

ارزیابی مشخصه‌های ریزساختاری روکش‌های کامپوزیتی استلایت ۶- کاربید

بور تولید شده به روش جوشکاری GTAW

محمد برمر، بهنام لطفی و زهره صادقیان

گروه مهندسی مواد، دانشکده مهندسی، دانشگاه شهید چمران اهواز

(دریافت مقاله : ۹۳/۰۸/۰۴ - پذیرش مقاله : ۹۳/۰۹/۲۴)

چکیده

در این تحقیق هدف ایجاد و بررسی مشخصه‌های ریزساختاری روکش‌های کامپوزیتی استلایت ۶-کاربید بور به روش جوشکاری بر زیرلایه فولادی بوده است. به این منظور ابتدا خمیر پیش نشستی از مخلوط پودری استلایت ۶-کاربید بور با نسبت‌های وزنی مختلف بر سطح زیرلایه فولادی ایجاد و سپس توسط فرآیند جوشکاری GTAW ذوب سطحی گردید. پس از روکش کاری بررسی‌های ریزساختاری نمونه‌ها در دو حالت آج شده و آج نشده با استفاده از میکروسکوپ نوری (OM) و الکترونی روبشی (SEM) مجهز به میکرو آنالیز شیمیایی (EDS) و مطالعات فاز شناسی با استفاده از آزمون پراش پرتو ایکس (XRD) صورت گرفت. همچنین به منظور بررسی روند تغییرات سختی از فصل مشترک روکش و زیرلایه به سمت سطح روکش‌ها از دستگاه ریزسختی سنج ویکرز استفاده شد. یافته‌های آزمایشی نشان داد که ریزساختار روکش‌های کامپوزیتی دارای زمینه‌ای از یک ساختار هیپوئوتکتیکی است. بررسی‌های پراش پرتو ایکس مشخص کرد که ساختار روکش‌های به دست آمده شامل فاز زمینه غنی از کبالت و کاربیدهای یوتکتیکی غنی از کروم Cr_7C_3 و $Cr_{23}C_6$ ، مربوط به آلیاژ استلایت ۶ و همچنین کاربید بور که به عنوان ذرات تقویت‌کننده به روکش‌ها اضافه شده بود، هستند. مطالعات نشان داد که کاربید بور در طول فرآیند روکش‌کاری، ذوب و دوباره تشکیل می‌شوند. ذرات کاربید بور دوباره منجمد شده ضمن ممانعت از رشد دندریت‌های زمینه باعث اصلاح ریزساختار و کاهش اندازه دندریت‌های فاز زمینه روکش‌ها گردید. مشاهدات نشان داد که سختی روکش کامپوزیتی با افزایش درصد وزنی کاربید بور تا ۳۰ درصد وزنی، افزایش یافته و در مقادیر بیشتر کاربید بور (۴۰ و ۵۰ درصد وزنی) کاهش می‌یابد.

واژه‌های کلیدی: استلایت ۶، کاربید بور، روکش کامپوزیتی، جوشکاری قوسی تنگستن-گاز، ریزساختار.

Evaluation of microstructure characteristic of stellite6-B₄C composite layer clad by GTAW welding process on carbon steel

M. Barmar, B. Lotfi and Z. Sadeghian

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

(Received 26 October 2014, accepted 15 December 2014)

Abstract

Microstructural characteristics of stellite6-B₄C composite clad layer fabricated by GTAW were investigated on steel substrate. Mixtures of stellite6 with different B₄C weight percentages were pasted on substrates. X-ray diffractometry (XRD) was used for structural evaluation of clad layers. Microstructural investigations of clad layers were conducted by optical microscopy (OM) and scanning electron microscopy (SEM) equipped with energy dispersive spectrometry (EDS). Hardness profiles of clad layers were obtained by microhardness testing method. According to the results the microstructure of composite clad layers contained a hypoeutectic structure. X-ray diffraction analysis showed the existence of cobalt-rich matrix together with eutectic carbides such as Cr₇C₃ and Cr₂₃C₆. It was suggested from the investigations that during the cladding process, boron carbides which were added to clad layer, melted completely and solidified again. B₄C was found to have a preventing effect against the growth of dendrites tending to refinement of microstructure. The hardness increased with increasing B₄C content up to 30 wt.%, but increasing B₄C amount (40 and 50 wt.%) resulted in degradation of the hardness of composite clad layers.

Keywords: Stellite6, B₄C, Composite, GTAW Cladding, Microstructure**E-mail of Corresponding author:** behnaml@scu.ac.ir

مقدمه

تجهیزات و قطعات در صنایع مختلف نظیر نفت و گاز، پتروشیمی، هوایی و هسته‌ای دایم در معرض پدیده‌های نامطلوب سطحی مانند سایش، خوردگی و فرسایش قرار دارند. از آنجا که بسیاری از این حملات که از پدیده‌های مرتبط با سطوح اجزا ناشی می‌شود، سبب اتلاف انرژی و ماده و در نهایت خسارات اقتصادی می‌گردد، یافتن راهی برای حذف این پدیده‌ها یا به تأخیر انداختن و یا حداقل نمودن آنها همیشه مورد توجه بوده و تحقیقات زیادی نیز در این زمینه صورت گرفته است، لذا بهبود خواص سطحی از جمله فناوری‌های مهم و قابل توجه شمرده می‌شود [۱].

روش‌های متعددی برای ارتقای خواص سطحی مواد تحت سایش توسط پوشش دادن ماده‌ای با خواص سایشی و خوردگی بالاتر بر روی قطعه مورد نظر، وجود دارد که از آن جمله می‌توان به پاشش حرارتی، رسوب فیزیکی و شیمیایی بخار، فرآیندهای ترموشیمیایی مانند عملیات نیتراسیون، روکش‌کاری و حتی لحیم‌کاری اشاره کرد. در میان روش‌های مختلف، روکش‌کاری با توجه به در دسترس بودن تجهیزات مورد نیاز، هزینه‌های کمتر و نیز کیفیت مناسب روکش‌های تولید شده، برای ایجاد لایه‌های مقاوم در برابر سایش و خوردگی یکی از گزینه‌های مناسب شمرده می‌شود، ضمن اینکه پوشش‌هایی که توسط برخی روش‌ها مانند رسوب‌دهی فیزیکی و شیمیایی بخار ایجاد می‌گردد، در دماهای کاری بالا یا تحت بارهای ضربه‌ای بالا (مانند فرآیند آهن‌گری داغ) به دلیل نرم‌شدگی و نداشتن پیوند قوی با زیرلایه به صورت لایه لایه از روی سطح جدا می‌شوند و در صورت خرد شدن و باقی ماندن آن‌ها بین دو سطح درگیر، از آنجا که سختی بالاتری نسبت به زیر لایه دارند می‌تواند منجر به سایش شدیدتر قطعات گردد. اما در روکش‌کاری به دلیل اختلاط روکش و زیرلایه در منطقه نزدیک جوش، پیوند قوی بین روکش و زیرلایه حاصل شده که موجب کاربرد آن‌ها حتی در دماهای بالا می‌گردد [۲].

آلیاژ استلایت از سوپرآلیاژهای پایه کبالت محسوب می‌شود که معمولاً دارای عناصر آلیاژی اصلی تنگستن، مولیبدن و کربن است. از جمله خواص این آلیاژها، مقاوم سایشی آن‌ها است اما خواص دیگری نیز در زمینه‌ها سختی، تافنس و مقاومت به خوردگی را نیز در اختیار قرار می‌دهد که حتی در دماهای بالا نیز خواص خود را حفظ می‌کنند [۳]. کاربردهای این آلیاژ در ساخت قطعات موتور، قطعات اسلحه، نیروگاه‌های اتمی و نشیمنگاه است. ریز ساختار آلیاژ استلایت ۶ دارای محلول‌های جامد کبالت و کاربیدهای فلزی است که نقش کاربیدهای فلزی بهبود خواص سایشی و سختی بوده و محلول‌های جامد هم سبب ایجاد مقاومت در برابر خوردگی می‌شود [۴].

در بسیاری از کاربردها ایجاد مقاومت سایشی یا خوردگی توسط مکانیزم‌های استحکام بخشی محلول جامد و تشکیل کاربیدهای فلزی کافی نبوده و برای رسیدن به خواص سایشی بهتر معمولاً ذرات سخت ثانویه کاربیدی نظیر WC، TiC، SiC، TaC و همچنین ذرات اکسیدی مانند Y_2O_3 و Al_2O_3 به استلایت اضافه می‌گردد.

تاکنون تحقیقات زیادی در زمینه کامپوزیتی نمودن روکش‌های استلایت به انجام نرسیده، ضمن اینکه اکثر تحقیقاتی که در این زمینه صورت گرفته با ذرات تقویت‌کننده کاربید تنگستن بوده است. هر چند که در تمامی این تحقیقات بخش زیادی از فاز تقویت‌کننده دچار ذوب شدگی گشته بود اما همه این محققان افزودن کاربید تنگستن به استلایت را مفید دانسته و معتقد بودند با افزودن کاربید تنگستن به استلایت، سختی و مقاومت سایشی روکش‌های تولید شده افزایش خواهد یافت [۵-۷].

Li و همکاران و همچنین Abbas و همکاران نیز تحقیقات مشترکی در زمینه افزودن کاربید سیلیسیم به یک آلیاژ پایه کبالت و آلیاژ استلایت داشته و معتقد بودند که افزودن ذرات SiC سبب بهبود خواص روکش می‌گردد [۸ و ۹].

برای تولید روکش‌های مورد نظر از مخلوط‌های پودری شامل پودر استلایت ۶ و پودر کاربید بور در درصد‌های ۱۰، ۲۰، ۳۰ و ۴۰ درصد وزنی نسبت به استلایت ۶ استفاده شد. مخلوط‌های پودری پس از محاسبات درصد وزنی به منظور همگن سازی به مدت ۳۰ دقیقه در آسیاب قرار داده شد و پس از مخلوط شدن با محلول آبی حاوی چسب سیلیکات سدیم، به صورت خمیر پیش نشست بر روی سطح زیر لایه‌هایی که از قبل سنگ‌زنی شده و با استن مورد شست و شو قرار گرفته بود اعمال شد. پس از اینکه نمونه‌ها در هوا خشک شدند، به مدت یک ساعت در کوره با دمای ۱۰۰ درجه سانتی‌گراد قرار گرفت تا رطوبت آن‌ها به کلی تبخیر شود؛ سپس نمونه‌ها تحت فرآیند GTAW مورد جوشکاری قرار گرفتند. شکل ۲ شماتیک انجام فرآیند روکش‌کاری را نشان می‌دهد.

