

بررسی تأثیر دما و زمان فرآیند گداخت بر ریزساختار و عملکرد سایشی پوشش های NiCrBSi پاشش پلاسمایی

محمد حاجی لو^۱،*، ضیاء والفی^۲

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

۲- استادیار، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، تهران، ایران

*مسئول مکاتبات: m.hajiloo1991@yahoo.com

(تاریخ دریافت: ۱۳۹۷/۰۲/۱۷، تاریخ پذیرش: ۱۳۹۷/۰۵/۰۹)

چکیده: در این پژوهش، پوشش های خودگداز NiCrBSi به روش پاشش پلاسمایی ایجاد شدند. تأثیر همزمان دما و زمان عملیات حرارتی گداخت^۱ بر ریزساختار، زبری سطح، ریزسختی و همچنین عملکرد سایشی این پوشش ها ارزیابی شد. فرآیند گداخت در دماهای ۱۰۰۰، ۱۰۵۰ و ۱۱۰۰°C و به مدت ۵، ۱۵ و ۲۵ دقیقه انجام شد. برای بررسی ریزساختار و مورفولوژی پوشش ها، تعیین ترکیب فازی آن ها و نیز مشاهده ی رد سایش از میکروسکوپ نوری، میکروسکوپ الکترونی روبشی و آنالیز پراش سنجی پرتوی ایکس استفاده شد. عملکرد سایشی پوشش های گداخت شده توسط آزمون پین روی دیسک مطالعه شد. با توجه به نتایج این پژوهش، فرآیند گداخت باعث کاهش ضخامت، تخلخل و زبری سطح پوشش، حذف مرز بین اسپلت ها، افزایش ریزسختی، ایجاد یک پیوند متالورژیکی بین پوشش و زیرلایه و تشکیل رسوبات سخت کاربیدی و بورایدی (Cr_7C_3 و Cr_3B) شد. همچنین تجاوز از پارامترهای بهینه ی فرآیند گداخت باعث ایجاد پدیده ی گداخت بیش از حد^۲ و در نتیجه افت خواص پوشش شد. مشخص شد که دمای ۱۰۰۰°C و زمان پنج دقیقه، پارامترهای بهینه ی گداخت در این تحقیق هستند؛ زیرا کمترین تخلخل، بیشترین ریزسختی و نیز بهترین عملکرد سایشی در نمونه ی گداخت شده در این پارامترها به دست آمد. مکانیسم سایشی غالب در این نمونه سایش خراشان بود.

واژه های کلیدی:

پاشش پلاسمایی، فرآیند گداخت، پوشش های خودگداز NiCrBSi، تخلخل، سایش.

۱- مقدمه

به ویژه، مهندسی سطح نقش بزرگی را در کمینه کردن خسارات سایشی در صنایع ایفا می کند [۳]. یکی از راه های افزایش عمر مواد در کاربردهای دمای محیط و دماهای بالا، استفاده از پوشش ها است [۴-۵]. به طور کلی، سختی بالا و ضریب اصطکاک کم، دو مؤلفه ی مهم در پوشش های مقاوم به سایش هستند که برای مقاومت در برابر تغییر شکل و کاهش ماده به کار می روند [۳]. بین شیوه های مختلفی که برای

سایش، یک آسیب سطحی است که هنگام برقراری تماس و حرکت نسبی بین دو سطح ایجاد می شود و حاصل آن خرده هایی است که از سامانه ی تریبولوژیکی خارج می شوند [۱]. هزینه های هنگفت خسارات تریبولوژیکی برای هر کشور، بیش از هر چیز ناشی از اتلاف همزمان مقادیر زیادی از ماده و انرژی است که در ابزارآلات مکانیکی در حال کار رخ می دهد [۲]. علم و مهندسی مواد اغلب می تواند بخشی از این مشکلات را حل کند.

تخلخل و چسبندگی ضعیف به زیرلایه هستند [۱۳]. بنابراین، این پوشش‌ها تحت فرآیند گداخت در دمایی بین نقاط سالیدوس و لیکوئیدوس آلیاژ قرار می‌گیرند که در این محدوده، پدیده‌های نفوذی مهمی رخ می‌دهند. گداخت باعث ذوب جزئی و چگال‌سازی پوشش، افزایش پیوستگی اسپلت‌ها، کاهش تخلخل‌ها و بهبود استحکام چسبندگی از طریق ایجاد یک پیوند متالورژیکی بین پوشش و زیرلایه می‌شود [۱۴-۱۷]. البته، کنترل پارامترهای گداخت بسیار مهم بوده و نرسیدن به دما و زمان بهینه‌ی گداخت یا تجاوز از آن‌ها می‌تواند باعث تضعیف خواص پوشش شود [۱۷].

در مطالعات پیشین [۱۵، ۱۸-۱۹]، تأثیر نوع فرآیند گداخت (گداخت شعله‌ای، کوره‌ای، لیزری و القایی) بر ریزساختار و خواص پوشش‌های NiCrBSi بررسی شده‌است. اما تأثیر هم‌زمان دما و زمان فرآیند گداخت بر خواص این پوشش‌ها (به‌ویژه عملکرد سایشی آن‌ها) مورد توجه چندانی قرار نگرفته‌است. بنابراین، هدف این تحقیق، بررسی تأثیر هم‌زمان دما و زمان فرآیند گداخت کوره‌ای (تحت اتمسفر گاز محافظ آرگون) بر ریزساختار، ریزسختی، زبری سطح و همچنین عملکرد سایشی پوشش‌های خودگداز NiCrBSi ایجادشده به روش APS است.

۲- مواد و روش انجام تحقیق

۲-۱- مواد و آماده‌سازی

از پودر آلیاژی NiCrBSi تجاری که ترکیب شیمیایی آن در جدول (۱) ارائه شده‌است، به‌عنوان پودر تغذیه استفاده شد. مورفولوژی پودر استفاده‌شده در این پژوهش، کروی و قطر متوسط ذرات آن $33 \mu\text{m}$ بود (شکل ۱).

جدول (۱): ترکیب شیمیایی (% وزنی) پودر تغذیه‌ی NiCrBSi

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

مقابله با فرآیندهای تخریب مواد استفاده می‌شوند، فناوری‌های پاشش حرارتی به‌دلیل توانایی در پاشش تقریباً همه‌ی انواع پودرها (سرامیکی، فلزی، کامپوزیتی و یا پلیمری)، توجه فراوانی را به خود جلب کرده‌اند. هدف اعمال پوشش‌های پاشش حرارتی، حفاظت از سطح قطعات در برابر محیط‌های مهاجم و در نتیجه افزایش طول عمر زیرلایه است [۶].

یکی از پرکاربردترین فرآیندهای پاشش حرارتی که به‌طور گسترده در صنایع مورد استفاده قرار گرفته‌است، پاشش پلاسمایی اتمسفری (APS) است. پوشش‌های پاشش پلاسمایی می‌توانند مقاومت خوردگی و سایشی قطعات فلزی را افزایش دهند. در پاشش پلاسمایی، پودر تغذیه در یک جت پلاسمای دما بالا تزریق شده، به حالت خمیری و یا مذاب درآمده و به سوی زیرلایه پرتاب می‌شود. به محض برخورد، ذرات مذاب، پهن شده و به سرعت روی برآمدگی‌های سطح زیرلایه سرد می‌شوند. نتیجه‌ی این فرآیند، تشکیل پوششی با ریزساختار لایه‌ای است که ممکن است دارای عیوبی مانند تخلخل و مرز بین اسپلت‌ها باشد [۶-۷].

پوشش‌های آلیاژی پایه‌نیکل به‌علت مقاومت سایشی خوب، مقاومت در برابر اکسیداسیون یا خوردگی در دماهای بالا و نیز هزینه‌ی کم، به‌طور گسترده مورد استفاده قرار می‌گیرند. پوشش‌های خودگداز پایه‌نیکل به‌طور معمول در صنایع شیمیایی، بنزین و قالب شیشه و نیز در ولوها، پانچ‌های گرم‌کار، پره‌های فن، غلطک‌ها، پمپ‌ها، پیستون‌ها و صفحات سایشی کاربرد دارند [۸-۱۲]. پوشش‌های NiCrBSi یکی از پرکاربردترین پوشش‌های خودگداز پایه‌نیکل بوده که به‌علت خواص مکانیکی، تریبولژیکی و دما بالای خوب و نیز اثرات زیست‌محیطی اندک، در کاربردهایی که مقاومت به سایش و اکسیداسیون یا خوردگی دما بالا به‌طور هم‌زمان در آن‌ها مورد نیاز باشد، به کار گرفته می‌شوند [۶، ۱۳].

فرآیند گداخت، یک عملیات حرارتی تکمیلی و مرحله‌ی دوم استفاده از پوشش‌های آلیاژی خودگداز است [۱۴]. پوشش‌های NiCrBSi ایجادشده به روش APS معمولاً دارای عیوبی مانند

و نیز حامل پودر و از گاز هیدروژن به عنوان گاز ثانویه استفاده شد. پارامترهای پاشش پلاسمایی در جدول (۲) فهرست شده‌اند. ضخامت پوشش‌های اعمال شده در بازه $140-160 \mu\text{m}$ بود.

جدول (۲): پارامترهای پاشش پلاسمایی

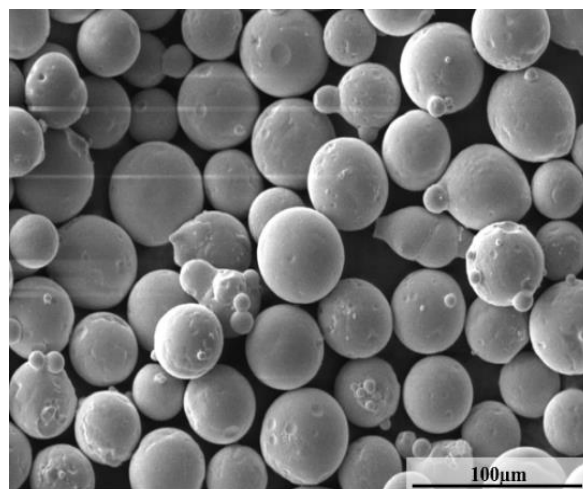
پارامتر	یکا	مقدار
جریان قوس	A	۵۵۰
ولتاژ قوس	V	۶۴
نرخ سیلان گاز اولیه ی پلاسما (Ar)	l/min	۵۰
نرخ سیلان گاز ثانویه ی پلاسما (H ₂)	l/min	۹/۵
نرخ سیلان گاز حامل پودر (Ar)	l/min	۲/۸
فاصله ی پاشش	mm	۱۳۰
نرخ تغذیه ی پودر	g/min	۴۰
خنک سازی با هوا	—	بله

۲-۲- عملیات حرارتی گداخت

عملیات حرارتی گداخت پوشش‌ها در کوره‌ی الکتریکی و تحت گاز محافظ آرگون انجام شد. سه دمای ۱۰۵۰، ۱۰۰۰ و ۱۰۵۰°C و سه زمان ۵، ۱۵ و ۲۵ دقیقه (در مجموع ۴۵ دقیقه ترکیب دمایی و زمانی) برای فرآیند گداخت انتخاب شد. این انتخاب با توجه به محدوده‌ی دمایی بین خطوط لیکوئیدوس و سالیدوس آلیاژ NiCrBSi و نیز پژوهش‌های پیشین صورت گرفته در زمینه‌ی این پوشش‌ها انجام شد. علت استفاده از گاز محافظ آرگون (با نرخ جریان ۵/۵ l/min) در فرآیند گداخت، جلوگیری از اثرات نامطلوب اکسیداسیون دما بالای پوشش و حذف اثر آن از بررسی‌های ریزساختاری و نیز پرهیز از کربن زدایی فولاد زیرلایه بود. ضمناً کدگذاری نمونه‌های گداخت شده به صورت $t-T$ انجام گرفت. در این کدگذاری، حروف T و t به ترتیب نشان‌دهنده‌ی دما و زمان عملیات حرارتی هستند.

۲-۳- بررسی‌های ریزساختاری و فازی

برای مطالعه‌ی ریزساختار و مورفولوژی پوشش‌ها از میکروسکوپ نوری (OM) یونیت مدل Union 8799 و



شکل (۱): مورفولوژی پودر تغذیه‌ی NiCrBSi

از فولاد کربنی CK45 به شکل استوانه‌هایی با ارتفاع ۱۰ mm و قطر ۲۵ mm به عنوان زیرلایه استفاده شد. پس از پوشش دهی روی یک قاعده، این زیرلایه‌ها به منظور انجام عملیات حرارتی گداخت کوره‌ای در دماها و زمان‌های مختلف، توسط دستگاه وایرکات به چهار بخش مساوی تقسیم شدند. پیش از پوشش دهی، به منظور افزایش زبری سطح زیرلایه‌ها و بهبود استحکام چسبندگی پوشش، فرآیند ذره پاشی با استفاده از ذرات آلومینای خاکستری با شماره مش ۲۴ و تحت فشار کاری ۴ bar روی زیرلایه‌ها انجام شد. فاصله و زاویه‌ی تقریبی ذره پاشی به ترتیب ۲۰ cm و ۹۰° بود. سپس، زیرلایه‌ها برای انجام فرآیند پوشش دهی، روی یک نگهدارنده‌ی استوانه‌ای قرار داده شدند. جهت حذف هرگونه آلودگی باقی مانده روی سطح از جمله ذرات آلومینای ناشی از فرآیند ذره پاشی، از محلول استون و جریان هوای فشرده استفاده شد. برای جلوگیری از آلودگی مجدد سطح نمونه‌ها، پوشش دهی بلافاصله پس از آماده‌سازی سطح زیرلایه‌ها انجام شد.

