



Effect of Flame Spray and Heat Treatment Parameters on Microstructure of Ni-based Coatings

Vahid Ramezani^{1*}, Hossein Arabi¹, Saeed Rastegari¹, Zia Valefi²

1- University of Science and Technology, School of Metallurgy and Materials Engineering

2- University of Tehran, School of Metallurgy and Materials Engineering

ARTICLE INFO

Article history:

Received 13 Apr. 2010

Accepted 9 Jun. 2010

Keywords:

NiCrBSi Coatings

Flame Spray

Heat Treatment

ABSTRACT

Flame spray is a widely used coating process due to its low cost and wide variety of usable materials. But weak adhesion between splats as well as between coating and substrate and also high amounts of coating porosity are main drawbacks of this technique. To overcome these problems, usually heat treatment process is applied on these coatings. The NiCrBSi coatings which have high wear and corrosion resistance are used at severe tribological conditions. In the present research, Ni-Based NiCrBSi coatings were applied on CK45 steel substrates by flame spray and the effect of spray and heat treatment parameters on their microstructure were studied. The results showed that applied coatings on the sand blasted substrates under the condition of 150 g/min powder feed rate and 15 cm spray distance, have laminar splat microstructure with the lowest amounts of porosity. Also the effect of heat treatment's temperature and time on the microstructure and generated phases in the coatings was investigated. Phase analysis showed that Ni, CrB, (Cr,Fe)₇C₃, Ni₃B and Ni₅Si₂ phases are generated in the coatings microstructure which were heat treated at 1075°C. In addition to these phases, Cr₂Ni₃B₆ phase was also detected in the coatings which were heat treated at 1100°C.

*Corresponding author: Vahid Ramezani, vahidafs2008@gmail.com



تأثیر پارامترهای اسپری شعله‌ای و عملیات حرارتی بر ریزساختار پوشش‌های بر پایه نیکل

وحید رضانی^{۱*}، حسین عربی^۱، سعید رستگاری^۱، ضیاء والفی^۲

۱- دانشگاه علم و صنعت ایران، دانشکده مهندسی مواد و متالورژی

۲- دانشگاه تهران، دانشکده مهندسی مواد و متالورژی

اطلاعات مقاله	چکیده
تاریخ دریافت: ۱۳۸۹/۱/۲۴ تاریخ پذیرش: ۱۳۸۹/۳/۱۹ واژگان کلیدی: پوشش NiCrBSi اسپری شعله‌ای عملیات حرارتی	اسپری شعله‌ای به خاطر گستردگی مواد مورد استفاده و هزینه پایین، یکی از فرایندهای پرکاربرد در فراوری پوشش‌ها به شمار می‌رود. اما چسبندگی ضعیف بین اسپلت‌ها و بین پوشش و زیرلایه و تخلخل بالای پوشش، از معایب عمده این روش است. برای غلبه بر این مشکل، پوشش‌های به دست آمده از این فرایند، تحت عملیات حرارتی قرار می‌گیرند. پوشش‌های NiCrBSi، مقاومت سایشی و خوردگی بالایی داشته و در اجزایی که تحت شرایط سخت تریبولوژیکی قرار دارند، به کار برده می‌شوند. در تحقیق حاضر پوشش‌های پایه نیکل NiCrBSi، با استفاده از تکنیک اسپری شعله‌ای فراوری شده و تأثیر پارامترهای اسپری شعله‌ای و عملیات حرارتی بر ریزساختار آنها بررسی گردید. نتایج نشان داد که پوشش‌های به دست آمده در میزان تغذیه پودر ۱۵۰ g/min و فاصله اسپری ۱۵ cm که بر روی زیرلایه‌های سندبلاست شده، اعمال گردیده‌اند، از ریزساختار لایه‌ای تشکیل شده‌اند که این لایه‌ها به خوبی روی یکدیگر پخش شده و کمترین مقدار تخلخل را دارا هستند. نتایج بررسی‌های فازی نشان داد که فازهای Ni، CrB، $(Cr,Fe)_7C_3$ ، Ni_3B و Ni_5Si_2 در ریزساختار پوشش‌های عملیات حرارتی شده تا دمای ۱۰۷۵ °C قابل شناسایی هستند. همچنین در پوشش‌های عملیات حرارتی شده در دمای ۱۱۰۰ °C، علاوه بر فازهای ذکر شده، فاز $Cr_2Ni_3B_6$ نیز شناسایی شد.

۱- مقدمه

آلیاژهای پایه نیکل، مقاومت به سایش و خوردگی خوبی را در دماهای بالا و پایین از خود نشان می‌دهند و به همین علت کاربردهای وسیعی دارند [۱،۲]. از جمله آلیاژهای پرکاربرد پایه نیکل، NiCrBSi است که از افزودن تعدادی از عناصر مانند کروم، بور، سیلیسیم و کربن، به آلیاژهای معمولی پایه نیکل، به منظور بهبود خواص ویژه‌ای به دست می‌آید. در این آلیاژ، کروم مقاومت به اکسیداسیون و خوردگی دمای بالا را بهبود بخشیده و سختی پوشش را به وسیله تشکیل رسوب‌های خیلی سخت، افزایش می‌دهد. بور، دمای ذوب را کاهش داده و به تشکیل فازهای سخت کمک می‌کند. سیلیسیم برای افزایش خواص خودگردازی به این آلیاژ افزوده می‌شود. کربن، کاربیدهای سخت را به وجود آورده و مقاومت به سایش پوشش‌ها را افزایش می‌دهد [۲-۵]. معمولاً، پوشش‌های NiCrBSi در اجزایی مانند بویلرهای زغال سنگ سوز، مبدل‌های حرارتی، توربین‌ها، اکسترودرها، پیستون‌ها و ابزارآلات کشاورزی که در معرض شرایط تریبولوژیکی شدید قرار دارند، به کار برده می‌شوند [۱،۳،۶،۷].

پاشش حرارتی، یکی از فرایندهای پرکاربرد در مهندسی سطح است که به طور عمده برای پوشش‌دهی سرامیک‌ها، فلزها، سرامت‌ها و برخی از مواد پلیمری مورد استفاده قرار می‌گیرد. در حقیقت، این فرایند، دسته‌ای از روشهای پوشش‌دهی را در بر می‌گیرد که در آنها، مواد پوشش، به داخل یک منطقه گرم تغذیه شده، در آنجا ذوب شده و سپس به طرف زیرلایه شتاب داده می‌شود و بدین صورت پوشش به وجود می‌آید [۱،۲].

پاشش شعله‌ای، از جمله تکنیک‌های رایج در میان فرایندهای پاشش حرارتی است که به خاطر مقرون به صرفه بودن این روش و گستردگی مواد مورد استفاده در آن، کاربردهای وسیعی در صنعت پیدا کرده است. ولی میزان تخلخل بالای پوشش (۱۰-۲۰٪) و چسبندگی ضعیف بین پوشش و زیرلایه، از عمده‌ترین معایب این تکنیک است که در راندمان و کارایی پوشش‌های حاصله، اثر منفی دارد. معمولاً برای افزایش بهره‌وری این روش و کاهش اثرات منفی حاصل از وجود تخلخل و چسبندگی ضعیف، پوشش‌های حاصل تحت عملیات حرارتی قرار می‌گیرند [۱،۶،۸،۹].

