

ارزیابی رفتار اکسیداسیون دمای بالا و چسبندگی روکش‌های مقاوم به حرارت فریتی روی فولاد زنگ‌زن آستنیتی تولید شده با فرایند GTAW

فرج اله هدایت^۱، رضا دهملایی^{۲*}، مهدی خراسانیان^۲، بهنام لطفی^۳

^۱ کارشناسی ارشد، دانشکده مهندسی، دانشگاه شهید چمران اهواز، اهواز، ایران

^۲ استادیار، دانشکده مهندسی، دانشگاه شهید چمران اهواز، اهواز، ایران

^۳ دانشیار، دانشکده مهندسی، دانشگاه شهید چمران اهواز، اهواز، ایران

* نویسنده مسئول: dehmolaie@scu.ac.ir

تاریخ دریافت: ۱۴۰۰/۰۴/۱۰ تاریخ پذیرش: ۱۴۰۰/۰۶/۰۷

چکیده

در این تحقیق، جهت بهبود مقاومت به اکسیداسیون دمای بالای فولاد زنگ‌زن AISI ۳۱۶ روکش‌های از سیم جوش‌های ER۴۴۶ و Al wt. ۴ + ER۴۴۶ با استفاده از فرایند GTAW بر روی آن رسوب داده شد. ترکیب شیمیایی، نوع فازها و ریزساختار روکش‌ها توسط میکروسکوپ نوری (OM)، میکروسکوپ الکترونی (FESEM-EDS) و تفرق اشعه ایکس (XRD) مشخص شد. رفتار اکسیداسیون نمونه‌های روکش کاری شده با استفاده از آزمون اکسیداسیون هم‌دم در محیط‌های هوا (دمای ۱۰۰۰ °C) و مخلوط هوا و SO_۲ ۱/۵٪ (دمای ۸۰۰ °C) ارزیابی و مقایسه شد. میزان چسبندگی اتصال فصل مشترک روکش - زیرلایه توسط آزمون استحکام برشی قبل و بعد از اکسیداسیون طبق استاندارد ASTM A۲۶۴ بررسی شد. مشاهدات ریز ساختاری از مقطع عرضی نشان داد که هر دو روکش از چسبندگی خوبی با زیرلایه برخوردار بوده و هیچ گونه ترک حفره و ناپیوستگی در فصل مشترک روکش‌ها با زیرلایه مشاهده نگردید. نتایج آزمون استحکام برشی نشان داد که هر دو روکش قبل و بعد از اکسیداسیون دمای بالا دارای استحکام برشی بالاتری از حداقل مقدار مشخص شده (۱۴۰ مگاپاسکال) در استاندارد می‌باشند. بررسی رفتار اکسیداسیون فلز پایه قبل و بعد از اعمال روکش نشان داد که اعمال روکش به‌ویژه روکش حاوی آلومینیوم قویاً باعث کاهش نرخ اکسیداسیون در هر دو محیط اکسیدکننده گردیده است. مشخص شد که سینتیک اکسیداسیون هر دو روکش از قانون اکسیداسیون سهمی پیروی می‌کند و روکش حاوی Al ۴٪ آلومینیوم مقدار ثابت سرعت اکسیداسیون (k_p) را ۱۶ برابر بیشتر از روکش بدون آلومینیوم کاهش داده است. نتایج نشان داد که حضور گاز SO_۲ نرخ اکسیداسیون هر دو روکش را افزایش داده است.

کلیدواژه: اکسیداسیون؛ روکش جوشی؛ فولاد زنگ‌زن مقاوم به حرارت فریتی؛ استحکام برشی؛ فصل مشترک

Evaluation of High Temperature Oxidation Behavior and Adhesion of Heat-Resistant Ferritic Steel Claddings on Austenitic Stainless Steel Produced by GTAW Process

F. Hedaïat¹, R. Dehmalaei^{2*}, M. Khorasanian², B. Lotfi³

¹ M.Sc, Department of Materials Science Engineering, Faculty of Engineering, Shahid Chamran University of Ahvaz, Ahvaz, Iran

