

بررسی رفتار خوردگی پوشش‌های سخت الکترودهای پایه آهنی حاوی عناصر کاربیدزا

جهانبخش اعتمادزاده^۱، تهمینه احمدی^{۲*}، پویا بصیر^۳ و محمدرضا خانزاده^۴

- ۱- دانشکده فنی و مهندسی، دانشگاه آزاد اسلامی، شهرضا، اصفهان، ایران
- ۲- گروه مهندسی پزشکی، واحد تهران مرکزی، دانشگاه آزاد اسلامی، تهران، ایران
- ۳- دانشکده مهندسی مواد، واحد نجف آباد، دانشگاه آزاد اسلامی، نجف آباد، ایران
- ۴- دانشکده فنی و مهندسی، دانشگاه آزاد اسلامی، مبارکه، اصفهان، ایران

(تاریخ دریافت: ۱۴۰۱/۷/۱۴؛ تاریخ پذیرش: ۱۴۰۲/۳/۶)

چکیده: در این پژوهش با استفاده از فرآیند جوشکاری قوسی با الکتروود دستی، یک لایه مقاوم به سایش توسط الکترودهای روکش سخت ۱۶۰۰۷، ۱۶۲۲۷ و ۱۶۲۳۷ بر روی فولاد ساده کربنی St37 ایجاد و اثر تعداد پاس جوشکاری بر ریزساختار و مقاومت به خوردگی روکش‌ها مورد ارزیابی قرار گرفت. بدین منظور از میکروسکوپ نوری، میکروسکوپ الکترونی روبشی مجهز به آنالیز نقطه‌ای و آزمون پراش پرتو ایکس استفاده شد. نتایج نشان‌دهنده توزیع رسوبات کاربیدی مختلف در ریزساختار فلزات پوشش بود. این رسوبات کاربیدهای کمپلکس از کروم، مولیبدن و وانادیوم بودند. نتایج آزمون پراش پرتو ایکس نشان‌دهنده وجود فازهای مارتنزیت، آستنیت، کاربید کروم و کاربید مولیبدن در هر سه فلز پوشش بود. کاربید تنگستن تنها در فلز پوشش ۱۶۲۳۷ مشاهده شد. نتایج آزمون پلاریزاسیون تافل نشان داد نمونه بدون پوشش و نمونه ۱۶۲۲۷ با داشتن بیشترین چگالی جریان خوردگی (به ترتیب ۱۵/۲۳ و ۷/۰۶ میکروآمپر بر سانتی‌متر مربع) در بین این نمونه‌ها، و بنابراین دارای بیشترین سرعت خوردگی و کمترین مقاومت در برابر خوردگی هستند. نتیجه مهم دیگر حاصل از کار، بیشتر بودن چگالی جریان خوردگی نمونه ۱۶۰۰۷ (۶/۲۹ میکروآمپر بر سانتی‌متر مربع) نسبت به نمونه ۱۶۲۳۷ (۴/۸۰ میکروآمپر بر سانتی‌متر مربع) است که مقاومت به خوردگی کمتر این نمونه را نشان می‌دهد. به علاوه، مطابق نتایج آزمون طیف‌سنجی امپدانس الکتروشیمیایی بیشترین مقاومت انتقال بار و مقاومت پوشش با مقدار ۶/۳ کیلوهم بر سانتی‌متر مربع و ۶۸/۵ اهم بر سانتی‌متر مربع متعلق به نمونه ۱۶۲۳۷ بوده است که توسط آزمون پلاریزاسیون نیز به اثبات رسیده بود. هم‌چنین کمترین مقاومت انتقال بار و مقاومت پوشش در بین نمونه‌های روکش دار با مقدار ۲/۷۳ کیلوهم بر سانتی‌متر مربع و ۴۲/۵ اهم بر سانتی‌متر مربع متعلق به نمونه ۱۶۲۲۷ بوده است.

واژه‌های کلیدی: جوشکاری قوسی، الکتروود روکش سخت، کمپلکس‌های کاربیدی، فولاد St37، پوشش ضد خوردگی، Fe-Cr-C-X.

* مسئول مکاتبات، پست الکترونیکی: tahmadi56@yahoo.com

Investigating Corrosion Behavior of Hard Coatings of Iron-base Electrodes Containing Carbide Elements

J. Etemadzadeh¹, T. Ahmadi^{2*}, P. Basir³ and M.R. Khanzadeh⁴

¹ Faculty of Engineering, Islamic Azad University, Shahreza, Isfahan, Iran

² Department of Biomedical Engineering, Islamic Azad University, Central Tehran Branch, Tehran, Iran

³ Department of Materials Engineering, Najafabad Branch, Islamic Azad University, Najafabad, Iran

⁴ Faculty of Engineering, Islamic Azad University, Mobarakeh, Isfahan, Iran

ABSTRACT

In this research, using the manual shielded metal arc welding (SMAW) process, a wear-resistant layer was created by AMA1600v, AMA1622v, and AMA1623v hard coating electrodes on the St37 carbon mild steel, and the effect of the number of welding passes on the microstructure and corrosion resistance of the coatings was evaluated. For this purpose, optical microscope, scanning electron microscope (SEM) equipped with Energy-dispersive X-ray spectroscopy (EDS) and X-ray diffraction (XRD) were used. The results showed a distribution of different carbide deposits in the microstructure of the coating metals. The deposits were complexes of the carbides of chromium, molybdenum, and vanadium. The results of the XRD demonstrated the presence of martensite, austenite, chromium carbide, and molybdenum carbide phases in all three coating metals. Tungsten carbide (W_2C) was observed only in the AMA1623v sample. The results of the Tafel polarization test showed that the bare and the 1622v samples had the highest corrosion current density ($15.23 \mu A/cm^2$ and $7.06 \mu A/cm^2$, respectively) among the under-studied samples, and therefore had the highest corrosion rate and the lowest corrosion resistance. Also, the results of the test showed that the corrosion current density of the 1600v sample ($6.29 \mu A/cm^2$) was higher than that obtained for the 1623v sample ($4.80 \mu A/cm^2$), which revealed the lower corrosion resistance of the 1600v sample. In addition, according to the results of the electrochemical impedance spectroscopy (EIS) analysis, the highest charge transfer resistance and coating resistance with the values of $6.3 \text{ k}\Omega \cdot \text{cm}^2$ and $68.5 \text{ Ohm} \cdot \text{cm}^2$, respectively, belonged to the 1623v sample, which was also proven by the polarization test. Moreover, the lowest charge transfer resistance and coating resistance among the coated samples with the values of $2.73 \text{ k}\Omega \cdot \text{cm}^2$ and $42.5 \text{ Ohm} \cdot \text{cm}^2$, respectively, belonged to the 1622v sample.

Keywords: Arc welding, Hard coating electrode, Carbide complexes, St37 steel, Anti-corrosion coating, Fe-Cr-C-X.

فهرست علامتها

مقاومت پلاریزاسیون بر حسب اهم در سانتی‌متر مربع	R_p	مقاومت واقعی بر حسب اهم در سانتی‌متر مربع	Z_{re}
مقاومت پوشش بر حسب اهم در سانتی‌متر مربع	R_c	مقاومت انتقال بار بر حسب کیلو اهم در سانتی‌متر مربع	R_{ct}
شیب کاتدی	β_c	مقاومت محلول بر حسب اهم در سانتی‌متر مربع	R_s
شیب آندی	β_a	ادمیتانس بر حسب زیمنس	Y_0
چگالی جریان خوردگی بر حسب میکروآمپر بر سانتی‌متر مربع	I_{corr}	ضریب غیریکنواختی سطح	N
پتانسیل خوردگی بر حسب میلی‌ولت	E_{corr}	امپدانس عنصر فاز ثابت	CPE

۱- مقدمه

سایش و خوردگی است (۱). بدین منظور، فولادهای ساده کربنی اغلب تحت عملیات سطحی قرار می‌گیرند. عملیات سطحی یا روکش کاری، فرآیندی است که در آن لایه فلزی یا ترکیب فلزی روی سطح یا لبه کار رسوب داده می‌شود (۲) و

با وجود کاربرد فراوان فولاد ساده کربنی در صنایع مختلف، این آلیاژها با نواقصی نیز مواجه هستند که از مهم ترین عیوب این دسته از آلیاژها، پایین بودن مقاومت و سختی کم آن‌ها در برابر

چند پاسه دمای بین مراحل مختلف معادل با دمای پیش گرم در جوشکاری تک مرحله‌ای می‌باشد. بنابراین عملیات چندپاسه جوشکاری نرخ سردشدن را کاهش می‌دهد. راهکار دیگر در کنترل رقت کاهش نفوذ جوش می‌باشد که در این پژوهش با در نظر گرفتن قطبیت معکوس نیز مورد توجه می‌باشد (۱۱). باید توجه داشت که با افزایش حرارت ورودی نرخ سردشدن کاهش می‌یابد. بر اساس مطالعه پیشین جعفری و همکاران (۱۲)، افزایش حرارت ورودی سبب افزایش درصد رقت می‌شود که این افزایش رقت در روکش سبب کاهش خلوص لایه رویین می‌شود. در جدول (۱) برخی از پژوهش‌های انجام شده در این زمینه به همراه نتایج آورده شده است.

تحقیقات نشان داد که افزودن عناصر مختلف کاربرد از تأثیر مستقیمی بر روی خواص مکانیکی دارد (۱۳، ۱۴، ۱۷ و ۱۸). اما تحقیقات زیادی در زمینه مقاومت به خوردگی پوشش‌های ایجاد شده توسط این روش انجام نشده است. پیش‌بینی می‌شود افزودن درصد‌های مختلفی از عناصر کاربرد از به الکترو روکش سخت علاوه بر این که باعث تأثیر بر روی سایش و خواص مکانیکی دیگر می‌شود، باعث تأثیر بر روی خواص خوردگی نیز خواهد شد. لذا بررسی خاصیت خوردگی پوشش‌های مختلف به منظور انتخاب بهترین پوشش از اهمیت بالایی برخوردار است و این موضوع به‌عنوان نوآوری این پژوهش مدنظر قرار گرفته است. بنابراین، در این پژوهش به بررسی ریزساختار و رفتار خوردگی پوشش سطحی توسط سه الکتروود ۱۶۰۰۷، ۱۶۲۲۷ و ۱۶۲۳۷ پرداخته شده است.

۲- مواد و روش تحقیق

در این تحقیق، ابتدا الکترودهای روکش سخت ۱۶۰۰۷، ۱۶۲۲۷ و ۱۶۲۳۷ بر روی سطح فولاد St37 جوشکاری شد. قطر الکترودهای نمونه ۱۶۰۰۷ و نمونه ۱۶۲۳۷، ۳/۲۵ mm و قطر الکتروود نمونه ۱۶۲۲۷، ۲/۵ mm بود. ترکیب شیمیایی فولاد و الکترودها در جدول (۲) آمده است. برای انجام سخت‌کاری سطحی ابتدا ورق فولاد St37 به

(۳). به دلیل افزایش هزینه‌های تعمیر قطعات آسیب دیده و فرسوده این فرآیند راه حلی مناسب برای ترمیم قطعات و ابزارهای فرسوده می‌باشد و علاوه بر سهولت کاربرد، توانایی ایجاد لایه‌های قطور و مقاوم را دارد (۴). یکی از مهم‌ترین کاربردهای جوشکاری به روش الکتروود دستی^۱، ایجاد یک لایه سطحی رسوب کرده بر روی فولادها و تهیه پوشش‌هایی با سختی بالا و مقاوم به سایش مطلوب می‌باشد (۵). استفاده از ترکیبات خیلی سخت و دستیابی به آلیاژهای مقاوم به سایش، باعث کاهش هزینه نگهداری، تعویض، بازیابی قطعات فرسوده و افزایش بازدهی قطعه می‌گردد. با عملیات سخت‌کاری سطحی جهت کاربردهای سایش بر روی فلزات پایه آهنی (فولاد کربنی و کم‌آلیاژ)، از آلیاژهای پایه Fe-Cr-C-X (عنصر کاربردزا) استفاده می‌شود (۶ و ۷). در سیستم آلیاژی آهن، کروم و کربن، عنصر کروم (به همراه کربن) نقش اساسی را بر عهده دارد. هدف از افزودن عنصر کروم در این سیستم آلیاژی اقتصادی بودن و ایجاد لایه‌های مقاوم به سایش و خوردگی است (۸). از آنجایی که کاربردهای کروم به وجود آمده از انجماد آلیاژ روکش از نوع کاربردهای نیمه پیوسته هستند، در سایش‌های توأم با ضربه‌های نسبتاً شدید و همچنین سایش خراشان شدید، ترک بر روی کاربردها و یا فصل مشترک کاربرد و زمینه تشکیل شده و رشد می‌کنند. اضافه کردن عنصر اضافی (X) به سیستم آلیاژی Fe-Cr-C، عمر قطعات تحت سایش را افزایش می‌دهد (۹). مباحثی نظیر رقت، حرارت ورودی و میزان سرعت سردشدن به‌عنوان یکی از اساسی‌ترین مباحث در روکش کاری مورد توجه می‌باشد که با کنترل مناسب این پارامترها می‌توان در بهبود ریزساختار جهت دستیابی به خواص مدنظر، دست یافت (۱۰). به استناد مطالعه پیشین ثابت و همکاران (۱۰)، یکی از راه‌های کنترل رقت، افزایش تعداد پاس‌های جوشکاری می‌باشد به طوری که افزایش پاس سبب کاهش رقت شده، بنابراین در لایه‌های اولی امتزاج فلز پایه با لایه رسوبی زیاد و در لایه‌های بعدی به دلیل امتزاج کمتر فلز پایه با لایه اعمالی رقت کاهش می‌یابد (۱۰). در جوشکاری‌های