برای عملیات حرارتی پوشش‌های به دست آمده از فرایند پاشش شعله‌ای، چندین روش عمده وجود دارد که از آن جمله می‌توان به عملیات حرارتی القایی، عملیات حرارتی در کوره، عملیات حرارتی با شعله اکسی استیلن و عملیات حرارتی با لیزر اشاره نمود [۱۱،۱۰،۴،۵].

در هنگام عملیات حرارتی، پوشش تا دمایی بین محدوده انجماد آن گرم می‌شود و فاز مایع ایجاد شده در این عملیات، سطوح صاف درخشانی را برای پوشش، ایجاد می‌نماید. به هر حال، باید فاز جامد کافی برای فراهم نمودن استحکام لازم برای نگهداری در حالت نیمه جامد پوشش، باقی مانده باشد. ذوب بیشتر، باندهای متالورژیکی قوی به وجود آورده و باعث کاهش عیوب ساختاری می‌شود، اما این امر، باعث ذوب بیشتر پوشش NiCrBSi شده و آلیاژ را از عناصر بور و سیلیسیم تهی کرده و پسماندهای سرباره‌ای زیادی را همراه پوشش ایجاد می‌نماید (بوروسیلیکات‌ها). علاوه بر آن، به خاطر عملیات ذوب زیاد، گازهای به دام افتاده در ساختار پوشش، دور هم جمع شده و حفره‌های به هم پیوسته و

جدول ۱- ترکیب شیمیایی پودر NiCrBSi و زیرلایه فولادی بکار برده شده برای پوشش دهی.

Table 1. Chemical composition of NiCrBSi powder and substrate steel used for coating.

Wt%	CK45 steel	NiCrBSi powder
Ni	≤ 0.40	Balance
Cr	≤ 0.40	15.70
Fe	Balance	4.08
C	0.42 - 0.50	0.81
Si	≤ 0.40	4.27
B	-	3.35
Mn	0.5 - 0.8	-
P	0.035	-
S	0.035	-
Mo	≤ 0.10	-

برای پوشش دهی، از دستگاه اسپری شعله‌ای ساخت داخل استفاده گردید. پارامترهای ثابت و متغیر بکار برده شده برای پوشش دهی، به ترتیب در جداول ۲ و ۳ آورده شده است. عملیات سند بلاست نمونه‌ها توسط ذرات آلومینای ۲۰ میکرونی با فشار ۵ بار در فاصله ۲۰ سانتی متری از نازل دستگاه سند بلاست، انجام شد. عملیات پوشش دهی نمونه‌ها به گونه‌ای تنظیم شد که ضخامت پوشش‌ها ۲۵۰ - ۳۰۰ میکرون به دست آید. عملیات حرارتی نمونه‌های پوشش داده شده، در کوره مدل AZAR F2L - 1500 انجام گرفت. دمای عملیات حرارتی نمونه‌ها ۱۰۰۰، ۱۰۲۵، ۱۰۵۰، ۱۰۷۵ و ۱۱۰۰°C و زمان عملیات حرارتی برای هر دما، ۵، ۱۰ و ۱۵ دقیقه انتخاب گردید. نمونه‌های عملیات حرارتی شده، به صورت $S_{\text{temperature, time}}^1$ نامگذاری شدند. برای عملیات حرارتی نمونه‌های پوشش‌دار، ابتدا دمای کوره به دمای عملیات حرارتی مورد نظر، رسانده شد و سپس نمونه‌ها به مدت مقرر شده، در کوره قرار داده شدند.

بزرگی را در همسایگی پوشش و زیرلایه به وجود می‌آورند که این عمل، اتصال بین پوشش و زیر لایه را ضعیف می‌کند. همچنین این امر باعث ورقه ورقه شدن پوشش می‌شود. از طرفی پوشش‌های با میزان ذوب کمتر، حفره‌های بزرگ، عیوب زیاد و باندهای مکانیکی ضعیفی را با زیرلایه نشان می‌دهند. بنابراین به دست آوردن شرایط بهینه دمایی و زمانی که در آن ذوب مناسب لایه‌های پوشش اتفاق افتاده و خواص پوشش، بهترین حالت را داشته باشد، ضروری به نظر می‌رسد [۴، ۶]. در مطالعات انجام یافته در زمینه عملیات حرارتی پوشش‌های NiCrBSi، بررسی تغییرات ریزساختار با تغییر دما و زمان عملیات حرارتی، کمتر مورد توجه قرار گرفته است. در این تحقیق، سعی بر این است که تأثیر پارامترهای اسپری شعله‌ای و دما و زمان عملیات حرارتی بر ریزساختار پوشش‌های NiCrBSi و نقش این عملیات در ایجاد فازها و رسوبات مختلف در ریزساختار پوشش، بررسی گردد.

۲- رویه آزمایشگاهی

در تحقیق حاضر، از پودر سوپرآلیاژ NiCrBSi با نام تجاری PE 3309، برای ایجاد پوشش‌های NiCrBSi بر روی زیرلایه‌های فولاد کربن متوسط CK45 استفاده شد. مشخصات پودر و زیرلایه فولادی استفاده شده در جدول (۱) آورده شده است. پودر استفاده شده در این تحقیق، کروی شکل و اندازه قطر متوسط آن ۳۳ میکرون بود. زیرلایه‌های فولادی به شکل استوانه با قطر ۲۵ میلی‌متر و ارتفاع ۱۰ میلی‌متر بریده شده و برای عملیات پوشش دهی استفاده شدند.

الماسه ۳ میکرون برای پولیش آنها، استفاده شد و در نهایت سطح مقطع نمونه‌ها توسط میکروسکوپ الکترونی مشاهده شد. آنالیز عنصری نمونه‌ها توسط سیستم EDS میکروسکوپ الکترونی انجام گرفت. برای شناسایی فازهای موجود در نمونه‌ها، از دستگاه پراش اشعه ایکس مدل Philips, PW-1800 استفاده شد. برای این منظور، K مس بکار برده شد و زاویه جاروب (۲) ۳۰ تا ۸۰ درجه و نرخ جاروب ۱/۵ °/min انتخاب گردید.

۳- نتایج و بحث

۳-۱- نمونه‌های پوشش داده شده با استفاده از

پارامترهای مختلف اسپری شعله‌ای

نتایج بررسی‌های میکروسکوپی (شکل‌های ۱ و ۲) نشان دادند که پوشش به دست آمده بر روی زیرلایه سندبلاست شده با میزان تغذیه پودر ۱۵۰ گرم بر دقیقه و در فاصله اسپری ۱۵ سانتی‌متر، از ساختاری تشکیل شده است که در آن اسپلت‌ها به خوبی بر روی یکدیگر پخش شده و کمترین میزان تخلخل را دارا است.

