

بررسی تأثیر دما و زمان فرایند گداخت کوره‌ای بر ریزساختار و سایش

پوشش‌های NiCrBSi ایجاد شده با فرایند پاشش شعله‌ای

محمد حاجی‌لو^۱، سعید تقی‌رمضانی^{۲*}، ضیاء والفی^۳، مسعود میرجانی^۱

۱- کارشناس ارشد مهندسی خوردگی و حفاظت از مواد، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، تهران، ایران

۲- دکتری مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، تهران، ایران

۳- دانشیار، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، تهران، ایران

*s.ramezany2013@gmail.com

چکیده

در این پژوهش، پوشش NiCrBSi به روش پاشش شعله‌ای پودری روی زیرلایه فولادی CK45 اعمال شد و سپس تحت عملیات حرارتی گداخت در کوره‌ی الکتریکی با گاز محافظ آرگون قرار گرفت. شرایط عملیات شامل دمای 1050°C به مدت ۲۵ دقیقه و دمای 950°C به مدت ۵ دقیقه بود. پس از گداخت، آزمون‌های سختی و سایش بر روی نمونه‌ها انجام گرفت و بررسی ریزساختاری با استفاده از میکروسکوپ الکترونی روبشی مجهز به آنالیز EDS صورت پذیرفت. نتایج نشان دادند که در دمای 1050°C و زمان ۲۵ دقیقه، مرز اسپلت‌ها به‌طور کامل از بین رفت، در حالیکه در دمای 950°C و زمان ۵ دقیقه مرز آن‌ها همچنان قابل مشاهده بود. همچنین افزایش دما و زمان گداخت موجب حذف ذرات کروی ریز ذوب‌نشده گردید، هرچند ذرات بزرگ‌تر همچنان در ساختار باقی ماندند. در شرایط 1050°C و ۲۵ دقیقه، تخلخل‌های موجود حذف شده و پیوستگی ساختاری حاصل از گداخت موجب افزایش سختی به میزان ۱۷۰ واحد نوپ شد. نتایج آزمون سایش نیز بیانگر آن بود که نمونه‌ی گداخت شده در 950°C و ۵ دقیقه عمدتاً دارای خراش‌های موازی با شیارهای عمیق بود، در حالیکه پوشش گداخت شده در 1050°C و ۲۵ دقیقه تنها خراش‌های سطحی نرم داشته و اثری از کندگی یا شیارهای عمیق در آن مشاهده نشد.

واژه‌های کلیدی:

NiCrBSi، خود گداز، پاشش شعله‌ای، گداخت کوره‌ای، سایش، ریزسختی

Investigating the effect of temperature and time of the furnace Fusion process on the microstructure and wear of NiCrBSi coatings created by the flame spraying process

Mohamad Hajiloo¹, Saeid Taghiramezani^{2*}, Zia Valefi³, masud mirjani¹

1- M.Sc. in Corrosion engineering, Malek-e-Ashtar University of Technology, Tehran, Iran

2- PhD in Materials Engineering, Malek-e-Ashtar University of Technology, Tehran, Iran

3- Assistant Prof. Malek-e-Ashtar University of Technology, Tehran, Iran

Abstract

In this study, a NiCrBSi coating was deposited onto a CK45 steel substrate using the flame powder spraying technique and subsequently subjected to a fusing heat treatment in an electric furnace under argon atmosphere. The treatment was carried out at 1050°C for 25 minutes and at 950°C for 5 minutes. After fusing, hardness and wear tests were performed, and the microstructural characteristics were analyzed using a scanning electron microscope equipped with EDS. The results revealed that at 1050°C for 25

minutes, the splat boundaries were completely eliminated, while at 950 °C for 5 minutes, they remained clearly visible. Increasing the fusing temperature and duration removed fine spherical unmelted particles, although larger unmelted particles persisted. At 1050 °C for 25 minutes, porosity was also eliminated, and the enhanced cohesion between coating constituents led to a hardness increase of about 170 Vickers. Wear analysis indicated that the fused coating at 950 °C for 5 minutes exhibited mainly parallel scratches with localized deep grooves, whereas the coating treated at 1050 °C for 25 minutes consisted only of smooth, shallow scratches, without any evidence of spalling or severe grooving.

Keywords:

NiCrBSi, self- fluxing, flame spraying, furnace fusion, wear, micro-hardness

۱- مقدمه

افزایش خواص خود گدازی این پوشش ها به ترکیب آن ها افزوده می شود. یکی دیگر از جنبه های قابل توجه این پوشش ها، امکان حضور اجزای بسیار سخت از قبیل WC و TiC در ترکیب آن ها، به منظور دستیابی به پوشش هایی سخت تر است [۱]. گزارش شده است که ذرات TiC به عنوان تقویت کننده به دلیل دانه سته ی پایین تر، قابلیت تر شوندگی بهتر، سختی بالاتر و مقاومت سایشی بالاتر نسبت به ذرات WC، عملکرد بهتری در پوشش ها از خود نشان می دهند. همچنین TiC چقرمگی لازم را برای پوشش های NiCrBSi فراهم می کند تا بتوانند توانایی استفاده در نیروهای اعمالی بالاتر را داشته و در کاربردهای دمابالا تا حدود ۱۱۰۰ درجه ی سانتی گراد، پایدار باقی بمانند. برای فراوری پوشش های NiCrBSi روش های مختلفی وجود دارد که هر کدام از این روش ها دارای مزایا، معایب و محدوده ی کاربری خاص خود هستند. این پوشش ها را می توان توسط روش های مختلف پاشش حرارتی از قبیل پاشش شعله ای، پاشش پلاسمایی (خصوصاً فرایند APS)، فرایند HVOF، روش لایه نشانی لیزری^۲، سمانتاسیون جعبه ای^۳ [۱۳] و نیز شیوه های مختلف رسوب دهی فیزیکی و شیمیایی از فاز بخار ایجاد کرد [۴، ۶]. همانطور که اشاره شد، آلیاژهای خود گداز شامل عناصر سیلیسیم و بور هستند که این عناصر نقش عوامل احیا کننده در آلیاژ را بر عهده دارند. احیاء طی عملیات حرارتی تکمیلی انجام می شود [۷].

پوشش های خود گداز^۱ NiCrBSi به طور وسیعی برای بهبود کیفیت سطوح اجزایی که مقاومت به سایش، مقاومت به اکسیداسیون و یا خوردگی داغ (تأ دمای حدود ۸۰۰ درجه سانتی گراد) به طور هم زمان مورد نیاز است، استفاده می شوند. این پوشش ها به طور معمول در اجزائی از قبیل صفحات سایشی، توربین های گازی، غلطک ها، پمپ ها، پیستون ها، ماشین آلات عمرانی و کشاورزی و سایر اجزای مکانیکی مورد استفاده قرار می گیرند [۱-۳]. پوشش های NiCrBSi از جمله پوشش های خود گداز پایه نیکل هستند که قابلیت گداخت پس از فرایند پاشش را دارند. این پوشش ها با افزودن عناصر آلیاژی نظیر کروم، بور، سیلیسیم و کربن به آلیاژهای متداول پایه نیکل طراحی می شوند تا خواص ریز ساختاری و مکانیکی پوشش نیز بهبود یابد. در صد این عناصر به گونه ای انتخاب می شوند که نزدیک به یک یوتکتیک پایدار با نقطه ذوب کم باشند و در انجماد سریع به ساختار غیربلورین تبدیل شوند. در پوشش های NiCrBSi، نیکل به عنوان فلز زمینه، استحکام پوشش را تأمین می کند. کروم، مقاومت به اکسیداسیون و خوردگی در دماهای بالا را افزایش داده و اگر کربن در ساختار پوشش وجود داشته باشد، از طریق تشکیل فازهای سختی مثل کاربید کرم، باعث افزایش سختی پوشش می شود و مقاومت به سایش پوشش های NiCrBSi را بهبود می بخشد [۴، ۵]. بور باعث کاهش دمای ذوب پوشش شده و در تشکیل فازهای سخت همکاری می کند و سیلیسیم برای

در اعمال پوشش‌های NiCrBSi با فرایندهای پاشش حرارتی، حضور عناصر بور و سیلیسیم، علاوه بر اینکه تنش سطحی و خواص ترکندگی آلیاژهای خودگداز NiCrBSi را کنترل می‌کنند، فرایند بلورینگی را به تأخیر انداخته و توانایی تشکیل فاز شیشه‌ای^۴ (GFA) هنگام فرایند انجماد سریع اسپلت‌ها را افزایش می‌دهند [۳، ۲]. در واقع محصول واکنش فوق، شیشه‌های بور و سیلیکات‌ها مانند $B_2O_x \cdot SiO_y$ هستند که یک لایه‌ی سرباره‌ای نازک را بر روی پوشش به وجود آورده که مقاومت به سایش پوشش‌های NiCrBSi از طریق تشکیل این فاز شیشه‌ای تأمین می‌شود. علاوه بر این، لایه نازک ایجاد شده در سطح از نفوذ اکسیژن و عوامل خوردنده به طرف زیرلایه ممانعت می‌کند و به طور مؤثری مانع تحلیل رفتن پوشش و زیرلایه در حین سرویس می‌شود. در سال‌های اخیر، توجه پژوهش‌ها صرفاً به تشکیل این لایه شیشه‌ای محدود نبوده و اثر پارامترهای فرایند بر کاهش تخلخل، افزایش استحکام پیوند و حفظ فازهای سخت نیز به عنوان موضوعی کلیدی مطرح شده است [۸]. به دست آوردن شرایط بهینه‌ی دمایی و زمانی که در آن، گداخت مناسب پوشش‌های NiCrBSi رخ داده و پوشش دارای بهترین خواص خود باشد، ضروری به نظر می‌رسد. ابعاد قطعه، نوع فلز پایه و ضخامت پوشش نیز از عواملی هستند که دما و زمان گداخت را تعیین می‌کنند. در عملیات حرارتی گداخت پوشش‌های NiCrBSi، شرایط بهینه‌ی گداخت طوری انتخاب می‌شود که تخلخل کم و سختی زیاد بوده و هم‌زمان یک پیوند متالورژیکی بین پوشش و زیرلایه، ایجاد شود. این شرایط بهینه هنگامی به دست می‌آید که مدت‌زمان ماندن نمونه در کوره و نیز دمای کوره، کمینه باشد. گداخت برای چنین پوشش‌هایی معمولاً بین دمای ۹۵۰ تا ۱۰۵۰ °C انجام می‌شود. دمای گداخت باید به اندازه‌ای باشد تا فاز جامد به مقدار کافی باقی بماند تا بتواند استحکام لازم برای نگهداری پوشش در حالت نیمه‌جامد را فراهم کند. دمای بیش از حد عملیات گداخت، اگرچه می‌تواند پیوندهای متالورژیکی قوی‌ای به وجود آورده و باعث کاهش عیوب ساختاری شود، اما از طرفی منجر به گدازش^۵ اضافی پوشش، تخلیه‌ی آلیاژ از عناصر سیلیسیم و بور و ایجاد سرباره‌ی اضافی می‌شود [۹، ۷]. همچنین به خاطر عملیات گداخت بیش از حد^۶، گازهای به

