

**ریزساختار و خواص مکانیکی فولاد A283 رویه‌کاری شده توسط اینکونل ۶۲۵ و فولاد ۳۴۷ به روش GTAW\***

مقاله پژوهشی

فرهاد استوان<sup>(۱)</sup>

**چکیده** در این تحقیق، تأثیر لایه‌نشانی پوششی دوگانه بر روی خواص ریزساختاری و مکانیکی زیرلایه‌های فولاد A283 مورد مطالعه قرار گرفته است. از دو نوع فلز پرکننده مختلف از جنس فولاد زنگ‌نزن ۳۴۷ و اینکونل ۶۲۵ به منظور پوشش‌دهی با به‌کارگیری فرایند جوش قوسی تنگستن-گاز (Gas Tungsten Arc Welding) (GTAW) استفاده شد و به کمک آزمون‌های میکروسکوپی و مکانیکی خواص روکش حاصل مورد بررسی قرار گرفت. مشاهدات میکروسکوپی نشان داد، در جایی که یک لایه روکش اعمال شد، به دلیل نرخ انجماد بالا، ریزساختار به شکل دندریت‌های ستونی در آمد. با اعمال لایه دوم، مورفولوژی دندریتی ستونی در لایه اول تغییر یافت و به حالت دندریت‌های سوزنی و جزیره‌ای درآمد. طیف سنجی پراکندگی انرژی پرتو ایکس (Energy Disperse X-ray Spectroscopy) (EDS) حضور رسوبات کاربیدی را در هر دو نوع پوشش تأیید کرد. آزمون اسکن خطی نشان داد، تغییرات غلظت شیمیایی عناصر از زیرلایه به سمت پوشش ۳۴۷ و سپس پوشش ۶۲۵ با شیب ملایمی صورت گرفت و در مقابل، با به‌کارگیری آلیاژ ۶۲۵ بر روی زیرلایه و بدون لایه واسط ۳۴۷، تغییرات غلظت عناصر زیاد بود. نتایج آزمون سختی سنجی و سایش نشان داد که بیشترین میزان سختی و مقاومت به سایش متعلق به روکش اینکونل ۶۲۵ است. در قیاس با سختی و مقاومت به سایش زیرلایه فولاد A283 اعمال روکش اینکونل ۶۲۵ سبب افزایش سختی در حدود ۴۱٪ و بهبود مقاومت به سایش تا حدود ۲/۵ برابر زیرلایه فولاد A283 گردید. همچنین اعمال یک لایه روکش ۳۴۷ بر روی زیرلایه سبب بهبود سختی به میزان حدود ۱۸٪ و مقاومت به سایش تا حدود ۱/۷ برابر گردید.

**واژه‌های کلیدی** جوش کاری GTAW، فولاد A283، روکش کاری، اینکونل ۶۲۵، فولاد زنگ‌نزن ۳۴۷.

**مقدمه**

و ترموشیمیایی و ۳) ایجاد یک روکش در سطح ماده. برای ایجاد یک روکش مناسب از روش‌های مختلفی نظیر پوشش‌دهی با لیزر [3]، پوشش‌دهی با پرتو الکترونی [4]، رسوب‌دهی شیمیایی از فاز بخار (Chemical Vapor Deposition) (CVD) [5]، پوشش‌دهی از طریق اسپری کردن [6] و یا پوشش‌دهی از طریق جوش قوسی تنگستن-گاز [7] استفاده می‌شود. یکی از فرایندهای متداول برای پوشش‌دهی سطوح فولادها، استفاده از روش GTAW به دلیل ارزانی، قابلیت ایجاد ضخامت پوشش مناسب، چسبندگی خوب پوشش به زیرلایه و نرخ رسوب‌گذاری بالا می‌باشد [8].

از طرفی خواص مکانیکی، مقاومت به خوردگی و حساسیت به ترک گرم اتصال یا پوشش، به ترکیب شیمیایی و نحوه انجماد فلز جوش بستگی دارد. به هنگام طراحی یک اتصال جوش کاری، موارد اساسی هم‌چون رقت، خواص

آلیاژ A283 یک نوع فولاد کم‌کربن می‌باشد که عمده مصرف آن در مخازن تحت فشار و برج‌های خنک‌کننده در صنایع پالایشگاهی و صنایع نیروگاهی می‌باشد. این فولادها در طول عمر کاری خود، به خصوص در نواحی پر تنش، به مرور دچار ساییدگی و کاهش ضخامت می‌گردند و از آنجایی که این آلیاژها به‌طور معمول دارای مقاومت به سایش بالایی نیستند، کاربردشان در مواردی با محدودیت مواجه می‌شوند و از این رو عملیات مقاوم‌سازی سطحی بر روی این فولادها از اهمیت فراوانی برخوردار است [1].

به‌طور کلی در مهندسی سطح از سه روش کلی برای بهبود شرایط سطحی استفاده می‌شود [2] که عبارتند از (۱) اصلاح خواص سطحی بدون تغییر ترکیب شیمیایی ماده پایه، (۲) تغییر ترکیب شیمیایی سطح با انجام عملیات نفوذ شیمیایی

\* تاریخ دریافت مقاله ۱۳۹۹/۱۲/۱۶ و تاریخ پذیرش آن ۱۴۰۰/۹/۷ می‌باشد.

(۱) نویسنده مسئول، استادیار گروه مهندسی مواد- متالورژی، واحد بندرعباس، دانشگاه آزاد اسلامی، بندرعباس، ایران.

نواحی بین دندریتی ریزساختار پوشش گزارش کردند. جدایش مولیبدن و نیکل در تحقیقی دیگر توسط فریاس و همکاران (Farias et al.) [13] نیز گزارش شد. آن‌ها توسط فرایند جوش قوس پلاسمای پودری انتقالی یک لایه اینکونل ۶۲۵ را بر روی سطح لوله فولادی (حاوی ۹ درصد نیکل) رسوب‌گذاری کرده بودند.

اگرچه آلیاژ اینکونل ۶۲۵ در بسیاری از مطالعات به‌عنوان یک انتخاب مؤثر در بهبود خواص مکانیکی و خوردگی معرفی شده است [14,15]، با این حال جوش‌پذیری آلیاژهای اینکونل به دلیل جدایش رسوبات در منطقه فلز جوش و منطقه متأثر از حرارت چالش برانگیز می‌باشد. تحت چنین شرایطی احتمال بروز ترک‌های انجمادی بسیار بالا می‌باشد. هم‌چنین جدایش نیوبوم نیز محتمل می‌باشد که سبب تشکیل فازهای شکننده (ترد) غنی از نیوبوم در مناطق بین دندریتی در حین انجماد فلز جوش می‌شود. فازهای غنی از نیوبوم تأثیر قابل توجهی بر خواص مکانیکی، خوردگی و جوش‌پذیری قطعات خواهند داشت. هم‌چنین میزان بالای کروم در ترکیب شیمیایی این آلیاژ سبب کاهش هدایت حرارتی در حین جوش‌کاری می‌شود که این می‌تواند منجر به ایجاد ترک، اعوجاج و یا جوش سطحی در لبه‌های اتصال شود [16].

فولاد زنگ‌نزن آستنیتی ۳۴۷، یکی دیگر از پرمصرف‌ترین فولادهای زنگ‌نزن در صنعت و در فرایند پوشش‌دهی می‌باشد که به‌میزان گسترده‌ای در کاربردهای دما بالا، جایی که مقاومت به خوردگی در محیط‌های آبی اهمیت دارد، مورد استفاده قرار می‌گیرد. این فولاد در صنایع نفت و گاز، پالایشگاه و نیروگاه‌های تولید برق کاربرد فراوان دارد [17]. وجه تمایز این آلیاژ با دیگر آلیاژهای فولاد زنگ‌نزن حضور عنصر نیوبوم در ترکیب شیمیایی آن می‌باشد. عنصر کربن در دمای بالا با کروم که نقش حفاظت‌کنندگی دارد واکنش دارد و در نواحی مجاور مرزدانه، کاربید کروم ( $Cr_{23}C_6$ ) را تشکیل می‌دهد که سبب کاهش شدید مقاومت به خوردگی آلیاژ می‌شود. حضور نیوبوم می‌تواند تشکیل کاربید کروم را با تشکیل کاربید نیوبوم ( $Nb(C, N)$ ) به

متالورژیکی فلز جوش و خواص فیزیکی و مکانیکی آن، باید در نظر گرفته شود. زمانی که دو فلز در یکدیگر ذوب و با هم مخلوط می‌شوند، فازهای کمپلکس یا ترکیبات بین فلزی تشکیل می‌گردند؛ در این حالت یک روکش کاری ذوبی موفق در گرو انتخاب یک فلز پرکننده مناسب برای جلوگیری از ایجاد چنین فازهایی می‌باشد [9]. آلیاژ اینکونل ۶۲۵ (به‌عنوان یک فلز پرکننده پرکاربرد) یکی از آلیاژهای پایه نیکل است که به‌خاطر استحکام خزشی بالا، مقاومت به اکسیداسیون بالا تا دمای  $1800\text{ }^{\circ}\text{C}$ ، مقاومت به خستگی مناسب، مقاومت به خوردگی بالا و... کاربردهای زیادی در صنایع پیشرفته پیدا کرده است. تاکنون تحقیقاتی بسیاری در زمینه پوشش‌دهی آلیاژ اینکونل ۶۲۵ بر روی زیرلایه‌های متفاوتی صورت گرفته است که اکثر آن‌ها کارآمدی و توانمندی این آلیاژ را در ایجاد یک پوشش مناسب با خواص ذکر شده تأیید می‌کنند.

به‌عنوان مثال در تحقیق اخیر که توسط استوان و همکاران [10] صورت گرفت، یک لایه روکش اینکونل ۶۲۵ بر روی سطح فولاد کربنی A517 توسط روش GTAW رسوب‌گذاری شد. نتایج آن‌ها نشان داد که مقاومت به خوردگی پوشش در حدود ۱۷۰ برابر بیشتر از زیر لایه بدون پوشش بود و هم‌چنین میزان سختی روکش در حدود ۲۴۰ ویکرز به‌دست آمد که بسیار بالاتر از زیرلایه بود. ژو و همکاران (Xu et al.) [11] با به‌کارگیری فرایند پوشش‌دهی با لیزر، یک لایه آلیاژ اینکونل ۶۲۵ را بر روی سطح فولاد ضد زنگ ۳۱۶ رسوب‌گذاری کردند. نتایج این تحقیق نشان‌دهنده مقاومت به خوردگی و استحکام فوق‌العاده پوشش در مقایسه با زیرلایه بود. با این حال وجود یک ناحیه امتزاج‌نیافته در نزدیکی مرز اتصال پوشش و زیرلایه سبب کاهش مدول یانگ و سختی در آن ناحیه شده بود. پروین کومار و همکاران (Parvin Kumar et al.) در تحقیقی دیگر [12] ریزساختار و خواص مکانیکی پوشش اینکونل ۶۲۵ ایجادشده توسط GTAW را بر روی فولاد ضدزنگ 316L مورد بررسی قرار دادند. نتایج این تحقیق، نشان‌دهنده مقاومت به سایش عالی و افزایش استحکام نهایی به‌میزان ۱۷٫۸ درصد بود. آن‌ها هم‌چنین، وجود رسوبات غنی از مولیبدن و نیوبوم را در

سطح فولاد A283 از دو نوع فلز پرکننده مختلف شامل آلیاژ فولاد زنگ‌نزن ۳۴۷ و سوپرآلیاژ اینکونل ۶۲۵ استفاده شد. جدول (۱) ترکیب شیمیایی فلز پایه و فلزات پرکننده مورد استفاده را نشان می‌دهد.

عملیات سنباده‌زنی سطوح به‌منظور حذف لایه‌های اکسیدی و دیگر آلودگی‌ها تا سنباده شماره ۱۰۰۰ بر روی کلیه ورق‌ها انجام شد و سپس سطح حاصل توسط استون چربی زدایی گردید. با توجه به این‌که هدف از این تحقیق بررسی تأثیر نوع پوشش بر بهبود خواص زیرلایه فولاد کربنی بود، تغییرات نوع فیلتراد و همچنین ترتیب قرارگیری هریک از لایه‌ها، به‌عنوان متغیر اصلی تحقیق در نظر گرفته شد. نمونه اول شامل زیرلایه اولیه بدون پوشش (شکل ۱- الف) است که به‌عنوان نمونه مرجع شناخته می‌شود و خواص به‌دست‌آمده از دیگر نمونه‌ها با این نمونه مقایسه می‌گردد. در نمونه دوم (شکل ۱- ب) از یک لایه پوشش از جنس فولاد زنگ‌نزن ۳۴۷ استفاده شد. در نمونه سوم (شکل ۱- ج) نیز پس از اعمال یک لایه پوشش از جنس آلیاژ ۳۴۷، یک لایه آلیاژ ۶۲۵ اعمال گردید. برای تهیه نمونه چهارم (شکل ۱- د) از یک لایه سوپرآلیاژ اینکونل ۶۲۵ استفاده گردید.