جدول ۱- برخی از مطالعات انجام شده در زمینه استفاده از روکش‌های سخت جهت بهبود خواص مقاومت به خوردگی و سایش

نویسندگان	سال انتشار	موضوع	یافته‌ها	مرجع
مینگ لین و همکاران	۲۰۱۰	اثرات عناصر افزودنی بر ویژگی‌های ریزساختار و خواص مکانیکی آلیاژهای Fe-Cr-C	آلیاژهای استحکام سخت شده به وسیله ترکیبات هاپر یوتکتیک و همچنین اضافه کردن Ni در آلیاژ بور دچار کاهش استحکام و تغییر در عوامل ایجادکننده یوتکتیک می‌شود. در آلیاژهای Fe-Cr-C، مقدار زیادی M_7C_3 و یوتکتیک برای ایجاد بهترین عملکرد (سختی، مقاومت به سایش) وجود دارد.	(۱۳)
وانگ و همکاران	۲۰۱۰	اثرات Nb، V و W بر ریزساختار و مقاومت سایشی آلیاژهای سخت‌افزار Fe-Cr-C	نتایج نشان داد که با افزودن ۶ درصد نیوبوم، سختی و مقاومت به سایش روکش افزایش یافت و با افزودن مقدار کمی از وانادیوم و تنگستن سختی زیاد شد و مقاومت به سایش به طور قابل ملاحظه‌ای افزایش یافت.	(۱۴)
وارگاس و همکاران	۲۰۱۴	مطالعات بر روی رفتار خوردگی آلیاژهای سخت مقاوم در برابر سایش	نتایج نشان داد آلیاژهای سخت کاری سطحی، مقاومت خوبی در برابر خوردگی در محلول‌های قلیایی دارند و عناصر اضافه شده مانند بور، وانادیوم، نیکل و مولیبدن جهت تشکیل M_xC_y برای مقاومت به خوردگی مناسب می‌باشند.	(۱۵)
شیبه و همکاران	۲۰۱۸	خصوصیات آلیاژهای سخت بر پایه Fe-Cr-C	نتایج، سطحی عاری از ترک و ذرات ذوب نشده و منافذ در ریزساختار نشان داد. ریزساختار حاوی کاربیدهای اولیه M_7C_3 (M کروم و آهن) بود و ریزسختی بحرانی فولاد در محدوده ۲۲۰-۲۱۰ ویکرز، سخت کاری سطحی ۱ دارای ریزسختی در محدوده ۴۴۰-۴۳۳ ویکرز و سخت کاری سطحی ۲ در محدوده ۵۵۵-۵۵۰ ویکرز و سخت کاری سطحی ۳ در محدوده ۷۲۲-۷۱۸ ویکرز گزارش شد.	(۱۶)
وانگ و همکاران	۲۰۱۹	اثرات محتویات B بر روی ریزساختار و مقاومت به سایش پوشش آلیاژی هاپریوتکتیک Fe-Cr-C	نتایج نشان داد که بورید M_2B می‌تواند قبل از M_7C_3 رسوب کند و وقتی که میزان بور از ۱ درصد وزنی بیشتر باشد کاربیدهای اولیه M_7C_3 در پوشش می‌توانند به کمک عنصر بور تصفیه شوند.	(۱۷)
زنگ و همکاران	۲۰۲۰	تأثیر محتوای Nb بر ریزساختار و مقاومت به سایش پوشش‌های Fe-12Cr-xNb-4C تهیه شده توسط جوشکاری قوس الکتریکی با پلاسما	نتایج نشان داد که با افزایش محتوای نیوبوم از ۸/۹۶ درصد به ۱۲/۵۵ درصد، پوشش به تدریج از ساختار هاپریوتکتیک به ساختار نزدیک به یوتکتیک و در آخر به ساختار هیپویوتکتیک تغییر می‌کند. با افزایش مقدار نیوبوم سختی و مقاومت به سایش ابتدا افزایش سپس کاهش می‌یابد. پوشش با ۱۱/۶۵ درصد نیوبوم بالاترین مقاومت به سایش و سختی را دارد. با افزایش بیشتر نیوبوم، تجمع کاربید نیوبوم وجود دارد که این کاربیدهای درشت در پوشش منجر به شکنندگی بالای پوشش می‌شوند و ممکن است که سبب شدن ذرات کاربیدی از پوشش شوند و در نتیجه مقاومت به سایش را کاهش دهند.	(۱۸)

ادامه جدول ۱-۱

نویسندگان	سال انتشار	موضوع	یافته‌ها	مرجع
کوکامن و همکاران	۲۰۲۰	تأثیر محتوای کروم بر سایش و رفتار خوردگی فولاد آلیاژی سطحی با الکتروده	خواص مورفولوژیکی و ریزساختاری نشان داد که ریزساختار لایه از ساختار هیپریوتکتیک به ساختار هیپریوتکتیک با افزایش محتوای کروم تغییر یافته است. تست سایش نشان داد که ضرایب اصطکاک لایه‌های آلیاژی سطحی با افزایش بارهای اعمال شده و کاهش محتوای کروم در ترکیب آلیاژ $Fe_{(16-X)}CrX(B,C)_4$ کاهش می‌یابد. همچنین بسته به ترکیب لایه‌های آلیاژی، I_{corr} و E_{corr} لایه‌های پوشش داده شده از ۱/۸۱۳ به $9/965 \mu A/cm^2$ و $704/786 -$ به $745/792$ میلی‌ولت تغییر کردند. با افزایش محتوای کروم، مقاومت در برابر خوردگی لایه پوشش افزایش یافت.	(۱۹)
گومز	۲۰۲۳	تأثیر وانادیوم بر مقاومت در برابر سایش و خوردگی پوشش‌های سخت‌افزار Fe-Cr-C	افزودن وانادیم باعث تشکیل کاربیدهای VC و V_2C شد. افزایش وانادیوم و کاهش محتوای کربن باعث کاهش اندازه کاربیدهای اولیه و کسر حجمی کاربید شد. با این حال، وانادیم ریزسختی کاربید اولیه را افزایش داد. پوشش بدون وانادیم درحالی‌که حداکثر نرخ خوردگی را داشت، حداکثر سختی و مقاومت در برابر سایش را نشان داد. محتوای بهینه وانادیم ۲ درصد بود. افزودن وانادیم مقاومت در برابر خوردگی را ۳-۴ بار افزایش داد.	(۲۰)

جدول ۲- ترکیب شیمیایی فولاد ساده کربنی (St37) و الکترودهای مصرفی برحسب درصد وزنی

ماده	کربن	سیلیسیوم	گوگرد	فسفر	منگنز	کروم	مولیبدن	وانادیوم	تنگستن	آهن
St37	۰/۰۸	۰/۱۸	۰/۰۱	۰/۰۱	-	-	-	-	-	پایه
۱۶۰۰۷	۰/۵	۰/۴	-	-	۰/۳	۷	۰/۵	۰/۵	-	پایه
۱۶۲۲۷	۰/۲	۰/۵	-	-	۰/۴	۲/۸	-	-	-	پایه
۱۶۲۳۷	۰/۵	۰/۹	-	-	۰/۴	۶/۵	۰/۴۵	۰/۶	۱/۳	پایه

$$HI = \frac{EIF}{V} \quad (1)$$

در این معادله E ولتاژ قوس برحسب ولت، I شدت جریان برحسب آمپر، V سرعت جوشکاری برحسب میلی‌متر بر ثانیه و F بازده قوس می‌باشد.

پس از جوشکاری نمونه‌ها، از سطح ورق جوشکاری شده، نمونه‌هایی به ابعاد 10×10 میلی‌متر مربع جهت متالوگرافی تهیه شد. نمونه‌ها با استفاده از وایرکات بریده شده و سپس توسط

ابعاد $(100 \times 100 \times 10 \text{ mm}^3)$ تهیه شد. سپس سطح این ورق‌ها سنگزنی شده و توسط استون چربی‌زدایی شد. جهت جوشکاری از فرآیند جوشکاری قوسی با الکتروده دستی برای هر سه نمونه استفاده شد. جوشکاری در وضعیت تخت و در شرایط ارائه شده در جدول (۳) انجام گرفت. به‌منظور نام‌گذاری نمونه‌ها از نام الکتروده مصرفی استفاده شد. محاسبه حرارت ورودی مطابق پارامترهای پژوهش: براساس بازده ۰/۸ در جوشکاری قوس الکتروده دستی و معادله (۱) محاسبه شد.

جدول ۳- مشخصات نمونه‌ها و پارامترهای جوشکاری

نمونه	شماره	فرایند جوشکاری	اختلاف پتانسیل (ولت)	شدت جریان (آمپر)	سرعت جوشکاری (میلی‌متر بر ثانیه)	میانگین حرارت ورودی (کیلو ژول بر میلی‌متر)	قطبیت
	۱	SMAW	۲۸/۵	۱۰۷/۵	۲/۹۱		
۱۶۰۰۷	۲	SMAW	۲۸/۵	۱۰۷/۵	۲/۹۱	۰/۸۴۲	DCEP
	۳	SMAW	۲۸/۵	۱۰۷/۵	۲/۹۱		
	۱	SMAW	۲۸/۵	۱۰۰	۳/۶۶		
۱۶۲۲۷	۲	SMAW	۲۸/۵	۱۰۰	۳/۶۶	۰/۶۲۲	DCEP
	۳	SMAW	۲۸/۵	۱۰۰	۳/۶۶		
	۱	SMAW	۲۸/۵	۱۰۷/۵	۲/۹۱		
۱۶۲۳۷	۲	SMAW	۲۸/۵	۱۰۷/۵	۲/۹۱	۰/۸۴۲	DCEP
	۳	SMAW	۲۸/۵	۱۰۷/۵	۲/۹۱		

آزمایشات الکتروشیمیایی با استفاده از دستگاه EG&G مدل M1025 ساخت کشور آمریکا و با نرم‌افزار ۲,۲۰,۰ Power suit انجام شد. آزمون پلاریزاسیون با نرخ روبش ۱ mV/s از پتانسیل ابتدایی ۲۵۰mV- پایین تر از پتانسیل مدار باز تا پتانسیل نهایی ۲۵۰mV بالاتر از پتانسیل مدار باز جهت تعیین پتانسیل و جریان خوردگی انجام شد (ASTM G59-97). آزمون طیف‌سنجی امپدانس الکتروشیمیایی^۴ در محدوده فرکانس KHz ۱۰۰ تا ۱۰ mHz و با دامنه ۱۰ mV حول پتانسیل مدار باز با استفاده از دستگاه EG&G مدل M1025 انجام شد و از نرم‌افزار Z simp Win ۳,۲۲ به منظور تحلیل نتایج EIS استفاده شد. مدت زمان رسیدن به حالت پایدار ۹۰ دقیقه در نظر گرفته شد (ASTM G ۱۰۶).

۳- نتایج و بحث

۳-۱- بررسی ریزساختاری تصاویر میکروسکوپی نوری

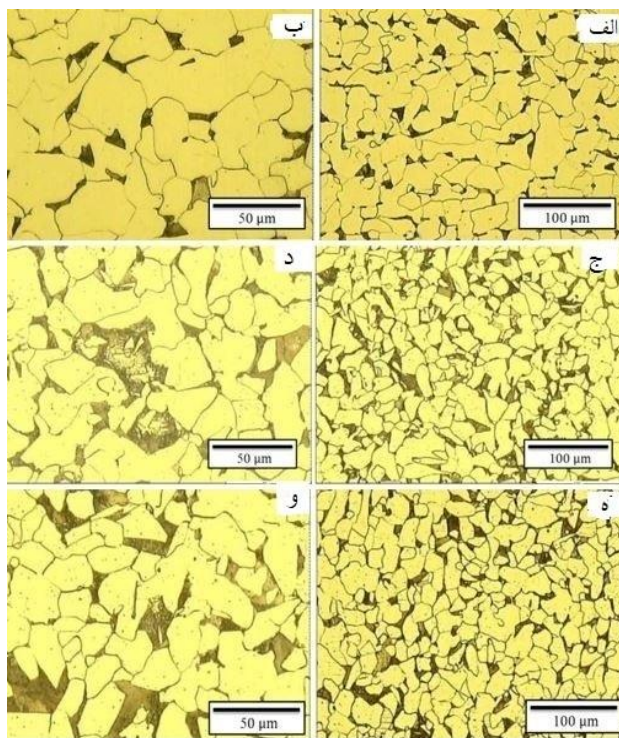
۳-۱-۱- ریزساختار فلز پایه

تصاویر میکروسکوپی نوری فلز پایه سه نمونه پوشش در شکل (۱) آورده شده است. با توجه به درصد کربن زیرلایه ریزساختار فریتی-پرلیتی در سه نمونه دیده می‌شود.

سمباده‌های ۶۰، ۸۰، ۱۰۰، ۴۰۰، ۸۰۰، ۱۲۰۰، ۱۵۰۰، ۲۰۰۰، ۲۵۰۰، ۳۰۰۰ پولیش شد. پولیش نهایی توسط خمیر الماسه انجام و سرانجام نمونه‌ها توسط محلول نایتال اچ شدند. برای مطالعه و بررسی ریز ساختار از دستگاه میکروسکوپ نوری MEIJI TESCAN مدل IMV۲۰۰ و میکروسکوپ الکترونی روبشی مجهز به سیستم الکترون برگشتی TESCAN مدل MIRA3 استفاده شد. همچنین به منظور تعیین درصد عناصر نواحی مختلف و کاربیدها جهت تشخیص بهتر ریزساختار، آنالیز طیف‌سنجی انرژی پرتو ایکس^۲ انجام شد.

جهت شناسایی فازهای ایجاد شده، آزمون پراش پرتو ایکس توسط دیفراکتومتر مدل ASENWAR.XRD با زاویه ۱۰ تا ۱۱۰ درجه و اشعه Cu K α انجام شد. بدین منظور دستگاه جهت روبش نمونه از زاویه ۵ تا ۹۰ درجه با اندازه گام‌های ۰/۱۵ درجه و زمان توقف ۸ ثانیه برای هر پله تنظیم شد.