² Assistant Professor, Department of Materials Science Engineering, Faculty of Engineering, Shahid Chamran University of Ahvaz, Ahvaz, Iran

³ Assistant Professor, Department of Materials Science Engineering, Faculty of Engineering, Shahid Chamran University of Ahvaz, Ahvaz, Iran

* **Corresponding Author:** dehmalaei@scu.ac.ir

Submission: 1400, 04, 10 **Acceptance:** 1400, 06, 07

Abstract

In the present paper, in order to improve the high temperature oxidation resistance of 316 AISI stainless steel, claddings of ER446 and ER446 + 4 wt. % Al filler wires were deposited on this steel using GTAW process. The chemical composition, phase types and microstructure of the claddings were determined by light microscopy (OM), electron microscopy (FESEM-EDS) and X-ray diffraction (XRD). The oxidation behavior of the clad samples was evaluated and compared using isothermal oxidation test in air (at 1000 °C) and air + 1.5% SO₂ (at 800 °C) environments. The adhesion of the interface between the claddings and the substrate was measured by shear strength test before and after oxidation according to ASTM A264 standard. Microstructural observations from the cross section showed that both claddings had excellent adhesion to the substrate and no cavities and discontinuities were observed in the interface between the claddings and the substrate. The results of shear strength test showed that both claddings before and after high temperature oxidation have higher shear strength than the minimum value specified (140 MPa) in the ASTM A264 standard. Evaluation of the oxidation behavior of the base metal before and after the exert of the coating showed that the claddings (especially with present 4% Al) strongly reduced the oxidation rate (improving the oxidation resistance) in both oxidizing environments. In the early stages of oxidation, chemical reactions at the interface between the oxide scale and the metal controlled the oxidation reaction, and after primarily stages until the end of examination, the diffusion and transfer of oxygen and aggressive ions through the oxide scale toward the interface controlled the oxidation process. It was found that the oxidation kinetics of both claddings follow the parabolic law of oxidation and the cladding containing 4% Al had a constant oxidation rate (k_p) 16 times lower than the coating without aluminum. The results showed that the presence of SO₂ gas increased the oxidation rate of both claddings.

Keywords: Oxidation; Weld Cladding; Ferrite Heat-Resistant Stainless Steel; Shear Strength; Interface

۱ - مقدمه

فولادهای زنگ‌نزن آستنیتی متداول‌ترین گروه از خانواده فولادهای زنگ‌نزن می‌باشند که به دلیل شکل‌پذیری خوب، مقاومت به خزش و اکسیداسیون دمای بالای عالی و همچنین قابلیت جوش‌پذیری مناسب برای ساخت قطعات و تجهیزات صنعتی در صنایع شیمیایی، نفت و گاز، پتروشیمی و پالایشگاه، نظامی و هسته‌ای و نیز لوازم‌خانگی مورد استفاده قرار می‌گیرند [۲ و ۱]. مقاومت به خوردگی و اکسیداسیون دمای بالای این فولادها ناشی از تشکیل لایه چسبنده و پیوسته اکسید کروم است که بلافاصله بعد از قرار گرفتن آلایژ در معرض محیط خورنده یا اکسیدکننده بر روی سطح آن تشکیل می‌شود. قدرت محافظت‌کنندگی پوسته اکسیدی تابع ترکیب شیمیایی، ضخامت، پیوستگی و چسبندگی آن به زیرلایه است [۳ و ۴]. پوسته اکسیدی تشکیل شده بر روی سطح فولادهای زنگ‌نزن آستنیتی نظیر فولاد AISI ۳۱۶ اغلب به صورت دولایه متمایز شامل یک لایه خارجی غنی از آهن و یک لایه داخلی غنی از کروم و یا اسپینل غنی از کروم و آهن می‌باشد [۵ و ۶]. پارامترهای زیادی مانند دما، ترکیب شیمیایی آلایژ، فشار جزئی اکسیژن محیط، مدت زمان اکسیداسیون و وجود عواملی نظیر بخار آب، ترکیبات گوگردی و یون‌های کلر موجود در محیط، روی پایداری و مشخصات پوسته اکسیدی (از جمله چسبندگی، فشردگی، یکپارچگی، ضخامت و ترکیب شیمیایی) مؤثر می‌باشند [۷ و ۸]. غالباً مقاومت در برابر اکسیداسیون این فولادها (پایداری پوسته اکسید سطحی محافظ) در محیط‌های شدیداً خورنده و همچنین محیط‌های اکسیدکننده حاوی رطوبت و ترکیبات گوگردی به‌ویژه در دماهای بالای 700°C کافی نیست [۹ و ۱۰]. برای رفع این مشکل به کارگیری روش‌های نظیر اصلاح ترکیب شیمیایی سطح آلایژ و یا اعمال یک لایه پوشش مقاوم به اکسیداسیون بر روی سطح این فولادها