جوش کاری GTAW، توسط دستگاه جوش کاری MILLER با قطبیت DCEN، و با استفاده از یک الکترود تنگستن +۲٪ توریوم (قطر ۲/۴mm) انجام شد. پارامترهای جوش کاری مورد استفاده در نمونه‌ها به‌صورت کامل در جدول (۲) ذکر شده‌است.

تعویق اندازد و در نتیجه مقاومت به‌خوردگی در دمای بالا حفظ خواهد شد. اگرچه این فولادها دارای استحکام کششی مناسبی هستند، لیکن به‌دلیل حرارت ورودی بالا در فرایند روکش کاری، ترک‌های داغ حاصل از روکش کاری این آلیاژ چالش‌برانگیز است [18].

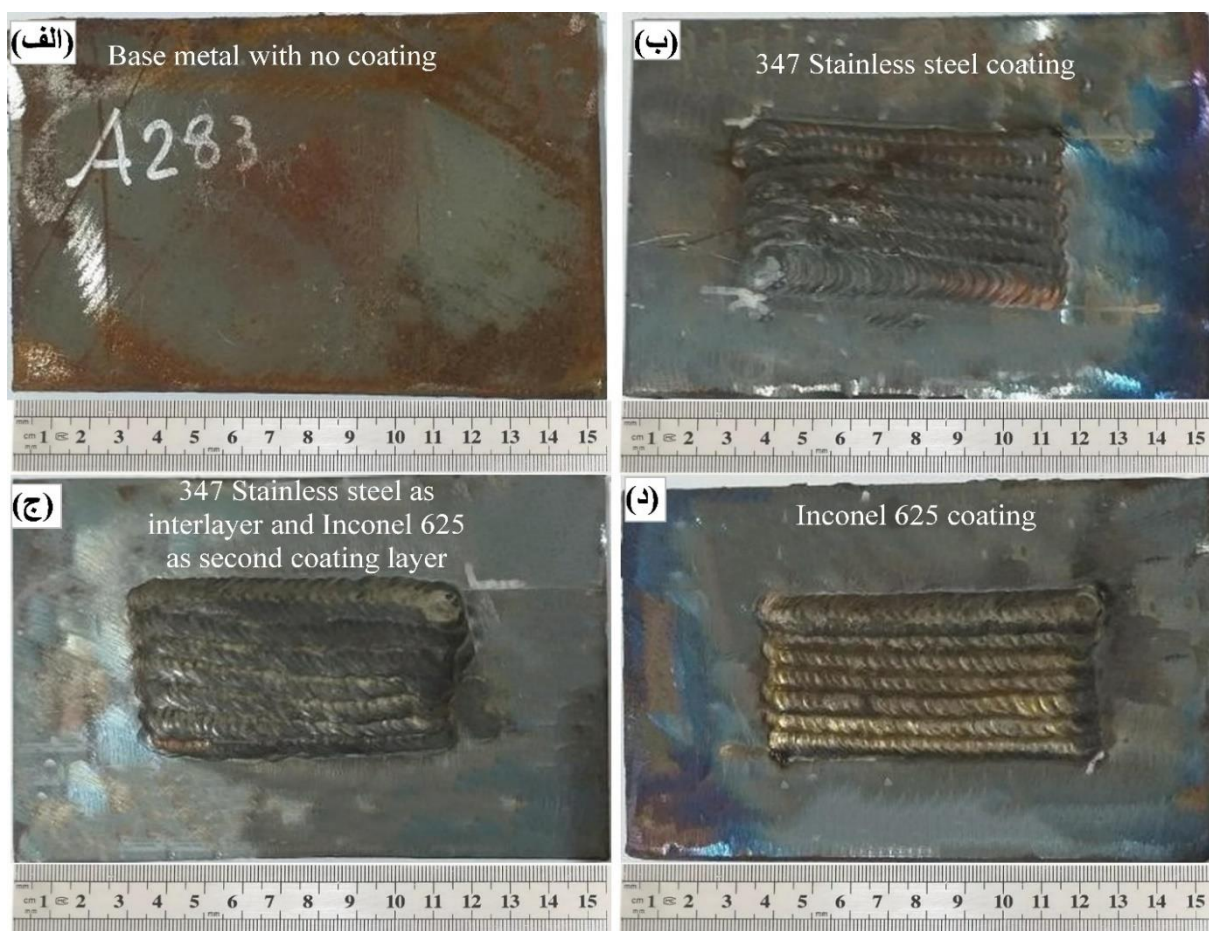
بر اساس اطلاعات نویسندگان درمورد پوشش‌دهی سطح فولاد A283 به‌وسیله دو لایه پوشش غیرهم‌جنس تولیدشده به‌روش GTAW هیچ پژوهشی صورت نگرفته‌است. با توجه به کارایی بالای پوشش‌های دو لایه [19,20] و همچنین با توجه به این‌که فولاد زنگ‌نزن آستنیتی ۳۴۷ و همچنین سوپرآلیاژ اینکونل ۶۲۵ قابلیت بسیار بالایی را در ارائه یک پوشش با خواص مکانیکی، مقاومت به سایش و خوردگی مناسب دارد [21-23]، در تحقیق حاضر خواص مکانیکی و ریزساختاری پوشش دولایه از جنس فولاد زنگ‌نزن ۳۴۷ و اینکونل ۶۲۵ بر روی زیرلایه‌هایی از جنس فولاد کربنی A283 مورد آزمایش و بررسی قرار می‌گیرد.

#### مواد و روش تحقیق

برای انجام این پژوهش، ورق‌های با ابعاد ۱۰×۱۵ سانتی‌متر و با ضخامت ۸mm از جنس آلیاژ A283 مورد استفاده قرار گرفت. ترکیب شیمیایی آلیاژ به‌وسیله روش طیف‌سنجی نشری نوری (Optical Emission Spectrometry Analysis) به‌وسیله دستگاه Foundry Master براساس استاندارد ASTM E1086-08 آنالیز شده‌است. برای ایجاد پوشش در

جدول ۱ ترکیب شیمیایی فلز پایه و فلزات پرکننده ۳۴۷ و اینکونل ۶۲۵

فلز پایه / فلز پرکننده	ترکیب شیمیایی (درصد وزنی)										
	C	Mn	Si	P	Si	Cr	Mo	Ni	Cu	Nb	Fe
A283	۰/۲۸	۰/۸۹	۰/۰۲۵	۰/۰۰۲	۰/۰۲۵	۰/۰۹	۰/۰۰۴	۰/۰۵	۰/۱۸	۰/۰۰۴	باقی‌مانده
ER347	۰/۰۷	۱/۵۸	۰/۴۳	۰/۰۰۱	۰/۴۳	۱۸/۸۸	-	۹/۶۴	۰/۰۰۵	۰/۷۸	باقی‌مانده
ERNiCrMo3	۰/۰۸	۰/۳۸	۰/۳	۰/۰۰۷	۰/۳	۲۲/۱۲	۸/۳۳	۶۳/۸۷	۰/۴۷	۳/۰۲	۰/۹۱



شکل ۱ الف) فلز پایه A283 بدون پوشش و ب، ج، د) نمونه‌های تهیه شده پس از فرایند روکش کاری

جدول ۲ جزئیات فرایند جوش کاری

شماره نمونه	جزئیات نمونه	قطر الکترود (mm)	قطبیت	سرعت جوش کاری (mm/s)	ولتاژ (V)	جریان (A)	میانگین حرارت ورودی در هر پاس (KJ/mm)	تعداد پاس‌ها	دمای بین پاسی (°C)	گاز محافظ
۱	A283	۲/۴	DCEN	۰/۱-۹	۱۵-۱۲	۱۵۰	۰/۹۵۵	۷	۱۱۰-۱۰۰	Argon (15 L/min)
۲	A283+347									
۳	A283+347+Inc 625									
۴	A283+Inc 625									

محلول گلیسرژیا به ترتیب برای اچ کردن زیرلایه، پوشش حاصل از به‌کارگیری فیلرراد ۳۴۷ و پوشش حاصل از به‌کارگیری فیلرراد اینکونل ۶۲۵ بودند. تصاویر میکروسکوپی نوری توسط میکروسکوپ Metallux 3Leitz تهیه شد. هم‌چنین تصاویر میکروسکوپ الکترونی و آنالیز

پس از جوش کاری، نمونه‌ها برای مطالعات میکروسکوپی توسط سنباده (تا شماره ۳۰۰۰) آماده سازی سطحی گردید؛ سپس عملیات پولیش با استفاده از خمیر الماسه انجام شد. محلول‌های حکاکی مورد استفاده برای مطالعات میکروسکوپی شامل محلول نایتال، محلول کالینگ و

عنصری EDS نمونه‌ها، در نواحی مختلف جوش، توسط میکرو سکوپ‌های الکترونی روبشی ( Scanning Electron Microscope) (SEM) VEGA/ Tescan-LMU و MIRA3/ Tescan برر سی شد. هم‌چنین صحت و سلامت قطعات جوش کاری‌شده توسط تکنیک تصویرنگاری ماکروگرافی به وسیله میکرو سکپ استریو مجهز به فیلتر تکفام برر سی شد. لازم به ذکر است که تمامی نمونه‌ها پیش از سایر آزمون‌ها به لحاظ بررسی عیوب ناشی از روکش کاری، توسط آزمون غیرمخرب فراصوتی مورد بررسی قرار گرفت و هیچ‌گونه عیبی مشاهده نگردید.

آزمایش سختی سنجی براساس سختی ویکرز و توسط دستگاه MICROMET، طبق استاندارد E384-89 انجام شد. مقادیر سختی در نیروی ۳۰۰gr و در زمان ۱۵ ثانیه اندازه‌گیری شد. آزمایش‌های میکروسختی برای هر نمونه و در هر ناحیه جوش، شامل زیرلایه، لایه اول پوشش و لایه دوم پوشش، حداقل در ۳ نقطه انجام گرفت و میانگین مقادیر به دست آمده به عنوان عدد سختی ثبت گردید.

آزمون سایش رفت و برگشتی مطابق با استاندارد ASTM G 133 و با نیروی ۱۰ نیوتن در دمای محیط و در مسافت ۵۰۰m انجام شد. پین‌های سایشی از جنس فولاد بلبرینگ AISI 52100 بودند. سطح نمونه‌ها توسط دستگاه سنگ مغناطیس صاف شدند و سپس برای زدودن چربی‌ها و آلودگی‌ها با استون تمیز شدند. در ابتدای هر آزمایش، وزن نمونه توسط ترازوی GIBERTINI E42S-B با دقت ۰/۰۰۰۱g اندازه‌گیری شد و در انتها، کاهش وزن نمونه پس از طی مسافت ۵۰۰ متر محاسبه شد. برای هر آزمایش، تعداد ۳ نمونه مشابه در نظر گرفته شد و میانگین مقدار کاهش وزن نمونه‌ها پس از سایش گزارش شد.

نتایج و بحث

تصاویر ماکروگرافی نمونه‌های جوش کاری‌شده در شکل (۲) ارائه شده است. همان‌طور که مشاهده می‌شود، ریشه جوش، فلزجوش و مناطق متأثر از حرارت ( Heat Affected Zone) (HAZ)، عاری از ترک می‌باشند. هم‌چنین روکش‌ها عاری از حفره گازی، ناخالصی سرباره، حفره انقباضی و سایر عیوب جوش می‌باشد. نکته قابل توجه در نمونه سوم، دفرم شدن زیرلایه به دلیل تمرکز حرارتی مضاعف در حین رسوب‌دهی پوشش لایه دوم، در این نمونه می‌باشد.

ریزساختار زیرلایه A283 (نمونه اول) در شکل (۳) نمایش داده شده است. ساختار فریتی - پرلیتی به صورت یک نواخت در کل ریزساختار قابل مشاهده می‌باشد. کشیدگی دانه‌ها در یک جهت به دلیل به کارگیری فرایند نورد در تولید ورق‌های استفاده شده می‌باشد.