دام افتاده در ساختار پوشش، دور هم جمع شده و حفرات به هم پیوسته و بزرگی را در نزدیکی فصل مشترک پوشش و زیرلایه به وجود می‌آورند که این عمل، اتصال بین پوشش و زیرلایه را تضعیف و باعث پوسته شدن پوشش می‌شود [۱۰]. علاوه بر موارد فوق، گداخت بیش از حد، باعث جاری شدن فلز مذاب می‌شود؛ بنابراین مهم است که حرارت دادن و به پایان رساندن فرایند گداخت، به سرعت انجام گیرد [۹]. از طرفی گداخت ناقص^۷، باعث ذوب ناقص پوشش‌ها شده که نتیجه‌ی آن، تضعیف پیوند پوشش به زیرلایه، تخلخل‌های نامطلوب و عیوب ساختاری زیاد خواهد بود؛ بنابراین چالش اصلی در پژوهش‌های اخیر این است که چگونه می‌توان فرایندی مناسبی برای گداخت تعریف کرد که در آن، از یک سو نفوذ و همجوشی کافی میان اسپلت‌ها و زیرلایه حاصل شود و از سوی دیگر، گدازش بیش از حد رخ ندهد [۷، ۱۰]. در بین روش‌های مختلف پاشش حرارتی بکار گرفته شده برای ایجاد پوشش‌های خودگداز NiCrBSi، اگرچه پاشش پلاسمایی سرعت و دمای رسوب بالاتری را ارائه می‌دهد؛ ولی روش پاشش شعله‌ای به علت سادگی و هزینه‌ی کمتر، ترجیح داده می‌شود و به طور گسترده‌ای استفاده می‌شود [۲، ۴]. در پاشش شعله‌ای نسبت اکسیژن به سوخت و پارامترهای پاشش به دقت تنظیم می‌شوند تا به خواص پوشش موردنظر دست یابند [۱۱]؛ با این حال مطالعات نشان می‌دهد که پوشش‌های NiCrBSi پاشش شده به روش پاشش شعله‌ای، دارای عیوبی از جمله تخلخل بالا، چسبندگی کم پوشش به زیرلایه و پیوستگی کم اجزای پوشش به یکدیگر هستند [۴، ۸، ۱۰، ۱۲]. برای کاهش یا برطرف کردن این عیوب، عملیات حرارتی گداخت بر روی این پوشش‌ها انجام می‌شود. فرایند گداخت به عنوان یک عملیات حرارتی تکمیلی، مرحله‌ی دوم استفاده از آلیاژهای خودگداز است که برای بهبود برخی خواص پوشش‌های خودگداز انجام می‌شود. از جمله اهداف این فرایند می‌توان به کاهش عیوب ساختاری (تخلخل)، بهبود پیوستگی بین اسپلت‌ها و افزایش استحکام پیوند پوشش

به زیرلایه ۱ اشاره کرد. برای انجام عملیات حرارتی گداخت پوشش‌های NiCrBSi، از روش‌های مختلفی شامل گداخت کوره‌ای، لیزری و برای نمونه‌های با سطح بیش از حد بزرگ از گداخت شعله‌ای و القایی استفاده می‌شود [۱۲]. هدف از انجام این پژوهش، بررسی تأثیر هم‌زمان دما و زمان گداخت کوره‌ای بر ریز ساختار و عملکرد سایه‌شی پوشش‌های NiCrBSi ایجاد شده با فرایند پاشش شعله‌ای است.

در این پژوهش برای انجام عملیات حرارتی گداخت و آزمون ریزسختی سنجی و سایش، از فولاد کربن متوسط CK45 به شکل قرص با قطر ۲۵ و ارتفاع ۱۰ میلی‌متر به عنوان زیرلایه جهت اعمال پوشش استفاده شد. لازم به ذکر است که به منظور انجام بررسی‌های ریز ساختاری، این استوانه‌های فولادی توسط دستگاه برش با سیم^۸ به چهار قسمت مساوی تقسیم شدند. آنالیز کوانتومتری این آلیاژ زیرلایه در جدول ۱ ارائه شده است. از پودر آلیاژی خود گداخت NiCrBSi با نام تجاری PE 3309 با توزیع اندازه ذرات ۴۵-۹۰ μm برای لایه‌نشانی پوشش بر سطح زیرلایه‌ها استفاده شد. ترکیب شیمیایی این پودر در جدول (۲) آورده شده است. شکل ۱ تصویر SEM و آنالیز EDS از پودر NiCrBSi استفاده شده را نشان می‌دهد.

۲- مواد و روش تحقیق

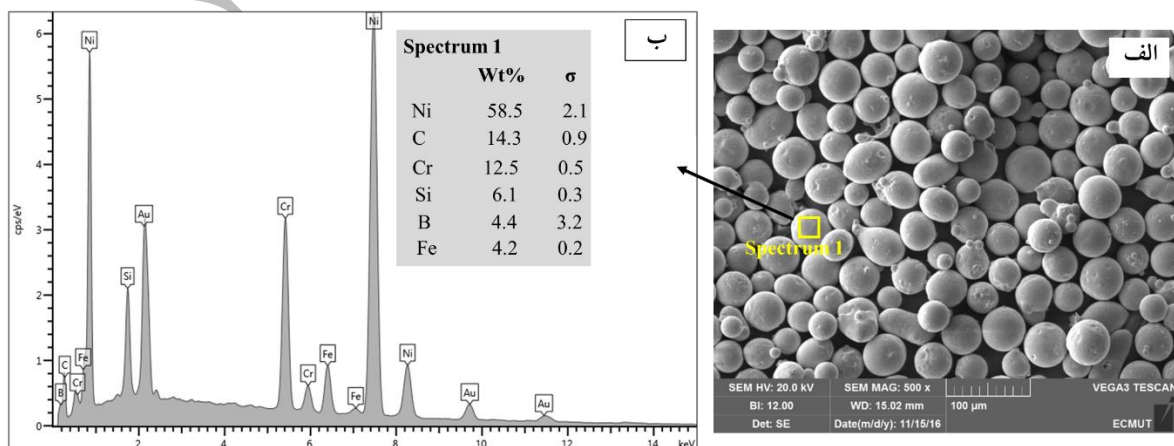
۲-۱- مواد و آماده‌سازی

جدول (۱): ترکیب شیمیایی زیرلایه استفاده شده برای پوشش‌دهی

عنصر	Fe	Ni	Cr	Mo	Si	C	Mn	S
درصد وزنی	Bal	< ۰/۴	< ۰/۴	< ۰/۱	< ۰/۴	۰/۰-۴۲/۵۰	۰/۰-۵۰/۸۰	۰/۰-۳۵

جدول (۲): ترکیب شیمیایی پودر آلیاژی NiCrBSi استفاده شده برای پوشش‌دهی [۱۰]

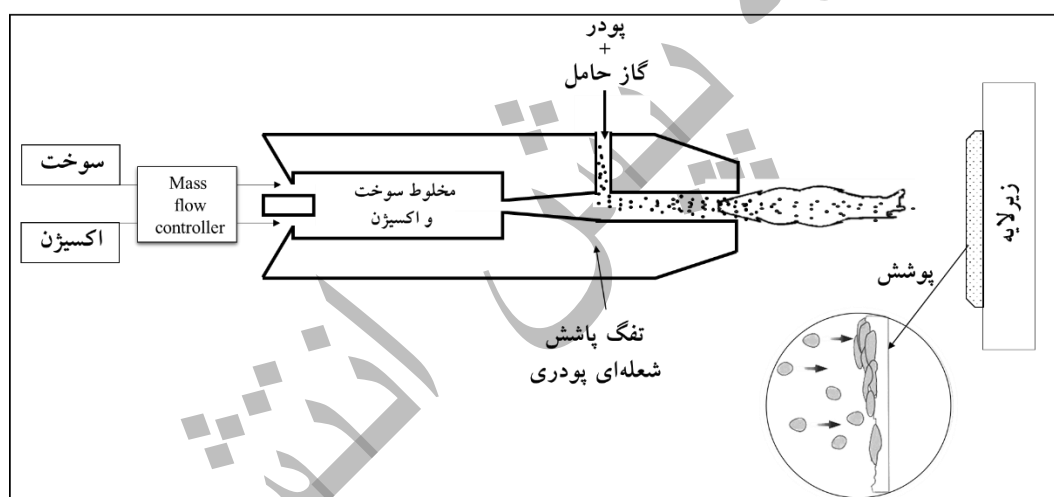
عنصر	Ni	Cr	B	Si	Fe	C
درصد وزنی	Bal	۱۵/۷۰	۳/۳۵	۴/۲۷	۴/۰۸	۰/۸۱



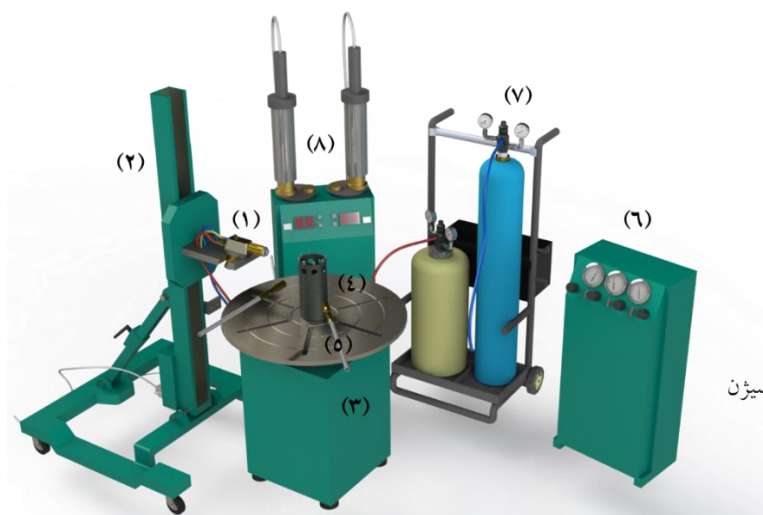
شکل (۱): تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از پودر NiCrBSi به همراه آنالیز EDS.

