

## بررسی خواص سایشی، سختی، ریز ساختاری و رفتار خوردگی فولاد St52 پوشش داده شده توسط ذرات نیکل-کاربید تنگستن به وسیله روش جوش کاری قوس تنگستن-گاز

عادل شجاعی ابری<sup>۱</sup>، مرتضی علیزاده<sup>۲</sup>، رضا بارباز اصفهانی<sup>۳</sup>، سعید صابر سمندری<sup>۴</sup>

۱ دانشجوی کارشناسی ارشد، مرکز تحقیقات مواد پیشرفته، دانشکده ی مهندسی مواد، دانشگاه آزاد اسلامی، واحد نجف‌آباد، نجف‌آباد، ایران.

۲ استادیار، دانشکده ی مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی شیراز، مرکز تحقیقات مواد پیشرفته، دانشکده ی مهندسی مواد، دانشگاه آزاد اسلامی، واحد نجف‌آباد، نجف‌آباد، ایران.

۳ دانشجوی دکتری، دانشکده ی مهندسی مکانیک، پژوهشکده ی فناوری نو، گروه مواد پیشرفته، دانشگاه صنعتی امیرکبیر، تهران، ایران.

۴ استادیار، دانشکده ی مهندسی مکانیک، پژوهشکده ی فناوری نو، گروه مواد پیشرفته، دانشگاه صنعتی امیرکبیر، تهران، ایران.

چکیده

در این پژوهش آلیاژسازی سطحی فولاد St52 به وسیله ی قوس تنگستنی و گاز محافظ آرگون (TIG) و به وسیله ی پودر کاربید تنگستن انجام شده است. برای ارزیابی ساختار متالورژیکی، خواص سایشی و مقاومت به خوردگی پوشش از میکروسکوپ نوری، میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM)، سختی‌سنجی و آزمایش پتانسیوایستات استفاده شده است. خوردگی نمونه‌های تهیه شده توسط آزمون خوردگی یکنواخت مورد بررسی قرار گرفته است. ارزیابی ریزساختاری از سطوح خورده شده توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) انجام شده است. نتایج حاصل از ساییده شدن سطوح توسط SEM نشان می دهد که در حالت کلی افزایش مقدار ذرات تقویت کننده WC باعث افزایش مقاومت زمینه در برابر تغییر شکل شده و در نهایت سبب بهبود مقاومت به سایش نمونه‌ها می گردد. بیشترین مقاومت به سایش مربوط به نمونه‌ای با ۲۰ درصد از WC به دست آمده است. نتایج آزمون خوردگی نشان می دهد که پتانسیل خوردگی یکنواخت نمونه‌ها با افزایش درصد فاز تقویت کننده نسبت به پتانسیل فولاد افزایش پیدا کرده و همچنین با افزایش درصد ذرات تقویت کننده کاربید تنگستن، مقاومت به خوردگی نمونه‌ها افزایش داشته است.

تاریخ دریافت:

۹۶/۱/۱۷

تاریخ پذیرش:

۹۶/۵/۷

جوشکاری TIG، سختی، سایش، خوردگی، کاربید تنگستن.

واژگان کلیدی

## ۱) مقدمه

خوردگی پارامتر موثری در عملکرد سیستم‌های مهندسی محسوب می‌گردد، لذا کاهش و کنترل آن در قطعات ضرورت دارد [۲-۱]. خوردگی در خیلی از موارد هزینه‌های نگهداری و تعویض قابل توجهی برجا می‌گذارد، سبب کاهش تولید و خسارت‌های اقتصادی می‌شود. برای کاهش خوردگی یا باید از فلز مقاوم و گران استفاده کرد و یا با استفاده از پوشش‌های متناسب با کاربرد قطعات، از تخریب زود هنگام آن‌ها جلوگیری کرد. پوشش‌های حاصل از فرایندهای جوشکاری عموماً بار پذیری زیادی دارند و برای مصارف سنگین تشنی مورد استفاده قرار می‌گیرند [۳]. یکی از روش‌های معرفی شده توسط مهندسی سطح، جوشکاری سطحی است که با عنوان رویه‌سختی شناخته می‌شود و به منظور اعمال مواد مقاوم به سایش بر روی سطح اعمال می‌شود. روش قوس تنگستن-گاز یکی از این روش‌ها است که با ایجاد قوس بین الکتروود تنگستنی و فلز پایه، باعث ذوب فلز پایه می‌شود و اتصال صورت می‌گیرد [۴]. لایه نشانی با پوشش کامپوزیتی یک روش مناسب جهت افزایش مقاومت به سایش و خوردگی فولاد ساده‌ی کربنی است. پوشش نیکل دارای خواص پوششی همچون مقاومت عالی نسبت به خوردگی و سایش است که با پوشش‌دهی این نوع کامپوزیت بر روی فولاد ساده‌ی کربنی، تلفیقی از مقاومت به خوردگی و سایش را در حد ایده‌آل فراهم خواهیم کرد. از این پوشش فلزی می‌توان در صنایعی که مشکل سایشی و خوردگی دارند، استفاده نمود [۵]. مطالعات پیشین اثر پارامترهای مختلف بر پوشش را مورد بررسی قرار داده‌اند. برای نمونه Tosun، ریزساختار و سختی پوشش Ni-WC که روی فولاد AISI 1010 پوشش داده بود را بررسی کرد. این پوشش با استفاده از فرایند TIG با جریان‌های مختلف (۱۰۰، ۱۲۰، ۱۴۰ آمپر) بر روی فولاد اعمال شده است و اثر جریان جوشکاری بررسی شده است. در این مطالعه مشخص شد که سختی سطح پوشش بیشتر از ماده‌ی پایه بوده و فاز سخت تری ایجاد شده است. همچنین مشخص شد که ریزساختار پوشش به پارامترهای ساخت بسیار وابسته است [۶].

وانگ و همکارانش، رفتار سایشی و سختی پوشش ایجاد شده به وسیله‌ی فازهای تقویت کننده‌ی TiC و WC در زمینه‌های مختلف به وسیله‌ی جوشکاری قوس تنگستن-گاز را بر روی سطح فولاد کربن متوسط AISI 1050 مورد بررسی و مطالعه قرار دادند. نتایج نشان می‌دهد که لایه‌های مختلف سطح که با استفاده از پودرهای

TiC و WC به همراه عناصر آلیاژی متعدد (Ni-Cr-Co) ایجاد شدند، مقاومت به سایش و سختی بسیار خوبی در مقایسه با زیرلایه از خود نشان دادند که این امر نشان‌دهنده تأثیر فازهای ثانویه‌ی سخت در سطح بر روی رفتار سایشی و سختی مواد است [۷].

Ilmaz به بررسی تأثیر پوشش‌های FeCr، FeCrC و WC که به روش جوشکاری قوس تنگستن-گاز بر روی فولاد AISI 1018 ایجاد کرده بود، پرداخت. نتایج حاصل از آزمون میکرو سختی و آزمون سایش نشان داد که سختی و سایش پوشش به طور قابل توجهی نسبت به فلز پایه افزایش یافته که عامل اصلی آن به وجود آمدن کاربیدهای سخت (کاربید تنگستن، کاربید کرم) و تشکیل دندریت‌ها در پوشش می‌باشد [۸].

هاشمی و همکارانش در سال ۱۳۹۰ به بررسی خواص لایه‌های سطحی 52Fe33Cr4C11W و 57.5Fe33Cr4C5.5W پوشش دهی شده بر روی فولاد ساده‌ی کربنی به روش GTAW را مورد بررسی قرار دادند. در این تحقیق دو نوع پودر به کمک روش جوشکاری قوس الکترون تنگستنی بر روی سطح فولاد St52 پوشش دهی شدند. بررسی ساختار پوشش‌ها توسط میکروسکوپ نوری، میکروسکوپ الکترونی روبشی، پراش پرتو ایکس و آنالیز شیمیایی (EDS) انجام شده است.

ریزسختی روکش‌ها در مقطع ارزی آن‌ها مورد مطالعه قرار گرفت همچنین جهت مقایسه رفتار سایشی روکش‌ها، آزمایش سایش در دمای محیط بر روی روکش‌ها صورت گرفت. نتایج در این تحقیق نشان می‌دهد که با استفاده از این روش می‌توان پوشش مناسبی بر روی سطح فولاد ایجاد کرد که عاری از هر نوع ترک می‌باشد. مقدار زیاد کاربید کروم ( $Cr_7C_3$ ) در روکش‌ها حضور دارند. همچنین کاربید تنگستن در هردو نوع روکش مشاهده شده است. حضور این فازهای سخت برای افزایش سختی روکش‌ها و بهبود مقاومت سایشی آن‌ها بوده است که دارای ریزساختار شامل یک فاز Austenite اولیه، ساختار Eutectic بین دندریتی و کاربیدهای تنگستن است. با افزایش هرچه بیشتر کاربیدهای سخت مثل کاربید کروم و کاربید تنگستن سختی و مقاومت به سایش افزایش می‌یابد. با افزایش میزان تنگستن در پودر روکشی میزان کاربیدهای تنگستنی تشکیل شده در پوشش افزایش یافته که این امر باعث افزایش سختی و سایش در پوشش شده است [۹].