به منظور انجام آزمون خوردگی فلزات جوش در محلول ۳/۵ درصد سدیم کلرید از یک پیل الکتروشیمیایی سه الکترودی با ظرفیت ۵۰۰ mL الکترولیت استفاده شد. برای این منظور از الکتروود کالومل فوق اشباع^۳ به عنوان الکتروود مرجع و الکتروود پلاتین به منظور الکتروود کمکی استفاده شد. همه



شکل ۱- تصاویر میکروسکوپی نوری فلز پایه سه نمونه پوشش (الف-ب)، (ج-د)، (ه-و: ۱۶۲۳۷) و (و: ۱۶۲۲۷).

۳-۱-۲- ریزساختار ناحیه متأثر از حرارت نزدیک فلز پایه و

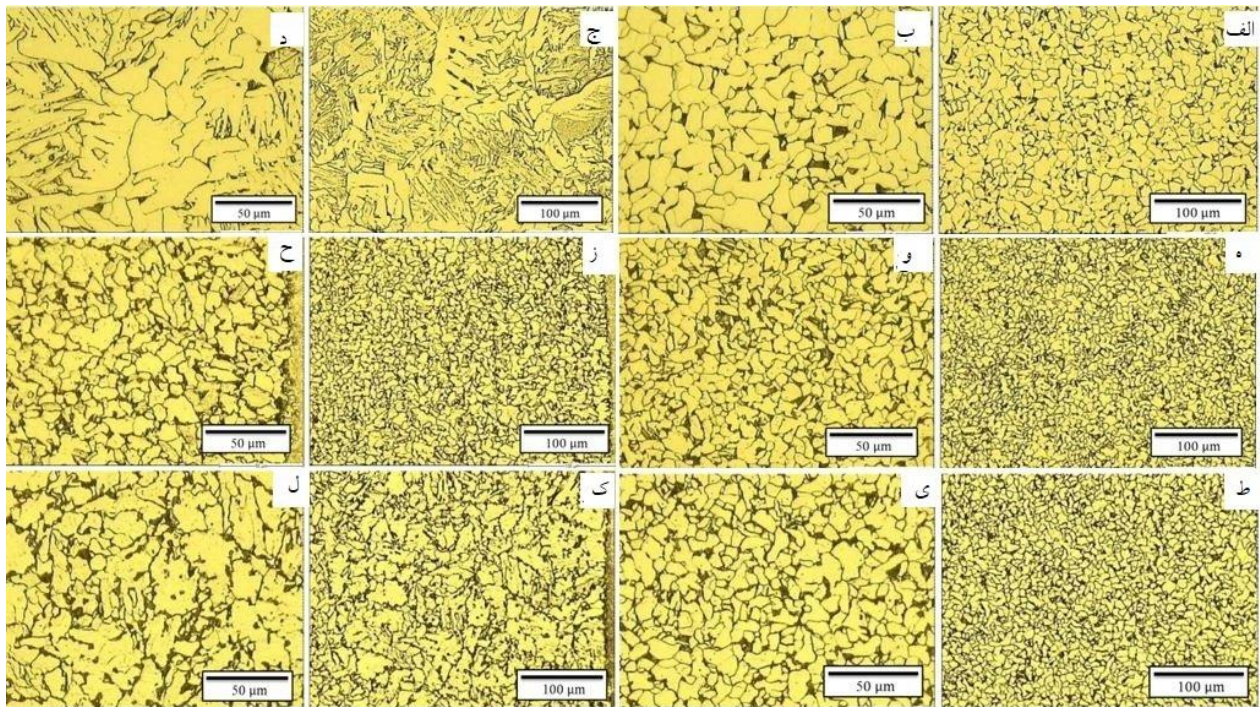
فلز جوش پوشش‌ها

ریزساختار ناحیه متأثر از حرارت ریزدانه نزدیک فلز پایه^۵ و ناحیه متأثر از حرارت درشت دانه نزدیک فلز جوش^۶ برای سه نمونه پوشش در شکل (۲) نشان داده شده است.

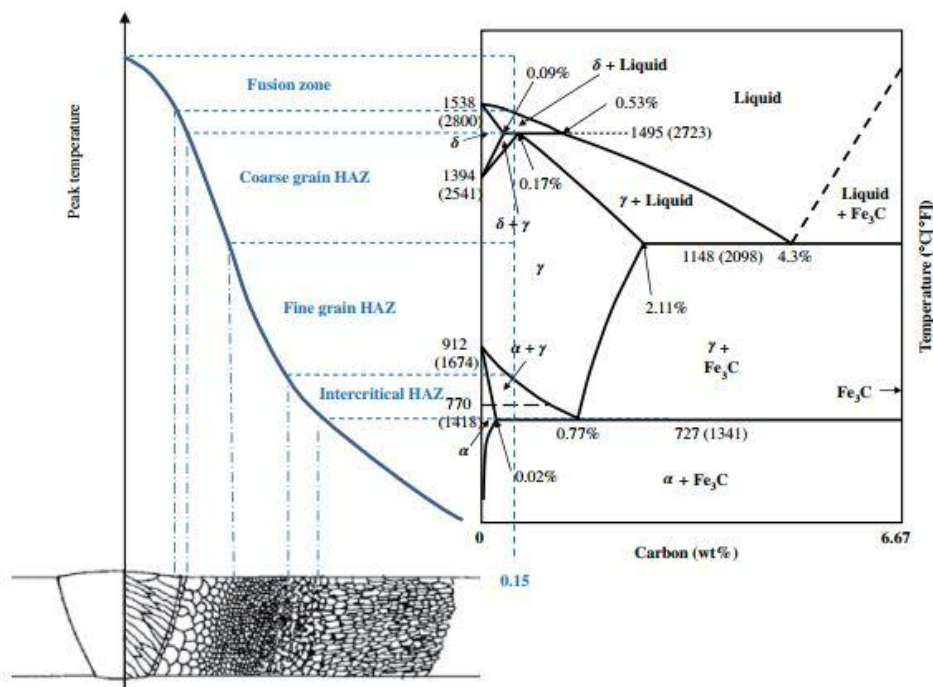
ریزساختار ناحیه متأثر از حرارت نزدیک فلز پایه برای نمونه ۱۶۰۰۷ به صورت فریتی- پرلیتی ریز (ریزتر از فریت- پرلیت های فلز پایه) است. دلیل ایجاد این نوع ریزساختار به علت تأثیر حرارت ناشی از جوشکاری در این ناحیه می‌باشد. حرارت ورودی در طی عملیات روکش کاری فولادها، شدیداً اثر می‌گذارد به طوری که رشد دانه در منطقه نزدیک خط ذوب را به مقدار قابل توجهی افزایش می‌دهد که این رشد دانه می‌تواند بر استحکام، انعطاف‌پذیری و مقاومت به خوردگی آلیاژها تأثیر بگذارد. ریزساختار ناحیه متأثر از حرارت^۷ نزدیک فلز جوش در نمونه ۱۶۰۰۷ شامل فریت‌های ویدمن‌اشتاتن به رنگ روشن و پرلیت به رنگ سیاه می‌باشد. دیده می‌شود که دانه‌های فریت ویدمن‌اشتاتن از مرزدانه‌ها رشد کرده و به داخل

دانه امتداد پیدا کرده‌اند. وجود تفاوت در ریزساختار ناحیه متأثر از حرارت در فلز پایه فولاد کربنی را می‌توان با توجه به شکل (۳) تشریح کرد. در ناحیه FGHAZ از منطقه HAZ دما به اندازه محدوده مشخص شده در شکل (ناحیه Fine Grain HAZ) بالا می‌رود. در این محدوده دمایی دانه‌های قبلی فلز پایه به‌طور کامل حل شده و ریزساختار آستنیتی کامل به‌وجود می‌آید. در ادامه با سرد شدن از این ناحیه به‌علت عدم وجود زمان کافی دانه‌های ریز جوانه‌زنی می‌کنند و این ناحیه از HAZ تشکیل می‌شود.

در ناحیه CGHAZ محدوده دمایی هنگام جوشکاری به‌اندازه محدوده CGHAZ نشان داده شده در شکل (۳) خواهد بود. در این دما ریزساختار به‌صورت کاملاً آستنیتی است. با سرد شدن از این محدوده با توجه به وجود دمای بالا و انتقال حرارت زیاد، سرعت سرمایش بیشتر از ناحیه FGHAZ خواهد بود. در این حالت زمان کافی برای تشکیل ریزساختار فریتی- پرلیتی وجود نخواهد داشت. بنابراین، همان‌طور که ذکر شد، ریزساختار به‌صورت فریت‌های ویدمن‌اشتاتن- پرلیت خواهد بود.



شکل ۲- تصاویر ریزساختار میکروسکوپی نوری ناحیه متأثر از حرارت پوشش‌ها: (پوشش ۱۶۰۰۷: الف-ب: نزدیک فلز پایه، ج-د: نزدیک فلز جوش) - (پوشش ۱۶۲۲۷: ه-و: نزدیک فلز پایه، ز-ح: نزدیک فلز جوش) - (پوشش ۱۶۲۳۷: ط-ی: نزدیک فلز پایه، ک-ل: نزدیک فلز جوش).



شکل ۳- رابطه بین ریزساختار مناطق مختلف نمونه جوشکاری شده فولاد کربنی و دماهای نواحی مختلف در هنگام جوشکاری توسط دیاگرام آهن - کربن.

۳-۱-۳-۱- ریزساختار پوشش ۱۶۰۰۷

با دقت در ریزساختار پوشش ۱۶۰۰۷ در پاس سوم (رویه) مشاهده می‌شود که ریزساختار شامل آستنیت باقیمانده در زمینه مارتنزیت به همراه مناطق نقطه‌ای ریز کاربید می‌باشد. با توجه به وجود کربن به میزان ۰/۵ درصد و همچنین وجود عناصر تسریع‌کننده استحاله مارتنزیتی (کروم، مولیبدن و وانادیوم)، وجود فاز مارتنزیت در ریزساختار قابل توجیه می‌باشد. در فولادهایی که درصد عناصر بالایی دارند تنها کربن ملاک تشکیل مارتنزیت نمی‌تواند باشد. در چنین فولادهایی باید مقدار کربن معادل^۱ محاسبه شود و میزان سختی پذیری فولاد با این معیار سنجیده شود. براساس معادله (۲) میزان کربن معادل محاسبه شد.

$$CE = C + \frac{Mn + Si}{6} + \frac{Ni + Cu}{15} + \frac{Cr + Mo + V}{5} \text{ Wt\%} \quad (2)$$

میزان کربن معادل در فلز پوشش نمونه ۱۶۰۰۷ برابر ۲/۲۱ درصد وزنی به دست آمد. بالا بودن مقدار کربن معادل نشان‌دهنده سختی‌پذیری بالای این فلز جوش می‌باشد و در نتیجه تشکیل مارتنزیت کاملاً منطقی است. از طرف دیگر درصد بالای کربن معادل باعث کاهش دمای شروع استحاله مارتنزیتی شده و در نتیجه آستنیت باقیمانده در ساختار تشکیل می‌شود. وجود عناصر کاربیدزا مانند کروم و وانادیوم نیز باعث به وجود آمدن کاربیدهای ریز در ریزساختار می‌شود. علاوه بر موارد فوق، با توجه به سرعت انتقال حرارت بسیار بالا در هنگام پوشش کاری (به دلیل اعمال پوشش بر روی فلز پایه سرد)، وجود ریزساختار مارتنزیتی و آستنیت باقیمانده دور از انتظار نیست.

در پاس اول جوش پوشش ۱۶۰۰۷ نیز مشاهده می‌گردد که اعمال سیکل‌های حرارتی پاس‌های دوم و سوم بر روی پاس اول باعث تمپر شدن مارتنزیت‌های فلز پوشش شده است. مشاهده می‌شود، مارتنزیت‌ها به صورت تمپر شده در ریزساختار وجود دارند. پدیده دیگر ایجاد شده در ریزساختار، ایجاد مرزانه‌های انجمادی در فلز پوشش است. اثرات سیکل‌های حرارتی پاس‌های بعدی بر روی پاس اول باعث قابل رؤیت شدن این مرزانه‌ها شده است.

ریزساختار ناحیه HAZ نزدیک فلز پایه در نمونه ۱۶۲۲۷ به صورت فریتی-پرلیتی بسیار ریز می‌باشد که مشابه ریزساختار ناحیه HAZ نزدیک فلز پایه (FGHAZ) نمونه ۱۶۰۰۷ است.