شکل (۴-الف) ریزساختار ناحیه زیرلایه را در نمونه دوم نشان می‌دهد. سمت راست تصویر، نزدیک به پوشش، و سمت چپ آن دور از حرارت ناشی از جوش کاری بوده است. با حرکت از منطقه دور از حرارت جوش کاری به سمت پوشش، می‌توان کاهش میزان ساختار پرلیتی را در ریزساختار مشاهده نمود. شکل (۴-ب) ریزساختار ناحیه اتصال زیرلایه به روکش فولاد زنگ‌نزن ۳۴۷ را نمایش می‌دهد. همان‌گونه که مشاهده می‌گردد خط اتصال یا ناحیه اختلاط نشده (Un-mixed Zone) (UZ) به صورت یک نواخت و باریک و بدون هرگونه عیب، انجماد یافته است. ناحیه اختلاط نشده به دلیل عدم تطابق ترکیب شیمیایی دو آلیاژ ایجاد شده است. در مقایسه با ریزساختار به دست آمده از فلز پایه، می‌توان مشاهده کرد که ساختار پرلیتی در نمونه دوم به مقدار کمتری قابل مشاهده می‌باشد. به سبب افزایش دمای زیرلایه در نزدیکی مرز پوشش، ساختار پرلیتی در زمینه فریت به مرور حل می‌شود و پرلیت‌ها به صورت باریکه‌هایی در مرزدانه‌های فریت آلفا ظاهر می‌گردند [21]. لازم به ذکر است که باتوجه به صعود دما به بالاتر از خط A<sub>1</sub> در دیاگرام فازی آهن-کربن و ورود به منطقه  $\gamma+\alpha$ ، باتوجه به سرعت انجماد بالا و سرد شدن غیرتعادلی ساختار، احتمال تشکیل ساختار مارتنزیت نیز در نواحی متأثر از حرارت وجود دارد [24].

با استفاده از منحنی‌های WRC (شکل ۴-د) و باتوجه به درصد کروم و نیکل معادل آلیاژ ۳۴۷ (به ترتیب حدود ۱۹ و ۱۲ درصد) می‌توان دریافت که ریزساختار لایه روکش ۳۴۷

آزمایش سختی سنجی براساس سختی ویکرز و توسط دستگاه MICROMET، طبق استاندارد E384-89 انجام شد. مقادیر سختی در نیروی ۳۰۰gr و در زمان ۱۵ ثانیه اندازه‌گیری شد. آزمایش‌های میکروسختی برای هر نمونه و در هر ناحیه جوش، شامل زیرلایه، لایه اول پوشش و لایه دوم پوشش، حداقل در ۳ نقطه انجام گرفت و میانگین مقادیر به دست آمده به عنوان عدد سختی ثبت گردید.

آزمون سایش رفت و برگشتی مطابق با استاندارد ASTM G 133 و با نیروی ۱۰ نیوتن در دمای محیط و در مسافت ۵۰۰m انجام شد. پین‌های سایشی از جنس فولاد بلبرینگ AISI 52100 بودند. سطح نمونه‌ها توسط دستگاه سنگ مغناطیس صاف شدند و سپس برای زدودن چربی‌ها و آلودگی‌ها با استون تمیز شدند.

در ابتدای هر آزمایش، وزن نمونه توسط ترازوی GIBERTINI E42S-B با دقت ۰/۰۰۰۱g اندازه‌گیری شد و در انتها، کاهش وزن نمونه پس از طی مسافت ۵۰۰ متر محاسبه شد. برای هر آزمایش، تعداد ۳ نمونه مشابه در نظر گرفته شد و میانگین مقدار کاهش وزن نمونه‌ها پس از سایش گزارش شد.

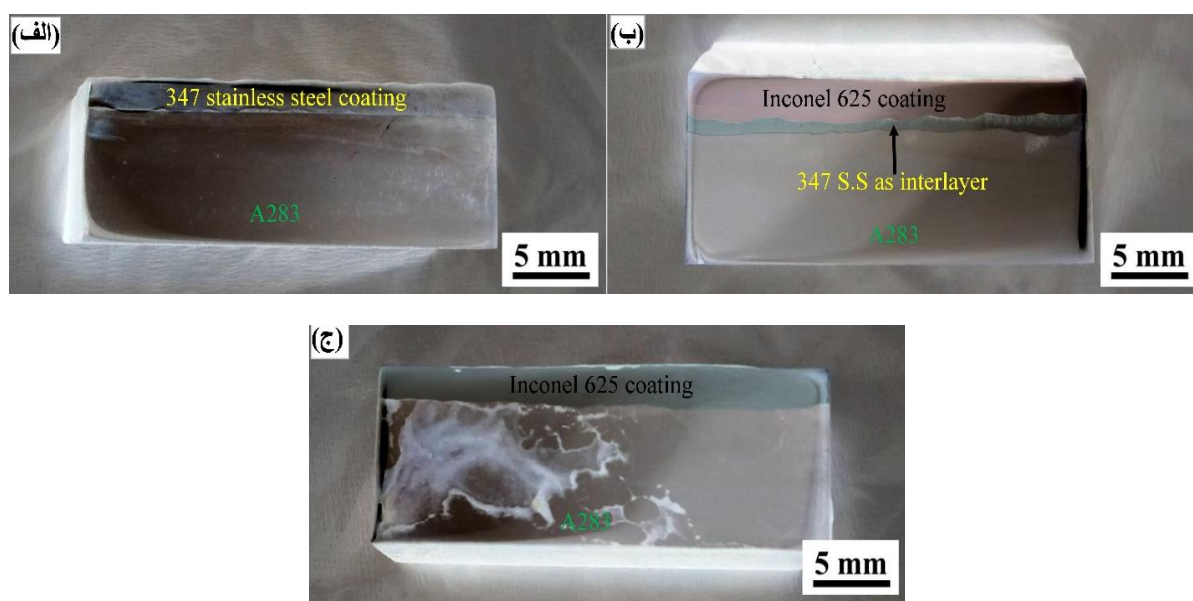
## نتایج و بحث

تصاویر ماکروگرافی نمونه‌های جوش کاری‌شده در شکل (۲) ارائه شده است. همان‌طور که مشاهده می‌شود، ریشه جوش، فلزجوش و مناطق متأثر از حرارت ( Heat Affected

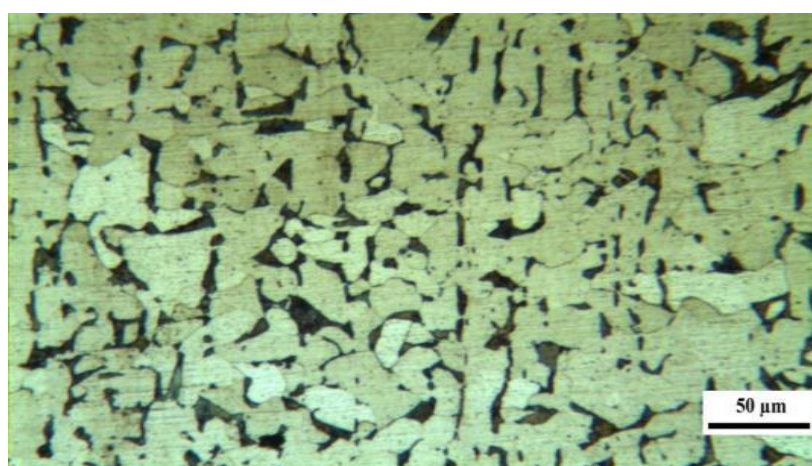
یک کاربید آهن غنی از نیکل و کروم است. هم‌چنین آنالیز EDS نقطه A (ذرات ریز پخش شده در پوشش) نشان می‌دهد که ذره تحت بررسی یک کاربید کمپلکس است که در اثر انجماد نامتعادل و ترکیب عناصری نظیر منیزیم، نیوبیم، مولیبدن، کروم و نیکل و کربن به وجود آمده است [10,11,13]. هم‌چنین آنالیز پراش پرتو اشعه ایکس روکش در نمونه دوم (شکل ۴-ه) نشان‌دهنده تشکیل فازهای کاربیدی ذکر شده در بالا در ریزساختار روکش می‌باشد.

به صورت آستنیتی - فریتی انجماد یافته است که ناحیه آستنیتی پوشش به دلیل انجماد غیرتعادلی آن، به صورت دندردریتی کشیده درآمده است.

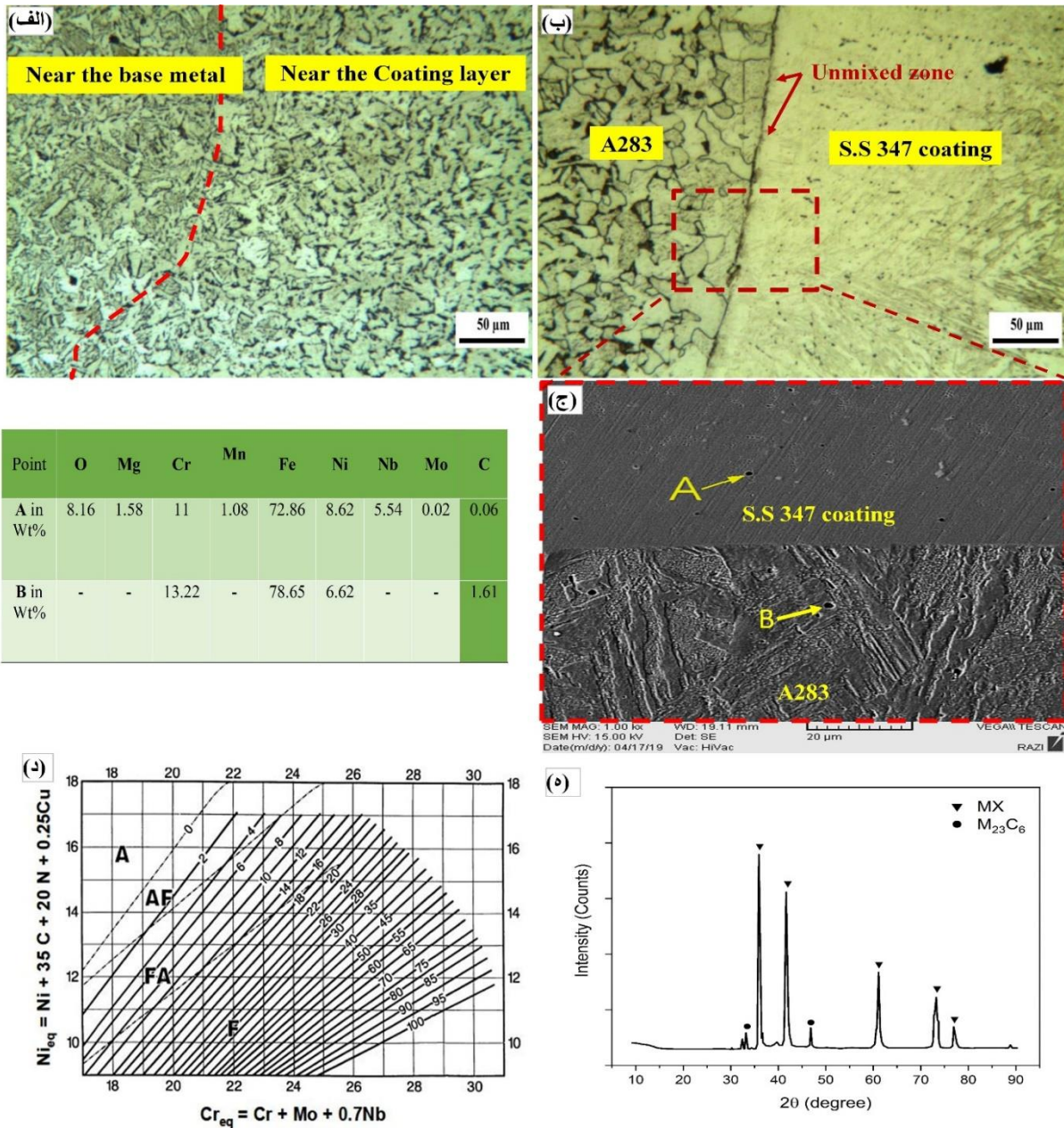
در شکل (۴-ج) تصویر میکروسکوپ الکترونی ناحیه اتصال زیرلایه و روکش در نمونه دوم نمایش داده شده است. ساختار پرلیتی - فریتی فلز پایه در این تصویر نیز هویدا است. آنالیز EDS نقطه B (ذرات ریز پخش شده در زمینه که در شکل (۴-ب) نیز مشاهده می‌شوند) نشان می‌دهد که به دلیل غلظت بالای عنصر کربن و آهن، ذره تحت آزمون



شکل ۲ الف، ب، ج) به ترتیب تصاویر ماکروگراف از مقطع عرضی نمونه‌های دوم، سوم و چهارم



شکل ۳ ریزساختار زیرلایه آلیاژ A283



شکل ۴ الف) ناحیه زیرلایه، ب و ج) HAZ در مرز اتصال فلز پایه و فلز جوش در نمونه دوم، د) نمودار WRC مورد استفاده برای فولادهای ضدزنگ آستنیتی و ه) نتایج پراش پرتو اشعه ایکس روکش ایجادشده در نمونه دوم

غلظت کمتر آن در فلز پایه می‌باشد. تغییرات دیگر عناصر نیز به دلیل غلظت اندک آن‌ها در ترکیب شیمیایی، چشم‌گیر نبوده‌است.