پارامترهای جوشکاری مورد استفاده برای تمام نمونه‌ها ثابت و شامل جریان: ۷۵ A، سرعت: ۵ cm/min، ولتاژ: ۱۵ V، جنس الکترود: تنگستن حاوی ۲٪ توریم، گاز محافظ: آرگون و دبی گاز: ۱۲ (l/min) بود.

پس از روکش‌کاری بررسی‌های ریزساختاری نمونه‌ها در دو حالت اچ شده و اچ نشده با استفاده از میکروسکوپ نوری (OM) و الکترونی روبشی (SEM) مجهز به میکرو آنالیز شیمیایی (EDS) انجام شد و مطالعات فاز شناسی با استفاده از آزمون پراش پرتو ایکس (XRD) صورت گرفت.

همچنین به منظور بررسی تغییرات سختی از فصل مشترک روکش و زیرلایه به سمت سطح روکش‌ها از دستگاه ریزسختی‌سنجی و جهت انجام برخی محاسبات کمی بر روی تصاویر میکروسکوپی از نرم افزار آنالیزگر تصویر Image J استفاده شد.

جدول ۱. آنالیز شیمیایی فولاد ساده کربنی (درصد وزنی).

C	Mn	Si	S	P	Fe
۰/۳۰۵	۱/۴۹	۰/۴۹۷	۰/۰۲۲۲	۰/۰۱۱۴	باقیمانده

در تحقیقاتی که در زمینه افزودن ذرات تقویت‌کننده اکسید ایتیریم و اکسید سریم به روکش استلایت انجام شده گزارش شده که حضور این ذرات منجر به اصلاح ریزساختار روکش و افزایش سختی و مقاومت سایشی روکش می‌گردد [۱۱ و ۱۰]. در این پژوهش هدف ایجاد روکش کامپوزیتی استلایت ۶-کاربید بور با استفاده از اعمال خمیر پیش نشست مخلوط پودری استلایت و کاربید بور با درصد مختلف و سپس ذوب سطحی با استفاده از جوشکاری قوسی تنگستن-گاز و ارزیابی ریزساختار روکش‌های حاصل بوده است.

مواد و روش تحقیق

در این تحقیق از فولاد ساده کربنی AISI 1020 با ترکیب شیمیایی مطابق جدول ۱ به عنوان زیر لایه استفاده گردید. جهت ایجاد روکش نمونه‌هایی از این فولاد به ابعاد ۳۰×۲۰×۱۰ mm برای روکش‌کاری تهیه شد.

در بین ذرات تقویت‌کننده‌ای که برای کامپوزیت نمودن با استلایت ۶ مورد استفاده قرار می‌گیرد، کاربید بور (B_4C) به دلیل ریز سختی ویکرز $34/3-27/4$ GPa، مدول الاستیک $450-290$ GPa، نقطه ذوب $2450^\circ C$ و مقاومت به اکسیداسیون تا $600^\circ C$ در هوا، به عنوان گزینه مناسب انتخاب شد.

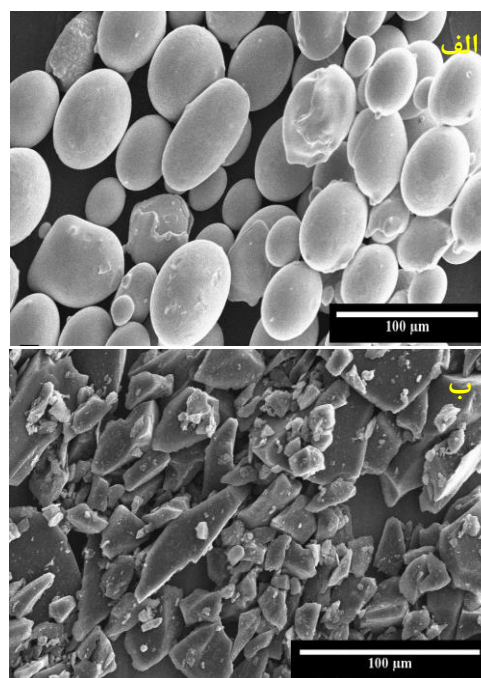
مواد اصلی روکش شامل پودر آلیاژ استلایت ۶ با اندازه متوسط ذرات ۴۰ میکرون با ترکیب شیمیایی گزارش شده در جدول ۲ و کاربید بور با خلوص ۹۹/۵٪ و اندازه متوسط ذرات ۳۵ میکرون بود. قابل ذکر است که پودر کاربید بور اولیه به دلیل درشت بودن و به منظور دستیابی به اندازه‌های کوچکتر به مدت ۱۸ ساعت تحت آسیاب کاری قرار گرفت، لذا دارای مرفولوژی گوشه‌دار بوده که مشخصه اصلی پودرهای ترد آسیاب‌کاری شده است. تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از ذرات پودر آلیاژ استلایت ۶ و کاربید بور آسیاب‌کاری شده به ترتیب در شکل‌های ۱-الف و ب نشان داده شده است.

جدول ۲. آنالیز شیمیایی پودر استلایت ۶ (درصد وزنی).

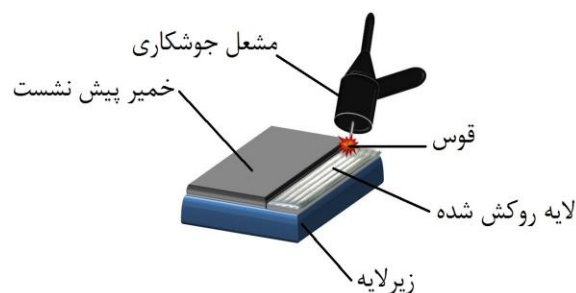
عنصر	Co	Ni	Mo	Mn	Fe	W	Si	Cr	C
درصد وزنی	باقی مانده	۲/۲	۰/۱>	۰/۳	۱/۹	۴/۹	۱/۱	۲۸/۶	۱/۳

محسوس‌تر شده است. بررسی‌های اولیه نشان می‌دهد که اضافه کردن کاربید بور به روکش استلایت ۶ موجب ریزتر شدن ساختار می‌گردد به نحوی که این فرآیند در حین انجماد از فصل مشترک زیرلایه و روکش آغاز شده و در تمامی مناطق روکش گسترش می‌یابد. همانطور که از مقایسه تصاویر ارایه شده در شکل ۴ مشخص است با اضافه کردن کاربید بور، رشد ساختارهای سلولی و دندریتی ستونی که از مشخصه‌های ریزساختاری روکش استلایت ۶ هستند محدود شده است، لذا در مشاهدات اولیه این نتیجه حاصل شد که چنین تغییرات ریزساختاری یا مربوط به انحلال ذرات تقویت کننده و در ادامه تغییر در ترکیب شیمیایی اجزای ریز ساختاری و تشکیل فازهای جدید بوده و یا فقط مربوط به حضور فیزیکی ذرات تقویت کننده کاربید بور در ریزساختار روکش‌ها می‌شود [۱۰ و ۷].

مقایسه تصاویر میکروسکوپ الکترونی (SEM) پودر آلیاژ شکل‌های ۴ نشان می‌دهد که اندازه دندریت‌های فاز زمینه در روکش‌های حاوی تا ۳۰ درصد وزنی کاربید بور روند کاهشی داشته و پس از این مقدار روند افزایشی به خود می‌گیرد. در ضمن با افزایش فاز تقویت کننده به میزان ۴۰ و ۵۰ درصد وزنی کاربید بور، آشفستگی در جهت‌گیری رشد دندریت‌های فاز زمینه نیز مشاهده می‌شود. شکل‌های ۴ و ۵ به ترتیب الگوی پراش پرتو ایکس (XRD) نمونه‌های مختلف و تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) از مقطع عرضی و در فاصله $1100 \mu\text{m}$ از فصل مشترک روکش و زیرلایه در حالت اچ شده را نشان می‌دهند. نتایج الگوی پراش پرتو ایکس به دست آمده نشان می‌دهد که در اثر اضافه کردن کاربید بور به روکش استلایت ۶، فاز جدیدی که ناشی از تجزیه شدن کاربید بور و ترکیب شدن عنصر بور با دیگر عناصر موجود در این سیستم چند عنصری باشد، تشکیل نشده است، به نحوی که با افزایش هرچه بیشتر کاربید بور، این رفتار حفظ شده و تنها شدت



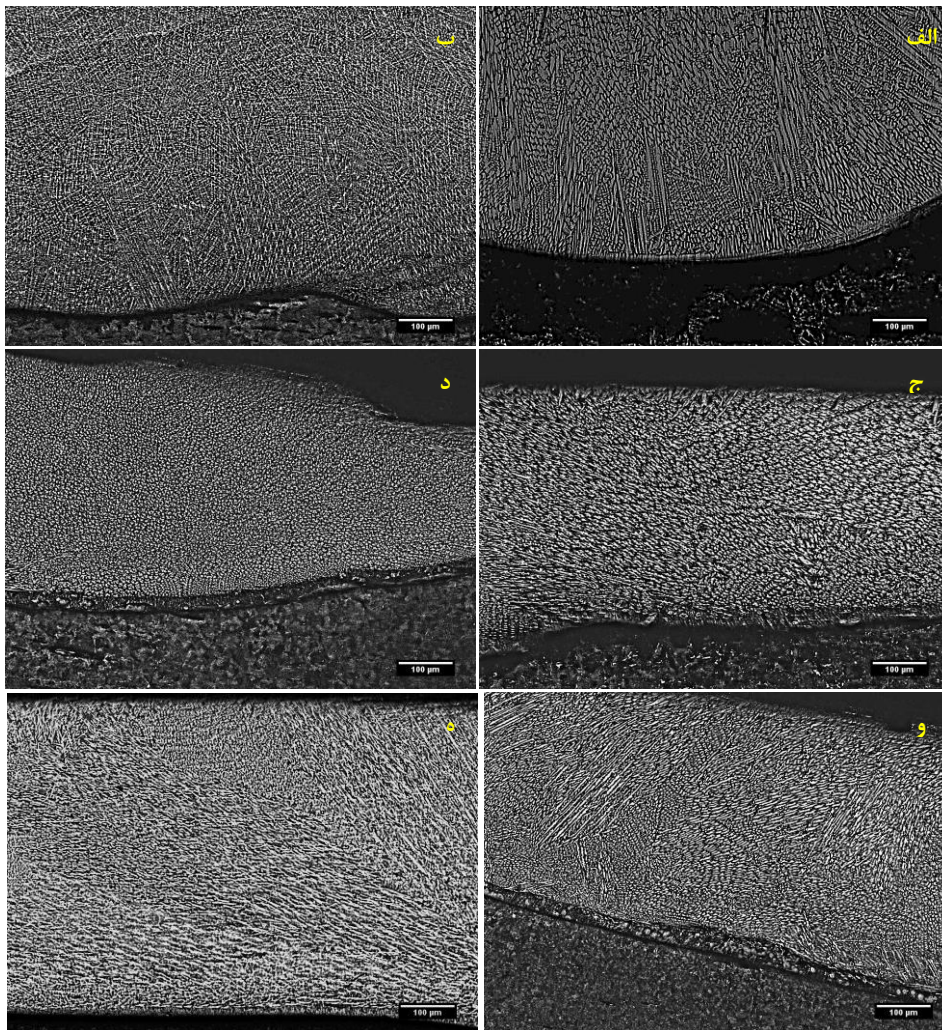
شکل ۱. تصویر میکروسکوپ الکترونی (SEM) پودر آلیاژ (الف) و پودر کاربید بور استفاده شده (پس از آسیاب کاری) (ب) استلایت ۶



شکل ۲. شماتیک انجام فرآیند روکش کاری.