فرآیند پوشش دهی توسط دستگاه پاشش پلاسمایی پلاسما تکنیک مدل A-3000 S مجهز به تفنگ پلاسمای F4 و سیستم تزریق پودر Twin 10 ساخت شرکت سولزر انجام شد. حرکت قطعه و تفنگ پلاسما به ترتیب توسط یک میز دوار و یک سیستم رفت و برگشتی قابل کنترل بود. از گاز آرگون به عنوان گاز اولیه

فرورونده‌ی نوپ تحت بار ۱۰۰ گرم و زمان اعمال بار ۳۰-۲۵ ثانیه استفاده شد. در هر نمونه، دو اثر روی سطح مقطع پوشش (در وسط ضخامت پوشش) ایجاد شده و میانگین این دو اندازه‌گیری به‌عنوان عدد ریزسختی پوشش گزارش شد. برای اندازه‌گیری مقدار زبری متوسط (R_a) سطح پوشش‌های پاشش شده و گداخت‌شده از دستگاه زبری‌سنج اتوماتیک میتوتویو مدل SJ-201 استفاده شد. در هر پوشش، سه اندازه‌گیری مختلف انجام شده و میانگین آن‌ها به‌عنوان مقدار زبری متوسط سطح پوشش گزارش شد.

۲-۵- آزمون سایش

آزمون سایش پوشش‌های گداخت‌شده توسط تریومتر بین روی دیسک و مطابق با استاندارد ASTM G99-95 [۲۳] انجام شد. پین استوانه‌ای از جنس آلومینا (HV ۱۸۰۰) با قطر ۶mm مورد استفاده قرار گرفت. زیرلایه‌های فولادی پوشش داده‌شده به‌شکل استوانه‌ای با ارتفاع ۱۰ mm و قطر ۲۵ mm، به‌عنوان سطح مقابل یا همان دیسک در آزمون سایش استفاده شدند. نیروی اعمالی، سرعت چرخش پین روی دیسک و مسافت کلی لغزش به‌ترتیب برابر با ۱۰N، ۰/۱ m/s و ۱۰۰۰m انتخاب شدند. پیش و پس از آزمون سایش، نمونه‌ها توسط استون شسته و سپس خشک شدند و وزن آن‌ها اندازه‌گیری شد. تفاوت وزن نمونه‌ها قبل و بعد از آزمون سایش، به‌عنوان معیار ارزیابی عملکرد سایشی پوشش‌ها در نظر گرفته شد. همچنین، شکل رد سایش ایجادشده روی پوشش‌ها با هدف درک مکانیسم‌های سایشی، توسط SEM بررسی شد. لازم به ذکر است که روی هر نمونه، یک آزمون سایش انجام شده و برای اطمینان از درستی مقادیر کاهش وزن نمونه‌ها، پیش و پس از آزمون سایش، نمونه‌ها سه بار توزین شده و میانگین این اندازه‌گیری‌ها به‌عنوان مقدار کاهش وزن گزارش شد.

۳- نتایج و بحث

۳-۱- تخلخل، ضخامت و زبری سطح پوشش‌ها

میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) مدل TESCAN VEGA3 XMU مجهز به آنالیزور EDS استفاده شد. برای تهیه‌ی عکس از سطح مقطع پوشش‌ها، آماده‌سازی متالوگرافی مطابق استاندارد ASTM E1920-03 [۲۰] روی نمونه‌ها انجام شد. اما به‌منظور تهیه‌ی عکس از سطح پوشش‌ها، هیچ‌گونه آماده‌سازی روی آن‌ها صورت نگرفت.

مطالعات متالوگرافی کمی شامل اندازه‌گیری ضخامت و درصد تخلخل پوشش‌های پاشش شده و گداخت‌شده توسط نرم‌افزار تحلیل عکس Clemex Vision PE version 3.5 انجام شد. تعیین درصد تخلخل پوشش‌ها مطابق استاندارد ASTM E2109-01 (بخش B) [۲۱] و در حالت پولیش‌شده صورت گرفت. در هر پوشش، پنج ناحیه‌ی مختلف به‌وسعت $100 \times 400 \mu\text{m}^2$ که هیچ‌گونه هم‌پوشانی با یکدیگر نداشتند، به‌طور تصادفی انتخاب شده و فرآیند تخلخل‌سنجی در این محدوده انجام شد. سپس میانگین این پنج اندازه‌گیری به‌عنوان درصد تخلخل پوشش گزارش شد. همچنین، برای اندازه‌گیری ضخامت پوشش‌ها پیش و پس از فرآیند گداخت، ابتدا ۵ بخش مختلف از آن‌ها که هیچ‌گونه هم‌پوشانی با یکدیگر نداشتند، انتخاب شده و در هر بخش، ۲۰ اندازه‌گیری انجام شد. سپس میانگین این اندازه‌گیری‌ها به‌عنوان ضخامت پوشش گزارش شد.

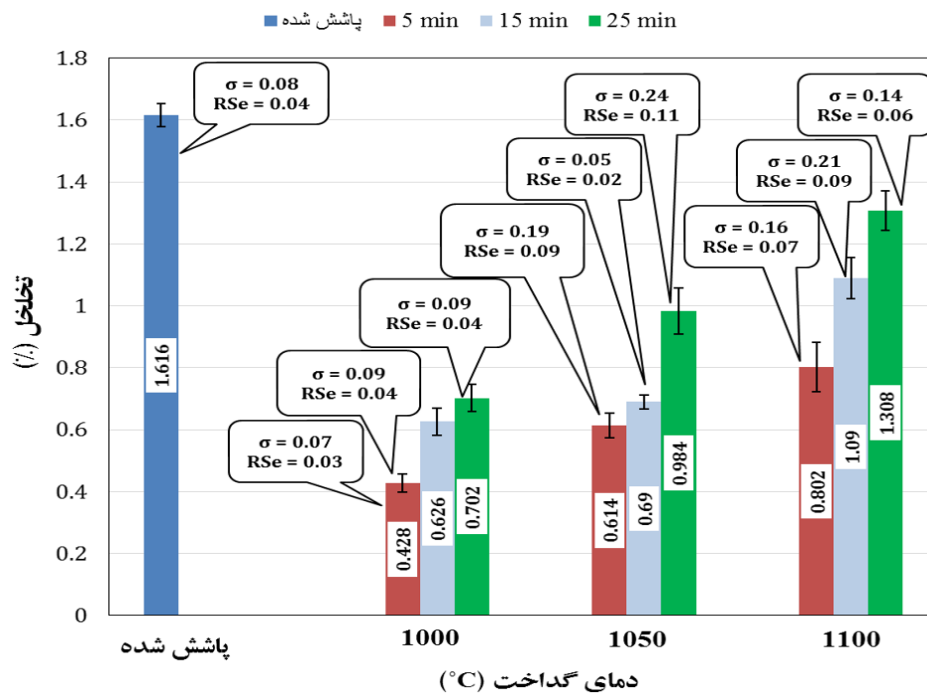
آنالیز پراش سنجی پرتوی ایکس (XRD) به‌منظور شناسایی ترکیب فازی پوشش‌های پاشش شده و گداخت‌شده، با استفاده از دستگاه XRD مدل PW1800 ساخت شرکت Philips با تابش $\text{CuK}\alpha$ با طول موج ۱/۵۴ آنگستروم انجام شد. اندازه‌گیری‌های XRD در محدوده‌ی زاویه‌ی 30° تا 80° صورت گرفت. همچنین برای تحلیل نتایج آزمون XRD، از نرم‌افزار Xpert HighScore Plus استفاده شد.

۲-۴- ریزسختی و زبری سطح

ریزسختی مقطع پوشش‌های پاشش شده و گداخت‌شده توسط دستگاه سنجش ریزسختی OSK ساخت کشور ژاپن و مطابق با استاندارد ASTM E-384 [۲۲] اندازه‌گیری شد. برای این کار از

با ویسکوزیته‌ی کم در آن‌ها شکل می‌گیرد [۱۴]. بر اساس پژوهش بر گانت و همکاران [۱۶]، در طول فرآیند گداخت پوشش‌های NiCrBSi، یوتکتیک Ni-Ni₃B با نقطه‌ی ذوب کم تشکیل می‌شود. در مراحل آغازین عملیات حرارتی گداخت و در منطقه‌ی خمیری بین خطوط سالیدوس و لیکوئیدوس پوشش، پدیده‌ی کاهش تخلخل می‌تواند ناشی از حرکت موئینگی یوتکتیک کم ویسکوزیته‌ی یادشده باشد که سطوح حفرات و تخلخل‌ها را تر کرده و آن‌ها را پر می‌کند.

میانگین درصد تخلخل پوشش‌های پاشش شده و گداخت شده به‌عنوان تابعی از دما و زمان گداخت، به همراه انحراف معیار استاندارد (σ) و خطای استاندارد نسبی (RSe) اندازه‌گیری در یک نمودار ستونی در شکل (۲) نشان داده شده است. بر اساس این نمودار، میانگین درصد تخلخل پوشش پاشش شده برابر ۱/۶۲٪ است. همچنین می‌توان دید که پس از انجام فرآیند گداخت (فارغ از دما و زمان فرآیند)، تخلخل پوشش‌ها کاهش یافته است. آلیاژهای خودگداز همگی دارای محدوده‌ی ذوب وسیعی بوده و هنگامی که به‌صورت جزئی ذوب می‌شوند، مذابی



شکل (۲): میانگین درصد تخلخل پوشش‌های پاشش شده و گداخت شده به‌عنوان تابعی از دما و زمان عملیات حرارتی

افزایش تخلخل پوشش می‌شود. به‌گونه‌ای که بیشترین تخلخل در میان پوشش‌های گداخت شده، در دمای ۱۱۰۰°C و زمان ۲۵ دقیقه به‌وجود آمده است.

به‌نظر می‌رسد که با افزایش دمای فرآیند گداخت از ۱۰۰۰ به ۱۰۵۰ و ۱۱۰۰°C و نیز با افزایش زمان این فرآیند از ۵ به ۱۵ و ۲۵ دقیقه، پدیده‌ی گداخت بیش از حد (به‌عنوان یکی از مشکلات گداخت آلیاژهای خودگداز)، مسئول افزایش درصد

شکل (۲) نشان می‌دهد که در میان پوشش‌های گداخت شده، کمترین تخلخل به پوشش گداخت شده در دمای ۱۰۰۰°C و زمان پنج دقیقه تعلق دارد. در این نمودار می‌توان دو روند کلی را مشاهده کرد. به‌گونه‌ای که در یک دمای ثابت، با افزایش زمان عملیات حرارتی از ۵ به ۱۵ و ۲۵ دقیقه، درصد تخلخل پوشش افزایش می‌یابد. از طرف دیگر در یک زمان عملیات حرارتی ثابت، افزایش دما از ۱۰۰۰ به ۱۰۵۰ و ۱۱۰۰°C نیز باعث

به گونه‌ای که زبری متوسط سطح از مقدار $7/35 \mu\text{m}$ برای پوشش پاشش شده، به مقدار $5/18 \mu\text{m}$ پس از عملیات حرارتی در دمای 1000°C و زمان ۵ دقیقه و نیز $3/77 \mu\text{m}$ پس از عملیات حرارتی در دمای 1100°C و زمان ۲۵ دقیقه رسیده‌است. همان‌طور که پیش از این نیز گفته شد، برگانت و همکاران [۱۴]، تشکیل یوتکتیک کم‌ویسکوزیته $\text{Ni-Ni}_3\text{B}$ با نقطه‌ی ذوب کم را در طول فرآیند گداخت پوشش‌های NiCrBSi گزارش کرده‌اند. بر اساس پژوهش آن‌ها، در جریان عملیات گداخت، این یوتکتیک مذاب به علت دانسیته‌ی کمتر نسبت به فاز جامد، به سمت بالا حرکت کرده و به سطح پوشش می‌رسد. بنابراین، به نظر می‌رسد که علت کاهش زبری سطح پس از فرآیند گداخت، رسیدن این یوتکتیک مذاب کم‌ویسکوزیته به سطح پوشش و جریان یافتن آن در ناهمواری‌های سطح باشد. حال طبیعی است که با افزایش دما و زمان گداخت، یوتکتیک بیشتری تشکیل شده و می‌تواند به سطح پوشش برسد. بنابراین، کاهش چشمگیرتر زبری سطح با افزایش دما و زمان گداخت، قابل توجیه است.