کاهش سرعت و آمپر جوشکاری، ترک‌ها و تخلخل‌ها تقلیل یافته و حذف شدند. لذا سرعت جوشکاری ۵۰ و ۷۱ میلی‌متر بر ثانیه و آمپر ۱۵۰ که فاقد ترک و حفره بودند و هندسه‌ی ذوبی مناسبی را ارائه کردند، جهت فرآیند آلیاژسازی سطح انتخاب شد. لایه‌ی کامپوزیتی تشکیل‌شده دارای کاربیدهای مکعبی و کاربیدهای یوتکتیکی ریز سوزنی شکل TiC بود و در اثر آلیاژسازی سطحی سختی فلز پایه، از ۴۲۰ سختی ویکرز به ۹۶۶ سختی ویکرز افزایش یافت و بررسی رفتار سایشی نمونه‌ها نشان داد که نرخ سایش در نمونه‌های آلیاژسازی سطحی به مراتب کمتر از نمونه‌ی آلیاژ پایه است. همچنین مشاهده شد که با افزایش حرارت ورودی در نمونه‌های آلیاژسازی سطحی نرخ سایش افزایش می‌یابد که دلیل آن حل شدن کاربیدهای تیتانیم می‌باشد [۱۲]. با توجه به اینکه در پژوهش‌های پیشین اثر پوشش نیکل با درصد‌های مختلف کاربید تنگستن برای بررسی خواص سایشی، سختی، ریزساختاری و خوردگی پوشش مورد بررسی قرار نگرفته است، هدف از این پژوهش بررسی ساختار و مقاومت سایشی و مقاومت به خوردگی پوشش کامپوزیتی حاوی WC-Ni است، که به روش جوشکاری قوس الکترود تنگستن- گاز بر روی فولاد اعمال شده است.

## ۲ روش تحقیق

در این پژوهش اثر ترکیب لایه‌ی سخت شده (درصد‌های مختلف کاربید تنگستن) بررسی شده است و به همین منظور طراحی آزمایش‌ها انجام گرفت. ارزیابی میکروسکوپی و ریزساختاری و سختی سنجی، سایش و مطالعات رفتار خوردگی روی نمونه‌ها انجام گرفت. مواد مصرفی در این کار پژوهشی شامل فولاد پایه، پودر نیکل، پودر کاربید تنگستن و رویه‌ی اجرایی شامل روش رویه کاری نمونه‌ها و نحوه‌ی ارزیابی ریز ساختار، سختی سنجی، سایش و رفتار خوردگی نمونه‌ها در ادامه تشریح شده است.

## ۲ (۱) مواد اولیه

در این تحقیق از فولاد St52 (مطابق با استاندارد DIN) به عنوان زیرلایه استفاده شد. آنالیز کوانتومتری انجام شده روی این نمونه در جدول ۱ نشان داده شده است. همچنین برای رویه کاری از پودر WC با اندازه‌ی ذرات متوسط ۲۰ میکرومتر استفاده شده است.

Chen و همکارانش، روش فیلر آلیاژ چند عنصری توسط روش جوشکاری قوس الکترود تنگستن گاز را برای درست کردن روکش‌های فلزی چند عنصری مورد استفاده قرار دادند. در این روکش فلزی از عناصری همچون آهن-کربالت-کرم نیکل و مولیبدن استفاده کرده‌اند و ویژگی‌های ساختاری و شکنندگی روکش فلزی مورد بررسی قرار گرفت. همچنین در نبود مولیبدن، روکش‌های فلزی ساختار FCC حالت محلول جامد را تشکیل می‌دهند و زمانی که مقدار مولیبدن افزایش می‌یابد، روکش‌های فلزی نه تنها متشکل از حالت FCC هستند، بلکه همچنین متشکل از حالتی با خصوصیات یک ترکیب اوتکتیک از حالت FCC و فاز سیگما می‌باشد. در نتیجه‌ی افزایش مولیبدن، میکروشنکندگی روکش فلزی از HV ۲۱۰ به HV ۴۶۵ به دلیل شکل فاز سیگما می‌رسد [۱۰]. شان‌پینگلو و همکارانش ریزساختار و خواص سایشی از آلیاژ روکش شده Fe-Mn-Cr-Mo-V با روش جوشکاری زیر پودری را مورد بررسی قرار دادند. در این تحقیق مقاومت سایشی/ خوردگی آلیاژ روکش شده Fe-Mn-V-Mo-Cr بر روی زیر لایه‌ی SM45C به وسیله‌ی جوش قوس زیر پودری خودکار که از وایر آلیاژی استادی ۱۰۵ استفاده کرده است، مورد بررسی قرار داده است. میکرو ساختار و سختی سطح جوشکاری مورد بررسی قرار گرفته و نتایج نشان می‌دهد که فاز آستنیت با افزایش جریان جوشکاری افزایش یافته و فاز فریت کاهش یافته است [۱۱]. ساعتیان و همکارش به بررسی رفتار سایشی لایه‌ی کامپوزیتی حاوی ذرات تقویت‌کننده‌ی TiC ایجاد شده به روش TIG بر روی سطح فولاد AISI 1045 پرداخت. در این بررسی، ذوب و آلیاژسازی سطحی از طریق جوشکاری قوس تنگستن با آمپر و سرعت مختلف با استفاده از لایه پی‌نشست شامل مخلوط پودر گرافیت و فروتیتانیم به همراه چسب سیلیکات سدیم بر روی سطح فولاد CK۴۵ انجام شد. پس از بررسی نتایج ماکروسکوپی عمق و سطح لایه‌های آلیاژی، مشاهده گشت که برخی نمونه‌ها دارای ترک و تخلخل هستند، درحالی‌که در نمونه‌های دیگر با

جدول (۱) آنالیز شیمیایی فولاد St52 بر حسب درصد

کربن	منگنز	سیلیسیم	فسفر	گوگرد	مس	نیکل	مولیبدن	وانادیوم	بقیه عناصر
۰/۱۷	۰/۶۱	۰/۲۰۴	۰/۰۱۰	۰/۰۰۷	۰/۰۰۶	۰/۰۰۵	۰/۰۰۳	۰/۰۰۳	۰/۲۸

## ۲ (۲) آماده سازی زیر لایه

ابتدا پنج نمونه ی مکعب مستطیل به ابعاد  $cm (20 \times 5 \times 0.8)$  از جنس فولاد St52 به عنوان نمونه های تحت فرآیند پوشش دهی سطحی آماده گردید. در قسمت میانی هر یک از نمونه ها بخشی به ابعاد  $cm (20 \times 1/5)$  برای ایجاد پوشش و انجام آزمون های بعدی در نظر گرفته شد.

## ۳ (۲) آماده سازی پودر با درصدهای مختلف

در این پژوهش برای آلیاژ سازی سطحی از پودر WC با اندازه ی ذرات متوسط ۲۰ میکرومتر استفاده شد. نمونه ی ۱ به صورت نمونه ی خام (آهن خالص)، نمونه ی ۲ به صورت نمونه با پوشش نیکل خالص و انجام عملیات پوشش دهی تحت آزمون قرار گرفت. نمونه ی ۳ با پنج درصد حجمی WC، نمونه ی ۴ با ده درصد حجمی WC و نمونه ی ۵ با بیست درصد حجمی WC پوشش داده شدند. به منظور اتصال موقت و اولیه ی پودر مذکور بر روی نمونه های فولادی، پودر با مقدار کمی چسب CMC آغشته و با استفاده از شابلون مقوایی روی سطح نمونه ها اعمال گردید. سپس نمونه ها به مدت یک ساعت در داخل کوره در دمای ۸۰ درجه ی سانتی گراد قرار گرفته و خشک شدند.

## ۴ (۲) آزمون سختی سنجی

سختی سنجی سطح نمونه ها نیز با دستگاه UV در مقیاس راکول سی روی نمونه هایی که برای انجام آزمون ساییش آماده شده بودند، انجام شد. در این آزمون از عمق فرورفتگی تحت بار ثابت، به عنوان مقیاسی برای سختی استفاده می شود. ابتدا یک بار فرعی به اندازه Kg ۱۰ وارد می شود. این آزمون نیاز به آماده کردن سطح را به حداقل رسانده و تمایل به ایجاد فرورفتگی یا برآمدگی توسط سنبه را کم می کند. سپس بار اصلی وارد شده و عمق فرورفتگی به طور خودکار بر حسب اعداد سختی قراردادی بر یک سنجه صفحه ای مدرج ثبت می شود دامنه ی مفید این مقیاس در حدود RC ۲۰ تا RC ۷۰ است.