گزارش شده است [۱۱]. امروزه اصلاح ترکیب شیمیایی سطح قطعات تولید شده و یا در حال سرویس به‌دلیل مشکلات اجرایی و هزینه‌های اقتصادی زیاد و نیز احتمال تشکیل ترکیبات بین فلزی (و در نتیجه کاهش خواص مکانیکی و خوردگی) کمتر مورد استفاده قرار می‌گیرد. در مقابل بهبود مقاومت به اکسیداسیون این آلایژها با اعمال پوشش‌های سطحی مورد توجه بسیاری از محققین قرار گرفته است [۱۲ و ۱۳]. از روش‌های متعددی مانند روکش کاری^۱، پاشش حرارتی^۲، رسوب فیزیکی فاز بخار^۳، رسوب شیمیایی فاز جامد^۴، غوطه‌وری گرم و غیره برای اعمال پوشش بر روی فولادهای زنگ‌نزن آستنیتی استفاده می‌شود [۱۱ و ۱۴]. در میان این روش‌ها روکش کاری سطح قطعه یک روش مناسب و کم هزینه برای بهبود خواص سطحی قطعه مانند سختی، مقاومت به خوردگی و سایش است. روکش کاری جوشی^۵ با فرایند GTAW^۶ به دلیل هزینه‌های کم، سرعت رسوب‌گذاری مناسب، عملکرد ساده، امکان ایجاد پیوند متالورژیکی قوی بین پوشش و فلز پایه و کنترل نسبتاً خوب بر روی رقت به میزان زیادی مورد استفاده قرار می‌گیرد. در روکش کاری جوشی ریز ساختار، چسبندگی (استحکام لایه روکش به زیرلایه)، خواص مکانیکی و مقاومت به خوردگی و اکسیداسیون لایه روکش تابع ترکیب شیمیایی سیم جوش و فلز پایه، پارامترهای فرایند جوشکاری و درصد رقت می‌باشد [۱۵ و ۱۶].

سوپرآلایژها و فولادهای زنگ‌نزن مقاوم به حرارت گزینه‌های مناسبی جهت اعمال پوشش‌های مقاوم به اکسیداسیون و خوردگی داغ بر روی فولادهای زنگ‌نزن آستنیتی هستند. استفاده از سوپرآلایژها در بسیاری از موارد به دلایل اقتصادی و فنی (عملکرد نامناسب در محیط‌های سولفیدی) امکان‌پذیر نیست [۱۹-۱۷]. درحالی‌که فولادهای زنگ‌نزن مقاوم به حرارت فریتی به دلیل نداشتن عنصر آلایژی نیکل در ترکیب خود دارای قیمت پایین‌تر و عملکرد

^۱Hot Dipping^۲Weld Cladding^۳Gas Tungsten Arc Welding^۴Cladding^۵Thermal Spraying^۶Chemical Vapour Deposition^۷Physical Vapour Deposition

