

ایجاد و مشخصه‌یابی خواص روکش کاری سیلیسید تنگستن روی فولاد کربنی

میلاد حسینی^۱، بنیامین یارمند^{۱*}، یحیی پالیزدار^۱، علی طیبی فرد^۱

^۱پژوهشگاه مواد و انرژی، پژوهشکده فناوری نانو و مواد پیشرفته، کرج، ایران.

تاریخ ثبت اولیه: ۱۳۹۵/۱۱/۲، تاریخ دریافت نسخه اصلاح شده: ۱۳۹۵/۱۲/۲، تاریخ پذیرش قطعی: ۱۳۹۵/۱۲/۷

چکیده در پژوهش حاضر ترکیب سیلیسید تنگستن با استفاده از پودرهای سیلیسیم و تنگستن توسط روش سنتز احتراقی فعال شده مکانیکی تولید شد و سپس، به کمک فرآیند جوش کاری قوسی تنگستن-گاز روی زیرلایه فولادی ۳۷St روکش کاری گردید. بررسی فازهای تشکیل شده پس از زمان‌های مختلف آسیا نمودن پودرهای اولیه به کمک پراش پرتو ایکس مشخص گردید که بهترین زمان برای فعال‌سازی مخلوط پودرهای اولیه برای سنتز سیلیسید تنگستن ۱۰h می‌باشد. تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از پوشش نمایانگر ساختاری شامل دو فاز زمینه غنی از آهن و دندریته‌های غنی از تنگستن و سیلیسیم است. اندازه‌گیری تغییرات سختی از سطح به عمق پوشش بیانگر افزایش چهار برابری سختی سطح از ۲۰۰ به ۸۵۰ HV است که در نتیجه آن مقاومت به سایش زیرلایه بیش از شش برابر افزایش یافته است.

کلمات کلیدی: سیلیسید تنگستن، سنتز احتراقی فعال شده مکانیکی، روکش کاری جوشی

Preparation and Characterization of Tungsten Silicide Cladding on Carbon Steel

Milad Hoseini¹, Benyamin Yarmand^{1*}, Yahya Palizdar¹, Ali Tayebifard¹

¹ Materials and Energy Research Center, Department of Nanotechnology and Advanced Materials, Karaj, Iran.

Abstract In this research tungsten silicide powder was successfully produced from tungsten and silicon powders using mechanically activated self-propagating high temperature synthesis and then cladded on St37 substrate by gas-tungsten arc welding method. X-Ray diffraction analysis showed that the best milling time for activation of elemental powders was 10 h. Microstructure evaluation of coating by scanning electron microscope demonstrated that tungsten silicide mainly dispersed in dendrite phase and inter-dendritic phase rich from Iron. Hardness measurements revealed that the surface hardness of substrate increased from 200 to 850 HV. The wear resistance of substrate was improved by six fold via increasing surface hardness.

Keywords: Tungsten silicide, Mechanically activated self-propagating high temperature synthesis, Cladding.

۱- مقدمه

فولادهای ساده کربنی به علت برخورداری از هزینه کم تولید و خواص مکانیکی مناسب دارای اهمیت بسزایی در صنعت می‌باشند، اما مقاومت کم در برابر پدیده‌های سایش و اکسیداسیون موجب ایجاد محدودیت در کاربرد آنها شده است. این فولادها با افزایش دما در اتمسفر محیط به سرعت اکسید شده و لایه اکسیدی تشکیل شده نه تنها نمی‌تواند محافظت خوبی از سطح زیرین به عمل آورد بلکه در شرایط لغزشی موجب تشدید نرخ سایش خواهد شد [۲۰].

یکی از راه‌کارهای مناسب برای افزایش کارایی قطعات فولادی ساده کربنی که تحت دما و فشار زیاد می‌باشند، مقاوم سازی سطح متناسب با شرایط کاری است. روش‌های متعددی نظیر سخت کاری سطحی^۱، آلیاژسازی سطحی^۲، روکش کاری^۳، کربن و نیتروژن دهی^۴ برای بهبود خواص سطحی آلیاژهای فولادی استفاده می‌شود که در این بین، روش روکش کاری جوشی کاربرد گسترده‌ای در صنعت پیدا کرده است [۳ و ۴]. در این فرآیند لایه نسیبی ضخیمی از سطح قطعه توسط روش‌های جوش کاری قوسی تنگستن گاز^۵ یا قوسی زیرپودری^۶ ذوب شده و با مواد تقویت‌کننده امتزاج می‌یابد. کیفیت پوشش در روش روکش کاری قوسی تنگستن-گاز به دلیل برقراری قوس متمرکز، آرام و پایدار بهتر از روش روکش کاری قوسی زیرپودری می‌باشد. همچنین حرارت زیاد و وضعیت افقی قطعه موجب سهولت در اجرای فرآیند می‌شود [۵ و ۶].

تاکنون از ترکیبات مختلفی به عنوان تقویت‌کننده برای روکش کاری فولادها به منظور بهبود خواص سطحی استفاده شده است که از جمله آنها می‌توان به تحقیقات چن^۷ و همکارانش اشاره کرد. آنها پوششی از ذرات کاربید سیلیسیم روی فولاد کربن متوسط به روش روکش کاری قوسی تنگستن-گاز ایجاد کردند و گزارش نموده‌اند که مقاومت به سایش به میزان قابل توجهی بهبود یافته و تغییرات آن تابعی از کسر حجمی ذرات اضافه شده است [۷]. شمعیان^۸ و همکارانش