پوشش‌های به دست آمده بر روی زیرلایه‌های پولیش شده، به خاطر عدم ایجاد اتصال مکانیکی مناسب بین پوشش و زیرلایه، در هنگام سرد شدن از دمای اسپری تا دمای محیط تاب برداشته و از زیرلایه جدا می‌شوند [۱۲]. در فواصل اسپری کمتر از ۱۵ سانتی‌متر، مدت زمانی که ذرات پودر در جریان هوای گرم قرار می‌گیرند، کم است که این امر باعث ذوب ناقص ذرات پودر می‌شود؛ در نتیجه در هنگام برخورد ذرات کم ذوب شده با زیرلایه، پخش شدن آنها با مشکل مواجه شده و ریزساختاری با تخلخل بالا به همراه اسپلت‌های نسبتاً کروی شکل، به دست می‌آید.

جدول ۲- پارامترهای ثابت دستگاهی برای پوشش‌دهی نمونه‌ها.

Table 2. Constant parameters for coating.

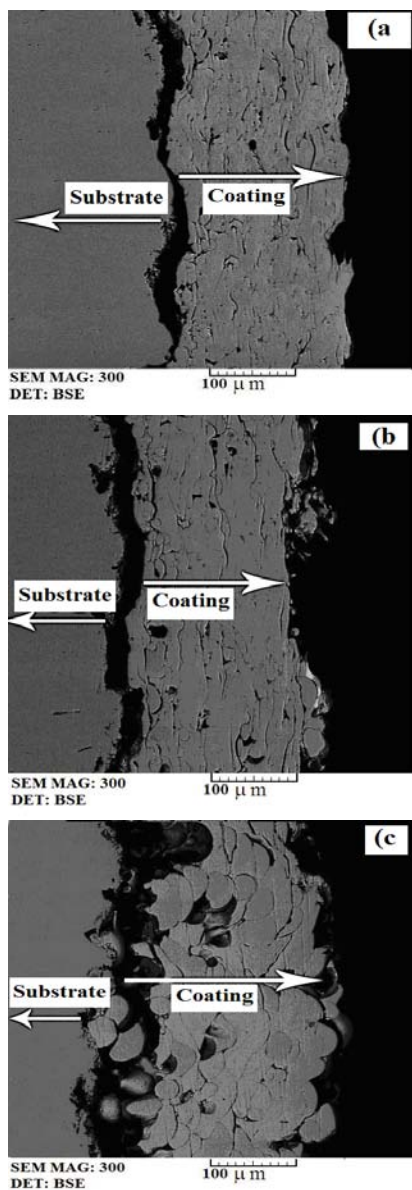
Parameter	amount
Acetylene feed rate	0.93 m ³ /h
Acetylene pressure	100 KPa
Oxygen feed rate	1.7 m ³ /h
Oxygen pressure	170 KPa
Torch X-axes motion speed	85 mm/sec
Torch Y-axes motion speed	25 mm/sec

جدول ۳- پارامترهای متغیر دستگاهی برای پوشش‌دهی نمونه‌ها.

Table 3. Variable parameters for coating.

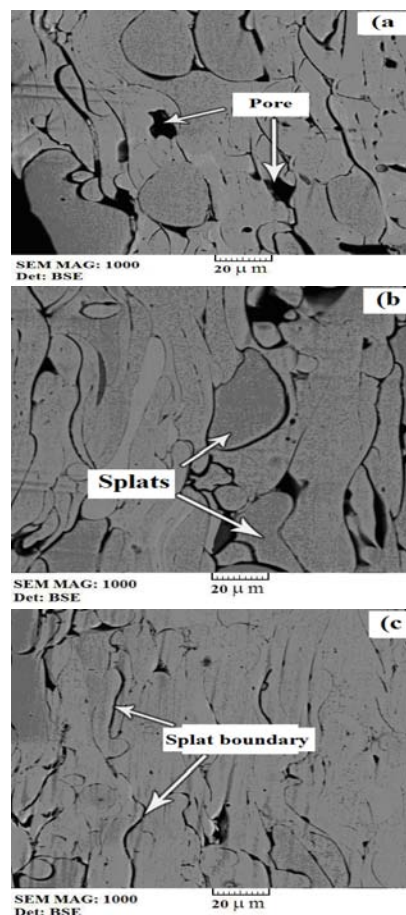
Sample code	Substrate's surface condition	Spray distance	Powder feed rate
S20-150	not sand blasted	20 cm	g/min 150
S15-150	not sand blasted	15 cm	g/min 150
S10-150	not sand blasted	10 cm	g/min 150
SS20-150	sand blasted	20 cm	g/min 150
SS15-150	sand blasted	15 cm	g/min 150
SS10-150	sand blasted	10 cm	g/min 150
SS15-75	sand blasted	15 cm	g/min 75
SS15-300	sand blasted	15 cm	g/min 300

اتمسفر کوره، هوا بود. نمونه‌ها بعد از اتمام زمان عملیات حرارتی، بلافاصله از کوره خارج شده و در هوا سرد شدند. برای بررسی‌های ریزساختاری نمونه‌های پوشش داده شده و عملیات حرارتی شده، از میکروسکوپ الکترونی روبشی مدل VEGA TESCAN استفاده شد. برای این منظور نمونه‌های پوشش داده شده توسط برنده سیمی، بریده شده، مانت شده و سطح مقطع آنها تا پوساب شماره ۲۰۰۰، سمباده‌زنی گردید. سپس از خمیر



شکل ۲- ریزساختار نمونه‌های پوشش داده شده با مقدار تغذیه پودر (a) ۷۵، (b) ۱۵۰ و (c) ۳۰۰ گرم بر دقیقه، در فاصله اسپری ۱۵ سانتی‌متر بر روی زیرلایه‌های سند بلاست شده.

Fig. 2. Microstructure of coatings applied on sand blasted substrate under the condition of 15 cm spray distance and a) 75, b) 150 and c) 300 g/min powder feed rate.



شکل ۱- ریزساختار نمونه‌های پوشش داده شده در فاصله اسپری (a) ۱۰، (b) ۲۰ و (c) ۱۵ سانتی‌متر بر روی زیرلایه‌های سند بلاست شده، مقدار تغذیه پودر ۱۵۰ گرم بر دقیقه.

Fig. 1. Microstructure of coatings applied on sand blasted substrate with 150 g/min powder feed rate and a) 10, b) 20 and c) 15 cm spray distance.

از طرف دیگر، با افزایش فاصله اسپری حرارتی (۲۰ سانتی‌متر)، دما و سرعت ذرات پودری معلق در هوا (بین زیرلایه و نازل اسپری) کاهش می‌یابد. این امر باعث می‌شود که ذرات پودر ذوب شده، تا قبل از رسیدن به زیرلایه، کمی منجمد شده و ویسکوزیته ذرات پودری مذاب افزایش یابد.

بررسی شده است. میزان تخلخل کم از این نظر حائز اهمیت است که بعد از عملیات حرارتی برای دست یافتن به خواص مناسب سایشی باید کمترین میزان تخلخل در ساختار وجود داشته باشد. بنابراین هرچه میزان تخلخل پوشش‌ها قبل از عملیات حرارتی کمتر باشد، کار برای کاهش میزان تخلخل در طی عملیات حرارتی پوشش‌ها آسانتر می‌شود؛ چرا که تخلخل بالاتر پوشش قبل از عملیات حرارتی، می‌تواند به ایجاد حفرات درشت‌تر در ریزساختار پوشش منجر شده و کارایی آن را کاهش دهد [۱، ۳، ۶، ۸].