نتایج و بحث

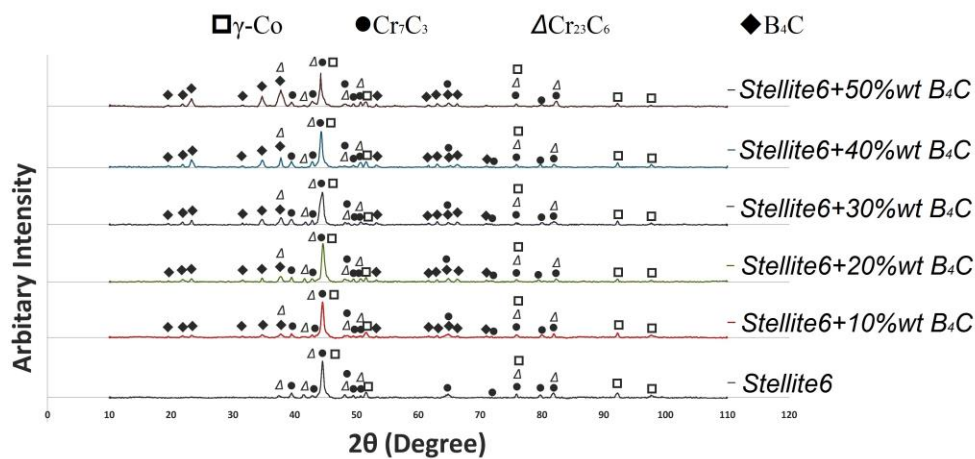
شکل ۳ تصاویر میکروسکوپ نوری از مقطع عرضی روکش‌های تولید شده را نشان می‌دهد. قابل مشاهده است که با اضافه کردن ذرات تقویت کننده کاربید بور به روکش استلایت ۶ مشخصات ریزساختاری مواجهه با تغییرات تدریجی شده است، به نحوی که با افزایش درصد تقویت کننده در مخلوط پودر پیش نشست این تغییرات نیز



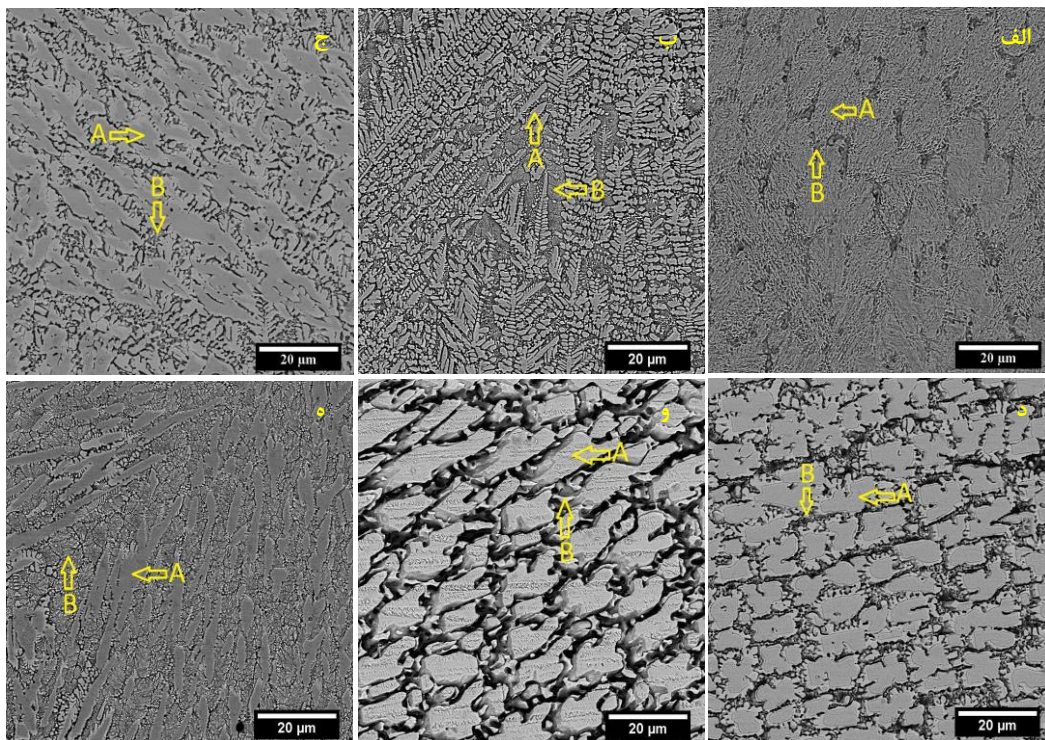
شکل ۳. تصویر میکروسکوپ نوری در بزرگنمایی ۵۰ برابر از مقطع عرضی الف) روکش استلایت ۶ و روکش‌های کامپوزیتی استلایت ۶ حاوی مقادیر مختلف کاربید بور ب) ۱۰ wt%، ج) ۲۰ wt%، د) ۳۰ wt%، و ه) ۴۰ wt% و ۵۰ wt%

نمونه‌ها می‌توان نتیجه گرفت که فازهای موجود در این نمونه‌ها شامل همان فازهای موجود در ریزساختار روکش استلایت ۶ یعنی زمینه غنی از کبالت (γ -Co) و یوتکتیک‌های غنی از کروم (کاربیدهای Cr_7C_3 و Cr_{23}C_6) به علاوه کاربیدهای بور اضافه شده به این روکش‌ها است [۱۱ و ۱۲]. در نتیجه به عنوان یک پیش‌بینی اولیه می‌توان این‌طور نتیجه گرفت که ریزتر شدن ساختار این نوع روکش‌ها در اثر تغییر در ترکیب شیمیایی و تشکیل فازهای جدید نبوده و به حضور فیزیکی ذرات تقویت‌کننده کاربید بور در ریزساختار این روکش‌ها مربوط است [۱۰، ۱۱ و ۱۳].

خطوط پراش مربوط به این ترکیب به علاوه، نتایج حاصل از طیف‌سنجی انرژی (EDS) از فاز زمینه و مناطق بین دندریتی (نقاط علامتگذاری شده در تصاویر شکل ۵) در این روکش‌ها (جدول ۳) نیز تغییری در ترکیب شیمیایی اجزای ریزساختاری این روکش‌ها با افزودن کاربید بور و افزایش آن نشان نمی‌دهد. با توجه به نتایج فوق می‌توان گفت که در این نوع روکش‌ها احتمال تجزیه کاربید بور و واکنش دادن عنصر بور با عناصر دیگر موجود در ماده روکش ضعیف بوده و این دلالت بر حضور کاربید بور خواهد داشت. همچنین از حضور خطوط پراش مربوط به کاربید بور در الگوی پراش پرتو ایکس (XRD) این



شکل ۴. نتایج آزمون پراش پرتو ایکس (XRD) برای روکش‌های مختلف



شکل ۵. تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی تحت سیگنال الکترون‌های برگشتی از مقطع عرضی الف) روکش استلایت ۶ و روکش‌های کامپوزیتی استلایت ۶

حاوی مقادیر مختلف کاربید بور ب) ۱۰ wt% (ج) ۲۰ wt% (د) ۳۰ wt% (و) ۴۰ wt% (ه) و ۵۰ wt% در حالت اچ شده

میزان ۴۰ و ۵۰ درصد وزنی این مشخصات روند افزایشی نشان می‌دهد. همچنین اندازه متوسط طول دندریت‌های فاز زمینه (یعنی از ریشه تا نوک و در مورد دندریت‌های جزیره‌ای به صورت میانگین طول بزرگترین وجه دندریت) توسط نرم‌افزار آنالیزگر تصویر Image J به صورت کمی محاسبه و در جدول ۴ ارائه شده است.

بررسی تصاویر در شکل ۵ نشان می‌دهد که با افزایش کاربید بور به روکش استلایت ۶ تا میزان ۳۰ درصد وزنی، هم طول دندریت‌های فاز زمینه و هم طول بازوهای دندریتی کاهش می‌یابد؛ به نحوی که در روکش حاوی ۳۰ درصد وزنی کاربید بور فاز زمینه به صورت جزایر دندریتی ظاهر گردیده است اما با افزایش بیشتر فاز تقویت‌کننده به

دارای جرم اتمی بسیار پایینی هستند، شناسایی این عناصر برای دستگاه آنالیزگر طیف سنجی انرژی (EDS) مشکل بوده و انتظار می‌رود که کاربرد بور در تصاویر از میکروسکوپ الکترونی حاصل از الکترون‌های برگشتی

علاوه بر این، نواحی تیره رنگی در مناطق بین‌دندریتی مشاهده می‌شود که می‌توان آن‌ها را به عنوان موانعی برای رشد دندریت‌های فاز زمینه به حساب آورد [۱۱، ۱۰، ۱۳]. آنجا که در ساختار کاربرد بور هر دو عنصر بور و کربن

جدول ۳. داده‌های عددی حاصل از آزمون طیف سنجی انرژی از نقاط علامت گذاری شده در تصاویر ارایه شده در شکل ۵ (A): دندریت‌های فاز زمینه و B: یونکتیک‌های بین دندریتی).