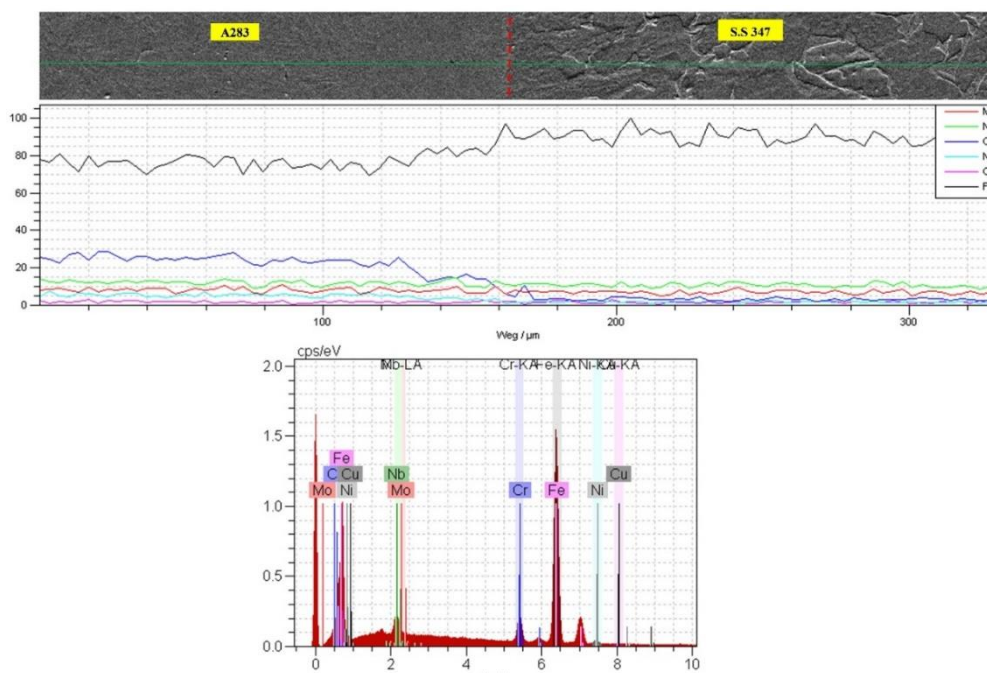
در شکل (۶-الف) ریز ساختار به دست آمده از ناحیه فصل مشترک زیرلایه و لایه اول روکش (فلز پرکننده ۳۴۷) در نمونه سوم نمایش داده شده‌است. همان‌گونه که مشاهده

به‌منظور بررسی تغییرات غلظت شیمیایی از ناحیه زیرلایه به طرف پوشش نیز، از آزمون اسکن خطی استفاده گردید. همان‌طور که در شکل (۵) مشاهده می‌شود، با ورود به ناحیه زیرلایه (سمت راست) غلظت عنصر آهن افزایش یافته‌است. در مقابل، غلظت عنصر کروم کاهش قابل توجهی داشته‌است که به دلیل غلظت بیشتر عنصر کروم در پوشش و

می‌شود، ریزساختار به دست آمده مشابه ریز ساختار به دست آمده از ناحیه متناظر در نمونه دوم است. ریزساختار ناحیه اتصال پوشش لایه اول به لایه دوم در شکل (۶-ب) ارائه شده است. ساختار پوشش در لایه دوم (اینکونل ۶۲۵) به صورت آستنیتی در شکل دندریته‌های کشیده (شکل ۶-ج) می‌باشد که حضور این دندریته‌های کشیده به دلیل سرعت انجماد بالا در لایه آخر پوشش می‌باشد که باعث می‌شود دندریته‌ها در یک جهت رشد کنند و به صورت کشیده در آیند [22,23]. هم‌چنین براساس مشاهدات میکروسکوپی در شکل (۶-د)، ساختار پوشش لایه اول (فلز پرکننده ۳۴۷) به صورت آستنیتی می‌باشد که با مقایسه با شکل (۴-ب) می‌توان دریافت که با اعمال لایه پوششی دوم، در ناحیه متأثر از حرارت این پوشش، دندریته‌ها به دلیل عملیات حرارتی شدن این ناحیه کوتاه‌تر شده‌اند [24].

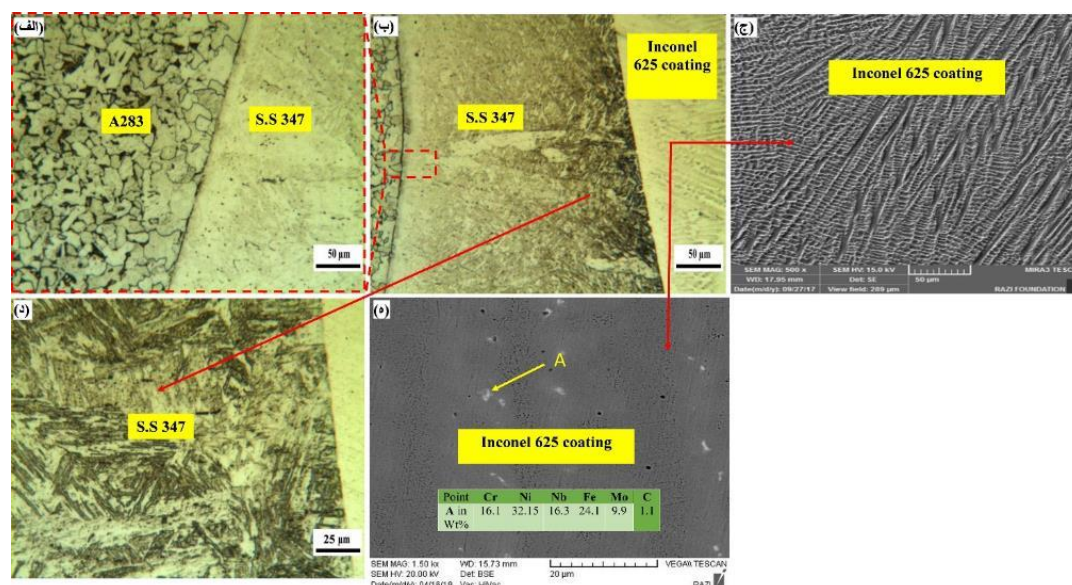
ریزساختار روکش اینکونل ۶۲۵ در بزرگ‌نمایی بالاتر در شکل (۶-ه) بررسی شده است. در تصویر مربوط از تکنیک الکترون برگشتی حین پراش پرتو ایکس در

میکروسکوپ الکترونی استفاده شد. گفتنی است، عناصر سنگین به دلیل جرم اتمی بیشتر، تفرقی بالاتر ایجاد خواهند کرد که پس از تابش پرتو الکترون ثانویه و برگشت آن، آشکار ساز پرتو پراش پرتو دریافت می‌کند و در نتیجه کاربدها (حاوی عناصر سنگین) در تصویر حاصل، دارای کنتراست رنگ بالاتری هستند و با رنگ روشن‌تر نسبت به زمینه مشاهده می‌گردند. با توجه به آنالیز EDS نقطه A، و با توجه به غلظت عناصر نیوبوم و آهن در این نقطه می‌توان گفت این رسوب نوعی کاربید کمپلکس یا فاز  $\gamma$  [25] و یا کاربدهای MC مانند NbC می‌باشد. ترکیب شیمیایی اینکونل ۶۲۵ حاوی نیوبوم و مولیبدن می‌باشد. این دو عنصر از جمله عناصری هستند که میل به جدایش شدیدی در حین انجماد فلز جوش دارند که این رفتار را می‌توان به مقدار ضریب توزیع تعادلی K نسبت داد که میزان K از رابطه  $K=C_S/C_L$  به دست می‌آید که در آن  $C_S$  و  $C_L$  به ترتیب ترکیب شیمیایی فازهای جامد و مذاب در فصل مشترک جامد/ مذاب می‌باشد. نیوبوم و مولیبدن در بیشتر آلیاژهای پایه نیکل ضریب توزیع تعادلی کمتر از یک دارند [26].



شکل ۵ نتایج آزمون اسکن خطی و نمودار تغییر غلظت عناصر در ناحیه برخورد پوشش و فلز پایه در نمونه دوم





شکل ۶ ریزساختار: الف) فصل مشترک زیرلایه و لایه اول روکش، ب) ناحیه اتصال پوشش لایه اول به لایه دوم، ج، ه) پوشش اینکونل در لایه آخر و د) پوشش میانی S.S. 347 در نمونه سوم

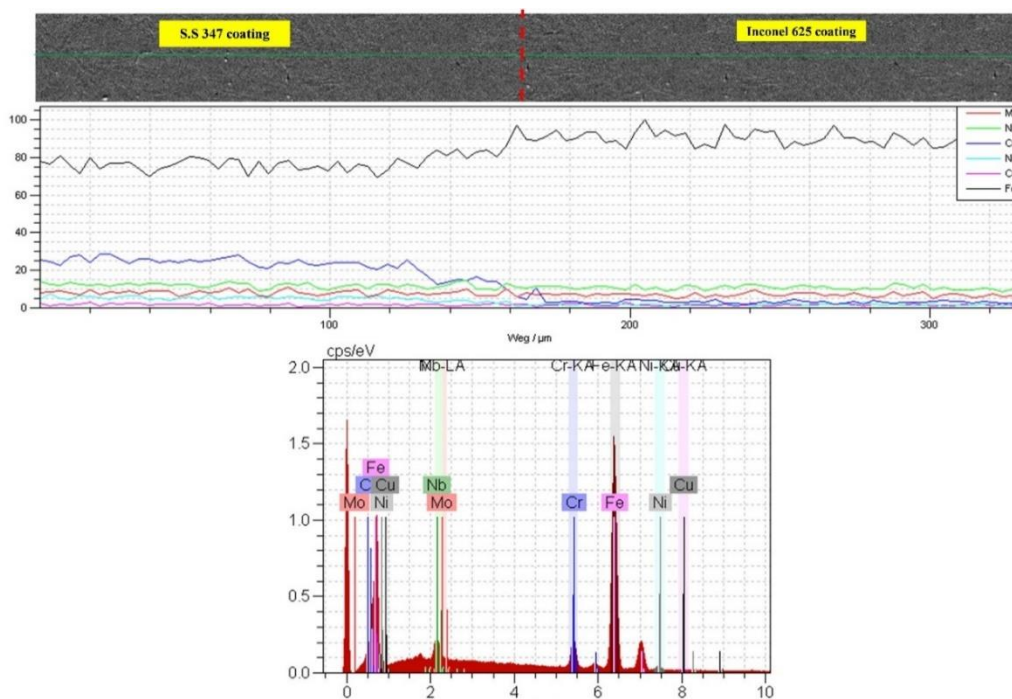
بررسی متالوگرافی نشان داده‌است که تشکیل فازهای ثانویه در روکش‌های جوش آلیاژ اینکو نل به حرارت ورودی بستگی دارد. سرد شدن سریع، باعث میزان جدایش کمتر اجزای آلیاژ، فواصل بین دندریتی کوتاه‌تر و پراکندگی ریزتر فاز نهایی می‌شود [10].

