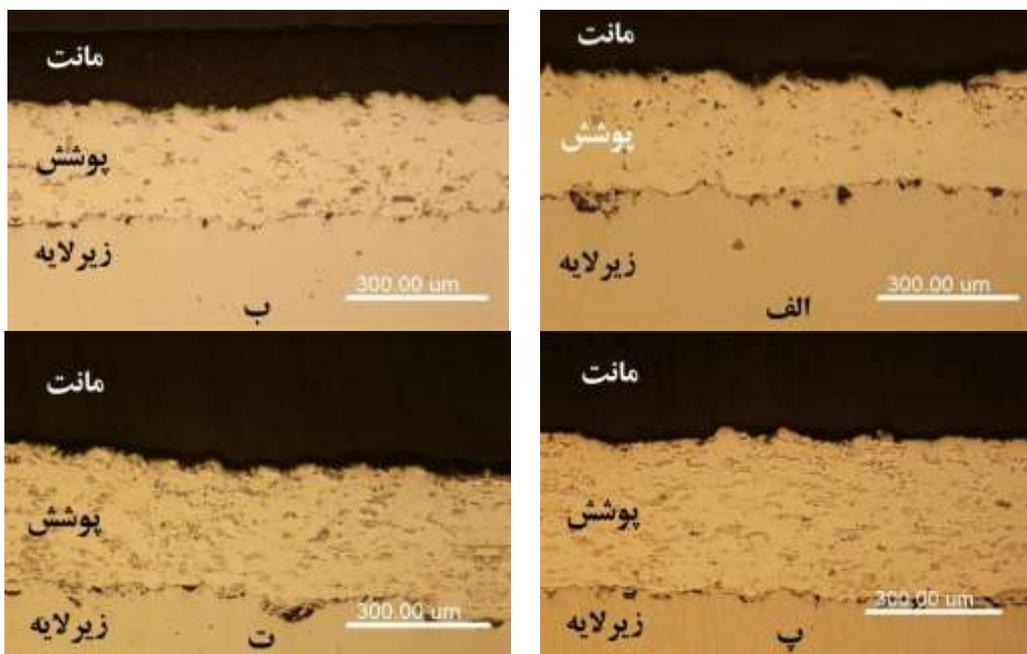
به منظور تعیین ضخامت پوشش‌ها، از تصاویر میکروسکوپ نوری که از مقطع برش خورده پوشش‌ها گرفته شده است، استفاده شد. در شکل ۲ تصاویر میکروسکوپ نوری تهیه شده از مقطع عرضی پوشش‌ها دیده می‌شود. همانطور که مشاهده می‌شود ضخامت پوشش‌ها در حدود ۴۰۰-۲۸۰ میکرومتر است. در سطح مقطع پوشش‌ها، دو نوع اسپلت به چشم می‌خورد.

به منظور اندازه‌گیری تخلخل از تصاویر میکروسکوپ الکترونی به دست آمده از یک نمونه پولیش شد که از یک ناحیه توسط آشکارگرهای الکترون ثانویه و الکترون برگشتی میکروسکوپ الکترونی به دست آمد استفاده گردید. از مقایسه این تصاویر با یکدیگر، تخلخل‌ها شناسایی شدند و میزان تخلخل پوشش‌ها با ارزیابی این تصاویر بوسیله نرم‌افزار کامپیوتری آنالیز تصویری Clemex تعیین گردید. بررسی رفتار تریبولوژیکی پوشش‌ها با آزمون گلوله روی دیسک (ball on disk) و طبق استاندارد ASTM-G99 انجام شد. در این آزمون، سایش مواد از طریق اندازه‌گیری کاهش وزن و کاهش حجم ارزیابی می‌شود. در این آزمون از گلوله آلومینا (کروندوم) به قطر ۱۱ mm و نیروی اعمالی ۴۰ N و دیسک متحرک با سرعت ۰/۰۵ m/s استفاده شد. آزمون سایش سرد در مسافت ۱۰۰۰ m انجام گرفت. با اندازه‌گیری میزان کاهش وزن نمونه‌ها در مسافت‌های مختلف، رفتار سایشی پوشش‌ها ارزیابی شد. از آزمون تفکیک انرژی (EDS) به منظور تعیین ترکیب شیمیایی ذرات سایشی و بررسی مکانیزم سایشی استفاده گردید. به منظور شناسایی فازهای موجود در پوشش و بررسی پایداری فازهای موجود در پودر اولیه از پراش پرتو ایکس (XRD) مواد اولیه و

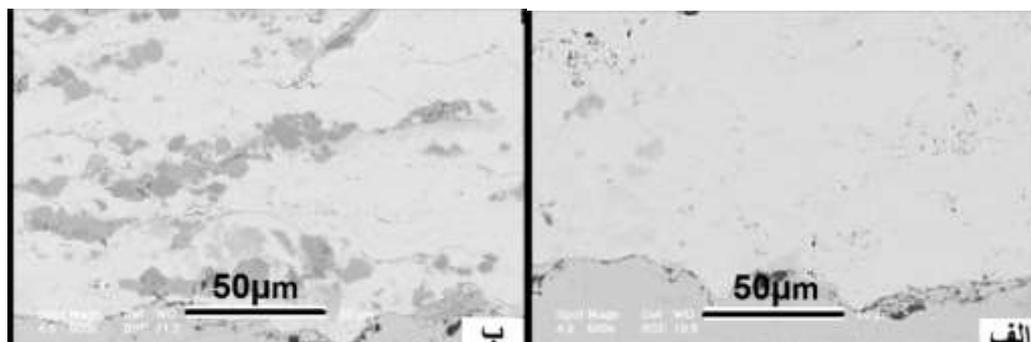
مشاهده می‌شود که توزیع ذرات تقویت کننده در پوشش به خوبی صورت گرفته است که بیانگر اختلاط خوب ذرات پودر اولیه و سیالیت خوب هر دو نوع پودر در حین پاشش است و جدایش پودرها در حین فرآیند پوشش دهی اتفاق نیافتاده است.