زیرلایه‌ها انجام شد. فرایند لایه‌نشانی پوشش‌ها توسط دستگاه پاشش شعله‌ای پودری ساخت دانشگاه صنعتی مالک اشتر و سیستم تزریق پودر Twin 10 ساخت شرکت سولزر انجام شد. در این فرایند، از گاز استیلن به عنوان گاز سوختی و آرگون به عنوان گاز حامل پودر استفاده شد. شماتیکی از فرایند پاشش شعله‌ای پودری در شکل ۲ نشان داده شده است. حرکت قطعه توسط یک میز دوار و تفنگ پاشش توسط یک سیستم رفت و برگشتی قابل کنترل بود. تصویر مدل شده تجهیزات پاشش با ذکر معرفی اجزاء در شکل ۳ آورده شده است. همچنین پارامترهای پوشش‌دهی در جدول ۳ خلاصه شده است.

پیش از فرایند پوشش‌دهی، به منظور افزایش زبری سطح زیرلایه‌ها و بهبود چسبندگی پوشش به آن‌ها، عملیات ذره‌پاشی^۹ بر روی زیرلایه‌ها توسط ذرات آلومینای با مش ۲۴ و تحت فشار کاری ۴bar انجام شد. فاصله و زاویه تقریبی ذره‌پاشی بر سطح نمونه‌ها به ترتیب ۲۰ و ۹۰ درجه انتخاب شد. پس از انجام این مرحله، نمونه‌ها به منظور انجام فرایند پوشش‌دهی روی یک نگهدارنده‌ی استوانه‌ای قرار داده شدند؛ سپس جهت حذف هرگونه آلودگی باقیمانده روی سطح از جمله ذرات آلومینای ناشی از فرایند ذره‌پاشی، از محلول استون و در نهایت جریان هوای فشرده استفاده شد. برای جلوگیری از آلوده شدن مجدد سطح نمونه‌ها، عملیات پوشش‌دهی بلافاصله پس از فرایند آماده‌سازی سطح



شکل (۲): شماتیکی از فرایند پاشش شعله‌ای پودری.



- (۱) تفنگ پاشش شعله‌ای
- (۲) سیستم حرکت خطی
- (۳) میز دوار
- (۴) نگه‌دارنده نمونه‌ها
- (۵) نازل‌های هوای فشرده
- (۶) کنترل‌کننده فرایند
- (۷) کپسول‌های سوخت و اکسیژن
- (۸) تغذیه‌کننده پودر

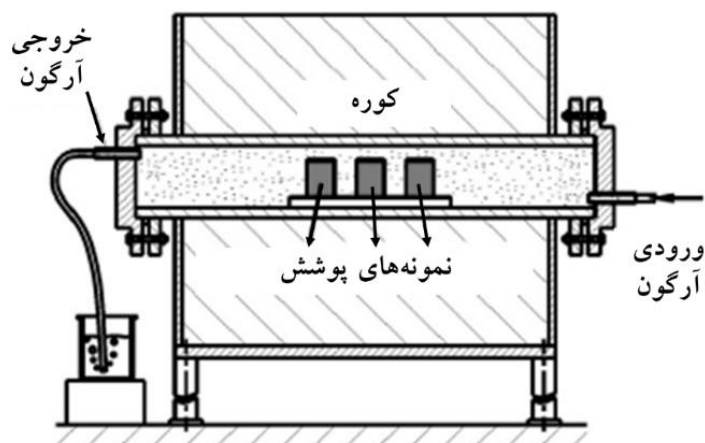
شکل (۳): تصویر مدل شده از تجهیزات پاشش شعله‌ای پودری با ذکر معرفی اجزاء.

جدول (۳): پارامترهای پاشش شعله‌ای مورد استفاده در لایه‌نشانی پوشش NiCrBSi

NiCrBSi	پارامترهای پاشش
۲۵	نرخ سیلان استیلن (l/min)
۳۵	نرخ سیلان اکسیژن (l/min)
۳۰	نرخ تزریق پودر (g/min)
۴	نرخ گاز حامل (l/min)
۱۵۰	فاصله‌ی پاشش (mm)

گرفتند. پس از گذشت زمان موردنظر، نمونه‌ها از کوره خارج شده و در دمای محیط سرد شدند. علت استفاده از گاز محافظ آرگون (با نرخ جریان ۵/۵ l/min) برای انجام عملیات حرارتی گداخت، جلوگیری از اثرات نامطلوب اکسیداسیون پوشش و حذف اثر آن از بررسی‌های ریزساختاری بعدی و نیز پرهیز از کربن‌زدایی فولاد زیرلایه بود. در شکل ۴، شماتیکی از روش حفاظت نمونه‌ها با گاز محافظ آرگون در کوره‌ی عملیات حرارتی نشان داده شده است. همان‌گونه که مشاهده می‌شود، نمونه‌ها در محفظه‌ای قرار گرفته‌اند که یک انتهای بسته و یک انتهای باز دارد. در انتهای بسته درجه‌ای تعبیه شده که گاز آرگون از طریق آن به درون محفظه تزریق می‌شود. انتقال گاز آرگون از سیلندر گاز به محفظه توسط یک لوله‌ی فولاد نسوز انجام شد.

عملیات حرارتی گداخت پوشش‌ها مشابه با سیستم Bergant [۱۳] در کوره‌ی الکتریکی و تحت گاز محافظ آرگون انجام شد (شکل ۴). دو پارامتر دما و زمان (دمای 1050°C با زمان ۲۵ دقیقه و دمای 950°C با زمان ۵ دقیقه) برای انجام عملیات حرارتی گداخت پوشش‌ها در کوره انتخاب شد. لازم به ذکر است که انتخاب این دماها و زمان‌ها با توجه به محدوده‌ی دمایی بین خطوط لیکوئیدوس و سالییدوس آلیاژ NiCrBSi و نیز پژوهش‌های پیشین صورت گرفته در زمینه‌ی این پوشش‌ها انجام شد. ضمناً کدگذاری نمونه‌های عملیات حرارتی شده به صورت $f_{t,T}$ انجام گرفت. در این کدگذاری، حروف t و T به ترتیب نشان‌دهنده‌ی دما و زمان عملیات حرارتی گداخت هستند. روش کار به این صورت بود که ابتدا دمای کوره به دمای موردنظر رسیده و سپس نمونه‌ها درون کوره قرار



شکل (۴): شماتیک از سیستم مورد استفاده در عملیات گداخت Bergant [۱۳].

۲-۲ ریزسختی سنجی

به‌طور کلی، پوشش‌های پاشش حرارتی در مرحله تولید با استفاده از آزمون سختی ارزیابی می‌شوند که به طور مؤثر یک ارزیابی ساده، نسبتاً سریع و غیرمخرب از پوشش ارائه می‌دهد. به‌منظور بررسی تغییرات ایجادشده در سختی پوشش‌ها پس از انجام عملیات حرارتی گداخت در دماها و زمان‌های مختلف و نیز مقایسه با نتایج مطالعات ریز ساختاری و آزمایش سایش، ریز سختی مقطع پوشش‌ها توسط دستگاه سنجش ریزسختی OSK ساخت کشور ژاپن اندازه‌گیری شد. برای این کار از فرورونده‌ی نوپ تحت بار ۱۰۰ گرم و زمان اعمال بار ۳۰ - ۲۵ ثانیه استفاده شد. در هر نمونه، پنج اثر روی سطح مقطع پوشش ایجاد شده و میانگین این پنج عدد به‌عنوان عدد ریزسختی پوشش گزارش شد.

۳-۲ آزمون سایش

به‌منظور مطالعه و ارزیابی رفتار تریبولوژیکی پوشش NiCrBSi، آزمون سایش پین روی دیسک بر اساس استاندارد

ASTM G99-95 [۱۴] انجام شد. پین استوانه‌ای از جنس آلومینا (HV ۱۸۰۰) با قطر ۶ mm مورد استفاده قرار گرفت. زیرلایه‌های فولادی پوشش داده شده به شکل استوانه‌ای با ارتفاع ۱۰ mm و قطر ۲۵ mm، به عنوان سطح مقابل یا همان دیسک در آزمون سایش پین روی دیسک استفاده شدند. نیروی عمودی اعمالی ۱۰ N بود. سرعت چرخش پین روی دیسک و همچنین مسافت کلی لغزش به ترتیب ۱ m/s و ۰/۱ m و ۱۰۰۰ انتخاب شد. نمونه‌ها قبل و بعد از انجام آزمایش، توسط استون شسته و سپس خشک شدند و وزن آن‌ها اندازه‌گیری شد. تفاوت وزن نمونه‌ها قبل و بعد از آزمون سایش، به‌عنوان معیار مقاومت به سایش پوشش‌ها ارزیابی شد. شکل رد سایش با هدف مطالعه‌ی مکانیزم سایش، توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی بررسی شدند.

پوشش‌ها است قرار گرفتند. پیش از انجام این کار، برای آسانی کار و نیز جلوگیری از کنده شدن احتمالی پوشش حین پولیش کاری، نمونه‌ها با رزین اپوکسی در مانت سرد نصب شدند. سپس سطح مقطع پوشش‌ها توسط سنباده‌های شماره‌ی ۳۲۰، ۵۰۰، ۸۰۰، ۱۰۰۰، ۱۲۰۰، ۲۴۰۰ و ۴۰۰۰

۲-۴ آماده‌سازی متالوگرافی

جهت بررسی‌های متالوگرافی و مشاهدات میکروسکوپی نمونه‌ها مطابق استاندارد ASTM E1920-03 [۱۵] تحت آماده‌سازی متالوگرافی که شامل فرایند پرداخت سطح مقطع

پردازش شد. در ادامه، مطالعات ریزساختاری بعدی روی نمونه‌ها انجام گرفت.