جدول (۳): زبری متوسط سطح نمونه‌های پاشش شده، $f_{1000,5}$ و $f_{1100,25}$

گداخت شده		پاشش شده	نمونه
$f_{1100,25}$	$f_{1000,5}$		
$3/77 \pm 0/05$	$5/18 \pm 0/09$	$7/35 \pm 0/11$	$R_a (\mu\text{m})$

تصاویر میکروسکوپی نوری از سطح مقطع پوشش‌های پاشش شده، $f_{1000,5}$ و $f_{1100,25}$ (شکل‌های ۳ (الف) تا (ج)) نشان می‌دهند که ضخامت پوشش از $148 \mu\text{m}$ در حالت پاشش شده، به $130 \mu\text{m}$ پس از گداخت در دمای 1000°C و زمان ۵ و $110 \mu\text{m}$ پس از گداخت در دمای 1100°C و زمان ۲۵ کاهش یافته‌است. مشاهده می‌شود که با افزایش هرچه بیشتر دما و زمان عملیات حرارتی، کاهش بیشتری در ضخامت رخ داده‌است. در بخش مقدمه اشاره شد که عملیات گداخت می‌تواند باعث افزایش پیوستگی بین اسپلت‌ها شود. با توجه به دانسیته بسیار بالای مرز اسپلت‌ها در پوشش و این که اساساً پوشش از اسپلت‌ها

تخلخل نامطلوب پوشش بوده‌است. پدیده‌ی گداخت بیش از حد باعث تشکیل حفرات گازی کروی بزرگ و به هم پیوسته در پوشش، ذوب بیش از حد، تخلیه‌ی آلیاژ از عناصر سیلیسیم و بور و نیز ایجاد سرباره‌ی بیشتر در پوشش می‌شود [۱۶، ۲۴]. افزایش ناخواسته‌ی تخلخل پوشش NiCrBSi در اثر پدیده‌ی گداخت بیش از حد، توسط برگانت و همکاران [۱۶] نیز گزارش شده‌است.

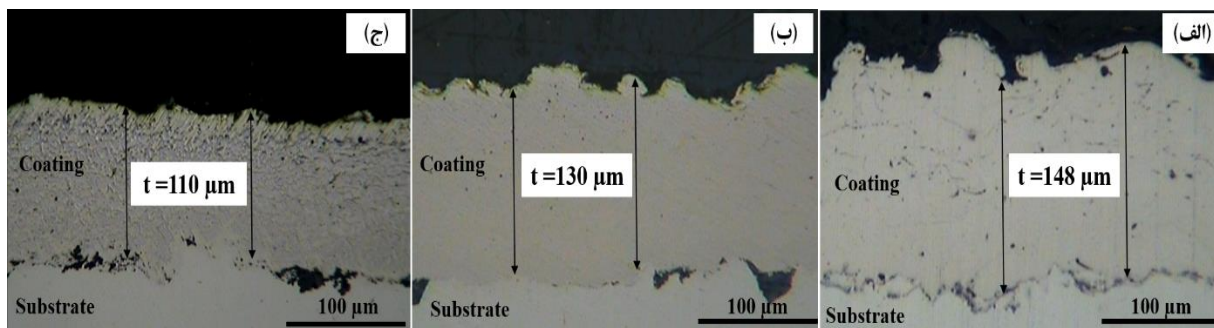
نتایج پژوهش‌های پیشین [۱۶، ۲۵] و نیز این تحقیق نشان می‌دهند که چگال‌سازی صد در صد پوشش و حذف کامل تخلخل‌ها در اثر عملیات گداخت نمی‌تواند رخ دهد، اما درصد تخلخل پوشش می‌تواند به مقدار چشم‌گیری کاهش یابد. به گونه‌ای که در این تحقیق، در صد تخلخل پوشش از مقدار $1/62\%$ در حالت پاشش شده، به کمترین مقدار خود یعنی $0/43\%$ پس از گداخت در دمای 1000°C و زمان پنج دقیقه کاهش یافت (کاهش 73% درصدی).

شرایط بهینه‌ی فرآیند گداخت هنگامی به دست می‌آید که تخلخل پوشش کمینه و سختی آن بیشینه بوده و هم‌زمان یک پیوند متالورژیکی بین پوشش و زیرلایه ایجاد شود [۲۴]. با توجه به این که درصد تخلخل نمونه‌ی $f_{1000,5}$ کمینه بوده و همچنین کمترین دما و زمان عملیات حرارتی در این نمونه قابل دستیابی است، بنابراین به نظر می‌رسد که پارامترهای بهینه‌ی فرآیند گداخت در این پژوهش متناظر با دمای 1000°C و زمان ۵ دقیقه هستند. البته همان‌گونه که پیش از این گفته شد، عوامل دیگری از جمله سختی پوشش و ایجاد پیوند متالورژیکی بین پوشش و زیرلایه در تعیین شرایط بهینه‌ی فرآیند گداخت مؤثر هستند که در ادامه مورد بحث و بررسی قرار خواهند گرفت.

مقادیر زبری متوسط (R_a) سطح پوشش‌های پاشش شده و گداخت شده (نمونه‌های $f_{1000,5}$ و $f_{1100,25}$) در جدول (۳) ارائه شده‌است. داده‌های این جدول نشان می‌دهند که فرآیند گداخت، باعث کاهش زبری سطح پوشش‌ها شده‌است. این کاهش زبری در نمونه‌ی $f_{1100,25}$ چشم‌گیرتر است. در واقع افزایش دما و زمان گداخت باعث کاهش بیشتری در زبری سطح شده‌است.

کاهش ضخامت پوشش هستند. این عوامل همگی باعث چگال شونده گی پوشش می شوند. مشاهده ی چنین کاهش در ضخامت پوشش های NiCrBSi در اثر انجام عملیات حرارتی گداخت، در پژوهش های پیشین [۱۱، ۱۶] نیز گزارش شده است.

تشکیل می شود، به نظر می رسد که افزایش پیوستگی بین اسپلت ها در اثر از بین رفتن مرز و فواصل بین آن ها (که در ادامه بیشتر به آن پرداخته خواهد شد) یکی از مهم ترین دلایل کاهش ضخامت باشد. همچنین کاهش تخلخل و رهاش جزئی گازهایی که هنگام فرآیند APS در پوشش حبس شده اند، از دلایل دیگر

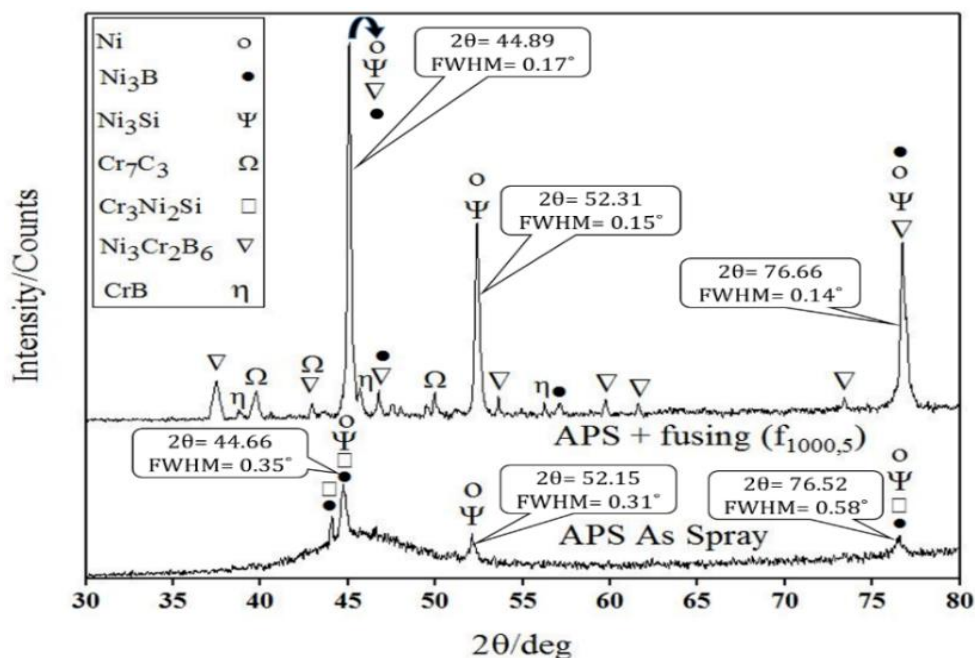


شکل (۳): تصاویر میکروسکوپی نوری از سطح مقطع پوشش های (الف) پاشش شده، (ب) $f_{1000,5}$ و (ج) $f_{1100,25}$.

XRD تنها روی این نمونه انجام شد. پیچیدگی آلیاژ خود گداز NiCrBSi باعث ایجاد انواع مختلفی از بوراید ها، کاربید ها و سیلیسیدها در ساختار این پوشش می شود [۱۹].

۲-۳- بررسی های فازی

الگوی XRD نمونه های پاشش شده و $f_{1000,5}$ در شکل (۴) نشان داده شده است. از آنجایی که در میان پوشش های گداخت شده، نمونه ی $f_{1000,5}$ از لحاظ درصد تخلخل، نمونه ی بهینه بود، آنالیز



شکل (۴): الگوی XRD نمونه های پاشش شده و $f_{1000,5}$.

پوشش حضور دارند. به جز فاز $Ni_3Cr_2B_6$ ، تشکیل فازهای یاد شده در پوشش های $NiCrBSi$ گداخت شده، در پژوهش های پیشین [۱۳، ۱۹، ۲۶-۲۸] نیز گزارش شده است. همان گونه که دیده می شود، هیچ نشانه ای از حضور فازهای آمورف در الگوی XRD نمونه $f_{1000,5}$ وجود ندارد. ضمناً پیک های شناسایی شده، نسبت به پیک های موجود در الگوی XRD پوشش پوشش شده، بسیار قوی تر هستند. در توجیه این پدیده می توان گفت که با توجه به نرخ سرمایش آهسته پس از عملیات حرارتی گداخت (در مقایسه با نرخ سرمایش در فرآیند پوشش پلاسمایی)، زمان کافی برای رسوب دهی و بلوری شدن مقدار زیادی از فازهای بورایدی، سیلیسیدی و حتی کاربیدی (که دمای ذوب بالاتری نسبت به فازهای بورایدی و سیلیسیدی دارند) وجود دارد.

نکته ای قابل توجه دیگر این است که پهنای پیک های (FWHM) شناسایی شده در الگوی XRD پوشش پوشش شده نسبت به پهنای پیک های نمونه $f_{1000,5}$ بیشتر بوده (پهنای پیک ها در شکل (۴) نشان داده شده اند) و جابجایی کوچکی در محل پیک ها بین این دو نمونه رخ داده است. رهاسازی تنش های پسماند حرارتی در طول فرآیند گداخت را می توان به عنوان دلیل اصلی پدیده های یاد شده مطرح کرد [۱۹]. همان طور که پیش از این گفته شد، سرعت سرمایش ذرات مذاب در فرآیند پوشش بسیار بالا است که این امر می تواند باعث ایجاد تنش های پسماند حرارتی در پوشش شود. این تنش های پسماند حرارتی که عامل پهن شدن پیک های XRD پوشش پوشش شده هستند، در طول فرآیند گداخت آزاد می شوند.