۳-۲- نمونه‌های پوشش‌دار عملیات حرارتی شده

در این بخش، نتایج حاصل از بررسی‌های ساختاری و آنالیز فازی پوشش‌های SS15-150 عملیات حرارتی شده در دماها و زمان‌های مختلف ارائه گردیده و بر روی نتایج به دست آمده بحث شده است.

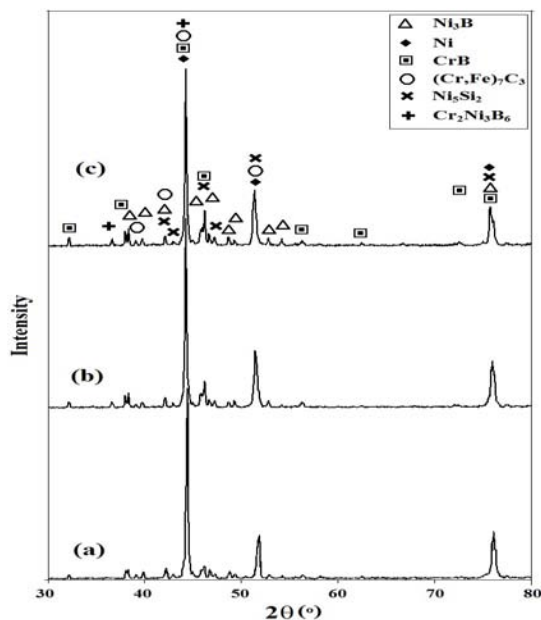
۳-۲-۱- بررسی‌های فازی

نمودارهای پراش اشعه ایکس نمونه‌های پوشش عملیات حرارتی شده در دماهای مختلف عملیات حرارتی از دمای 1000°C تا 1075°C با گذشت زمان، تقریباً روند یکسانی را دارند. به همین خاطر فقط نمودارهای پراش مربوط به دمای 1075°C در شکل ۳ نشان داده شده است. پوشش‌های عملیات حرارتی شده در این دما، شامل فازهای Ni، CrB، $(\text{Cr,Fe})_7\text{C}_3$ ، Ni_3B و Ni_5Si_2 هستند. با توجه به نمودار پراش اشعه ایکس پوشش‌ها، مشاهده می‌شود که با افزایش زمان عملیات حرارتی تا دمای 1075°C ، مقدار فازهای CrB، Ni_5Si_2 ، Ni_3B و $(\text{Cr,Fe})_7\text{C}_3$ افزایش می‌یابد.

در نتیجه در هنگام برخورد ذرات با زیرلایه، اسپلت‌ها به خوبی بر روی زیرلایه و بر روی همدیگر، پخش نشده و تخلخل پوشش را افزایش می‌دهند. همچنین با کاهش سرعت ذرات، از میزان انرژی سینتیک ذرات در برخورد، کاسته شده و این امر نیز در عدم پخش مناسب اسپلت‌ها و افزایش تخلخل پوشش مؤثر است. اما در مورد فاصله اسپری ۱۵ سانتی‌متر، عامل دمای ذرات در این فاصله برای ذوب کامل آنها، مناسب است؛ به طوری که ذرات پودری، خوب ذوب شده و با سرعت مناسبی به زیرلایه برخورد می‌کنند که در نتیجه اسپلت‌ها به خوبی بر روی زیرلایه و بر روی همدیگر پخش می‌شوند [۱۳، ۱۴].

با افزایش میزان تغذیه پودر (از ۱۵۰ تا ۳۰۰ گرم بر دقیقه)، به خاطر افزایش مقدار پودر در دسترس برای گرم شدن در فرایند اسپری در مدت زمان مشابه و با شرایط یکسان دستگاهی، دما و سرعت ذرات پودر معلق در هوا در فاصله اسپری، کاهش می‌یابد که در اینجا نیز مانند حالت قبلی، کاهش دما و سرعت ذرات، به پخش شدن نامناسب اسپلت‌ها می‌انجامد [۱۵]. ولی افزایش مقدار تغذیه پودر از ۷۵ تا ۱۵۰ گرم بر دقیقه، تأثیر چندانی بر دما و سرعت ذرات پودر معلق در هوا در فاصله اسپری نگذاشته و به همین خاطر ریزساختار این دو پوشش، تقریباً یکسان به دست می‌آید. در نتیجه برای صرفه جویی در مصرف انرژی و با توجه به ساختار مشابه دو پوشش SS15-150 و SS15-75، به نظر می‌رسد که میزان تغذیه پودر ۱۵۰ گرم بر دقیقه برای انجام عملیات پوشش‌دهی، مقدار بهینه‌ای باشد.

در ادامه آزمایشات، با توجه به ساختار بهینه پوشش SS15-150 (میزان تخلخل کم و پخش شدن مناسب اسپلت‌ها بر روی همدیگر)، عملیات حرارتی این پوشش



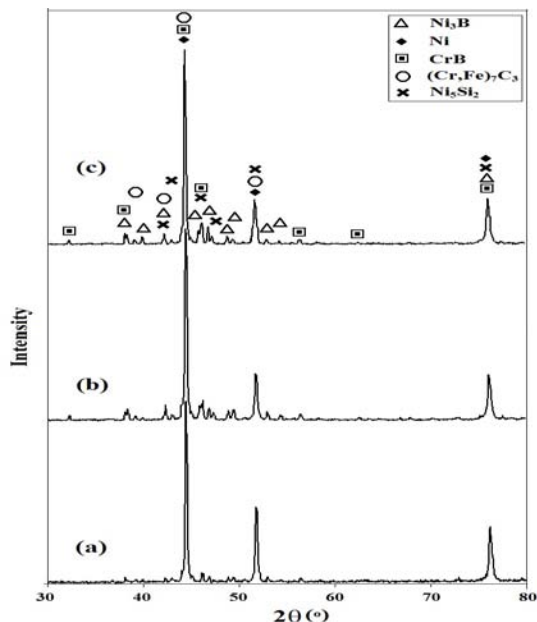
شکل ۴- نمودار پراش اشعه ایکس پوشش‌های عملیات حرارتی شده در دمای ۱۱۰۰ °C برای مدت زمان (a) ۵، (b) ۱۰ و (c) ۱۵ دقیقه.

Fig. 4. XRD pattern of heat treated coatings at 1100 °C for a) 5, b) 10 and c) 15 min.

با توجه به این شکل مشاهده می‌شود که در این دما نیز با افزایش زمان عملیات حرارتی، مقدار فازهای CrB، $(Cr,Fe)_7C_3$ و Ni_5Si_2 ، Ni_3B ، دیگر، در زمان‌های عملیات حرارتی ۱۰ و ۱۵ دقیقه، در $36/7 = 2$ پیک جدیدی به وجود آمده که مربوط به فاز $Cr_2Ni_3B_6$ است (این فاز با علامت "+" در شکل ۴ b و c نشان داده شده است). در بخش ۳-۲-۲ دلایل این تغییر به طور مفصل بحث خواهد شد.