پوششی از کامپوزیت پایه استلایت با ذرات تقویت‌کننده کاربید تنگستن روی فولاد ساده کربنی به روش روکش کاری قوسی تنگستن گاز ایجاد کردند و افزایش چهار برابری سختی و ده برابری مقاومت به سایش را گزارش نموده‌اند [۸]. بویتوز^۹ و همکارانش پوششی از کاربید سیلیسیم بر سطح فولاد زنگ‌نزن به روش روکش کاری جوشی تنگستن گاز ایجاد کرده و به افزایش هفت برابری سختی سطح زیرلایه دست یافتند [۹]. ترکیبات بین فلزی^{۱۰} به دلیل برخورداری از سختی زیاد، نقطه ذوب بالا و مقاومت اکسیداسیون خوب گزینه مناسبی به عنوان تقویت‌کننده در فرآیندهای روکش کاری می‌باشند، از این رو در سال‌های اخیر توجهات زیادی به سمت استفاده از این مواد برای ایجاد پوشش‌های مقاوم به سایش و اکسیداسیون جلب شده است [۱۰-۱۳]. سورین^{۱۱} و همکارانش پوشش سیلیسید مولیبدن روی فولاد ساده کربنی به روش روکش کاری لیزری ایجاد کردند و افزایش شش برابری سختی سطحی را گزارش نمودند [۱۴]. یانگ^{۱۲} و همکارانش روکش کامپوزیتی پایه سیلیسید مولیبدن تقویت‌شده با ذرات کاربید سیلیسیم را روی آلومینیوم به روش روکش کاری لیزری ایجاد نمودند و افزایش دوازده برابری سختی سطح را به دست آوردند [۱۵]. وانگ^{۱۳} و همکارانش پوششی از سیلیسید کروم روی فولاد زنگ‌نزن به روش روکش کاری لیزری ایجاد کردند و بهبود مقاومت به سایش چشم‌گیری را در نتیجه افزایش پنج برابری سختی به دست آوردند [۱۶]. ژانگ^{۱۴} و همکارانش ترکیبات کامپوزیتی پایه سیلیسید کروم روی فولاد ساده کربنی ایجاد کردند و افزایش مقاومت به سایش چشم‌گیر در دمای بالا را گزارش کردند [۱۷]. با توجه به خواص مطلوب سیلیسید تنگستن شامل نقطه ذوب ۲۱۵۰ °C، سختی بالا و مقاومت اکسیداسیون بسیار خوب در محیط‌های اکسیدی و سولفیدی انتظار می‌رود که ایجاد پوشش‌های آن روی قطعات صنعتی بتواند عملکرد آنها را بهبود بخشد. اما دشواری فرآیند سنتز این ماده سبب شده که تاکنون تحقیقات جامعی در خصوص بررسی عملکرد

¹ Surface Hardening

² Surface Alloying

³ Cladding

⁴ Carburizing and Nitriding

⁵ Gas-Tungsten Arc Welding (GTAW)

⁶ Submerged Arc Welding (SAW)

⁷ Y. Chen

⁸ M. Shamanian

⁹ S. Buytoz

¹⁰ Intermetallic compounds

¹¹ I. Sorin

¹² S. Yang

¹³ H.M. Wang

¹⁴ L.Q. Zhang

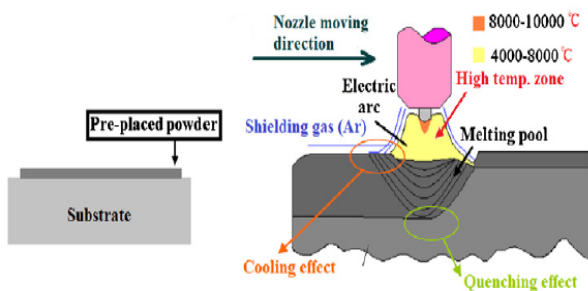
ابعاد $5 \times 5 \times 1 \text{ cm}^3$ برش کاری و پس از آماده‌سازی سطح توسط سمباده‌زنی با استون چربی‌زدایی شدند. مقدار ۵ g از پودر سنتز شده سیلیسید تنگستن با چند قطره از محلول آبی حاوی ۵ wt% پلی‌وینیل‌الکل^۹ مخلوط شده و به صورت پیش‌نشست روی زیرلایه قرار داده شد و در دمای محیط خشک گردید (شکل ۱). عملیات روکش کاری جوشی روی نمونه‌های پیش-گرم شده در دمای 150°C و زمان ۱ h، توسط دستگاه جوش کاری قوسی تنگستن-گاز با ولتاژ ثابت ۱۰ V در سه شدت جریان ۱۰۰، ۱۲۰ و ۱۴۰ A در شرایط ثابت ارائه شده در جدول ۲ انجام پذیرفت.

جدول ۱. ترکیب شیمیایی فولاد St37.

عنصر	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo
wt %	۰/۲۴	۰/۲۱	۰/۶۸	۰/۰۲۱	۰/۰۳۳	۰/۰۴	۰/۰۲	۰/۰۱

جدول ۲. شرایط روکش کاری قوسی تنگستن-گاز.

قطبیت: DCEN	زاویه نوک الکترود: 30°
شدت جریان (A): ۱۰۰، ۱۲۰ و ۱۴۰	جنس الکترود: تنگستن حاوی ۲ wt% توریم
ولتاژ (V): ۱۰	شار گاز آرگون (L/min): ۱۰
قطر الکترود تنگستنی (mm): ۲/۴	حالت جوش کاری: صاف



شکل ۱. شماتیک آماده‌سازی نمونه‌ها و فرآیند روکش کاری قوسی [۹].

۲-۳ مشخصه‌یابی

شناسایی فازهای تشکیل شده در مراحل مختلف پژوهش توسط پراش پرتو ایکس^{۱۰} (Philips Xpert, MPD) انجام شد. ریزساختار نمونه‌ها توسط میکروسکوپ الکترونی رومیزی^{۱۱} (Philips XL30) مجهز به طیف‌سنج توزیع انرژی^{۱۲} بررسی شد. ریزسختی و چقرمگی روکش‌ها توسط دستگاه

این ماده روی خواص قطعات فولادی صورت پذیرد [۱۸-۲۰].