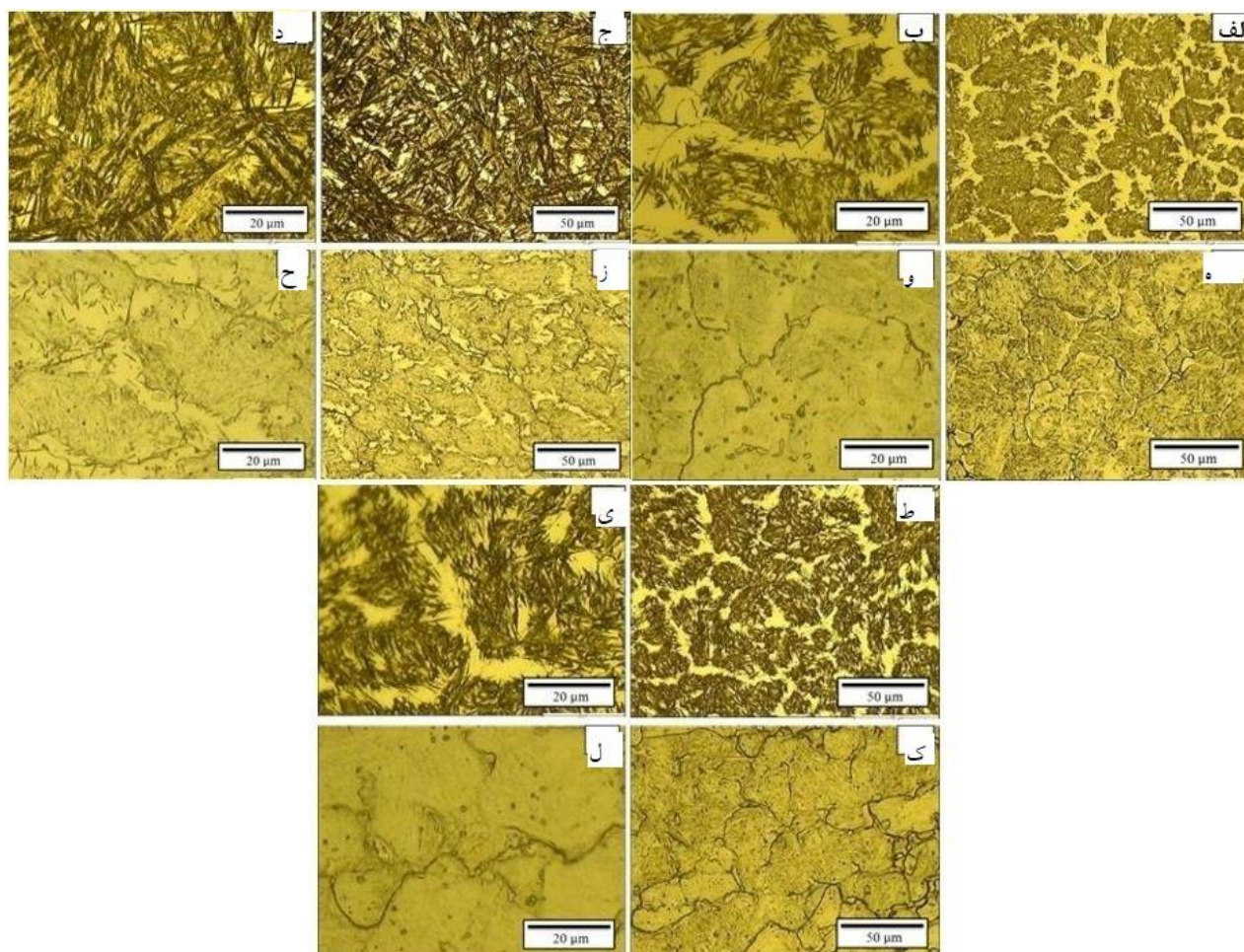
ریزساختار ناحیه HAZ نزدیک فلز جوش در نمونه ۱۶۲۲۷ به صورت فریت ویدمن اشتاتن و پرلیت بود، در نمونه ۱۶۲۲۷ ریزساختار این ناحیه مشابه ناحیه HAZ نزدیک فلز پایه به صورت فریتی-پرلیتی ریز می‌باشد. دلیل تشکیل این نوع ریزساختار در این ناحیه می‌تواند ناشی از حرارت ناشی از سیکل‌های حرارتی پاس‌های بعدی باشد. سیکل‌های حرارتی ناشی از پاس‌های بعدی به عنوان عملیات حرارتی پس از جوشکاری عمل می‌کنند و باعث می‌شود ریزساختار ناپایدار فریت ویدمن اشتاتن پرلیت، به ریزساختار پایدار فریتی-پرلیتی همگن تبدیل شود. احتمال دارد نمونه‌گیری در نمونه ۱۶۰۰۷ از پاس رویی بوده باشد و نمونه‌گیری در نمونه ۱۶۲۲۷ از پاس زیری انجام شده باشد.

ریزساختار ناحیه HAZ نزدیک فلز پایه در پوشش ۱۶۲۳۷ مشابه دو پوشش ۱۶۰۰۷ و ۱۶۲۲۷ به صورت فریتی-پرلیتی ریز می‌باشد که در اثر حرارت ناشی از سیکل‌های جوشکاری ایجاد شده است.

ریزساختار ناحیه HAZ نزدیک فلز جوش در نمونه ۱۶۲۳۷ به صورت دانه‌های بزرگ فریت ویدمن اشتاتن و دانه‌های ریز پرلیت است. ریزساختار این ناحیه از نمونه ۱۶۲۳۷ تقریباً مشابه ریزساختار ناحیه HAZ نزدیک فلز جوش در نمونه ۱۶۰۰۷ است، اما در نمونه ۱۶۰۰۷ فریت‌های ویدمن اشتاتن خشن‌تر از نمونه ۱۶۲۳۷ بودند. دلیل این موضوع نیز تأثیر سیکل‌های حرارتی پاس‌های جوشکاری و همچنین محل نمونه‌گیری (نمونه متالوگرافی) می‌باشد.

۳-۱-۳-۲- بررسی ریزساختار تصاویر میکروسکوپی نوری پوشش‌ها

ریزساختار فلز جوش پوشش‌ها در شکل (۴) نشان داده شده است.



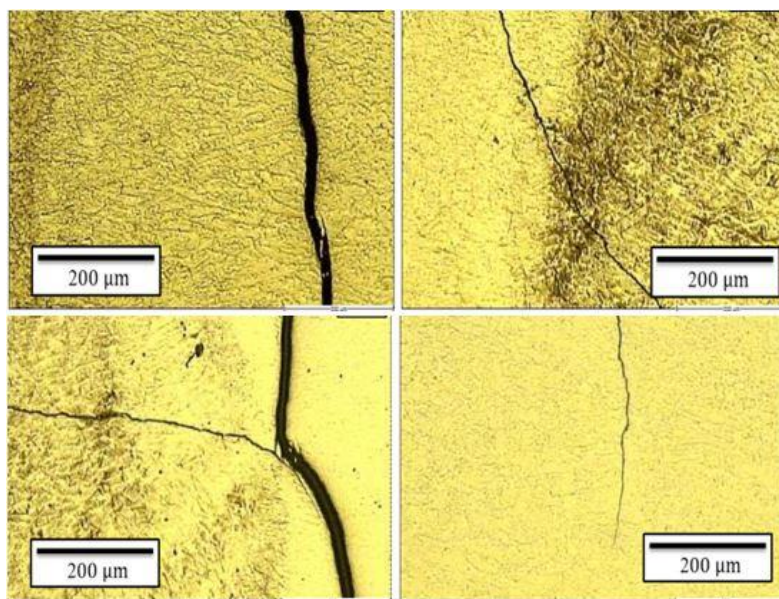
شکل ۴- تصاویر ریزساختار پوشش‌ها در پاس رویی (پاس سوم): الف-ب: ۱۶۰۰۷، ج-د: ۱۶۲۲۷، ط-ی: ۱۶۲۳۷
پاس زیری (پاس اول): ه-و: ۱۶۰۰۷، ز-ح: ۱۶۲۲۷، ک-ل: ۱۶۲۳۷.

۳-۱-۳-۲- ریزساختار پوشش ۱۶۲۲۷

ریزساختار میکروسکوپی نوری فلز پوشش نمونه ۱۶۲۲۷ در پاس رویه (پاس سوم) شامل آستنیت باقیمانده در زمینه مارتنزیت‌های سوزنی و بشقابی خشن زمینه می‌باشد. میزان کربن معادل فلز پوشش ۱۶۲۲۷، ۱/۲۱ درصد به دست آمد. با توجه به کم بودن درصد کربن معادل نمونه ۱۶۲۲۷ نسبت به نمونه ۱۶۰۰۷ انتظار می‌رفت که مارتنزیت‌های ایجاد شده در نمونه ۱۶۲۲۷ ریزتر و ملایم‌تر از مارتنزیت‌های ایجاد شده در نمونه ۱۶۰۰۷ باشد اما عکس این موضوع مشاهده شد. دلیل این موضوع متفاوت بودن قطر الکترودهای مورد استفاده در این دو نمونه است. کوچک بودن قطر الکتروود در نمونه ۱۶۲۲۷

باعث شده است که جریان جوشکاری این نمونه نیز کمتر از نمونه ۱۶۰۰۷ باشد. بنابراین، حرارت ورودی در نمونه ۱۶۲۲۷ کمتر از نمونه ۱۶۰۰۷ بوده است. این موضوع باعث افزایش سرعت انتقال حرارت در هنگام جوشکاری می‌شود و در نتیجه مارتنزیت‌های ایجاد شده خشن‌تر ایجاد می‌شوند.

ریزساختار فلز پوشش ۱۶۲۲۷ در پاس زیری (پاس اول)، شامل مارتنزیت‌های تمپر شده (در نتیجه اعمال حرارت ناشی از سیکل‌های قبلی) به همراه آستنیت باقیمانده می‌باشد. با دقت در شکل (۴) مشاهده می‌شود که برعکس فلز پوشش ۱۶۰۰۷، در این فلز پوشش کاربیدهای ریز زیادی مشاهده نمی‌شود. دلیل این موضوع کمتر بودن تعداد و درصد عناصر کاربیدزا در این



شکل ۵- ترک مشاهده شده در نواحی مختلف ریزساختار پوشش ۱۶۲۲۷.

وزنی). این موضوع نیز دلیل دیگری برای مشابه بودن ساختار میکروسکوپی این دو فلز پوشش می‌باشد. تفاوت اصلی این دو پوشش در وجود عنصر تنگستن در نمونه ۱۶۲۳۷ می‌باشد. ریزساختار میکروسکوپی نوری فلز پوشش نمونه ۱۶۲۳۷ در پاس زیری (پاس اول)، شامل مارتنزیت‌های تمپر شده ناشی از حرارت ناشی از پاس‌های جوشکاری بعدی، آستنیت باقیمانده و نقاط ریز کاربرد می‌باشد. همچنین در این ناحیه مرزخانه‌های انجمادی فلز پوشش نیز به وضوح قابل مشاهده هستند که در نتیجه همان سیکل‌های حرارتی نمایان شده‌اند.

۲-۳- بررسی‌های ریزساختاری تصاویر میکروسکوپی الکترونی روشی^۹ پوشش‌ها

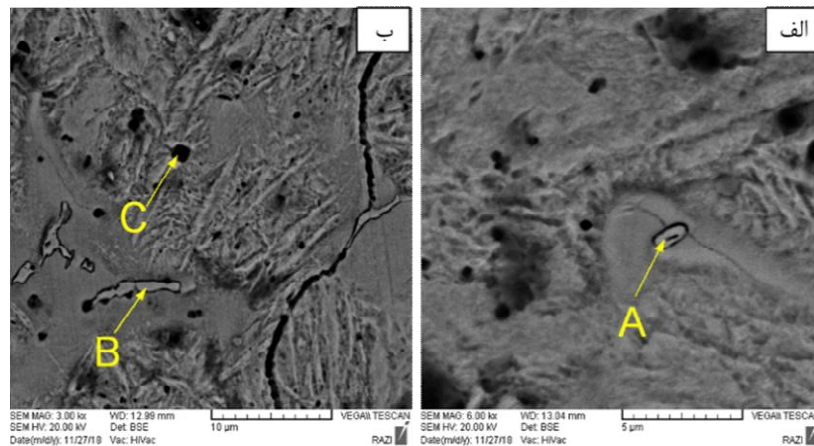
۱-۲-۳- بررسی نتایج SEM و EDS پوشش ۱۶۰۰۷ ریزساختار میکروسکوپی نوری فلز پوشش نمونه ۱۶۲۳۷ در پاس رویه (پاس سوم) شامل آستنیت باقیمانده در زمینه مارتنزیت است. ریزساختار این فلز پوشش مشابه ریزساختار فلز پوشش نمونه ۱۶۰۰۷ است، که یکی از دلایل مشابهت می‌تواند ناشی از قطر یکسان الکتروود مورد استفاده برای هر دو پوشش باشد.

نمونه می‌باشد. در فلز پوشش ۱۶۲۲۷ تنها عنصر کاربیدزای کروم به میزان ۲/۸ درصد وجود دارد درحالی‌که در فلز پوشش ۱۶۰۰۷ علاوه بر کروم به میزان ۷ درصد، عناصر کاربیدزا مولیبدن و وانادیوم نیز وجود دارند. مطابق شکل (۵) پدیده دیگری که در فلز پوشش ۱۶۲۲۷ ایجاد شده بود، وجود ترک در ناحیه جوش بود. دلیل ایجاد ترک در این نمونه تشکیل مارتنزیت‌های سوزنی و بشقابی خشن در نتیجه کمتر بودن حرارت ورودی و قطر الکتروود می‌باشد.

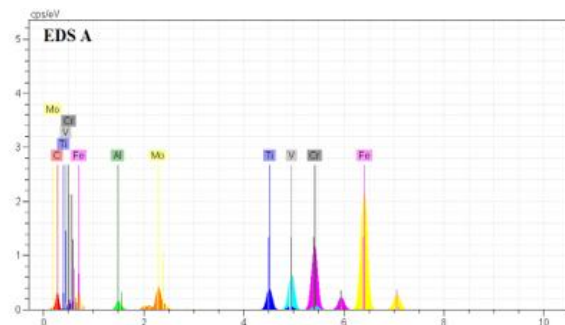
۱-۳-۳- ریزساختار پوشش ۱۶۲۳۷

ریزساختار میکروسکوپی نوری فلز پوشش نمونه ۱۶۲۳۷ در پاس رویه (پاس سوم) شامل آستنیت باقیمانده در زمینه مارتنزیت است. ریزساختار این فلز پوشش مشابه ریزساختار فلز پوشش نمونه ۱۶۰۰۷ است، که یکی از دلایل مشابهت می‌تواند ناشی از قطر یکسان الکتروود مورد استفاده برای هر دو پوشش باشد.