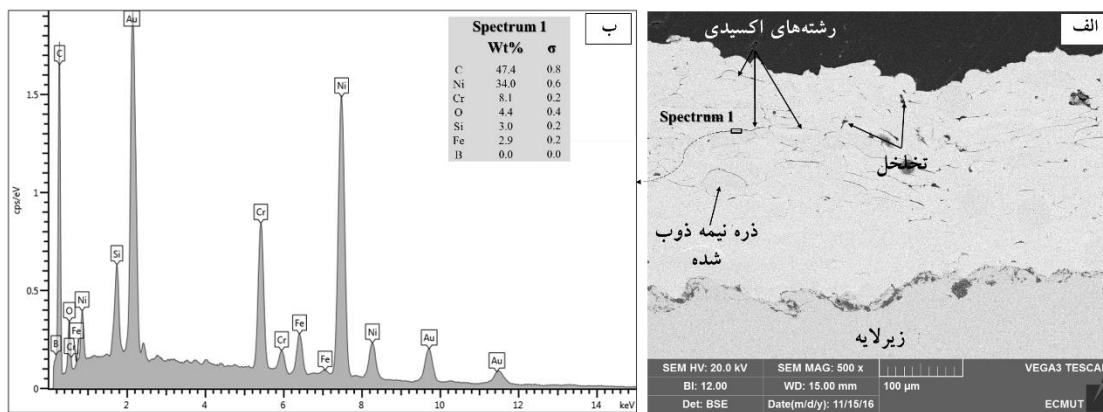
۲-۵ بررسی‌های ریزساختاری

برای مطالعه و بررسی مورفولوژی سطح رویی و سطح مقطع پوشش‌ها پس از پاشش شعله‌ای و نیز بعد از انجام عملیات حرارتی گداخت و آزمون سایش، از میکروسکوپ الکترونی روبشی TESCAN مدل VEGA3 XMU مجهز به طیف سنج تفکیک اشعه‌ای ایکس استفاده شد. تهیه تصاویر از سطح رویی پوشش‌ها، بدون آماده‌سازی اولیه صورت گرفت؛ در حالی که برای تهیه تصاویر از سطح مقطع پوشش‌ها، عملیات سنباده‌زنی تا سنباده‌ی شماره‌ی ۴۰۰۰ بر روی آن‌ها انجام شد. پیش از مشاهده‌ی پوشش‌ها توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی، به منظور تهیه تصاویری با وضوح بالا، با استفاده از دستگاه کندوپاش مغناطیسی به مدت ۱۰ دقیقه و با ولتاژ ۶kV و جریان ۵mA، یک لایه‌ی نازک طلا روی سطح پوشش‌ها اعمال شد. همچنین برای اتصال الکتریکی نمونه‌ها به نگهدارنده‌ی دستگاه از چسب مسی استفاده شد. در پایان، تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی در شرایط خلأ با ولتاژ ۲۰kV و استفاده از آشکارساز الکترون‌های ثانویه و الکترون‌های برگشتی به دست آمد. هنگام انجام مطالعات میکروسکوپی الکترونی روبشی، به منظور بررسی مقدار عناصر موجود در پوشش، از آنالیزگر EDS استفاده شد.

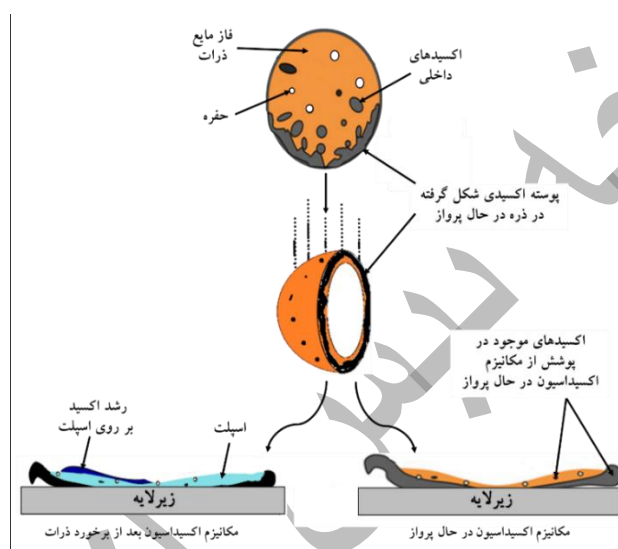
۳- نتایج و بحث

شکل ۵-الف سطح مقطع پوشش NiCrBSi ایجادشده با فرایند پاشش شعله‌ای را نشان می‌دهد. مشاهده می‌شود که هیچ ترک یا لایه‌لایه شدگی آشکاری در پوشش وجود ندارد و پیوند عالی بین فصل مشترک پوشش و زیرلایه مشهود است. همچنین مشاهده می‌شود در ریزساختار پوشش، رشته‌های

اکسیدی، تخلخل و ذرات نیمه مذاب نیز وجود دارد. فرایندهای پاشش حرارتی مورفولوژی‌های تقریباً مشابهی متشکل از اسپلت‌ها ایجاد می‌کنند که ناشی از برهمکنش پودر ورودی به شعله و یا ستون پلاسما، برخوردهای متوالی جریانی از ذرات در حال پرواز، مسطح شدن، خنک شدن سریع و انجماد است. در این پوشش‌ها، به دلیل تجمع اسپلت‌ها روی یکدیگر، یک ریزساختار لایه‌ای معمولی تشکیل می‌شود و لایه‌ها موازی با سطح زیرلایه قرار می‌گیرند [۱۱]. در شکل ۵-الف، در نیمی از ضخامت پوشش، در مراحل اولیه لایه‌نشانی (در نزدیکی زیرلایه) تقریباً هیچ اکسیدی در ساختار پوشش وجود ندارد؛ درحالی‌که با ادامه‌ی لایه‌نشانی و افزایش دمای زیرلایه رگه‌های اکسیدی در ساختار پوشش مشاهده می‌شود که دلیلی بر اکسیداسیون بعد از برخورد ذرات و تأثیر دمای زیرلایه بر اکسیداسیون می‌باشد. آنالیز EDS رشته‌ی اکسیدی در شکل ۵-ب آورده شده است. مقدار اکسید در پوشش‌های حاصل از فرایندهای پاشش حرارتی به عوامل مختلفی وابسته است. عوامل مؤثر بر میزان اکسید وابسته به نوع مکانیزم اکسیداسیون است و برای کنترل مقدار اکسید باید مکانیزم حاکم اکسیداسیون در فرایند اعمال پوشش تعیین می‌شود. شکل ۶ شماتیکی از دو مکانیزم اصلی اکسیداسیون در حال پرواز و بعد از برخورد ذرات در فرایندهای پاشش حرارتی را نشان می‌دهد. کنترل دمای زیرلایه برای کاهش مقدار اکسید و حفظ خواص ساختاری پوشش ضروری است. دمای زیرلایه در مکانیزم اکسیداسیون در حال پرواز ذرات تأثیری نداشته و فقط بر اکسیداسیون پس از برخورد ذرات به زیرلایه تأثیر می‌گذارد. اگرچه افزایش دمای زیرلایه منجر به بهبود استحکام چسبندگی پوشش/زیرلایه می‌شود؛ ولی هر عاملی که سبب افزایش دمای زیرلایه بدون کنترل اتمسفر محیط شود می‌تواند از سرمایش سریع اسپلت‌ها جلوگیری و در مقدار اکسیژن نهایی پوشش تغییر ایجاد کند. این بدان معنی است که دمای بالاتر اسپلت‌ها نیز سینتیک اکسیداسیون را تسریع و مقادیر اکسید در پوشش را افزایش می‌دهد [۱۶].



شکل (۵): (الف) سطح مقطع پوشش NiCrBSi ایجاد شده با فرایند پاشش شعله‌ای، (ب) آنالیز EDS از رشته‌ی اکسیدی.



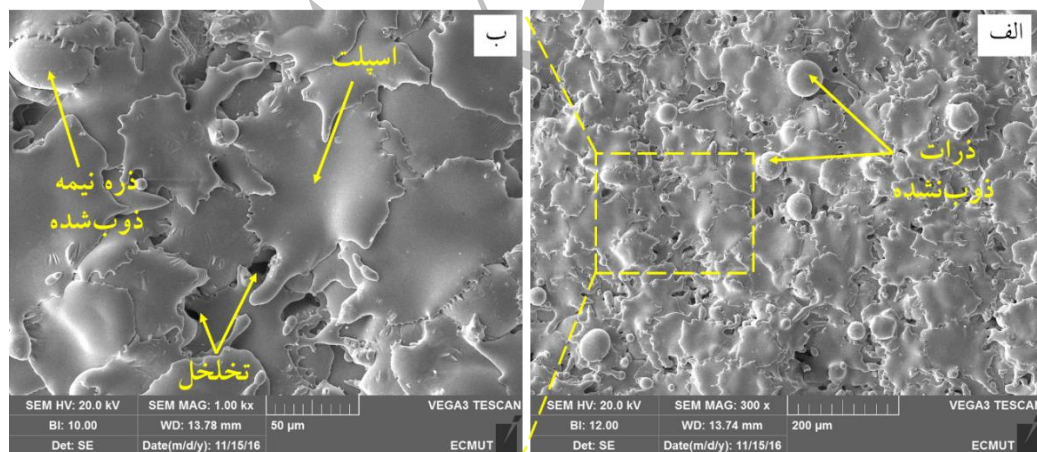
شکل (۶): شماتیکی از مکانیزم‌های اکسیداسیون ذرات در فرایندهای پاشش حرارتی [۱۷].

کوتاه برای برخی از ذرات دشوار است. همچنین وقتی ذرات از تفنگ پاشش خارج می‌شوند، معمولاً به جای حرکت در یک جریان متمرکز، تمایل به توزیع واگرا دارند. با واگرا شدن حرکت ذرات و به دلیل محدود بودن ناحیه گرم شعله، تعداد ذراتی در خارج از شعله با ناحیه دمای پایین قرار می‌گیرند. در چنین شرایطی ذراتی که گرمای کافی را در شعله جذب کرده باشند، به واسطه‌ی نیروی جنبشی که از شعله دریافت کرده‌اند، پس از برخورد به زیرلایه دچار تغییر شکل شده و با سرعتی بسیار بالا منجمد خواهند شد. در مقابل ذراتی که به دلیل قرار گرفتن در خارج از منطقه دما بالای شعله، گرمای کافی جهت ذوب شدن را دریافت نکرده و با مورفولوژی کروی در ساختار پوشش ظاهر می‌شوند. همچنین ممکن است برخی از ذرات

شکل ۷ تصاویر میکروسکوپی الکترونی ثانویه از آخرین لایه منجمد شده پوشش NiCrBSi بعد از فرایند پاشش شعله‌ای در دو بزرگنمایی متفاوت را نشان می‌دهد. همانطور که مشاهده می‌شود، ساختار عمومی پوشش را اسپلت‌ها تشکیل داده‌اند و مقدار کمی از ذرات کروی ذوب‌نشده و تخلخل در ساختار پوشش نیز وجود دارد. در واقع در فرایند پاشش شعله‌ای، ذرات پودری پس از تزریق به درون شعله، بسته به اندازه ذرات، مدت زمان و نحوه قرارگیری ذرات در شعله، ممکن است به صورت کامل و یا جزئی ذوب شده و یا به شکل جامد به زیرلایه برسند. در واقع، در فرایندهای پاشش شعله‌ای، اگرچه دمای شعله اکسی-استیلن حدود ۳۰۰۰ درجه سانتی-گراد است؛ اما هنوز هم رسیدن به دمای بالا در مدت زمان