۳-۲-۲- بررسی‌های ریزساختاری

ریزساختار سطح مقطع پوشش‌های عملیات حرارتی شده در دماها و زمان‌های مختلف در شکل‌های ۵ تا ۷ نشان



شکل ۳- نمودار پراش اشعه ایکس پوشش‌های عملیات حرارتی شده در دمای ۱۰۷۵ °C برای مدت زمان (a) ۵، (b) ۱۰ و (c) ۱۵ دقیقه.

Fig. 3. XRD pattern of heat treated coatings at 1075 °C for a) 5, b) 10 and c) 15 min.

در مورد فاز Ni هم با توجه به هم‌پوشانی پیک‌های مربوط به این فاز با پیک‌های فازهای دیگر در نمودارهای پراش اشعه ایکس، نمی‌توان نتیجه درستی در مورد افزایش و یا کاهش این فاز ارائه نمود. ولی با توجه به این که مقدار فازهای Ni_3B و Ni_5Si_2 افزایش یافته است، می‌توان نتیجه‌گیری نمود که مقدار فاز Ni با افزایش زمان عملیات حرارتی در دمای ثابت کاهش یابد. تشکیل فازهای یاد شده، در مطالعات محققان دیگر نیز گزارش شده است [۱۰، ۶، ۵، ۱].

نمودارهای پراش اشعه ایکس پوشش‌های عملیات حرارتی شده در دمای ۱۱۰۰ °C، در شکل ۴ نشان داده شده است.

باشد. دیگر فازهای شناسایی شده در آنالیز پراش اشعه ایکس با استفاده از آنالیز EDS شناسایی نشدند که این امر می‌تواند به تفاوت اندک در وزن اتمی فازهای Ni_3B و Ni_5Si_2 با فاز زمینه مربوط باشد.

با توجه به شکل (۵) دیده می‌شود که در دمای $1050^\circ C$ و زمان ۵ دقیقه، مرز بین اسپلت‌ها قابل تشخیص نیست و به نظر می‌رسد که کاملاً از بین رفته باشد. از طرفی با توجه به شکل‌های ۶ و ۷ مشاهده می‌شود که در دمای $1050^\circ C$ ، با افزایش زمان عملیات حرارتی، فازهای CrB و $(Cr,Fe)_7C_3$ درشت‌تر شده‌اند. این روند تغییرات در دماهای $1000^\circ C$ و $1025^\circ C$ نیز قابل مشاهده است. اشکال مربوط به پوشش‌های عملیات حرارتی شده در دمای $1075^\circ C$ نشان می‌دهند که در دمای $1075^\circ C$ با گذشت ۵ دقیقه از زمان عملیات حرارتی، مرزهای بین اسپلت‌ها کاملاً ناپدید شده است. از طرفی با افزایش زمان عملیات حرارتی، در فصل مشترک بین زیرلایه و پوشش، مرزی به وجود می‌آید که خالی از رسوبات سوزنی، بلوکی و چند وجهی است. به نظر می‌رسد که با افزایش زمان عملیات حرارتی، ضخامت این مرز افزایش می‌یابد. در توضیح این پدیده باید به این نکته توجه نمود که با انجام عملیات حرارتی، آهن از زیرلایه فولادی به داخل پوشش نفوذ می‌کند که این امر باعث می‌شود که در هنگام سرد کردن نمونه‌های پوشش عملیات حرارتی شده تا دمای اتاق، به خاطر ممانعت آهن از جدایش عناصر موجود در رسوبات، هیچ فازی در سرعت‌های سرمایش نسبتاً بالا قابلیت تشکیل شدن را نداشته باشد. از طرفی با افزایش زمان عملیات حرارتی، آهن بیشتری از زیرلایه فولادی به داخل پوشش نفوذ می‌کند و این آهن نفوذ کرده می‌تواند مسافت بیشتری را در داخل پوشش طی نماید. در نتیجه با

داده شده است. همان‌گونه که در شکل ۲b مشاهده می‌شود در نمونه پوشش SS15-150 بدون عملیات حرارتی، مرز بین اسپلت‌ها به خوبی مشاهده می‌گردد. از طرفی با توجه به شکل ۵ در دمای $1000^\circ C$ نیز با گذشت ۵ دقیقه از زمان عملیات حرارتی، مرز بین اسپلت‌ها به وضوح دیده می‌شود؛ ولی در زمان‌های ۱۰ و ۱۵ دقیقه، مرز بین اسپلت‌ها کاملاً از بین رفته است. شکل ۵ نشان می‌دهد که در دمای $1025^\circ C$ ، با گذشت ۵ دقیقه از زمان عملیات حرارتی ($S_{1025,5}$)، هنوز مرز بین اسپلت‌ها مشاهده می‌شود؛ ولی این مرزها در $S_{1025,5}$ کمتر از مرزهای بین اسپلت‌ها در نمونه $S_{1000,5}$ است. در این دما نیز در زمان‌های ۱۰ و ۱۵ دقیقه، مرزهای بین اسپلت‌ها کاملاً از بین رفته است.

دست کم سه نوع فاز مختلف در ساختار پوشش‌های عملیات حرارتی شده قابل شناسایی است: فاز رسوب چند وجهی تیره، فاز رسوب بلوکی و سوزنی شکل خاکستری و فاز روشن زمینه. نمودار اسکن خطی عنصری (EDS) فازهای تیره و خاکستری (شکل‌های ۸ و ۹) نشان داد که این فازها غنی از کروم هستند و بر اساس مطالعات تحقیقات انجام شده قبلی [۵،۱۶] فاز تیره، CrB و فاز خاکستری $(Cr,Fe)_7C_3$ است.

از آنجایی که بور عنصر سبک‌تری نسبت به کربن است، در تصاویر الکترون برگشتی فاز مربوط به بور (CrB) تیره‌تر از فاز کربن $(Cr,Fe)_7C_3$ دیده می‌شود [۵]. آنالیز عنصری همچنین نشان داد که فاز زمینه روشن، غنی از Ni است. نتایج تحقیقات انجام شده قبلی در این زمینه [۵،۶،۱۷] حاکی از آن است که این فاز می‌تواند محلول جامد نیکل (با مقادیر متغیر از عناصر محلولی شامل Cr، Fe، Si، B و C) و یا یوتکتیک Ni/Ni_3B و Ni/Ni_5Si_2

است. این مقدار آهن افزایش یافته می‌تواند از طریق نفوذ آهن از زیرلایه فولادی به داخل پوشش در نمونه‌های $S_{1100,10}$ و $S_{1100,15}$ ، به خاطر شرایط مساعد برای نفوذ این عنصر به داخل پوشش در این نمونه‌ها تأمین گردد و این امر می‌تواند در تشکیل فاز جدید $Cr_2Ni_3B_6$ مؤثر باشد. چرا که به نظر می‌رسد آهن نفوذ کرده به پوشش، به طور جانشینی به جای نیکل می‌نشیند و نیکل خارج شده در تشکیل فاز $Cr_2Ni_3B_6$ مشارکت می‌نماید. از سوی دیگر، شکل‌های ۶ و ۷ نشان می‌دهد که در نمونه‌های $S_{1100,10}$ و $S_{1100,15}$ ، در اطراف فاز $Cr_2Ni_3B_6$ ، فاز CrB تشکیل نشده است.