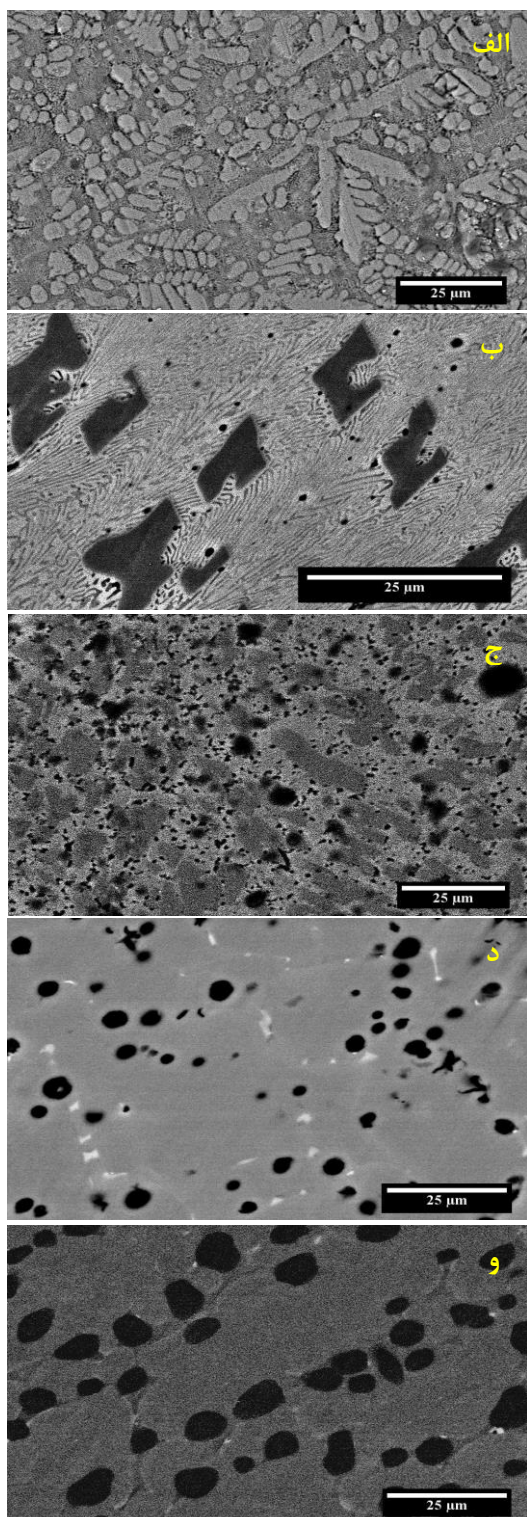
روکش استلایت + ۵۰٪ کاربرد بور		روکش استلایت + ۴۰٪ کاربرد بور		روکش استلایت + ۳۰٪ کاربرد بور		روکش استلایت + ۲۰٪ کاربرد بور		روکش استلایت + ۱۰٪ کاربرد بور		روکش استلایت خالص		نقاط علامت گذاری شده
B (%wt)	A (%wt)	B (%wt)	A (%wt)	B (%wt)	A (%wt)	B (%wt)	A (%wt)	B (%wt)	A (%wt)	B (%wt)	A (%wt)	
۱۰/۲۶	۱/۴۱	۹/۹۳	۱/۳۵	۹/۱۸	۱/۳۸	۱۰/۰۸	۱/۰۲	۹/۸۵	۱/۲۹	۱۰/۰۳	۰/۹۱	C
۱/۴۱	۰/۷۳	۰/۸۷	۰/۶۷	۱/۰۱	۰/۷۶	۱/۲۰	۰/۷۱	۱/۹۹	۰/۸۳	۲/۰۴	۱/۳۱	Si
۵۴/۶۵	۲۰/۱۳	۵۴/۱۰	۲۰/۸۸	۵۶/۳۴	۲۰/۴۶	۵۸/۸۷	۲۰/۱۱	۵۶/۲۱	۲۳/۰۲	۵۸/۳۶	۱۸/۶۴	Cr
۱۴/۳۱	۲۹/۰۸	۱۴/۷۷	۲۸/۲۰	۱۴/۲۲	۲۸/۶۲	۱۱/۶۲	۳۲/۵۸	۱۳/۴۵	۲۴/۹۲	۱۱/۶۸	۳۱/۱۲	Fe
۱۸/۴۸	۴۷/۵۲	۱۹/۶۱	۴۷/۸۱	۱۸/۴۵	۴۷/۷۶	۱۷/۳۱	۴۴/۱۹	۱۷/۴۲	۴۸/۶۶	۱۶/۲۹	۴۵/۹۷	Co
۰/۸۹	۱/۱۳	۰/۷۲	۱/۰۹	۰/۸۰	۱/۰۲	۰/۹۲	۱/۳۹	۱/۰۸	۱/۲۸	۱/۶۰	۲/۰۵	W
۱۰۰	۱۰۰	۱۰۰	۱۰۰	۱۰۰	۱۰۰	۱۰۰	۱۰۰	۱۰۰	۱۰۰	۱۰۰	۱۰۰	مجموع

جدول ۴. اندازه متوسط دندریت‌های فاز زمینه در روکش‌های حاوی درصد‌های مختلف کاربرد بور.

اندازه متوسط دندریت‌های فاز زمینه (μm)	نمونه روکش
۳۷±۱۷	استلایت خالص (بدون ذرات کاربرد بور)
۲۰±۱۱	استلایت + ۱۰wt% کاربرد بور
۱۰±۹	استلایت + ۲۰wt% کاربرد بور
۶±۶	استلایت + ۳۰wt% کاربرد بور
۲۶±۱۰	استلایت + ۴۰wt% کاربرد بور
۴۸±۱۸	استلایت + ۵۰wt% کاربرد بور

گرفت [۱۴]. البته تمامی مناطق تیره رنگ موجود در تصاویر را نباید کاربرد بور دانست زیرا برخی از این مناطق تیره رنگ ناشی

به شکل نواحی تیره رنگ ظاهر شود، لذا به عنوان یک پیش بینی می‌توان این مناطق تیره رنگ موجود در شکل ۵ را به عنوان مکانی برای حضور ذرات کاربرد بور در نظر



شکل ۶. تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی تحت سیگنال الکترون‌های برگشتی از مقطع عرضی روکش‌های کامپوزیتی استلایت ۶ حاوی مقادیر الف) ۱۰، ب) ۲۰، ج) ۳۰، د) ۴۰ و و) ۵۰ درصد وزنی کاربید بور، در شرایط آچ نشده

از ناهمواری‌های به وجود آمده در اثر فرآیند آچ کردن هستند، لذا به منظور بررسی‌های دقیق‌تر، تصاویری در حالت آچ نشده نیز از ریزساختار این نمونه‌ها تهیه شد (شکل ۶).

همانطور که در تصاویر میکروسکوپی شکل ۶ مشخص است، همچنان نواحی تیره رنگ در مناطق بین‌دندریتی مشاهده می‌شود. با توجه به عدم حضور این نواحی در روکش استلایت خالص، می‌توان این مناطق را به عنوان مکان‌هایی برای جای‌گیری ذرات کاربید بور اضافه شده در نظر گرفت [۱۵]. جهت بررسی دقیق‌تر، از این نواحی تیره رنگ در روکش‌های حاوی ۳۰ و ۴۰ درصد وزنی کاربید بور آنالیز طیف‌سنجی انرژی انجام گردید که نتایج آن در شکل ۷ ارایه شده است. هر چند که به دلیل اندازه کوچک این نواحی و همچنین سبک بودن دو عنصر بور و کربن داده‌های عددی این آزمون توأم با خطاست اما با توجه به حضور پیک‌های مربوط به دو عنصر بور و کربن و همچنین مقادیر بالای این دو عنصر و اینکه تنها ترکیب حاوی بور که در آزمون پراش پرتو ایکس شناسایی گردید، کاربید بور بوده است می‌توان نتیجه گرفت که به احتمال زیاد این کاربیدها در مناطق بین‌دندریتی قرار گرفته‌اند [۱۵].

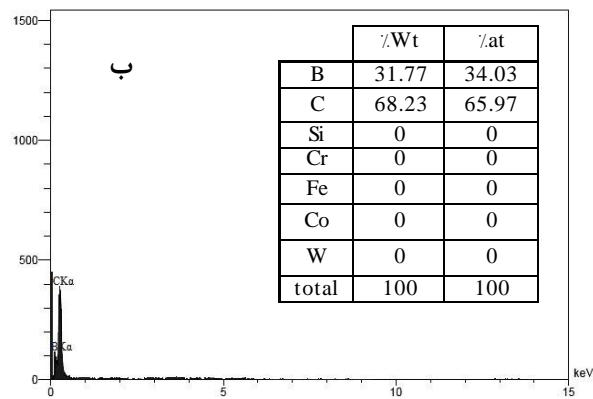
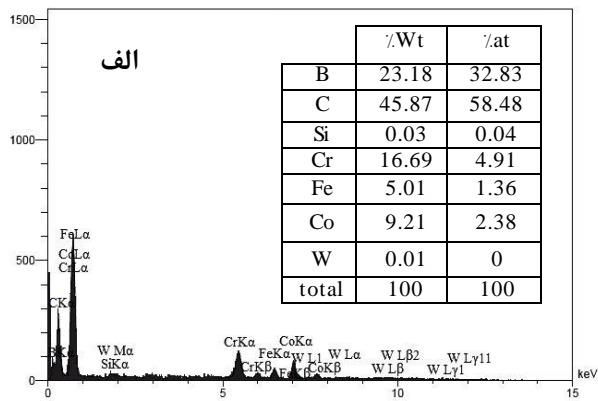
شکل ۸ نقشه توزیع عنصری از ریزساختار به دست آمده برای روکش کامپوزیتی حاوی مقدار ۳۰ درصد وزنی کاربید بور را نشان می‌دهد.

اگرچه در اثر آچ کردن روکش ناهمواری‌هایی در سطح ایجاد شده که مشاهده حضور ذرات کاربید بور را مشکل می‌سازد (شکل ۸-الف)، اما بنا بر مطالب ذکر شده در مورد قرارگیری کاربیدهای بور در نواحی بین‌دندریتی باید عنوان نمود که این ذرات در عمق فرورفتگی‌ها حضور دارند هرچند که در شکل ۸-الف قابل رؤیت نیست.