تغییرات غلظت عناصر آلیاژی در طول خط اتصال نیز در ناحیه اتصال پوشش لایه اول (۳۴۷) به سمت پوشش دوم (اینکونل ۶۲۵) نیز به کمک آزمون اسکن خطی در شکل (۷) بررسی گردید. همان‌گونه که مشاهده می‌شود، غلظت عنصر آهن تا اندازه‌ای با ورود به ناحیه آلیاژ ۳۴۷ افزایش یافته‌است. کروم نیز تا اندازه‌ای کاهش داشته‌است و به‌طور کلی می‌توان این‌گونه برداشت کرد که تغییرات غلظت شیمیایی عناصر از زیرلایه به سمت پوشش اول (۳۴۷) و سپس پوشش دوم (۶۲۵) به‌مرور، و با شیب اندکی صورت گرفته‌است و تغییرات شدیدی در میزان غلظت عناصر ایجاد نشده‌است. برای بررسی تأثیر کاربیدها در تغییرات غلظت عناصر، آزمون اسکن خطی بر روی دو کاربید نزدیک به هم انجام گرفته‌است (به شکل ۶-ه) مراجعه شود). همان‌طور که در شکل (۸) مشاهده می‌شود در نواحی شامل کاربید، غلظت عنصر آهن در مقایسه با قبل کاهش نسبی داشته‌است؛ درمقابل عنصر کروم یک تغییر غلظت لحظه‌ای از خود نشان داده‌است. با

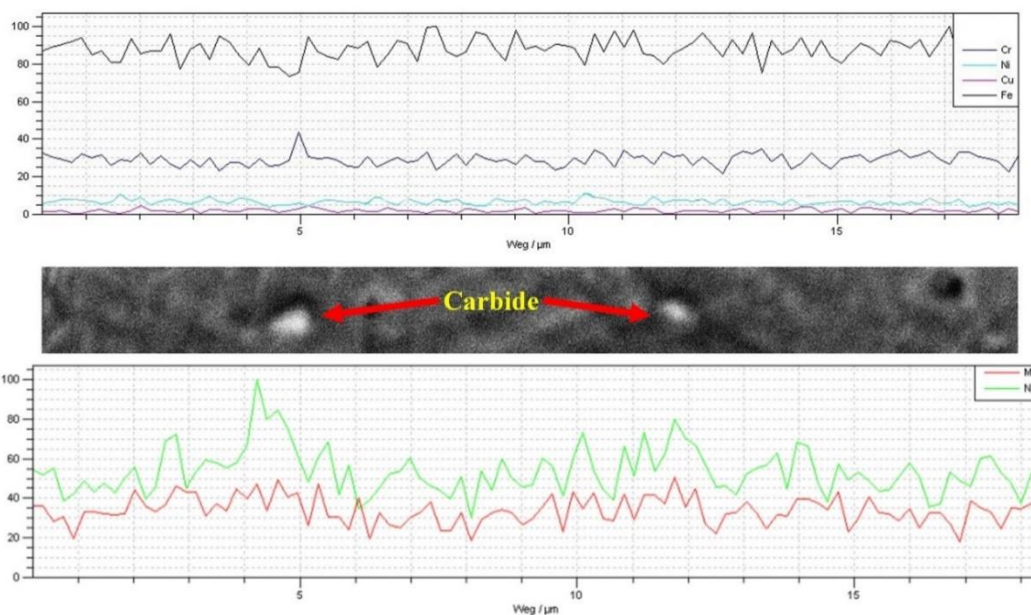
مطالعات داپونت و همکاران (Dupont et al.) [27] نشان می‌دهد که ضریب تعادلی نیوبوم و مولیبدن در آستنیت وابسته به مقدار آهن موجود در ترکیب آلیاژ است. به‌نحوی که افزایش مقدار آهن مترادف با کاهش حد حلالیت نیوبوم در آلیاژهای پایه نیکل می‌باشد. در طی انجماد فلز جوش اینکونل، به‌علت حد حلالیت پایین نیوبوم در آستنیت ناشی از حضور آهن در ترکیب شیمیایی فلز پرکننده، و وارد شدن مقادیر دیگر توسط فولاد A283، این عنصر از فاز جامد به سمت فاز مذاب جدایش می‌کند. روند مشابهی برای مولیبدن در آلیاژهای پایه نیکل، زمانی که در جوش غیرمشابه با آلیاژهای حاوی درصد آهن بالا استفاده می‌شوند نیز مشاهده شده‌است. مولیبدن نیز اولین فاز جامد ایجادشده را برای تشکیل نواحی فقیر از مولیبدن ترک می‌کند و یک جدایش ترجیحی از مذاب انجام می‌دهد. به‌دلیل نرخ نفوذ پایین مولیبدن در آستنیت، انجام نفوذ برگشتی به‌سمت هسته‌های دندریت برای حذف شیب غلظتی به‌وجودآمده امکان‌پذیر نیست و به همین دلیل نواحی غنی از مولیبدن و نیوبوم در طول مراحل مختلف انجماد پیدایش یافته‌اند. جالب توجه است که در یک ساختار روکش جوش، حرارت ورودی در طول جوش کاری نیز یک پارامتر مهم است که می‌تواند روی ریزساختار حاصل تأثیر بگذارد و

از شناسایی کاربید، نشان می‌دهد که در نواحی تشکیل کاربید، غلظت سایر عناصر نیز دست‌خوش تغییر می‌گردد که این تغییرات بدون شک منجر به ایجاد طیفی از خواص متفاوت در طول خط اتصال خواهد شد.

هدف ارزیابی دقیق‌تر، در نموداری جداگانه در شکل (۸)، تغییر غلظت عناصر مولیبدن و نیوبیوم، به‌عنوان کاربیدسازهای فعال به نمایش درآمده‌است. کاملاً مشهود است که در نواحی شامل کاربید، غلظت هر دو عنصر نیوبیوم و مولیبدن به‌یک‌باره افزایش یافته‌است. مشاهده این رفتار جدا



شکل ۷ نتایج آزمون اسکن خطی و نمودار تغییر غلظت عناصر در نمونه سوم



شکل ۸ تغییر غلظت عناصر در نزدیکی مناطق تشکیل کاربید در نمونه سوم

NbC می‌باشند. از طرفی آنالیز پراش پرتوی اشعه ایکس روکش اینکونل ۶۲۵ در نمونه چهارم (شکل ۹- و) در تطابق مناسبی با سایر نتایج در نشان دادن تشکیل فازهای کاربیدی ذکر شده در ریزساختار روکش می‌باشد. لازم به ذکر است که حضور این رسوبات در زمینه و توزیع مناسب آن‌ها سبب بهبود خواص مکانیکی خواهد شد [25,26].

شکل (۱۰) نتایج آزمون اسکن خطی در ناحیه برخورد زیرلایه به پوشش اینکونل ۶۲۵ را نمایش می‌دهد. در نمودار تغییر غلظت به دست آمده کاملاً مشهود است که عنصر آهن با توجه به خط اسکن، و ورود به ناحیه زیرلایه افزایش غلظت شدیدی داشته‌است و یا به عبارت دیگر از غلظت عنصر آهن در لایه پوشش کاسته شده‌است که این می‌تواند به دلیل عدم امتزاج کافی پوشش و زیرلایه در مرز اتصال باشد. هم‌چنین می‌توان مشاهده کرد که عناصر آلیاژی دیگر نیز نظیر نیکل، کروم، مولیبدن و نیوبیم از سمت زیرلایه به سمت روکش با افزایش غلظت همراه بوده‌اند که طبیعتاً به دلیل حضور این عناصر در ترکیب شیمیایی اولیه آلیاژ اینکونل ۶۲۵ می‌باشد.

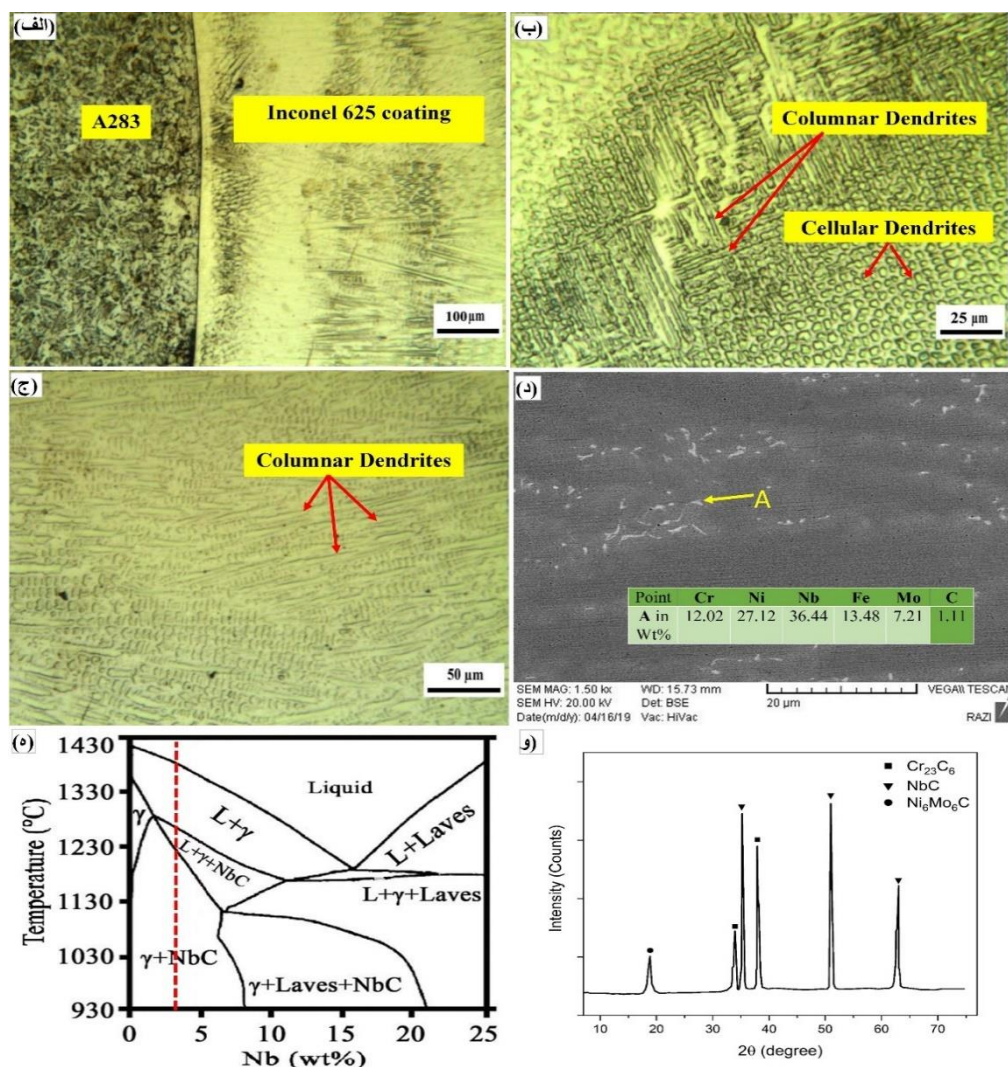
به منظور ارزیابی سختی، از هر نمونه در نواحی مختلف شامل زیرلایه، پوشش لایه اول و پوشش لایه دوم آزمون سختی سنجی به عمل آمد و نتایج آن در جدول (۳) ارائه شدند. همان‌گونه که در نتایج مشاهده می‌گردد، سختی ناحیه زیرلایه در هر چهار نمونه به دلیل شرایط یکسان آن‌ها تقریباً برابر به دست آمده‌است. لازم به ذکر است که سختی فلز پایه در نواحی مجاور جوش به دلیل تغییر در دانه‌بندی مطابق آن‌چه که در تغییرات ریزساختاری بررسی شد، اندکی دچار تغییرات شد. در نمونه دوم با اعمال روکش آلیاژ ۳۴۷ سختی افزایش چشم‌گیر داشته‌است که نشان‌دهنده کارامدی به‌کارگیری این نوع پوشش بر روی زیرلایه فولاد کربنی در بهبود میزان سختی بوده‌است. وجود کاربیدهای کمپلکس ناشی از حضور کروم و نیوبیم در زمینه آستنیتی آلیاژ ۳۴۷ سبب افزایش سختی این نمونه تا مقادیر حدود ۱۶۹ ویکرز شده‌است. در نمونه سوم، با اعمال لایه دوم پوشش از جنس اینکونل ۶۲۵ سختی به شکل قابل توجهی نسبت به زیرلایه و لایه اول افزایش یافته‌است. حضور فاز آستنیت با ساختار دندریتی و هم‌چنین حضور کاربیدهای غنی از نیوبیم در

در ادامه ریزساختار نمونه چهارم که در آن فولاد A283 تنها با فیلررادی اینکونل ۶۲۵ پوشش داده شده بود، تحت بررسی قرار گرفت. شکل (۹- الف) ریزساختار به دست آمده از ناحیه اتصال زیرلایه به پوشش را نمایش می‌دهد. در سمت راست شکل (۹- الف) ریزساختار دندریتی اینکونل ۶۲۵ ناشی از انجماد غیرتعدالی نمایش داده شده‌است. همان‌طور که مشاهده می‌شود، با دور شدن از لبه اتصال و در مرکز پوشش ریزساختار تا اندازه‌ای تغییر یافته‌است. شکل (۹- ب) ریزساختار ناحیه مرکزی فلز روکش داده شده را نمایش می‌دهد. همان‌گونه که مشاهده می‌گردد، از سمت چپ تصویر (مرز اتصال زیرلایه)، به طرف سمت راست تصویر مورفولوژی ساختار از حالت ستونی خارج شده و به حالت سلولی و دندریتی ستونی با بازوهای ثانویه در آمده‌است. هم‌چنین وجود جزایر منفرد در ریزساختار، می‌تواند به دلیل نحوه برخورد سلول‌ها و بازوهای ثانویه دندریت‌ها با سطوح پولیش شده باشد. با حرکت به سمت لبه قطعه دوباره مورفولوژی دندریت‌ها تغییر یافت و به حالت ستونی مشاهده گردید. شکل (۹- ج) ریزساختار به دست آمده از ناحیه لبه پوشش را نمایش می‌دهد. کاملاً مشهود است که تقریباً کلیه ساختار، به سبب سرعت انجماد بالاتر این ناحیه نسبت به مرکز انجماد، به صورت دندریت‌های ستونی انجماد یافته‌است [10,24,27].