بهرتر در محیط‌های سولفیدی می‌باشند. این فولادها در مقایسه با فولادهای زنگ‌نزن آستنیتی دارای ضریب انبساط حرارتی کمتر، رسانایی حرارتی بالاتر، خواص مکانیکی ضعیف‌تر و جوش‌پذیری کمتری می‌باشند [۲۰، ۲۱]. ضریب انبساط حرارتی کمتر این فولادها باعث می‌شود تنش‌های کمتری بین لایه اکسیدی و زیرلایه فلزی ایجاد گردد و نسبت به آلیاژهای آهن - کروم - نیکل دارای مقاومت به اکسیداسیون سیکلی و خستگی حرارتی بهتری باشند [۲۲-۲۴]. ضریب نفوذپذیری بالاتر شبکه بلوری BCC^۱ (در مقایسه با شبکه بلوری FCC^۲) باعث افزایش سرعت نفوذپذیری کروم درون شبکه و در نتیجه کاهش حداقل مقدار کروم موردنیاز برای تشکیل لایه اکسید کروم محافظ بر روی سطح می‌شود و لذا پوسته اکسیدی تشکیل شده روی سطح این فولادها پایدارتر است [۲۵-۲۷]. مطالعات نشان داده است که پوسته اکسیدی تشکیل شده بر روی سطح فولادهای زنگ‌نزن فریتی مقاوم به حرارت اغلب از دولایه مجزا شامل لایه داخلی اکسید کروم و لایه بیرونی اسپینل تشکیل شده است [۲۸، ۲۹]. لایه محافظ اکسید کروم اگرچه در حالت کلی دارای خاصیت حفاظتی خوبی است، اما تحت تنش‌های حرارتی و رشدی به دلیل ایجاد ترک و تورق در لایه، در دمای بالای ۱۰۰۰ °C به دلیل تبدیل Cr_2O_3 به CrO_3 و در دمای بالای ۷۰۰ °C در حضور بخار آب به دلیل تبدیل Cr_2O_3 به $CrO_3(OH)_2$ نمی‌تواند به خوبی از فلز زیرین خود حفاظت کند [۳۰، ۳۱]. اضافه کردن عناصر آلیاژی مانند آلومینیوم و سیلیسیم به ترکیب شیمیایی آلیاژهای آهن - کروم باعث بهبود مقاومت به اکسیداسیون و سولفیداسیون آن‌ها می‌شود. حضور مقادیر کم آلومینیوم (کمتر از پنج درصد) در ترکیب این فولادها باعث تشکیل لایه اکسید آلومینیوم بر روی سطح آلیاژ می‌شود. اکسید آلومینیوم به دلیل داشتن چسبندگی، پیوستگی و دمای ذوب بالاتر و سرعت رشد آهسته‌تر نسبت به اکسید کروم، خاصیت محافظت‌کنندگی بهتری دارد [۳۲-۳۴]. بررسی‌ها نشان داده است که مقادیر بالای

آلومینیوم در ترکیب شیمیایی این فولادها می‌تواند با تشکیل ترکیبات بین فلزی سبب افزایش احتمال تردی هیدروژنی و کاهش جوش‌پذیری این آلیاژها گردد [۳۵]. در این تحقیق ابتدا روکش‌های از سیم جوش ER۴۴۶ و Al ۴ wt. % ER۴۴۶ با استفاده از فرایند GTAW و در طی سه پاس بر روی فولاد زنگ‌نزن آستنیتی AISI ۳۱۶ رسوب داده شد. سپس پیوستگی و میزان چسبندگی (استحکام برشی) لایه روکش به زیرلایه، ریزساختار، و رفتار اکسیداسیون هم‌دمای روکش‌ها پس از قرارگیری به مدت ۱۶۸ ساعت در محیط‌های هوا (دمای ۱۰۰۰ °C) و مخلوط هوا و SO_2 ۱/۵ % (دمای ۸۰۰ °C) مورد بررسی و مطالعه قرار گرفت.