۳-۳- بررسی های ریزساختاری

شکل های (۵-الف و ب)، تصاویر SEM از سطح مقطع پوشش پوشش شده را در دو بزرگنمایی متفاوت نشان می دهند. همان گونه که مشاهده می شود، پوشش دارای ساختاری فشرده بوده و تخلخل ها به صورت تصادفی در آن پخش شده اند. هیچ ترکی در پوشش و یا در مرز بین پوشش و زیرلایه مشاهده نشده و تفاوت قابل ملاحظه ای در ریز ساختار پوشش در سرتاسر ضخامت آن

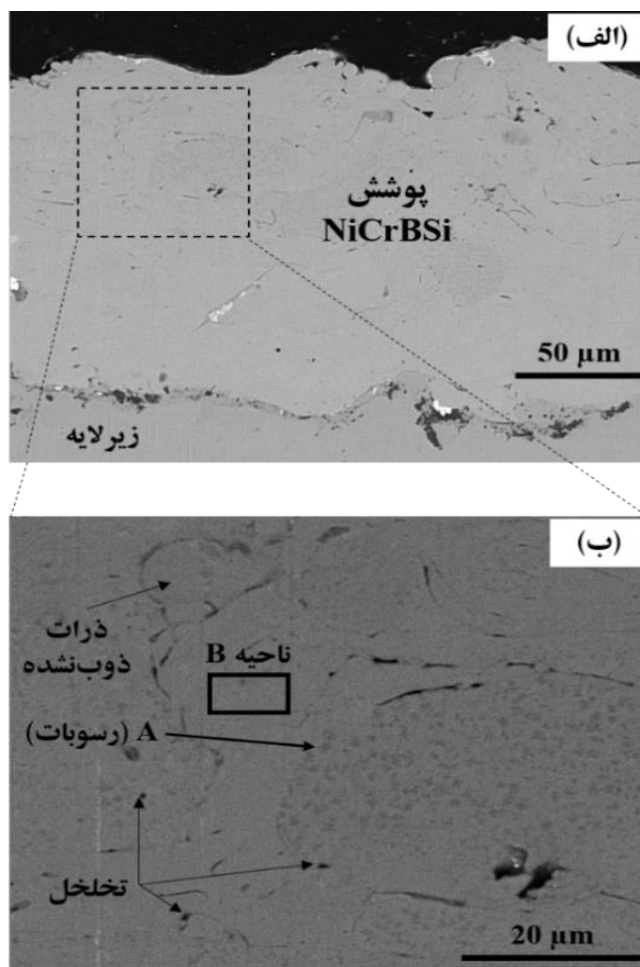
همان گونه که در شکل (۴) دیده می شود، پوشش پوشش شده دارای فازهای Ni ، Ni_3B ، Ni_3Si و Cr_3Ni_2Si است. در برخی پژوهش های پیشین [۱۱، ۱۹، ۲۶-۲۸]، حضور فازهای Ni ، Ni_3B ، Ni_3Si در ساختار پوشش $NiCrBSi$ پوشش شده گزارش شده است. همچنین حضور فاز Cr_3Ni_2Si در ساختار پوشش $NiCrBSi$ ایجاد شده به روش APS، توسط دونگ و همکاران [۱۳] گزارش شده است. هیچ گونه فاز کاربیدی در ساختار پوشش پوشش شده شناسایی نشد. الگوی XRD پوشش پوشش شده، دو نکته ای مهم را آشکار می کند. اولاً این که پیک های شناسایی شده در این الگو ضعیف هستند (نسبت به الگوی پراش نمونه $f_{1000,5}$). ثانیاً برآمدگی های گوژ شکلی در این الگوی پراش مشاهده می شوند (به طور تقریبی از $\theta_2=35^\circ$ تا $\theta_2=55^\circ$ و همچنین از $\theta_2=75^\circ$ تا $\theta_2=80^\circ$) که نشان از تشکیل یک یا چند فاز آمورف در پوشش پوشش شده دارند. به بیان دیگر، مخلوطی از فازهای آمورف و بلوری در الگوی XRD پوشش پوشش شده دیده می شود. تشکیل فازهای آمورف در پوشش های $NiCrBSi$ ایجاد شده به روش APS (در حالت پوشش شده)، در پژوهش های پیشین [۱۳، ۲۷] نیز گزارش شده است.

با توجه به آن چه که در پژوهش های پیشین [۱۳، ۲۷] نیز بیان شده است، دو دلیل اصلی را می توان برای ایجاد فازهای آمورف در ریزساختار پوشش پوشش شده برشمرد. علت نخست، سرعت سرمایش بسیار بالای ذرات ذوب شده طی فرآیند پوشش است (حدود $10^6 K/s$ [۲۹]) که شرایط را برای تشکیل فلزات شیشه ای فراهم می کند. در واقع هنگامی که نرخ سرمایش ذرات مذاب تا این حد زیاد باشد، انجام فرآیند بلورینگی سخت و یا ناممکن شده و شرایط مناسبی برای تشکیل فازهای آمورف فراهم می شود. دلیل دوم، حضور عناصر بور و سیلیسیم در آلیاژ $NiCrBSi$ است که فرآیند بلورینگی را به تأخیر انداخته و توانایی تشکیل فازهای شیشه ای^۳ (GFA) هنگام فرآیند انجماد سریع اسپلت ها را افزایش می دهد.

الگوی XRD نمونه $f_{1000,5}$ (شکل ۴) نشان می دهد که فازهای Ni ، Ni_3B ، Ni_3Si ، Cr_7C_3 ، CrB و $Ni_3Cr_2B_6$ در ساختار این

پوشش به زیرلایه مناسب است. در شکل (۵-ب)، تخلخل‌ها، رسوبات و ذرات ذوب‌نشده در بزرگنمایی بالاتر نشان داده شده‌اند.

وجود ندارد. ریزساختار یکنواخت پوشش نشان می‌دهد که کسر بزرگی از پودر اولیه در جت پلاسما ذوب شده و به صورت مذاب به سطح زیرلایه برخورد کرده‌است. پوشش به صورت مکانیکی به زیرلایه متصل شده و به نظر می‌رسد که چسبندگی



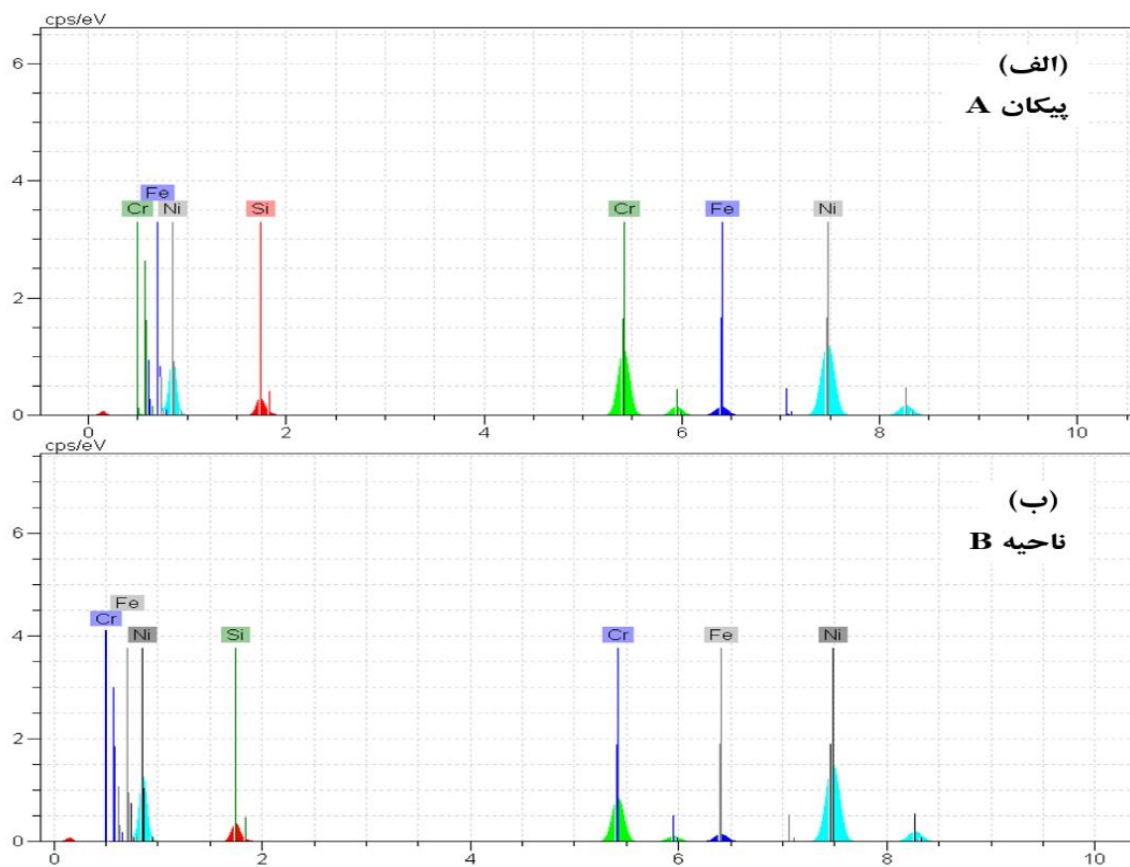
شکل (۵): تصاویر SEM از سطح مقطع پوشش پاشش شده: (الف): بزرگنمایی پایین و (ب): بزرگنمایی بالا

شده‌است. آنالیز EDS این رسوبات ریز و زمینه‌ی پوشش پاشش شده (به ترتیب پیکان A و ناحیه‌ی B در شکل (۵-ب)) در جدول (۴) و شکل (۶) نشان داده شده‌است. بر اساس جدول (۴)، این رسوبات غنی از کروم هستند. همچنین، ترکیب شیمیایی ناحیه‌ی B و پودر تغذیه به یکدیگر نزدیک هستند. از طرفی، مقدار کروم رسوبات ریز نسبت به ناحیه‌ی B افزایش و مقدار نیکل آن‌ها کاهش یافته‌است. بنابراین و با توجه به نتایج بخش بررسی‌های فازی، این رسوبات می‌توانند Cr_3Ni_2Si باشند.

همان‌گونه که در شکل (۵-ب) مشاهده می‌شود، پوشش پاشش شده دارای رسوبات بسیار ریزی است که ابعاد آن‌ها از $2 \mu m$ کمتر است. این رسوبات در نواحی معینی از ریزساختار پوشش دیده نمی‌شوند. در توجیه این امر می‌توان گفت که در این نواحی، در اثر دمای بالای فرآیند پاشش پلاسمایی، انحلال این رسوبات رخ داده‌است. مشاهده‌ی چنین رسوبات ریزی در پوشش NiCrBSi پاشش شده و انحلال آن‌ها در بخش‌هایی از ریزساختار پوشش، توسط میگل و همکاران [۱۱] نیز گزارش

جدول (۴): آنالیز EDS مربوط به پیکان A و ناحیه B در ریزساختار پوشش پاشش شده

ناحیه B			پیکان A			سری ها	عنصر
Atom.C	Norm.C	Unn.C	Atom.C	Norm.C	Unn.C		
[% اتمی]	[% وزنی]	[% وزنی]	[% اتمی]	[% وزنی]	[% وزنی]		
۸/۶۶	۴/۵۲	۴/۱۵	۸/۴۲	۴/۵۴	۳/۱۷	K سری	Si
۱۵/۳۶	۱۴/۶۱	۱۳/۲۵	۳۰/۳۶	۲۹/۲۶	۲۱/۱۶	K سری	Cr
۷۱/۷۷	۷۶/۴۵	۶۹/۱۵	۵۶/۸۳	۶۱/۸۲	۴۴/۷۲	K سری	Ni
۴/۲۱	۴/۴۲	۳/۹۸	۴/۳۹	۴/۳۸	۳/۲۸	K سری	Fe
۱۰۰	۱۰۰	۹۰/۵۳	۱۰۰	۱۰۰	۷۲/۳۳		مجموع

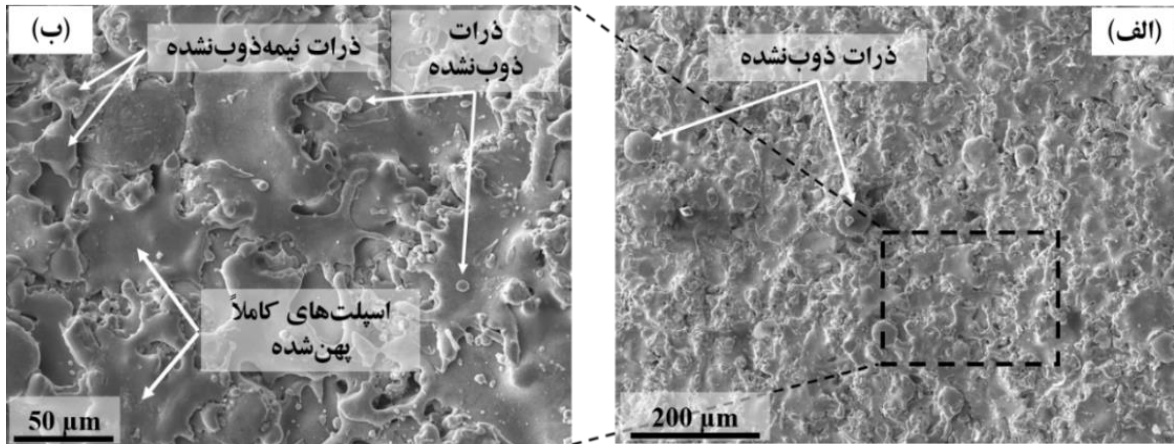


شکل (۶): الگوی آنالیز EDS مربوط به: (الف): پیکان A و (ب): ناحیه B در ریزساختار پوشش پاشش شده

ذرات ذوب نشده و ذرات نیمه ذوب شده را در بزرگنمایی بالاتر نشان می دهد. اندازه ذرات ذوب نشده مشاهده شده در این تصویر بسیار کمتر از اندازه ذرات پودر تغذیه است. در توضیح این پدیده باید گفت که دما و سرعت جت پلاسما در نواحی مختلف آن متفاوت است. برخی از ذرات پودر اولیه به هسته‌ی

شکل های (۷-الف و ب)، تصاویر SEM از سطح پوشش پاشش شده را در دو بزرگنمایی متفاوت نشان می دهند. همان طور که دیده می شود، اسپلت ها به خوبی روی هم پهن شده و مقدار کمی از ذرات کروی ذوب نشده و یا ذرات نیمه ذوب شده در پوشش وجود دارند. شکل (۷-ب)، اسپلت های کاملاً پهن شده،

فرآیند گداخت (فارغ از دما و زمان فرآیند) از بین رفته‌اند. همان‌طور که پیش از این گفته شد، یکی از اهداف فرآیند گداخت و نیز یکی از معیارهای موفقیت آمیز بودن این فرآیند در پوشش‌های خودگداز NiCrBSi، حذف کامل مرز بین اسپلت‌ها است. ناپدید شدن مرز میان اسپلت‌ها به معنای نفوذ عناصر و ایجاد یک پیوند متالورژیکی بین اسپلت‌ها است که استحکام پیوستگی بین اجزای پوشش را افزایش می‌دهد.