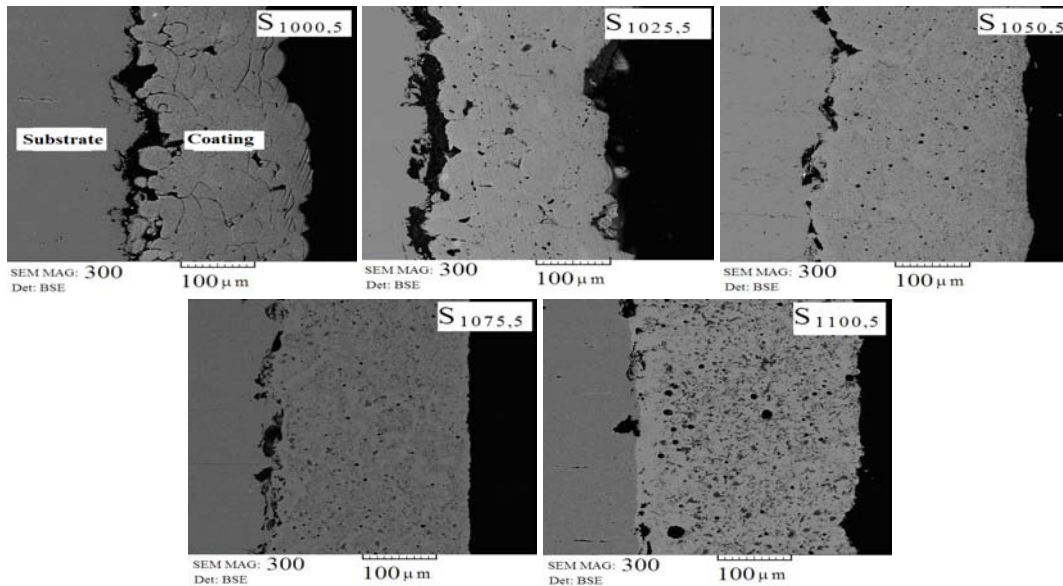
۴- نتیجه گیری

در این تحقیق، پوشش $NiCrBSi$ با استفاده از روش پاشش شعله‌ای بر روی زیرلایه فولاد CK45 ایجاد گردید. پوشش‌های اعمال شده بر روی زیرلایه‌های سند بلاست نشده، چسبندگی مناسبی با زیرلایه نشان نداده و به راحتی از زیرلایه جدا شدند. پوشش‌های ایجاد شده در فاصله اسپری ۱۵ سانتی‌متر و تغذیه پودر ۱۵۰ گرم بر دقیقه، نسبت به دیگر پوشش‌های به دست آمده، از اسپلت‌هایی تشکیل شده‌اند که به خوبی بر روی یکدیگر پخش شده‌اند و در ضمن کمترین مقدار تخلخل را دارا هستند. از سوی دیگر عملیات حرارتی پوشش‌های $NiCrBSi$ ، به خوبی در کوره انجام گرفت. در پوشش‌های عملیات حرارتی شده در دماهای ۱۰۰۰ و ۱۰۲۵ °C برای مدت زمان ۵ دقیقه، مرز بین اسپلت‌ها در ریزساختار پوشش، به وضوح دیده می‌شود. در دیگر نمونه‌های عملیات حرارتی شده، مرز بین اسپلت‌ها کاملاً از بین می‌روند. نتایج بررسی‌های ریزساختاری همچنین نشان

افزایش زمان عملیات حرارتی، ضخامت مرز عاری از رسوب افزایش می‌یابد [۵]. قابل ذکر است که در دماهای پایین‌تر از ۱۰۷۵ °C نیز این مرز بین زیرلایه و پوشش دیده می‌شود.

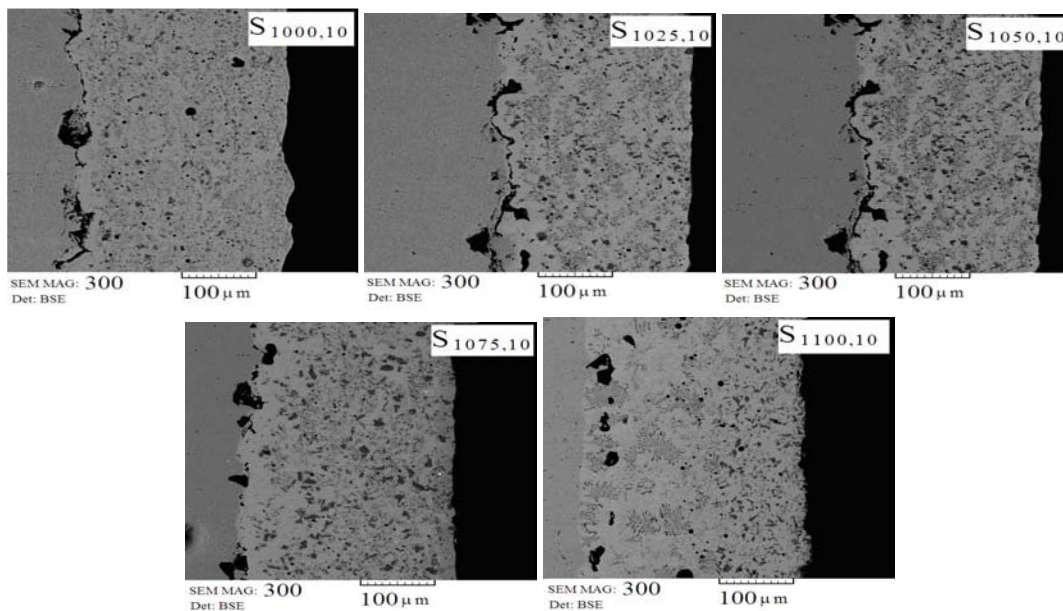
در دمای ۱۰۷۵ °C نیز با افزایش زمان عملیات حرارتی، فازهای CrB و $(Cr,Fe)_7C_3$ درشت‌تر می‌شوند. با توجه به شکل (۵) مشاهده می‌شود که در نمونه پوشش عملیات حرارتی شده در دمای ۱۱۰۰ °C برای مدت زمان ۵ دقیقه ($S_{1100,5}$)، رسوبات CrB و $(Cr,Fe)_7C_3$ نسبت به نمونه $S_{1075,5}$ درشت‌تر شده‌اند. از طرفی، در این دما (۱۱۰۰ °C)، با افزایش زمان عملیات حرارتی (۱۰ و ۱۵ دقیقه)، در داخل پوشش و در قسمت نزدیک به زیرلایه، فاز جدیدی به وجود آمده است که در هیچ یک از ساختارهای قبلی مشاهده نشده بود. نمودار اسکن خطی عنصری این فاز جدید (شکل ۱۰) نشان داد که این فاز، غنی از کروم و نیکل است. همان گونه که در بخش قبلی (۳-۲-۱) مشاهده گردید، آنالیز پراش اشعه ایکس دو نمونه $S_{1100,10}$ و $S_{1100,15}$ ، فاز $Cr_2Ni_3B_6$ را نشان می‌دهد. در نتیجه، با توجه به نمودار اسکن خطی و آنالیز پراش اشعه ایکس می‌توان استدلال نمود که این فاز $Cr_2Ni_3B_6$ باشد. در توضیح این رویداد که چرا در دمای ۱۱۰۰ °C و زمان‌های ۱۰ و ۱۵ دقیقه، فاز $Cr_2Ni_3B_6$ تشکیل شده و در دماهای و زمان‌های دیگر چنین اتفاقی نمی‌افتد، چنین استدلال می‌شود که پدیده نفوذ اتمی باید در این مسئله دخالت داشته باشد. نمودارهای آنالیز اسکن خطی پوشش‌های عملیات حرارتی شده در دماها و زمانهای مختلف نشان داد که مقدار آهن در نمونه‌های پوشش عملیات حرارتی شده در دمای ۱۱۰۰ °C و زمانهای ۱۰ و ۱۵ دقیقه، حدود ۲-۳ برابر از نمونه‌های دیگر بیشتر

داد که با افزایش زمان عملیات حرارتی در تمام دماها، رسوبات موجود در ریزساختار درشت تر می شوند.