در پژوهش حاضر با هدف بررسی تاثیر ترکیب سیلیسید تنگستن بر خواص سطحی فولاد ساده کربنی ابتدا این ترکیب به روش سنتز احتراقی فعال شده مکانیکی^۱ سنتز و بهینه سازی شده و سپس، روکش کاری آن به روش جوش کاری قوسی تنگستن-گاز روی فولاد ساده کربنی St37 ایجاد گردید و خواص ساختاری، مکانیکی و رفتار سایشی آن مورد ارزیابی قرار گرفته است.

۲-۲ روش تحقیق

۱-۲ فرآیند سنتز

از پودرهای عناصر تنگستن (خلوص ۹۹/۵٪، اندازه دانه کمتر از $2 \mu\text{m}$ و شکل کروی) و سیلیسیم (خلوص ۹۹/۸٪، اندازه دانه $2-4 \mu\text{m}$ و شکل بی‌قاعده) برای تهیه مخلوط اولیه استفاده شد. مقادیر مشخصی از پودرها مطابق با استوکیومتری ترکیب سیلیسید تنگستن توزین و پس از اختلاط طی فرآیند آسیاکاری در مدت زمان‌های ۵، ۱۰ و ۱۵ ساعت به صورت مکانیکی فعال‌سازی شدند. عملیات آسیاکاری توسط آسیای سیاره‌ای پراثرژی (Retsch) با محفظه و گلوله‌های از جنس کاربید تنگستن با نسبت گلوله به پودر ۲۰ به ۱، سرعت چرخش 300 rpm و در دمای محیط و تحت اتمسفر گاز آرگون با خلوص ۹۹٪ صورت پذیرفت. مخلوط پودرهای حاصله توسط پرس تک‌محور در قالب استوانه‌ای به قطر یک سانتی‌متر با فشار ۲۵ بار فشرده شده و سپس، قطعات خام درون کوره در دمای 1000°C و اتمسفر محافظ آرگون حرارت‌دهی شدند. عملیات آسیاکاری مجدد به منظور خردایش و به‌دست آوردن توزیع یکنواختی از ذرات سیلیسید تنگستن روی نمونه‌های سنتز شده به مدت سی دقیقه انجام شد.

۲-۲ فرآیند روکش کاری

از فولاد ساده کربنی نوع St37 با ترکیب شیمیایی ارائه شده در جدول (۱) به عنوان زیرلایه استفاده شد. نمونه‌ها در

⁹ Polyvinyl Alcohol (PVA)

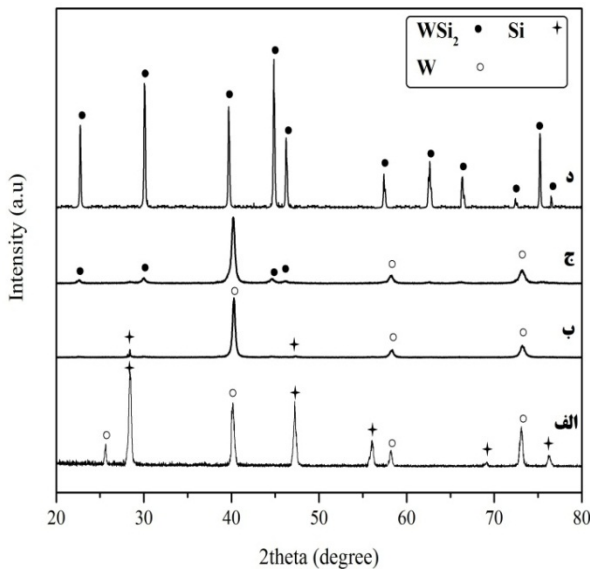
¹⁰ X-Ray diffraction (XRD)

¹¹ Scanning Electron Microscope (SEM)

¹² Energy Dispersive Spectroscopy (EDS)

¹ Mechanically Activated Self-propagating High Temperature Synthesis (MASHS)

می‌دهد. پودرهای آسیا شده فاقد مورفولوژی خاصی بوده و محدوده اندازه ذرات آنها به علت چسبیدن دانه‌های پودر به یک‌دیگر گسترده می‌باشد. پس از فرآیند سنتز ذرات به یک-دیگر جوش خورده‌اند و یک توده سینتر شده را به وجود آورده‌اند و پس از فرآیند خردایش مورفولوژی ذرات بی‌قاعده بوده و توزیع گسترده‌ای از اندازه‌ها را شامل می‌شود.



شکل ۲. طیف‌های پراش پرتو ایکس الف- مخلوط پودر اولیه، ب- آسیاکاری به مدت ۱۰h، ج- آسیاکاری به مدت ۱۵h و د- سنتز شده پس از ۱۰h فعال‌سازی مکانیکی.

تصاویر سطح پوشش‌های ایجاد شده در شدت جریان‌های ۱۰۰، ۱۲۰، و ۱۴۰ A در شکل ۴ نشان داده شده است. در پوشش‌های ایجاد شده در شدت جریان‌های ۱۰۰ و ۱۲۰A لایه پودری پیش نشست از سطح زیرلایه جدا شده که ناشی از گرمای کم قوس و عدم امتزاج مناسب پودرها با فلز زیرلایه است. با توجه به کیفیت مناسب پوشش در شدت جریان ۱۴۰ A ادامه فرآیند روکش‌کاری در این شرایط انجام شد.