در اطراف اسپلت‌ها مرزهای تیره رنگی دیده می‌شود که نشان دهنده اکسید شدن بسیار جزئی ذرات پودر در حین پاشش است. از مشاهدات متالوگرافی مشاهده می‌شود که ساختار پوشش ایجاد شده به صورت لایه‌ای بوده و از ذرات پودر ذوب نشده و نیمه ذوب شده تشکیل شده

اسپلت‌های مربوط به ذرات استلایت ۶ که در حالت نیمه مذاب به سطح زیرلایه و پوشش برخورد کرده و از حالت کاملا کروی خارج شده و در راستای فصل مشترک پوشش و زیرلایه به مقدار کمی کشیده شده‌اند و ذرات کاربید کروم که شکسته شده و در ساختار پوشش به صورت ذرات کوچکتر قرار گرفته‌اند. در شکل ۳ تصاویر میکروسکوپ الکترونی بدست آمده از سطح مقطع پوشش‌های استلایت ۶ و استلایت ۶ - ۳۰wt.% کاربید کروم نشان داده شده است. ذرات تیره رنگ کاربید کروم بوده که در زمینه روشن‌تر که استلایت است پخش شده‌اند.



شکل ۲. تصاویر میکروسکوپ نوری از مقطع عرضی پوشش‌ها، الف) استلایت ۶، ب) استلایت ۶ - ۱۰wt.% کاربید کروم، پ) استلایت ۶ - ۲۰wt.% کاربید کروم، ت) استلایت ۶ - ۳۰wt.% کاربید کروم.



شکل ۳. تصاویر میکروسکوپ الکترونی از سطح مقطع پوشش‌های الف) استلایت ۶ و ب) استلایت ۶ - ۳۰wt.% کاربید کروم.

است چرا که اگر ذرات پس از خروج از تفنگ پاشش به صورت مذاب بر روی زیرلایه بنشینند، یک لایه نازک و کشیده موازی با فصل مشترک بر روی زیرلایه تشکیل می‌شد. عدم ذوب کامل ذرات پودر در حین فرآیند پوشش دهی، باعث کاهش میزان اکسیداسیون پوشش‌ها شده است [۱۱].

تخلخل

به منظور تعیین میزان تخلخل پوشش‌ها، از تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی که با هر دو نوع الکترون ثانویه و برگشتی از مقطع برش خورده پوشش‌ها تهیه شده بود، استفاده شد که نتایج بدست آمده در جدول ۵ ذکر شده است. با توجه به نتایج بدست آمده پوشش استلایت ۶- ۳۰wt.% کاربید کروم دارای کمترین میزان تخلخل است. یکی از مهمترین خصوصیات پوشش‌های پاشش حرارتی، تخلخل است که خواص پوشش به شدت به آن بستگی دارد. در حین فرآیند پاشش حرارتی، فضاهای خالی بین اجزای پوششبه وجود می‌آید که باعث ایجاد تخلخل در پوشش می‌شود. کنترل تخلخل به شدت به عواملی مانند مورفولوژی و توزیع اندازه ذرات، میزان ذوب شدن و سرعت آن‌ها بستگی دارد [۱۲].

بالا بودن نقطه ذوب مانع از ذوب شدن ذرات پودر کاربید کروم در طی فرآیند پاشش حرارتی شده است. البته سمپاد و همکاران [۱۳] ذوب شدن یا نشدن ذرات پودر را به ضریب ذوب شدن نسبت داده‌اند. براساس این پارامتر، هدایت حرارتی ذرات پودر نیز در تعیین ذوب شدن آنها بسیار مؤثر است. براساس مدل پیشنهادی آنها، با افزایش هدایت حرارتی پودر احتمال ذوب شدن ذرات بیشتر است اما با کاهش ضریب انتقال حرارت پودر، دمای سطح آن در

حین پاشش افزایش می‌یابد. همانطور که در شکل ۱ مشخص است، ذرات کاربید کروم متخلخل بوده و به دلیل وجود خلل و فرج در پودر، گازهای دمای بالای حاصل از احتراق هم از داخل و هم خارج با ذره پودر در تماس بوده و به دلیل سطح تماس بیشتر ذرات کاربید کروم با گازهای اطراف نسبت به ذرات کرومی و توپر استلایت ۶، انتقال حرارت به خوبی صورت گرفته و ذوب سطحی در این ذرات رخ داده است. از آنجایی که ذرات پودر کاربید کروم به دلیل وجود فازهای سرامیکی نسبت به پودرهای فلزی استلایت ۶ تردتر بوده و ضریب انتقال حرارت کمتری دارد، در سطح آن ذوب سطحی رخ داده و به دلیل ترد بودن در اثر وارد شدن ضربه در حین فرآیند پاشش خرد شده و این ذرات اتصال محکمی با زمینه فلزی پوشش برقرار می‌کند. البته باید پارامترهای دیگر مؤثر بر ذوب شدن ذرات مانند میانگین اندازه ذرات پودر و عدم کنترل دقیق پارامترهای فرآیند پاشش حرارتی را نیز مدنظر داشت که مانع ذوب کامل ذرات پودر و رسیدن سرعت ذرات به حد بهینه شده که این امر می‌تواند موجب تشکیل تخلخل در پوشش گردد [۱۱].

سختی سنجی

نتایج حاصل از آزمون میکروسختی سنجی پوشش‌ها، قبل و بعد آزمون سایش، در جدول ۶ آورده شده است. عواملی مانند تخلخل و جهت‌گیری آنها، مقدار ذرات ذوب نشده و نیمه مذاب، ذرات ذوب شده و سریع منجمد شده، اندازه دانه و مورفولوژی آنها، از عوامل تأثیرگذار بر سختی پوشش‌های پاشش حرارتی هستند [۱۴].

جدول ۵. میزان تخلخل پوشش‌های بدست آمده.