۲ - مواد و روش آزمایش

در این تحقیق، از ورق فولاد زنگ‌نزن آستنیتی AISI ۳۱۶ به ضخامت ۱۰ mm به عنوان زیرلایه و سیم جوش ER۴۴۶ به قطر ۲/۴ mm و فویل آلومینیوم با خلوص بالای ۹۹ درصد و ضخامت ۱ میکرون جهت ایجاد لایه روکش بر روی زیرلایه، استفاده شد. ترکیب شیمیایی مواد اولیه در جدول ۱ نشان داده شده است. جهت روکش کاری، ابتدا نمونه‌های به ابعاد ۱۰۰×۱۰۰ mm از فلز زیرلایه برش داده شد و پس از پرداخت و سنباده‌زنی تا سنباده شماره ۶۰۰، سطح نمونه‌ها با محلول استون چربی زدایی گردید. قبل از روکش کاری، نمونه‌ها ابتدا تا دمای ۳۰۰ °C پیش گرم شدند و سپس با استفاده از فرایند GTAW طی سه پاس جوشکاری، لایه‌هایی از هر یک از سیم جوش‌های ER۴۴۶ و Al ۴ wt. % ER۴۴۶ با ضخامت بیش از ۳ mm روی سطح نمونه‌ها رسوب داده شد. جوشکاری تحت حفاظت گاز آرگون با خلوص ۹۹/۹۹ و سرعت دمش ۱۵ lit/min انجام شد. در طی جوشکاری از شدت جریان ۱۲۰ A، ولتاژ ۱۵ V، سرعت جوشکاری ۱ mm/s و ۰/۷۵ و حرارت ورودی ۱/۳۵ kJ/mm استفاده گردید.

^۲Face Centered Cubic

^۱Body Centered Cubic

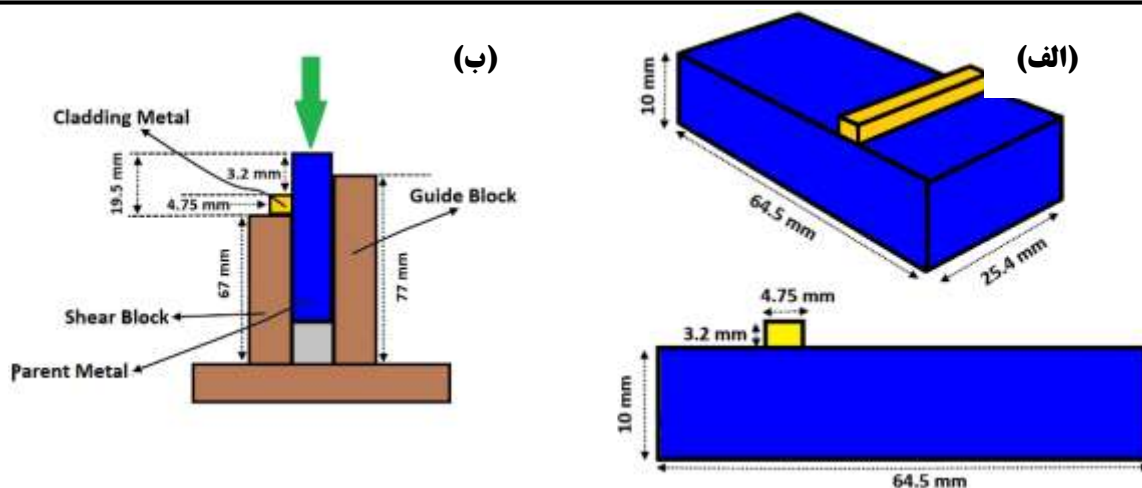
برای انجام متالوگرافی و مطالعات ریز ساختاری، نمونه‌های به ابعاد 15×10 mm از قطعات روکش کاری شده جدا گردید. سطح و مقطع نمونه‌ها پس از پرداخت کاری با استفاده از کاغذ سنباده شماره ۶۰ تا ۳۰۰۰ سنباده‌زنی گردیده و توسط نمد مخصوص و خمیر الماسه ۱ میکرون براق گردید. حکاکی سطح و مقطع نمونه‌ها با استفاده از محلول ماربل^۱ انجام شد. بررسی‌های ریز ساختاری فلز پایه و روکش‌ها با استفاده از میکروسکوپ‌های نوری و الکترونی روبشی FESEM مجهز به EDS مدل MIRA^۳ TESCAN انجام شد. جهت مطالعه و شناسایی فازهای موجود در سطح روکش‌ها از آزمون پراش پرتو ایکس (XRD) استفاده گردید. به منظور ارزیابی چسبندگی لایه روکش به زیرلایه (اندازه‌گیری استحکام پیوند) آزمون استحکام برشی بر روی نمونه‌های آماده شده مطابق با استاندارد ASTM A۲۶۴ انجام شد. شکل ۱ شماتیکی از آزمون استحکام برشی و ابعاد نمونه‌های این آزمون را نشان می‌دهد. در طی این آزمایش مطابق شکل، فلز زیرلایه در بین بلوک‌های راهنما و برشی از جنس فولاد ابزار قرار گرفته و سپس لایه روکش تحت نیرو قرار داده شد تا از زیرلایه در اثر تنش برشی اعمال شده جدا گردد. در این پژوهش تعداد ۶ نمونه از هر روکش جوشی برای آزمون آماده شد. از این شش نمونه، سه نمونه قبل از قرار گرفتن در کوره و سه نمونه دیگر بعد از قرار گرفتن به مدت ۱۶۸ ساعت در دمای 1000°C تحت آزمون استحکام کششی قرار داده شدند. در این آزمون نمودار تنش - کرنش (میانگین سه آزمون) جهت ارزیابی استحکام برشی^۲ (چسبندگی) مورد استفاده قرار گرفت.