شکل ۵ تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از مقطع عرضی پوشش ایجاد شده را نشان می‌دهد. در پوشش و فصل مشترک آن با زیرلایه آثاری از ترک و حفره مشاهده نمی‌شود که بیانگر پیوند متالورژیکی بسیار خوب آن با زیرلایه است. ریزساختار پوشش شامل فاز زمینه به رنگ سیاه و فاز دندردیتی به رنگ خاکستری است که به‌طور تقریبی یکنواخت در زمینه توزیع شده است.

سختی سنج MVK-H21, Akashi, Japan به‌ترتیب تحت بارهای اعمالی ۱۰۰ g و ۲۰kg-۰٫۵ اندازه‌گیری شدند. آزمون سایش پین روی دیسک مطابق با استاندارد ASTM G99 تحت بار اعمالی ۶۰ N و با سرعت ۰٫۱ m/s در دما و اتمسفر محیط انجام شد.

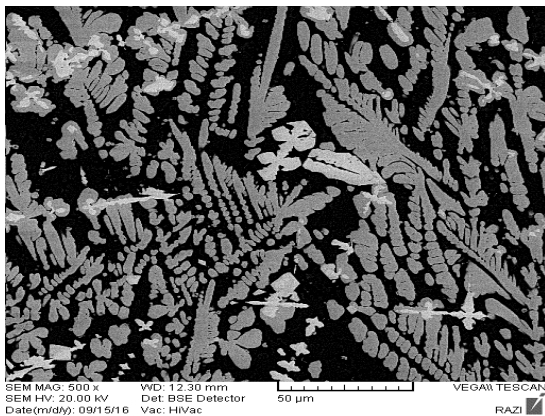
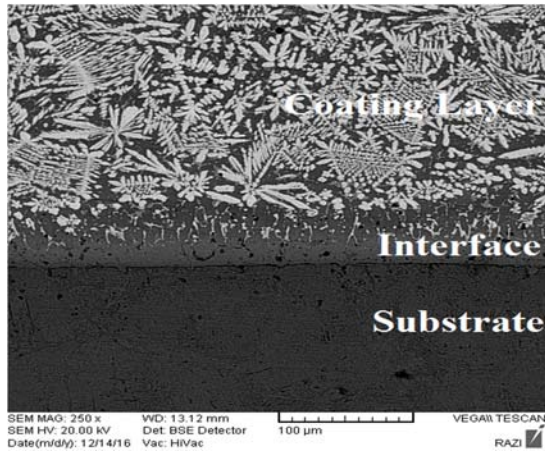
۳- نتایج و بحث

طیف‌های پراش پرتو ایکس از پودرهای اولیه، آسیاکاری و سنتز شده در شکل ۲ نشان داده شده است. در پودرهای اولیه فقط پیک‌های مربوط به تنگستن و سیلیسیم مطابق با کارت‌های مرجع به شماره ۰۰۱-۱۲۰۳ و ۰۰۵-۰۵۶۵ مشاهده می‌شوند که بیانگر خلوص پودرهای مورد استفاده و عدم وجود اکسید در آنها می‌باشد. مخلوط پودرهای آسیا شده به مدت ۵h پس از حرارت‌دهی در دمای ۱۰۰۰ °C سنتز نشد که مشخص گردید زمان فعال‌سازی برای سنتز ترکیب سیلیسید تنگستن مناسب نمی‌باشد. پودرهای آسیا شده به مدت ۱۰h پس از حرارت‌دهی در دمای ۱۰۰۰ °C سنتز شد. با بررسی طیف پراش پرتو ایکس این نمونه مشخص گردید که فاز سیلیسید تنگستن مطابق با کارت مرجع به شماره ۰۸۱-۲۱۶۸-۰۱ تشکیل شده و پیک‌های اضافی که بیانگر تشکیل فازهای دیگر نظیر ناخالصی‌ها، اکسیدها و یا باقی ماندن عناصر اولیه باشد مشاهده نمی‌شود، بنابراین، واکنش سنتز در این نمونه به صورت کامل پیشرفته است. میانگین اندازه بلورک‌های سیلیسید تنگستن با استفاده از شدت‌های سه پیک اصلی مربوط به صفحات (۱۰۱)، (۱۱۰) و (۱۰۳) به ترتیب در زوایای ۳۰، ۳۹٫۷، ۴۴٫۶° به کمک رابطه ویلیامسون-هال^۱ حدود ۶۰ nm محاسبه شد. فرآیند سنتز در مخلوط پودر آسیا شده به مدت ۱۵h رخ نداد که می‌تواند ناشی از تشکیل مقدار جزئی فاز سیلیسید تنگستن حین آسیاکاری باشد. با تشکیل این فاز میزان حرارت ورودی به نمونه کاهش یافته و مانع از رسیدن دمای نمونه به دمای آدیاباتیک و شروع واکنش سنتز می‌شود [۲۱].

شکل (۳) تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از مخلوط‌های پودری پس از آسیاکاری، سنتز و خردایش را نشان