نوع پوشش	استلایت ۶	استلایت ۶- ۱۰wt.% کاربید کروم	استلایت ۶- ۲۰wt.% کاربید کروم	استلایت ۶- ۳۰wt.% کاربید کروم
میزان تخلخل (%)	۱/۶±۰/۲	۰/۹±۰/۳	۱/۳±۰/۱	۰/۵±۰/۳

نیوتون انتخاب گردید. نتایج حاصل از آزمون ساییش در شکل ۴ نشان داده شده است. با افزایش مقدار کاربید کروم در پوشش، مقاومت به ساییش افزایش می‌یابد. بر طبق معادله آرچارد، کاهش وزن پوشش‌ها در طی آزمون ساییش با سختی پوشش‌ها رابطه عکس دارد. بر طبق این معادله داریم [۱۶]:

$$Q = K \frac{W}{H}$$

که در آن Q حجم ساییش در واحد مسافت لغزش، W میزان بار اعمالی، H سختی و K ضریب ساییش تعریف می‌شوند. برای یک تریبو سیستم ماده موجود در منطقه تماس، تحت تنش فشاری و برشی دچار تغییر فرم پلاستیکی قرار می‌گیرد. تغییر فرم پلاستیکی زیاد معمولاً نرخ ساییش زیادی را در پی خواهد داشت و منجر به زبر شدن سطوح ساییش و از بین رفتن لایه‌های سطحی محافظ می‌شود. شاید پوشش استلایت ۶ به دلیل همین انعطاف‌پذیری بالاتر

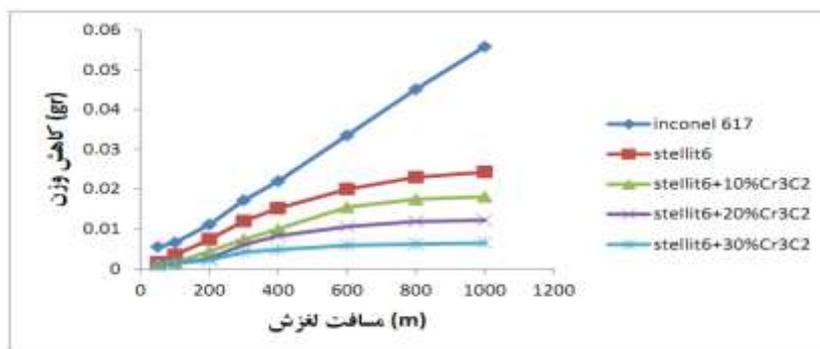
از طرفی تحقیقات زیادی نیز مبنی بر تأثیر اضافه کردن تقویت‌کننده بر سختی، انجام شده است که نشان می‌دهد اضافه کردن تقویت‌کننده معمولاً با افزایش سختی پوشش‌های حاصل از پاشش حرارتی، همراه است [۱۴ و ۱۶]. همانطور که مشاهده می‌شود با افزایش فاز تقویت‌کننده کاربید کروم، سختی پوشش افزایش می‌یابد و پوشش استلایت ۶ - ۳۰ wt.% کاربید کروم دارای بیشترین مقدار سختی در میان دیگر پوشش‌ها است که این امر به دلیل سختی بالاتر ذرات کاربید کروم نسبت به زمینه و تخلخل پایین پوشش است. از طرفی پس از تست ساییش، به علت اعمال بار به پوشش و وقوع کارسختی به دلیل بالا رفتن دانسیته نابعایی‌ها و اندرکنش با فازهای سخت موجود در پوشش، سختی مسیر ساییش نیز افزایش می‌یابد [۱۵].

ارزیابی خواص ساییش پوشش‌ها

به منظور ارزیابی خواص ساییش پوشش‌ها، آزمون گلوله بر روی دیسک بر روی هر چهار پوشش در مسافت ۱۰۰۰ متر انجام گرفت. گلوله از جنس آلومینا و بار اعمالی ۴۰

جدول ۶. میزان سختی‌های محاسبه شده پوشش قبل از تست ساییش و سختی مسیر ساییش پس از انجام تست ساییش.

نوع پوشش	استلایت ۶	استلایت ۶ - ۱۰ wt.% کاربید کروم	استلایت ۶ - ۲۰ wt.% کاربید کروم	استلایت ۶ - ۳۰ wt.% کاربید کروم
سختی قبل از ساییش HV	۵۲۷±۱۱	۵۸۱±۱۹	۷۴۵±۳۳	۸۸۴±۲۶
سختی پس از ساییش HV	۵۵۴±۱۵	۶۶۰±۲۷	۷۹۲±۲۴	۹۲۸±۲۲



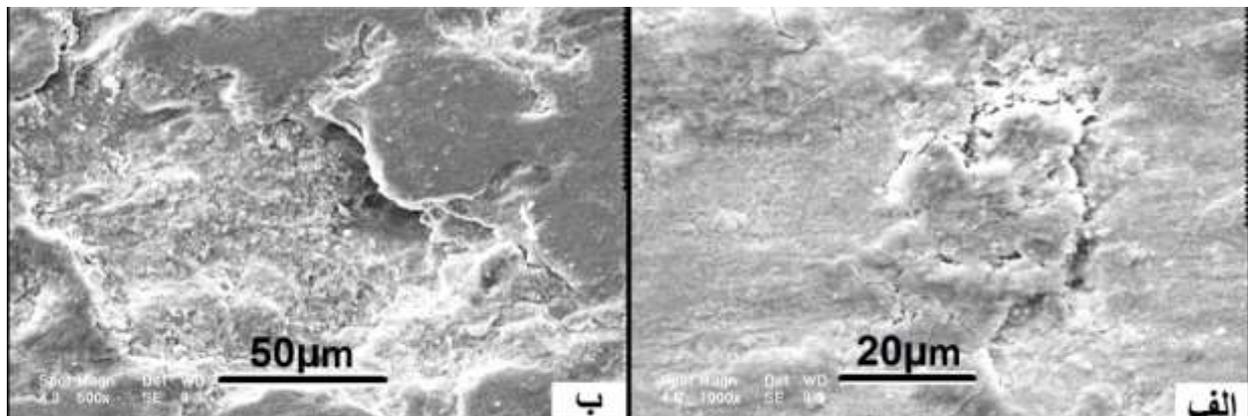
شکل ۴. کاهش وزن پوشش‌ها بر حسب مسافت در حین انجام تست ساییش با بار ۴۰ N و مسافت ۱۰۰۰ m.