شکل (۷): تصاویر SEM از سطح پوشش پاشش شده: (الف): بزرگنمایی پایین و (ب): بزرگنمایی بالا

جت پلاσμα که داغ‌ترین و سریع‌ترین بخش آن است، وارد شده و در این ناحیه اتمایز شده‌اند. در نتیجه، اندازه‌ی این ذرات کاهش و سطح تماس آن‌ها افزایش یافته‌است. بنابراین، این ذرات اتمایز شده، پیش از برخورد به زیرلایه منجمد شده و به صورت ذرات ذوب نشده روی سطح پوشش باقی مانده‌اند. تصاویر SEM از سطح مقطع پوشش‌های گداخت شده (شکل ۸-الف تا ط)) نشان می‌دهند که مرز بین اسپلت‌ها پس از

گفت که فاز تیره، CrB و فاز خاکستری روشن Cr₇C₃ است. در واقع در اینجا فاز مرتبط با عنصر بور (عنصر سبک‌تر نسبت به کربن) یا همان CrB، تیره‌تر از فاز مربوط به عنصر کربن (Cr₇C₃) دیده می‌شود.

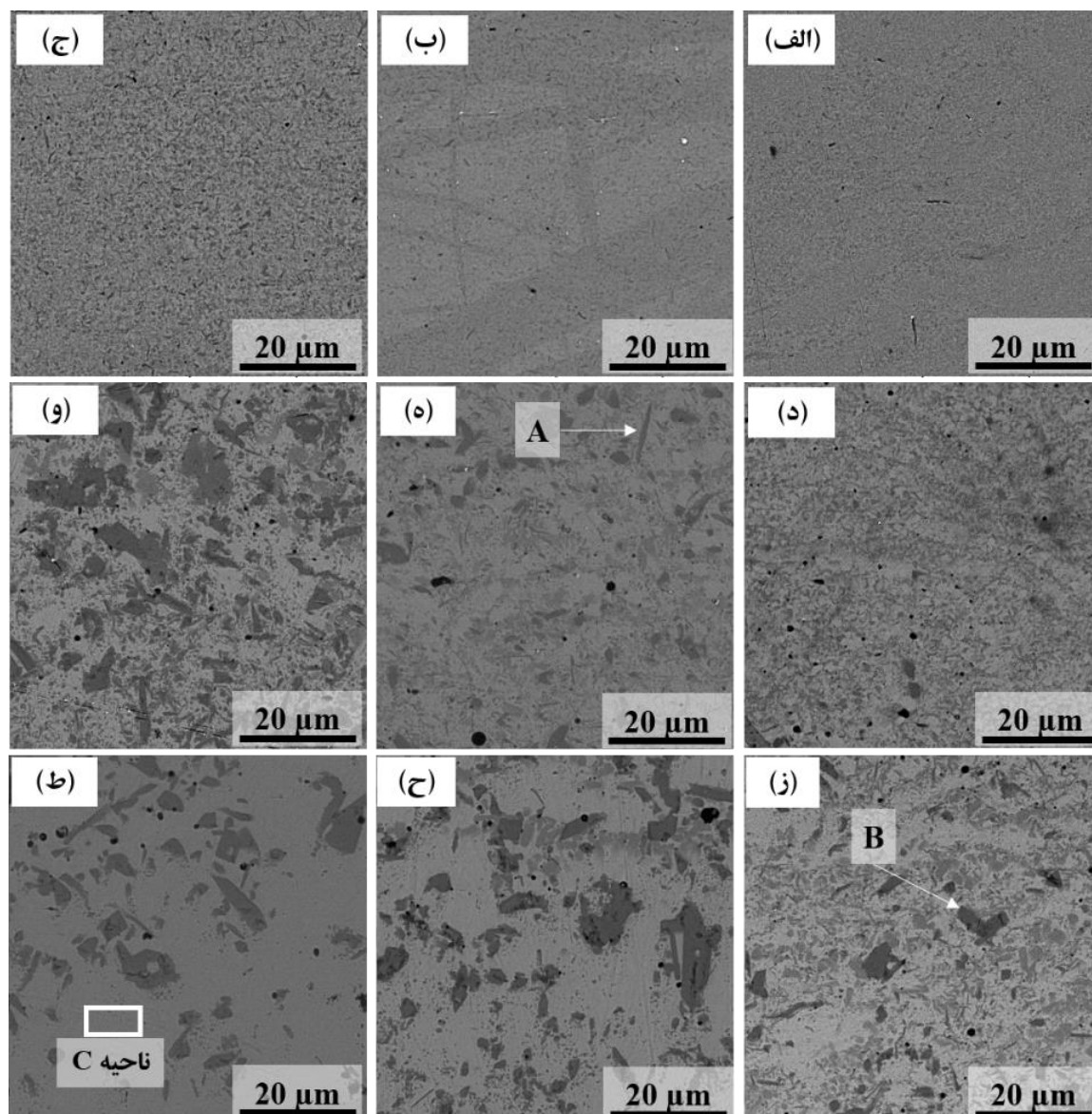
داده‌های جدول (۵) همچنین نشان می‌دهند که فاز زمینه‌ی روشن در پوشش‌های عملیات حرارتی شده، غنی از نیکل بوده (حدود ۷۲ درصد وزنی) و عناصر کروم (حدود ۲۰ درصد وزنی)، سیلیسیم (حدود ۴ درصد وزنی) و آهن (حدود ۴ درصد وزنی) نیز در آن حضور دارند. با توجه به این داده‌ها و نتایج پژوهش‌های پیشین [۱۱، ۳۰]، این فاز روشن زمینه می‌تواند محلول جامد نیکل و یا یوتکتیک Ni/Ni₃B باشد. برگانت و همکاران [۱۶] گزارش کرده‌اند که فاز محلول جامد Ni و ساختار یوتکتیک Ni/Ni₃B از نظر شکل و رنگ، مشابه هم هستند که این امر، تشخیص آن‌ها از یکدیگر توسط میکروسکوپ را دشوار می‌کند.

همان‌گونه که در شکل (۸) (به خصوص شکل‌های (۸-د تا ح)) دیده می‌شود، پس از گداخت، رسوبات ریزی در ریزساختار پوشش ایجاد شده و دست کم سه نوع فاز متفاوت در ریزساختار پوشش‌های گداخت شده قابل شناسایی است. فاز روشن زمینه، رسوبات چند گوشه‌ی تیره‌رنگ (مشخص شده با پیکان B در شکل (۸-ز))، و رسوبات خاکستری روشن سوزنی‌شکل (مشخص شده با پیکان A در شکل (۸-ه)). حضور چنین فازهایی در پوشش‌های NiCrBSi گداخت شده، توسط پژوهشگران دیگر [۱۱، ۲۶، ۳۰] نیز گزارش شده‌است.

آنالیز EDS رسوبات تیره‌رنگ و رسوبات خاکستری روشن (جدول ۵) نشان می‌دهد که هر دو غنی از عنصر کروم هستند. از طرفی، در تصاویر SEM الکترون برگشتی، فازهای دارای وزن اتمی کمتر، تیره‌تر دیده می‌شوند. بنابراین و بر اساس مطالعات پیشین [۱۱، ۳۰] و همچنین نتایج بخش بررسی‌های فازی، می‌توان

رسوبات را می‌توان به صورت آشکار دید. همین روند برای پوشش‌های عملیات حرارتی شده در دمای 1100°C نیز قابل مشاهده است؛ با این تفاوت که در این دما، با افزایش زمان گداخت از ۱۵ به ۲۵ دقیقه، تغییرات چندانی در اندازه‌ی رسوبات ایجاد نشده است. همچنین، افزایش دمای گداخت از ۱۰۰۰ به 1050°C و 1100°C در یک زمان ثابت نیز باعث رشد و خشن شدن رسوبات شده است.

با نگاه به شکل (۸) می‌توان دریافت که افزایش دما و زمان عملیات حرارتی گداخت، باعث رشد و خشن شدن و نیز توزیع ناهمگن رسوبات موجود در ریزساختار پوشش شده است. همان‌طور که مشاهده می‌شود، در دمای 1000°C ، با افزایش زمان عملیات حرارتی از ۵ به ۱۵ و ۲۵ دقیقه، رسوبات کمی خشن‌تر و درشت‌تر شده‌اند، در حالی که در دمای 1050°C ، با افزایش زمان عملیات حرارتی از ۵ به ۱۵ و ۲۵ دقیقه، رشد و خشن شدن



شکل (۸): تصویر SEM از سطح مقطع پوشش: (الف): $f_{1000,5}$; (ب): $f_{1000,15}$; (ج): $f_{1000,25}$; (د): $f_{1050,5}$; (ه): $f_{1050,15}$; (و): $f_{1050,25}$; (ز): $f_{1100,5}$; (ح):

$f_{1100,15}$ و (ط): $f_{1100,25}$

جدول (۵): آنالیز EDS مربوط به پیکان های A و B و ناحیه C در ریزساختار پوشش های گداخت شده

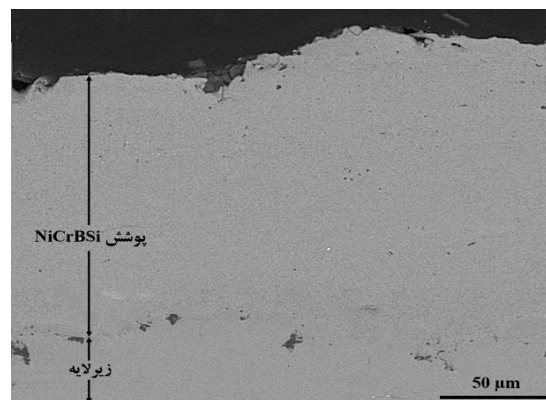
ناحیه C			پیکان B			پیکان A			سری ها	عنصر
Atom.C	Norm. C	Unn.C	Atom. C	Norm. C	Unn.C	Atom. C	Norm.C	Unn.C		
[% اتمی]	[% وزنی]	[% وزنی]	[% اتمی]	[% وزنی]	[% وزنی]	[% اتمی]	[% وزنی]	[% وزنی]		
۸/۴۲	۴/۳۸	۳/۱۷	۱/۷۸	۱/۰۱	۰/۶۹	۴/۲۱	۲/۳۱	۱/۹۵	K سری	Si
۲۰/۳۶	۱۹/۲۶	۱۱/۱۶	۸۳/۹۴	۸۸/۳۰	۵۹/۷۰	۷۷/۴۷	۷۸/۶۵	۶۶/۶۲	K سری	Cr
۶۶/۸۳	۷۱/۸۲	۵۴/۷۲	۶/۳۷	۷/۵۶	۵/۱۱	۱۳/۹۹	۱۶/۰۴	۱۳/۵۸	K سری	Ni
۴/۳۹	۴/۵۴	۳/۲۸	۰/۷۰	۰/۷۹	۰/۵۳	۲/۱۳	۲/۳۲	۱/۹۶	K سری	Fe
-	-	-	۷/۲۱	۲/۳۳	۱/۵۸	۲/۲۰	۰/۶۹	۰/۵۸	K سری	O
۱۰۰	۱۰۰	۷۲/۳۳	۱۰۰	۱۰۰	۶۷/۶۱	۱۰۰	۱۰۰	۸۴/۶۹	مجموع	

معیار استاندارد و خطای استاندارد نسبی اندازه گیری در یک نمودار ستونی در شکل ۱۰ نشان داده شده است. این نمودار نشان می دهد که میانگین ریز سختی پوشش پاشش شده برابر ۴۷۹HK است. علاوه بر این، پس از انجام فرآیند گداخت (فارغ از دما و زمان فرآیند)، ریز سختی پوشش ها افزایش یافته است. بر اساس این نمودار، در میان پوشش های گداخت شده، بیشترین مقدار ریز سختی در نمونه ای $f_{1000,5}$ به دست آمده است. این مشاهده نیز تأیید می کند که دمای 1000°C و زمان پنج دقیقه، پارامترهای بهینه ی عملیات حرارتی گداخت در این تحقیق هستند.