## ۵ (۲) آزمون ساییش

در آزمون ساییش، مقدار ساییش از روی کاهش وزن یا کاهش حجم نمونه به دست می آید. مقدار ساییش بستگی به نیرو، مسافت، محیط، روش انجام آزمون و سرعت دارد. می توان به کمک لودسل به صورت پیوسته، نیروی اصطکاک و با داشتن نیروی اعمالی عمودی، ضریب اصطکاک را به دست آورد. روش های مختلفی برای اندازه گیری اصطکاک در استاندارد وجود دارد مانند پین روی دیسک و ساییش رفت و برگشتی است که بسته به شرایط کاری، روش مناسب همراه با دما، سرعت، روان کار، نیرو و مسافت مناسب اختیار می شود. در روش رفت و برگشتی، جسم در حال آزمون، توسط یک پین تحت نیرو قرار

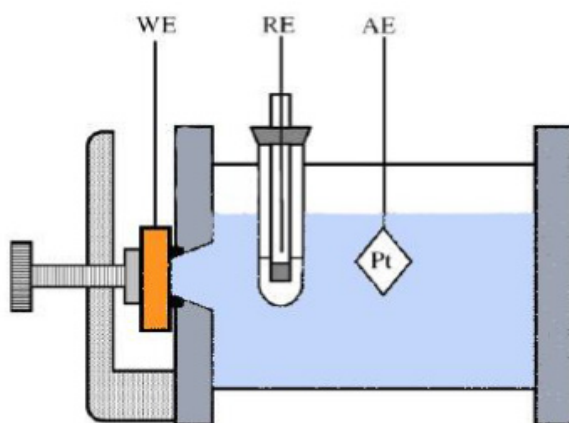
می گیرد و پس از طی مسافت معین، کاهش وزن (حجم) آن بر حسب مسافت به دست می آید و در منحنی مناسب گزارش می شود. قبل از آزمون یا قبل از وزن کردن، نمونه ها با محلول های غیر کلردار و محلول هایی که تشکیل فیلم نمی دهند، تمیز و خشک می شوند تا جسم خارجی روی آن نباشد. بعد از آن نمونه تا دقت  $0.0001$  گرم وزن می شوند. سپس نیروی مناسب اعمال و مسافت لازم طی می شود. در حین کار نبایستی آزمون قطع شود. پس از آزمون نمونه برداشته و تمیز می شود. اندازه گیری کاهش وزن حداقل در سه نوبت پس از طی مسافت های معین انجام می شود. آزمون ساییش خشک به صورت رفت و برگشت، با استفاده از دستگاه ساخت دانشگاه صنعتی مالک اشتر اصفهان، در دمای محیط انجام گرفت. پین مورد استفاده در این آزمون از جنس فولاد بلبرینگ DIN ۵۲۱۰۰ با سختی حدود ۶۴ راکول سی، ارتفاع ۵۰ میلی متر و شعاع عرقچین ۵ میلی متر بود که در یک مسیر رفت و برگشتی به طول ۸ سانتی متر و با سرعتی معادل  $0.168$  متر بر ثانیه روی نمونه ساییش حرکت می کند. آزمون ساییش تحت بار ثابت ۳۰ نیوتن انجام گرفت، که پس از طی مسافت های ۱۰۰، ۲۰۰، ۳۰۰، ۵۰۰، ۷۰۰ و ۱۰۰۰ متر کاهش وزن نمونه ها اندازه گیری شد. جدول ۲ پارامترهای مربوط به آزمون ساییش را نشان می دهد.

جدول ۲) پارامترهای مربوط به آزمون ساییش

پارامترهای ساییش	وضعیت
شرایط ساییش	ساییش خشک
بار اعمالی (نیوتون)	۳۰
سرعت ساییش	$0.168$
مسافت ساییش (متر)	۱۰۰۰
دما (سانتی گراد)	۲۵

## ۶ (۲) مشخصات آزمون خوردگی

ابتدا نمونه هایی به شکل سطح مقطع دایره به قطر ۱۰ میلی متر به وسیله ماشین وایرکات جدا شدند، پس از تهیه ی نمونه های St52 و نمونه های پوشش داده شده به صورت دیسک، آماده سازی سطحی با سنباده و سپس پولیش مکانیکی انجام شد. پیش از آزمون نمونه ها توسط استون یا الکل چربی گیری و سپس با آب مقطر شستشو داده شدند. هر یک از نمونه ها پس از آماده سازی بر روی سل شکل ۱ به عنوان الکترود کاری بسته شده و الکترود کالومل اشباع و الکترود پلاتینی به عنوان الکترودهای مرجع و شمارنده، جهت تکمیل مدار و انجام آزمایش به کار گرفته شدند.



شکل ۱) سل الکتروشیمیایی به کار گرفته شده جهت انجام آزمایش‌های الکتروشیمیایی.

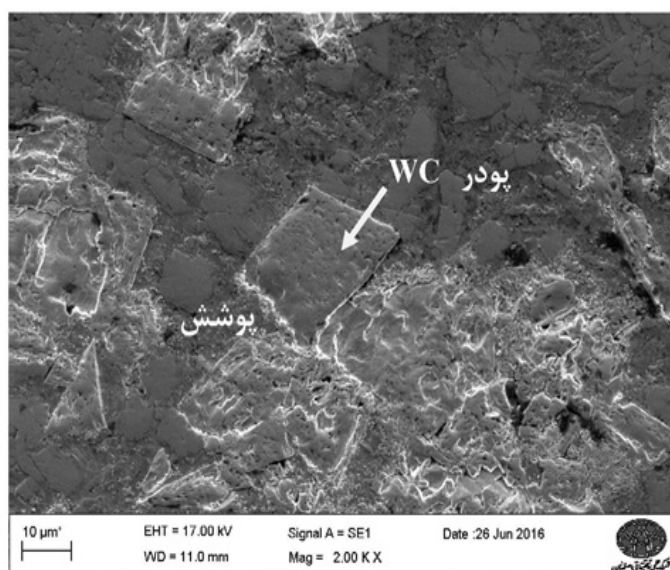
### ۳) نتایج و بحث

پوشش نیکل به همراه ذرات تقویت‌کننده ی پودر کاربید تنگستن بر روی سطح فولاد توسط روش جوشکاری قوس تنگستن - گاز اعمال شد و پس از انجام آزمایش‌ها، نتایج مربوط به ریزساختار، خواص سایشی، سختی و خوردگی به دست آمده و در ادامه مورد تحلیل و بررسی قرار گرفته.

### ۳)۱) بررسی‌های ریزساختاری پوشش ایجاد شده

پس از پوشش دهی با نیکل خالص، ذرات تقویت‌کننده ی کاربید تنگستن به پوشش نیکل با درصدهای ۵، ۱۰ و ۲۰ به پوشش اضافه گردید. پودر کاربید تنگستن موجود در پوشش‌های اعمال شده بر روی زیرلایه ی فولادی توسط روش جوش TIG را می توان در تصویر میکروسکوپی الکترونی (SEM) در شکل ۲ مشاهده کرد.

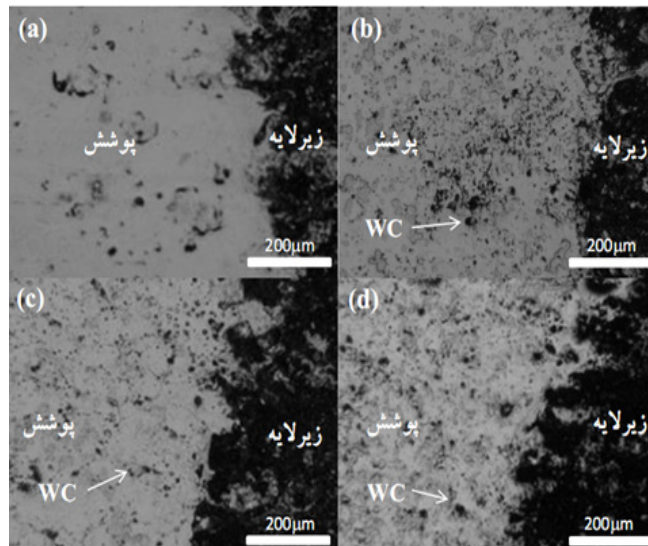
سپس محلول استاندارد NaCl ۳/۵٪ به داخل سل وارد شد. برای تنظیم دما از سیستم گرمایشی شامل گرمکن حرارتی و ترمومتر استفاده می‌گردید. از دستگاه پتانسیواستات-گالوانواستات IVIUMSTAT همراه با نرم‌افزار اجرایی IVIUMSOFT جهت اندازه‌گیری‌های الکتروشیمیایی به روش پلاریزاسیون الکتروشیمیایی، استفاده گردید. علت تقدم آزمایش امپدانس الکتروشیمیایی غیر مخرب بودن آن نسبت به آزمایش پلاریزاسیون است، به گونه‌ای که این امکان را فراهم می‌آورد که بتوان بر روی همان سطح از نمونه، آزمایش پلاریزاسیون را نیز انجام داد. لازم به ذکر است که آزمایش پلاریزاسیون در محدوده ی ۸۰۰ mV تا ۱۸۰۰ mV و با سرعت روبش ۰/۰۰۱ V/S انجام گرفت.