ذرات کاربید بور به مقادیر ۴۰ و ۵۰ درصد وزنی، اندازه دندریتهای فاز زمینه و ذرات تقویت‌کننده کاربید بور هر دو روند افزایشی نشان داده است به نحوی که منجر به توزیع غیریکنواخت تر ذرات کاربید بور در ریزساختار شده است. با توجه به اینکه در تصاویر میکروسکوپ الکترونی روشی (SEM) روکش‌های کامپوزیتی ایجاد شده به ویژه نمونه‌های حاوی ۴۰ و ۵۰ درصد وزنی کاربید بور (شکل ۶) ذرات کاربید بور مورفولوژی کروی از خود نشان دادند و از آنجا که ذرات کاربید بور اولیه قبل از استفاده، برای مدتی تحت آسیاب کاری قرار گرفته و دارای مورفولوژی گوشه‌دار بوده‌اند (شکل ۱-ب) می‌توان این طور نتیجه گرفت که این ذرات در حین فرآیند ذوب و انجماد روکش، به صورت جامد باقی نمانده و دچار ذوب شدگی یا حداقل ذوب موضعی (در فصل مشترک ذرات کاربید بور و مذاب موجود در حوضچه ذوب) گردیده‌اند [۱۶ و ۱۷]. در این باره می‌توان سه احتمال برای حضور این ذرات ارایه داد.

اول این که در حین فرآیند روکش کاری، این ذرات دچار ذوب موضعی گشته و تنها فصل مشترک این ذرات که در تماس با مذاب حاصله بوده است دچار ذوب سطحی شده و شرایط کروی شدن آن‌ها فراهم شده است. دوم این که این ذرات در حین فرآیند جوشکاری تماماً ذوب شده و سپس در حین فرآیند انجماد روکش دوباره تشکیل شده‌اند. احتمال سوم که ترکیبی از دو احتمال قبلی است این است که تعدادی از ذرات کاربید بور که دارای ابعاد و اندازه‌های کوچکتری هستند کاملاً ذوب شده اما در ذرات بزرگتر ذوب سطحی در فصل مشترک با مذاب اتفاق افتاده است. با توجه به این که عمده ذرات مشاهده شده در بررسی‌های میکروسکوپ الکترونی دارای ابعاد و اندازه‌های تقریباً یکسانی بوده‌اند بنابراین احتمال سوم ضعیف است.

با توجه به اینکه اندازه میانگین ذرات کاربید بور اولیه بالا بوده (در حدود ۳۵ میکرون) و غیریکنواختی زیادی که در



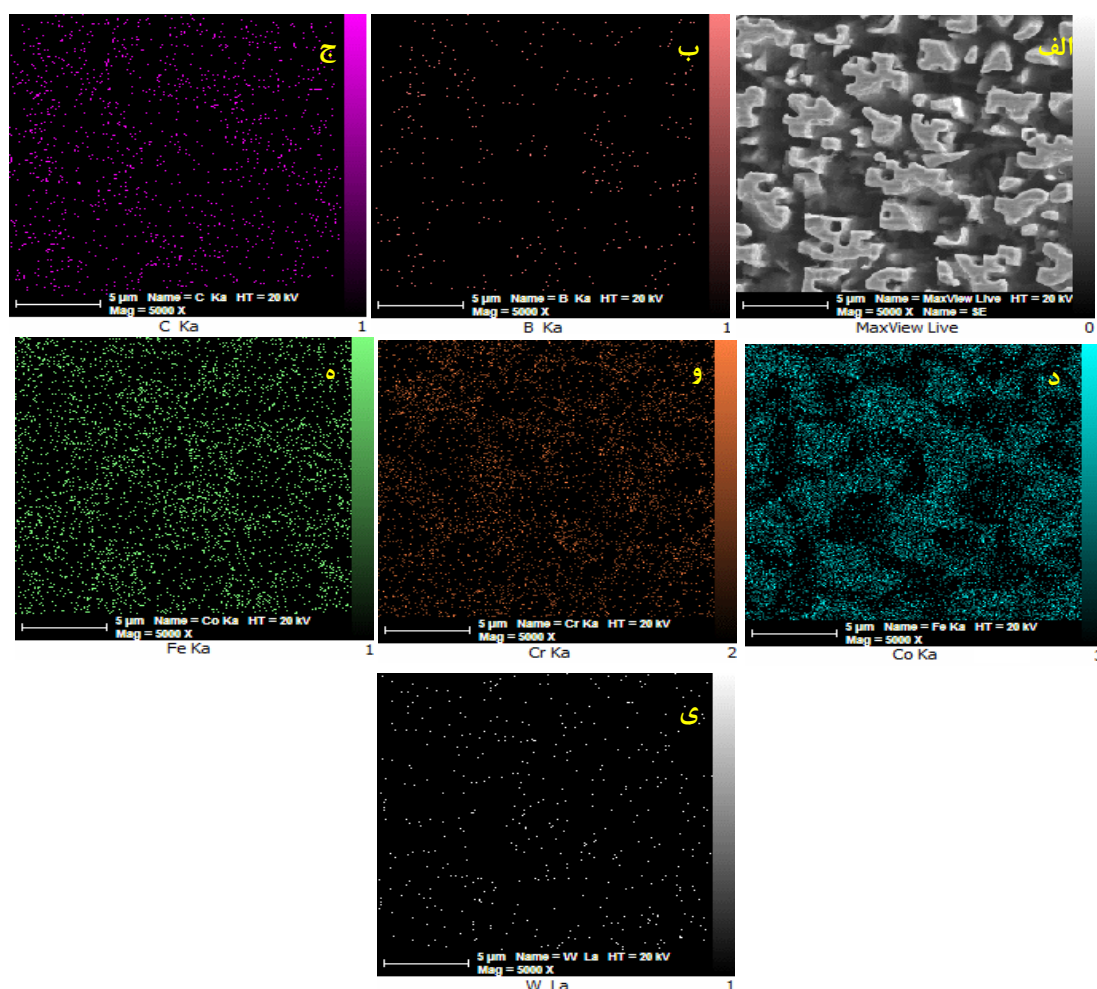
شکل ۷. آنالیز طیف‌سنجی انرژی از نواحی تیره رنگ در روکش‌های حاوی (الف) ۳۰ و (ب) ۴۰ درصد وزنی کاربید بور

از نقشه توزیع عنصری شکل ۸-ب قابل تشخیص است که مکان تجمع عنصر بور در مناطق بین‌دندریتهای است که این امر می‌تواند تأییدی بر حضور کاربید بور در این مناطق باشد. از شکل ۸-ج مشاهده می‌شود که اصلی‌ترین مکان تجمع عنصر کربن نیز در بین مناطق بین‌دندریتهای بوده که آن هم به دلیل حضور کاربیدهای بور و کاربیدهای غنی از کروم در این نواحی است. محل تجمع عناصر کبالت و آهن نیز در فاز زمینه دندریتهای بوده است (شکل ۸-د و ه) [۱۰ و ۱۱].

در مورد نحوه توزیع کاربیدهای بور نیز باید گفت؛ همانطور که در تصاویر میکروسکوپ الکترونی (شکل ۶) قابل مشاهده است، تا میزان ۳۰ درصد وزنی کاربید بور اندازه فاز زمینه ریزتر و در پی آن توزیع ذرات تقویت‌کننده در ریزساختار همگن تر گردیده است اما با افزایش بیشتر

از ذرات کاربید بور با اندازه‌های متفاوت در ریزساختار روکش‌ها وجود داشته باشد. اما چنین توزیعی در بررسی‌های ریزساختاری مشاهده نگردید، در نتیجه حالت دوم برای حضور ذرات کاربید بور در ریزساختار روکش‌ها محتمل‌تر است.

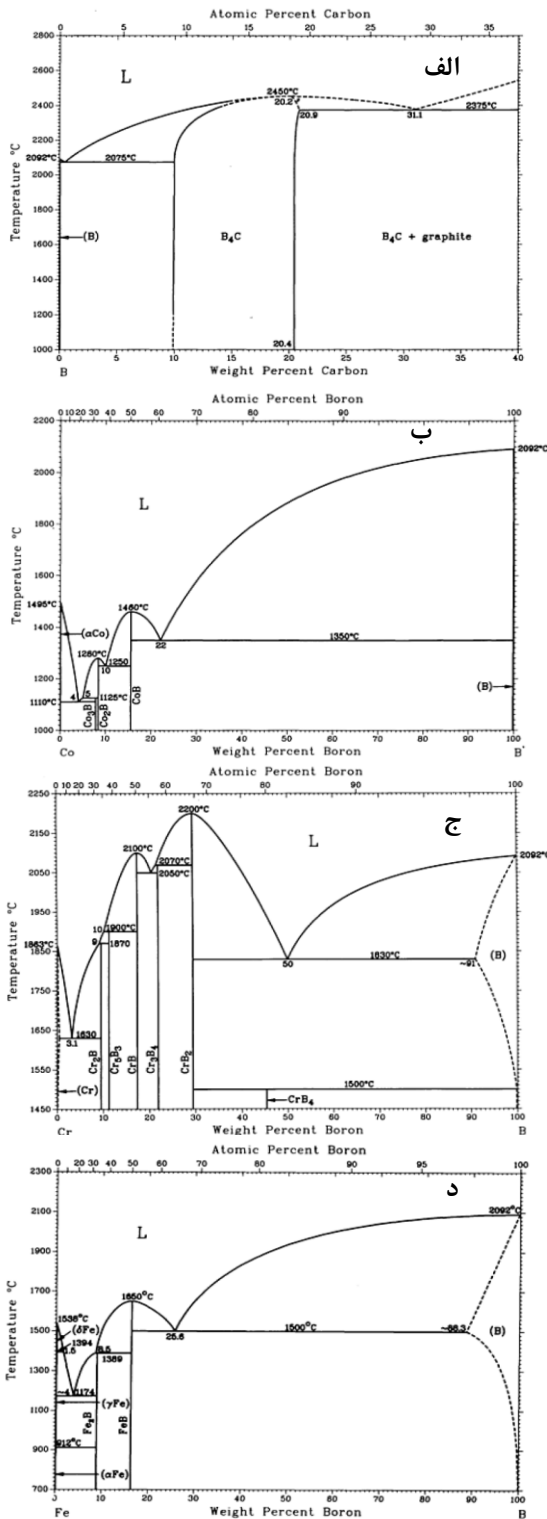
اندازه آن وجود داشت می‌توان نتیجه گرفت که احتمال اول نیز ضعیف است، چرا که در صورت تحقق یافتن احتمال اول باید ذرات کاربید بور با اندازه‌های بسیار بزرگتر از اندازه‌های دیده شده در بررسی‌های میکروسکوپی وجود داشته باشد. همچنین از آنجا که ذوب موضعی برای تمام کاربیدها به صورت یکنواخت اتفاق می‌افتد و با توجه به غیریکنواختی زیاد در اندازه کاربیدهای اولیه، باید توزیعی



شکل ۸. تصویر میکروسکوپ الکترونی (SEM) روکش کامپوزیتی حاوی ۳۰ درصد وزنی کاربید بور در حالت اچ شده (الف) و نقشه توزیع عناصر مختلف، (ب) بور، (ج) کربن، (د) کبالت، (و) کروم، (ه) آهن و (ی) تنگستن.

