

ارزیابی رفتار سایشی، اکسیداسیون و خوردگی پوشش‌های سوپرآلیاژی پایه نیکل ایجاد شده به روش جوشکاری GTAW

غلامرضا فغانی

دانشکده مهندسی مکانیک، دانشگاه پدافند هوایی خاتم‌الانبیاء (ص)، تهران، ایران

(دریافت مقاله: ۹۷/۰۶/۰۶ - پذیرش مقاله: ۹۹/۰۹/۲۳)

چکیده

در این تحقیق، سه سوپرآلیاژ پایه نیکل کلمونوی ۶، هستلوی C276 و اینکونل ۶۲۵ توسط فرآیند GTAW بر روی فولاد زنگ‌نزن ۳۱۰ پوشش‌دهی شدند. سختی‌سنجی به روش ویکرز، ارزیابی رفتار سایشی به روش پین بر روی دیسک و تشخیص مکانیزم سایش سطوح به کمک تصاویر SEM روی نمونه‌ها انجام گرفت. رفتار اکسیداسیون دما بالا تحت دمای ۱۰۵۰ درجه سانتی‌گراد در هشت سیکل ۲۴ ساعته مطالعه شد. همچنین به منظور بررسی و مقایسه رفتار خوردگی نمونه‌ها، از آزمون پلاریزاسیون پتانسیودینامیک در محلول ترکیبی اسید سولفوریک و کلرید سدیم استفاده شد. نتایج سختی‌سنجی، سختی سطحی به مراتب بالاتر سوپرآلیاژهای پایه نیکل هستلوی C276 (۷۲۷ ویکرز) و کلمونوی ۶ (۶۱۲ ویکرز) در مقایسه با سوپرآلیاژ اینکونل ۶۲۵ (۳۳۸ ویکرز) و زیرلایه فولادی (۲۱۷ ویکرز) را نشان داد. بهترین رفتار سایشی مربوط به پوشش هستلوی C276 با ضریب اصطکاک ۰/۲۸ بود. همچنین بررسی‌های مورفولوژی سطوح سایش نمونه‌ها، تغییر مکانیزم سایش را از سایش ورقه‌ای به خراشان با اعمال پوشش‌های سوپرآلیاژ پایه نیکلی بر فولاد زنگ‌نزن ۳۱۰ نشان داد. در آزمون اکسیداسیون دما بالا، کمترین میزان افزایش وزن (0.5 mg/cm^2) برای پوشش هستلوی C276 محاسبه شد. آزمون خوردگی نیز نشان‌دهنده افزایش مقاومت به خوردگی فولاد زنگ‌نزن ۳۱۰ با ایجاد پوشش‌ها بوده و بیشترین پتانسیل خوردگی ($-119/9 \text{ mV}$) و کمترین دانسیته‌ی جریان خوردگی ($0.14 \text{ } \mu\text{A.cm}^{-2}$) برای پوشش هستلوی C276 بدست آمد. در نهایت با در نظر گرفتن نتایج، به نظر می‌رسد که پوشش هستلوی C276 به‌عنوان مطلوب‌ترین گزینه برای ایجاد بر روی فولاد زنگ‌نزن ۳۱۰ جهت کاربرد در شرایط دما بالا باشد.

واژه‌های کلیدی: سوپرآلیاژ، سایش، اکسیداسیون، پلاریزاسیون، جوشکاری.

Evaluation of Wear, Oxidation and Corrosion Behaviors of Nickel-Based Superalloy Coatings Fabricated by GTAW Method

Gholamreza Faghani

Department of Mechanical engineering, Khatam-Ol-Anbia (PBU) University, Tehran, Iran

(Received 28 August 2018, accepted 13 December 2020)

Abstract

In this study, three nickel-based superalloys consist of Colmonoy 6, Inconel 625 and Hastelloy C276 was coated by GTAW process method on 310 stainless steel. Evaluation of hardness, wear behavior and wear mechanism of samples was performed with Vickers, pin-on-disc method and using SEM images, respectively. The high temperature oxidation behavior was also studied at 1050°C in 8 cycles of 24hours. Also, to investigate corrosion behavior of samples, potentiodynamic polarization test was used in a solution of sulfuric acid and sodium chloride. The surface hardness results showed higher hardness of the Hastelloy C276 (727 HV) and Colmonoy 6 (612 HV) than the Inconel 625 (338 HV) and the steel substrate (217 HV). The best wear behavior was related to Hastelloy C276 with friction coefficient of 0.28. Surface morphology studies of the samples show a change in the wear-resistance mechanism from sliding to adhesive by applying nickel-base coatings on 310 stainless steel. In high temperature oxidation test, minimum weight gain was calculated for Hastelloy C276 (0.5 mg/cm^2). Corrosion test shows that fabrication of coatings improved 310 stainless steel corrosion resistance which maximum corrosion potential ($-119/9 \text{ mV}$) and minimum corrosion current density ($0.14 \text{ } \mu\text{A.cm}^{-2}$) was owned by Hastelloy C276. Finally with considering the results, it seems that Hastelloy C276 be as the most desirable option with the aim of coating on 310 stainless steel in high-temperature conditions.

Keywords: Superalloy, Wear, Oxidation, Polarization, Welding.

E-mail of Corresponding author: g.r.faghani@stu.nit.ac.ir.

مقدمه

پودر کلمونوی ۶ در برابر خوردگی شیمیایی، سایش و پوسته شدن مقاوم است و این خصوصیات را در دمای بالا حفظ می‌کند. مقاومت در برابر سایش استثنایی این آلیاژ، عمدتاً به دلیل ویژگی‌های ذاتی منحصر به فرد فاز کاربید سخت است که در یک ماتریس آلیاژ CoCr پراکنده شده است [۶]. از طرفی اینکونل ۶۲۵ نیز دارای مقاومت به اکسیداسیون به ویژه در دماهای بالا بوده و همچنین دارای خواص مکانیکی بالاتری نسبت به فولاد زنگ‌نزن می‌باشد [۷، ۸]. مقاومت در مقابل خوردگی هستلوی ۲۷۶، طی کارکرد در شرایط مختلف بسیار بالا بوده و برای تحمل تنش‌های شدید و دماهای بالا مناسب است. علاوه بر مقاومت بالایی که این آلیاژ در مقابل انواع خوردگی از خود نشان می‌دهد، قطعات ساخته شده از این آلیاژ فلزی در کاربردهای متعدد عملکرد بهینه‌ای دارند [۹]. لذا با توجه به ویژگی‌های اشاره شده، از سوپرآلیاژهای مذکور به‌عنوان پوشش در مقاله حاضر استفاده شد.

با توجه به پارامترهایی از قبیل جنس زیرلایه، کاربرد نهایی و همچنین شکل قطعات تحت پوشش، روش‌های مختلفی جهت پوشش‌دهی سوپرآلیاژها بر روی فولادهای زنگ‌نزن به‌کار می‌روند. ژانگ^۲ و همکاران پوشش‌های پایه نیکل را به‌کمک لیزر بر روی فولادهای زنگ‌نزن مارتنزیتی ایجاد کردند. بررسی آن‌ها بیانگر بهبود ۳۷ درصدی مقاومت به سایش و فرسایش نمونه‌های پوشش‌دهی شده بود [۱۰]. فیری و همکاران، رفتار سایشی پوشش اینکونل ۶۲۵ ایجاد شده بر روی فولاد زنگ‌نزن ۳۰۴ به روش پاشش احتراقی اکسیژنی با سرعت بالا^۳ را بررسی کردند. آنان نتیجه گرفتند که پوشش‌دهی فولاد ۳۰۴ با اینکونل ۶۲۵، به ویژه در ضخامت‌های بالاتر، موجب کاهش ضریب اصطکاک و کاهش سایش نمونه در مقایسه با نمونه بدون پوشش بود [۷].