سی درصد وزنی کاربید کروم دیده می‌شود. در این شکل نیز یک سری نواحی لبه‌دار که تحت تغییر فرم پلاستیک و لهیدگی قرار گرفته‌اند دیده می‌شود. از این مشاهدات نتیجه می‌شود که مکانیزم غالب سایش در اینجا سایش ورقه‌ای است. همچنین در برخی مناطق آثار کندگی کوچکی دیده می‌شود که احتمال می‌رود سایش چسبان نیز در حین تست سایش رخ داده است. به منظور بررسی دقیقتر این موضوع از ذرات سایشی هر دو پوشش تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی تهیه شد. در شکل ۶ ذرات سایشی هر دو پوشش استلایت ۶ و استلایت ۶-۳۰wt.% کاربید کروم مشاهده می‌شود.

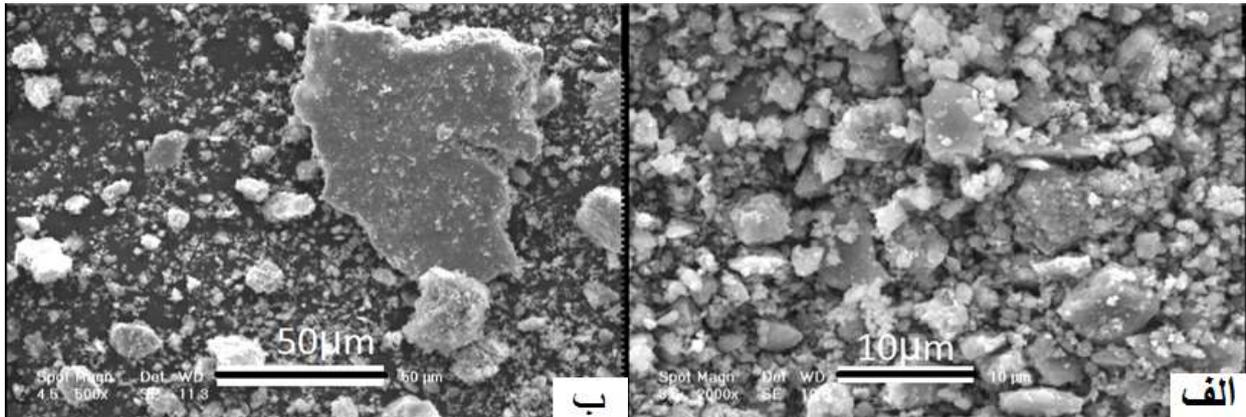
همانطور که مشاهده می‌شود ذرات سایشی به صورت ورقه‌ای بوده و گاهی شاهد وجود ترک و حفرات ریز بر روی سطح این ذرات هستیم که از مشخصات بارز سایش ورقه‌ای است. در اثر اعمال نیرو بر روی سطح در حین سایش و وقوع تغییر فرم پلاستیک نایجایی‌ها شروع به حرکت می‌کنند و در اثر برخورد با ناهمگونی‌های ساختاری از جمله ذرات فازهای ثانویه و ذرات سخت کاربیدی موجود در پوشش شاهد تجمع نایجایی‌ها در پشت این موانع هستیم که سبب بالا رفتن انرژی پوشش به صورت موضعی می‌شود. چون با تشکیل حفره در ناحیه پردانسیته نایجایی انرژی سیستم کاهش می‌یابد، حفرات ریزی در این نواحی تشکیل می‌گردد که در ادامه با اعمال

نسبت به دیگر پوشش‌ها، نرخ سایش بیشتری از خود نشان داده است. اضافه کردن فازهای تقویت‌کننده سخت‌تر در زمینه تا یک کسر حجمی معین می‌تواند انعطاف‌پذیری ماده زمینه را در منطقه تماس کاهش دهد و در نتیجه سایش زمینه را کم کند. همین امر باعث شده که پوشش‌های حاوی کاربید کروم خواص سایشی مطلوب‌تری نسبت به پوشش استلایت ۶ داشته باشند. اما محققین دیگر معتقدند که علاوه بر سختی، چقرمگی پوشش نیز بر مقاومت سایشی پوشش‌ها موثر است [۱۷]، اما در مورد پوشش‌های پاشش حرارتی، به دلیل پیچیدگی حاصل از نشست اسپلت‌ها، مقاومت سایشی پوشش‌ها، به پارامترهای دیگری مانند تخلخل و چسبندگی اسپلت‌ها به یکدیگر نیز بستگی دارد. همان‌طور که قبلاً بیان شد پوشش‌های حاوی مقادیر ۱۰ و ۲۰ درصد وزنی کاربید کروم دارای تخلخل بالاتری نسبت به پوشش حاوی ۳۰ درصد وزنی کاربید کروم هستند. با توجه به مطالب ذکر شده، احتمالاً وجود مقدار بهینه سختی، چقرمگی شکست و تراکم پوشش حاوی ۳۰ درصد کاربید کروم باعث بهبود مقاومت سایش این پوشش شده است.

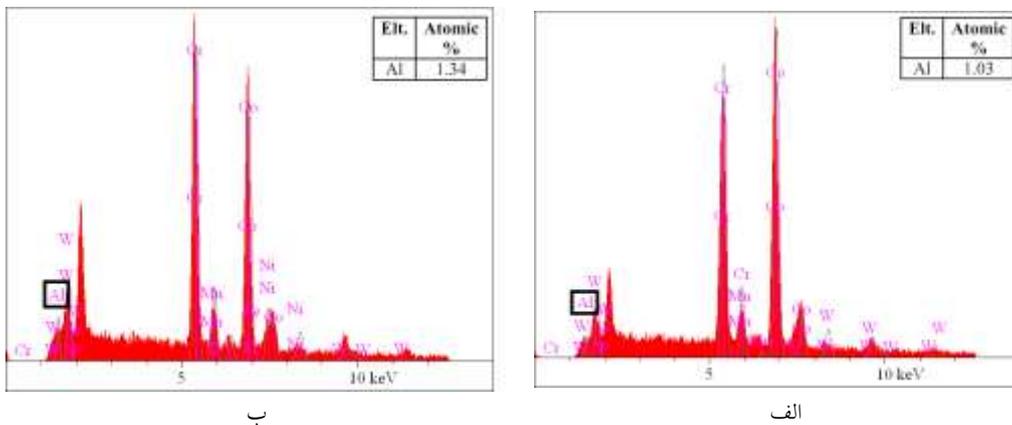
در شکل ۵-الف، مسیر تحت سایش پوشش استلایت ۶ مشاهده می‌شود. در این شکل آثار تغییر فرم پلاستیک و لبه‌های تیز و ورقه‌ای شکل به همراه ترک مشاهده می‌شود. در شکل ۵-ب نیز مسیر سایش پوشش استلایت ۶ حاوی



شکل ۵. تصاویر میکروسکوپ الکترونی مسیر سایش پوشش‌های الف) استلایت ۶ و ب) استلایت ۶-۳۰wt.% کاربید کروم.