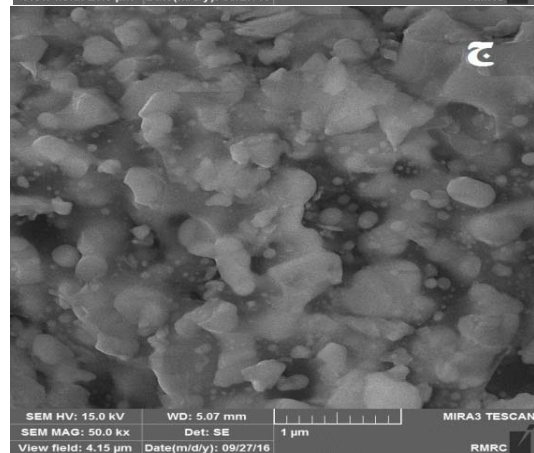
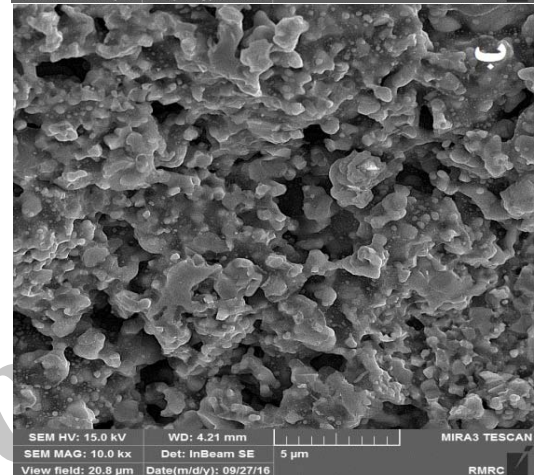
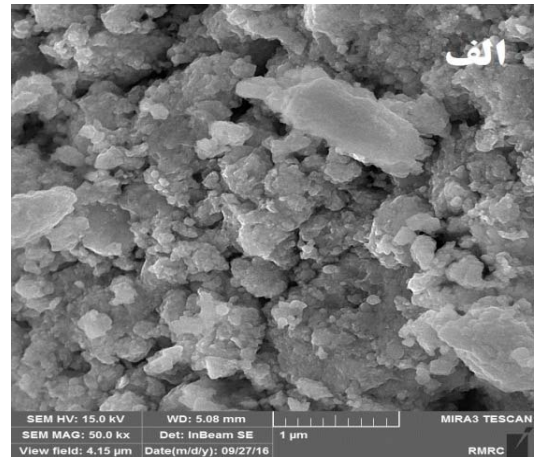
^۱ Williamson-Hall

ناشی از افزایش گرادیان دمایی قطعه است. نقاط نزدیک فصل مشترک افت دمایی کمتری دارند در نتیجه به علت آن که تحت انجماد کمتری بوده‌اند به صورت سلولی رشد کرده‌اند در حالی که نقاط دورتر از فصل مشترک تحت انجماد بیشتری بوده‌اند و به صورت دندریت رشد یافته‌اند [۲۲ و ۲۳].



شکل ۵. تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از مقطع عرضی پوشش.

توزیع عناصر در پوشش توسط نقشه آنالیز عنصری پرتو ایکس مورد بررسی قرار گرفت. شکل ۶ نقشه آنالیز عنصری پرتو ایکس عناصر سیلیسیم، تنگستن و آهن از مقطع عرضی پوشش را نشان می‌دهد. عناصر تنگستن و سیلیسیم توزیع تقریبی مشابه دارند و حضور این عناصر در مناطق دندریتی بیشتر می‌باشد که بیانگر تجمع این عناصر و شاید فاز سیلیسید تنگستن در دندریت‌ها می‌باشد. نتایج آنالیز عنصری پرتوی ایکس نقطه‌ای نیز تاییدکننده حضور مناطق غنی از تنگستن و سیلیسیم در فاز دندریت و مناطق غنی از آهن در زمینه می‌باشد (شکل ۷ و جدول ۳). طیف پراش پرتو ایکس از سطح پوشش در شکل (۸) نشان داده شده است.



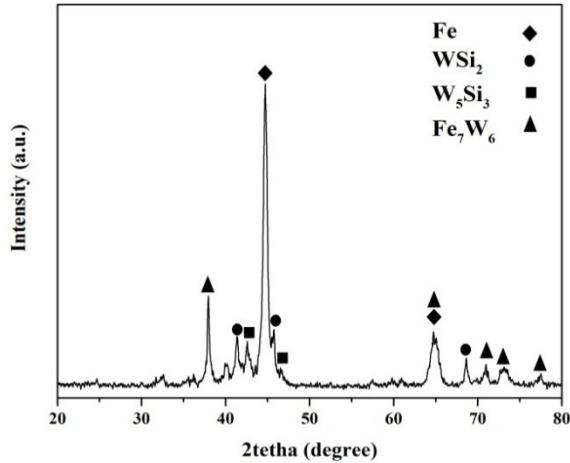
شکل ۳. تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی مخلوط‌های پودری پس از الف- آسیاکاری، ب- سنتز و ج- خردایش.



شکل ۴. تصاویر سطح پوشش‌های ایجاد شده در شدت جریان‌های ۱۰۰، ۱۲۰ و ۱۴۰ A.

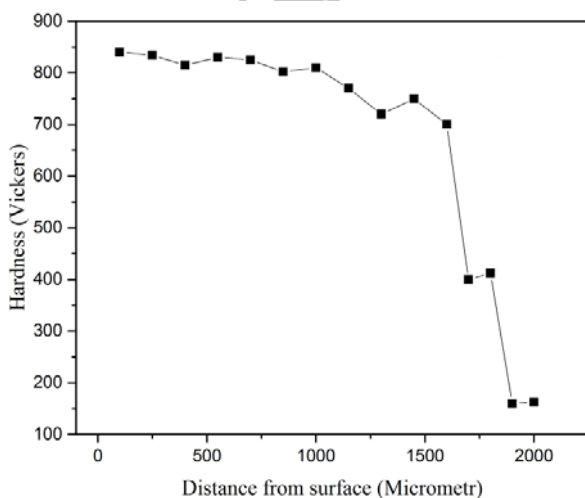
میزان فاز دندریتی در نواحی نزدیک فصل مشترک کمتر از فاز زمینه می‌باشد و با دور شدن از آن افزایش می‌یابد که

فلزی غیر از سیلیسید تنگستن ناشی از گرمای زیاد حین فرآیند روکش کاری است که موجب شده بخشی از ترکیب سیلیسید تنگستن تجزیه گردد و با عناصر آهن و تنگستن موجود در ذوب ترکیب شود.