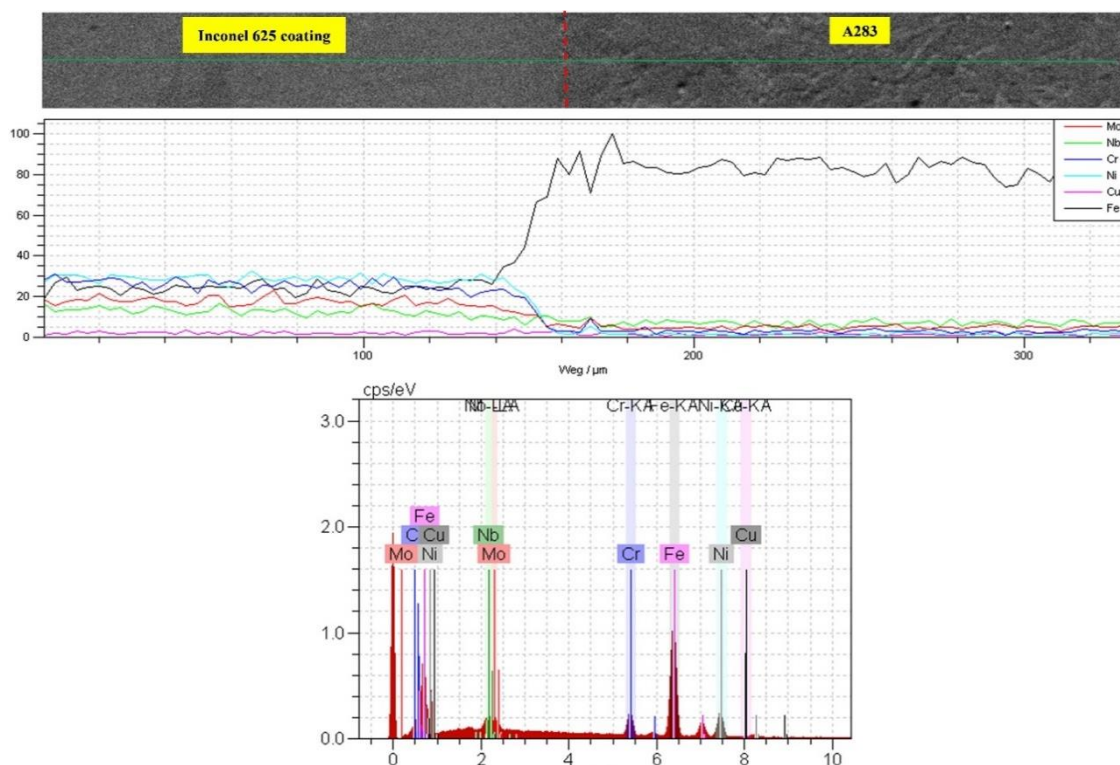
هم‌چنین تصویر میکروسکپ الکترونی از ناحیه پوشش اینکونل ۶۲۵ نشان‌دهنده توزیع وسیع رسوبات در پوشش نمونه چهارم می‌باشد (شکل ۹- د). با توجه به غلظت عناصر به دست آمده از نقطه A و با توجه به مطالعات قبلی صورت گرفته در این زمینه می‌توان گفت که این رسوبات شامل فازهای لاهه غنی از نیوبیم می‌باشند [10,13,22,25] که البته در فرمی دیگر به صورت کاربیدهای غنی از مولیبدن و نیوبیم نیز ظاهر می‌شوند. همان‌طور که گفته شد میل شدید به جدایش عناصری نظیر مولیبدن و نیوبیم در حین انجماد روکش اینکونل ۶۲۵، سبب تشکیل این فازهای لاهه در مناطق عمدتاً بین دندریتی خواهد شد. با توجه به نمودار فازی سوپر آلیاژهای پایه نیکل و نیوبیم (شکل ۹- ه) و با توجه به درصد نیوبیم موجود در اینکونل ۶۲۵ مورد استفاده در این تحقیق، می‌توان دریافت که کاربیدهای گزارش شده، عمدتاً از نوع

دوم ایجاد شده، با تغییر مورفولوژی دانه‌ها و افزایش مرزدانه-ها منجر به افزایش میزان سختی در ناحیه پوشش ۳۴۷ در این نمونه در مقایسه با نمونه قبلی شده است. در نمونه چهارم نیز با به‌کارگیری یک لایه اینکونل ۶۲۵ بر روی زیرلایه، سختی افزایش داشته است. اعداد به دست آمده بسیار شبیه به لایه دوم در نمونه سوم است؛ از این رو می‌توان گفت اگر هدف سختی لایه ثانویه باشد، نمونه چهارم نسبت به نمونه دوم و سوم اولویت دارد.

پوشش اینکونل ۶۲۵ سبب این افزایش چشم‌گیر سختی شده است. لازم به ذکر است که مقادیر سختی لایه اول در نمونه سوم، تا اندازه‌ای نسبت به سختی پوشش نمونه دوم افزایش یافته است؛ حال آن‌که فیلرراد به کار گرفته شده در هر دو نمونه مشابه و از یک جنس است (آلیاژ ۳۴۷). همان‌گونه که در تصاویر میکروسکوپ نوری مشاهده شد، با اعمال پوشش اینکونل بر روی نمونه سوم، مورفولوژی دانه‌های لایه اول تغییر یافته بود و از حالت دندردیتی ستونی و کشیده به حالت جزیره‌ای تبدیل شده بود. این تغییر ریزساختار که ناشی از حرارت القاشده به لایه اول در حین رسوب‌دهی لایه



شکل ۹ ریزساختار (الف) فصل مشترک زیرلایه و روکش اینکونل ۶۲۵، (ب) ریزساختار ناحیه مرکزی فلز روکش، (ج) ریزساختار ناحیه مرکزی به سمت لبه پوشش، (د) ریزساختار فلز روکش و نحوه توزیع رسوبات در نمونه چهارم، (ه) نمودار فازی سوپراآلیاژهای پایه نیکل و نیوبیم [28]، و نتایج پراش پرتو اشعه ایکس ایجاد شده در نمونه دوم



شکل ۱۰ نتایج آزمون اسکن خطی شامل ناحیه تحت آزمون، طیف EDS و نمودار تغییر غلظت عناصر در نمونه چهارم

جدول ۳ مقادیر سختی در نواحی مختلف نمونه‌ها

نمونه	نوع پوشش	سختی (ویکرز)		
		زیرلایه	لایه اول پوشش	لایه دوم پوشش
۱	زیرلایه اولیه (بدون پوشش)	$143 \pm 3$	-	-
۲	یک لایه آلیاژ ۳۴۷	$142 \pm 4$	$169 \pm 3$	-
۳	لایه اول آلیاژ ۳۴۷، لایه دوم آلیاژ ۶۲۵	$143 \pm 2/5$	$179 \pm 1/3$	$202 \pm 2/2$
۴	یک لایه آلیاژ ۶۲۵	$142 \pm 2/8$	$202 \pm 1/9$	-

خوبی دارد.

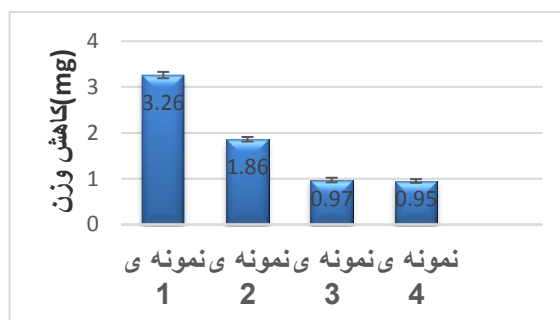
کاهش وزن نمونه دوم نیز تقریباً نصف کاهش وزن به دست آمده از نمونه اول است که از این طریق نیز می‌توان تأثیر وجود ساختار آستنیتی به همراه رسوبات کاربیدی را در افزایش مقاومت به سایش آلیاژ درک کرد. همان‌گونه که در نتایج سختی نمونه‌ها نیز ذکر شد، سختی در اثر افزایش غلظت عناصر کاربیدزا بهبود خواهد یافت. در نمونه سوم نیز کاهش وزن به مراتب کاسته شده و در نتیجه مقاومت به سایش بهبود چشم‌گیری یافته‌است. این روند تأثیر به کارگیری سوپرآلیاژ اینکونل ۶۲۵ را در بهبود مقاومت به سایش نشان

در ادامه خواص مکانیکی نمونه‌ها توسط آزمون سایش تحت بررسی قرار گرفت. پدیده سایش یکی از مهم‌ترین عوامل تخریب قطعات صنعتی است. برای کاهش این پدیده، انتخاب جنس قطعات درگیر با یکدیگر و نیز انتخاب پوشش سطحی مناسب، بسیار حائز اهمیت است. نتایج کاهش وزن حاصل از آزمون سایش نمونه‌ها در شکل (۱۱) نشان داده شده‌است. همان‌گونه که مشاهده می‌شود، نمونه اول دارای بیش‌ترین مقدار کاهش وزن شده‌است که نشان‌دهنده این است که کم‌ترین مقاومت به سایش را در بین نمونه‌ها داشته‌است. این رفتار با نتایج آزمون سختی سنجی مطابقت

سطح سایش نمونه دوم نمایش داده شده است. با مقایسه با تصاویر به دست آمده از نمونه اول، می‌توان مشاهده کرد که سطح سایش در نمونه دوم به طور کامل تغییر کرده است. مسیر صاف و خطی بین سایش محو گشته و آثار کندگی و خوردایش شدیدی بر روی سطح ایجاد شده است. به دلیل سختی بالاتر این نمونه و مشاهدات حاصل می‌توان گفت، مکانیزم سایش تا حدی سایش خراشان سه جسمی و از نوع پرتنش است. در این حالت یک جسم سوم (که معمولاً محصولات سایش است)، به صورت یک ذره کوچک ساینده، میان دو سطح دیگر دارای حرکت نسبی قرار می‌گیرد و یک یا هر دوی آن‌ها را می‌ساید [29].

شکل (۱۲-ج) سطح سایش نمونه سوم را نمایش می‌دهد. همان‌گونه که قابل مشاهده است، و در تطابق با نتایج سختی سنجی، تخریب سطحی و خوردایش محصولات سایش نسبت به نمونه دوم کاهش یافته است. این روند در مقادیر کاهش وزن نمونه‌ها نیز کاملاً مشهود است. تصویر به دست آمده شامل آثار لایه‌ای در خلال یک مسیر صاف می‌باشد که در آستانه کندگی هستند، لیکن از سطح نمونه جدا نشده‌اند. آثار لایه‌ای ایجاد شده نشان از مقاومت به سایش بالاتر این نمونه نسبت به نمونه دوم دارد که مکانیزم سایش را تا حدودی به سایش چسبان سوق می‌دهد. هم‌چنین سختی زیاد و زبری قابل توجه در نقاط تماس با بین سایش، سبب ایجاد تنش و بالطبع تغییر شکل پلاستیک و نهایتاً آثار کندگی و پولک شکل شده است [29]. در شکل (۱۲-د) نیز تصویر سطح سایش نمونه چهارم نمایش داده شده است. تصویر به دست آمده شبیه به سطح سایش حاصل از نمونه سوم است که به دلیل سختی سطحی یکسان و هم‌چنین مقاومت به سایش برابر این دو نمونه بوده است. کاملاً مشهود است که سطح سایش ترکیبی از خراش‌ها است که در اثر حرکت مکرر بین سایش بر روی سطح ایجاد شده و به جای له شدن، آثار تورقی را به جا گذاشته است. با ادامه دار شدن فرایند سایش، صفحات تورقی نیز به مرور از سطح جدا می‌شوند و نرخ سایش افزایش می‌یابد.