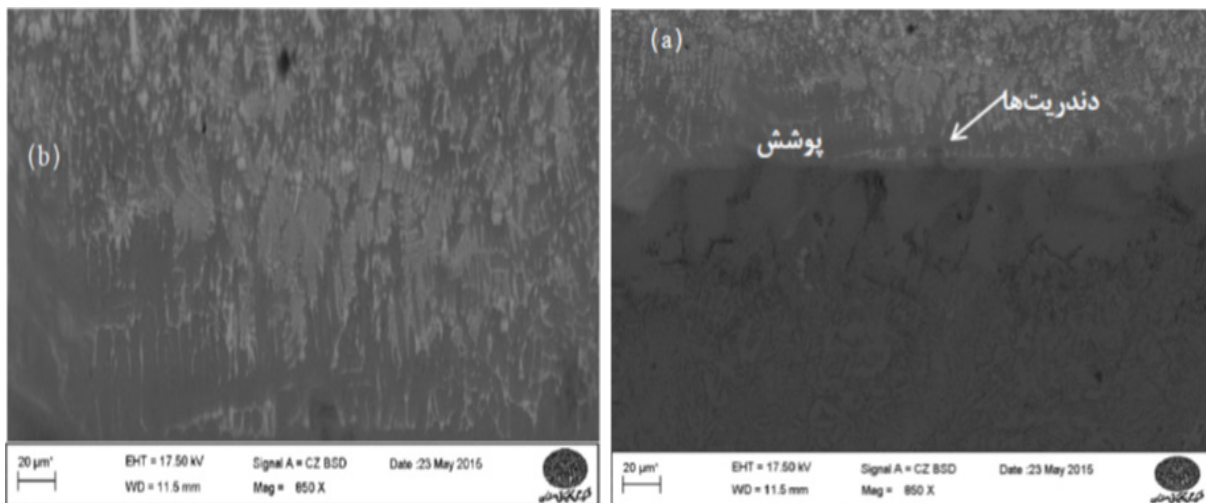
شکل ۲) تصاویر میکروسکوپی الکترونی از ریزساختار سطح پوشش با ذرات تقویت‌کننده ی پودر کاربید تنگستن.

زیرلایه کاملاً مشهود و بیانگر امکان نفوذ لایه ی پوشش در ساختار زیر لایه ی فولادی است. شکل ۴ تصویر میکروسکوپ الکترون روبشی (SEM) فصل مشترک پوشش و زیر لایه و منطق رشد دندریت ها را نشان می دهد. همان طور که از این شکل مشخص است، ریزساختار پوشش کاملاً متفاوت با زیرلایه می باشد. بررسی این تصاویر نشان می دهد که این پوشش ها ساختار دندریتی داشته که در نتیجه ی انجماد سریع در طی فرایند جوشکاری قوسی تنگستن-گاز به وجود آمده است. مشاهده می شود زیرساختار زیرلایه ی بدون تشکیل دندریت بوده اما پوشش با مقدار زیاد کاربید تنگستن دارای ساختار دندریتی می باشد.

چنانچه مشاهده می شود ساختار شامل دندریت در فاز آستنیتی محلول جامد گاما می باشد. در این شکل ذراتی که مشاهده می شوند ذرات کاربید تنگستن توزیع شده در ساختار می باشند. شکل ۳ مقطع جانبی پوشش های ایجاد شده را نشان می دهد. این تصاویر نشان دهنده ی تشکیل پوشش به صورت کامل بر روی سطح زیرلایه می باشد که با استفاده از روش پوشش دهی به روش جوشکاری TIG قابل دستیابی است. تصاویر میکروسکوپی نوری نشان دهنده ی حضور ذرات تقویت کننده ی کاربید تنگستن در زمینه ی محلول جامد می باشد. همان طور که مشاهده می شود با افزایش درصد کاربید تنگستن در ترکیب پوشش، مقداری از این ذرات در زیر لایه نیز نفوذ کرده اند. حضور این ذرات در بستر



شکل ۳ تصاویر میکروسکوپ نوری از مقطع پوشش های ایجاد شده (a) پوشش نیکل خالص (b) ۵ درصد کاربید تنگستن (c) ۱۰ درصد کاربید تنگستن (d) ۲۰ درصد کاربید تنگستن.



شکل ۴ تصویر میکروسکوپ الکترون روبشی (a) فصل مشترک پوشش و زیر لایه و (b) تصویر منطقه

بزرگ شده دندریت ها

### (۳) نتایج سختی سنجی

پس از پوشش دهی و بررسی ریز ساختار پوشش‌ها، سختی سطح نمونه‌ها مورد بررسی قرار گرفت. جدول ۳ نتایج سختی سنجی از سطح پوشش‌ها را نشان می‌دهد. مشاهده می‌شود که سختی نمونه‌های حاوی ذرات تقویت‌کننده‌ی کاربید تنگستن بیشتر از نمونه‌ای می‌باشد که فاقد این ذرات است. افزایش پودر سبب افزایش سختی پوشش می‌شود و در نتیجه منجر به کاهش فاصله‌ی بین بازوهای دندریتی و سلولی می‌شود. در نتیجه نمونه با مقدار پودر بیشتر افزایش سختی بیشتری را خواهد داشت.

جدول ۳) نتایج سختی سنجی (راکول HRC) نمونه‌های خام و پوشش داده شده.

ردیف	نوع پوشش	آزمون اول	آزمون دوم	آزمون سوم	میانگین
۱	خام	۲۲/۵	۲۳	۲۱	۲۲/۱
۲	۵ درصد WC	۲۶	۲۳/۵	۲۵	۲۴/۸
۳	۱۰ درصد WC	۴۴/۱	۵۰	۴۶/۵	۴۶/۸
۴	۲۰ درصد WC	۴۸/۱	۵۲/۳	۴۸/۵	۴۹/۶

چندین فرآیند مختلف ممکن است در این فرآیند در افزایش سختی پوشش ایجاد شده موثر باشند، یکی از آن‌ها وجود ذرات کاربید تنگستن است که به دلیل زیاد بودن سختی این ذرات، سختی پوشش نهایی نیز افزایش می‌یابد. مکانیزم دیگر انجماد سریع بعد از انجام فرآیند جوشکاری است که منجر به ریز شدن دانه‌ها شده و بر اساس رابطه ۱ (رابطه هال-پچ) باعث افزایش استحکام و سختی در مناطق جوشکاری شده می‌گردد.

$$\sigma_y = \sigma_0 + \frac{K}{\sqrt{D}} \quad \text{رابطه ۱}$$

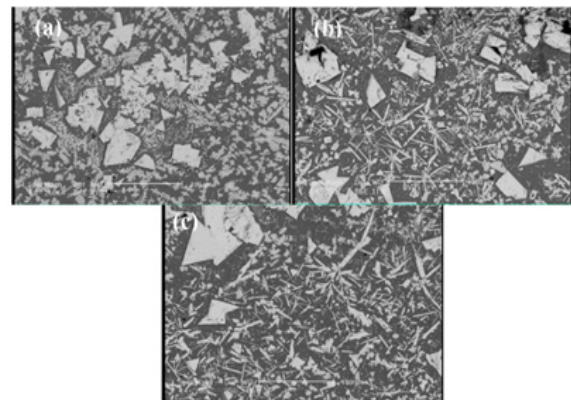
در رابطه‌ی فوق  $\sigma_0$  تنش اصطکاکی،  $K$  مقداری ثابت و  $D$  قطر دانه است که اگر قطر دانه یا اندازه‌ی دانه‌ها کاهش یابد میزان استحکام و سختی افزایش می‌یابد [۱۳]. یکی از عوامل دیگر افزایش سختی در پوشش، جلوگیری از رشد دانه‌ها در حین انجماد پوشش توسط ذرات WC است. حضور ذرات کاربید تنگستن درون پوشش به عنوان یک مانع در برابر رشد دانه‌ها عمل کرده، مانع از رشد دانه‌ها می‌گردد و ساختار دانه ریز می‌شود که این مسئله بر طبق رابطه‌ی قبل منجر به افزایش سختی پوشش می‌شود. یکی دیگر از مکانیزم‌های سختی، غیرقابل حل بودن ذرات کاربید تنگستن در زمینه‌ی فولاد بوده که منجر به افزایش سختی بر اساس مکانیزم پراکندگی سختی می‌گردد. در اینجا ذرات ریز کاربید تنگستن به عنوان یک فاز ثانویه در ساختار پوشش نقش بازی می‌کنند و بر اساس مکانیزم پراکنده‌ی سختی منجر به افزایش سختی پوشش مورد نظر می‌گردند [۱۳].