یکی از پر مصرف‌ترین آلیاژها در صنایع دما بالا، آلیاژهای پایه نیکل هستند. این آلیاژها به دلیل خواص ویژه از جمله حفظ استحکام بالا در دماهای مختلف، مقاومت حرارتی مناسب و نیز مقاومت به خوردگی خوب در طیف وسیعی از محیط‌های خورنده و دماهای بالا، در تجهیزاتی همچون موتور موشک، پره‌های توربین گازی، محفظه‌ی احتراق، سیستم‌های محفظه داغ هوایی و نیز صنایع پتروشیمی و نفت و گاز کاربردهای فراوانی دارند [۱، ۲]. همان‌گونه که از نام این آلیاژها مشخص است، بخش قابل توجهی از ترکیب آن‌ها را عنصر گران‌قیمت نیکل و عناصری چون کروم و غیره تشکیل داده است. از طرفی دسترسی به این آلیاژها به دلایلی مانند قیمت بسیار بالای آن‌ها، به سختی امکان‌پذیر است. لذا به نظر می‌رسد، با استفاده از یک زیرلایه‌ی مناسب و اعمال پوششی از جنس آلیاژهای پایه نیکل می‌توان هم هزینه‌های ناشی از به‌کارگیری قطعات گران‌قیمت را کاهش داد و هم با ایجاد شرایط سطحی مطلوب، عمر، کارایی و بازدهی قطعات را در دماهای بالا بهبود بخشید [۳].

فولاد زنگ‌نزن آستنیتی ۳۱۰ یکی از پر مصرف‌ترین آلیاژها در صنعت می‌باشد. این فولاد به‌واسطه‌ی حضور کروم (در حدود ۲۵ درصد) و نیکل (در حدود ۲۰ درصد) نسبت به دیگر فولادهای سری ۳۰۰ از مقاومت به خوردگی و اکسیداسیون بالاتری برخوردار است. همچنین این فولاد قابلیت حفظ استحکام در دمای بالا را دارد [۴]. شند^۱ و همکاران با بررسی رفتار سایشی چندین فولاد زنگ‌نزن در دماهای بالا، فولاد ۳۱۰ را به دلیل ساختار پایدار آستنیتی به‌عنوان فولادی با بیشترین مقاومت به سایش گزارش نمودند [۵]. بنابراین این آلیاژ می‌تواند به‌عنوان یک زیرلایه‌ی مناسب جهت پوشش‌دهی در دماهای بالا استفاده شود.

² Zhang

³ HVOF(High velocity oxy-fuel)

¹ Shende

رسوب با چگالی و استحکام چسبندگی کمتر ایجاد می‌گردد که برای کاربردهای سایشی و مقاومت به خوردگی مناسب نیست [۱۴]. در حالی که در روش جوشکاری GTAW که تقریباً برای همه فلزات قابل کاربرد بوده و در آن بیشتر از جریان مستقیم با الکتروود منفی استفاده می‌شود، گرمای بیشتری وارد قطعه کار شده و در نتیجه نرخ ذوب افزایش می‌یابد. ضمناً حوضچه‌ی مذاب باریک و نفوذ عمیقی ایجاد می‌شود دلیل به وجود آمدن نفوذ عمیق و گرده‌ی باریک آزاد شدن الکترون‌های منفی از الکتروود تنگستن داغ و نفوذ در قطعه کار (فلز مینا) است و در نتیجه ناحیه‌ی حرارت دیده در قطعه کار، باریک و متمرکز شده و در نهایت، پیچیدگی کمتری و جوشکاری سریع‌تری ایجاد می‌شود [۱۳، ۱۵].

با توجه به مقالات، نوآوری مقاله حاضر، ایجاد پوشش‌های سوپراآلیاژی کلمونوی ۶، اینکونل ۶۲۵ و هستلوی C۲۷۶ به روش جوشکاری GTAW بر روی فولاد زنگ‌نزن ۳۱۰ و مقایسه بین آن‌ها با هدف انتخاب مطلوب‌ترین گزینه با در نظر گرفتن ویژگی‌های سختی، تغییرات فازی، ریزساختار، رفتار سایش دما بالا و خوردگی اکسیداسیون جهت کاربرد در شرایط دمایی بالای موتورهای هوایی است.

روش انجام آزمایش

مواد اولیه و روش پوشش‌دهی

در این پژوهش از ورق فولاد زنگ‌نزن ۳۱۰ با ابعاد ۱۰×۵×۷۰ میلی‌متر مکعب به‌عنوان زیرلایه استفاده شد. ترکیب شیمیایی این ورق به‌کمک روش اسپکتروسکوپی نشری آرون مدل ۲۵۰۰ با دقت ۰/۰۰۱ درصد وزنی تعیین شد که نتایج آن در جدول ۱ گزارش شده است. زیرلایه‌ها قبل از فرایند پوشش‌دهی با سنباده‌های شماره‌ی ۴۰ تا ۶۰۰ سنباده‌زنی شدند. جهت پوشش‌دهی نمونه‌ها، از روش جوشکاری GTAW با جریان ۱۰۰ آمپر، ولتاژ ۱۲ ولت و سرعت یکسان استفاده شد.

اوانجلین و ساتیا ویژگی‌های ساختاری و مکانیکی لایه‌ی اینکونل ۶۲۵ روکش شده به روش جوشکاری HWTIG^۱ بر روی فولاد زنگ‌نزن ۳۱۶L را بررسی نمودند. تشکیل فازهای کاربید و آستنیت در منطقه روکش‌کاری شده با اینکونل ۶۲۵، سبب افزایش میکروسختی آلیاژ پایه شد. نتایج آزمون سایشی نیز نشان داد که تحت نیروی ۲۰N سایش از نوع خراشان بود و با افزایش نیرو به ۹۰N، مکانیزم سایش به چسبان تغییر نمود [۸].

استوان و همکاران، ریزساختار، سختی و مقاومت به خوردگی پوشش اینکونل ۶۲۵ ایجاد شده به روش جوشکاری GTAW بر روی فولاد کربنی A۵۱۷ را مورد بررسی قرار دادند. سختی متوسط پوشش مذکور در جریان‌های مختلف جوشکاری، بیش از ۲۳۰ ویکرز بود. متوسط دانسیته‌ی جریان خوردگی نیز ۰/۲۴۸ میلی اینچ در سال محاسبه شد که ۱۰۰ برابر کمتر از دانسیته جریان فولاد کربنی A۵۱۷ بدون پوشش بود [۶].

کیو و همکاران، ویژگی‌های میکروساختاری و مکانیکی آلیاژ هستلوی C۲۷۶ ایجاد شده بر روی فولاد ساده کربنی به روش GTAW را مورد تحقیق قرار دادند. سختی نمونه‌های روکش داده شده، در محدوده‌ی ۲۱۵-۲۰۰ ویکرز و تنش تسلیم میانگین و تنش حد نهایی میانگین به ترتیب ۲۸۷ و ۴۶۹ مگاپاسکال محاسبه شد [۱۱].

در روش روکش‌کاری سطحی به‌کمک جوشکاری لیزری که نسبتاً گران بوده و در آن لایه‌ای از یک ماده را به‌طور دقیق بر روی اجسام نشانده که این عمل سبب افزایش مقاومت در برابر خوردگی، بدون القای مغناطش می‌گردد، به‌دلیل انرژی ورودی پایین‌تر گرمای ورودی کمتری به فلز وارد شده و بنابراین منطقه‌ی متأثر از حرارت کمتری ایجاد خواهد شد. با وجود گرمای ورودی پایین، امتزاج کمتری در فلز پایه رخ می‌دهد [۱۲، ۱۳]. از طرفی در روش پاشش احتراقی اکسیژنی با سرعت بالا نیاز به مواد مصرفی پودر شکل با محدوده مناسب دانه‌بندی بوده و همچنین

^۱ HWTIG (Hot Wire Tungsten Inert Gas)

پوشش‌های مدنظر نیز به ترتیب کلمونوی ۶، اینکونل ۶۲۵ و هستلوی C۲۷۶ انتخاب شد. برای ایجاد پوشش کلمونوی ۶ از پودر آن با ترکیب شیمیایی ذکر شده در جدول ۲ استفاده شد. این پودر از شرکت جوشیران تهیه شد. ایجاد پوشش‌های آلیاژ اینکونل ۶۲۵ و آلیاژ هستلوی C۲۷۶ نیز به ترتیب با استفاده از فیله‌های ERNiCrMo-4 و ERNiCrMo-3 انجام گرفت. ترکیب شیمیایی این دو سیم‌جوش که از شرکت تیک تاک تهیه شده بودند، به ترتیب در جدول ۳ و ۴ گزارش شده است.