رفتار اکسیداسیون فلز پایه و نمونه‌های روکش کاری شده با استفاده از آزمون اکسیداسیون هم‌دمای ناپیوسته بررسی گردید. ابتدا نمونه‌های با ابعاد 15×10 mm از فلز پایه و قطعات روکش کاری شده جدا گردید. وزن و ابعاد نمونه‌ها بعد از سنباده‌زنی تا سنباده ۲۰۰۰ و چربی زدایی با استون در حمام اولتراسونیک، به ترتیب با دقت یک هزارم میلی گرم و یک صدم میلی متر اندازه‌گیری شد. تعدادی از نمونه‌ها بعد از توزین درون کوره الکتریکی تحت اتمسفر هوا با دمای ثابت 1000°C برای مدت زمان ۱۶۸ ساعت قرار داده شدند. جهت ارزیابی تأثیر عامل سولفیدی بر مقاومت به اکسیداسیون روکش‌ها و فلز پایه تعداد دیگری از نمونه‌ها برای مدت زمان ۱۶۸ ساعت تحت اتمسفر هوا و SO_2 ۱/۵٪ در دمای 800°C قرار داده شدند. نمونه‌ها در فواصل زمانی مشخص (هر ۵ ساعت) از کوره خارج و بعد از سرد شدن تا دمای محیط، مجدداً وزن آن‌ها اندازه‌گیری شد. برای کاهش خطا، آزمون اکسیداسیون هم‌دمای در هر زمان مشخص به طور هم‌زمان روی سه نمونه مشابه انجام شد. در پایان آزمون میزان افزایش وزن هر سه نمونه محاسبه و میانگین افزایش وزن بر واحد سطح به عنوان نتیجه نهایی در نظر گرفته شد. سینتیک اکسیداسیون زیرلایه و نمونه‌های روکش کاری شده با استفاده از نمودار تغییرات وزن بر واحد سطح در مقابل زمان مورد بررسی و تجزیه و تحلیل قرار گرفت. برای بررسی مورفولوژی، ضخامت و توزیع عناصر درون پوسته اکسیدی از FESEM-EDS و برای شناسایی فازهای تشکیل شده بر روی سطح نمونه‌های اکسید شده از آزمون XRD استفاده شد.