بعد از ذوب و انجماد مجدد در ساختار پوشش قرار گرفته‌اند. در واقع وضعیت فیزیکی ذرات قبل از برخورد به زیرلایه که توسط سرعت و دمای ذرات تعیین می‌شود، یک عامل کلیدی مؤثر بر ریزساختار پوشش‌ها است و به شدت تحت تأثیر پارامترهای پوشش قرار می‌گیرد. در فرایندهای پوشش حرارتی، حداکثر دما و سرعت برای ذرات در فاصله مشخصی از تفنگ به دست می‌آید و با افزایش فاصله از تفنگ، دما و سرعت در امتداد محور شعله به طور چشمگیری کاهش می‌یابد. این پدیده به دلیل عوامل مختلفی از جمله اتلاف گرما هنگام عبور ذرات از شعله رخ می‌دهد؛ از این رو ذرات در فرایندهای پوشش حرارتی تا یک فاصله مشخص قرار گرفتن در شعله در معرض حرارت قرار می‌گیرند و سپس دمای خود را از دست می‌دهند. در چنین شرایطی ذرات مذاب می‌توانند به صورت منجمد شده به سطح زیرلایه برسند [۱۱]. کاهش دما و سرعت علاوه بر افزایش ذرات ذوب نشده، باعث کاهش درجه مسطح شدن ذرات و چسبندگی ضعیف بین اسپلت‌ها می‌شود. یکی از مشخصه‌های دیگر پوشش NiCrBSi ایجاد شده با فرایند پوشش شعله‌ای، وجود مقداری تخلخل است. ظهور

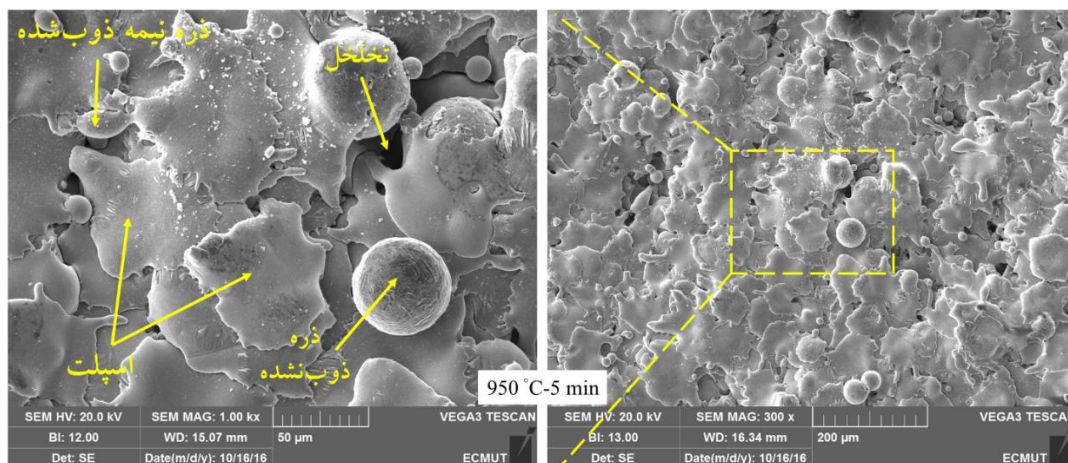
تخلخل در ساختار پوشش را می‌توان با بررسی ویژگی‌های فرایند پوشش توجیه کرد. در فرایند پوشش شعله‌ای، انرژی جنبشی پایین ذرات (کمتر از ۱۰۰ متر بر ثانیه) تغییر شکل پلاستیک ذرات را در هنگام برخورد کاهش می‌دهد و منجر به ایجاد پوشش‌های متخلخل می‌شود. همچنین، تخلخل پوشش‌ها را می‌توان به محبوس شدن هوا در حین انجماد ذرات پوشش شده نسبت داد. در واقع، در طول فرایند پوشش، گاز می‌تواند در ذرات مذاب یا نیمه مذاب به دام بیفتد و هنگامی که این ذرات به زیرلایه برخورد کرده و جامد می‌شوند، گاز محبوس شده می‌تواند حفره‌ها یا منافذی را در پوشش ایجاد کند [۱۸]. علاوه بر این ذرات ذوب نشده می‌توانند باعث تشکیل حفره‌ها/تخلخل‌های نامنظم پر نشده [۱۹] در اطراف آن‌ها شود. به دام افتادن فضای خالی اطراف ذرات ذوب نشده، که به عنوان اثر سایه^۱ شناخته می‌شود، دلیل اصلی ایجاد منافذ بزرگ در ساختار پوشش‌های پوشش حرارتی است. توضیحات بالا نشان می‌دهد که پارامترهای پوشش و خواص پودر، از جمله مورفولوژی پودر و توزیع اندازه ذرات، نیز نقش مهمی در ایجاد عیوب دارند [۱۹].



شکل (۷): تصاویر میکروسکوپی الکترونی از سطح پوشش NiCrBSi ایجاد شده با فرایند پوشش شعله‌ای در دو بزرگنمایی متفاوت.

تصاویر میکروسکوپی الکترونی ثانویه از سطح پوشش NiCrBSi عملیات حرارتی شده در دمای 950°C و مدت زمان ۵ دقیقه در دو بزرگنمایی متفاوت در شکل ۸ نشان داده شده است. همانطور که مشاهده می‌شود، ریزساختار سطح رویی در پوشش گداخت شده در دمای 950°C و مدت

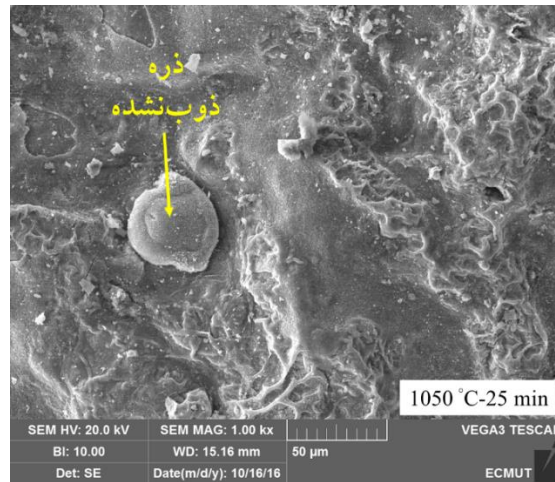
زمان ۵ دقیقه تفاوت چندانی با ریزساختار پوشش بعد از پوشش (شکل ۷) ندارد و مرز بین اسپلت‌ها در پوشش کاملاً آشکار است. علاوه بر این می‌توان مشاهده کرد که ذرات ذوب نشده‌ی ریز و درشت و همچنین تخلخل‌ها نیز در ساختار پوشش باقی مانده‌اند.



شکل (۸): تصاویر میکروسکوپی الکترونی از سطح پوشش NiCrBSi ایجاد شده با فرایند پاشش شعله‌ای بعد از فرایند گداخت در دمای 950°C و مدت زمان ۵ دقیقه.

مانده‌اند. علاوه بر این مشاهده می‌شود که تخلخل‌های پوشش بعد از فرایند گداخت در دمای 1050°C در زمان ۲۵ دقیقه کاملاً پر شده‌اند. مطالعات نشان می‌دهند که عناصر بور و سیلیسیم (عوامل خود گدازی پوشش NiCrBSi) در ترکیب پوشش یک نقطه یوتکتیک با ترکیب Ni/Ni₃B در دمای نسبتاً پایین تشکیل می‌دهند. نقطه یوتکتیک ترکیبی با کمترین نقطه ذوب است که دمای ذوب ترکیب را کاهش داده و از این طریق باعث آسانی انجام عملیات حرارتی گداخت آن‌ها می‌شود [۶]. فاز خمیری ایجاد شده با ویسکوزیته کم و حرکت موینگی یوتکتیک نامبرده شده، تخلخل‌ها و حفرات موجود در پوشش را پر کرده و پیوستگی بین اسپلت‌ها را افزایش می‌دهد. همچنین فاز خمیری ایجاد شده در فصل مشترک پوشش و زیرلایه منجر به بهبود استحکام چسبندگی از طریق ایجاد یک پیوند متالورژیکی بین پوشش و زیرلایه می‌شود. همچنین مطالعات نشان می‌دهند که پدیده‌ی کاهش تخلخل در اثر عملیات حرارتی گداخت می‌تواند ناشی از خروج گازهای گیر افتاده در پوشش، به دلیل اختلاف فشار اتمسفر و فشار این گازهای محبوس درون پوشش باشد [۲۰].

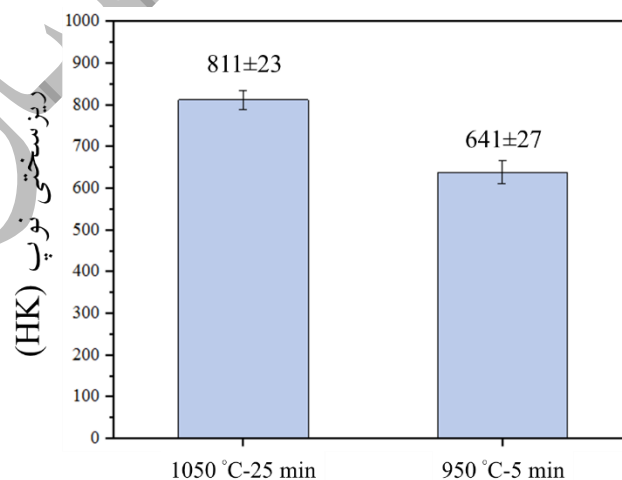
تصویر میکروسکوپی الکترونی ثانویه از سطح پوشش NiCrBSi عملیات حرارتی شده در دمای 1050°C و در زمان ۲۵ دقیقه در شکل ۹ نشان داده شده است. همانطور که مشاهده می‌شود، برخلاف نمونه‌ی گداخت شده در دمای 950°C و مدت زمان ۵ دقیقه، در نمونه‌ی گداخت شده در دمای به 1050°C با زمان ۲۵ دقیقه، مرز بین اسپلت‌ها به‌طور کلی از بین رفته است. در واقع یکی از اهداف عملیات حرارتی گداخت و نیز یکی از معیارهای موفقیت‌آمیز بودن این فرایند در پوشش‌های خود گداز NiCrBSi، حذف کامل مرز بین اسپلت‌های پوشش است. ناپدید شدن مرز میان اسپلت‌ها به معنای نفوذ عناصر و ایجاد یک پیوند بین آن‌ها است که استحکام پیوستگی بین اجزای پوشش را افزایش می‌دهد. همچنین از مقایسه‌ی شکل ۸ و ۹ به نظر می‌رسد که با افزایش دمای فرایند گداخت از 950°C به 1050°C و نیز با افزایش زمان این فرایند از ۵ به ۲۵ دقیقه، ذرات ذوب‌نشده کروی ریز از ساختار پوشش حذف شده‌اند؛ ولی ذرات ذوب‌نشده بزرگ بعد از گداخت در ساختار پوشش باقی



شکل (۹): تصویر میکروسکوپی الکترونی از سطح پوشش NiCrBSi ایجاد شده با فرایند پاشش شعله‌ای بعد از فرایند گداخت در دمای ۱۰۵۰°C و در زمان ۲۵ دقیقه.