همان گونه که در بخش های پیشین مشاهده شد، سه عامل کاهش درصد تخلخل، افزایش پیوستگی بین اسپلت ها، و تشکیل پراکندگی یکنواخت رسوبات سخت کاربیدی و بورایدی (CrB) و Cr_7C_3 را می توان به عنوان عوامل اصلی افزایش ریز سختی در اثر انجام فرآیند گداخت مطرح کرد.

با توجه به شکل (۱۰)، یک روند کلی را می توان در مقادیر ریز سختی پوشش های گداخت شده مشاهده کرد. به طوری که در هر دمای ثابت، با افزایش زمان عملیات حرارتی از ۵ به ۱۵ و ۲۵ دقیقه، مقدار ریز سختی کاهش می یابد (به استثنای دمای 1100°C که با افزایش زمان گداخت از ۱۵ به ۲۵ دقیقه، تفاوت چندانی در عدد ریز سختی ایجاد نشده است). در توضیح علت روند مشاهده شده در تغییرات ریز سختی پوشش های عملیات حرارتی شده، دو عامل مهم را می توان مطرح کرد. ۱- درصد

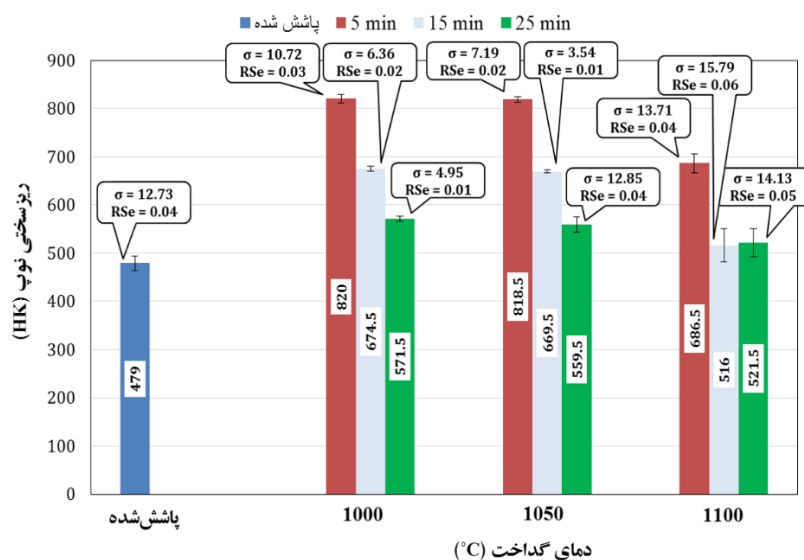
شکل (۹)، تصویر SEM از سطح مقطع پوشش گداخت شده در دمای 1000°C و زمان ۵ دقیقه (شرایط بهینه ی عملیات حرارتی گداخت از نظر درصد تخلخل) را نشان می دهد. مقایسه ی این تصویر با ریز ساختار پوشش پاشش شده (شکل ۵-الف))، تأثیر مثبت عملیات حرارتی گداخت در کاهش تخلخل ها و حذف مرز بین اسپلت ها را آشکار می کند. به علاوه در شکل (۹)، تشخیص مرز بین پوشش و زیرلایه و زبری این مرز، دشوار و یا در بعضی نواحی غیرممکن بوده که این امر، بیان گر ایجاد یک پیوند متالورژیکی بین پوشش و زیرلایه است.



شکل (۹): تصویر SEM از سطح مقطع پوشش گداخت شده در دمای 1000°C و زمان ۵ دقیقه

۳-۴- ریز سختی

مقادیر میانگین ریز سختی پوشش های پاشش شده و گداخت شده به عنوان تابعی از دما و زمان عملیات حرارتی، به همراه انحراف

تخلخل ۲- اندازه و توزیع رسوبات سخت کاربیدی و بورایدی (Cr₇C₃ و CrB)

شکل (۱۰): میانگین ریزسختی پوشش‌های پاشش شده و گداخت شده به‌عنوان تابعی از دما و زمان عملیات حرارتی

بین عملکرد سایشی این پوشش‌ها در حالت پاشش شده و گداخت شده صورت نگرفته است. آن‌چه که در این بخش از تحقیق به آن پرداخته شده است، مقایسه‌ی عملکرد سایشی پوشش NiCrBSi پس از اعمال بهترین ($f_{1000,5}$) و بدترین ($f_{1100,25}$) شرایط عملیات حرارتی گداخت است (بررسی تأثیر پارامترهای فرآیند گداخت بر عملکرد سایشی پوشش NiCrBSi).

مقادیر کاهش وزن نمونه‌ها پس از انجام آزمون سایش بین روی دیسک، به‌عنوان معیاری برای ارزیابی عملکرد سایشی پوشش‌ها در نظر گرفته شد. همچنین، به‌منظور مقایسه‌ی عملکرد سایشی پوشش‌ها، پارامتر ضریب نرخ سایش (k) نیز مطابق رابطه‌ی $k = W/LC$ (مدل آرچارد) [۱۵] محاسبه شد. در این رابطه، W کاهش وزن نمونه پس از آزمون سایش (در واحد میلی‌گرم)، L مسافت لغزش (در واحد متر)، و C نیروی عمودی اعمالی (در واحد نیوتون) است.

مقادیر کاهش وزن و ضریب نرخ سایش نمونه‌های $f_{1000,5}$ و $f_{1100,25}$ در جدول (۶) ارائه شده‌اند. همان‌گونه که در این جدول مشاهده می‌شود، مقدار کاهش وزن از ۱۹mg برای نمونه‌ی

در خصوص عامل اول یعنی درصد تخلخل، می‌توان گفت که همان‌طور که در بخش ۳-۱ مشاهده شد، روند تغییرات درصد تخلخل، با روند مشاهده شده در مقدار ریزسختی پوشش‌های گداخت شده کاملاً هم‌خوانی دارد. به بیان دیگر، نتایج آزمون ریزسختی کاملاً مؤید نتایج فرآیند تخلخل‌سنجی است.

در مورد عامل دوم یعنی اندازه و توزیع رسوبات سخت نیز می‌توان به مشاهدات بخش بررسی‌های ریزساختاری رجوع کرد. همان‌گونه که در این بخش دیده شد، با افزایش دما و زمان گداخت، رسوبات درشت‌تر شده و همچنین پراکندگی آن‌ها ناهمگن‌تر شد. بنابراین، رشد و ناهمگن‌تر شدن توزیع رسوبات سخت در اثر افزایش دما و زمان گداخت را می‌توان مسئول روند مشاهده شده در مقادیر ریزسختی پوشش‌های گداخت شده دانست.

۳-۵- آزمون سایش

از آنجایی که اثر مثبت فرآیند گداخت بر مقاومت به سایش پوشش‌های خودگداز NiCrBSi در برخی از پژوهش‌های پیشین [۱۱، ۱۹] بررسی و مشخص شده است، در این تحقیق، مقایسه‌ی

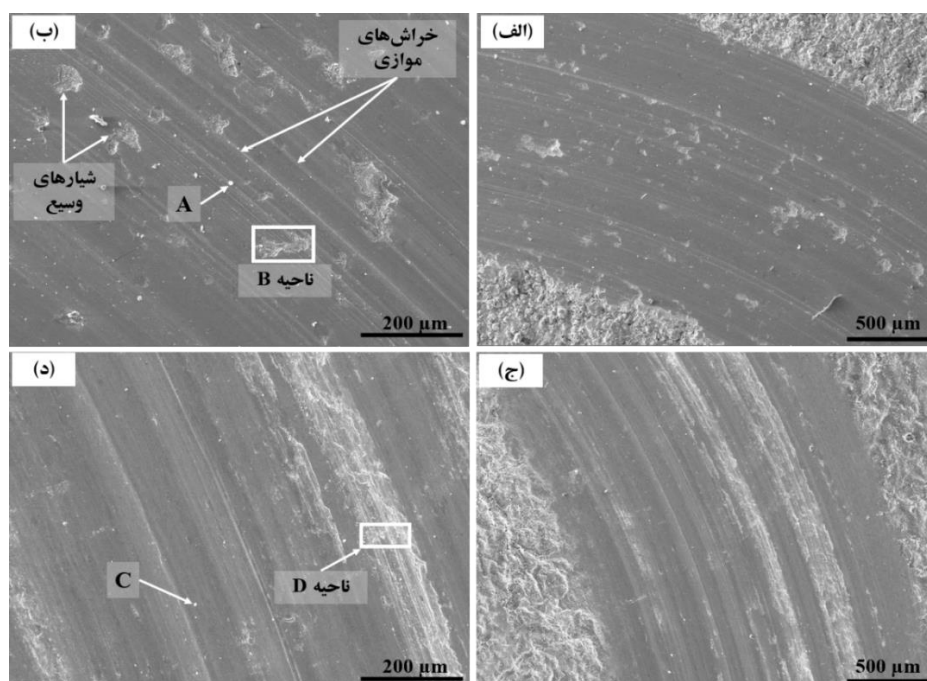
همان گونه که در بخش ۳-۴ (ریزسختی) مشاهده شد، با افزایش دما و زمان عملیات حرارتی از 1000°C و ۵ دقیقه به 1100°C و ۲۵ دقیقه، مقدار ریز سختی به طور قابل توجهی کاهش یافت. این کاهش چشم گیر در مقدار ریزسختی، می تواند عامل اصلی عملکرد سایشی ضعیف تر نمونه ی $f_{1100,25}$ نسبت به نمونه ی $f_{1000,5}$ باشد. بنابراین مشاهده می شود که پارامترهای عملیات حرارتی گداخت، تأثیر مهمی بر عملکرد سایشی پوشش NiCrBSi دارند. همچنین آشکار شد که شرایط بهینه ی عملیات حرارتی گداخت از لحاظ درصد تخلخل و ریزسختی، بهترین عملکرد سایشی را نیز برای پوشش فراهم می کند. با توجه به داده های جدول (۶) و مقایسه ی این داده ها با مقادیر ریزسختی پوشش ها (شکل ۱۰)، می توان دید که نتایج آزمون سایش، مؤید نتایج آزمون ریزسختی است.

رد سایش نمونه ی $f_{1000,5}$ (شکل های ۱۱-الف- و ب) اساساً از خراش های موازی تشکیل شده است که در برخی نواحی آن، مقدار کمی از شیارهای^۴ وسیع (با ابعاد حدودی $100-300\ \mu\text{m}$) دیده می شوند.

$f_{1000,5}$ به $30\ \text{mg}$ برای نمونه ی $f_{1100,25}$ افزایش یافته است. همین روند افزایشی در مورد ضرایب نرخ سایش نیز دیده می شود. به گونه ای که پارامتر k از $0/0019\ \text{mg/N.m}$ برای نمونه ی $f_{1000,5}$ به $0/0031\ \text{mg/N.m}$ برای نمونه ی $f_{1100,25}$ افزایش یافته است. کمتر بودن مقدار کاهش وزن و نیز کمتر بودن ضریب نرخ سایش نمونه ی $f_{1000,5}$ ، نمایان گر عملکرد سایشی بهتر این نمونه نسبت به نمونه ی $f_{1100,25}$ است. به بیان دیگر، گداخت در دمای 1000°C و زمان ۵ دقیقه، عملکرد سایشی بهتری را نسبت به گداخت در دمای 1100°C و زمان ۲۵ دقیقه برای پوشش NiCrBSi فراهم کرده است. با توجه به مباحث و تحلیل های مطرح شده در بخش های پیشین، مهم ترین عاملی که می تواند موجب اختلاف در عملکرد سایشی نمونه های $f_{1100,25}$ و $f_{1000,5}$ شده باشد، تفاوت در سختی آن ها است.