در اثر پوشش دهی در سطح فولاد با فرآیند جوشکاری TIG و استفاده از نیکل به عنوان پوشش، مناطق مختلفی در فولاد شکل می‌گیرد. شکل ۵ تصویر میکروسکوپی الکترونی از مقطع جانبی فولاد پوشش داده شده با نیکل را نشان می‌دهد. چنانچه ملاحظه می‌شود سطح مقطع جانبی را می‌توان به چهار ناحیه‌ی پوشش، فصل مشترک پوشش و زیر لایه، منطقه‌ی متأثر از حرارت (HAZ) و زیر لایه تقسیم نمود. این ناحیه‌ها از جهات مختلفی با یکدیگر تفاوت دارند.



شکل ۵) تصویر SEM ریزساختار منطقه‌ی پوشش، فصل مشترک، HAZ و زیر لایه.

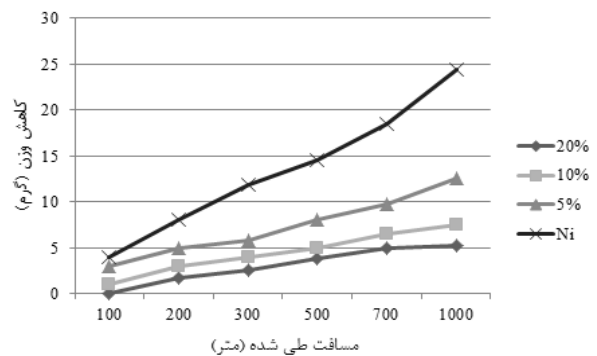
شکل ۶ تصویر SEM درصد‌های مختلف ذرات کاربید تنگستن توزیع شده در زمینه‌ی نیکل را نشان می‌دهد. مشاهده می‌شود که اندازه‌ی این ذرات در حدود ۲۰ میکرون می‌باشد. از روی ریزساختار و اندازه این ذرات می‌توان بیان کرد که ذرات در اثر جوشکاری تغییر شکل نیافته و حالت خود را از دست نداده‌اند. یکی از مشکلات استفاده از این ذرات، تجمع آن‌ها می‌باشد که باعث کاهش کارایی آن‌ها و نرسیدن به اهداف مورد نظر می‌باشد. در این تصویر مشاهده می‌شود که توزیع مناسبی از ذرات شکل گرفته است. این می‌تواند به دلیل مخلوط کردن و اولتراسونیک مناسب ذرات کاربید تنگستن و پودر نیکل قبل از استفاده باشد.



شکل ۶) تصویر SEM از سطح پوشش نیکل، همراه با ذرات کاربید تنگستن. (a) ۲۰٪ کاربید تنگستن (b) ۱۰٪ کاربید تنگستن (c) ۵٪ کاربید تنگستن.

### ۳) (۳) آزمون سایش

به منظور بررسی خواص تریبولوژیکی و مکانیزم سایش، نمونه‌ها تحت آزمون سایش قرار گرفتند و سطوح ساییده شده توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی بررسی شدند. شکل ۷ میزان کاهش وزن در اثر آزمون سایش را بر حسب مسافت طی شده به ترتیب برای نمونه‌های نیکل خالص، پوشش کامپوزیتی با ۵٪، ۱۰٪ و ۲۰٪ درصد از پودر کاربید تنگستن را نشان می‌دهد. با مقایسه‌ی نمودارها باهم مشخص می‌شود که با افزایش مقدار پودر کاربید تنگستن در پوشش ایجاد شده، مقاومت به سایش افزایش یافته‌است و بیش‌ترین مقاومت به سایش مربوط به نمونه‌ای با ۲۰٪ از کاربید تنگستن است.



شکل ۷) نمودار کاهش وزن بر حسب مسافت طی شده.

در حالت کلی، اگر مقدار کسر حجمی ذرات تقویت‌کننده‌ی کاربید تنگستن بیش از حد افزایش یابد، مقدار فاز زمینه بین ذرات کاربید تنگستن کاهش یافته و حتی در بعضی موارد این کاهش به حدی است که ذرات کاربید تنگستن باهم در تماس قرار می‌گیرند که این موضوع باعث کاهش تأثیرات حمایتی ذرات تقویت‌کننده در کاهش نرخ سایش می‌شود و بنابراین کاهش نرخ سایش با سرعت کمتری صورت گرفته و در بعضی موارد نیز باعث افزایش نرخ سایش می‌شود [۵]. شکل ۸ نمودار نرخ سایش در مورد پوشش بدون ذرات تقویت‌کننده و تأثیر افزایش مقدار ذرات تقویت‌کننده را نشان می‌دهد. همچنان که از این نمودار مشاهده می‌شود، نرخ سایش در مورد پوشش ایجاد شده دارای ۵ درصد پودر کاربید تنگستن به مراتب کمتر از پوشش بدون ذرات تقویت‌کننده است و بر همین اساس با افزایش مقدار ذرات تقویت‌کننده تا ۲۰ درصد، این نرخ سایش کمتر و مقاومت به سایش افزایش می‌یابد. دلیل این موضوع می‌تواند به افزایش سختی پوشش به واسطه‌ی افزودن ذرات تقویت‌کننده مرتبط باشد. با افزایش مقدار ذرات تقویت‌کننده (پودر کاربید تنگستن تا ۲۰ درصد) سختی پوشش اعمالی توسط فرایند TIG افزایش یافته که این موضوع منجر به کاهش نرخ سایش و افزایش مقاومت به سایش نمونه‌ی مورد نظر می‌شود.



شکل ۸) نرخ سایش در نمونه‌ی خام و تأثیر افزایش مقدار ذرات تقویت‌کننده‌ی کاربید تنگستن بر نرخ سایش.

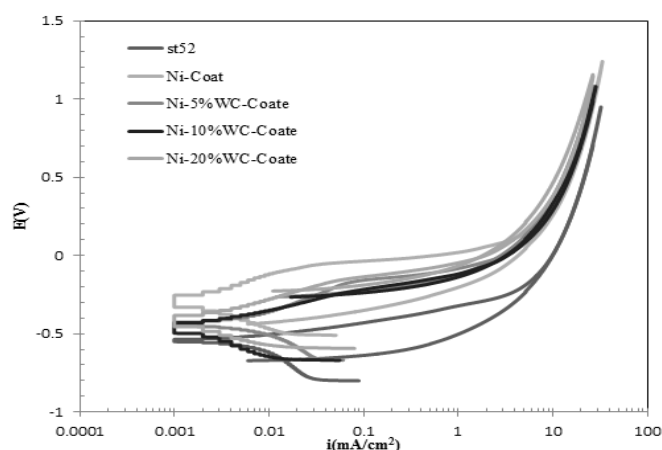
### ۳) (۴) آزمون خوردگی

پس از پوشش دهی بر روی فولاد مورد نظر، آزمون پلاریزاسیون تناوبی بر روی زیر لایه و همچنین زیر لایه به همراه پوشش نیکل خالص و همچنین پوشش نیکل به همراه ۵، ۱۰ و ۲۰ درصد کاربید تنگستن در محلول نمک طعام ۳/۵ درصد صورت پذیرفت. دلیل اینکه از آزمون پلاریزاسیون تناوبی به جای پلاریزاسیون تافل استفاده شد این است که با آزمون پلاریزاسیون تناوبی هم چگالی جریان خوردگی و هم رفتار خوردگی حفره‌ای مورد بررسی قرار می‌دهد. آزمون پلاریزاسیون تناوبی این نمونه‌ها در شکل ۹ و نتایج این آزمون در جدول ۴ گزارش شده است. در اسکن پتانسیل به سمت پتانسیل‌های آندی، پتانسیلی که در آن جریان به شدت افزایش می‌یابد، یا Eb همان پتانسیل گسیختگی موضعی لایه‌ی اکسیدی است [۱۴]. پس از رسیدن به یک مقدار مشخص از پتانسیل، جهت اسکن پتانسیل عکس شده و در جهت کاتدی ادامه می‌یابد که در نهایت منجر به تشکیل یک حلقه هیستریزس می‌گردد که بیانگر خوردگی حفره‌ای است. پتانسیلی که در آن چگالی جریان به شدت افت پیدا کرده و به میزان اولیه‌اش در لایه‌ی رویین می‌رسد پتانسیل غیرفعال شدن مجدد یا مراقبتی (Epr) نامیده شده و زیر این پتانسیل به هیچ‌وجه خوردگی حفره‌ای رخ نمی‌دهد [۱۵]. این پتانسیل از محل تلاقی شاخه‌ی برگشت با شاخه‌ی رفت قابل محاسبه است و هرچه این پتانسیل بالاتر باشد، مقاومت به خوردگی حفره‌ای بهتر است [۱۶]. بازگشت نمودار از جلوی نمودار قبلی نشانگر خوردگی حفره‌ای در نمونه‌ها می‌باشد. با توجه به نمودار پلاریزاسیون زیر لایه، رفتار زیر لایه در محلول، رفتاری فعال است و در بازگشت نمودار به دلیل اینکه قطع کردن نمودار در شاخه کاتدی رخ داده است. این نتیجه را می‌توان گرفت که پتانسیل خوردگی حفره‌ای کمتر (منفی‌تر) از پتانسیل خوردگی می‌باشد و با قرار دادن نمونه در محلول، خوردگی حفره‌ای شروع می‌شود. در نمودار پلاریزاسیون زیر لایه به همراه پوشش نیکل مشاهده می‌شود که رفتار این نمونه، نسبتاً رویین بوده