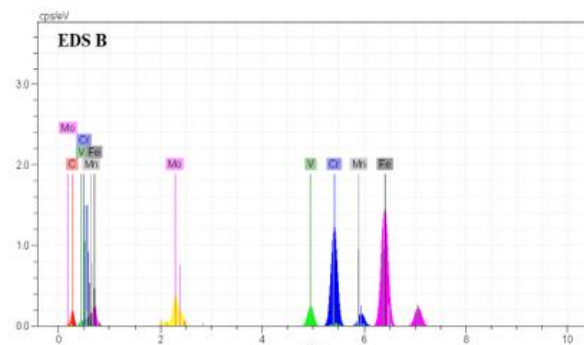
میزان کربن معادل فلز پوشش ۱۶۲۳۷، ۲/۲۲ درصد وزنی به‌دست آمد که مشابه نمونه پوشش ۱۶۰۰۷ بود (۲/۲۱ درصد



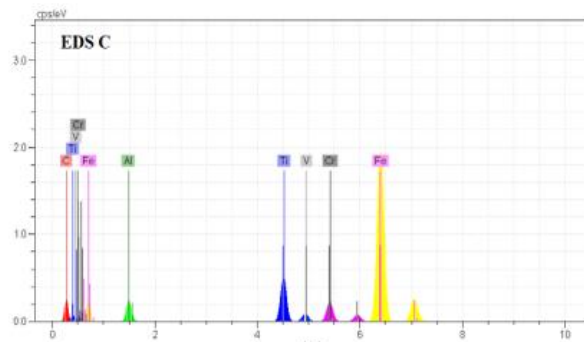
Element	Series	unn. C [wt.-%]	norm. C [wt.-%]	Atom. C [at.-%]
Carbon	K series	5.56	6.13	22.86
Aluminium	K series	1.78	1.96	3.25
Titanium	K series	3.97	4.38	4.10
Vanadium	K series	7.80	8.59	7.55
Chromium	K series	16.86	18.57	15.99
Iron	K series	48.94	53.91	43.23
Molybdenum	L series	5.87	6.47	3.02
Total: 90.8 %				



Element	Series	unn. C [wt.-%]	norm. C [wt.-%]	Atom. C [at.-%]
Carbon	K series	4.39	4.28	17.43
Vanadium	K series	4.39	4.28	4.11
Chromium	K series	25.99	25.38	23.86
Manganese	K series	0.91	0.89	0.79
Iron	K series	57.70	56.34	49.31
Molybdenum	L series	9.04	8.83	4.50
Total: 102.4 %				



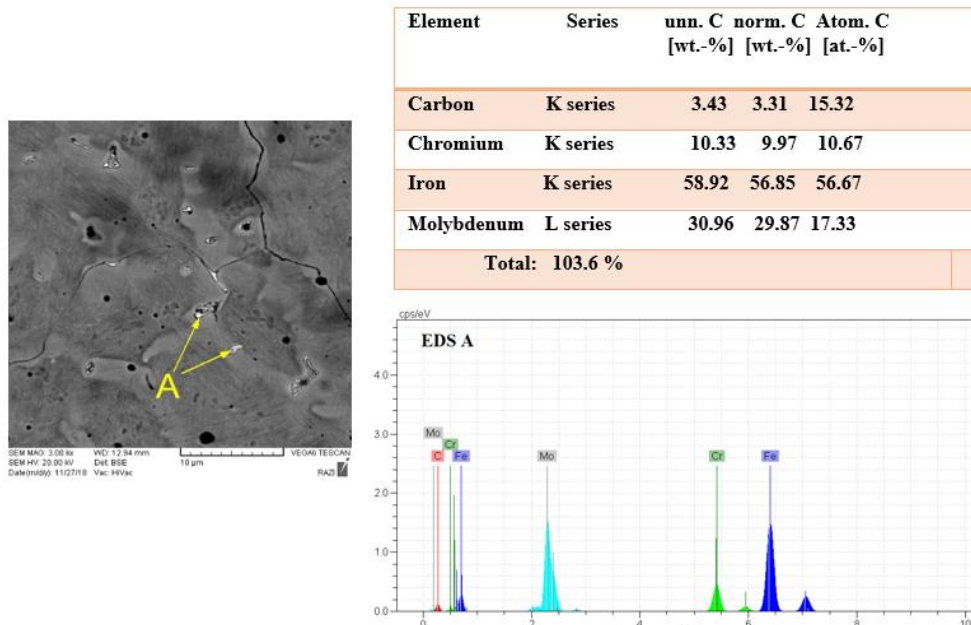
Element	Series	unn. C [wt.-%]	norm. C [wt.-%]	Atom. C [at.-%]
Carbon	K series	7.20	8.39	28.61
Aluminium	K series	3.02	3.53	5.35
Titanium	K series	7.73	9.01	7.71
Vanadium	K series	0.42	0.49	0.39
Chromium	K series	4.54	5.30	4.17
Iron	K series	62.87	73.29	53.76
Total: 85.8 %				



شکل ۶- تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی پوشش $1600\times$ و EDS نقاط مشخص شده A، B و C در ریزساختار.

بالای درصد اتمی عنصر کربن (۲۲/۸۶ درصد اتمی) تأیید دیگری برای کاربرد بودن این ناحیه است. به علت این که عناصر

شیمیایی این ناحیه و همچنین وجود درصد بالای کربن نشان‌دهنده کاربرد بودن این نقطه است. علاوه بر این، مقدار



شکل ۷- تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی پوشش ۱۶۲۲۷ و EDS نقاط مشخص شده A در ریزساختار.

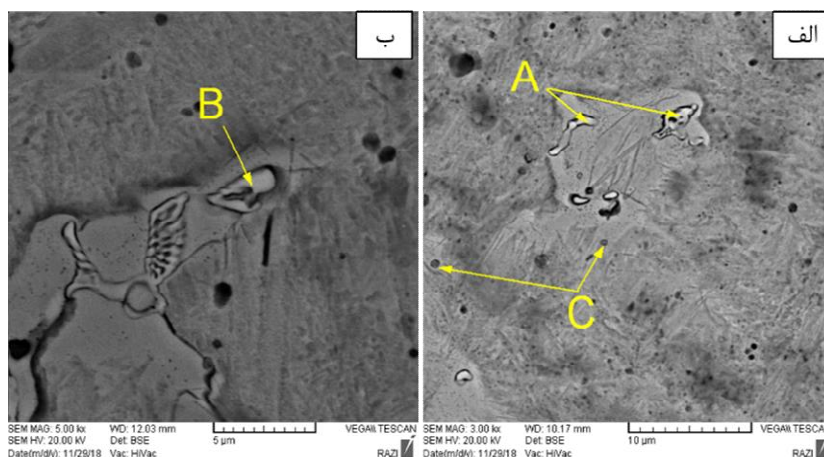
۳-۲-۲- بررسی نتایج SEM و EDS پوشش ۱۶۲۲۷

نتایج آنالیز EDS از نقطه A در شکل (۷) نشان داده شده است. ریزساختار پوشش ۱۶۲۲۷ متشکل از کاربیدهای ریز سفید رنگ کمپلکس (حاوی کروم، مولیبدن) می‌باشد. فلز پوشش نمونه ۱۶۲۲۷ به‌علت داشتن درصد کمتر عناصر کاربیدزا و همچنین به‌علت کمتر بودن میزان کربن معادل این فلز پوشش نسبت به دو فلز پوشش دیگر، دارای میزان کاربیدهای کمتری نسبت به دو نمونه پوشش دیگر می‌باشد.

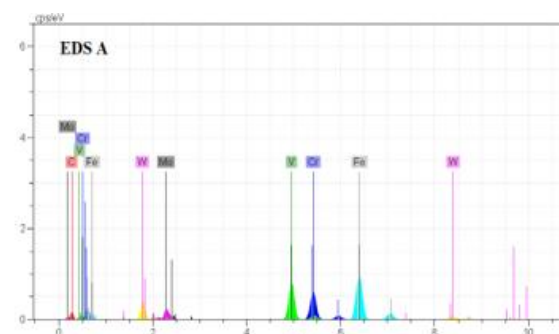
۳-۲-۳- بررسی نتایج SEM و EDS پوشش ۱۶۲۳۷

نتایج آنالیز EDS از نقطه‌های A, B, C در شکل (۸) نشان داده شده است. ریزساختار میکروسکوپی الکترونی پوشش ۱۶۲۳۷ مشابه تصاویر میکروسکوپ نوری شامل آستنیت باقیمانده، مارتنزیت و کاربید می‌باشد. نتایج آنالیز EDS از ناحیه A نشان‌دهنده کاربیدهای کمپلکس حاوی تنگستن، وانادیوم، کروم و مولیبدن می‌باشد. به‌علت وجود عنصر تنگستن در ترکیب شیمیایی الکتروود ۱۶۲۳۷، کاربیدهای کمپلکس ایجاد شده در این فلز پوشش شامل تنگستن نیز می‌باشند که در نمونه‌های قبل

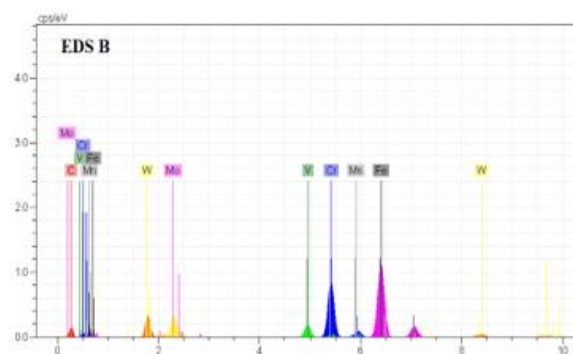
کاربیدزا مختلف در ساختار این ناحیه حضور دارند می‌توان گفت این نقطه کاربید کمپلکس از کروم، وانادیوم، مولیبدن و تیتانیوم می‌باشد. نتایج آنالیز EDS از نقطه B در شکل (۶) نشان داده شده است. این ناحیه نیز مشابه ناحیه A کاربید کمپلکس از کروم، وانادیوم و مولیبدن است. نتایج آنالیز EDS از نقطه C در شکل (۶) نشان داده شده است. این نقطه نیز به‌دلیل درصد بالای کربن و حضور عناصر کاربیدزا، کاربید کمپلکسی از تیتانیوم، کروم و وانادیوم است. دلیل وجود درصد بالای عنصر آهن در نتایج آنالیز هر سه کاربید، می‌تواند به‌علت این موضوع باشد که به‌دلیل ریز بودن کاربیدها، هنگام انجام آنالیز، پرتو الکترونی مقداری از فلز پایه اطراف را نیز دربر گرفته و اطلاعات مربوط به آن نقاط نیز توسط دتکتور دریافت شده است. موضوع دیگر قابل بررسی متمایز بودن رنگ (روشن و تاریک) برخی نقاط از کاربیدها می‌باشد. کاربیدهای کمپلکس حاوی عناصر سنگین (عناصر با عدد اتمی بیشتر) به رنگ روشن و کاربید کمپلکس‌های متشکل از عناصر سبک‌تر به رنگ تیره مشاهده می‌شوند.



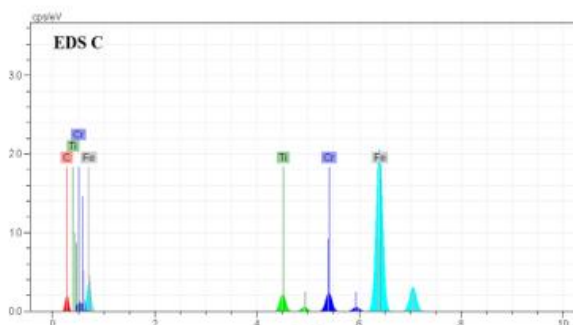
Element	Series	unn. C [wt.-%]	norm. C [wt.-%]	Atom. C [at.-%]
Carbon	K series	4.19	4.23	19.08
Vanadium	K series	17.72	17.86	19.01
Chromium	K series	14.87	14.99	15.63
Iron	K series	38.34	38.64	37.52
Molybdenum	L series	5.88	5.93	3.35
Tungsten	L series	18.21	18.35	5.41
Total: 99.2 %				



Element	Series	unn. C [wt.-%]	norm. C [wt.-%]	Atom. C [at.-%]
Carbon	K series	4.82	4.98	21.09
Vanadium	K series	4.02	4.15	4.15
Chromium	K series	20.82	21.53	21.05
Manganese	K series	1.60	1.65	1.53
Iron	K series	47.97	49.60	45.17
Molybdenum	L series	7.68	7.94	4.21
Tungsten	L series	9.80	10.14	2.80
Total: 96.7 %				



Element	Series	unn. C [wt.-%]	norm. C [wt.-%]	Atom. C [at.-%]
Carbon	K series	5.62	6.10	23.00
Titanium	K series	3.56	3.87	3.66
Chromium	K series	4.49	4.87	4.24
Iron	K series	78.48	85.17	69.09
Total: 92.2 %				



شکل ۸- تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی پوشش ۱۶۲۳۷ و EDS نقاط مشخص شده A، B و C در ریزساختار.

نقطه B مشابه نقاط A شامل عناصر کاربیدزا تنگستن، وانادیوم، کروم و مولیبدن و میزان کمی منگنز می‌باشد که در حضور این

مشاهده نشد. کاربید تنگستن باعث افزایش سختی و مقاومت به سایش فلز روکش سخت شده می‌شود. نتایج آنالیز EDS از

جدول ۴- نتایج فازی XRD نمونه‌ها

نمونه	فازهای موجود
۱۶۰۰۷	مارتنزیت، آستنیت، کاربید مولیبدن، کاربید کروم
۱۶۲۲۷	مارتنزیت، آستنیت، کاربید مولیبدن، کاربید کروم
۱۶۲۳۷	مارتنزیت، آستنیت، کاربید مولیبدن، کاربید کروم، کاربید تنگستن

تیتانیوم و همچنین شدت بالای پیک مربوط به فاز مارتنزیت، پیک‌های مربوط به این کاربیدها در نتایج آزمون پراش پرتو ایکس این نمونه مشاهده نشد.