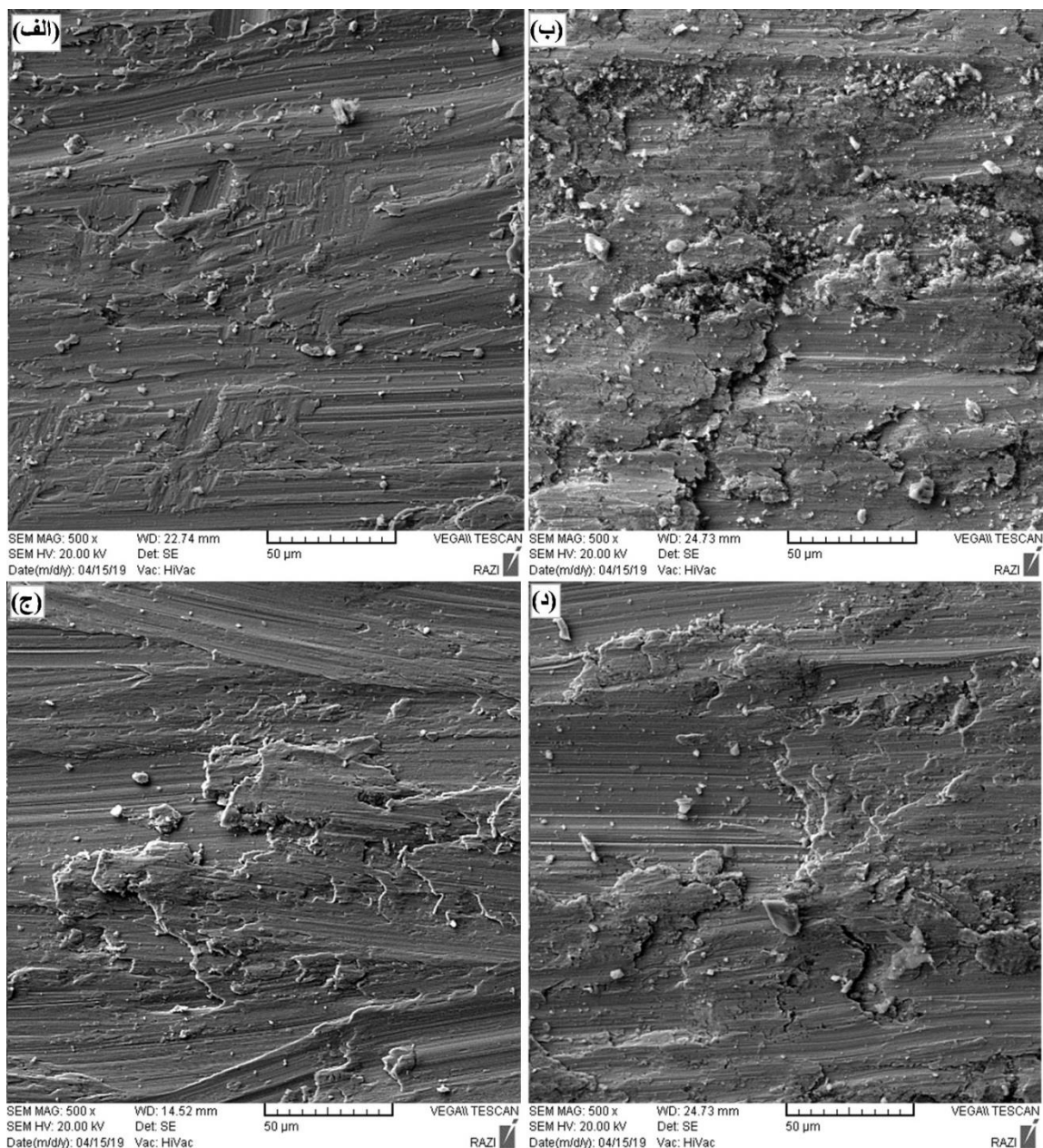
می‌دهد. همان‌گونه که در نتایج میکروسکوپی این نمونه نمایش داده شد، وجود ساختار مملو از کاربیدهای کمپلکس در ریزساختار آلیاژ ۶۲۵ دلیل افزایش مقاومت به سایش بوده است. در نمونه چهارم مقدار کاهش وزن و مقاومت به سایش تقریباً مشابه با نمونه سوم، به دلیل اعمال پوشش اینکونل ۶۲۵ در لایه خارجی قطعه به دست آمده است.



شکل ۱۱ مقادیر کاهش وزن نمونه‌ها پس از آزمون سایش

با بررسی سطوح سایش به کمک میکروسکوپ الکترونی روبشی، مکانیزم سایش در نمونه‌ها مورد مطالعه قرار گرفت. شکل (۱۲-الف) تصویر میکروسکوپ الکترونی از ناحیه سایش نمونه اول را نمایش می‌دهد. همان‌گونه که مشاهده می‌شود، مسیر بین سایش کاملاً واضح و هویدا است. آثار خش ایجاد شده بر روی مسیر سایش نمایانگر این موضوع است که مکانیزم سایش در این نمونه به صورت سایش خراشان است. هم‌چنین می‌توان مشاهده کرد که مسیر سایش به صورت مسیرهای خراشان همراه با لهیدگی سطحی می‌باشد که نشان از داکتیلیته بالا در نمونه می‌باشد. در سایش خراشان، سطح ماده به صورت مسیرهای خراشیده موازی درآمده که با ادامه دار شدن فرایند سایش، این مسیرها عمیق‌تر و لهیدگی در عمق بیش‌تری ایجاد می‌گردد [29]. سایش خراشان زمانی رخ می‌دهد که سطح سخت و زبر (بین سایش) در مقابل یک سطح نرم‌تر (نمونه) می‌لغزد. ساینده یا همان بین سایش، با ایجاد شیار در سطح نمونه باعث تخریب سطح و جدا شدن ذرات از سطح آن خواهد شد.

در شکل (۱۲-ب)، تصویر SEM به دست آمده از



شکل ۱۲ تصویر میکروسکوپ الکترونی از مسیر سایش ایجاد شده به ترتیب (الف، ب، ج، د) در نمونه‌های اول تا چهارم

### نتیجه‌گیری

در حین ذوب فیلرراد، ساختار پرلیتی در زمینه فریت به‌مرور حل شد و پرلیت‌ها به صورت رشته‌ای و باریک در مرزخانه‌های فریت آلفا ظاهر شد. بدین ترتیب در مرز اتصال روکش به زیرلایه، سهم فریت آلفا نسبت به پرلیت افزایش چشم‌گیری داشت.

۲. همچنین نتایج مشاهدات میکروسکوپی نشان داد، با به‌کارگیری یک لایه روکش و فارغ از نوع آن، ریزساختار

در تحقیق حاضر، تأثیر لایه‌نشانی پوششی دوگانه از جنس فولاد زنگ‌نزن ۳۴۷ و اینکونل ۶۲۵ بر روی زیرلایه‌هایی از جنس فولاد A283 مورد مطالعه قرار گرفت. نتایج مهم تحقیق به‌صورت خلاصه عبارتند از:

۱. بررسی‌های ریزساختاری نشان داد که با اعمال هر یک از پوشش‌ها بر روی زیرلایه، و به‌سبب افزایش دمای زیرلایه

۴. نتایج آزمون سختی سنجی و سایش نشان داد، بیش‌ترین میزان سختی و مقاومت به سایش متعلق به روکش اینکونل ۶۲۵ است. مقدار سختی روکش اینکونل ۶۲۵ به میزان ۶۰ ویکرز از زیرلایه بیش‌تر بود. مقاومت به سایش این روکش نیز بیش از ۳/۵ برابر بیش‌تر از زیرلایه فولاد A283 بود که به‌سبب حضور رسوبات در ریزساختار آلیاژ بود. اعمال آلیاژ ۳۴۷ بر روی زیرلایه نیز به‌میزان حدود ۲۵ ویکرز سختی زیرلایه را بهبود بخشید. مقاومت به سایش نیز به نصف کاهش یافت.

۵. نتایج رفتار خواص مکانیکی نشان می‌دهد که آلیاژ ۳۴۷ به‌لحاظ در دسترس بودن و ارزان‌تر بودن در قیاس با اینکونل ۶۲۵ می‌تواند به‌عنوان یک گزینه برای بهبود خواص مکانیکی زیر لایه مورد استفاده قرار گیرد. لیکن برای حصول خواص سایشی و سختی بالاتر، آلیاژ اینکونل ۶۲۵ بر آلیاژ ۳۴۷ برتری دارد.

#### تشکر و سپاس‌گزاری

نویسنده از آقای مهندس محمد صفرزاده بابت همکاری در ساخت نمونه‌ها و انجام پژوهش، صمیمانه تشکر می‌کند.

به‌شکل دندریته‌های ستونی و کشیده در خواهد آمد. می‌توان گفت، حصول دندریته‌های ستونی در آخرین لایه به‌دلیل سرعت انجماد بالا در حین سرد شدن است که منجر شده‌است دندریته‌ها در یک جهت رشد کند و به‌صورت کشیده درآید. با اعمال روکش لایه دوم و به‌سبب حرارت القا شده به پوشش لایه اول، مورفولوژی دندریته‌ی ستونی تغییر یافت و به حالت دندریته‌های سوزنی و جزیره‌ای درآمد.

۳. بررسی‌های انجام‌شده به‌کمک آزمون EDS، حضور رسوبات، عمدتاً از نوع کاربیدی را در ریزساختار روکش اینکونل ۶۲۵ و آلیاژ ۳۴۷ تأیید کرد. هم‌چنین آزمون اسکن خطی نشان داد که تغییرات غلظت شیمیایی عناصر از زیرلایه به‌سمت پوشش ۳۴۷ و سپس پوشش ۶۲۵ به‌مرور، و با شیب ملایمی صورت گرفته و تغییرات شدیدی در غلظت عناصر پایه ایجاد نشد. در مقابل، با به‌کارگیری آلیاژ ۶۲۵ بر روی زیرلایه و بدون لایه واسط ۳۴۷، تغییرات غلظت عناصر به‌شدت زیاد بود. می‌توان گفت، هم‌گرایی ترکیب شیمیایی بین زیرلایه و روکش ۳۴۷ بیشتر بوده‌است.

#### مراجع

- Selatnia, I., Sid, A., Benahmed, M., Ozturk, T., and Gherraf, N., "Synthesis and Characterization of a Bis-Pyrazoline Derivative as Corrosion Inhibitor for A283 Carbon Steel in 1M HCl: Electrochemical, Surface, DFT and MD Simulation Studies", *Protection of Metals and Physical Chemistry of Surfaces*, Vol. 54, No. 6, pp. 1182-1193, (2018).
- Wei, D., Wang, X., Wang, R., and Cui, H., "Surface Modification of 5CrMnMo Steel with Continuous Scanning Electron Beam Process", *Vacuum*, Vol. 149, pp. 118-123, (2018).
- Liu, H., Li, X., Liu, J., Gao, W., Du, X., and Hao, J., "Microstructural Evolution and Properties of Dual-Layer CoCrFeMnTi0.2 High-Entropy Alloy Coating Fabricated by Laser Cladding", *Optics & Laser Technology*, Vol. 134, pp. 106646, (2021).
- Krylova, T. A., and Chumakov, Y. A., "Fabrication of Cr-Ti-C Composite Coating by Non-Vacuum Electron Beam Cladding", *Materials Letters*, Vol. 274, pp. 128022, (2020).
- Qin, Y., Li, X., Liu, C., Zheng, C., Mao, Q., Chen, B., and Zhang, L., "Effect of Deposition Temperature on