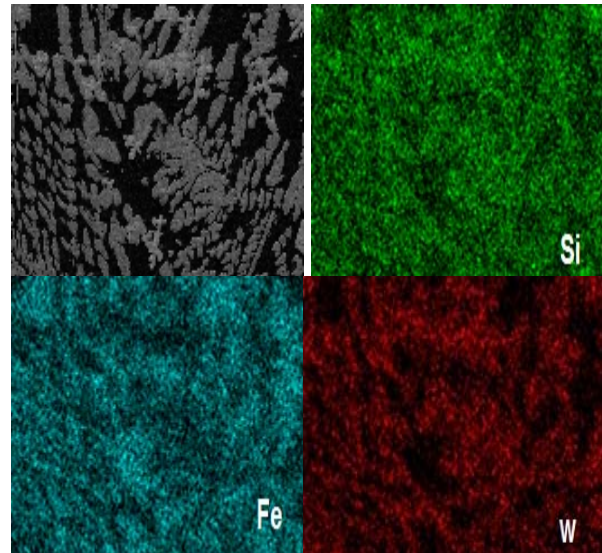


شکل ۸. طیف پراش پرتو ایکس از سطح پوشش.

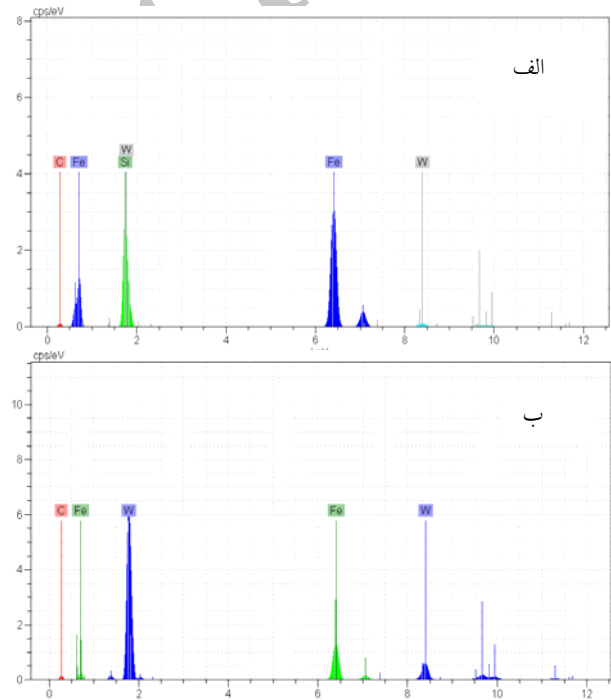
شکل (۹) تغییرات سختی نمونه از سطح به عمق را نشان می‌دهد. سطح نمونه سختی حدود ۸۵۰ HV دارد که با حرکت به سمت عمق از میزان آن کاهش یافته و در فاصله ۱/۸ mm از سطح، سختی زیرلایه به ۲۰۰ HV می‌رسد. افزایش بیش از چهار برابری سختی نمونه ناشی از سختی بالای ترکیب سیلیسید تنگستن به همراه ترکیبات دیگر است. افزایش رقت و امتزاج تدریجی فلز زیرلایه با تقویت‌کننده سیلیسید تنگستن موجب افت تدریجی سختی شده که بیانگر کیفیت مناسب پوشش است زیرا موجب افزایش چسبندگی شده و از ترک خوردن آن ممانعت به عمل می‌آورد.



شکل ۹. تغییرات سختی بر حسب فاصله از سطح پوشش.



شکل ۶. نقشه آنالیز عنصری پرتوی ایکس از مقطع عرضی پوشش.



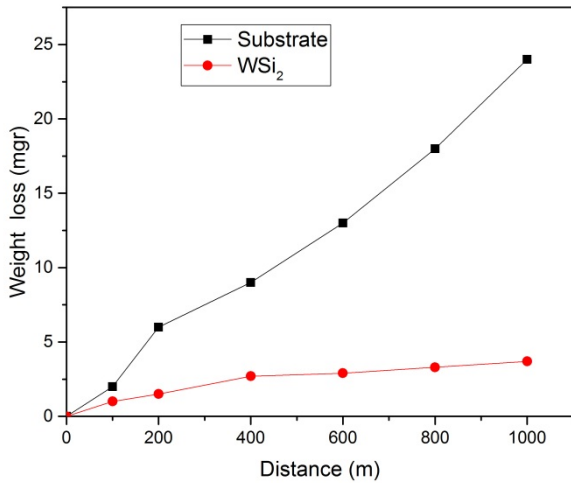
شکل ۷. طیف های آنالیز عنصری پرتو ایکس نقطه ای از مناطق الف- زمینه و ب- دندریت‌ها.

جدول ۳. میزان عناصر موجود در زمینه و دندریت‌ها.