شکل ۶. تصاویر میکروسکوپ الکترونی ذرات سایشی پوشش‌های الف) استلایت ۶ و ب) استلایت ۶- ۳۰wt.% کاربید کروم.



شکل ۷. نتایج آنالیز EDS انجام گرفته بر روی ذرات سایشی الف) استلایت ۶ و ب) استلایت ۶- ۲۰wt.% کاربید کروم.

شیمیایی ذرات سایشی است که این مطلب نشان دهنده انتقال ماده به مقدار بسیار کم از گلوله ساینده به سطح دیسک است. از آنجایی که میزان کاهش وزن گلوله ساینده بسیار ناچیز بود (کمتر از ۰/۲ mg)، لذا نتیجه می‌گیریم که انتقال و جابجایی ماده به صورت دو طرفه، یعنی از گلوله به دیسک و بالعکس نبوده، لذا نتیجه می‌گیریم سایش چسبان در فرآیند سایشی این پوشش مکانیزم غالب نیست.

ضریب اصطکاک

شکل ۸ نمودارهای ضریب اصطکاک را برای سایش دمای محیط پوشش‌های مورد بررسی نشان می‌دهد. در این نمودارها، نوساناتی مشاهده می‌شود. بوناچی و همکاران [۱۹] این نوسانات را به عوامل متعدد مؤثر در ضریب

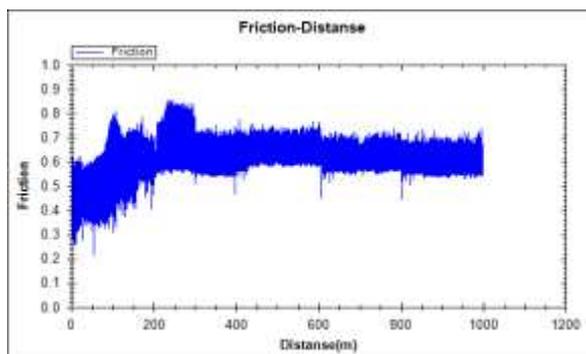
نیرو این حفرات کشیده شده و هنگامی که طول آن‌ها به حد بحرانی برسد ترک تشکیل می‌شود. با رشد این ترک‌ها و به هم پیوستن آن‌ها ذرات سایشی به صورت ورقه‌های نازک از سطح پوشش جدا می‌شود [۱۸].

آنالیز تفکیک انرژی (EDS)

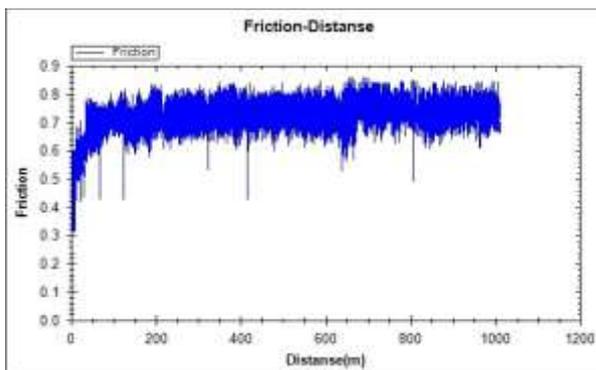
به منظور بررسی دقیقتر مکانیزم سایش، بر روی ذرات سایشی آنالیز تفکیک انرژی (EDS) انجام گرفت. در شکل ۷ نتایج آنالیز EDS انجام گرفته بر روی ذرات سایشی جمع آوری شده از آزمون سایش انجام گرفته بر روی دیسک‌های با ترکیب استلایت ۶ و استلایت ۶ حاوی ۲۰ درصد وزنی کاربید کروم مشاهده می‌شود. نتایج بیانگر حضور عنصر آلومینیوم به مقدار بسیار ناچیز در ترکیب

لهیدگی پوشش به اطراف شیار و گلوله وجود دارد. از طرفی چسبیدن و جدا شدن مداوم گلوله به پوشش می‌تواند باعث افزایش ضریب اصطکاک و نوسانات آن گردد.

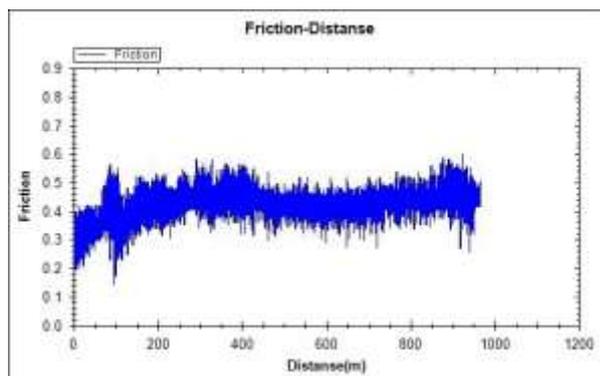
اصطکاک مانند سایش چسبان، ریزخیش حاصل از زبری سطحی و ریزخیش حاصل از ذرات سایشی مرتبط دانسته‌اند. همانطور که قبلاً ذکر شد پوشش استلایت ۶ نسبت به دیگر پوشش‌ها به دلیل عدم حضور ذرات سخت کاربرد کروم شکل‌پذیری بیشتری دارد. در نتیجه امکان