جدول ۱. ترکیب شیمیایی زیرلایه فولاد ۳۱۰ زنگ‌نزن تحقیق

عنصر	Cu	Mo	S	P	Mn	Si	C	Ni	Cr	Fe
درصد وزنی	۰/۵۳۱	۰/۷۵۱	۰/۰۳۰	۰/۰۴۵	۲/۰۰۱	۰/۷۵۰	۰/۲۵۱	۲۰/۱۰۱	۲۵/۵	بقیه

جدول ۲. ترکیب شیمیایی پودر پوشش کلمونوی ۶

عنصر	C	B	Fe	Si	Cr	Ni
درصد وزنی	٪۱	٪۳/۵	٪۴	٪۴	٪۱۷	بقیه

جدول ۳. ترکیب شیمیایی اینکونل ۶۲۵

عنصر	Ti	Al	Cr	Fe	Mn	S	P	Mo	Ti	Ni
درصد وزنی	٪۰/۳۰۹	٪۰/۳۵۳	٪۲۱/۰۱۳	٪۴/۵۱۲	٪۰/۳۶۴	٪۰/۰۱۵	٪۰/۰۱۲	٪۹/۲۳۸	٪۰/۲۶۸	بقیه

جدول ۴. ترکیب شیمیایی هستلوی C۲۷۶

عنصر	V	Cu	Al	Ti	W	Fe	Co	Mo	Cr	Mn
درصد وزنی	٪۰/۱۵۷	٪۰/۰۶۸	٪۰/۱۳۰	٪۰/۰۲۶	٪۴/۰۰۵	٪۵/۰۰۵	٪۰/۸۰۵	٪۱۶/۰۱۵	٪۱۶/۸۷۴	٪۰/۳۵۳
عنصر	Si	C	Nb	Ni						
درصد وزنی	٪۰/۱۸۲	٪۰/۰۱۷	٪۰/۱۸۸	بقیه						

مشخصه‌یابی

کلمونوی ۶، اینکونل ۶۲۵، هستلوی C۲۷۶ و زیرلایه و دیسک‌ها از فولاد گرم کار H13 عملیات حرارتی شده با سختی ۶۹۰ ویکرز تهیه شدند. با توجه به عدم امکان انجام آزمون بارپذیری در دمای بالا و همچنین عدم اعتبار داده‌های آزمون بارپذیری در دمای محیط برای نمونه‌های دمای بالا، برای انتخاب بار انجام آزمون سایش در دمای بالا، ابتدا چند آزمون با بارهای مختلف در دمای مورد نظر انجام و پس از بررسی سطح پین‌ها و دیسک‌ها بار سه کیلوگرم به‌عنوان بار انجام آزمون در دمای ۵۵۰ درجه سانتی‌گراد (بالاترین دمای ممکن برای انجام تست سایش

بررسی سختی سطح نمونه‌ها با دستگاه ریزسختی‌سنج Wilson مدل ۴۲۰MVD تحت بار ۱۰۰ گرم و فرورونده‌ی هرم مربع‌القاعده الماسی با زاویه‌ی سطح جانبی ۱۳۶ درجه انجام شد. این آزمون برای هر نمونه، ۵ بار از نقاط مختلف سطح مقطع انجام و میانگین آن گزارش شد. همچنین به‌منظور ارزیابی رفتار سایشی نمونه‌ها و مشخص ساختن مکانیزم‌های سایش، نرخ سایش و ضرایب اصطکاک از آزمون پین بر روی دیسک استفاده گردید. به‌گونه‌ای که پین‌ها از نمونه‌های پوشش داده شده با سه پوشش

استفاده گردید. برای رسیدن به شرایط پایا قبل از انجام آزمون پلاریزاسیون تافل، هر نمونه به مدت ۳۰ دقیقه در محلول ترکیبی کلرید سدیم و اسیدسولفوریک با $\text{pH}=1/5$ قرار گرفت و سپس آزمون انجام شد. این آزمون در محدوده‌ی پتانسیل 250mV کمتر و 1000mV بیشتر از پتانسیل مدار باز و با سرعت روبش $0/001\text{V/s}$ انجام گرفت. در این شرایط هر یک از نمونه‌ها به‌عنوان الکتروکد کار می‌بسته‌شده و الکتروکد کاتول و الکتروکد پلاتینی به‌عنوان الکترودهای مرجع و شمارنده جهت تکمیل مدار و انجام آزمایش به کار گرفته شدند. پارامترهای جوشکاری با توجه به مقالات مرجع مورد استفاده در این پژوهش استفاده شدند. بازه‌های مختلفی در نظر گرفته شد تا پارامترهای مناسب برای مطلوب‌ترین روکش انتخاب شوند. برای هر سه آلیاژ یک پارامتر جوشکاری یکسان انتخاب شد تا مشخصه‌یابی تحت شرایط یکسان اعمالی صورت گرفته باشد. نحوه‌ی جوشکاری پودرهای آلیاژی بدین صورت بود که در طی این فرایند یک لایه از آلیاژ بر روی ماده پایه ذوب می‌شود.

نتایج و بحث

رفتار سایشی

رفتار سایشی نمونه‌های پوشش‌دهی شده و زیرلایه در دمای 550 درجه سانتی‌گراد و بار سه کیلوگرم مورد ارزیابی قرار گرفت. میزان کاهش وزن و همچنین ضریب اصطکاک معیاری برای بررسی رفتار سایشی نمونه‌ها بود. در شکل ۱، مقادیر کاهش وزن پوشش‌ها و نیز زیرلایه پس از آزمون سایش به‌صورت شماتیک نشان داده شده است. با توجه به نمودار، به‌وضوح قابل مشاهده است که سه پوشش مورد بررسی دارای مقادیر کاهش وزن قابل ملاحظه‌ای نمی‌باشند. و حتی مقادیر کاهش وزن آن‌ها از یک میلی‌گرم نیز تجاوز نمی‌کند. همچنین همان‌گونه که انتظار می‌رفت، پوشش‌ها کاهش وزن کمتری نسبت به زیرلایه داشته و باعث بهبود رفتار سایشی زیرلایه فولادی

با دستگاه‌های در دسترس) انتخاب شد. به‌دلیل شرایط کاری نهایی این پوشش‌ها، آزمون سایش دما بالا انتخاب شد. مسافت انجام آزمون‌ها 500 متر در نظر گرفته شده و قبل و بعد از هر آزمون نمونه‌ها با ترازویی دیجیتال با دقت $0/0001$ گرم توزین می‌شدند. رطوبت نسبی هوا هنگام انجام آزمون‌ها نیز 30 درصد اندازه‌گیری شد.

به‌منظور بررسی رفتار اکسیداسیون دما بالای پوشش‌های کلمونوی ۶، اینکونل ۶۲۵ و هستلوی C۲۷۶ و زیرلایه‌ی فولاد زنگ‌نزن ۳۱۰، و همچنین مقایسه‌ی رفتار اکسیداسیونی آن‌ها، از روش اکسیداسیون هم‌دما استفاده گردید. ابتدا نمونه‌هایی با قطر 5 میلی‌متر از ناحیه‌ی پوشش داده شده برشکاری، و پس از آن ناحیه‌ی پوشش داده شده از زیرلایه جدا شده و پولک‌هایی از فلز جوش به‌دست آمد (این کار به‌منظور عدم تأثیرگذاری زیرلایه روی پوشش حین آزمون اکسیداسیون صورت گرفت). نمونه‌ها با ترازویی با دقت $0/0001$ گرم وزن شده و درون قایق‌هایی که از قبل در دمای 100 درجه سانتی‌گراد رطوبت‌زدایی شده بودند، قرار گرفتند و درون کوره ساخت شرکت آگزیشن^۱ با دمای 1050 درجه سانتی‌گراد قرار داده شدند (نمونه‌ها هم در دمای 100 درجه سانتی‌گراد رطوبت‌زدایی شده بودند). سپس نمونه‌ها پس از گذشت سیکل‌های 24 ساعته، از کوره خارج و پس از سرد شدن وزن می‌شدند و مجدداً به داخل کوره برگشت داده می‌شدند تا سیکل 24 ساعته بعدی را طی کنند. لازم به‌ذکر است که به‌منظور بررسی بهتر و نزدیکی هرچه بیشتر نتایج تست به نتایج واقعی، از هشت سیکل استفاده گردید و نمونه‌ها مجموعاً به‌مدت حدود 200 ساعت در دمای 1050 درجه سانتی‌گراد قرار داده شدند. به‌منظور بررسی رفتار خوردگی پوشش‌ها و مقایسه با مقاومت به خوردگی زیرلایه فولاد زنگ‌نزن ۳۱۰، از دستگاه پتانسیواستات-گالوانواستات AMETEK (مدل PARSTAT 2273) و نرم‌افزار موجود بر روی سیستم با عنوان Powersuite