تفاوتی که آنالیز آزمون پراش پرتو نمونه ۱۶۲۲۷ با نمونه ۱۶۰۰۷ دارد، شدت بالاتر پیک مربوط به فاز مارتنزیت است. به‌علت کمتر بودن میزان کربن معادل و همچنین به‌علت کمتر بودن حرارت ورودی در نمونه ۱۶۲۲۷ به‌واسطه قطر الکتروود کمتر، میزان فاز مارتنزیت در این نمونه بیشتر از نمونه ۱۶۰۰۷ بود. همان‌طور که در بررسی نتایج آنالیز نقطه‌ای نیز مشاهده شد، رسوبات ایجاد شده در ریزساختار فلز پوشش ۱۶۲۲۷ شامل عناصر کاربیدزا کروم و مولیبدن بودند. این عناصر نیز به‌صورت کاربیدهای کمپلکس در ریزساختار ایجاد شده‌اند که نتایج آنالیز اشعه ایکس نیز آن‌ها را نشان داد.

نتایج آزمون پراش پرتو ایکس مربوط به فلز پوشش ۱۶۲۳۷ حضور فاز کاربید تنگستن W_2C است. این کاربید در نتایج آنالیز اشعه ایکس دو فلز پوشش قبلی مشاهده نشد. الکتروود ۱۶۲۳۷ شامل عنصر تنگستن است که این عنصر به‌منظور افزایش مقاومت به سایش پوشش به الکتروود اضافه می‌شود. نتایج آنالیز نقطه‌ای میکروسکوپ الکترونی نیز نشان داد که رسوبات تشکیل شده در ریزساختار دارای درصد قابل توجهی عنصر تنگستن بودند. بنابراین وجود فاز کاربید تنگستن در نتایج آنالیز اشعه ایکس فلز پوشش ۱۶۲۳۷ دور از انتظار نبود.

۴-۳- بررسی نتایج آزمون‌های خوردگی

۴-۳-۱- نتایج آزمون پلاریزاسیون تافل

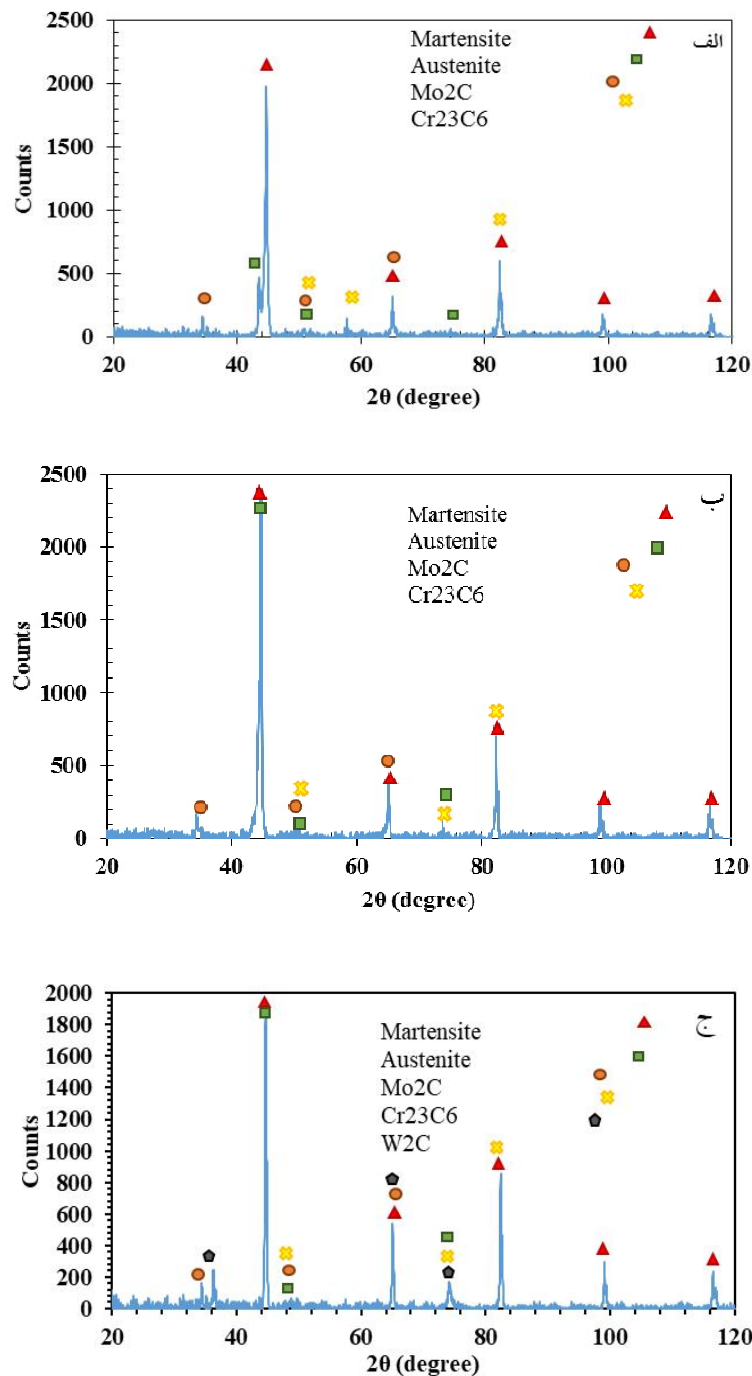
منحنی تافل نمونه‌های پوشش کاری شده ۱۶۰۰۷، ۱۶۲۲۷

عناصر کاربید کمپلکس تشکیل می‌شود. نتایج آنالیز EDS از نقطه C شامل دو عنصر کاربیدزای تیتانیوم، کروم، کربن و آهن می‌باشد. با توجه به ریز بودن این رسوبات، پرتو الکترونی علاوه بر رسوب به زمینه نیز برخورد کرده و اطلاعات آن ناحیه را نیز گرفته است که می‌تواند دلیل زیاد بودن درصد آهن در این ناحیه باشد. تیره بودن این رسوبات نیز به‌دلیل وجود عنصر تیتانیوم درون این ناحیه است. در حالت کلی با توجه به درصد زیاد کربن این ناحیه، می‌توان گفت که این نواحی کاربیدهای ریز از کروم و تیتانیوم هستند.

۴-۳-۲- نتایج آزمون پراش پرتو ایکس

فازهای موجود در هر نمونه طبق آزمون پراش پرتو ایکس^{۱۰} در جدول (۴) ارائه شده است. نتایج این آنالیز با شدت پیک و زوایای مد نظر در شکل (۹) نشان داده شده است.

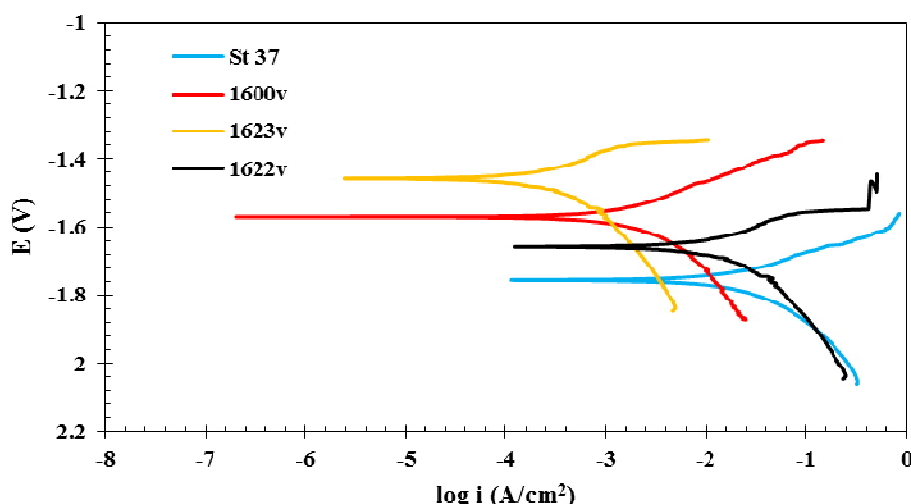
بیشترین شدت پیک‌ها مربوط به فاز مارتنزیت می‌باشد. علت کوچک بودن پیک کاربید مولیبدن، بزرگ بودن شدت پیک مارتنزیت است که باعث می‌شود شدت پیک مربوط به این کاربید کمتر دیده شود. علاوه بر این در نتایج آزمون پراش پرتو ایکس فازهایی قابل مشاهده هستند که درصد وزنی آن‌ها در ریزساختار نمونه بیشتر از ۳-۵ درصد باشد. مطابق با نتایج آنالیز نقطه‌ای میکروسکوپ الکترونی رسوبات تشکیل شده در ریزساختار دارای درصد قابل توجهی کروم بودند که این کروم به‌صورت کاربید کروم (C_23Cr_6) در ریزساختار رسوب کرده است. البته باید توجه داشت که کاربیدها به‌صورت کمپلکس در ساختار تشکیل شده‌اند و شامل کاربیدهای کروم، مولیبدن، وانادیوم و تیتانیوم هستند. به‌علت درصد کمتر عناصر وانادیوم و



شکل ۹- نتایج آنالیز XRD مربوط به فلز پوشش نمونه‌های (الف): ۱۶۲۲۷، (ب): ۱۶۰۰۷ و (ج): ۱۶۲۳۷.

۱۶۲۳۷ دارای پتانسیل خوردگی نجیب‌تر از نمونه‌های دیگر می‌باشد و بنابراین تمایل ترمودینامیکی کمتری برای انجام واکنش‌های آنودی و کاتدی منجر به خوردگی دارد. از روی شکل منحنی‌های پلاریزاسیون می‌توان تحلیل‌هایی پیرامون

و ۱۶۲۳۷ در محلول ۳/۵ درصد وزنی کلرید سدیم و در دمای محیط در شکل (۱۰) ارائه شده است. همان‌طور که مشاهده می‌شود پتانسیل خوردگی منحنی نمونه ۱۶۲۳۷ در مقادیر مثبت‌تر نسبت به بقیه نمونه‌ها قرار دارد و این یعنی نمونه



شکل ۱۰- منحنی‌های حاصل از آزمون پلاریزاسیون برای نمونه‌های مورد بررسی.

جدول ۵- نتایج کمی حاصل از آزمون پلاریزاسیون برای نمونه‌های مورد بررسی

شیب آندی (V/dec)	شیب کاتدی (V/dec)	پتانسیل خوردگی (vs SCE V)	چگالی جریان خوردگی ($\mu\text{A}/\text{cm}^2$)	مقاومت پلاریزاسیون (kOhm.cm ²)	نمونه
۰/۰۸۵	-۰/۱۰۷	-۱/۷۶	۱۵/۲۳	۱/۳۵	St۳۷
۰/۱۲۰	-۰/۱۷۴	-۱/۴۶	۶/۲۹	۴/۹۰	۱۶۰۰۷
۰/۱۰۸	-۰/۱۲۰	-۱/۵۷	۷/۰۶	۳/۴۹	۱۶۲۲۷
۰/۱۱۷	-۰/۱۶۹	-۱/۶۵	۴/۸۰	۶/۲۵	۱۶۲۳۷

جهت استخراج مقدار دانسیته جریان خوردگی (I_{corr})، ناحیه تافلی شاخه‌های کاتدی (β_c) و آندی (β_a) برونیابی شده و محل برخورد آن‌ها دانسیته جریان خوردگی و پتانسیل خوردگی (E_{corr}) را داده است. نتایج در جدول (۵) گزارش شده است. برای یافتن مقاومت پلاریزاسیون (R_p) از رابطه اشتون-گری استفاده شده است (معادله (۳)) (۲۱).

$$R_p = (\beta_a \times \beta_c) / (2.303 \times I_{\text{corr}} \times (\beta_a \times \beta_c)) \quad (3)$$

مطابق جدول (۵)، مقاومت پلاریزاسیون نمونه ۱۶۲۳۷ از بقیه نمونه‌ها بیشتر و مقاومت نمونه بدون پوشش از بقیه نمونه‌ها کمتر به دست آمده است. در واقع این مقدار از فاز تقویت‌کننده با پخش‌شوندگی مناسب در بستر کامپوزیت و قرارگیری در خلل و فرج ساختار، این نواحی مستعد به نفوذ الکترولیت را پر نموده و از این طریق خواص سدکنندگی پوشش را به شکل

مکانیزم خوردگی ارائه داد. مطابق این منحنی‌ها مشخص است که در نمونه حاوی ۱۶۲۳۷ محل تقاطع شاخه‌های آندی و کاتدی از بقیه نمونه‌ها در دانسیته جریان‌های کمتری قرار دارد که این دانسیته جریان خوردگی کمتر این نمونه را نشان می‌دهد و بنابراین مقاومت به خوردگی در این نمونه از بقیه نمونه‌ها بیشتر است. همچنین شیب بالاتر شاخه آندی در این نمونه نسبت به نمونه‌های دیگر مشخص‌کننده آن است که پوشش در این نمونه کاملاً از نفوذ الکترولیت و بنابراین شروع فرآیندهای خوردگی جلوگیری کرده است. همچنین مشخص است که شاخه‌های آندی و کاتدی نمونه بدون پوشش از بقیه نمونه‌ها در دانسیته جریان‌های بالاتری قرار دارد که این مورد نیز مؤید بالاتر بودن سرعت خوردگی این نمونه نسبت به دیگر نمونه‌ها است.