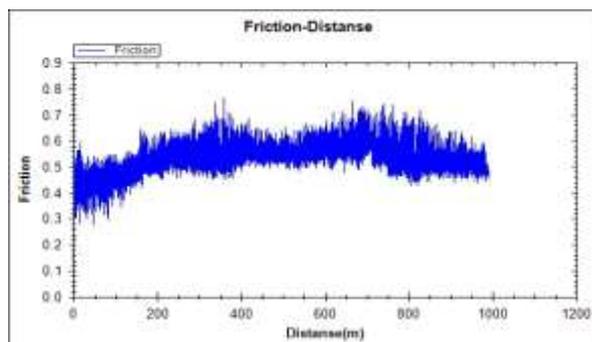
ب) استلایت ۶ - ۱۰ wt.% کاربرد کروم



الف) استلایت ۶



ت) استلایت ۶ - ۳۰ wt.% کاربرد کروم



پ) استلایت ۶ - ۲۰ wt.% کاربرد کروم

شکل ۸. نمودارهای ضریب اصطکاک بر حسب مسافت سایش برای پوشش‌های مختلف (توضیحات در زیر هر نمودار ذکر شده است).

در کل پوشش احتمال تشکیل اکسید نسبت به پوشش استلایت ۶ افزایش می‌یابد. ذرات و فیلم اکسیدی موجود در مسیر سایش ممکن است در یکدیگر ادغام شده و یک لایه متراکم را تشکیل دهد و به عنوان یک لایه روانکار در حین تست سایش عمل کرده و ضریب اصطکاک را کاهش دهد.

از مقایسه نمودارهای ضریب اصطکاک بدست آمده با شکل نمودار تئوری ضریب اصطکاک می‌توان مراحل یک تا چهار را در این نمودارها مشاهده کرد. همانطور که

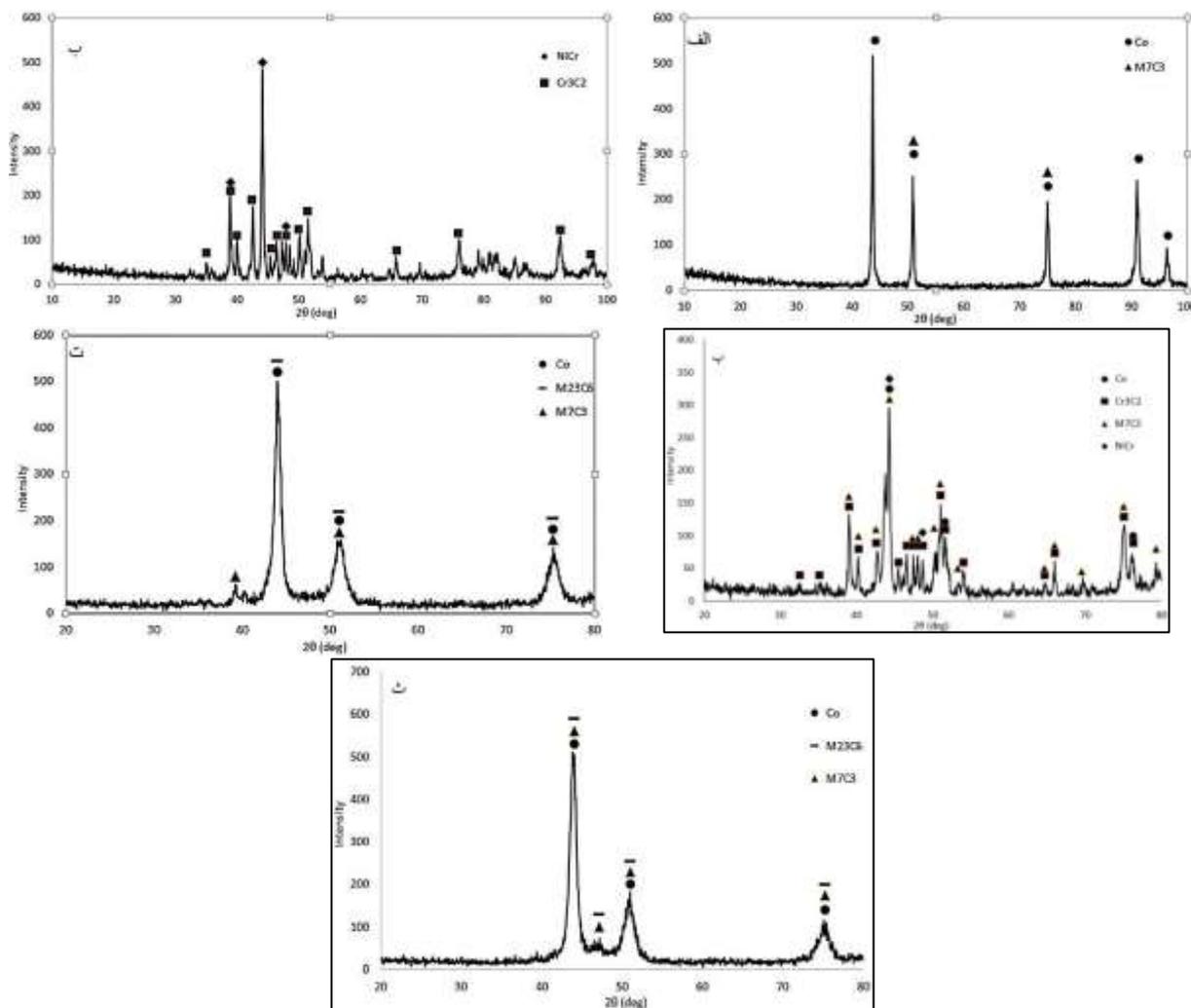
البته سریناواسان و همکاران [۲۰] معتقدند که در اثر گرمای حاصل از ضریب اصطکاک، دمای محل تماس گلوله با زیرلایه افزایش می‌یابد. افزایش دمای محل اتصال باعث نرم شدن و شکل‌پذیری بیشتر پوشش می‌شود اما وجود ذرات کاربرد کروم در پوشش، پایداری حرارتی آن را افزایش می‌دهد و پدیده نرم شدن کمتر اتفاق می‌افتد. از طرفی گرمای حاصل از اصطکاک می‌تواند سبب تشکیل ذرات و فیلم اکسیدی در مسیر سایش گردد. در پوشش حاوی ذرات کاربرد کروم، به دلیل مقدار بالاتر عنصر کروم