- the Corrosion Behavior of CVD SiC Coatings on SiCf/SiC Composites Under Simulated PWR conditions", *Corrosion Science*, Vol. 181, pp. 109233, (2021).
6. Ramkumar, T., Selvakumar, M., Mohanraj, M., Chandramohan, P., and Narayanasamy, P., "Microstructure and Corrosion Behavior of ZnO-Mg Coating on AISI 4140 Steel Fabricated by Spray Coating", *Journal of Materials Engineering and Performance*, Vol. 29, No. 9, pp. 5796-5806, (2020).
  7. Lima, C. R. C., Belém, M. J. X., Fals, H. D. C., and Della Rovere, C. A., "Wear and Corrosion Performance of Stellite 6® Coatings Applied by HVOF Spraying and GTAW Hotwire Cladding", *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 284, pp. 116734, (2020).
  8. Mirshekari, G. R., Daei, S., Bonabi, S. F., Tavakoli, M. R., Shafiei, A., and Safaei, M., "Effect of Interlayers on the Microstructure and Wear Resistance of Stellite 6 Coatings Deposited on AISI 420 Stainless Steel by GTAW Technique", *Surfaces and Interfaces*, Vol. 9, pp. 79-92, (2017).
  9. Kou, S., "Welding Metallurgy". John Wiley & Sons. New Jersey. pp. 431-446. (2003).
  10. Ostovan, F., Hasanzadeh, E., Toozandehjani, M., Shafiei, E., Jamaluddin, K. R., and Amrin, A., "Microstructure, Hardness and Corrosion Behavior of Gas Tungsten Arc Welding Clad Inconel 625 Super Alloy over A517 Carbon Steel Using ERNiCrMo3 Filler Metal", *Journal of Materials Engineering and Performance*, Vol. 29, No. 10, pp. 6919-6930, (2020).
  11. Xu, X., Mi, G., Chen, L., Xiong, L., Jiang, P., Shao, X., and Wang, C., "Research on Microstructures and Properties of Inconel 625 Coatings Obtained by Laser Cladding with Wire", *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 715, pp. 362-373, (2017).
  12. Kumar, N. P., and Shanmugam, N. S., "Some Studies on Nickel Based Inconel 625 Hard Overlays on AISI 316L Plate by Gas Metal arc Welding Based Hardfacing Process", *Wear*, Vol. 456, pp. 203394, (2020).
  13. Farias, F. W. C., da Cruz Payão Filho, J., da Silva Júnior, D. A., de Moura, R. N., and Rios, M. C. G., "Microstructural Characterization of Ni-Based Superalloy 625 Clad Welded on a 9% Ni Steel Pipe by Plasma Powder Transferred Arc", *Surface and Coatings Technology*, Vol. 374, pp. 1024-1037, (2019).
  14. Feng, K., Chen, Y., Deng, P., Li, Y., Zhao, H., Lu, F., and Li, Z., "Improved High-Temperature Hardness and Wear Resistance of Inconel 625 Coatings Fabricated by Laser Cladding", *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 243, pp. 82-91, (2017).
  15. Abioye, T. E., McCartney, D. G., and Clare, A. T., "Laser Cladding of Inconel 625 Wire for Corrosion Protection", *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 217, pp. 232-240, (2015).
  16. Rozmus-Górnikowska, M., and Blicharski, M., "Microsegregation and Precipitates in Inconel 625 arc Weld Overlay Coatings on Boiler Pipes", *Archives of Metallurgy and Materials*, Vol. 60, No. 4, pp. 2599-2606, (2015).
  17. Rao, N. V., Reddy, G. M., and Nagarjuna, S., "Weld Overlay Cladding of High Strength Low Alloy Steel with Austenitic Stainless Steel—Structure and Properties", *Materials & Design*, Vol. 32, No. 4, pp. 2496-2506,

- (2011).
18. Ramirez-Ledesma, A. L., Acosta-Vargas, L. A., and Juarez-Islas, J. A., "Suppression of Interdendritic Segregation During Welding of a 347 Austenitic Stainless Steel Pipe Reactors", *Engineering Failure Analysis*, Vol. 114, pp. 104589, (2020).
  19. Chen, J. H., Hua, P. H., Chen, P. N., Chang, C. M., Chen, M. C., and Wu, W., "Characteristics of Multi-Element Alloy Cladding Produced by TIG Process", *Materials Letters*, Vol. 62, No. 16, pp. 2490-2492, (2008).
  20. Madadi, F., Rezaeian, A., Edris, H., and Zhiani, M., "Improving Performance in PE222MFC by Applying Different Coatings to Metallic Bipolar Plates", *Materials Chemistry and Physics*, Vol. 238, pp. 121911, (2019).
  21. Chen, J. H., Chen, P. N., Hua, P. H., Chen, M. C., Chang, Y. Y., and Wu, W., "Deposition of Multicomponent Alloys on Low-Carbon Steel Using Gas Tungsten Arc Welding (GTAW) Cladding Process", *Materials Transactions*, Vol. 50, No. 3, pp. 689-694, (2009).
  22. Seddighi, S., Ostovan, F., Shafiei, E., and Toozandehjani, M., "A Study on the Effect of Stress Relief Heat Treatment on the Microstructure and Mechanical Properties of Dissimilar GTAW Weld Joints of Inconel 625 and A106 Carbon Steel", *Materials Research Express*, Vol. 6, No. 8, pp. 086582, (2019).
  23. Silva, C. C., De Miranda, H. C., Motta, M. F., Farias, J. P., Afonso, C. R. M., and Ramirez, A. J., "New Insight on the Solidification Path of an Alloy 625 Weld Overlay", *Journal of Materials Research and Technology*, Vol. 2, No. 3, pp. 228-237, (2013).
  24. Baker, H. and Okamoto, H., "ASM Handbook. Vol. 3. Alloy Phase Diagrams", *ASM International. Materials Park, Ohio*, Vol. 3, pp. 501-550. (1992).
  25. Maltin, C. A., Galloway, A. M., and Mweemba, M., "Microstructural Evolution of Inconel 625 and Inconel 686CPT Weld Metal for Clad Carbon Steel Linepipe Joints: A Comparator Study", *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 45, No. 8, pp. 3519-3532, (2014).
  26. Xing, X., Di, X., and Wang, B., "The Effect of Post-Weld Heat Treatment Temperature on the Microstructure of Inconel 625 Deposited Metal", *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 593, pp. 110-116, (2014).
  27. DuPont, J. N., Marder, A. R., Notis, M. R., and Robino, C. V., "Solidification of Nb-Bearing Superalloys: Part II. Pseudoternary Solidification Surfaces", *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 29, No. 11, pp. 2797-2806, (1998).
  28. Rahim, E.A., Warap, N.M., Mohid, Z., Ibrahim, M.R. and Ismail, M.I.S., "A Prediction of Laser Spot-to-Cutting Tool Distance in Laser Assisted Micro Milling Inconel 718", *Advances in Materials and Processing Technologies*, Vol. 1, No. 3-4, pp. 529-541, (2015).
  29. Lim, S. C., and Ashby, M. F., "Overview No. 55 Wear-Mechanism Maps", *Acta Metallurgica*, Vol. 35, No. 1, pp. 1-24, (1987).

## Microstructure and Mechanical Properties of A283 Steel Coated by Inconel 625 and 347 Steel Using GTAW

Farhad Ostovan<sup>1</sup>

### 1- Introduction

A283 alloy is a low carbon steel alloy which needs to be surface treated due to its low wear resistance, especially in the presence of high stresses. Accordingly, increasing the surface resistance against wear and dimensional reduction is of interest [1]. One of the most common method for the surface coating of steels, is GTAW [8]. A successful coating by the use of GTAW demands an appropriate selection of filler metal in order to reach the highest mechanical properties and corrosion resistant [9]. As a Nickel based alloy, Inconel 625 alloy has been used in different applications. However, due to the segregation of alloying elements at the weld metal and HAZ zone, welding and coating of this alloy has been found out to be challenging. 347 austenitic stainless steel is also one of the most widely used materials in the industry as the coating. Considering the high efficiency of multilayer coatings [19,20] and according to the fact that Inconel 625 and 347 stainless steel are able to produce a high corrosion and wear resistant coating layer [21,22,23], this paper aims to investigate the microstructure and mechanical properties of double-layered coating including Inconel 625 and 347 stainless steel on the A283 steel substrates.

### 2-Experimental

The base metal employed in this study was 10 mm × 15 mm × 8 mm plates of A283. 347 stainless steel as well as Inconel 625 were selected as coating materials. Type of filler material and the order of coatings layer were the variables. Welding equipment of MILLER was employed for GTAW with an electrode of tungsten+2%thorium (2.4 mm in diameter) and in DCEN mode. The microstructure of the weld joints was evaluated by Metallux 3Leitz optical microscope, MIRA3/Tescan and VEGA/Tescan-LMU SEM equipped with EDS. The microhardness test was performed for Vickers hardness by the use of MICROMET machine according to E384-89 standard. Wear test was performed according to ASTM G133 standard procedure.

### 3-Results and Discussion

The microstructure of the A283 base metal (the first sample) is presented in Figure 1. A homogenous ferrite-pearlite structure can be seen throughout the microstructure.

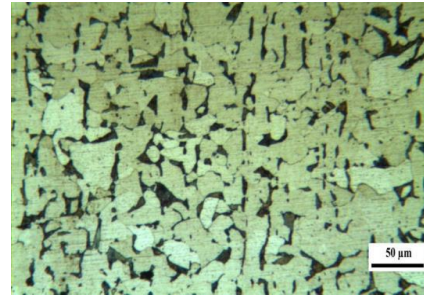


Figure 1: Microstructure of A283 substrate steel.

By moving from the zone far from the welding heat towards the coating layer in second sample (including a single layer of 347 coating), a decrease in the concentration of pearlite microstructure can be seen. Due to an increase in the temperature of substrate in the regions close to the coating layer, the pearlite microstructure gradually dissolves in the ferrite matrix and pearlites can appear as narrow lines in  $\alpha$  ferrite grain boundaries [21].

Microstructure of the coating in the third sample (including a layer of 347 and a layer on Inconel 625) is austenitic with a dendrite morphology. Dendrites are short in the first coating layer (347 stainless steel) and are long in the second coating layer (Inconel 625). The microstructure of the fourth sample (coated with a single layer of Inconel 625) is austenitic with a dendritic morphology, in the center of the weld zone, along with carbide precipitates throughout the microstructure.

The hardness test results are presented in Table 1. A significant increase in the hardness of both coating layers (in different samples) can be seen due to the presence of complex carbides of Cr and Nb. The weight loss results after wear test showed that the first sample owned the highest weight loss. The weight loss in the second sample was almost half of the first sample, indicating a higher wear resistance of this sample due to the austenitic microstructure and carbide precipitates in the coating layer. The third and fourth sample showed the less weight loss, indicating the higher efficiency of Inconel 625 as coating layer in increasing the wear resistance.

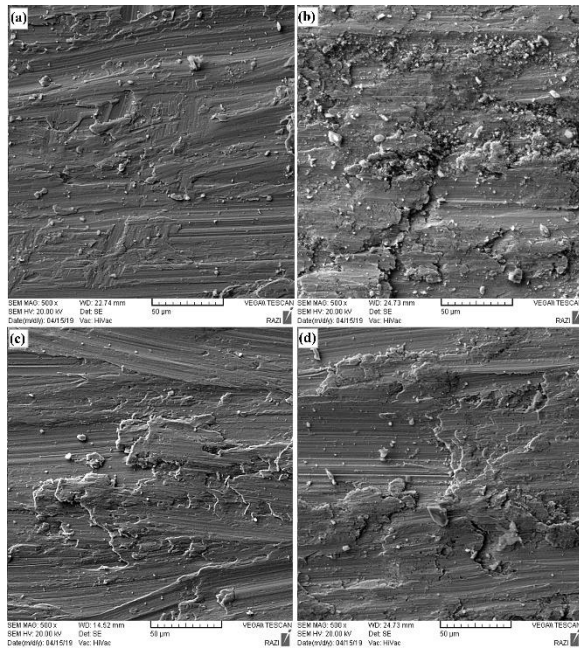
Table 1: hardness values at different coating layers.

Sample	Hardness (Vickers)		
	substrate	First layer	Second layer
1	143±3	-	-
2	142±4	169±3	-
3	143±2.5	179±1.3	202±2.2
4	142±2.8	202±1.9	-

Figure 2 presents the worn surfaces of the samples. The wear mechanism in the first sample is abrasive. It

<sup>1</sup> Assistant, Department of Material Science and Engineering, Bandar Abbas Branch, Islamic Azad University, Bandar Abbas, Iran. Email: F.ostovan@gmail.com

can be seen that the wear paths are like abrasive paths accompanied with squeezed surfaces which is contributed to the ductile-like behavior of the material.



**Figure 2: SEM micrographs of the worn surfaces of the first to fourth sample respectively.**

The straight path of the wear pin has been disappeared in the second sample and a drastic effect of detachments can be seen on the worn surface. The wear mechanism is almost high stress three-body abrasive wear. In the third sample, surface destruction and wear products have been decreased, when compared to the second sample. Finally, in the fourth sample, the worn surface includes different scratches which were resulted from the frequent effects of the wear pin on the surface. Instead of squeezed areas, the lamination of the worn surface can be seen in this sample.

#### 4- Conclusion

In this research, the effects of double layer coating consisted of 347 stainless steel and Inconel 625 have been investigated on the microstructure and mechanical properties of A283 carbon steel substrate. The results of this study are briefly as follow:

- Microstructural studies showed that after coating process, during the filler rod melting, due to an increase in the temperature of the substrate, the pearlite structure was gradually dissolved in the ferrite matrix and appeared as narrow lines in the ferrite grain boundaries.
- EDS and XRD analysis confirmed the presence of precipitates, mostly carbides, in the microstructure of the both 347 and Inconel 625 coating layers. These precipitates had then a significant effect on the mechanical properties of the coating.

- Hardness and wear test results showed that, the Inconel 625 has the highest hardness. By applying Inconel 625 coating, the hardness of substrate increased by 60 Vickers. Also, by applying the 347 stainless coating layer, the hardness increased by ~25 Vickers. Wear resistance of the Inconel coating was almost 3.5 times greater than that of A283 substrate due to the presence of the precipitates in the microstructure of the coating.