جدول ۱- ترکیب شیمیایی فلز پایه و سیم جوش بر حسب درصد وزنی

Materials	Element									
	C	Cr	Ni	Si	Mn	Mo	P	S	Fe	Al
AISI ۳۱۶	۰/۰۶	۱۷/۳۲	۱۰/۹۵	۰/۷۲	۱/۳۵	۲/۵۴	۰/۰۴۵	۰/۰۳۵	۶۶/۹۴	-
ER۴۴۶	۰/۰۹	۲۵/۳۵	۰/۳۵	۰/۸۵	۱/۸۲	۰/۰۴۱	۰/۰۰۳	۰/۰۰۹	۷۱/۴۴	-
۱۱۰۰	-	-	-	۰/۱۵	۰/۰۶	-	-	-	۰/۶۴	۹۹/۱۵

^۱Shear Strength^۲Marble's reagent



شکل ۱- آزمون استحکام برشی مطابق استاندارد ASTM A۲۶۴ الف) ابعاد هندسی نمونه از نمای سه‌بعدی و روبرو ب) قرار گرفتن نمونه در بین بلوک‌ها و چگونگی اعمال فشار

۳- نتایج و بحث

۳-۱- ریزساختار

تصاویر میکروسکوپی و توزیع عناصر در سطح مقطع عرضی روکش و آنالیز پراش پرتو ایکس از سطح روکش ER۴۴۶ در شکل ۲ نشان داده شده است. از شکل ۲- الف مشاهده می‌شود که فصل مشترک فلز پایه و روکش از پیوستگی خوبی برخوردار بوده و هیچ گونه ترک، حفره و ناپیوستگی مشاهده نمی‌شود. تصویر SEM از سطح مقطع روکش در شکل ۲- ب پیوستگی خوب لایه روکش به زیرلایه و عدم وجود هر گونه عیوب و ناپیوستگی را با وضوح بیشتری نشان می‌دهد. شکل ۲- الف نشان می‌دهد که دانه‌های فریت به صورت ستونی از مرز ذوب به سمت فلز جوش شروع به رشد نموده‌اند. در شکل مقادیری از فاز ثانویه (مارتنزیت) بر روی مرزها و درون دانه‌های فریت، دیده می‌شود که با دور شدن از مرز ذوب مقدار این فاز به خصوص در داخل دانه‌ها کاهش یافته است.

شکل به وضوح نشان می‌دهد که مارتنزیت‌های درون دانه‌ها مورفولوژی شبیه کلونی‌های مجزا دارند، درحالی‌که مارتنزیت‌های مرزدانه‌ای به صورت شبکه پیوسته‌ای روی مرزها و یا به صورت صفحات ویدمن اشتاتن از مرز دانه‌ها به داخل دانه‌های فریت رشد کرده‌اند. طبق نمودار فازی شبه

دوتایی Fe-Cr-Ni فاز اولیه انجمادی روکش ER۴۴۶، فریت دلتا است که در طی سرد شدن بخشی از فریت در دمای بالا به آستنیت (درون دانه‌ها و روی مرزها) تبدیل می‌شود [۳۶]. هنگام سرد شدن و کاهش دما حلالیت کربن در فریت کاهش یافته و کربن مازاد بر حلالیت توسط آستنیت جذب می‌گردد.

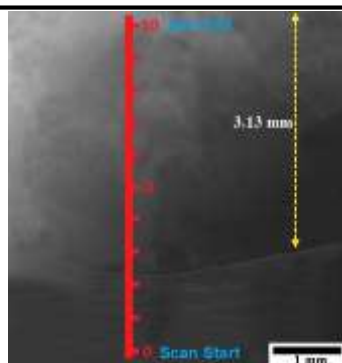
در ادامه در اثر سرد شدن غیر تعادلی ناشی از سرعت بالای سرد شدن فلز جوش، آستنیت غنی از کربن به مارتنزیت تبدیل می‌شود که عمدتاً بر روی مرز دانه‌های فریت و مقادیر کمتری درون دانه‌های فریت شروع به رشد می‌کند. تغییرات ترکیب شیمیایی در شکل ۲- ج نشان می‌دهد که از مرز ذوب به طرف سطح روکش رقت کاهش یافته و در سطح فلز روکش، رقت به حداقل رسیده و ترکیب شیمیایی سطح روکش به ترکیب شیمیایی سیم جوش ER۴۴۶ (جدول ۱) بسیار نزدیک شده است. در نزدیکی فصل مشترک زیرلایه - روکش، مقادیر بالای رقت باعث ورود عناصر آلیاژی از جمله نیکل از زیرلایه به روکش (فلز جوش) و در نتیجه افزایش غلظت نیکل در لایه روکش شده است. نیکل پایدار کننده فاز آستنیت است و لذا هنگام سرد شدن غیر تعادلی فلز جوش، تشکیل مارتنزیت در نزدیکی فصل