نیاز به بررسی دیاگرام فازی این سیستم چندتایی و آن هم تحت شرایط غیر تعادلی (به دلیل سرعت انجماد بالا در جوشکاری) است. اما با توجه به عدم دسترسی به چنین

به منظور بررسی چگونگی رفتار انجمادی روکش‌های ایجاد شده و عدم تجزیه شدن کاربید بور و واکنش ندادن عناصر تشکیل دهنده آن با دیگر عناصر حاضر در روکش



شکل ۹. دیاگرام‌های فاز دوتایی الف (B-C، ب) Co-B، ج)

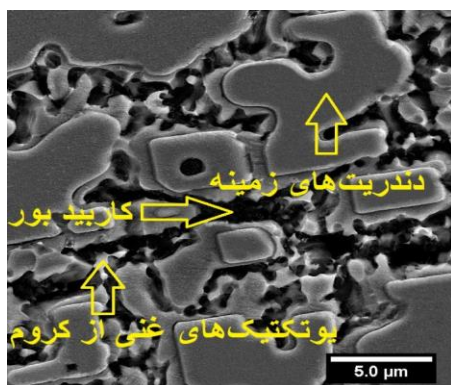
(د) Fe-B [۱۸]

دیاگرام‌های چندتایی مانند Co-Fe-Cr-B-C، برای تحلیل چگونگی تغییرات ریزساختاری، از دیاگرام‌های فاز دوتایی دوتایی عنصر بور با سایر عناصر اصلی موجود در روکش کمک گرفته شد. شکل ۹ دیاگرام‌های فاز دوتایی بور با عناصر اصلی موجود در روکش که احتمال واکنش بور با آن‌ها وجود دارد را نشان می‌دهد. فرآیند تشکیل لایه روکش با ذوب شدن کل اجزای موجود در خمیر پیش نشست شامل آلیاژ استلایت ۶ و ذرات کاربید بور آغاز می‌شود. این درحالی است که کاربید بور به دلیل نقطه ذوب بالایی که دارد (حدود ۲۴۵۰ درجه سانتی گراد) آخرین جزئی از این سیستم است که ذوب می‌گردد. بنابراین در حین فرآیند انجماد انتظار می‌رود که کاربید بور اولین جزئی باشد که تشکیل می‌گردد (شکل ۹-الف)، لذا پیش‌بینی می‌شود که تمام بور موجود در این سیستم صرف تشکیل کاربید بور شده و در مراحل بعدی انجماد دیگر بوری برای واکنش با سایر عناصر باقی نماند، این موضوع با بررسی دیاگرام‌های فاز نشان داده شده در شکل ۹ قابل پیش‌بینی است. زیرا با توجه به دیاگرام‌های فاز (شکل‌های ۹-ب تا د) نیز مشخص است که دمای تشکیل هر ترکیب احتمالی دیگری که حاوی بور باشد در زیر دمای تشکیل کاربید بور است که این مساله به صورت مشخص در شکل ۱۰ نشان داده شده است [۱۸].

با توجه به انتخاب حرارت ورودی بهینه جوشکاری و همچنین سرعت انجماد بالای روکش احتمال تجزیه ذرات کاربید بور و واکنش دادن اجزای آن با سایر عناصر موجود در روکش ضعیف بوده، به نحوی که اگر امکان انجام واکنشی هم وجود داشته باشد (به خصوص در مرحله انجماد پس از تشکیل این ذرات تا سرد شدن کامل روکش) به دلیل سرعت انجماد بالا انجام واکنش محدود می‌شود [۱۸ و ۱۹].

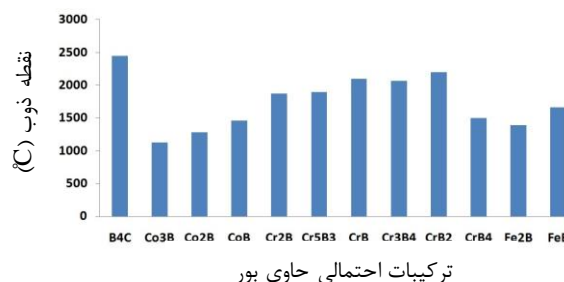
ذرات با زمینه گردد [۱۵]. به نحوی که هیچگونه ناپوستگی و حفره‌ای نیز در بررسی‌های تصاویر میکروسکوپ الکترونی (SEM) از ناحیه فصل مشترک ذرات با زمینه دیده نشد.

دلیل این که چرا ذرات کاربید بور پس از ذوب شدن و تشکیل مجدد مورفولوژی کروی از خود نشان داده‌اند نیازمند تحقیقات گسترده در مورد ساختمان کریستالی فازهای موجود در ریزساختار روکش‌ها، بررسی‌های دقیقتر فصل مشترک ذرات کاربید بور با فازهای مجاور و همچنین تعیین میزان هم‌سیمایی آن است. اما از عوامل مؤثر در بروز چنین رفتاری می‌توان به تمایل سیستم در جهت کاهش انرژی آزاد و کروی شدن این ذرات اشاره کرد. به علاوه اختلاف در پارامتر شبکه فازهای موجود در ریزساختار روکش‌های کامپوزیتی (کاربید بور: $5/65^\circ\text{A}$ ، کاربید یوتکتیکی Cr_{23}C_6 : $10/6595^\circ\text{A}$ و فاز زمینه $\gamma\text{-Co}$: $3/5447^\circ\text{A}$) می‌تواند موجب ناهم‌سیمایی فصل مشترک کاربید بور و فازهای اطراف آن در مناطق یوتکتیکی گشته و شرایط را برای کروی شدن کاربید بور فراهم آورد [۲۰]. دلیل بزرگتر شدن ذرات کاربید بور ذوب و دوباره منجمد شده با افزایش درصد وزنی کاربید بور در روکش‌های کامپوزیتی نیز نیازمند مطالعات ترمودینامیکی و سینتیکی دقیق است.



شکل ۱۱. تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از ریزساختار

انجمادی روکش‌های کامپوزیتی

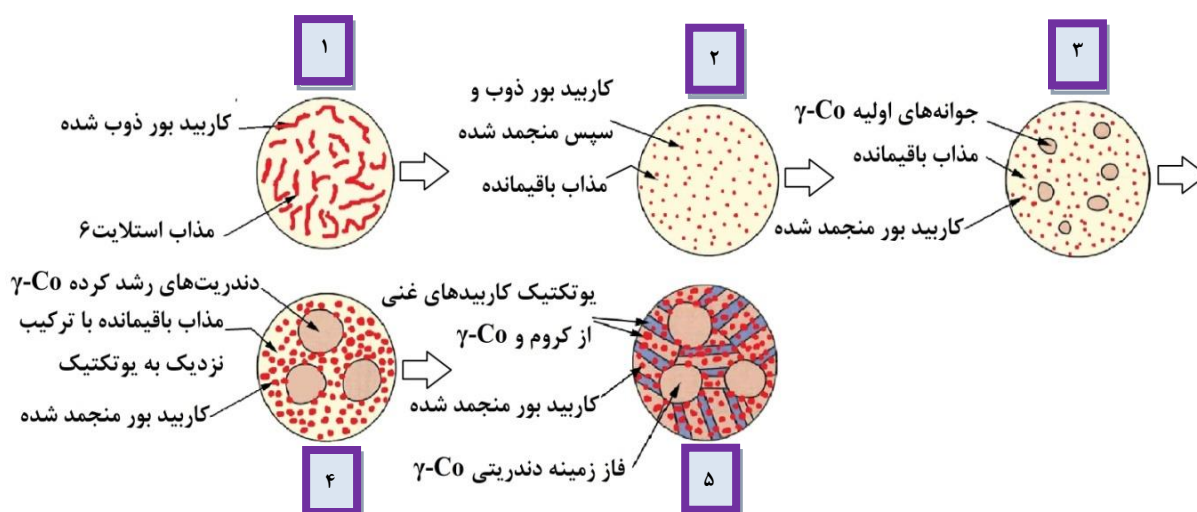


شکل ۱۰. دمای تشکیل ترکیبات احتمالی حاوی بور در سیستم چند

عنصری روکش کامپوزیتی [۱۸]

فرآیند انجماد روکش‌های کامپوزیتی با تشکیل ذرات کاربید بور از مذاب حوضچه جوش آغاز می‌گردد و در ادامه با پیشروی مراحل انجماد و رسیدن دما به محدوده دمایی تشکیل فاز غنی از کبالت $\gamma\text{-Co}$ ، جوانه‌زنی و رشد این فاز شروع شده و به دلیل نامحلول بودن ذرات کاربید بور در فاز زمینه، این ذرات همواره به سمت مذاب باقیمانده پس زده می‌شوند. این اتفاق همزمان با پس زده شدن عناصر کروم و کربن به سمت مذاب باقیمانده در بین مناطق بین‌دندریتی و غنی شدن این مناطق از این دو عنصر است. در نهایت نیز این روند تا جایی ادامه خواهد یافت که ترکیب شیمیایی مذاب در مناطق بین‌دندریتی به ترکیب یوتکتیک رسیده و به صورت کاربیدهای یوتکتیکی Cr_{23}C_6 و Cr_7C_3 منجمد شود.