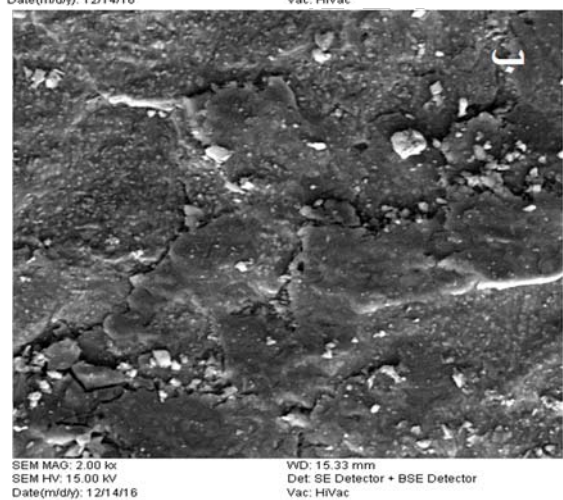
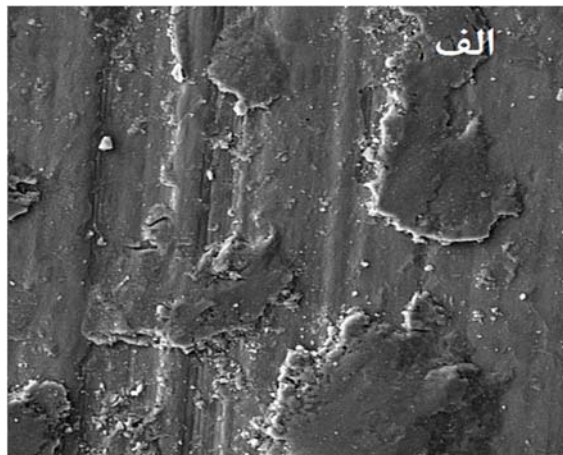
منطقه	W (wt%)	Si (wt%)	Fe (wt%)
زمینه	۷/۹۸	۲۲/۳۷	۶۸/۱۵
دندریت	۶۵/۴۳	۱۸/۱۴	۱۳/۹۲

نتایج بررسی فازهای احتمالی تشکیل شده مشخص می‌سازد که ترکیب سیلیسید تنگستن با دو استوکیومتری به همراه میزان اندکی از ترکیبات بین فلزی آهن- سیلیسیم و آهن- تنگستن در پوشش حضور دارند. تشکیل ترکیبات بین-

می‌دهد. در تصاویر آثاری از خراش‌های ریز به همراه کندگی و چسبیدن ذرات به هر دو سطح مشاهده می‌شود.



شکل ۱۱. تغییرات کاهش وزن بر حسب مسافت لغزشی در بار اعمالی ۶۰N



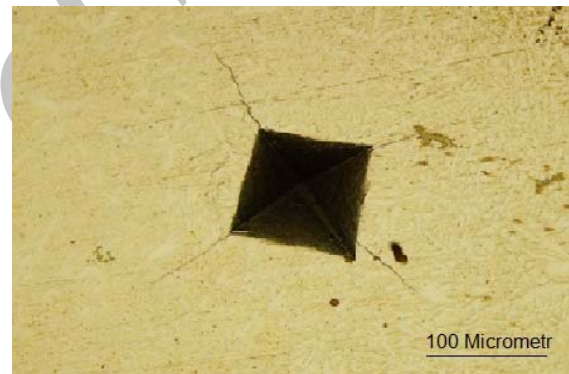
شکل ۱۲. تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از سطوح سایش الف- پین و ب- دیسک در بار اعمالی ۶۰N.

با توجه به این‌که عمق خراش‌ها کم می‌باشد می‌توان نتیجه گرفت که حرکت ناهمگونی‌های سطوح روی یک‌دیگر

به منظور تخمین مقاومت نمونه در برابر ترک خوردن چقرمگی شکست با استفاده از رابطه ۱ پس از ایجاد ترک و اندازه‌گیری طول آن توسط میکروسکوپ دستگاه سختی‌سنج محاسبه گردید [۸].

$$K_{IC} = 0.016 (E/H)^{(1/2)} P \times C^{-3/2} \quad (1) \text{ رابطه}$$

در این رابطه E مدول الاستیک، H سختی برحسب ویکرز، P نیروی اعمالی بر حسب نیوتن و C طول ترک ایجاد شده است. با اعمال نیروی ۲۰۰ N ترکی به طول تقریبی ۱۱۳ در سطح پوشش ایجاد شد که بیانگر چقرمگی شکست پوشش حدود $5.3 \text{ MPa(m)}^{-1/2}$ می‌باشد (شکل ۱۰). بنابراین، می‌توان نتیجه گرفت که اضافه شدن ترکیب سیلیسید تنگستن موجب کاهش چقرمگی شکست زیرلایه شده است زیرا با اعمال همین میزان بار، آثاری از ترک در نمونه روکش‌کاری شده بدون فاز تقویت‌کننده مشاهده نشد.



نمودار تغییرات کاهش وزن برحسب مسافت لغزشی در بار اعمالی ۶۰ N در شکل (۱۱) نشان داده شده است. شیب منحنی تغییرات کاهش وزن پوشش در مقایسه با زیرلایه بسیار کمتر می‌باشد که بیانگر افزایش شش برابری مقاومت به سایش است. این تغییرات ناشی از حضور فاز سخت سیلیسید تنگستن به عنوان تقویت‌کننده می‌باشد. بنابراین، می‌توان ادعا نمود حضور فاز سخت مانعی در برابر حرکت نابجایی‌های موجود در زیرلایه بوده که با قفل کردن آنها از لغزش ممانعت به عمل آورده و مقاومت به سایش را بهبود می‌بخشد. به منظور تعیین سازوکار سایش سطح پین و دیسک پس از طی مسافت لغزش مورد بررسی قرار گرفت. شکل (۱۲) تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از سطح پین و دیسک را نشان