افزایش می‌یابد. همانطور که در شکل ۹ نشان داده شد، بعد از فرایند گداخت در دمای ۱۰۵۰°C و زمان ۲۵ دقیقه، تقریباً مرز بین اسپلت‌ها و تخلخل‌ها از بین رفتند و ذرات ذوب‌نشده نیز کاهش یافتند. این پیوستگی بین اجزای پوشش در نتیجه‌ی گداخت بهینه باعث افزایش محسوس سختی شده است. گزارش ارائه شده توسط ویلسون [۲۲] نشان می‌دهد که پیوستگی بین اجزای پوشش و کاهش تخلخل قوی‌ترین همبستگی را با سختی دارد. علی‌رغم اینکه سختی عامل مهمی در طراحی و تعیین مقاومت به سایش است؛ اما تنها با سختی نمی‌توان رفتار پوشش را با قطعیت قضاوت کرد و پوشش را انتخاب و طراحی نمود. در ادامه آزمون سایش جهت تأیید نتایج قبلی مورد بحث و بررسی قرار می‌گیرد.

همانطور که اشاره شد، آزمون سختی نیز به عنوان یک آزمون مکانیکی ساده، نسبتاً سریع، غیر مخرب و معیاری از مقاومت در برابر تغییر شکل پلاستیک موضعی ناشی از فرورفتگی مکانیکی یا سایش است [۲۱]. نتایج آزمون سختی پوشش NiCrBSi ایجاد شده با فرایند پاشش شعله‌ای بعد از فرایند گداخت در شکل ۱۰ آورده شده است. به‌طور کلی پس از انجام عملیات حرارتی گداخت، فارغ از روش استفاده شده برای این عملیات، به دلیل کاهش تخلخل و افزایش پیوستگی بین اسپلت‌ها، سختی پوشش به‌طور قابل توجهی افزایش می‌یابد. در شکل ۱۰ همانطور که مشاهده می‌شود، با افزایش دمای فرایند گداخت از ۹۵۰ به ۱۰۵۰°C و نیز با افزایش زمان این فرایند از ۵ به ۲۵ دقیقه، سختی پوشش حدود ۱۷۰ واحد



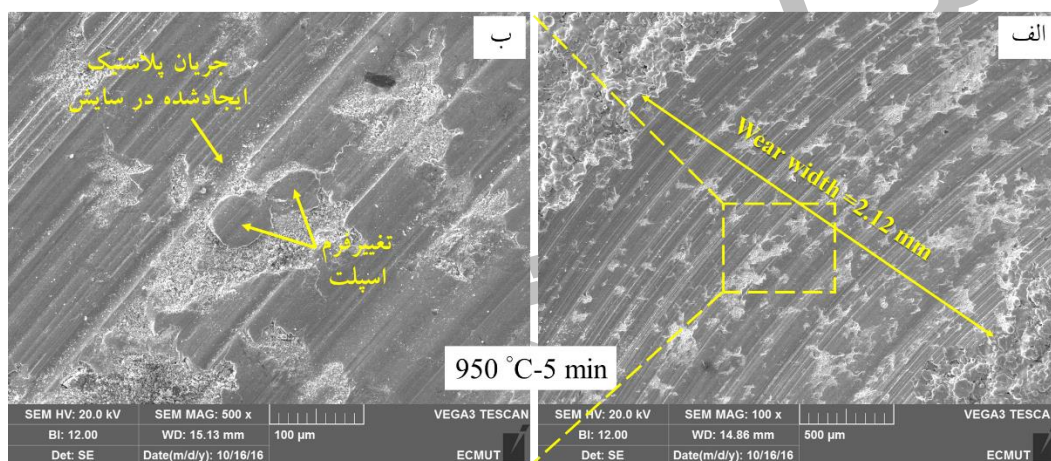
شکل (۱۰): نتایج آزمون سختی پوشش NiCrBSi ایجاد شده با فرایند پاشش شعله‌ای بعد از فرایند گداخت.

بررسی رفتار سایش با هدف ارزیابی تأثیر شرایط عملیات حرارتی گداخت بر مقاومت به سایش پوشش NiCrBSi، توسط آزمون سایش پین روی دیسک انجام شد. بررسی مکانیزم‌های سایش با استفاده از ارزیابی‌های پس از آزمون شامل میکروسکوپ الکترونی روبشی از آثار سایش و بقایای پوشش انجام شد. از آنجایی که اثر مثبت فرایند گداخت بر مقاومت به سایش پوشش‌های خودگداز NiCrBSi در پژوهش‌های پیشین [۵، ۶، ۲۳] بررسی و کاملاً مشخص شده است، در این پژوهش این موضوع مورد بررسی قرار نگرفته است. در واقع مقایسه‌ای بین رفتار سایشی پوشش NiCrBSi در حالت پاشش شده و عملیات حرارتی شده صورت نگرفته است. آنچه که در این بخش از پژوهش به آن پرداخته شده است، مقایسه‌ی مقاومت سایشی پوشش NiCrBSi پس از عملیات حرارتی گداخت است. شکل ۱۱ تصاویر SEM از رد سایش ایجاد شده توسط پین ساینده روی سطح نمونه‌های گداخت شده با پارامتر $f_{950,5}$ را نشان می‌دهد. در طول فرایند سایش، پین ساینده باید تا حدی به سطح تماس مخالف نفوذ کند، عاملی که معمولاً با سختی پوشش رابطه معکوس دارد؛ بطوریکه پوشش با سختی بیشتر نفوذ مؤثر را در طول سایش کاهش می‌دهد و منجر به پهنای سایش باریک‌تر می‌شود. در مقابل، پوشش‌های با سختی پایین‌تر نرخ فرورفتگی بالاتری را تجربه می‌کنند و سطح تماس بین پین ساینده و پوشش را با گذشت زمان افزایش می‌دهند [۵۵]. بر این اساس مشاهده می‌شود که نمونه با پارامتر گداخت $f_{1050,25}$ که بالاترین سختی را دارد، کمترین پهنای مسیر را نشان می‌دهد (شکل ۱۲)، در حالیکه پوشش با پارامتر $f_{950,5}$ که کمترین سختی را دارد، وسیع‌ترین پهنای مسیر را نشان می‌دهد (شکل ۱۱). این رفتار نشان می‌دهد که مقاومت بالاتر به فرورونده، علاوه بر کاهش پهنای رد سایش، از تمرکز تنش موضعی و تولید شیارهای عمیق نیز جلوگیری می‌کند؛ بنابراین سختی تنها یک شاخص عددی نیست، بلکه بیانگر توان پوشش در تحمل تنش تماسی و کاهش شدت سایش خراشان است. همانطور که مشاهده می‌شود، رد سایش ایجاد شده در نمونه‌ی $f_{950,5}$ اساساً از خراش‌های موازی زیادی تشکیل شده است که در برخی نواحی آن، شیارهای عمیق و واضحی دیده می‌شود.

پارامترهای زیادی نقش مهمی در برهمکنش‌های تریبولوژیکی ایفا می‌کنند که مهمترین آن‌ها ساختارهای متمایز مواد و خواص مکانیکی حاصل از آن‌هاست. با توجه به ابعاد شیارهای موجود در رد سایش برای پوشش $f_{950,5}$ ، به نظر می‌رسد که این شیارها نشانه‌ای از جریان پلاستیک و همچنین لایه‌لایه شدن در اثر خروج کامل برخی اسپلت‌ها از سطح پوشش ایجاد شده‌اند [۵، ۲۳]. به عبارت دیگر، در این نمونه احتمالاً هم‌زمان دو فرایند شخم زدن و برش سطحی توسط پین ساینده و جداسدن موضعی اسپلت‌ها و تبدیل آن‌ها به ذرات آزاد سایش رخ می‌دهد که نشان می‌دهد سایش در این پوشش صرفاً فقط از نوع خراشان ساده نیست، بلکه با لایه‌لایه شدگی نیز همراه است. خروج اسپلت‌ها نشان‌دهنده‌ی ضعف پیوستگی موضعی بین لایه‌های پوشش در تغییر شکل موازی با جهت لغزش، تحت بار عمودی و نیروی اصطکاک مماسی مکرر، علی‌رغم انجام عملیات حرارتی گداخت است. آزمون سایش تحت تنش و شامل حرکت تکراری است که باعث بارگذاری چرخه‌ای روی پوشش می‌شوند. حرکت نسبی بین ابزار سایش و سطح پوشش، اصطکاک ایجاد می‌کند که منجر به تولید گرما و افزایش دمای پوشش می‌شود؛ بنابراین در طول آزمون سایش، تنش تماسی بین پین ساینده و پوشش می‌تواند از استحکام تسلیم اجزای پوشش فراتر رود، به این معنی که می‌تواند قبل از شکستگی دچار تغییر شکل پلاستیک و شیار شود. این امر به ویژه در نواحی میانی مسیر سایش که بار در آن متمرکز است، مشهود است و منجر به جریان پلاستیک موضعی در پوشش می‌شود [۲۴]. در پوشش‌هایی که گداخت ناقص دارند، وجود تخلخل‌های باقیمانده و مرزهای ناپیوسته بین اسپلت‌ها می‌تواند مسیر ترجیحی برای شروع ترک‌های ریز و جدایش موضعی فراهم کند؛ در نتیجه، همانطور که اشاره شد، سایش همراه با جدایش ذرات و ورقه‌ورقه شدن نزدیک می‌شود. با گذشت زمان و ادامه اصطکاک، چرخه‌های تنش مکرر می‌تواند تغییر شکل پلاستیک را تشدید کرده و شیارها را عمیق‌تر کنند، زیرا مواد به تدریج حذف یا جابجا می‌شوند. با توجه به این مطلب که بخش عمده‌ی مسیر سایش نمونه‌ی $f_{950,5}$ را خراش‌های موازی تشکیل داده‌اند، می‌توان گفت که مکانیزم سایشی اصلی فعال در این نمونه، احتمالاً مکانیزم

پایین است، نفوذ کند، آن را شخم بزند و شیارهایی (سایش خراشان دوجزئی) ایجاد کند. به عبارت دیگر، در پوشش با سختی پایین تر، پین ساینده بیشتر به سطح مقابل نفوذ می کند و تنش های برشی را مطابق با حرکت نسبی ایجاد می کند که می تواند مواد بیشتری را از سطح پوشش حذف کند. علاوه بر این، تولید بقایای سایش شامل اجزای مختلف پوشش می تواند به عنوان ساینده های اضافی (سایش خراشان سه جزئی) عمل کند، باعث سایش بیشتر پوشش شود و به مکانیزم شیار کمک کند. در واقع، این بقایای سخت می توانند بین سطوح لغزشی گیر افتاده و با حرکت ذرات ساینده در سطح، شیارها یا خراش های جدیدی ایجاد کنند.