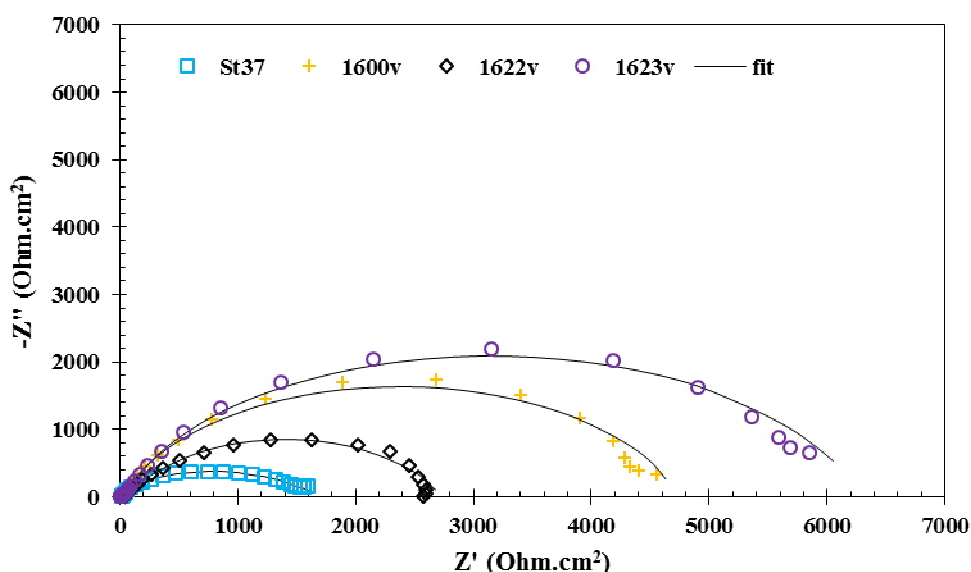
بودن چگالی جریان خوردگی نمونه $16007 \mu\text{A}/\text{cm}^2$ ($6/29$) نسبت به نمونه $16237 \mu\text{A}/\text{cm}^2$ ($4/80$) است که مقاومت به خوردگی کمتر این نمونه را نشان می‌دهد. در واقع پوشش 16237 دارای میزان عناصر کاربیدزا نظیر تنگستن بیشتری نسبت به فلز پوشش 16007 است که سبب ایجاد کاربیدهای سخت تنگستن و به تبع آن افزایش مقاومت به سایش و مقاومت به خوردگی فلز پوشش 16237 نیز می‌شود.

موضوع دیگر قابل بررسی توسط نتایج آزمون پلاریزاسیون، رفتار نمونه‌ها در شاخه آندی است. همان‌گونه که در شکل (۱۰) مشاهده می‌شود، در هر سه نمودار، در پتانسیل‌های بیشتر از پتانسیل خوردگی (شاخه آندی) اثری از رفتار اکتیو-پسیو مشاهده نشده و بنابراین پسیواسیون در این نمونه‌ها اتفاق نیفتاده است. علت به وجود آمدن این حالت، عدم وجود لایه رویین پایدار در سطح نمونه‌ها می‌باشد.

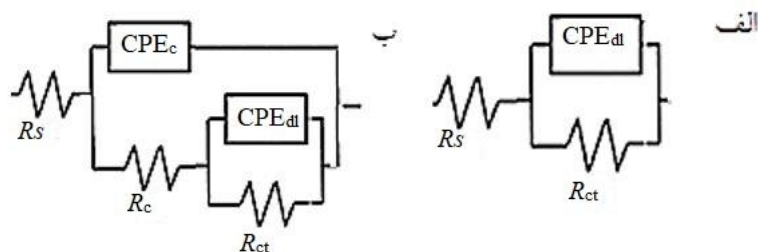
۳-۴-۲- نتایج آزمون طیف‌سنجی امپدانس الکتروشیمیایی

منحنی نایکوئیست نمونه‌های 16007 ، 16227 و 16237 در شکل (۱۱) ارائه شده است. شکل کلی نمودار نشان می‌دهد که بیشترین قطر منحنی نایکوئیست و بنابراین بیشترین مقاومت به خوردگی مربوط به نمونه 16237 و کمترین قطر منحنی و بنابراین مقاومت به خوردگی مربوط به نمونه بدون پوشش و پس از آن نمونه 16227 است که در تطابق با نتایج آزمون پلاریزاسیون است. محلی از خط افقی از نقطه صفر که توسط نمودار قطع می‌شود نشان‌دهنده مجموع مقاومت‌ها می‌باشد. هر چه مقدار مجموع مقاومت‌ها بزرگ‌تر باشد نشان‌دهنده بیشتر بودن مقاومت به خوردگی نمونه است. کمترین مقدار قطر منحنی متعلق به نمونه بدون پوشش است که این نشان می‌دهد پوشش‌دهی باعث افزایش مقاومت به خوردگی سیستم شده است. این مقاومت برای نمونه 16237 حدود $6300 \text{ ohm}/\text{cm}^2$ ، برای نمونه 16007 حدود $4400 \text{ ohm}/\text{cm}^2$ و برای نمونه 16227 حدود $2700 \text{ ohm}/\text{cm}^2$ است. بنابراین همان‌طور که از نتایج آزمون پلاریزاسیون نیز مشاهده شد، مقاومت به خوردگی

چشمگیری افزایش داده است. باید توجه داشت هر چه جریان خوردگی بیشتر باشد و پتانسیل خوردگی منفی‌تر شود میزان تمایل سینتیکی و ترمودینامیکی به انجام واکنش‌های منجر به خوردگی نمونه بیشتر است (۲۲). مطابق این نتایج مشخص است که نمونه 16227 با داشتن بیشترین چگالی جریان خوردگی ($7/06 \mu\text{A}/\text{cm}^2$) در بین این سه نمونه، دارای بیشترین سرعت خوردگی و بنابراین کمترین مقاومت به خوردگی می‌باشد. در واقع، همان‌طور که در بررسی‌های ریزساختاری و نتایج آزمون پراش پرتو ایکس بیان شد، فلز پوشش نمونه 16227 نسبت به دو نمونه دیگر دارای درصد بیشتری فاز مارتنزیت و درصد کمتری فاز آستنیت باقیمانده در ریزساختار خود بود. فاز مارتنزیت دارای ساختار کریستالی مکعب مستطیل تتراگونالی^{۱۱} می‌باشد. این ساختار مشابه ساختار مکعبی مرکز دار^{۱۲} است با این تفاوت که طول ضلع c کریستال بلندتر از دو ضلع دیگری است. اما ساختار کریستالی فاز آستنیت به صورت مکعبی سطوح مرکز دار^{۱۳} است. ساختار کریستالی مکعب مرکز دار دارای تراکم کمتری نسبت به ساختار مکعبی سطوح مرکز دار است. این موضوع باعث کاهش مقاومت به خوردگی فلزات و فازهای دارای ساختار مکعبی مرکز دار نسبت به فلزات دارای ساختار مکعبی وجوه مرکز دار می‌شود. علاوه بر این فاز مارتنزیت به علت حالت غیرپایداری که دارد (دارای نابه‌جایی‌ها و دوقلویی‌های بسیار زیاد در ساختار کریستالی خود) مقاومت به خوردگی کمتری نسبت به فاز فریت و همین‌طور آستنیت خواهد داشت. علت دیگر کمتر بودن مقاومت به خوردگی نمونه 16227 وجود ترک در فلز پوشش این نمونه بود. وجود ترک باعث تشدید خوردگی در نمونه می‌شود. زیرا مواد خورنده به داخل فضای بین ترک نفوذ کرده و باعث خوردگی شدید در آن ناحیه می‌شوند. همچنین نمونه بدون پوشش و نمونه 16227 با داشتن بیشترین چگالی جریان خوردگی (به ترتیب $15/23 \mu\text{A}/\text{cm}^2$ و $7/06 \mu\text{A}/\text{cm}^2$) در بین این نمونه‌ها، دارای بیشترین سرعت خوردگی و بنابراین کمترین مقاومت به خوردگی می‌باشند. مطلب مهم دیگر، بیشتر



شکل ۱۱- منحنی‌های نایکوئیست حاصل از آزمون EIS برای نمونه‌های مورد بررسی.



شکل ۱۲- مدار معادل‌های الکتروشیمیایی (الف) تک ثابت زمانه

(ب) دو ثابت زمانه جهت مدلسازی نتایج آزمون‌های امپدانس الکتروشیمیایی.

به ترتیب عنصر فاز ثابت مربوط به لایه دوگانه و عنصر فاز ثابت مربوط به پوشش می‌باشد. این عنصر برای نشان دادن فرآیندهایی استفاده می‌شود که صرفاً دارای خواص ذخیره‌کنندگی (مانند خازن) نیستند بلکه مقداری خواص اتلافی (مانند مقاومت) را نیز دارا می‌باشند. امپدانس معادل این جزء به صورت معادله (۴) می‌باشد. (۲۳).

$$Z_{CPE} = \frac{1}{Y_0 (j\omega)^n} \quad (4)$$

که در این رابطه Y_0 ادمیتانس و n ضریب غیریکنواختی سطح است. مقدار n در خازن ایده‌آل برابر با یک است و هر چقدر مقدار n از یک دورتر و به صفر نزدیک‌تر باشد، خازن معادل

نمونه ۱۶۲۳۷ بیشتر از بقیه نمونه‌ها و مقاومت به خوردگی نمونه ۱۶۲۲۷ کمتر از بقیه می‌باشد.

شکل (۱۲) شماتیک مدار معادل‌های الکتروشیمیایی برای مدلسازی نمودارهای امپدانس را نشان می‌دهد. مطابق این شکل برای مدلسازی نتایج نمونه بدون پوشش از مدار معادل تک ثابت زمانه و برای مدلسازی نمونه‌های پوشش‌دار از مدار معادل دو ثابت زمانه استفاده شده است. در این شکل، R_s مقاومت محلول، R_{ct} مقاومت انتقال بار و R_c مقاومت پوشش می‌باشد. CPE یک عنصر فاز ثابت می‌باشد که به جای خازن ایده‌آل و به منظور ایجاد تطبیق بهتر بین نتایج آزمایشگاهی و نتایج حاصل از مدلسازی استفاده شده است. بنابراین CPE_{dl} و CPE_c

جدول ۶- پارامترهای حاصل از مدل‌سازی نتایج آزمون امپدانس الکتروشیمیایی بر روی نمونه‌های مورد بررسی

Rs	CPE _c	C _c	R _c	CPE _{dl}	C _{dl}	R _{ct}	نمونه
(ohm.cm ²)	Y ₀	(nF.cm ⁻²)	(ohm.cm ²)	Y ₀	(nF.cm ⁻²)	(kohm.cm ²)	
	(nΩ ⁻¹ .cm ⁻² s ⁿ)	n		(nΩ ⁻¹ .cm ⁻² s ⁿ)	n		
۱۵/۷	-	-	-	۱۳۹۸/۸	۰/۷۷	۲۰۹۸۷	St۳۷
۱۵/۶	۲۱۲۲/۴	۰/۷۸	۹۸۶۵/۵	۹۲۸۹/۸	۰/۷۳	۴۱۳۴/۶	۱۶۰۰۷
۲۶/۸	۳۶۰۹/۱	۰/۷۶	۱۲۴۱۲/۷	۱۳۴۵/۸	۰/۷۹	۲۱۵۸/۴	۱۶۲۲۷
۱۱/۶	۳۲۰۰۹/۳	۰/۷۵	۱۲۷۶۵/۴	۱۳۷۶/۸	۰/۷۶	۳۹۸۳/۹	۱۶۲۳۷

می‌باشد (۲۵). با توجه به این دو پارامتر نیز مشخص است که هم‌امپدانس در کمترین فرکانس و هم زاویه فاز در نمونه ۱۶۲۳۷ نسبت به دیگر نمونه‌ها بالاتر و در نمونه بدون پوشش و همچنین نمونه ۱۶۲۲۷ نسبت به دیگر نمونه‌ها کمتر بوده است که همه این‌ها تأییدکننده خواص حفاظت‌کنندگی بهتر پوشش ایجاد شده در نمونه ۱۶۲۳۷ می‌باشد.