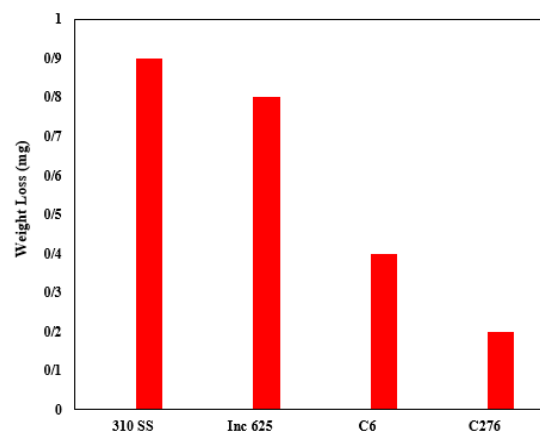
¹ exition

جدول ۵. مقادیر سختی ویکرز پوشش‌ها و زیرلایه

نمونه	زیرلایه	اینکونل ۶۲۵	کلمونوی ۶	هستلوی C276
سختی (ویکرز)	۲۱۷	۳۳۸	۶۱۲	۷۲۷

به منظور بررسی مکانیزم سایش، سطوح سایش یافته با استفاده از میکروسکوپ الکترونی روبشی بررسی و همچنین نمودارهای ضریب اصطکاک برحسب مسافت طی شده گزارش شدند. تصاویر SEM گرفته شده از سطح زیرلایه در دمای ۵۰۰ درجه سانتی‌گراد تحت بار سه کیلوگرم در شکل ۲-الف نشان داده شده است. همان‌طور که در برخی منابع مطالعاتی نیز گزارش شده است [۱۷، ۱۸]. سطح فولاد زنگ‌نزن ۳۱۰ در دمای بالا اکسید می‌گردد و به‌طور کلی تشکیل اکسید روی جفت سایشی می‌تواند نقش مهمی در تعیین خواص سایشی ایفا کند. سختی نسبتاً بالای زیرلایه و همچنین تشکیل اکسید بر روی سطح سبب رفتار سایشی مطلوب فولاد زنگ‌نزن ۳۱۰ می‌گردد، اما این لایه‌ی اکسیدی تشکیل شده روی سطح توانایی تحمل بار را نداشته باشد و دچار شکست و ازهم‌گسیختگی شده است و مکانیزم پوسته‌پوسته شدن یا سایش ورقه‌ای رخ داده است [۱۸]. در نتیجه باعث افت خواص سایشی نمونه شده است و با توجه به نمودار ضریب اصطکاک برحسب مسافت لغزش، مقدار میانگین ضریب اصطکاک ۱/۲ برای فولاد ۳۱۰ حاصل شده است. با توجه به شکل ۲-ب، ج و د، با اعمال پوشش‌های پایه نیکلی بر سطح زیرلایه‌ی فولادی، مکانیزم سایش از سایش ورقه‌ای به سایش خراشان تغییر کرده است. نواحی خراشیده شده قابل مشاهده در شکل ۲-ب، گواه وجود سایش خراشان در پوشش اینکونل ۶۲۵ می‌باشد، البته لهیدگی در سطح پین مکانیزم غالب می‌باشد. چرا که احتمالاً ذرات اکسیدی به دلیل بار بالایی اعمالی در سطوح درگیر دچار لهیدگی شده‌اند و کمتر توان ساییدن سطح را داشته‌اند. شکل ۲-ج که نشان‌دهنده‌ی ناحیه‌ی ساییده شده

شده‌اند. این نکته قابل توجه است که فولاد زنگ‌نزن آستنیتی ۳۱۰ نیز خود رفتار سایشی قابل قبولی داشته است. با توجه به شکل می‌توان نتیجه گرفت که در بین پوشش‌های اعمال شده روی زیرلایه فولاد زنگ‌نزن ۳۱۰، پوشش‌های هستلوی C276 و نیز کلمونوی ۶ دارای کاهش وزن کمتری نسبت به فولاد زیرلایه می‌باشند. این در حالی است که پوشش اینکونل ۶۲۵ در شرایط مشابه تغییرات قابل توجهی در میزان کاهش وزن نسبت به فولاد زیرلایه ایجاد نکرده است. علت این امر را نیز می‌توان به اختلاف بین سختی پوشش‌ها و نیز زیرلایه ارتباط داد. مقادیر سختی پوشش‌ها پس از اعمال به‌روش جوشکاری و نیز سختی زیرلایه، در جدول ۵ گزارش شده است. همان‌گونه که مشخص است مقاومت سایشی بهتر پوشش‌های کلمونوی ۶ و هستلوی C276 را می‌توان مستقیماً به سختی بالاتر این دو پوشش مربوط دانست. برخی محققین، سختی بالای پوشش کلمونوی ۶ را به دلیل وجود فازهای کاربید کروم و کروم برای در ساختار غنی از نیکل گزارش نموده‌اند [۱۰، ۱۶]. سختی پوشش اینکونل ۶۲۵ نیز فاصله‌ی زیادی نسبت به دو پوشش دیگر داشته و به همین دلیل مقاومت به سایشی کمتری از خود نشان داده است. به نمودار نشان داده شده به‌وضوح قابل مشاهده است که سه پوشش مورد بررسی دارای مقادیر کاهش وزن قابل ملاحظه‌ای نمی‌باشند و حتی مقادیر کاهش وزن آن‌ها از ۱ میلی‌گرم نیز تجاوز نمی‌کند.



شکل ۱. میزان کاهش وزن نمونه‌ها پس از آزمون سایش.

پوشش کلمونوی ۶ می‌باشد، بیانگر تغییر مکانیزم سایش از سایش خراشان سه جسمی خیش ریز، به سایش خراشان برش ریز است. همچنین این پوشش به دلیل سختی بالا دچار لهیدگی کمتری شده است. مشاهده می‌شود برخلاف دو پوشش اینکونل ۶۲۵ و کلمونوی ۶، سطح پوشش هستلوی C۲۷۶ به شکل قابل توجهی آسیب ندیده است (شکل ۲-د). تنها نواحی جلوی پین تغییر شکل پلاستیک داده‌اند و جدا شدن ذرات پین از آن‌ها باعث ایجاد نواحی خراشیده شده در سطح و بروز سایش خراشان خیش ریز شده است. مقدار میانگین ضریب اصطکاک پوشش‌ها برای پوشش‌های اینکونل ۶۲۵، کلمونوی ۶ و هستلوی C۲۷۶ به ترتیب ۰/۳۳، ۰/۳۱ و ۰/۲۸ محاسبه شده است که به عنوان معیار دیگری برای بررسی رفتار سایشی حاکی از بهبود ضریب اصطکاک و رفتار سایشی زیرلایه می‌باشد.

رفتار اکسیداسیون

نمودار اکسیداسیون ایزوترمال نمونه‌ها در دمای ۱۰۵۰ درجه سانتی‌گراد در شکل ۳ نشان داده شده است. نمودارهای تغییرات جرم برحسب زمان، دو مرحله را نشان می‌دهند: در مرحله ابتدایی، اکسیداسیون روی سطح آزاد آلیاژ انجام شده و نرخ رشد لایه‌ی اکسیدی سریع است و سینتیک اکسیداسیون به صورت پارابولیک (سه‌موی) می‌باشد. ولی با گذشت زمان، دانه‌های لایه‌ی اکسیدی رشد کرده و این رشد دانه، نفوذ را کم و نرخ اکسیداسیون را کند می‌کند. در حقیقت مرحله دوم از سینتیک خطی تبعیت می‌کند. به این مرحله، مرحله‌ی پایدار نیز گفته می‌شود [۱۹]. زمانی که لایه‌ی محافظ روی سطح آلیاژ تشکیل شد، نرخ واکنش‌ها توسط این لایه کنترل می‌شود و هرگونه انتقالی بایستی درون این لایه صورت گیرد. همان‌طور که در شکل ۳ مشخص است، میزان افزایش وزن در فولاد زنگ‌نزن ۳۱۰ زیاد است، در حالی‌که پوشش‌ها میزان افزایش وزن کمتری داشته و مقاومت به اکسیداسیون بیشتری از خود نشان داده‌اند. به‌طور کلی