در پایان مرحله انجماد نیز کاربیدهای بور پس زده شده به سمت مذاب باقیمانده در مناطق بین‌دندریتی و در لابه‌لای یوتکتیک‌های غنی از کروم قرار می‌گیرند (شکل ۱۱) [۶-۱۲]. در تمامی مراحل انجماد و از لحظه تشکیل کاربید بور تا پایان یافتن انجماد روکش، ذرات کاربید بور به دلیل حضور فیزیکی خود در روکش نقش ممانعت‌کنندگی خود از رشد دندریت‌های فاز زمینه را ایفا می‌کنند [۱۰ و ۱۱]. در شکل ۱۲ نیز شماتیکی از تحولات ریزساختاری در حین انجماد آورده شده است. لازم به ذکر است که ذوب و دوباره منجمد شدن ذرات کاربید بور از حالت مذاب می‌تواند منجر به ایجاد یک پیوند قوی و مناسب بین این



شکل ۱۲. تصویر شماتیکی از تحولات ریزساختاری روکش‌های کامپوزیتی در حین فرآیند انجماد

بیشتر کاربید بور به مقادیر بیشتر از ۳۰ درصد وزنی، درشت‌تر شدن ذرات کاربیدی و در نتیجه توزیع غیریکنواخت‌تر آن‌ها صورت می‌پذیرد که می‌تواند شرایط برای درشت شدن دندریته‌ها را فراهم آورد. روند همگن‌تر شدن توزیع ذرات کاربیدی در روکش‌های حاوی تا میزان ۳۰ درصد وزنی کاربید بور نقش ممانعت‌کنندگی آن‌ها از رشد دندریته‌های فاز زمینه را شدت بیشتری بخشیده که این موجب کاهش بیشتر اندازه دندریته‌های زمینه می‌گردد. این در حالی است که درشت شدن و تجمع بخش عمده‌ای از کاربید بور به صورت یک ذره بزرگ می‌تواند شرایط را برای توزیع غیریکنواخت آن‌ها و درشت شدن فاز زمینه فراهم آورد [۲۰].

دلیل دیگر، کاهش انتقال حرارت روکش در حضور مقادیر بسیار زیاد فاز تقویت‌کننده است. کاربید بور از جمله مواد سرامیکی است که هدایت حرارتی پایینی (در بهترین شرایط $56/16 \text{ Btu-in/hr.ft}^2.\text{°F}$) دارد. از ویژگی‌های منحصر به فرد این ماده، کاهش هدایت حرارتی آن با افزایش دما نیز است؛ این در حالی است که آلیاژ استلایت ۶ هدایت حرارتی بالایی ($102/7 \text{ Btu-in/hr.ft}^2.\text{°F}$) دارد [۲۱ و ۳]، لذا با افزایش هر چه بیشتر ذرات کاربید بور در روکش، ضریب انتقال حرارت متوسط روکش که از طریق

با این حال در این مورد نیز به عنوان یک پیش بینی ساده و اولیه می‌توان از کاهش بیشتر انرژی آزاد سیستم در اثر بزرگتر شدن مراکز انجمادی (هسته‌های اولیه کاربید بور دوباره منجمد شده) که به دلیل در دسترس بودن بیشتر کاربید بور در روکش‌های با درصد‌های بالاتر فاز تقویت‌کننده از محتمل‌تر است و همچنین کاهش تحت تبرید به دلیل کم شدن ضریب انتقال حرارت متوسط روکش در اثر افزودن بیشتر ذرات تقویت‌کننده کاربید بور به عنوان عوامل مؤثر بر ظهور این پدیده نام برد [۲۰].

برای تحلیل کاهش اندازه دندریته‌های فاز زمینه در روکش‌های کامپوزیتی حاوی تا میزان ۳۰ درصد وزنی کاربید بور و سپس افزایش آن‌ها با ازدیاد بیشتر فاز تقویت‌کننده کاربید بور به مقادیر ۴۰ و ۵۰ درصد وزنی دو عامل و به عبارت بهتر تقابل بین آن‌ها را در ظهور این پدیده می‌توان مؤثر دانست.

یکی ممانعت ذرات کاربید بور از رشد فاز زمینه و دیگری تغییرات در ضریب انتقال حرارت متوسط روکش. یکی از دلایلی که می‌توان برای توجیه این رفتار عنوان نمود این است که تا مقادیر ۳۰ درصد وزنی فاز تقویت‌کننده، هم مقدار کاربید بور در روکش‌ها بیشتر می‌گردد و هم توزیع آن‌ها به سمت همگن‌تر شدن پیش می‌رود اما با افزایش

روکش کامپوزیتی مرتبط دانست. ضمن این که اندازه کوچک‌تر دندریتهای زمینه در روکش‌های کامپوزیتی نسبت به روکش استلایت ۶ خالص که بازم به دلیل حضور ذرات تقویت کننده کاربرد بور و نقش ممانعت کنندگی آن‌ها از رشد دندریتهای زمینه بر می‌گردد نیز سهم عمده‌ای در این افزایش سختی داشته است [۱۱، ۱۰] و [۵-۹]. در جدول ۵ درصد رقت به طور جداگانه برای تمام نمونه‌های روکش شده ارائه شده است. با توجه به نتایج نشان داده شده در جدول ۵ قابل مشاهده است که درصد رقت برای همه نمونه‌ها تقریباً مقدار یکسانی است، لذا علت روند افزایشی سختی با ازدیاد کاربرد بور تا میزان ۳۰ درصد وزنی و سپس کاهش آن در مقادیر بیشتر ذرات تقویت کننده را می‌توان بدین دلیل عنوان نمود که با افزایش درصد کاربرد بور تا این میزان، هم مقدار فاز تقویت کننده افزایش می‌یابد، هم توزیع ذرات در ریزساختار همگن‌تر می‌شود و هم این که اندازه دندریتهای فاز زمینه نیز رو به کاهش می‌رود. اما با افزایش درصد فاز تقویت کننده به مقادیر بیش از ۳۰ درصد وزنی علاوه بر درشت‌تر شدن ذرات تقویت کننده کاربردی، توزیع این ذرات در ریزساختار ناهمگن‌تر می‌شود. در ضمن به دلیل کم شدن ضریب هدایت حرارتی متوسط روکش، نرخ سرد شدن کاهش یافته که این منجر به درشت‌تر شدن دندریتهای زمینه و در نهایت کاهش سختی روکش‌های حاوی ۴۰ و ۵۰ درصد وزنی کاربرد بور می‌گردد [۲۰ و ۲۳]. کاهش تدریجی سختی از سطح به طرف فصل مشترک روکش و زیرلایه را می‌توان به اثر پدیده رقت (حضور آهن زیرلایه در روکش) نسبت داد به نحوی که با فاصله گرفتن از فصل مشترک روکش و زیرلایه به سمت سطح روکش میزان نفوذ آهن کاهش می‌یابد.

شکل ۱۴ تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) از مقطع روکش حاوی ۳۰ درصد وزنی کاربرد بور به همراه تغییرات آنالیز عنصری خطی از فصل مشترک

رابطه ۱ قابل تخمین است، کاهش می‌یابد. این به معنی کاهش سرعت انجماد و افزایش زمان برای رشد فاز دندریتهی زمینه است. این مساله در روکش‌های حاوی ۴۰ و ۵۰ درصد وزنی کاربرد بور شدت بیشتری پیدا کرده و می‌تواند بر مکانیزم ممانعت کنندگی ذرات کاربرد بور از رشد فاز دندریتهی زمینه غلبه پیدا کرده و شرایط برای درشت‌تر شدن دندریتهای فاز زمینه را فراهم آورد. در رابطه ۱ با فرض درصد رقت یکسان در روکش‌ها (که آنالیزهای طیف‌سنجی انرژی نیز میزان تقریباً یکسانی از رقت (حضور آهن) را برای تمامی روکش‌ها نشان داده) ضریب انتقال حرارت متوسط روکش محاسبه شده است [۳، ۱۹، ۲۱].

$$30 \times \text{Vol}/\% = \text{ضریب انتقال حرارت متوسط روکش}$$

$$\text{B}_4\text{C} + 54.82 \times \text{Vol}/\% \text{ Stellite 6} \quad (1)$$

بنابراین با توجه به هدایت حرارتی پایین ذرات تقویت کننده کاربرد بور می‌توان گفت که افزودن این کاربرد بور مقادیر زیاد سبب می‌شود تا در حین فرآیند انجماد روکش، انتقال حرارت در جهت مرجح خاص و به خوبی صورت نگرفته و در نتیجه ریزساختاری با جهت‌گیری اتفاقی دندریتهای فاز زمینه ایجاد شود [۲۲]، به نحوی که این پدیده (آشفته‌گی ریزساختاری) در روکش‌های حاوی ۴۰ و ۵۰ درصد وزنی کاربرد بور قابل مشاهده است (شکل ۳). شکل ۱۳ تغییرات ریزسختی از سطح به عمق به دست آمده از مقطع عرضی روکش‌های مختلف را نشان می‌دهد. اولین نکته قابل مشاهده افزایش قابل توجه سختی در اثر افزودن ذرات تقویت کننده کاربرد بور به روکش‌های زمینه استلایت ۶ است.

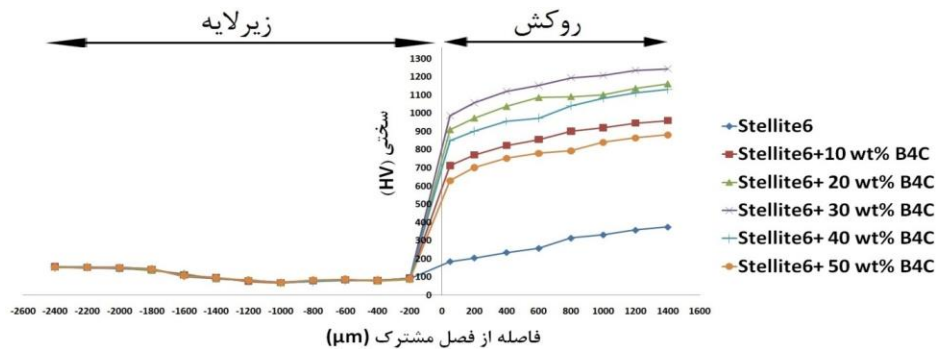
این افزایش سختی را می‌توان به حضور ذرات تقویت کننده کاربرد بور در ریزساختار روکش‌های کامپوزیتی و همچنین نقش استحکام بخشی این ذرات در فاز زمینه

روکش و زیرلایه به سمت سطح روکش را نشان می‌دهد. شکل ۱۴-ب اثر پدیده رقت در روکش و کاهش عمق نفوذ آهن از فصل مشترک به سمت سطح روکش را تأیید می‌کند [۲۴ و ۱۲]. همانطور که مشاهده می‌شود نفوذ آهن در روکش منجر به کاهش درصد عناصر کبالت و کروم در نزدیکی فصل مشترک روکش و زیرلایه شده است. در این صورت شرایط برای کاهش سختی فاز زمینه و کاهش درصد کاربیدهای کروم یوتکتیکی در این نواحی فراهم می‌شود.