۴- نتیجه‌گیری

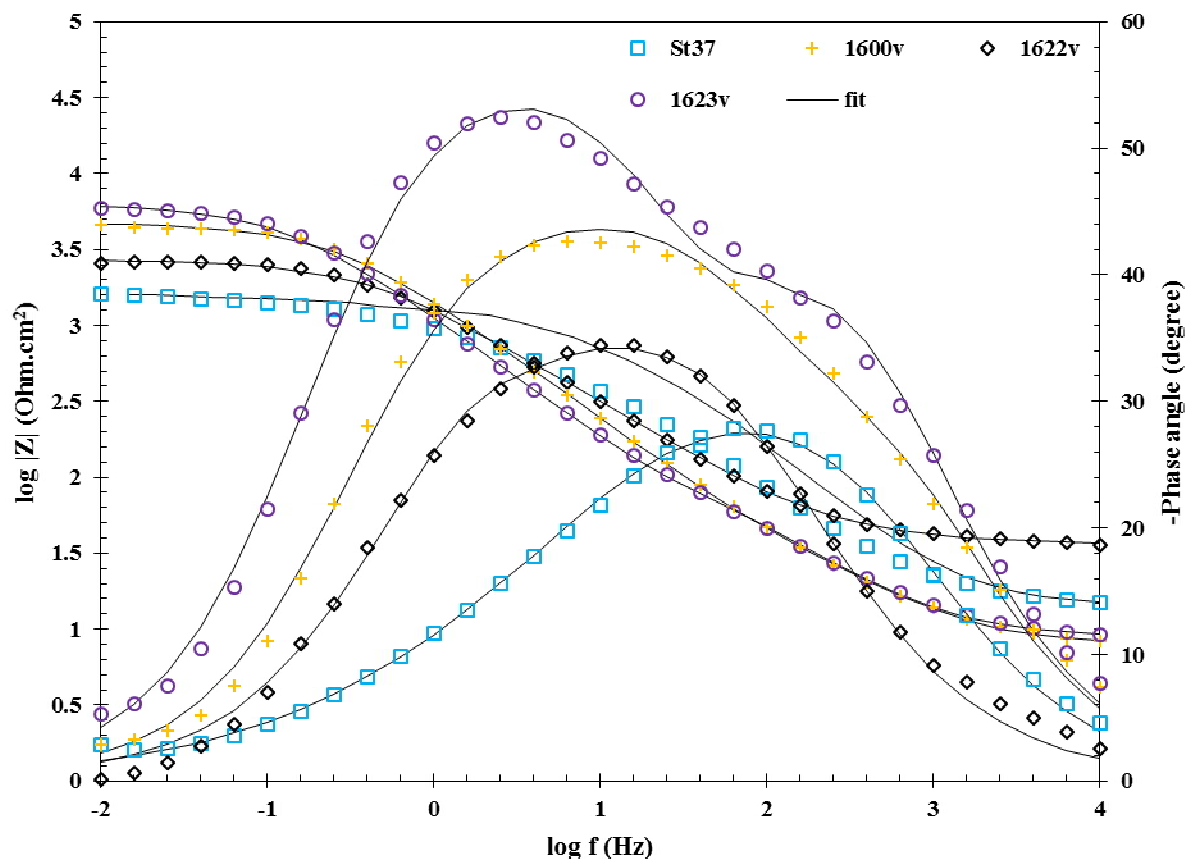
در این پژوهش با استفاده از فرآیند جوشکاری قوسی با الکترودهای دستی، یک لایه مقاوم به سایش توسط الکترودهای روکش سخت ۱۶۰۰۷، ۱۶۲۲۷ و ۱۶۲۳۷ بر روی فولاد ساده کربنی St۳۷ ایجاد و اثر تعداد پاس جوشکاری بر ریزساختار و مقاومت به خوردگی روکش‌ها مورد ارزیابی قرار گرفت. افزودن درصد‌های مختلفی از عناصر کاربیدزا به الکترودهای روکش سخت علاوه بر این که باعث تأثیر بر روی سایش و خواص مکانیکی می‌شود، باعث تأثیر بر روی خواص خوردگی نیز خواهد شد. لذا بررسی خاصیت خوردگی پوشش‌های مختلف به منظور انتخاب بهترین پوشش از اهمیت بالایی برخوردار است، که به نتایج این پژوهش اشاره می‌شود.

۱. بررسی نتایج میکروسکوپی نوری فلزات پوشش نشان داد که ریزساختار کلی در هر سه نمونه شامل آستنیت باقیمانده در زمینه مارتزیت به همراه کاربیدهای پراکنده بود. در ریزساختار پاس اول مرزخانه‌های انجمادی نیز قابل رؤیت بودند و همچنین مارتزیت‌ها به صورت تمپر شده مشاهده شدند.

۲. نتایج میکروسکوپی الکترونی نشان‌دهنده توزیع رسوبات

انحراف بیشتری از خازن ایده‌آل داشته و بیانگر نایکنواختی و زبری بیشتر سطح است. در این پژوهش مقدار n چه برای خازن معادل پوشش و چه برای خازن معادل لایه دوگانه عددی بین ۰/۷ تا ۰/۸ بوده است که بیانگر انحراف نسبی خازن معادل همه نمونه‌ها از حالت ایده‌آل می‌باشد. با این حال، تفاوت بین مقدار n در نمونه‌های مورد بررسی دارای روندی مشخص نمی‌باشد. نتایج مربوط به این معادلسازی در جدول (۶) ارائه شده است. مطابق این نتایج مشخص است که بیشترین مقاومت انتقال بار و مقاومت پوشش با مقدار ۶/۳ kOhm.cm² و ۶۸/۵ Ohm.cm² مربوط به نمونه ۱۶۲۳۷ بوده است که توسط آزمون پلاریزاسیون نیز به اثبات رسیده بود. همچنین کمترین مقاومت انتقال بار و مقاومت پوشش در بین نمونه‌های روکش دار با مقدار مقدار ۲/۷۳ kOhm.cm² و ۴۲/۵ Ohm.cm² متعلق به نمونه ۱۶۲۲۷ بوده است. بنابراین نتایج آزمون امپدانس در تأیید کامل نتایج آزمون پلاریزاسیون می‌باشد و بهینه بودن نمونه ۱۶۲۳۷ از نظر دارا بودن بیشترین مقاومت به خوردگی را به اثبات می‌رساند.

منحنی بد-مدول امپدانس و بد-فاز نمونه‌های فلزات پوشش در شکل (۱۳) نشان داده شده است. در منحنی‌های بد-مدول امپدانس، هرچه قدر امپدانس در کمترین فرکانس بیشتر باشد نشان‌دهنده بالاتر بودن مقاومت کل سیستم در برابر خوردگی می‌باشد (۲۴). از طرف دیگر، بالاتر بودن مقدار زاویه فاز در همه فرکانس‌ها به خصوص در بیشترین فرکانس بیانگر خواص سدکنندگی بالاتر پوشش ایجاد شده بر روی زیر لایه



شکل ۱۳- منحنی‌های مدول امپدانس و بد-زاویه فاز برای نمونه‌های مورد بررسی.

چگالی جریان خوردگی نمونه ۱۶۰۰۷ ($6/29 \mu\text{A}/\text{cm}^2$) نسبت به نمونه ۱۶۲۳۷ ($4/80 \mu\text{A}/\text{cm}^2$) است که مقاومت به خوردگی کمتر این نمونه را نشان می‌دهد.

۵. بیشترین مقاومت انتقال بار و مقاومت پوشش به ترتیب با مقدار $6/3 \text{ kOhm.cm}^2$ و $68/5 \text{ Ohm.cm}^2$ متعلق به نمونه ۱۶۲۳۷ بوده است که توسط آزمون پلاریزاسیون نیز به اثبات رسیده بود. همچنین کمترین مقاومت انتقال بار و مقاومت پوشش در بین نمونه‌های روکش‌دار به ترتیب با مقدار مقدار $2/73 \text{ kOhm.cm}^2$ و $42/5 \text{ Ohm.cm}^2$ متعلق به نمونه ۱۶۲۲۷ بوده است.

تشکر و سپاسگزاری

این تحقیق حمایت خاصی از مؤسسات عمومی، صنعتی و غیرانتفاعی دریافت نکرده است.

کاربیدی مختلف در ریزساختار فلزات پوشش بود. نتایج آنالیز EDS نیز نشان داد که این رسوبات کاربیدهای کمپلکس از کروم، مولیبدن و وانادیوم بودند. کاربیدهای سخت تنگستن تنها در ریزساختار فلز پوشش ۱۶۲۳۷ مشاهده شد.

۳. نتایج آنالیز اشعه ایکس نشان‌دهنده وجود فازهای مارتنزیت، آستنیت، کاربید کروم و کاربید مولیبدن در هر سه فلز پوشش بود. کاربید تنگستن W_2C تنها در فلز پوشش ۱۶۲۳۷ مشاهده شد. پیک مارتنزیت در فلز پوشش ۱۶۲۲۷ بزرگ‌تر از همین پیک در نمونه‌های دیگر بود.

۴. نتایج آزمون پلاریزاسیون تافل نشان داد نمونه بدون پوشش و نمونه ۱۶۲۲۷ با داشتن بیشترین چگالی جریان خوردگی (به ترتیب $15/23 \mu\text{A}/\text{cm}^2$ و $7/06 \mu\text{A}/\text{cm}^2$) در بین این نمونه‌ها، دارای بیشترین سرعت خوردگی و بنابراین کمترین مقاومت به خوردگی می‌باشند. مطلب مهم دیگر، بیشتر بودن

تضاد منافع

نویسندگان مقاله اذعان دارند هیچ نوع تضاد منافی با شخص،

شرکت یا سازمانی برای این پژوهش ندارند.

واژه‌نامه

1. shielded metal arc welding (SMAW)
2. X-ray energy dispersive spectroscopy (EDS)
3. saturated calomel electrode (SCE)
4. electrochemical impedance spectroscopy (EIS)
5. fine grain heat affected zone (FGHAZ)
6. coarse grain heat affected zone (CGHAZ)
7. heat affected zone (HAZ)
8. carbon equivalent (CE)
9. scanning electron microscopy (SEM)
10. X-ray diffraction (XRD)
11. body centered tetragonal (BCT)
12. body centered cubic (BCC)
13. face centered cubic (FCC)

مراجع

1. Sai Pavan A, Ramanan SR. A study on corrosion resistant graphene films on low alloy steel. *Applied Nanoscience*. 2016;6:1175-81.
2. Dwivedi D, Lepková K, Becker T. Carbon steel corrosion: a review of key surface properties and characterization methods. *RSC advances*. 2017;7(8):4580-610.
3. Khamseh S, Alibakhshi E, Mahdavian M, Saeb MR, Vahabi H, Kokanyan N, et al. Magnetron-sputtered copper/diamond-like carbon composite thin films with super anti-corrosion properties. *Surface and Coatings Technology*. 2018;333:148-57.
4. Fujii H, Nogi K. Time Dependant weld shape in Ar-O₂ shielded stationary GTA welding. *Journal of Materials Science & Technology*. 2007;5.
5. Sethi A. Studies on hard surfacing of structural steel by gas thermal spraying process. *Materials today: proceedings*. 2020;21:1436-40.
6. Kirchgäßner M, Badisch E, Franek F. Behaviour of iron-based hardfacing alloys under abrasion and impact. *Wear*. 2008;265(5-6):772-9.
7. Wu W, Wu L-T. The wear behavior between hardfacing materials. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 1996;27:3639-48.
8. COOK SD, WALSH KA, HADDAD Jr RJ. Interface mechanics and bone growth into porous Co-Cr-Mo alloy implants. *Clinical Orthopaedics and Related Research (1976-2007)*. 1985;193:271-80.
9. Levey P, Van Bennekom A. A mechanistic study of the effects of nitrogen on the corrosion properties of stainless steels. *Corrosion*. 1995;51(12).
10. Mohammadikhah M, Sabet H, Hadizadeh A, Mehrabiyan S, Mirzamohammad N, Effect of dilution degree of welding layers on microstructure and scratch wear resistance of Fe-C-Mn base hard coating alloy on mild carbon steel *journal of new material*, 2013;4(1):63-73 (in persian).
11. Mashhadgarne M, Elahi H, Rajaei M, Riyazifar M, Hosseini, H, Investigating the effect of CMT (Cold Metal Transfer) process on dilution of the Stellite 6 overlay, *Iranian Journal of Manufacturing engineering*, 2020;7(1):53-59. (in persian).
12. Jafari E, Niromand P, An investigation of heat input on corrosion resistance of stainless steel cladding using tungsten inert gas welding, [Internet]. 2015; 6(12 (consecutive 22)):31-43 (in persian).
13. Lin C-M, Chang C-M, Chen J-H, Wu W. The effects of additive elements on the microstructure characteristics and mechanical properties of Cr-Fe-C hard-facing alloys. *Journal of Alloys and Compounds*. 2010;498(1):30-6.
14. Wang Q, Li X. Effects of Nb, V, and W on microstructure and abrasion resistance of Fe-Cr-C hardfacing alloys. *Welding Journal*. 2010;89(6):133-9.
15. Vargas M, Kannoorpatti K, Murthy V, editors. Studies on the corrosion behaviour of wear resistant hardfacing alloys. *ACA annual conference on corrosion and prevention*, Darwin; 2014. 20-30.
16. Shibe V, Chawla V. Characterization of Fe-Cr based hardfacing alloys. *Transactions of the Indian Institute Of Metals*. 2018;71:2211-20.
17. Wang J, Lu J, Xing X, Zhou Y, Liu S, Qi X, et al. Effects of B contents on the microstructure and wear resistance of hypereutectic Fe-Cr-C hardfacing alloy coating. *Materials Research Express*. 2019;6(10):1065h2.
18. Zong L, Zhao Y, Long S, Guo N. Effect of Nb content on the microstructure and wear resistance of Fe-12Cr-x Nb-4C coatings prepared by plasma-transferred arc welding. *Coatings*. 2020;10(6):585.
19. Kocaman E, Kılınç B, Durmaz M, Şen Ş, Şen U. The influence of chromium content on wear and corrosion behavior of surface alloyed steel with Fe (16-x) Crx (B, C) 4 electrode. *Engineering Science and Technology, an International Journal*. 2021;24(2):533-42.
20. Çömez N. Effect of vanadium on wear and corrosion resistance of Fe-C-Cr hardfacing coatings. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2023;32(4):1905-15.
21. Furko M, Jiang Y, Wilkins T, Balázs C.

- Electrochemical and morphological investigation of silver and zinc modified calcium phosphate bioceramic coatings on metallic implant materials. *Materials Science and Engineering: C*. 2016;62:249-59.
22. Shahmoradi AR, Bejandi MS, Rasanani EH, Javidparvar AA, Ramezanzadeh B. Graphene oxide nano-layers functionalized/reduced by L-Citrulline/Pectin bio-molecules for epoxy nanocomposite coating mechanical properties reinforcement. *Progress in Organic Coatings*. 2023;178:107493.
23. Javidparvar AA, Naderi R, Ramezanzadeh B. L-cysteine reduced/functionalized graphene oxide application as a smart/control release nanocarrier of sustainable cerium ions for epoxy coating anti-corrosion properties improvement. *Journal of hazardous materials*. 2020;389:122135.
24. Abdulrahim SM, Ahmad Z, Bahadra J, Al-Thani NJ. Electrochemical impedance spectroscopy analysis of hole transporting material free mesoporous and planar perovskite solar cells. *Nanomaterials*. 2020;10(9):1635.
25. Mahdavian M, Attar M. Another approach in analysis of paint coatings with EIS measurement: phase angle at high frequencies. *Corrosion Science*. 2006;48(12):4152-7.