فولاد زنگ‌نزن آستنیتی ۳۱۰ به دلیل دارا بودن مقدار بالای کروم و مقدار متوسط نیکل، مقاومت نسبتاً خوبی در برابر اکسیداسیون در دمای بالا نسبت به فولادهای دیگر دارد [۲۰]. در مورد فولاد، مرحله‌ی اول مربوط به رشد اکسید آهن که دارای سینتیک سه‌موی می‌باشد و مرحله‌ی دوم که مرحله پایدار است، زمانی است که یک لایه‌ی محافظ اکسید کروم روی سطح شکل می‌گیرد. در این حالت سینتیک کند و به صورت خطی است و اکسیداسیون وابسته به نفوذ اکسیژن داخل لایه اکسید کروم می‌باشد. نتایج EDS به دست آمده از زیرلایه، وجود این اکسیدها را تأیید می‌کند. اما این اکسید در دمای بالا مطابق شکل ۴-الف دچار شکستگی و پدیده پوسته‌پوسته شدن^۱ شده است. بنابراین از سوپراآلیاژهای پایه نیکل می‌توان به عنوان پوشش بر روی فولادها در کاربردهایی که به مقاومت به اکسیداسیون و خوردگی در دمای بالاتر از ۸۰۰ درجه سانتی‌گراد نیاز است، استفاده کرد [۲۱]. به همین دلیل امکان کاربرد سوپراآلیاژها در دماهای بالا شامل قطعات و اجزای هواپیما، موتورهای جت، پره‌های توربین‌های گازی، تجهیزات شیمیایی و پتروشیمی وجود دارد.

شکل ۳ نشان می‌دهد که با اعمال سوپراآلیاژهای پایه نیکل، رفتار اکسیداسیون بهتر و میزان افزایش وزن کاهش یافته است. قابل ذکر است که تمایل Cr برای ترکیب با اکسیژن نسبت به Ni با توجه به دیاگرام ریچاردسن-لینگتن^۲ بیشتر است. به بیان دیگر اکتیویته‌ی اکسیژنی مورد نیاز برای اکسید شدن Cr، بسیار کمتر از اکتیویته‌ی اکسیژنی است که برای اکسید شدن Ni لازم است [۱۹]. حال اکسیژن از طریق نفوذ در داخل لایه اکسید سطحی به فصل مشترک اکسید-فلز رسیده و با عناصر آلیاژی زیرلایه، نظیر Fe نیز واکنش داده و تشکیل اکسید آهن می‌دهد [۲۲].

بررسی‌های SEM از سطح خارجی نمونه‌ی اینکونل ۶۲۵ اکسید شده نشان می‌دهد که تنوع در ترکیب شیمیایی منجر

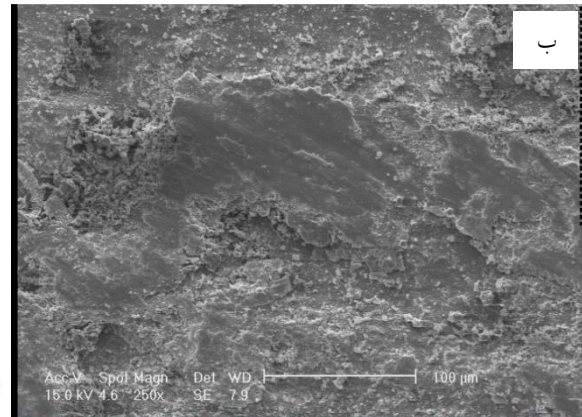
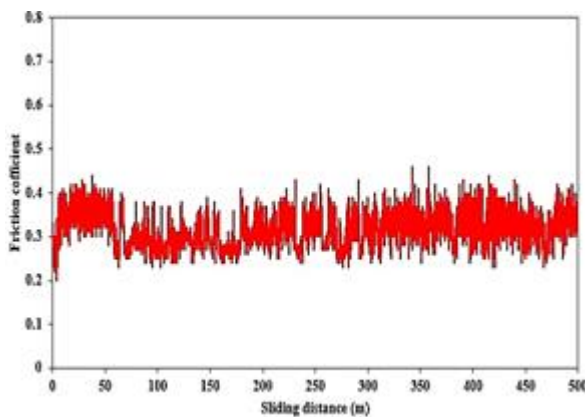
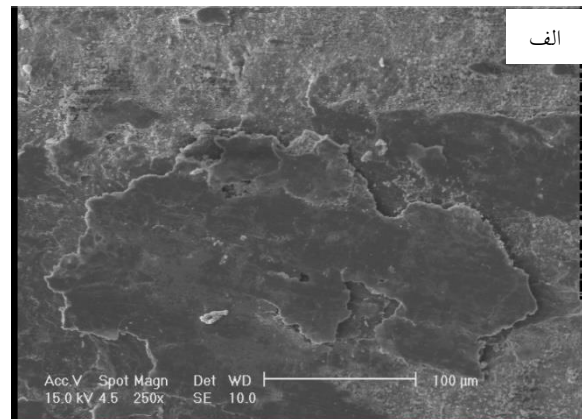
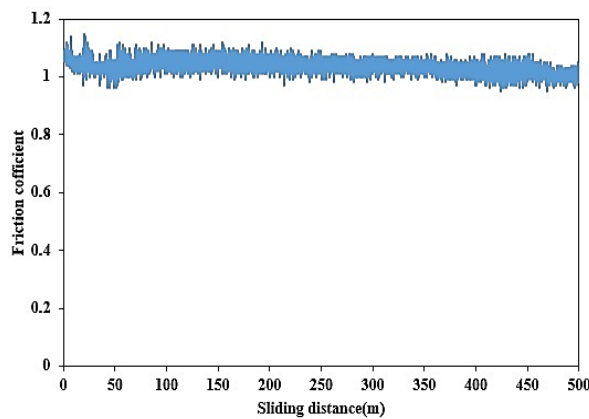
^۱ Spallation

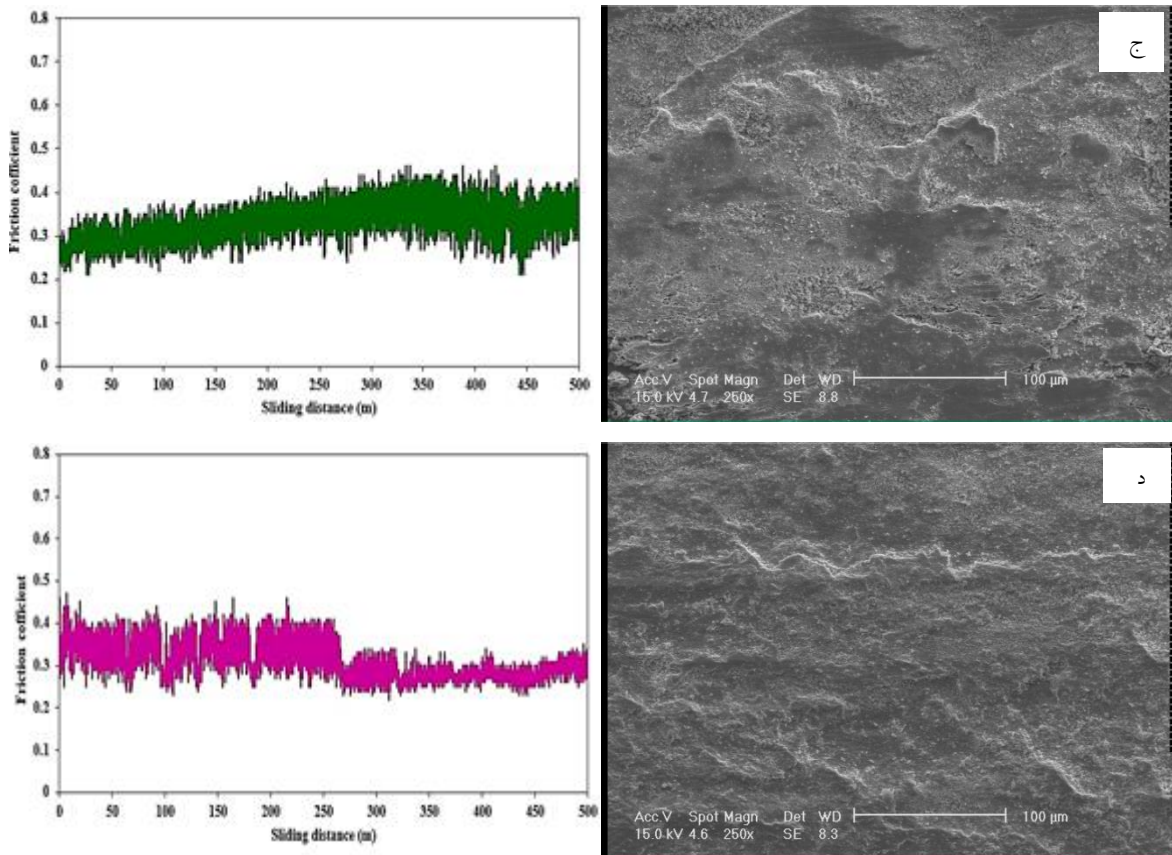
^۲ Recharadson-Elington diagram

است فازهای سیلیسیدی نیز روی سطح شکل گرفته باشد که این فازها، دارای مقاومت به اکسیداسیون دما بالای مطلوبی نبوده و منجر به تضعیف رفتار اکسیداسیون کلمونوی ۶ و افزایش وزن بیشتر آن شده باشند [۲۳]. اما اکسید رشد یافته بر سطح هستلوی C۲۷۶ از اکسیدهای عناصر Ni, Cr و Fe تشکیل شده است. لایه‌ی اکسیدی یکنواخت سطحی غنی از Cr بر آلیاژ هستلوی C۲۷۶، بهترین رفتار اکسیداسیونی این آلیاژ را ارائه نموده است [۲۴، ۲۵].