مشاهده می‌شود با افزایش فاز کاربرد کروم در پوشش ضریب اصطکاک کاهش می‌یابد. از آنجایی که نمونه‌های سایشی قبل از انجام آزمون سایش تحت عملیات سنگ‌زنی قرار گرفته‌اند میزان ناهمگونی‌های سطحی ناچیز بوده و در نتیجه مولفه تغییر فرم پلاستیک ناهمگونی‌های سطحی از ضریب اصطکاک کل کنار گذاشته می‌شود. از طرفی چون جنس دو نمونه تحت سایش با هم متفاوت است، یکی سرامیکی و دیگری فلزی، تمایل این دو ماده برای ایجاد پیوند و سایش چسبان کاهش می‌یابد، لذا مرحله اول منحنی ضریب اصطکاک تئوری به میزان کم در مراحل اولیه دیده می‌شود. از آنجایی که ذرات سایشی شکسته شده نتوانسته‌اند آثار خراشیدگی قابل ملاحظه‌ای را بر روی سطح ایجاد کنند، لذا شیب ناحیه دوم سایش کم است. شیب زیاد ناحیه سوم را که در منحنی ضریب اصطکاک پوشش بدون تقویت کننده مشاهده می‌شود را می‌توان به دلیل افزایش سریع تعداد ذرات سایش مرتبط دانست که بین دو سطح درگیر قرار گرفته و نرخ سایش را افزایش می‌دهند. پایداری مرحله چهارم زمانی است که تعداد ذرات سایشی که ایجاد شده و بین سطوح قرار می‌گیرند با تعداد ذرات سایشی که از سطوح درگیر خارج می‌شوند برابر باشد. از آنجایی که در هر چهار پوشش به ویژه با افزایش میزان فاز تقویت کننده میزان ذرات سایشی کاهش یافته و بسیار کم است لذا شاهد آن هستیم که مرحله چهارم در زمان‌های طولانی‌تری رخ داده است [۱۸].

مشاهده می‌شود با افزایش فاز کاربرد کروم در پوشش ضریب اصطکاک کاهش می‌یابد. از آنجایی که نمونه‌های سایشی قبل از انجام آزمون سایش تحت عملیات سنگ‌زنی قرار گرفته‌اند میزان ناهمگونی‌های سطحی ناچیز بوده و در نتیجه مولفه تغییر فرم پلاستیک ناهمگونی‌های سطحی از ضریب اصطکاک کل کنار گذاشته می‌شود. از طرفی چون جنس دو نمونه تحت سایش با هم متفاوت است، یکی سرامیکی و دیگری فلزی، تمایل این دو ماده برای ایجاد پیوند و سایش چسبان کاهش می‌یابد، لذا مرحله اول منحنی ضریب اصطکاک تئوری به میزان کم در مراحل اولیه دیده می‌شود. از آنجایی که ذرات سایشی شکسته شده نتوانسته‌اند آثار خراشیدگی قابل ملاحظه‌ای را بر روی سطح ایجاد کنند، لذا شیب ناحیه دوم سایش کم است. شیب زیاد ناحیه سوم را که در منحنی ضریب اصطکاک پوشش بدون تقویت کننده مشاهده می‌شود را می‌توان به دلیل افزایش سریع تعداد ذرات سایش مرتبط دانست که بین دو سطح درگیر قرار گرفته و نرخ سایش را افزایش می‌دهند. پایداری مرحله چهارم زمانی است که تعداد ذرات سایشی که ایجاد شده و بین سطوح قرار می‌گیرند با تعداد ذرات سایشی که از سطوح درگیر خارج می‌شوند برابر باشد. از آنجایی که در هر چهار پوشش به ویژه با افزایش میزان فاز تقویت کننده میزان ذرات سایشی کاهش یافته و بسیار کم است لذا شاهد آن هستیم که مرحله چهارم در زمان‌های طولانی‌تری رخ داده است [۱۸].

فاز یابی

الگوی پراش پرتو ایکس پودرهای اولیه و پوشش بدست آمده در شکل ۹ نشان داده شده است. همانطور که مشاهده می‌شود پودر استلایت ۶ دارای فاز غنی از کبالت با ساختار fcc و فاز M_7C_3 است (حرف M در این فاز نماینده عنصر Co و Cr است) که در ساختار نهایی پوشش استلایت ۶، این فازها همچنان باقی مانده‌اند. بجز دو پیک با شدت بالا مربوط به فازهای پودر کاربرد کروم که در



شکل ۹. الگوی پراش پرتو ایکس مربوط به الف) پودر استلایت ۶، ب) پودر کاربید کروم، پ) مخلوط پودر استلایت ۶ - ۲۰wt.% کاربید کروم، ت) پوشش استلایت ۶، ث) پوشش استلایت ۶ - ۲۰wt.% کاربید کروم.

داخلی در شبکه کریستالی، عیوب کریستالی و ریزش‌دانه‌ها است [۲۴] که در پوشش‌های بررسی شده در این پژوهش شاهد آن هستیم.

نتیجه‌گیری

۱) اضافه کردن ذرات پودر کاربید کروم به پودر استلایت ۶ باعث افزایش سختی پوشش‌های پاشش حرارتی HVOF گردید.

۲) کمترین میزان تخلخل مربوط به پوشش استلایت ۶ - ۳۰wt.% کاربید کروم است.