جدول (۶): مقادیر کاهش وزن و ضریب نرخ سایش نمونه های $f_{1000,5}$ و $f_{1100,25}$ پس از آزمون سایش

کد نمونه	$f_{1000,5}$	$f_{1100,25}$
کاهش وزن (mg)	۱۹	۳۰
ضریب نرخ سایش k (mg/N.m)	۰/۰۰۱۹	۰/۰۰۳۱



شکل (۱۱): تصاویر SEM از رد سایش نمونه های: (الف و ب) $f_{1000,5}$ و (ج و د) $f_{1100,25}$

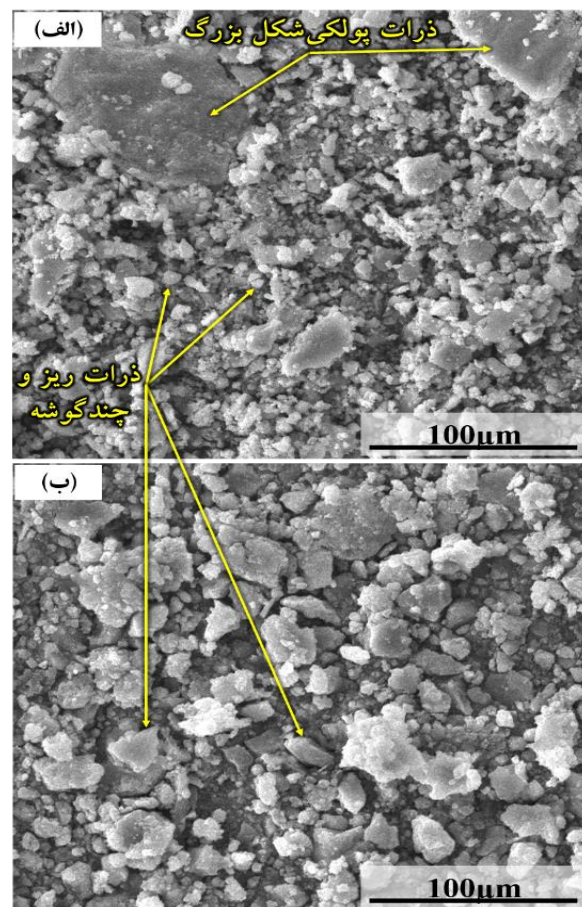
ذراتی با شکل چندگوشه و ریز (با ابعاد کمتر از $3\mu\text{m}$) که بخش اعظم خرده‌های سایشی را تشکیل می‌دهند. این ذرات می‌توانند در اثر خروج رسوبات ریز موجود در ساختار پوشش $f_{1000,5}$ ایجاد شده باشند (مقایسه‌ی ابعاد رسوبات ریز موجود در ساختار پوشش $f_{1000,5}$ (شکل ۸-الف)) با ابعاد این خرده‌های سایشی ریز و چندگوشه، این فرضیه را تأیید می‌کند. دسته‌ی دوم، ذراتی پولکی شکل و بزرگ (با ابعاد بیشتر از $40\mu\text{m}$) بوده که مقدار آن‌ها بسیار کم است. به نظر می‌رسد که این ذرات پولکی شکل و بزرگ، در اثر خروج اسپلت‌ها ایجاد شده باشند (با توجه به ابعاد و شکل آن‌ها). در واقع حضور هرچند اندک این ذرات پولکی شکل در خرده‌های سایشی، فرضیه‌ی قبلی درباره‌ی شیارهای وسیع دیده‌شده در رد سایش را تأیید کرده و نشان می‌دهد که این شیارها در اثر خروج کامل اسپلت‌ها ایجاد شده‌اند.

بررسی رد سایش نمونه‌ی $f_{1000,5}$ نشان می‌دهد که مکانیزم سایشی غالب در این نمونه، سایش خراشان است. همچنین میگل و همکاران [۱۱]، خروج کامل اسپلت‌ها از سطح پوشش پس از آزمون سایش را به مکانیزم سایش خستگی نسبت داده‌اند (نیرو، سرعت و مسافت لغزش در این مرجع به ترتیب برابر با 15N ، 1m/s و 0.1 و 1000m بوده و این شرایط با شرایط سایشی مقاله‌ی حاضر قابل مقایسه است). بنابراین سایش خستگی نیز یکی از مکانیسم‌های سایشی فعال در نمونه‌ی $f_{1000,5}$ است؛ اگرچه با توجه به مقدار کم شیارهای وسیع در رد سایش این نمونه، اهمیت آن به اندازه‌ی مکانیزم سایش خراشان نیست.

آنالیز EDS برخی نقاط روی رد سایش نمونه‌ی $f_{1000,5}$ (پیکان A و ناحیه‌ی B در شکل ۱۱-ب)) در جدول (۷) و شکل (۱۳) نشان داده شده است. بر اساس داده‌های جدول (۷)، چون مقدار آلومینیوم در نقاط مشخص شده ناچیز است، انتقال ماده از بین آلومینایی به سطح سائیده‌شده‌ی پوشش رخ نداده است. بنابراین، مکانیزم سایش چسبان نقشی در سایش نمونه‌ی $f_{1000,5}$ ندارد. رد سایش نمونه‌ی $f_{1100,25}$ (شکل‌های ۱۱-ج و د) به‌طور کامل از خراش‌های عمیق و موازی تشکیل شده و شیارهای وسیع (مانند

شکل ۱۱-ب) این خراش‌های موازی و شیارهای وسیع را در بزرگنمایی بیشتری نشان می‌دهد. با توجه به ابعاد شیارهای وسیع موجود در رد سایش نمونه‌ی $f_{1000,5}$ ، به نظر می‌رسد که این شیارها در اثر خروج کامل برخی اسپلت‌ها از سطح پوشش ایجاد شده‌اند. خروج اسپلت‌ها از سطح پوشش، نشانه‌ی ضعف استحکام پیوستگی بین آن‌ها در برخی نواحی پوشش، علی‌رغم انجام عملیات گداخت و از بین رفتن ظاهری مرز اسپلت‌ها است. در ادامه به این موضوع بیشتر پرداخته خواهد شد.

در شکل (۱۲-الف و ب) به ترتیب خرده‌های سایشی مربوط به نمونه‌های $f_{1000,5}$ و $f_{1100,25}$ نشان داده شده‌اند.



شکل (۱۲): خرده‌های سایشی نمونه‌های: (الف): $f_{1000,5}$ و (ب): $f_{1100,25}$

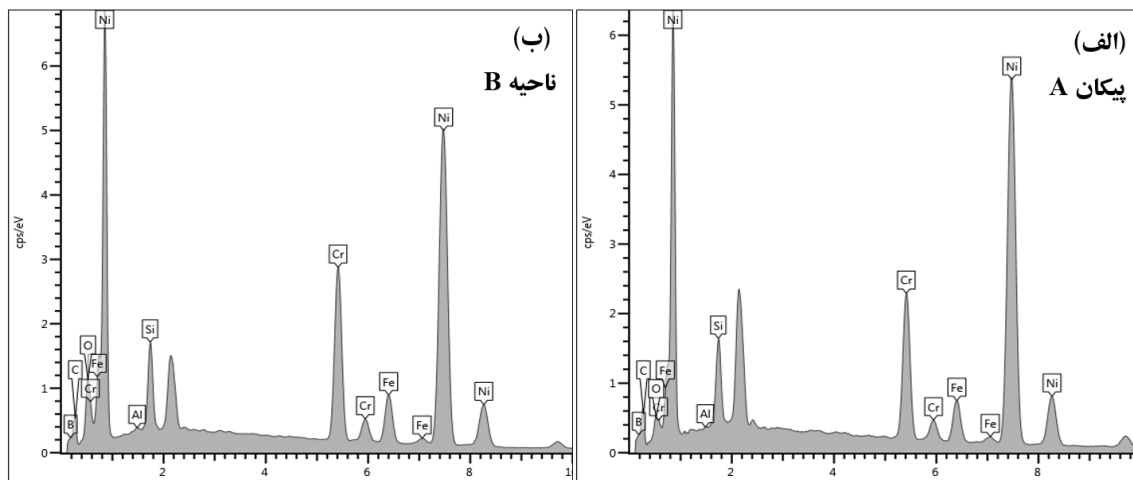
با توجه به شکل (۱۲-الف) می‌توان خرده‌های سایشی مربوط به نمونه‌ی $f_{1000,5}$ را به دو دسته‌ی کلی تقسیم کرد. دسته‌ی اول،

می‌رسد که این خرده‌های سایشی، ناشی از خروج رسوبات سخت کاربیدی و بورایدی از ساختار پوشش $f_{1100,25}$ باشند. همچنین، نبود شیارهای وسیع در رد سایش که نشانه‌ی عدم خروج اسپلت‌ها از سطح پوشش است، نشان می‌دهد که مکانیزم سایش خستگی در نمونه‌ی $f_{1100,25}$ نقشی ندارد.

آنچه که در رد سایش نمونه‌ی $f_{1000,5}$ دیده شد (و نیز ذرات چسبیده روی سطح در آن دیده نمی‌شود). بنابراین به نظر می‌رسد که مکانیزم سایشی غالب در این نمونه نیز سایش خراشان است. خرده‌های سایشی این نمونه (شکل ۱۲-ب) از ذرات چندگوشه و ریز (با ابعاد کمتر از $20 \mu m$) تشکیل شده و ذرات پولکی شکل و بزرگ در این خرده‌ها دیده نمی‌شوند. با توجه به ابعاد رسوبات ریز مشاهده شده در ریزساختار پوشش $f_{1100,25}$ (شکل ۷-ط)، به نظر

جدول (۷): آنالیز EDS برخی نقاط و نواحی روی رد سایش نمونه‌های $f_{1000,5}$ و $f_{1100,25}$

درصد وزنی				عناصر
ناحیه‌ی D	پیکان C	ناحیه‌ی B	پیکان A	
۷۳/۹	۷۲/۸	۷۵/۹	۷۶/۴	Ni
۱۵/۷	۱۵	۱۲/۶	۱۱/۲	Cr
۵/۱	۶/۱	۵/۲	۵/۸	Si
۳/۸	۴/۱	۴/۵	۴/۷	Fe
۰/۲	۰/۸	۰/۱	۰/۵	Al
۱/۳	۱/۲	۱/۶	۱/۴	O



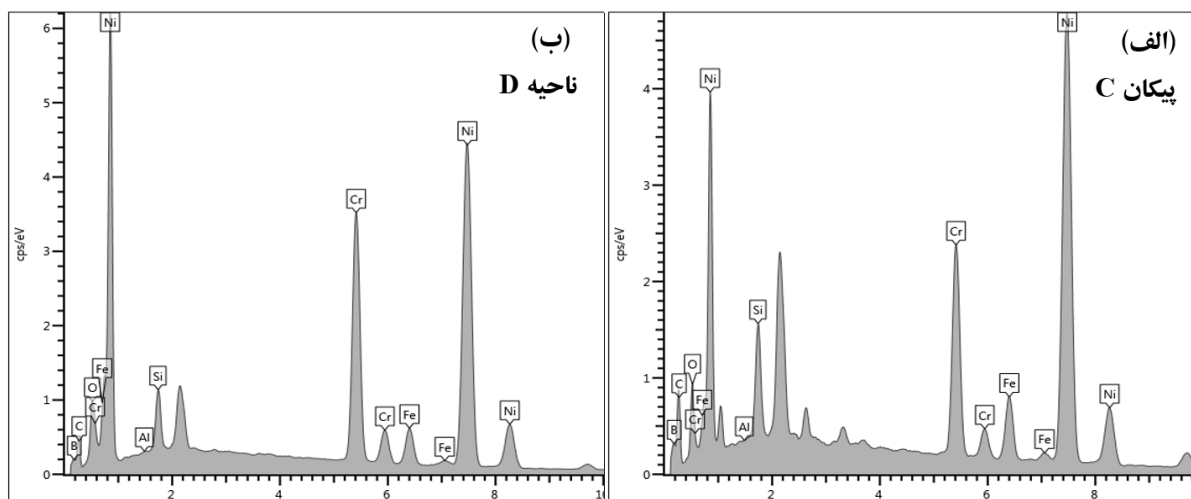
شکل (۱۳): الگوی آنالیز EDS: (الف): پیکان A و (ب): ناحیه‌ی B روی رد سایش نمونه‌ی $f_{1000,5}$

سایش چسبان در این نمونه نیز نقشی ندارد. مقایسه‌ی تصاویر SEM رد سایش نمونه‌های $f_{1000,5}$ و $f_{1100,25}$ نیز نشان‌دهنده‌ی سایش شدیدتر نمونه‌ی $f_{1100,25}$ نسبت به نمونه‌ی $f_{1000,5}$ است. همان‌گونه که پیش از این دیده شد، پدیده‌ی خروج اسپلت‌ها از سطح پوشش در اثر آزمون سایش، به میزان کمی در

بعلاوه، مطابق جدول (۷) و شکل (۱۴) که آنالیز EDS برخی نواحی روی رد سایش نمونه‌ی $f_{1100,25}$ را نشان می‌دهند (پیکان C و ناحیه‌ی D در شکل ۱۱-د)، مقدار عنصر آلومینیوم در این نواحی، قابل توجه نبوده و در نتیجه انتقال ماده از پین آلومینایی به سطح سائیده‌شده‌ی پوشش منتفی است. بنابراین، مکانیزم

اگر خرده‌های سایشی چند گوشه و ریز در شکل‌های (۱۲-الف و ب) با هم مقایسه شوند، مشاهده می‌شود که این ذرات در نمونه‌ی $f_{1100,25}$ نسبت به نمونه‌ی $f_{1000,5}$ درشت‌تر و خشن‌تر هستند (بدون در نظر گرفتن خرده‌های سایشی پولکی شکل و درشت مشاهده شده در شکل (۱۲-الف)). گفته شد که این خرده‌های سایشی، ناشی از خروج رسوبات سخت بورایدی و کاربیدی موجود در ریزساختار پوشش‌های $f_{1000,5}$ و $f_{1100,25}$ هستند. حال با توجه به درشت‌تر بودن رسوبات سخت موجود در ریزساختار پوشش $f_{1100,25}$ نسبت به پوشش $f_{1000,5}$ ، درشت‌تر بودن این خرده‌های سایشی در نمونه‌ی $f_{1100,25}$ نسبت به نمونه‌ی $f_{1000,5}$ نیز منطقی و قابل توجیه است. همچنین این مطلب، نرخ سایش بیشتر نمونه‌ی $f_{1100,25}$ نسبت به نمونه‌ی $f_{1000,5}$ را نیز تأیید می‌کند.