به تشکیل ساختارهای متفاوت لایه‌ی اکسیدی به صورت نواحی دندریتی و بین دندریتی در حین اکسیداسیون در دمای ۱۰۵۰ درجه سانتی‌گراد شده است و این نواحی دندریتی به‌طور کامل سطح آلیاژ اینکونل ۶۲۵ را پوشش نداده‌اند. لذا اکسید آهن مربوط به زیرلایه نیز در نتایج EDS سطح پوشش اینکونل ۶۲۵ به‌وضوح دیده می‌شود (شکل ۴-ب). در حالی که اکسیدهای شکل گرفته بر سطح کلمونوی ۶ و هستلوی C۲۷۶ به‌طور کامل سطح را پوشش داده‌اند (شکل ۴-ج و د).

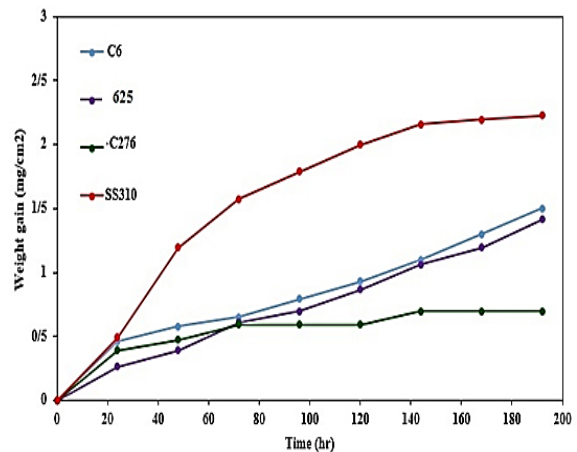
نتایج EDS نشان می‌دهد که اکسید شکل گرفته بر سطح کلمونوی ۶ شامل Cr، Fe، Ni و Si بوده و همچنین ممکن





شکل ۲. تصاویر SEM و نمودارهای ضریب اصطکاک نواحی ساییده شده‌ی نمونه‌ها: الف) زیرلایه‌ی فولادی، ب) اینکونل ۶۲۵، ج) کلمونوی ۶ و د) هستلوی C۲۷۶.

اسیدسولفوریک با $\text{pH}=1/5$ مورد ارزیابی قرار گرفت. آزمون‌های پلاریزاسیون، به دلیل اعمال پتانسیل، قادر به تسریع نفوذ عوامل خوردنده به داخل پوشش‌ها شده و پوشش در معرض هجوم غلظت بیشتری از یون‌های مخرب نظیر کلرید قرار می‌گیرد. لذا یک وضعیت خوردگی تسریع‌یافته^۱ ایجاد می‌شود. نمودارهای پلاریزاسیون زیرلایه و نمونه‌های پوشش‌دار در شکل ۵ نشان داده شده و پارامترهای الکتروشیمیایی حاصل (دانسیته‌ی جریان و پتانسیل خوردگی) در جدول ۶ ارائه شده‌اند. در نمودارهای پلاریزاسیون، شاخه‌ی کاتدی مربوط به آزاد شدن گاز هیدروژن و در مواردی نیز آزاد شدن گاز اکسیژن و شاخه‌ی آنودی در اثر انحلال نمونه (آند)،



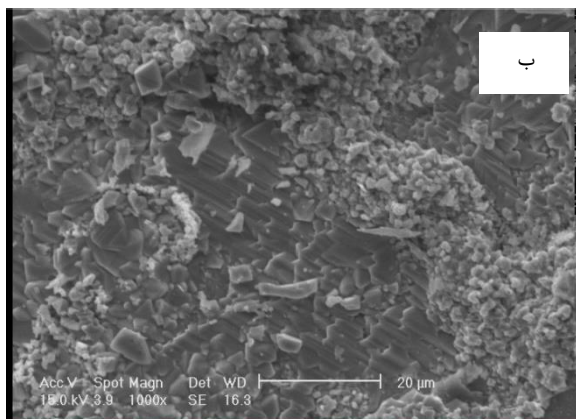
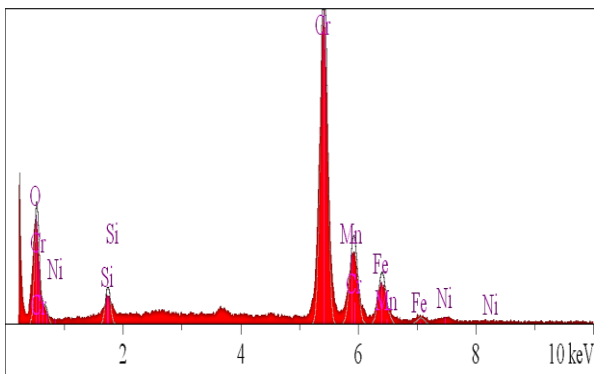
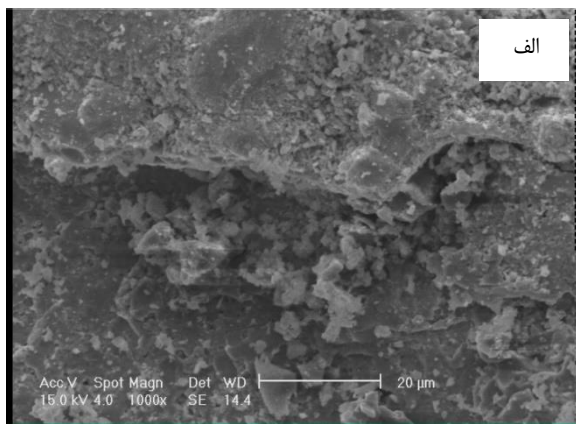
شکل ۳. نمودار اکسیداسیون آلیاژ زیرلایه و پوشش‌ها در دمای ۱۰۵۰ درجه سانتی‌گراد.

رفتار خوردگی

رفتار خوردگی زیرلایه و پوشش‌ها نیز توسط آزمون پلاریزاسیون پتانسیودینامیک نسبت به پتانسیل مدار باز پس از ۳۰ دقیقه غوطه‌وری در محلول ترکیبی کلرید سدیم و

¹ Accelerated Corrosion

قابل تشریح است. تفاوت این دو پوشش وجود مولیبدن در هر کدام از پوشش‌ها است. در حقیقت مولیبدن سبب افزایش مقاومت لایه‌ی رویین شده و مقاومت به حفره‌دار شدن آلیاژ را افزایش می‌دهد [۲۶]. برای نمونه‌ی هستلوی C۲۷۶ پتانسیل آزاد بالاتر و دانسیته‌ی جریان کمتر است که این امر می‌تواند مربوط به مولیبدن بیشتر باشد. علاوه بر این اضافه شدن تنگستن به ترکیب این آلیاژ، مانع از تشکیل حفره در محیط خورنده می‌شود [۲۹].