در همین راستا با توجه به نتایج نمودار پلاریزاسیون تناوبی در جدول ۴ مشاهده می‌شود که با افزایش درصد کاربرد تنگستن از ۵ تا ۲۰ درصد پتانسیل مراقبتی در برابر خوردگی حفره‌ای افزایش (مثبت‌تر) و چگالی جریان خوردگی کاهش یافته است. اختلاف پتانسیل نقطه‌ی Eb و Epr منطقه‌ی رشد حفره نامیده می‌شود [۱۴]. بنابراین ذکر این نکته نیز مهم است که هر چه منطقه بین پتانسیل شکست (Eb) و پتانسیل حفاظتی (Epr) کمتر باشد، حفاظت در برابر خوردگی حفره‌ای بیشتر است. ذکر این نکته نیز حائز اهمیت است که افزایش پتانسیل شکست، مقاومت بیشتر در برابر جوانه زنی حفره را نشان می‌دهد بنابراین با توجه به نتایج مشخص می‌شود که با افزایش درصد کاربرد تنگستن و رسیدن به ۲۰ درصد، پتانسیل شکست، بیش‌ترین (مثبت‌ترین) مقدار نسبت به نمونه‌های دیگر را دارا است و مقاومت بهتری نسبت به جوانه زنی حفره در مقایسه با دیگر نمونه‌ها از خود نشان می‌دهد.

اما با بازگشت نمودار همانند زیر لایه، قطع شدن نمودار در ناحیه‌ی کاتدی رخ داده است اما چگالی جریان خوردگی آن کمتر از نمونه‌ی بدون پوشش می‌باشد. پتانسیل خوردگی در این حالت بیشتر از نمونه‌ی بدون پوشش است که این موضوع به دلیل خواص ذاتی مقاومت به خوردگی بالای فلز نیکل می‌باشد. در نمودار پلاریزاسیون تناوبی پوشش دار نیکلی به همراه ۵، ۱۰ و ۲۰ درصد کاربرد تنگستن، این‌گونه مشاهده می‌شود که رفتار نمونه‌ها رفتاری رویین می‌باشد. تفاوت نمونه‌هایی که در پوشش آن‌ها کاربرد تنگستن وجود داشت با پوششی که در غیاب کاربرد تنگستن بود این است که قطع کردن نمودار در بازگشت، در ناحیه‌ی آندی رخ داده است، به همین دلیل پتانسیل در نقطه‌ی قطع کردن نمودار در ناحیه‌ی آندی، پتانسیل مراقبتی گفته می‌شود، به صورتی که هر چه این پتانسیل بیشتر (مثبت‌تر) باشد رفتار نمونه در برابر خوردگی حفره‌ای بیشتر است.



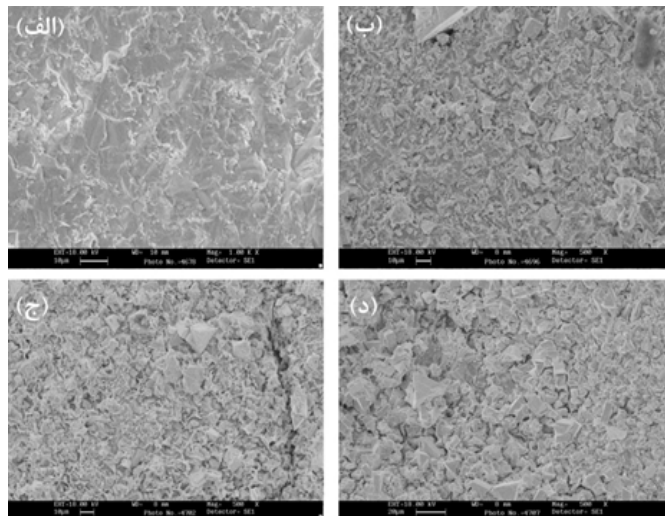
شکل ۹) پلاریزاسیون تناوبی فولاد St52 بدون پوشش و با پوشش نیکل خالص و نیکل با ۵، ۱۰ و ۲۰ درصد کاربرد تنگستن.

جدول ۴) نتایج به دست آمده از آزمون پلاریزاسیون تناوبی.

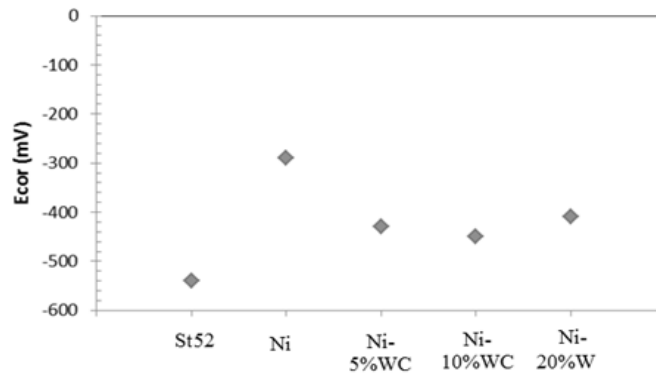
نمونه	Ecorr (V)	Icorr (A/cm <sup>2</sup> )	$\beta_a$ (v/decade)	$\beta_c$ (v/decade)	Eb (V)	Epr (V)
فولاد St52	-۰/۵۴	۴/۲۸×۱۰-۶	-۰/۰۹	۰/۳۸	-	-۰/۶۶
فولاد St52 با پوشش نیکل خالص	-۰/۲۹	۲/۸۹×۱۰-۶	-۰/۲۵	۰/۲۷	-۰/۱۱	-۰/۴۳
فولاد St52 با پوشش نیکل و WC 5%	-۰/۴۳	۹/۵۶×۱۰-۷	-۰/۳۷	۰/۳۴	-۰/۲۰	-۰/۲۵
فولاد St52 با پوشش نیکل و WC 10%	-۰/۴۵	۷/۸۵×۱۰-۷	-۰/۱۴	۰/۲۷	-۰/۲۱	-۰/۲۴
فولاد St52 با پوشش نیکل و WC 20%	-۰/۴۱	۷/۱۵×۱۰-۷	-۰/۱۷	۰/۲۲	-۰/۱۸	-۰/۲۰

بهبتر شده است که این موضوع با استفاده از آزمون پلاریزاسیون تناوبی در شکل ۹ و نتایج آن در جدول ۴ اثبات گردید. شکل ۱۱ نشان دهنده ی پتانسیل خوردگی نمونه می باشد. پتانسیل خوردگی نمونه با پوشش کامپوزیتی نیکل با ۲۰ درصد ذرات تقویت کننده ی کاربید تنگستن برابر ۰/۴۱- ولت می باشد ولی پتانسیل خوردگی نمونه بدون پوشش ۰/۵۴- ولت می باشد که این نشان دهنده ی مثبت تر بودن پتانسیل خوردگی نمونه پوشش دار به همراه ۲۰ درصد کاربید تنگستن نسبت به نمونه ی بدون پوشش می باشد. ذکر این نکته نیز حائز اهمیت است که هر چه پتانسیل خوردگی نمونه ای در محلول مثبت تر باشد، نشان دهنده ی نجیب تر بودن آن در محیط مورد نظر است. همچنین از نمودار پلاریزاسیون ملاحظه می شود که با افزایش درصد فاز تقویت کننده به سمت مناطق رویین تر (اعداد مثبت تر) و به سمت چپ انتقال یافته است و این به این معنا است که با افزایش درصد فاز تقویت کننده از ۵ تا ۲۰ درصد چگالی جریان خوردگی کاهش یافته است.