نمونه‌ی $f_{1000,5}$ رخ داد. اما این پدیده در نمونه‌ی $f_{1100,25}$ مشاهده نشد. در توضیح این پدیده باید به این نکته اشاره کرد که دلیل خروج اسپلت‌ها از سطح پوشش در طول آزمون سایش، ضعف استحکام پیوستگی بین اسپلت‌ها در برخی نقاط پوشش است. از طرفی در نتیجه‌ی فرآیند گداخت، پدیده‌ی نفوذ عناصر بین اسپلت‌ها رخ می‌دهد که باعث افزایش استحکام پیوستگی بین اسپلتی است. پدیده‌ی نفوذ، خود به شدت تابع دو عامل دما و زمان عملیات حرارتی است. پس با افزایش دما و زمان عملیات حرارتی از 1000°C به 1100°C و ۵ دقیقه به ۲۵ دقیقه، نفوذ بیشتری بین اسپلت‌ها رخ می‌دهد. بنابراین استحکام پیوستگی بین اسپلتی در نمونه‌ی $f_{1100,25}$ بیشتر از نمونه‌ی $f_{1000,5}$ است. از این رو، خروج کم اسپلت‌ها در نمونه‌ی $f_{1000,5}$ و عدم خروج اسپلت‌ها در نمونه‌ی $f_{1100,25}$ قابل توجیه است. اما همین افزایش بیش از حد دما و زمان گداخت، باعث افت سختی پوشش $f_{1100,25}$ و افزایش نرخ سایش این نمونه نسبت به نمونه‌ی $f_{1000,5}$ شده است.



شکل (۱۴): الگوی آنالیز EDS: (الف): پیکان C و (ب): ناحیه‌ی D روی رد سایش نمونه‌ی $f_{1100,25}$

ایجاد یک پیوند متالورژیکی بین پوشش و زیرلایه در پوشش‌های خودگداز NiCrBSi ایجاد شده به روش APS شد.

۲- کمترین تخلخل (۰/۴۳٪) و بیشترین ریزسختی (۸۲۰HK) در نمونه‌ی گداخت شده در دمای 1000°C و زمان ۵ دقیقه به دست آمد. همچنین، کمترین دما و زمان گداخت به این نمونه مربوط

۴- نتیجه گیری

از تحقیق حاضر، موارد زیر را می‌توان نتیجه گیری کرد:

۱- فرآیند گداخت (فارغ از دما و زمان فرآیند) باعث کاهش ضخامت، تخلخل و زبری سطح، حذف مرز بین اسپلت‌ها (افزایش استحکام پیوستگی بین اسپلتی)، افزایش ریزسختی و

در روش نیتروژن دهی پلاسمایی پالسی"، فرآیندهای نوین در مهندسی مواد، دوره ۱۰، شماره ۳، صفحه ۲۳-۳۶، پاییز ۱۳۹۵.

[6] A. S. Praveen, J. Sarangan, S. Suresh & J. S. Subramanian, "Erosion wear behaviour of plasma sprayed NiCrSiB/Al₂O₃ composite coating", International Journal of Refractory Metals and Hard Materials, Vol. 52, pp. 209-218, 2015.

[7] Z. Zhang, H. Wang, B. Xu & G. Zhang, "Characterization of microstructure and rolling contact fatigue performance of NiCrBSi/WC-Ni composite coatings prepared by plasma spraying", Surface and Coatings Technology, Vol. 261, pp. 60-68, 2015.

[8] D. Chaliampalias, G. Vourlias, E. Pavlidou, S. Skolianos, K. Chrissafis & 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, pp. 3605-3612, 2009.

[9] A. H. Battez, J. Viesca, R. González, D. Blanco, E. Asedegbega & A. Osorio, "Friction reduction properties of a CuO nanolubricant used as lubricant for a NiCrBSi coating", Wear, Vol. 268, pp. 325-328, 2010.

[10] S. Liu, X. Zheng & G. Geng, "Dry sliding wear behavior and corrosion resistance of NiCrBSi coating deposited by activated combustion-high velocity air fuel spray process", Materials & Design, Vol. 31, pp. 913-917, 2010.

[11] J. Miguel, J. Guilemany & S. Vizcaino, "Tribological study of NiCrBSi coating obtained by different processes", Tribology International, Vol. 36, pp. 181-187, 2003.

[۱۲] م. طهری، م. اسماعیلیان و ب. شهریار، "بررسی خواص سایشی دمای بالای پوشش های پاشش حرارتی و کلدینگ استلایت ۶ و NiCrBSi اعمال شده بر روی فولاد گرمکار DIN-1.2344"، فرآیندهای نوین در مهندسی مواد، دوره ۱۰، شماره ۴، صفحه ۱۱۹-۱۲۸، زمستان ۱۳۹۵.

[13] S. Dong, B. Song, H. Liao & 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.

[14] T. Spraying, "Practice, theory and applications",

بود. بنابراین، دمای ۱۰۰۰°C و زمان ۵ دقیقه، پارامترهای بهینه‌ی فرآیند گداخت در پژوهش حاضر بودند. عملیات گداخت در پارامترهای بهینه، باعث کاهش ۷۳ درصدی تخلخل و افزایش ۴۱ درصدی ریزسختی پوشش پاشش شده شد.

۳- افزایش زمان گداخت از ۵ به ۱۵ و ۲۵ دقیقه در یک دمای ثابت، و افزایش دما از ۱۰۰۰ به ۱۰۵۰ و ۱۱۰۰°C در یک زمان ثابت، باعث افزایش تخلخل و کاهش ریزسختی پوشش های گداخت شده شد. پدیده‌ی گداخت بیش از حد، مسئول افت خواص پوشش ها بود.

۴- فرآیند گداخت باعث تشکیل رسوبات سخت کاربیدی و بورایدی (Cr₇C₃ و CrB) در ریزساختار پوشش شد. افزایش دما و زمان گداخت (گداخت بیش از حد) موجب رشد و توزیع ناهمگن این رسوبات سخت شد.

۵- بهترین عملکرد سایشی در پوشش گداخت شده در دمای ۱۰۰۰°C و زمان پنج دقیقه (پارامترهای بهینه‌ی فرآیند گداخت از لحاظ تخلخل و ریزسختی در این تحقیق) به دست آمد. مکانیسم سایشی غالب در این نمونه، سایش خراشان بود. نتایج آزمون سایش در تطابق کامل با نتایج آزمون ریزسختی بود.

۵- مراجع

[1] G. Straffelini, Friction and wear: methodologies for design and control: Springer, 2015.

[2] G. Stachowiak & A. W. Batchelor, Engineering tribology: Butterworth-Heinemann, 2013.

[3] P. Niranatlumpong & H. Koiprasert, "The effect of Mo content in plasma-sprayed Mo-NiCrBSi coating on the tribological behavior", Surface and Coatings Technology, Vol. 205, pp. 483-489, 2010.

[4] T. Sidhu, S. Prakash & R. Agrawal, "Characterisations of HVOF sprayed NiCrBSi coatings on Ni-and Fe-based superalloys and evaluation of cyclic oxidation behaviour of some Ni-based superalloys in molten salt environment", Thin Solid Films, Vol. 515, pp. 95-105, 2006.

[۵] ک. طاهرخانی، خ. محمدی و ح. تارقلی زاده، "بررسی خواص سطحی و سایشی پوشش نیتريدی ایجاد شده بر روی فولاد ابزار گرم کار H11

- [26] V. Ramezani, H. Arabi, S. Rastegari & Z. Valefi, "Effect of flame spray and heat treatment parameters on microstructure of Ni-based coatings", 2010.
- [27] M. Planche, H. Liao, B. Normand & C. Coddet, "Relationships between NiCrBSi particle characteristics and corresponding coating properties using different thermal spraying processes", *Surface and Coatings Technology*, Vol. 200, pp. 2465-2473, 2005.
- [28] C. Navas, R. Vijande, J. Cuetos, M. Fernández & J. De Damborenea, "Corrosion behaviour of NiCrBSi plasma-sprayed coatings partially melted with laser", *Surface and Coatings Technology*, Vol. 201, pp. 776-785, 2006.
- [29] J. R. Davis, *Handbook of thermal spray technology*: ASM International, 2004.
- [30] T. Gómez-del Río, M. Garrido, J. Fernández, M. Cadenas & J. Rodríguez, "Influence of the deposition techniques on the mechanical properties and microstructure of NiCrBSi coatings", *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 204, pp. 304-312, 2008.
- [15] R. Gonzalez, M. Cadenas, R. Fernández, J. Cortizo & E. Rodríguez, "Wear behaviour of flame sprayed NiCrBSi coating remelted by flame or by laser", *Wear*, Vol. 262, pp. 301-307, 2007.
- [16] Z. Bergant, U. Trdan & 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.
- [17] P. L. Fauchais, J. V. Heberlein & M. Boulos, *Thermal spray fundamentals: from powder to part*: Springer Science & Business Media, 2014.
- [18] R. Gonzalez, M. Garcia, I. Penuelas, M. Cadenas, M. del Rocío Fernández, A. H. Battez & et al., "Microstructural study of NiCrBSi coatings obtained by different processes", *Wear*, Vol. 263, pp. 619-624, 2007.
- [19] Š. Houdková, E. Smazalová, M. Vostřák & J. Schubert, "Properties of NiCrBSi coating, as sprayed and remelted by different technologies", *Surface and Coatings Technology*, Vol. 253, pp. 14-26, 2014.
- [20] E. ASTM, "1920 – 03 standard guide for metallographic preparation of thermal sprayed coatings", ASTM International, 2003.
- [21] E. ASTM, "2109 – 01 test methods for determining area percentage porosity in thermal sprayed coatings", ASTM International, 2001.
- [22] E. ASTM, "384-99: standard test method for microindentation hardness of materials", West Conshohocken, PA: American Standard for Testing Materials International, 1999.
- [23] G. ASTM, "99–95a standard test method for wear testing with a pin-on-disk apparatus", ASTM International, 2000.
- [24] H. J. Kim, S. Y. Hwang, C. H. Lee & P. Juvanon, "Assessment of wear performance of flame sprayed and fused Ni-based coatings", *Surface and Coatings Technology*, Vol. 172, pp. 262-269, 2003.
- [25] S. Shrestha, T. Hodgkiess & A. Neville, "The effect of post-treatment of a high-velocity oxy-fuel Ni-Cr-Mo-Si-B coating Part I: Microstructure/corrosion behavior relationships", *Journal of thermal spray technology*, Vol. 10, pp. 470-479, 2001.

۶- پی نوشت

- [1] fusing
 [2] over-fusing
 [3] Glass Forming Ability
 [4] Grooves

Investigating the effect of temperature and time of fusing process on the microstructure and wear performance of plasma sprayed NiCrBSi coatings

Mohamad Hajiloo^{1,*}, Zia Valefi²

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

2- Assistant Professor, Malek-e-Ashtar University of Technology, Tehran, Iran

*Corresponding Author: m.hajiloo1991@yahoo.com

Abstract

In this work, self-fluxing NiCrBSi coatings were deposited by plasma spraying. Simultaneous effect of temperature and time of the fusing heat treatment on microstructure, surface roughness and microhardness as well as wear performance of these coatings was evaluated. Fusing process was carried out at 1000, 1050 and 1100°C for 5, 15 and 25 min. The morphologies and microstructures of the coatings as well as the wear tracks were characterized using optical microscope and scanning electron microscope. X-Ray Diffraction was applied to determine the phase composition of coatings. Wear performance of the fused coatings was investigated by Pin-On-Disk test. In consequence of the fusing process, the thickness, porosity and surface roughness decreased, the splat boundaries were eliminated, the microhardness increased, a metallurgical bond was created between the coating and the substrate, and hard carbide and boride precipitates (CrB and Cr₇C₃) were formed. Exceeding the optimum parameters of the fusing caused over-fusing phenomenon and thereby, degradation of coating properties. It was found that the temperature of 1000°C and the time of 5 min are the optimum conditions of fusing process in this study, as the lowest porosity, the highest microhardness as well as the best wear performance were obtained in coating fused at these parameters. Dominant wear mechanism in this sample was abrasive wear.

Keywords: Plasma Spraying, Fusing, Self-Fluxing NiCrBSi Coatings, Porosity, Wear.

Journal homepage: ma.iaumajlesi.ac.ir

Please cite this article using:

Mohamad Hajiloo, Zia Valefi, Investigating the effect of temperature and time of fusing process on the microstructure and wear performance of plasma sprayed NiCrBSi coatings, in Persian, New Process in Material Engineering, 2019, 13(2), 103-123.