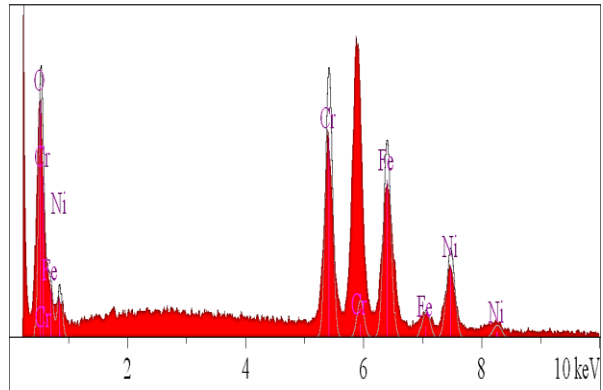
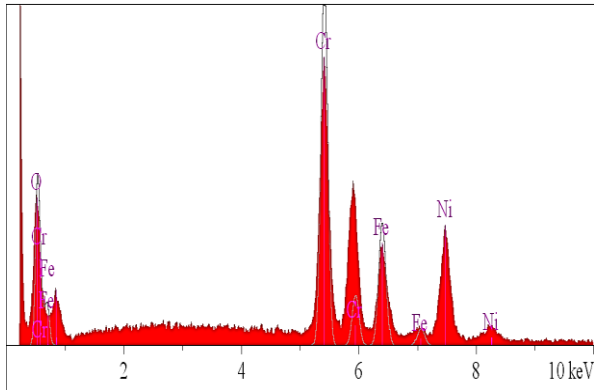


واکنش‌های روی سطح نمونه و واکنش‌های پس‌پس شدن مجدد^۱ سطح نمونه می‌شود.

مطابق جدول ۶ قابل مشاهده است که پس از ۳۰ دقیقه غوطه‌وری، هیچ یک از نمونه‌ها نرخ خوردگی قابل ملاحظه‌ای نداشته‌اند و از رفتار خوردگی نسبتاً خوبی برخوردار بوده‌اند. در آلیاژ فولاد زنگ‌نزن ۳۱۰، به علت وجود عنصر کروم، تشکیل لایه رویین شامل Cr₂O₃ موجب غیرفعال شدن سطح و مقاومت به خوردگی می‌گردد. برخی منابع فقط تک‌لایه Cr₂O₃ را در نظر می‌گیرند [۲۶]. ولی در حقیقت بر روی سطح فولاد، دو لایه که لایه‌ی زیرین همان لایه‌ی Cr₂O₃ و لایه‌ی رویی شامل اکسیدها و هیدروکسیدهای آهن می‌باشند که بیشتر تحت تأثیر شرایط محیطی هستند، وجود دارند [۲۷]. بررسی‌هایی که مالیک و همکاران، بر تأثیر سرعت خوردگی آب دریا روی گروهی از فولادهای زنگ‌نزن آستینیتی انجام داده‌اند، نشان می‌دهد، تشکیل فیلم محافظ در مدت زمانی که فولادهای زنگ‌نزن در آب غوطه‌ور می‌باشد، می‌تواند از خوردگی حفره‌دار شدن در فولادهای مذکور جلوگیری و خورنده بودن آب دریا را تا حدی کاهش دهد [۲۸]. اما با اعمال سوپر آلیاژهای پایه نیکل روی سطح فولاد زنگ‌نزن ۳۱۰، نرخ خوردگی کاهش یافته و کمترین نرخ خوردگی برای پوشش هستلوی C۲۷۶ به دست آمده است (۰/۱۴ μA.cm²). در حقیقت آلیاژهای نیکل به واسطه‌ی حضور نیکل که در حین آزمون به صورت اکسید نیکل (NiO) در آمده و همچنین وجود کروم و تشکیل Cr₂O₃ روی سطح، دارای سد کارآمدی در مقابل نفوذ محلول خورنده بوده که منجر به بهبود رفتار خوردگی می‌گردد.

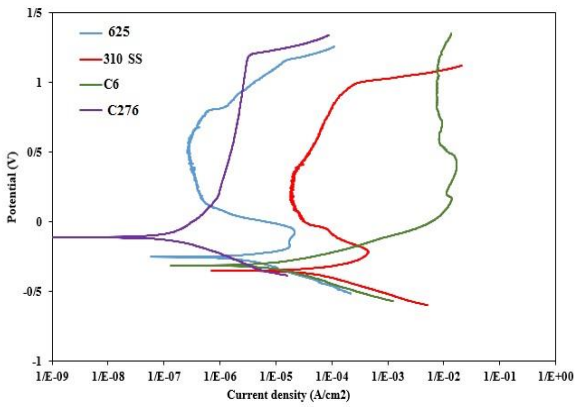
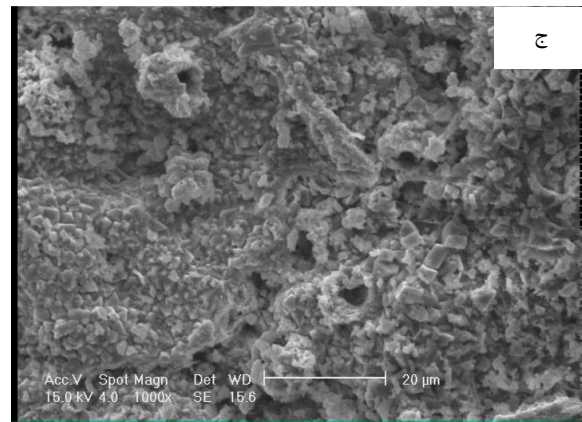
همان‌طور که ملاحظه می‌شود، نمونه‌های اینکونل ۶۲۵ و هستلوی C۲۷۶ به ترتیب دارای دانسیته‌ی جریان‌های خوردگی کمتر و پتانسیل‌های خوردگی بالاتری می‌باشند. این مسئله با در نظر گرفتن ترکیب شیمیایی دو پوشش

¹ repassivation



شکل ۴. تصاویر SEM و نتایج EDS نمونه‌ها پس از آزمون

اکسیداسیون: الف) زیرلایه‌ی فولادی، ب) اینکونل ۶۲۵، ج) کلمونوی ۶ و د) هستلوی C۲۷۶.

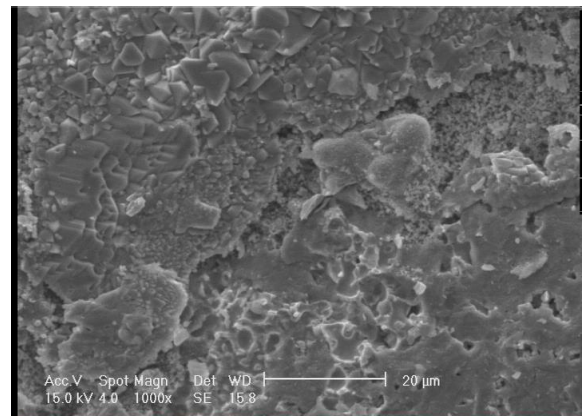
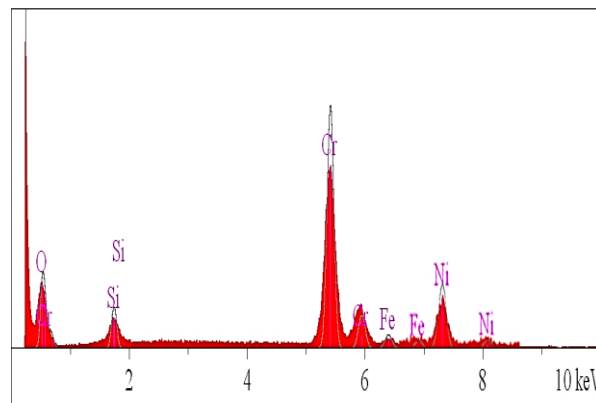


شکل ۵. منحنی‌های پلاریزاسیون مربوط به نمونه‌ی زیرلایه و نمونه‌های پوشش داده شده.

جدول ۶. پارامترهای الکتروشیمیایی به دست آمده از منحنی‌های

پلاریزاسیون

نمونه‌ها	پتانسیل خوردگی (mV)	دانشسته جریان خوردگی ($\mu\text{A}\cdot\text{cm}^{-2}$)
فولاد زنگ‌زن ۳۱۰	-۳۶۱٫۷	۳۴٫۸
کلمونوی ۶	-۳۰۱٫۵	۱۰٫۸
اینکونل ۶۲۵	-۲۳۸٫۸	۲٫۴
هستلوی C۲۷۶	-۱۱۹٫۹	۰٫۱۴



نتیجه‌گیری

در این پژوهش به بررسی پوشش‌دهی سطحی فولاد زنگ‌نزن ۳۱۰ با سوپرآلیاژهای پایه نیکل کلمونوی ۶، هستلوی C۲۷۶ و اینکونل ۶۲۵ به روش GTAW پرداخته شد. نتایج به دست آمده عبارتند از:

کمترین مقدار سختی، مربوط به پوشش اینکونل ۶۲۵ و برابر با ۳۳۸ ویکرز بود که تقریباً نصف مقادیر سختی اندازه‌گیری شده مربوط به سایر پوشش‌ها می‌باشد.