با افزودن ۵ درصد از ذرات تقویت کننده ی WC، حلقه ی هیستریسیس مربوط به رشد حفره بزرگ است (شکل ۹) که بدین معنا می باشد که در این نمونه، رشد حفره به سهولت صورت می گیرد. با افزودن ۱۰ و ۲۰ درصد از ذرات تقویت کننده ی WC حلقه ی هیستریسیس مربوط به رشد حفره به ترتیب کاهش پیدا کرده است (شکل ۹) که دلیل بر این است که با افزایش مقدار فاز تقویت کننده تا ۲۰ درصد، رشد حفره به تأخیر می افتد و کمتر صورت می گیرد. دلیل این موضوع را این گونه می توان بیان کرد که در اثر افزایش پودر کاربید تنگستن توزیع یکنواخت این ذرات در ریز ساختار نیکلی افزایش می یابد. شکل ۱۰ تصاویر SEM تهیه شده از سطح خوردگی یکنواخت نمونه های نیکل خالص، ۵، ۱۰ و ۲۰ درصد ذرات تقویت کننده کاربید تنگستن را نشان می دهد. همان طور که از این شکل مشخص است با افزایش ذرات تقویت کننده ی کاربید تنگستن به دلیل کاهش فاصله ی بین ذرات و اینکه زمینه ی فولادی کمتر در معرض محیط خورنده قرار می گیرد، شرایط خوردگی از لحاظ مقاومت به خوردگی

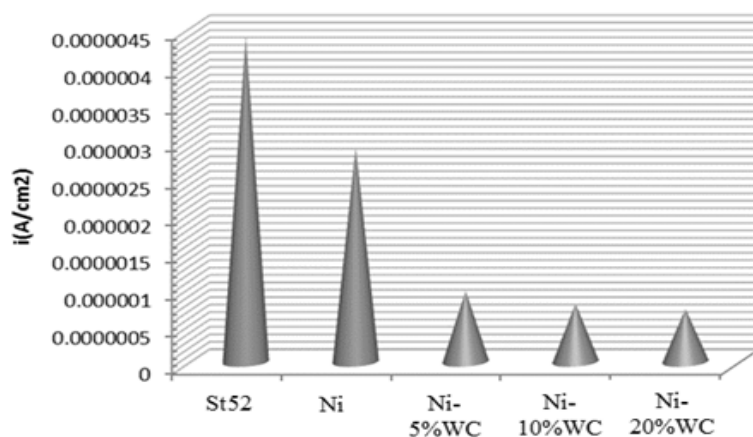


شکل ۱۰ (۱۰) تصویر SEM از سطح نمونه های خورده شده، (الف) پوشش نیکلی، (ب) پوشش با ۵ درصد، (ج) ۱۰ درصد و (د) ۲۰ درصد کاربید تنگستن.



شکل ۱۱ تغییر پتانسیل خوردگی نمونه بدون پوشش و افزایش ذرات تقویت کننده در پوشش کامپوزیتی.

در حالت کلی افزایش ذرات تقویت کننده تا مقدار ۲۰ درصد باعث بهبود شرایط خوردگی شده و مقاومت به خوردگی یکنواخت افزایش می یابد. شکل ۱۳ سطح خوردگی اطراف ذرات تقویت کننده را نشان می دهد. همان طور که در این شکل نشان داده شده است، مناطق اطراف آن خورده شده و ذرات تقویت کننده در زمینه ی فولادی نقش کاتد را بازی و زیرلایه ی فولاد نقش آند را بازی می کند و اطراف ذرات تقویت کننده ی کاربید تنگستن خورده می شود.

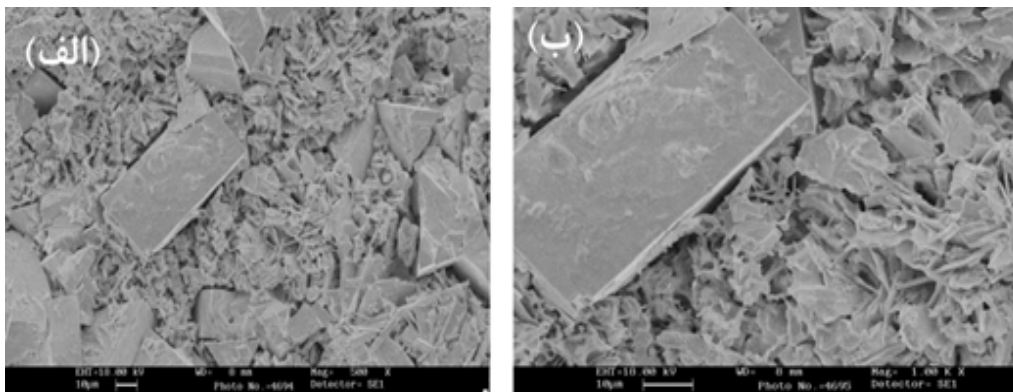


شکل ۱۰ تغییر دانسیته جریان خوردگی در نمونه بدون پوشش و پوشش کامپوزیتی با درصدهای مختلفی از ذرات تقویت کننده

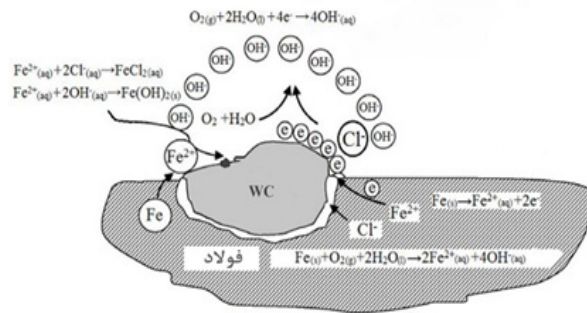
شما تیک فرایندهای الکتروشیمیایی در حین خوردگی در محلول سدیم کلرید ۳/۵ درصد اطراف ذرات کاربید تنگستن در شکل ۱۴ نشان داده شده است. همان طور که از این شکل دیده می شود، محصول اصلی خوردگی نمونه ها هیدروکسید آهن (Fe(OH)<sub>2</sub>) بوده که به تشکیل لایه ی سطحی کمک نموده است. لازم به ذکر است وجود یون های کلر در محلول خورنده نیز با تشکیل رسوباتی نظیر کلرید آهن (FeCl<sub>2</sub>) به ایجاد لایه ی سطحی کمک نموده است. در مورد نمونه ی کامپوزیتی همان طور که در بالا بیان شد به علت اینکه ذرات کاربیدی در ساختار نقش کاتدی دارند، یون اکسیژن در اطراف و سطح این ذرات احیاء شده و ایجاد خوردگی گالوانیک می نماید. در بیان مکانیزم خوردگی حفره ای پوشش های کامپوزیتی، محققان به چند مرحله اشاره کرده اند [۱۷]. مرحله ی اول شامل فرایندهایی است که در درون پوشش کامپوزیتی به صورت تغییرات میکروسکوپی رخ می دهد. مرحله ی دوم تشکیل، رشد و غیرفعال شدن حفره ای شبه پایدار در زیر پتانسیل بحرانی حفره دار شدن را نشان می دهد و مرحله ی سوم شامل رشد حفره های پایدار پتانسیل بحرانی حفره دار شدن است. در مرحله ی نخست به ترکیب و ساختار پوشش کامپوزیتی بستگی دارد. به عبارت دیگر این مراحل به ترکیب شیمیایی فیلم، نحوه حضور و توزیع میکرو عیب ها وابسته است [۱۸].

شکل ۱۲ جریان خوردگی نمونه ی بدون پوشش و با پوشش هایی با درصدهای مختلفی از ذرات تقویت کننده ی کاربید تنگستن را نشان می دهد که با اعمال پوشش و افزایش درصد فاز تقویت کننده جریان خوردگی نسبت به حالت بدون پوشش کاهش می یابد. این نتایج نشان دهنده ی این است که با افزایش درصد فاز تقویت کننده ی کاربید تنگستن تا مقدار ۲۰ درصد در حالت کلی مقاومت به خوردگی (خوردگی یکنواخت) افزایش یافته است.

حضور ذرات تقویت کننده در کامپوزیت، باعث ایجاد خوردگی گالوانیک در ساختار می شود که این ذرات در زمینه ی نیکل به عنوان کاتد و زمینه ی نیکلی به عنوان آند است. البته حضور این ذرات در کامپوزیت یک نقش دوگانه را ایفا می کند. یکی این که این لایه باعث خوردگی گالوانیک در زمینه ی نیکلی می شود و دومین مورد این که به عنوان یک سد سینتیکی در برابر حل شدن در محلول می باشد. اگر سطح آند (نیکل) از سطح کاتد (ذرات کاربید تنگستن) بیشتر باشد، فاز کاتدی در مرزها نمی تواند به عنوان سد سینتیکی در برابر حل شدن دانه ها باشد و حل شدن دانه ها صورت می گیرد. در نتیجه این لایه ها به عنوان مکان هایی برای خوردگی گالوانیک عمل می کند. از طرفی دیگر، مقاومت به خوردگی فصل مشترک بین فلز و محلول کاملاً به انرژی داخلی سطح نمونه بستگی دارد که با افزایش انرژی داخلی مقاومت به خوردگی کاهش پیدا می کند [۱۷]. انجام جوشکاری و سرمایه ی نسبتاً سریع بعد از این فرایند باعث به وجود آمدن ساختار ریزدانه با درصد حجمی بالایی از مرز دانه های غیر تعادلی و افزایش انرژی داخلی می شود. در نتیجه با افزایش مقادیر پودر و افزایش حرارت ورودی در جوشکاری به دلیل توزیع بهتر و بیشتر این ذرات تقویت کننده ی مقاومت به خوردگی یکنواخت نسبت به پوشش نیکل خالص به مقدار کمی کاهش می یابد.



شکل ۱۳ (الف) خوردگی اطراف ذرات تقویت کننده WC و (ب) تصویر الف با بزرگنمایی بالاتر



شکل ۱۴ شماتیک نشان دهنده ی خوردگی اطراف ذرات تقویت کننده ی WC [۱۷].