پودر ذوب نشده، موجب تشکیل ساختار نانو در آن‌ها می‌شود. بر اساس نظریه آن‌ها به علت انرژی سینتیکی بالای ذرات ذوب نشده در اثر برخورد با سطح زیرلایه، تحت تغییر شکل پلاستیکی شدید قرار می‌گیرند و در ادامه در اثر گرمای حاصل از رسوب اسپلت‌های بعدی، فرآیند تبلور مجدد در اسپلت‌هایی که تغییر شکل یافته‌اند اتفاق می‌افتد و این امر باعث تشکیل دانه‌های هم‌محور تبلور مجدد یافته‌ای می‌شود که دارای ابعاد نانو هستند. در اینجا نیز احتمال می‌رود همین اتفاق برای پوشش‌های مورد بررسی افتاده است و پهن شدن پیک‌ها به دلیل ایجاد کرنش‌های

5. Y. Birol, *High temperature sliding wear behaviour of Inconel 617 and Stellite 6*, wear, 269(2010)664–671.
6. Y. Ninga, P. C. Patnaikb, R. Liua, *Effects of fabrication process and coating of reinforcements on the microstructure and wear performance of Stellite alloy composites*, Materials Science and Engineering A, 391 (2005) 313–324.
7. W. S. da Silva, R.M. Souza, J.D.B. Melloc, H. Goldensteind, *Room temperature mechanical properties and tribology of NICRALC and Stellite casting alloys*, Wear, 271 (2011) 1819–1827.
۸. ف.مددی، م. شمعانیان، ف. اشرفی زاده، روکش کاری کامپوزیتی استلایت به روش جوشکاری قوسی تنگستن-گاز، سمپوزیوم آهن و فولاد، شرکت فولاد آلیاژی ایران، یزد، ۱۳۸۸، ۵۶۸–۵۶۱.
9. G. Abbas, D. R F. West, *Laser surface cladding of stellite and stellite-SiC composites for enhanced hardness and wear*, Wear, 143(1991) 353-363.
۱۰. م. احمدی، ح. ادريس، پاشش حرارتی پودرهای کامپوزیتی استلایت ۶ به روش پاشش حرارتی و ارزیابی خواص آن، چهاردهمین سمینار ملی مهندسی سطح، دانشگاه صنعتی اصفهان، مهر ۱۳۹۲.
11. J. R. Davis, *Handbook of Thermal Spray Technology*, (2004).
12. R. F. Bunshah, *Handbook of Hard Coatings: Deposition Technologies, Properties and Applications*, Noyes Publications, (2001) New York, USA.
13. W. Zhang, S. A. Sampath, *Universal method for representation of in-flight particle characteristics in thermal spray processes*, Journal of Thermal Spray Technology, 18 (2009) 23-34.
14. S. Kamal, R. Jayaganthan, S. Prakash, , *Mechanical and microstructural characteristics of detonation gun sprayed NiCrAlY + 0.4 wt% CeO2 coatings on superalloys*, Materials Chemistry and Physics, 122 (2010) 262–268.
15. A. T. Clare, O. Oyelola, T. E. Abioye, P. K. Farayibi, *Laser cladding of rail*

- ۳) با اضافه شدن کاربید کروم به مخلوط پودری استلایت ۶ مقاومت به سایش این پوشش افزایش و ضریب اصطکاک کاهش یافت.
- ۴) وجود فازهای سخت کاربیدی در پوشش تمایل پوشش به سایش ورقه‌ای را افزایش داد.
- ۵) پوشش استلایت ۶- ۳۰ wt.% کاربید کروم دارای ضریب اصطکاک کمتری نسبت به دیگر پوشش‌های بررسی شده در این پژوهش است.
- ۶) نتایج آنالیز فازی بیانگر پایداری فازهای اولیه موجود در پودر اولیه و عدم اکسیداسیون در حین فرآیند پوشش‌دهی می‌باشد.

تشکر و قدردانی

نویسندگان این مقاله بر خود لازم می‌دانند از مدیریت و پرسنل محترم شرکت پودرافشان اصفهان جهت همکاری در انجام این پژوهش تشکر و قدردانی لازم را به عمل آورند.

مراجع

1. H. Cho, K. Hyun Bang, B. Woo Lee, *Influence of refractory ceramic coatings on high temperature properties of Inconel 617*, Surface & Coatings Technology, 205 (2010) 409–413.
2. W. C. Lin, C. Chen, *Characteristics of thin surface layers of cobalt-based alloys deposited by laser cladding*, Surface & Coatings Technology, 200 (2006) 4557 – 4563.
3. J. R. Davis, Davis & Associates, *Hardfacing, Weld Cladding and Dissimilar Metal Joining*", ASM Metals Handbook, 6 (1993) 789-794.
4. U. Malayoglu, A. Neville, H. Lovelock, *Assessing the kinetics and mechanisms of corrosion of cast and HIPed Stellite 6 in aqueous saline environments*, Corrosion Science, 47 (2005) 1911–1931.

- steel with Co-Cr*, Surface Engineering, 29(2013) 731-736.
16. J. F. Archard, Contact and rubbing of flat surface, *Applied Physics*, 24 (1953) 981-988.
 17. A. Y. Mosbah, D. Wexler, A. Calka, *Abrasive Wear of WC-FeAl Composites*, *Wear*, 258 (2005) 1337-1341.
 ۱۸. م. صالحی، ف. اشرفی‌زاده، متالورژی سطح و تریبولوژی، انجمن علوم و تکنولوژی سطح ایران، ۱۳۷۲.
 19. V. Bonache, M. D. Salvador, J. C. Garcia, E. Sanchez, E. Bannier, *Influence of Plasma Intensity on Wear and Erosion Resistance of Conventional and Nanometric WC-Co Coatings Deposited by APS*, *Journal of Thermal Spray Technology*, ASM International, 20(2011) 549-559.
 20. M. Srinivasan, C. Loganathan, M. Kamaraj, Q. B. Nguyen, M. Gupta, R. Narayansamy, *Sliding wear behaviour of AZ31B magnesium alloy and nano-composite*, *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*, 22 (2012) 60-65.
 21. L. Zhao, M. Parco, E. Lugscheider, *Wear behaviour of Al₂O₃ dispersion strengthened MCrAlY coating*, *Surface and Coatings Technology*, 184 (2004) 298-306.
 22. P. Richer, A. Zuniga, M. Yandouzi, B. Jodoin, *CoNiCrAlY microstructural changes induced during Cold Gas Dynamic Spraying*, *Surface & Coatings Technology*, 203 (2008) 364-371.
 23. J. Gang, J. P. Morniroli, T. Grosdidier, *Nanostructures in thermal spray coatings*, *Scripta Materialia*, 48 (2003) 1599-1604.
 24. B. D. Cullity, *Elements of X-Ray Diffraction*, (1978) 284-286.