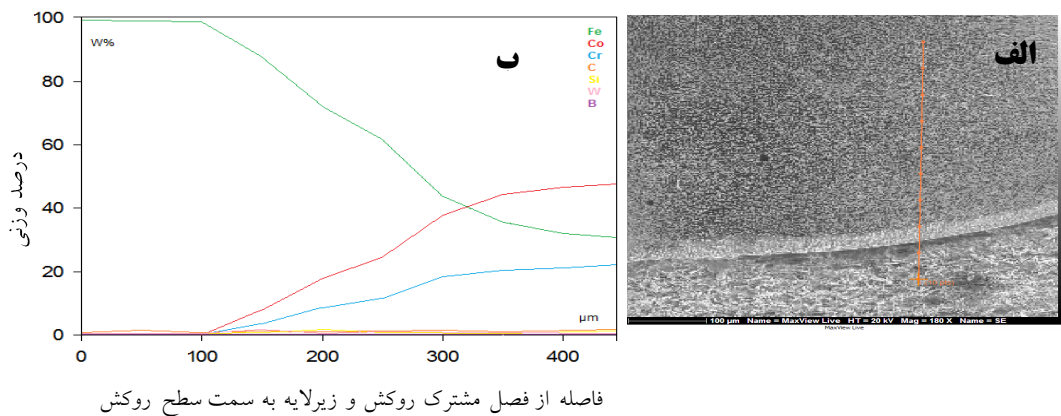
مجموعه این عوامل باعث می‌گردد که سختی روکش در نزدیکی فصل مشترک کمتر از سطح روکش باشد [۲۴ و ۱۲]. همچنین در شکل ۱۴ مشاهده می‌شود که در نزدیکی فصل مشترک روکش و زیرلایه و در سمت زیرلایه نیز مقادیر سختی تا حدی کاهش یافته است. این مساله را می‌توان به افزایش اندازه دانه در منطقه متأثر از حرارت نسبت داد [۲۵].

جدول ۵. درصد رقت در روکش‌های مختلف تولید شده

روکش استلایت	روکش استلایت+ ۱۰٪ کاربید بور	روکش استلایت+ ۲۰٪ کاربید بور	روکش استلایت+ ۳۰٪ کاربید بور	روکش استلایت+ ۴۰٪ کاربید بور	روکش استلایت+ ۵۰٪ کاربید بور	
خالص	٪۲۴/۹۲	٪۳۲/۵۸	٪۲۸/۶۲	٪۲۸/۲۰	٪۲۹/۰۸	(%wt) Fe



شکل ۱۳. نمودار تغییرات ریزسختی از سطح به عمق به دست آمده از مقطع عرضی روکش‌های مختلف



شکل ۱۴. (الف) تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) از مقطع روکش حاوی ۳۰ درصد وزنی کاربید بور و (ب) تغییرات آنالیز عنصری خطی از فصل مشترک روکش و زیرلایه به سمت سطح روکش

نتیجه‌گیری

مراجع

- ۱- در اثر افزودن ذرات تقویت‌کننده کاربید بور به روکش آلیاژ استلایت ۶ تغییری در ترکیب شیمیایی فاز زمینه دندریتی و یوتکتیک‌های بین‌دندریتی حاصل نشده و ذرات کاربید بور در ریزساختار روکش‌ها همچنان حضور داشتند.
 - ۲- افزودن ذرات تقویت‌کننده کاربید بور تا ۳۰ درصد وزنی به روکش استلایت ۶ منجر به ریزتر شدن ریزساختار حاصل شد اما با افزایش مقدار ذرات کاربید بور به میزان ۴۰ و ۵۰ درصد وزنی، اندازه دندریت‌های زمینه روندی افزایشی به خود گرفت. دلیل این پدیده را می‌توان به اثر متقابل ممانعت‌کنندگی ذرات کاربید بور از رشد دندریتهای زمینه و کاهش ضریب متوسط انتقال حرارت روکش در اثر افزودن این ذرات سرامیکی مربوط دانست.
 - ۳- مورفولوژی ذرات کاربید بور در حین جوشکاری از گوشه‌دار به کروی تغییر یافت که این را می‌توان ناشی از ذوب و انجماد مجدد کاربیدهای بور در حین جوشکاری دانست.
 - ۴- شیب سختی مشاهده شده از فصل مشترک روکش و زیرلایه به سمت سطح روکش‌ها را می‌توان به پدیده رقت و کاهش میزان نفوذ آهن با فاصله گرفتن از فصل مشترک مرتبط دانست.
 - ۵- با افزایش کاربید بور در روکش کامپوزیتی تا میزان ۳۰ درصد وزنی سختی افزایش و در مقادیر بیشتر از آن کاهش یافت. این پدیده به توزیع همگن‌تر ذرات ریز کاربیدی در زمینه و همچنین اندازه کوچک‌تر دندریت‌های زمینه در این روکش‌ها مربوط می‌شود. این مشخصات در روکش‌های کامپوزیتی حاوی ۴۰ و ۵۰ درصد کاربید بور تغییر کرد.
1. A. S. D'Oliveira, P.S. Silva and R. Vilar, *Microstructural Features of Consecutive Layers of Satellite 6 Deposited By Laser Cladding, Surface and Coatings Technology*, 153(2002) 203-209.
 2. H. Kashani, A. Amadeh, H.M. Ghasemi, *Room and high temperature wear behaviors of nickel and cobalt base weld overlay coatings on hot forging dies*, *Wear*, 262(2007) 800-806.
 3. K. Williamson, and associates, *Valve magazine*, 18(2006) 22-27.
 4. W.C. Lin, C. Chen, *Characteristics of thin surface layers of cobalt-based alloys deposited by laser cladding*, *Surface & Coatings Technology*, 200(2006) 4557 - 4563.
 5. G .Xu, M .Kutsuna, Z. Liu, L. Sun, *Characteristic behaviours of clad layer by a multi-layer laser cladding with powder mixture of Stellite-6 and tungsten carbide*, *Surface & Coatings Technology*, 201(2006) 3385-3392.
 6. M. Zhong, W. Liu, K. Yao, J. Goussain, C. Mayer, A. Becker, *Microstructural evolution in high power laser cladding of Stellite 6+WC Layers*, *Surface and Coatings Technology*, 157(2002) 128-137.
 7. K. A.Chiang, Y. C. Chen, *Microstructural characterization and microscopy analysis of laser cladding Stellite12 and tungsten carbide*, *Materials Processing Technology*, 182(2007) 297-302.
 8. M. Li, Y. He, G. Sun , *Laser cladding Co-based alloy/SiCp composite coatings on IF steel*, *Materials and Design*, 25(2004) 355-358.
 9. G. Abbas and D. R. F. West, *Laser surface cladding of stellite and stellite-SiC composite deposits for enhanced hardness and wear*, *Wear*, 143(1991) 353-363.
 10. L. Mingxi, H. Yizhu, Y. Xiaomin, *Effect of nano-Y₂O₃ on microstructure of laser cladding cobalt-based alloy coatings*, *Surface Science*, 252(2006) 2882-2887.
 11. M. Li, Sh. Zhanga, H. Li, Y. Hea, J. Hong Yoonb, T. Yul Chob, , *Effect of nano-CeO₂ on cobalt-based alloy laser*

۲۱. عبادزاده تورج، ابراهیمی محمد ابراهیم، ذریه سیدی سید مجید، *کاربیده‌ها*، چاپ اول، تهران، انتشارات دانش پویان جوان، آذرماه ۱۳۸۵، صفحات ۱۹۱-۱۹۵.
22. L. Mingxi, H. Yizhua, S. Guoxiong, Microstructure and wear resistance of laser clad cobalt-based alloy multi-layer coatings, *applied Surface Science*, 230(2004) 201-206.
23. F. Brotzen and associates, *Composites*, ASM Metals Hand Book, Volume 21, 1st Edition, 2001.
۲۴. احمدپور سامانی، مارال، شمعیان، مرتضی، ساعتچی، احمد، نجاری، نسیم، «بررسی ریزساختاری روکشی از سوپرآلیاژ پایه کبالت بر سطح فولاد زنگ‌نزن مارتنزیتی ۴۱۰ در حضور لایه ی میانی فولاد زنگ‌نزن ۳۰۹ به روش قوسی تنگستن-گاز»، دهمین سمینار ملی مهندسی سطح، اصفهان، دانشگاه صنعتی اصفهان، ۱۳۹۰، ص ۴۲۳.
25. Z. Yuan-zh, Y. Zhi-min, T. Hao, *Plasma cladding of Stellite 6 powder on Ni76Cr19AlTi exhausting valve*, *Trans. Nonferrous Met. Soc.*, 17(2007) 35-40.
12. A. Gholipour, M. Shamanian, F. Ashrafizadeh, *Microstructure and wear behavior of stellite 6 cladding on 17-4 PH stainless steel*, *Journal of Alloys and Compounds*, 509(2011) 4905-4909.
13. K. L. Wang, Q. B. Zhang, M. L. Sun, X. G. Wei, Y.M. Zhu, *Microstructure and corrosion resistance of laser clad coatings with rare earth elements*, *Corrosion Science*, 43(2001) 255-267.
14. Q. W. Meng, L. Geng, B. Y. Zhang, *Laser cladding of Ni-base composite coatings onto Ti-6Al-4V substrates with pre-placed B4C+NiCrBSi powders*, *Surface & Coatings Technology*, 200(2006) 4923- 4928.
15. M. Chao, X. Niu, B. Yuan, E. Liang, D. Wang, *Preparation and characterization of in situ synthesized B₄C particulate breinforced nickel composite coatings by laser cladding*, *Surface & Coatings Technology*, 201(2006) 1102-1108.
16. F. Madadi, M. Shamanian, F. Ashrafizadeh, *Cladding of stellite composite on carbon steel by gas tungsten arc welding (GTAW)*, *International Journal of ISSI*, 6(2009) 34-37.
17. G. Xu, M. Kutsuna, M. Rathod, *Cladding of Stellite-6 and vanadium carbide on carbon steel using a yttrium-aluminum-garnet laser robot system*, *laser applications*, 18(2006) 43-52.
18. N. Chalk and associates, *Alloy Phase Diagrams*, ASM Hand book, Volume 3, 2nd edition, 1992.
۱۹. کو سیندو، متالورژی جوشکاری، ترجمه شمعیان مرتضی، اشرفی علی، ویرایش دوم، اصفهان، مرکز نشر دانشگاه صنعتی اصفهان، ۱۳۸۹.
۲۰. پورتر جان، ایسترلینگ دیوید، دگرگونی فازها در فلزات و آلیاژها، ترجمه دهقان ابوالقاسم، نظربند عباسعلی، هاشمی بابک، چاپ چهارم، شیراز، انتشارات دانشگاه شیراز، ۱۳۸۲.