۱- هستلوی C۲۷۶ با ضریب اصطکاک ۰/۲۸ و کمترین کاهش وزن در آزمون سایش، بهترین رفتار سایشی را داشت.

۲- مکانیزم سایش اکسیداسیون و ورقه‌ای در سایش فولاد زنگ‌نزن ۳۱۰ و مکانیزم سایش خراشان در پوشش‌های ایجاد شده از جنس سوپرآلیاژهای پایه نیکل دیده شد.

۳- مقاومت به اکسیداسیون مطلوب سوپرآلیاژهای پایه نیکل و همچنین فولاد زنگ‌نزن ۳۱۰ وابسته به تشکیل اکسید کروم بر سطح آن‌ها بود.

۴- پوشش کلمونوی ۶ به دلیل تشکیل فازهای سیلیسیدی بر روی سطح، بیشترین افزایش وزن و کمترین مقاومت به اکسیداسیون در مقایسه با دو پوشش دیگر داشت.

۵- نتایج آزمون پلاریزاسیون پتانسیودینامیک بهبود رفتار خوردگی فولاد زنگ‌نزن ۳۱۰ را با اعمال پوشش نشان داد. بالاترین پتانسیل خوردگی و کمترین دانسیته‌ی جریان خوردگی مربوط به پوشش هستلوی C۲۷۶ با مقادیر به ترتیب ۱۱۹/۹ mV- و $0/14 \mu A.cm^{-2}$ بود که می‌توان آن را ناشی از وجود عناصری نظیر Cr، Mo و W دانست.

۶- در نهایت با در نظر گرفتن نتایج، به نظر می‌رسد که پوشش هستلوی C۲۷۶ به عنوان مطلوب‌ترین گزینه برای ایجاد بر روی فولاد زنگ‌نزن ۳۱۰ جهت کاربرد در شرایط دما بالا باشد.

مراجع

1. J. R. Davis, *Nickel, cobalt, and their alloys*, ASM international, (2000).
2. C. Sims, et al., *High temperature materials for aerospace and industrial power*, A Wiley-Interscience Publication John Wiley and Sons, New York, (1987).
3. G. R. Desale, et al., *Erosion wear behavior of laser clad surfaces of low carbon austenitic steel*, *Wear*, 266 (2009) 975-987.
4. D. Kotecki and J. Lippold, *Welding metallurgy and weldability of stainless steels*. Wiley, Hoboken, NJ Barbero B, Ureta E (2011) Comparative study of different digitization techniques and their accuracy. *Comput Aided Des*, 43 (2005) 188-206.
5. V. A. Shende, *A study of the effect of metastability on the unlubricated sliding wear of austenitic stainless steels*, Ohio State University, (1980).
6. F. Ostovan, E. Hasanzadeh, M. Toozandehjani, E. Shafiei, K. R. Jamaluddin and A. Amrin, *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*, 30 (2020) 10-16.
7. R. R. Phiri, O. P. Oladijo, N. Maledi and E. T. Akinlabi, *Effect of Coating Thickness on Wear Performance of Inconel 625 coating*, *Materials Science and Engineering*, 423 (2018) 1-5.
8. A. Evangeline and P. Sathiya, *Structure-Property relationships of Inconel 625 Cladding on AISI 316L substrate produced by Hot Wire (HW) TIG metal deposition technique*, *Material Research Express*, 6 (2019) 1-13.
9. C. Zhang, L. Zhang, Y. Cui, Q. Feng and C. Cheng, *Effects of High-Temperature Aging on Precipitation and Corrosion Behavior of a Ni-Cr-Mo-Based Hastelloy C276 Superalloy*, *Journal of Materials Engineering and Performance*, 29 (2020) 2026-2034.
10. D. Zhang, T. C. Lei, J. Zhang and J. Ouyang, *The effects of heat treatment on microstructure and erosion properties of laser surface-clad Ni-base alloy*, *Surface and Coatings Technology*, 115 (1999) 176-183.
11. Z. Qiu, B. Wu, H. Zhu, Z. Wang, A. Hellier, Y. Ma, H. Li, O. Muransky and D. Wexler, *Microstructure and mechanical properties of wire arc additively manufactured Hastelloy C276 alloy*, *Materials and Design*, 195 (2020) 1-12.

۲۳. صالح نژاد، س.، اکسیداسیون سوپراآلیاژهای پایه نیکلی مورد استفاده در پره‌های ردیف اول توربین، سیزدهمین کنفرانس نیروگاه حرارتی، دانشگاه صنعتی امیر کبیر، (۲۰۱۱).
24. J. H. Park, L. Chen, K. C. Goreta, R. E. Koritala and U. Balachandran, *Oxidation of hastelloy C276*, AIP Conference Proceedings, 614 (2002).
25. R. Leonard, *Thermal stability of Hastelloy alloy C-276*, Corrosion, 52 (1969) 222-232.
26. H. C. Jang, F. Park and H. Kwon, *Photoelectrochemical analysis on the passive film formed on Ni in pH 8.5 buffer solution*, Electrochimica Acta, 50 (2005) 3503-3508.
27. N. Arivazhagan, S. Singh, S. Prakash and G. M. Reddy, *Investigation on AISI 304 austenitic stainless steel to AISI 4140 low alloy steel dissimilar joints by gas tungsten arc, electron beam and friction weldin*, Materials & Design, 35 (2011) 3036-3050.
28. A. U. Malik, S. Ahmad, I. Andijani and S. Al-Fouzan, *Corrosion behavior of steels in Gulf seawater environment*, Desalination, 123 (1999) 205-213.
29. Q. Zhang, R. Tang, K. Yin, X. Luo and L. Zhang, *Corrosion behavior of Hastelloy C-276 in supercritical water*, Corrosion Science, 51 (2009) 2092-2097.
12. C. Huang, *Dry sliding wear behavior of laser clad TiVCrAlSi high entropy alloy coatings on Ti-6Al-4V substrate*, Materials & Design, 41(2012) 338-343.
۱۳. فغانی، غ. و نوروزی، س.، ارتقای سختی آلیاژ هوایی تیتانیوم Ti-6Al-4V با پوشش ایجاد شده به روش TIG، نشریه علوم و مهندسی سطح، ۳۱ (۱۳۹۶) ۹۳-۱۰۶.
14. N. Alharbi and J. Stokes, *Optimizing HVOF spray process parameters and post-heat treatment for Micro/Nano WC-12%Co, mixed with Inconel-625 Powders: A Critical Review*, 32 International Manufacturing Conference, Belfast, (2015) 1-12.
15. J. R. Davis, *Hardfacing, weld cladding, and dissimilar metal joining*, ASM International, ASM Handbook., 6 (1993) 789-829.
16. C. R. Das, S. K. Albert, A. K. Bhaduri and G. Kempulraj, *A novel procedure for fabrication of wear-resistant bushes for high-temperature application*, Journal of Materials Processing Technology, 141 (2003) 60-66.
17. Z. M. Yang, Z. Naylor and D. Rigney, *Sliding wear of 304 and 310 stainless steels*, Wear, 105 (1985) 73-86.
18. J. Sullivan and S. Athwal, *Mild wear of a low alloy steel at temperatures up to 500 C*, Tribology International, 16 (1983) 123-131.
19. C. J. Liu and X. Sun, *Oxidation behavior of a single-crystal Ni-base superalloy between 900 and 1000 C in air*, Journal of alloys and compounds, 49 (2010) 522-526.
20. G. D. Yurek, D. Eisen and A. Garratt-Reed, *Oxidation behavior of a fine-grained rapidly solidified 18-8 stainless steel*, Metallurgical Transactions A, 13 (1982) 473-485.
21. C. A. Barret and C.E. Lowell, *Comparison of isothermal and cyclic oxidation behavior of twenty-five commercial sheet alloys at 1150° C*, Oxidation of Metals, 9 (1975) 307-355.
22. B. Wang, J. Gong, A. Y. Wang, C. Sun, R. F. Huang and L. S. Wen, *Oxidation behaviour of NiCrAlY coatings on Ni-based superalloy*, Surface and Coatings Technology, 149 (2002) 70-75.