سایش خراشان است. سایش خراشان ممکن است توسط پین ساینده با مکانیزم سایش خراشان دو جزئی باشد بطوریکه عمل مکانیکی پین ساینده می تواند مواد را از طریق برش یا شخم زدن از پوشش جدا کند. عوامل مختلفی منجر به الگوهای خراش مشاهده شده روی سطح پوشش در طول آزمایش های سایش می شوند. می توان گفت که مکانیزم های حذف مواد در پوشش های پاشش حرارتی تحت شرایط سایشی، توسط برهمکنش ریزساختاری پوشش هدایت می شوند که تحت بار یک پین ساینده قرار گرفته اند [۲۵، ۲۶]. در مکانیزم سایش خراشان، پین ساینده با سختی بالاتر می تواند به سطح مقابل [۲۷] پوشش با پارامتر گداخت $f_{950,5}$ با یکپارچگی مکانیکی

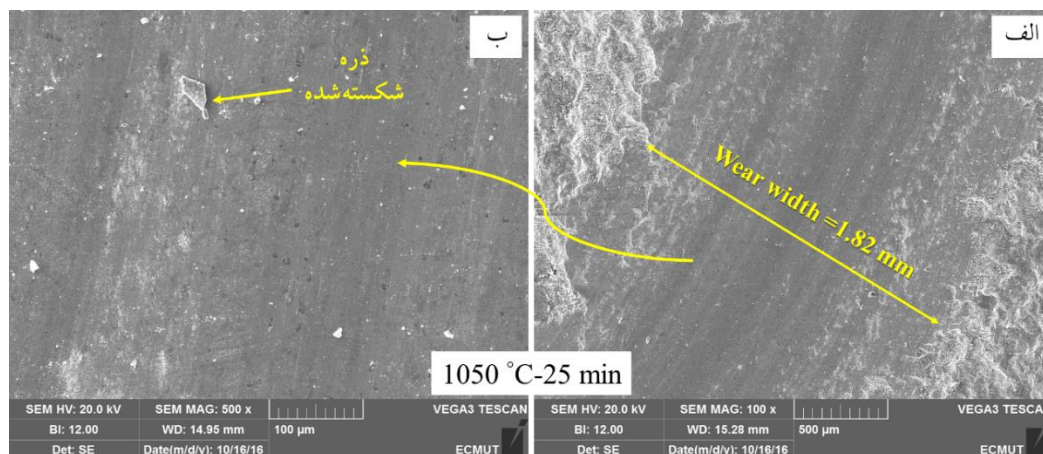


شکل (۱۱): تصاویر میکروسکوپی الکترونی ثانویه از رد سایش پوشش NiCrBSi ایجاد شده با فرایند پاشش شعله ای بعد از فرایند گداخت در دمای 950°C و در زمان ۵ دقیقه.

سایشی پوشش خود گداز NiCrBSi دارند. همچنین آشکار شد که شرایط بهینه ی عملیات حرارتی گداخت از لحاظ میزان تخلخل و ریز سختی پوشش، بهترین مقاومت به سایش را نیز برای پوشش به دنبال دارد. با توجه به نتایج آزمون ریز سختی پوشش (شکل ۱۰)، می توان دریافت که نتایج آزمون سایش در تطابق با نتایج آزمون ریز سختی است؛ بطوریکه کاهش سختی و یکپارچگی ریز ساختاری در نمونه ی $f_{950,5}$ احتمالاً موجب تشدید سایش خراشان دوجزئی و سه جزئی شده است، در حالی که نمونه های با گداخت مناسب تر ($f_{1050,25}$)، به دلیل ریز ساختار متراکم تر و پیوند

تصاویر میکروسکوپی الکترونی ثانویه از رد سایش ایجاد شده بر سطح پوشش نمونه $f_{1050,25}$ در شکل ۱۲ آورده شده است. در مقایسه با شکل ۱۱ و نمونه $f_{950,5}$ رد سایش در نمونه $f_{1050,25}$ از خراش های نرم تشکیل شده است و هیچ گونه کندگی و شیار عمیق و پهن در آن دیده نمی شود. در واقع با افزایش دما و زمان عملیات حرارتی از 950°C و ۵ دقیقه به 1050°C و ۲۵ دقیقه، افزایش قابل توجهی در مقدار ریز سختی پوشش رخ داد. این افزایش چشمگیر ریز سختی، می تواند عامل اصلی افزایش مؤثر مقاومت به سایش نمونه ی $f_{1050,25}$ نسبت به نمونه ی $f_{950,5}$ باشد؛ بنابراین مشاهده می شود که پارامترهای عملیات حرارتی گداخت، تأثیر مهمی بر مقاومت

قوی ترین اجزاء، مقاومت بیشتی در برابر نفوذ ساینده و جدا شدن ذرات نشان می دهند.



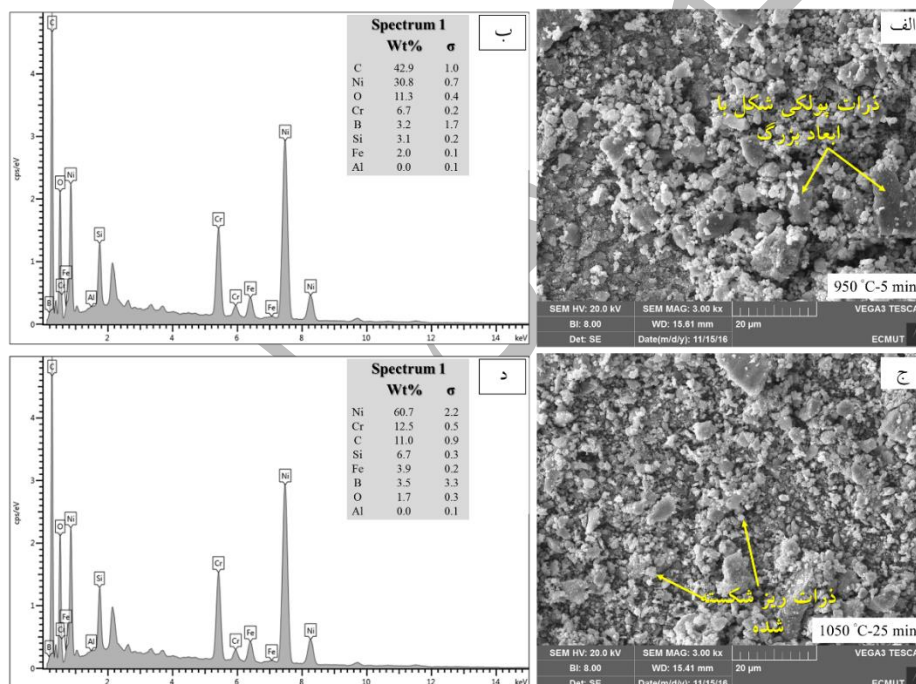
شکل (۱۲): تصاویر میکروسکوپی الکترونی از رد سایش پوشش NiCrBSi ایجاد شده با فرایند پاشش شعله‌ای بعد از فرایند گداخت در دمای ۱۰۵۰ °C و در زمان ۲۵ دقیقه.

حضور هرچند اندک این ذرات پولکی شکل در خرده‌های سایشی، فرضیه قبلی درباره‌ی شیارهای وسیع دیده شده در رد سایش را تأیید کرده و نشان می‌دهد که این شیارها در اثر خروج کامل اسپلت‌ها ایجاد شده‌اند. در توضیح این پدیده باید به این نکته اشاره کرد که دلیل خروج اسپلت‌ها از سطح پوشش در اثر آزمون سایش، استحکام پیوستگی کم بین اسپلت‌ها در برخی نقاط پوشش است [۵]. در نمونه با پارامتر $f_{950,5}$ رسوب عمدتاً از ذرات و یا اسپلت‌هایی تشکیل شده‌اند که به طور مؤثر در فرایند گداخت به هم پیوند نخورده‌اند و منجر به عدم افزایش استحکام پیوند پوشش می‌شود. همچنین در تصاویر نشان داده شد که پوشش بعد از گداخت با پارامتر $f_{950,5}$ دارای مقداری تخلخل است. ثابت شده است که اجزای پوشش در یک ساختار متخلخل سست هستند [۲۷] که به اجزای پوشش اجازه می‌دهد تا به عنوان ذرات میکروسکوپی در طول تماس سایشی حذف شوند؛ زیرا تخلخل بالاتر در پوشش نیز یکی از دلایل حجم زیاد ساییدگی است. پدیده‌ی نفوذ، خود به شدت تابع دو عامل دما و زمان عملیات حرارتی است. همان‌گونه که در بخش بررسی‌های

در آزمون سایش، ذرات باقیمانده که به عنوان خرده‌های سایشی^{۱۱} شناخته می‌شوند، به دلیل برهمکنش بین دو سطح در تماس، تولید می‌شوند. درک ویژگی‌ها و مکانیزم‌های تشکیل این ذرات برای تجزیه و تحلیل فرایندهای سایش و بهبود عملکرد مواد بسیار مهم است [۲۸، ۲۹]. شکل ۱۳ تصاویر SEM به همراه آنالیز EDS از خرده‌های سایشی جمع‌آوری شده از سطح نمونه‌ها را که پس از آزمون سایش ایجاد شده‌اند، نشان می‌دهد. با دقت در شکل ۱۳-الف، خرده‌های سایشی مربوط به نمونه‌ی $f_{950,5}$ را می‌توان به دو دسته‌ی کلی تقسیم کرد. دسته‌ی اول، ذراتی با شکل چندگوشه و بسیار ریز هستند که بخش اعظم خرده‌های سایشی را تشکیل می‌دهند؛ اما دسته‌ی دوم خرده‌ها، ذراتی به شکل صفحات پولکی شکل و با ابعاد بزرگ بوده که مقدار آن‌ها بسیار کم است. به نظر می‌رسد که خرده‌های سایشی پولکی شکل و بزرگ، در اثر خروج اسپلت‌ها ایجاد شده باشند که نشان‌دهنده‌ی نرخ سایش نسبتاً بالای پوشش است. در واقع پدیده‌ی نفوذ، نقش اصلی را در ناپدید شدن مرز بین اسپلت‌ها و افزایش پیوستگی بین آن‌ها در فرایند گداخت بر عهده دارد.