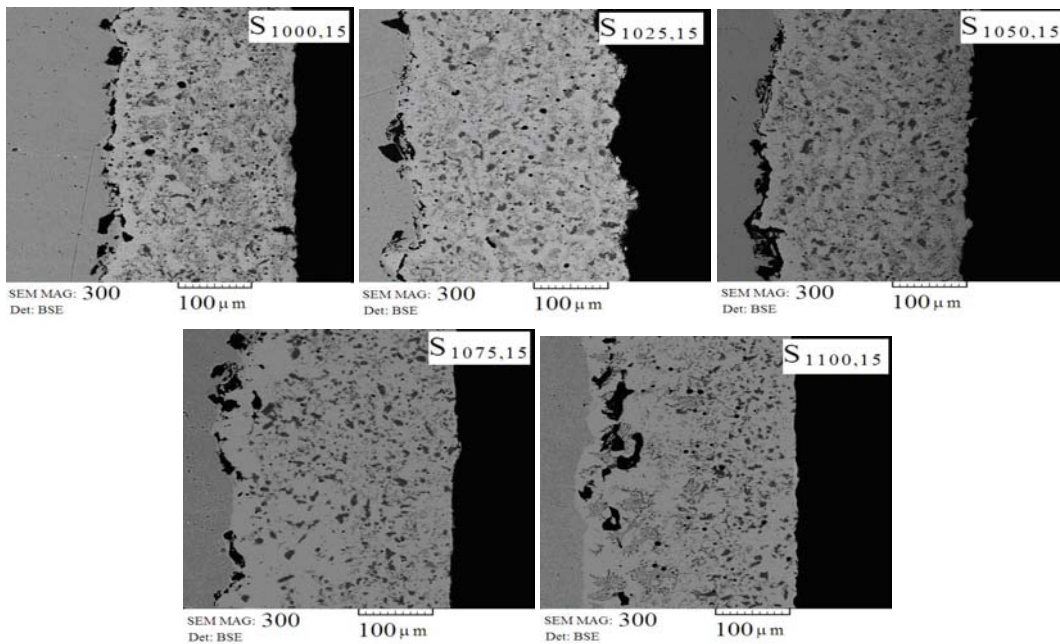
شکل ۵- ریزساختار سطح مقطع پوشش های حرارتی شده در دماهای مختلف برای مدت زمان ۵ دقیقه.

Fig. 5. Cross section microstructure of heat treated coatings at various temperatures for 5 min.



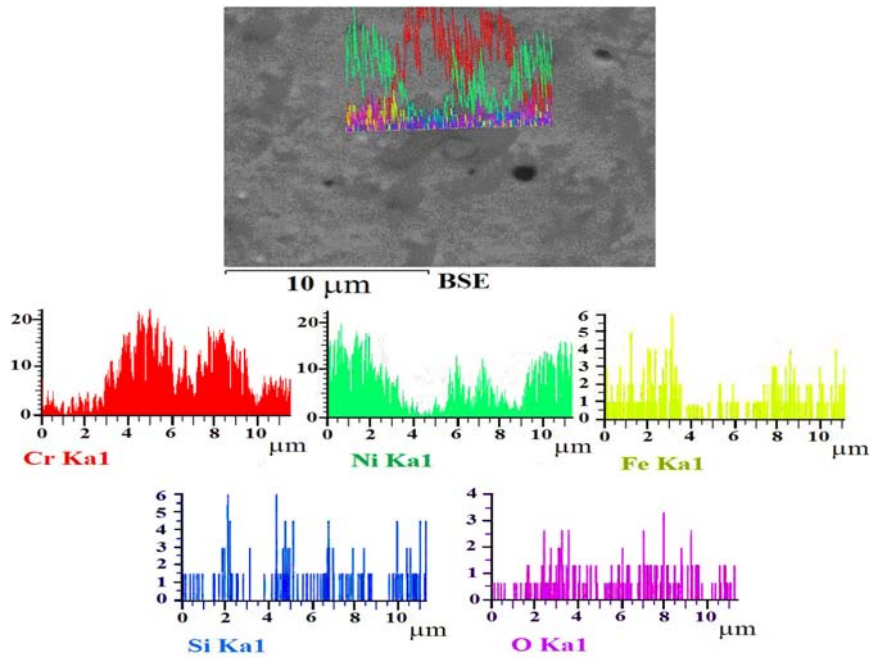
شکل ۶- ریزساختار سطح مقطع پوشش های حرارتی شده در دماهای مختلف برای مدت زمان ۱۰ دقیقه.

Fig. 6. Cross section microstructure of heat treated coatings at various temperatures for 10 min.



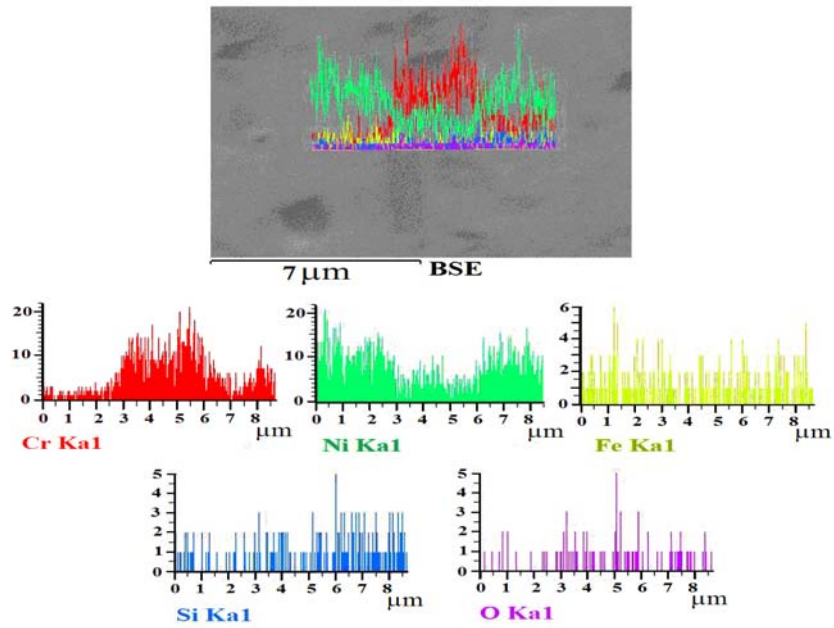
شکل ۷- ریزساختار سطح مقطع پوشش‌های عملیات حرارتی شده در دماهای مختلف برای مدت زمان ۱۵ دقیقه.