- Technology, WILEY-VCH Verlag GmbH & Co, 2006.
5. www.millerwelds.com. TIG Handbook, miller welding company.
 6. Phillips, A.L., Weisman, C., Welding handbook, (1982).
 7. Lin, Y-C., Chen, H-M., Chen, Y-C., Analysis of microstructure and wear performance of SiC clad layer on SKD61 die steel after gas tungsten arc welding, *Materials & Design*, 47 (2013) 828-835.
 8. Madadi, F., Shamanian, M. and Ashrafzadeh, F., Effect of pulse current on microstructure and wear resistance of Stellite6/tungsten carbide claddings produced by tungsten inert gas process, *Surface and Coatings Technology*, 205 (2011) 4320-4328.
 9. Soner, B. and Ulutan, M., In situ synthesis of SiC reinforced MMC surface on AISI 304 stainless steel by TIG surface alloying, *Surface and Coatings Technology*, 200 (2006) 3698-3704.
 10. Westbrook, J.H., and Fleischer, R.L., *Intermetallic Compounds. Structural Applications of Intermetallic Compounds*, (2000).
 11. Anton, D.L., Shah, D.M., Giamel, A.F., Duhl, D.N., Selecting high-temperature structural intermetallic compounds: the engineering approach, *Journal of Metals*, 41 (1989) 12-17.
 12. Belin-Ferré, E., *Surface Properties and Engineering of Complex Intermetallics*, world scientific, (2010).
 13. Parameswaran, V.R. High temperature aluminides and intermetallics, *Journal of the Minerals, Metals and Materials Society*, 44 (1992) 41-43
 14. Sorin, I., Nichici, A., Sallamand, P., Cicala, E., Bernard, V., Dominique, G., MoSi₂ laser cladding—a new experimental procedure: double-sided injection of MoSi₂ and ZrO₂, *Surface and Coatings Technology*, 172 (2003) 233-241.
 15. Yang, S., Chen, N., Liu, W., Zhong, M., In situ formation of MoSi₂/SiC composite coating on pure Al by laser cladding, *Materials Letters* 57 (2003) 3412-3416.
 16. Wang, H.M., and Duan, G., Wear and corrosion behavior of laser clad Cr 3 Si reinforced intermetallic composite coatings, *Intermetallics*, 11 (2003) 755-762.
 17. Zhang, L.Q., and Wang, H.M., High-temperature sliding wear resistance of Cr₃Si/Cr₁₃Ni₅Si₂ multiphase intermetallic alloy, *Materials Letters*, 57 (2003) 2710-2715.
 18. Dong Young, O., Hwan Cheol, K., Jin Kook, Y., In-Yong, K., Shon, In Jin, S., Synthesis of dense WSi₂ and WSi₂-xvol.% SiC composites by high-frequency induction heated combustion and its mechanical properties, *Metals and Materials International*, 12 (2006) 307-315.
 19. Son, K-H., Yoon, J.K., Doh, J.M., Byun, J.Y., Lee, S.R., Hong, K.T., Formation of WSi₂-SiC nanocomposite coating by carburizing process followed by reactive diffusion of Si on W substrate, *Scripta materialia*, 49 (2003) 345-350.
 20. Tawat, C., Wannasin, J. and Niyomwas, S., Synthesis of WSi₂ and W₂B intermetallic compound by in-situ self propagating high-temperature synthesis reaction, *Journal of the Ceramic Society of Japan*, 122 (2014) 496-501.
 21. Khina, B.B., *Combustion Synthesis of Advanced Materials*. Nova Science Publishers, 2010.
 22. Pekka, R., *Fusion weld metal solidification: continuum from weld interface to centerline*, Lappeenranta University of Technology, 2008.

۲۳. شمعانیان، م، اشرفی، ع، متالورژی جوشکاری، مرکز نشر دانشگاه صنعتی اصفهان.

در مراحل ابتدایی لغزش موجب ایجاد خراشهایی روی سطوح و تشکیل ذرات سایشی شده است و در ادامه، لغزش به علت نزدیک بودن سختی سطوح تماس تخریب توسط کندن و چسبیدن ذرات به سطوح رخ داده است. بنابراین، سازوکار غالب سایش از نوع چسبان می باشد.

۴- نتیجه گیری

ترکیب بین فلزی سیلیسید تنگستن به علت برخورداری از نقطه ذوب بالا، سختی و مقاومت اکسیداسیون زیاد گزینه مناسبی برای بهبود خواص سطحی فولادهای ساده کربنی است. برای ارزیابی میزان تاثیرگذاری این ترکیب به عنوان تقویت کننده بر خواص سطحی فولادهای ساده کربنی، ابتدا سیلیسید تنگستن توسط روش ساده و کم هزینه سنتز احتراقی فعال شده مکانیکی تولید شد و سپس، با استفاده از روش جوشکاری قوسی تنگستن-گاز روی زیرلایه St37 روکش کاری گردید. نتایج فازی ترکیب مشخص ساخت که زمان بهینه برای فعال سازی مخلوط پودری سیلیسیم و تنگستن ۱۰ h می باشد. ریزساختار پوشش پس از فرآیند روکش کاری حاوی دو فاز زمینه غنی از آهن و دندریتهای غنی از سیلیسیم و تنگستن است. نتایج آنالیز فازی سطح نمونه مشخص می سازد که مقداری از سیلیسید تنگستن در حین فرآیند روکش کاری تجزیه شده و با آهن ترکیب شده است. اندازه گیری تغییرات سختی بیانگر افزایش سختی زیرلایه از ۲۰۰ به ۸۵۰ HV در سطح پوشش است. نتایج آزمون سایش مشخص نمود که مقاومت به سایش زیرلایه پس از روکش کاری بیش از شش برابر افزایش یافته است. بررسی سطوح پس از طی مسافت لغزشی نشانگر حاکم بودن سازوکار سایش از نوع چسبان می باشد.

مراجع

1. Matthews, S.J., Haynes international. Inc, *ASM Metals Handbook*, 6 (1993).
2. Tottle, C.R., *An Encyclopedia of Metallurgy and Material*, British Library catalog in publication elata, 1984.
3. *Elevated-temperature corrosion properties of stainless steel*, ASM Materials Information, 6, (1997) 160-162.
4. Bach, F., Laarmann, A., Wenz, T., *Modern Surface*