برهمکنش بین سطوح تماس نمونه $f_{1050,25}$ و سطح اصطکاکی قرار می‌گیرند [۲۳]. علاوه بر این مکانیزم دیگری که احتمال می‌رود برای هر دو پوشش صادق باشد، مکانیزم سایش چسبان است. در واقع در آزمون سایش وقتی دو سطح تحت بار در تماس قرار می‌گیرند، ابتدا ناهمواری‌های پوشش با پین ساینده در شرایط لغزشی با یکدیگر درگیر می‌شوند و از طریق مکانیزم‌های چسبندگی و برشی منجر به سایش می‌شوند. پوشش‌های پاشش حرارتی عمدتاً سطوح ناهمواری دارند که منجر به نقاط تماس بیشتری می‌شود که در آن‌ها می‌توانند جوش‌های ریز بین پین و سطح مقابل تشکیل و شکسته شوند و در نتیجه ذرات سایش ریز تولید کنند.

ریزساختاری مشاهده شد، مرز میان اسپلت‌ها در نمونه‌ی $f_{1050,25}$ ناپدید شده و این به معنای افزایش استحکام پیوستگی بین آن‌ها است. در واقع با افزایش دما و زمان عملیات حرارتی از 950°C و ۵ دقیقه به 1050°C و ۲۵ دقیقه، نفوذ بیشتری بین اسپلت‌ها رخ می‌دهد؛ بنابراین استحکام پیوستگی بین اسپلت‌ها در نمونه‌ی $f_{1050,25}$ بیشتر از نمونه‌ی $f_{950,5}$ است و خروج اسپلت‌ها در نمونه‌ی $f_{950,5}$ قابل توجه است. در مقابل، شکل ۱۳-ج نشان می‌دهد که خرده‌های سایشی نمونه $f_{1050,25}$ اساساً از ذرات شکسته شده‌ی چند گوشه و ریز تشکیل شده است و ذرات پولکی شکل و بزرگ در این خرده‌ها کمتر دیده می‌شوند. با توجه به ابعاد رسوبات ریز مشاهده شده در ریزساختار پوشش $f_{1050,25}$ به نظر می‌رسد که این خرده‌های سایشی، ناشی از خروج رسوبات سخت و تردی هستند که در نتیجه‌ی



شکل (۱۳): تصاویر میکروسکوپی الکترونی از خرده‌های سایشی پوشش NiCrBSi ایجاد شده با فرایند پاشش شعله‌ای به همراه آنالیز EDS.

۴- نتیجه‌گیری

(۲) در شرایط گداخت 1050°C و ۲۵ دقیقه مرز اسپلت‌ها به‌طور کامل حذف شد، در حالیکه در 950°C و ۵ دقیقه همچنان مرز اسپلت‌ها قابل مشاهده باقی ماند.

(۳) افزایش دما و زمان گداخت باعث حذف ذرات کروی ریز ذوب‌نشده گردید، اما ذرات بزرگ‌تر همچنان در ساختار باقی ماندند.

(۱) حضور ذرات کروی در پوشش بیانگر ذوب نشدن ذرات و یا جامد شدن مجدد ذرات در حین پرواز است. انجماد مجدد ذرات که در اثر کاهش دمای شعله در فواصل دورتر رخ می‌دهد، منجر به ایجاد تخلخل در ساختار پوشش می‌شود.

- (۴) عملیات گداخت در دمای 1050°C و ۲۵ دقیقه موجب حذف تخلخل‌ها و ایجاد پیوستگی ساختاری بهتر گردید.
- (۵) بهبود پیوستگی و حذف عیوب ساختاری منجر به افزایش سختی نوپ پوشش تا حدود ۱۷۰ واحد در شرایط دمای 1050°C و ۲۵ دقیقه شد.
- (۶) پوشش گداخت شده در 950°C و ۵ دقیقه عمدتاً دچار خراش‌های موازی با شیارهای عمیق گردید، در حالیکه در 1050°C و ۲۵ دقیقه تنها خراش‌های سطحی نرم بدون هیچ اثر شخم واضحی در مسیر سایش پین ساینده مشاهده شد که نشان می‌دهد کمترین تخریب پین ساینده مربوط به پوشش با بیشترین سختی است.

۵- مراجع

- [1] J. Rodriguez, A. Martín, R. Fernández, and J. Fernández, "An experimental study of the wear performance of NiCrBSi thermal spray coatings," *Wear*, vol. 255, no. 7, pp. 950-955, 2003.
- [2] S. Dong, B. Song, H. Liao, and C. Coddet, "Deposition of NiCrBSi coatings by atmospheric plasma spraying and dry-ice blasting: Microstructure and wear resistance," *Surface and Coatings Technology*, vol. 268, pp. 36-45, 2015.
- [3] M. Planche, H. Liao, B. Normand, and C. Coddet, "Relationships between NiCrBSi particle characteristics and corresponding coating properties using different thermal spraying processes," *Surface and Coatings Technology*, vol. 200, no. 7, pp. 2465-2473, 2005.
- [4] D. Chaliampalias, G. Vourlias, E. Pavlidou, S. Skolianos, K. Chrissafis, and G. Stergioudis, "Comparative examination of the microstructure and high temperature oxidation performance of NiCrBSi flame sprayed and pack cementation coatings," *Applied Surface Science*, vol. 255, no. 6, pp. 3605-3612, 2009.
- [5] J. Miguel, J. Guilemany, and S. Vizcaino, "Tribological study of NiCrBSi coating obtained by different processes," *Tribology International*, vol. 36, no. 3, pp. 181-187, 2003.
- [6] Š. Houdková, E. Smazalová, M. Vostřák, and J. Schubert, "Properties of NiCrBSi coating, as sprayed and remelted by different technologies," *Surface and Coatings Technology*, vol. 253, pp. 14-26, 2014.
- [7] P. L. Fauchais, J. V. Heberlein, and M. I. Boulos, *Thermal spray fundamentals: from powder to part*. Springer Science & Business Media, 2014.
- [8] H.-J. Kim, S.-Y. Hwang, C.-H. Lee, and P. Juvanon, "Assessment of wear performance of flame sprayed and fused Ni-based coatings," *Surface and Coatings Technology*, vol. 172, no. 2, pp. 262-269, 2003.
- [9] T. Spraying, "Practice, Theory and Applications," American Welding Society, 1985.
- [10] V. Ramezani, H. Arabi, S. Rastegari, and Z. Valefi, "Effect of Flame Spray and Heat Treatment Parameters on Microstructure of Ni-based Coatings," 2010.
- [11] J. R. Davis, *Handbook of thermal spray technology*. ASM international, 2004.
- [12] R. Gonzalez et al., "Microstructural study of NiCrBSi coatings obtained by different processes," *Wear*, vol. 263, no. 1, pp. 619-624, 2007.
- [13] Z. Bergant, U. Trdan, and J. Grum, "Effect of high-temperature furnace treatment on the microstructure and corrosion behavior of NiCrBSi flame-sprayed coatings," *Corrosion Science*, vol. 88, pp. 372-386, 2014.
- [14] G. ASTM, "99-95a Standard Test Method for Wear Testing with a Pin-on-Disk Apparatus," ASTM International, 2000.
- [15] E. ASTM, "1920 - 03 Standard Guide for Metallographic Preparation of Thermal Sprayed Coatings," ASTM International, 2003.
- [16] S. Deshpande, S. Sampath, H. J. S. Zhang, and C. Technology, "Mechanisms of oxidation and its role in microstructural evolution of metallic thermal spray coatings—Case study for Ni-Al," vol. 200, no. 18-19, pp. 5395-5406, 2006.
- [17] B. Ghasemi, Z. Valefi, and S. Taghi-ramezani, "Comparison of Isothermal Oxidation and Thermal Shock Properties of CoNiCrAlY Coating Sprayed by Atmospheric Plasma Spray and Nitrogen Gas Shrouded Plasma Spray Methods," *Advanced Processes in Materials Engineering*, vol. 16, no. 1, pp. 43-61, 2022.

- [18] S. F. Islam, S. M. Hawkins, J. L. Meyer, and A. R. Sharman, "Evaluation of different particle size distribution and morphology characterization techniques," *Additive Manufacturing Letters*, vol. 3, p. 100077, 2022.
- [19] F. Chu et al., "Influence of satellite and agglomeration of powder on the processability of AlSi10Mg powder in Laser Powder Bed Fusion," *Journal of Materials Research and Technology*, vol. 11, pp. 2059-2073, 2021.
- [20] M. KARIMI, J. H. SALIMI, and M. GOLOZAR, "EVALUATION THE EFFECT OF REMELTING TEMPERATURE ON SIZE, SHAPE AND DISTRIBUTION OF POROSITY OF NICRBSI COATING DEPOSITED WITH FLAME SPRAY TECHNIQUE," 2015.
- [21] N. P. Hopkins, *Abradable coatings-From black art, to materials science*. Swansea University (United Kingdom), 2007.
- [22] S. Wilson, "Thermally sprayed abrasible coating technology for sealing in gas turbines," in 6th international conference on the future of gas turbine technology, 2012: Brussels Belgium.
- [23] H. Arabi, S. Rastegari, V. Ramezani, and Z. Valefi, "INFLUENCE OF HEAT TREATMENT PARAMETERS, TEMPERATURE AND TIME, ON WEAR AND MICROHARDNESS OF NICRBSI FLAME SPRAYED COATINGS APPLIED ON CK45 SUBSTRATES," *Iranian Journal of Materials Science & Engineering*, vol. 10, no. 2, 2013.
- [24] C. Huang, W. Li, Y. Xie, M.-P. Planche, H. Liao, and G. Montavon, "Effect of substrate type on deposition behavior and wear performance of Ni-coated graphite/Al composite coatings deposited by cold spraying," *Journal of Materials Science & Technology*, vol. 33, no. 4, pp. 338-346, 2017.
- [25] B. Bhushan, *Principles and applications of tribology*. John Wiley & sons, 2013.
- [26] J. Tang et al., "The influence of size and distribution of graphite on the friction and wear behavior of Ni-graphite coatings," *Surface and Coatings Technology*, vol. 252, pp. 48-55, 2014.
- [27] P. L. Fauchais, J. V. Heberlein, and M. I. Boulos, "Industrial applications of thermal spraying technology," in *Thermal spray fundamentals: from powder to part*: Springer, 2013, pp. 1401-1566.
- [28] R. Mandard, Y. Desplanques, G. Hauss, J. Fabis, J.-F. Witz, and J. Meriaux, "Mechanisms of incursion accommodation during interaction between a vibrating blade and an abrasible coating," *Wear*, vol. 330, pp. 406-418, 2015.
- [29] J. A. Williams, "Wear and wear particles—some fundamentals," *Tribology international*, vol. 38, no. 10, pp. 863-870, 2005.

۶- پی نوشت:

- 1- self-fluxing
- 2- Laser cladding
- 3- Pack Cementation
- 4- Glass Forming Ability
- 5- Fluxing
- 6- Over fusing
- 7- Under fusing
- 8- Wire-cut
- 9- Grit blasting
- 10- Shadowing Effect
- 11- Wear Debris