Fig. 7. Cross section microstructure of heat treated coatings at various temperatures for 15 min.



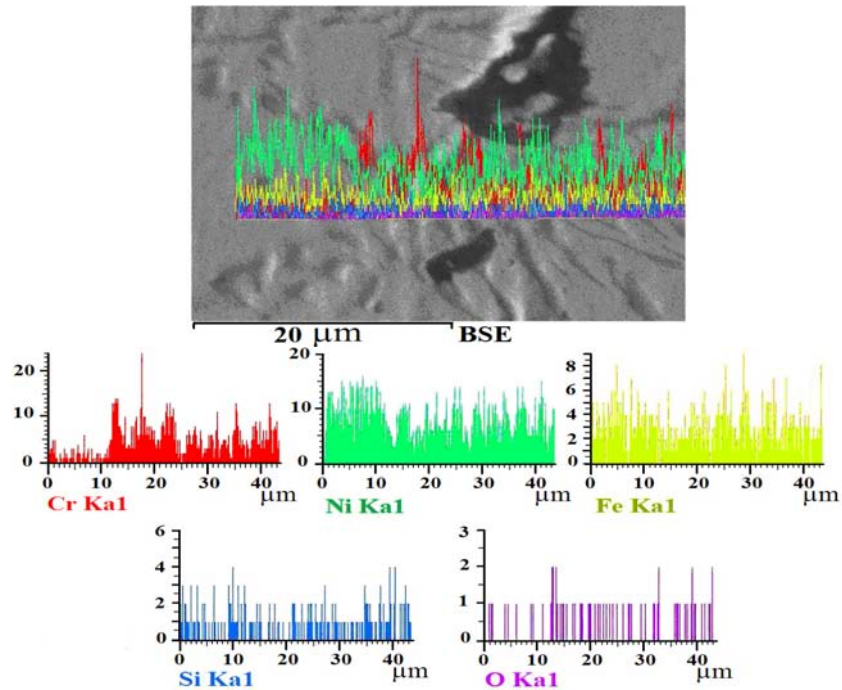
شکل ۸- تصویر BSE به همراه طیف‌های ناشی از اسکن خطی عناصر مختلف از فاز تیره چند وجهی.

Fig. 8. BSE image with X-ray line scan analysis of dark polygonal phase.



شکل ۹- تصویر BSE به همراه طیف‌های ناشی از اسکن خطی عناصر مختلف از فاز خاکستری سوزنی و بلوکی شکل.

Fig. 9. BSE image with X-ray line scan analysis of grey block and needle shape phase.



شکل ۱۰- تصویر BSE به همراه طیف‌های ناشی از اسکن خطی عناصر مختلف از فاز $Cr_2Ni_3B_6$.

Fig. 10. BSE image with X-ray line scan analysis of $Cr_2Ni_3B_6$.

performance of NiCrBSi thermal spray coatings", *Wear*. 2003, 255, 950–955.

[9] Planche, M.P.; Liao, H.; Normand, B.; Coddet, C. "Relationships between NiCrBSi particle characteristics and corresponding coating properties using different thermal spraying processes" *Surface and Coatings Technology*. 2005, 200, 2465–2473.

[10] Navas, C., Vijande, R., Cuetos, J.M., Fernandez, M.R., Damborenea, J.D. "Corrosion behaviour of NiCrBSi plasma-sprayed coatings partially melted with laser", *Surface and Coatings Technology*. 2006, 201, 776–785.

[11] Liang, G.Y., Wong, T.T., MacAlpine, J.M.K., Su, J.Y. "A study of wear resistance of plasma-sprayed and laser-remelted coatings on aluminum alloy", *Surface and Coatings Technology*. 2000, 127, 233–238.

[12] Wang, Y. Y., Li, C. J., Ohmori, A. "Influence of substrate roughness on the bonding mechanisms of high velocity oxy-fuel sprayed coatings", *Thin Solid Films*. 2005, 485, 141–147.

[13] Aalami-Aleagha, M.E., Madaeni, S.S., Daraei, P. "A new application of thermal spray in preparation of metallic membrane for concentration of glucose solution", *Thermal Spray Technology*. 2009, 18(8), 519–524.

[14] Sarikaya O., "Effect of some parameters on microstructure and hardness of alumina coatings prepared by the air plasma spraying process", *Surface and Coatings Technology*. 2005, 190, 388–393.

[15] Zhao L., Maurer M., Fischer F., Dicks R., Lugscheider E., "Influence of spray parameters on the particle in-flight properties and the properties of HVOF coating of WC-CoCr", *Wear*. 2004, 257, 41–46.

[16] Felgueroso D., Vijande R., Cuetos J.M., Tucho R., Hernandez A., "Parallel laser melted tracks: Effects on the wear behaviour of plasma-sprayed Ni-based coatings", *Wear*. 2008, 264, 257–263.

پی‌نوشت:

۱- که در آن اندیس temperature نشان دهنده دمای عملیات حرارتی نمونه مورد نظر و اندیس time مشخص کننده زمان عملیات حرارتی آن نمونه است.

مراجع

[1] Navas C., Colaco R., Damborenea J., Vilar R., "Abrasive wear behaviour of laser clad and flame sprayed-melted NiCrBSi coatings", *Surface and Coatings Technology*. 2006, 200, 6854–6862.

[2] Tobar M.J., Alvarez C., Amado J.M., Rodriguez G., Yanez A., "Morphology and characterization of laser clad composite NiCrBSi-WC coatings on stainless steel", *Surface and Coatings Technology*. 2006, 200, 6313–6317.

[3] Miguel J.M., Guilemany J.M., Vizcaino S., "Tribological study of NiCrBSi coating obtained by different processes", *Tribology International*. 2003, 36, 181–187.

[4] Gonzalez R., Cadenas M., Fernandez R., Cortizo J.L., Rodriguez E., "Wear behaviour of flame sprayed NiCrBSi coating remelted by flame or by laser", *Wear*. 2007, 262, 301–307.

[5] Rio T.G., Garrido M.A., Fernandez J.E., Cadenas M., Rodriguez J., "Influence of the deposition techniques on the mechanical properties and microstructure of NiCrBSi coatings", *Materials Processing Technology*. 2008, 204, 304–312.

[6] Kim H.J., Hwang S.Y., Lee C.H., Juvanon P., "Assessment of wear performance of flame sprayed and fused Ni-based coatings", *Surface and Coatings Technology*. 2003, 172, 262–269.

[7] Fernandez E., Cadenas M., Gonzalez R., Navas C., Fernandez R., Damborenea J.D., "Wear behaviour of laser clad NiCrBSi coating", *Wear*. 2005, 259, 870–875.

[8] Rodriguez, J., Martin, A., Fernandez, R., Fernandez, J.E. "An experimental study of the wear

NiCrBSi Coatings", Thermal Spray Technology. 2009, 18, 380–391.

[17] Bergant Z., Grum J., "Quality Improvement of Flame Sprayed, Heat Treated, and Remelted