#### ۴) نتیجه گیری

در این پژوهش لایه‌ای از کامپوزیت نیکل به همراه ذرات تقویت کننده ی WC بر روی فولاد ساده ی کربنی (St52) توسط روش جوشکاری قوس الکتروود تنگستن - گاز ایجاد شد و نتایج زیر به دست آمد:

- ذرات تقویت کننده ی کاربید تنگستن در ریزساختار پوشش کامپوزیتی اعمال شده بر روی زیرلایه فولادی توسط تصاویر نوری و SEM نشان داده شده است.
- نتایج حاصل از سختی سنجی نشان داد که بیشترین سختی پوشش متعلق به پوشش کامپوزیتی نیکل با ۲۰ درصد کاربید تنگستن است (۴۹/۶ راکول C)، که دلیل آن درصد بالای پودر نسبت به نمونه‌های دیگر می‌باشد که این عامل باعث ریزتر شدن دانه‌ها می‌شود.
- سرعت سایش سطوح پوشش کامپوزیت داده شده در درصدهای ۵، ۱۰ و ۲۰ درصد کاربید تنگستن به ترتیب برابر ۱۲/۵۶، ۷/۵۲ و ۵/۲۸ میلی‌گرم بر متر بود که بسیار کمتر از نمونه ی بدون پوشش (۲۴/۴۱ میلی‌گرم بر متر) می‌باشد.
- بهترین رفتار خوردگی در میان پوشش‌های کامپوزیتی متعلق به پوشش کامپوزیتی نیکل با ۲۰ درصد کاربید تنگستن بود که دارای چگالی جریان خوردگی  $7/15 \times 10^{-7}$  آمپر بر سانتیمتر مربع می‌باشد.

بر اساس مدل نقطه‌ای در بیان مکانیزم حفره‌دار شدن پوشش‌های کامپوزیتی، یون‌های کلر با اشغال جاهای خالی آنیونی درون فیلم محافظ اکسیدی بر روی ریزساختار نیکلی نفوذ می‌کنند؛ در نتیجه جاهای خالی آنیونی کاهش یافته و در عوض تعداد جاهای خالی کاتیونی زیاد می‌شود. در اثر تجمع جاهای خالی کاتیونی در فصل مشترک فلز/اکسید، فیلم محافظ از آن محل دچار خوردگی موضعی می‌گردد [۱۹].

فرآیند جوشکاری از دو طریق می‌تواند روی خوردگی حفره‌ای پوشش‌های کامپوزیت‌ها و آلیاژهای آن تأثیرگذار باشد. چنین به نظر می‌رسد که با ایجاد سرمایش شدید بعد از فرآیند جوشکاری، ریزدانه شدن و در نتیجه افزایش سطح انرژی آلیاژ بعد از فرآیند جوشکاری، از عوامل کاهش مقاومت به خوردگی حفره‌ای این پوشش‌های کامپوزیت باشد. از سوی دیگر اعمال کرنش شدید بعد از این فرآیند، سبب افزایش، ریز شدن و توزیع یکنواخت تر لایه‌های ذرات تقویت کننده ی کاربید تنگستن در زمینه ی آلیاژ می‌گردد. حفره‌دار شدن با ایجاد پیل‌های گالوانیکی موضعی در فصل مشترک زمینه/ذرات تقویت کننده آغاز می‌شود. رشد حفره‌ها در فازهای کاتدی در نواحی مجاور فاز و در نواحی آندی در داخل فاز رخ می‌دهد [۱۸].

[۵] Deng D, Zhang L, Niu T, Liu H, Zhang H, Microstructures and Wear Performance of PTAW Deposited Ni-Based Coatings with Spherical Tungsten Carbide, *Metals* 5, 2015, 1984-1996.

[۶] Tosun G, Ni-WC coating on AISI 1010 steel using TIG: microstructure and microhardness, *Arabian Journal for Science and Engineering* 39, 2014, 2097-2106.

[۷] Wang S W, Lin Y C, Tsai Y Y, The effects of various ceramic-metal on wear performance of clad layer, *Journal of Materials Processing Technology* 140, 2003, 682-687.

[۸] Yilmaz S O, Wear behavior of gas tungsten arc deposited FeCr, FeCrC, and WC coatings on AISI 1018 steel, *Surface & Coatings Technology* 201, 2006, 1568-1575.

[۹] مهدی حاجی هاشمی، قاسم عظیمی و مرتضی شمعیان، بررسی خواص لایه های سطحی پوشش دهی شده بر روی فولاد ساده کربنی. پنجمین همایش مشترک انجمن مهندسين متالورژی و جامعه علمی ريخته گری ایران، ۱۳۹۰، تهران، ایران.

[۱۰] Chen J H, Chen P N, Lin C M, Chang C M, Chang Y Y, Wuat W, Characterization of multi-element alloy claddings manufactured by the tungsten inert gas process, *Surface & Coatings Technology* 203, 2009, 2983-2988.

[۱۱] Lu S P, Kwon O Y, Kim T B, Kim K H, Microstructure and wear property of Fe-Mn-Cr-Mo-V alloy cladding by submerged arc welding, *Journal of Materials Processing Technology* 147, 2004, 191-196.

[۱۲] امیر ساعتیان و محمود حیدرزاده سهمی، بررسی رفتار سایشی لایه کامپوزیتی بر روی سطح فولاد TIG ایجاد شده به روش TiC حاوی ذرات تقویت کننده. دهمین سمینار ملی مهندسی سطح، ۱۳۸۸، اصفهان، ایران، AISI 1045.

[۱۳] Buytoza S, Ulutamb 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.

• در نمودار پلاریزاسیون تناوبی مشخص شد که در پوشش نیکل خالص، در بازگشت قطع شدن نمودار در ناحیه ی کاتدی رخ می دهد که نشانگر آن است که پتانسیل حفره ی منفی تر از پتانسیل خوردگی نمونه می باشد و در لحظه ی ورود نمونه به محلول، خوردگی حفره ای آغاز می شود.

• با وجود ذرات تقویت کننده در پوشش نیکل، قطع شدن نمودار در پلاریزاسیون تناوبی در ناحیه ی آندی رخ می دهد و پتانسیل حفاظتی یا مراقبتی در پوشش شامل ۲۰ درصد کاربید تنگستن از همه نمونه ها بیشتر و یا مثبت تر (۲۰۰- میلی ولت) است.

• در بین پوشش های کامپوزیتی، پوشش نیکل با ۲۰ درصد کاربید تنگستن دارای بیشترین یا مثبتترین مقدار پتانسیل شکست (۱۸۰- میلی ولت) بود که نشانگر مقاومت به جوانه زنی حفره ای بیشتر نسبت به نمونه های دیگر می باشد.

• در بین پوشش های کامپوزیتی، پوشش نیکل با ۲۰ درصد کاربید تنگستن دارای کوچکترین منطقه ی جوانه زنی در بین نمونه ها بود. در نهایت در این پژوهش نشان داده شد با ایجاد پوشش کامپوزیتی نیکل با ذرات تقویت کننده کاربید تنگستن به روش جوش کاری قوس تنگستن- گاز می توان خواص سایشی، سختی و مقاومت به خوردگی فولادهای کم کربن مانند St۵۲ را افزایش داد. همچنین نتایج همی آزمون ها نشان می دهد بهترین حالت برای نمونه با ۲۰ درصد وزنی کاربید تنگستن می باشد.

## ۵) مراجع

[۱] Dillon C P, Corrosion resistance of stainless steels, CRC Press, New York, 1995, 25-44.

[۲] Philip A, Schweitzer PE, Paint and Coatings: Applications and Corrosion Resistance, CRC Press, New York, 2005, 365-93.

[۳] Allahyarzadeh M H, Aliofkhaezrai M, Rezvanian A R, Torabinejad V, Sabour Rouhaghdam A R, Ni-W electrodeposited coatings: Characterization, properties and applications, *Surface & Coatings Technology* 307, 2016, 978-1010.

[۴] Heidarshenas B, Hussain G, Development of Ti/ Cr23C6 Composite Coating on St304 Substrate through TIG Process, Preprints, 2017, doi: 10.20944/preprints201704.0079.v1.

- [۱۴] Stansbury E E, Buchanan R A, Fundamentals of electrochemical corrosion, ASM International, Ohio, 2000, 183-228.
- [۱۵] Szklarska-Smialowska Z, Pitting and crevice corrosion, NACE International Houston, Texas, 2005.
- [۱۶] Szklarska-Smialowska Z, Review of literature on pitting corrosion published since 1960, Corrosion 27, 1971, 223-233.
- [۱۷] Fontana M G, Corrosion Engineering, McGraw-Hill, Third edition, Singapore, 1986, 73-256.
- [۱۸] Scully J R, Gebert A, Payer J H, Corrosion and related mechanical properties of bulk metallic glasses, Journal of Materials Research 22, 2007, 302-313.
- [۱۹] Saleh R, Ismail A, El-Hosary A, Corrosion Inhibition by Naturally Occurring Substances: VII. The effect of aqueous extracts of some leaves and fruit-peels on the corrosion of steel, Al, Zn and Cu in acids, British Corrosion Journal 17, 1982, 131-135.