مشترک را تسهیل می‌کند. همان گونه که در شکل ۲- الف به وضوح قابل مشاهده است مقدار مارتنزیت در نزدیکی مرز ذوب بیشتر از مناطق دیگر است. حضور فاز مارتنزیت در کنار فاز فریت توسط نتایج آزمون XRD در شکل ۲- د مورد تأیید قرار گرفته است. در این تصویر پیک‌های مربوط به فاز آستنیت و رسوبات کاربیدی آشکار نشده‌اند که در هماهنگی خوبی با تصاویر ریز ساختاری است. در پژوهش‌های انجام شده توسط دیگر محققان نتایج مشابهی ارائه شده است [۳۷-۳۹].

تصاویر میکروسکوپی و توزیع عناصر در سطح مقطع عرضی روکش و آنالیز پراش پرتو ایکس از سطح روکش wt. % Al ۴ + ER۴۴۶ در شکل ۳ ارائه شده است. از شکل ۳- الف ملاحظه می‌شود که ریزساختار نهایی جوش شامل دانه‌های درشت فریت به همراه مقداری رسوبات در درون دانه‌ها و روی مرز دانه‌ها است.

علت درشت شدن دانه‌های فریت می‌تواند سرعت نفوذ بالای عناصر درون فاز فریت و همچنین عدم تغییر فاز هنگام سرد شدن فلز جوش باشد. نتایج آنالیز EDS نواحی مشخص شده بر روی تصویر میکروسکوپی الکترونی در شکل ۳- الف (جدول ۲) نشان می‌دهد که ترکیبات درون دانه‌ها نیتريد آلومینیوم و رسوبات روی مرز دانه‌ها کاربید کروم می‌باشند. ذرات نیتريد آلومینیوم می‌توانند از یک طرف به عنوان مکان‌های جوانه‌زنی غیر همگن عمل کنند و از طرف دیگر با قفل کردن مرز دانه‌ها مانع رشد دانه‌ها شوند. مکانیزم تشکیل ذرات نیتريد آلومینیوم می‌تواند جوانه‌زنی روی نابعایی‌ها و جوانه‌زنی مرز دانه‌ای باشد. با توجه به اینکه ذرات نیتريد آلومینیوم بیشتر درون زمینه تشکیل شده‌اند می‌توان گفت مکانیزم غالب، جوانه‌زنی بر روی نابعایی‌ها بوده است. نیتروژن موجود در ترکیبات نیتريدی می‌تواند ناشی از مقادیر

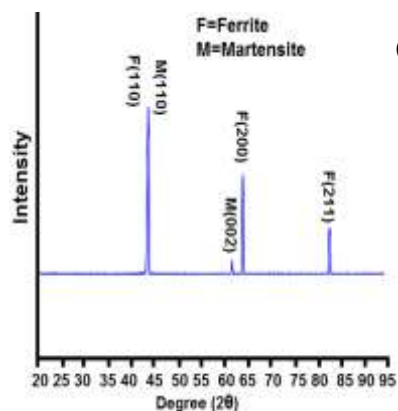
کم گاز نیتروژن در گاز محافظ باشد. از شکل ۳- الف مشاهده می‌شود که حضور آلومینیوم در ترکیب شیمیایی فلز جوش مانع از تشکیل فاز ثانویه مارتنزیت شده است. در واقع آلومینیوم پایدارکننده فاز فریت بوده که با ممانعت از تشکیل و گسترش فاز آستنیت از استحاله آستنیت به مارتنزیت جلوگیری نموده و با بهبود شرایط تشکیل فریت فوق اشباع از کربن شرایط مناسبی را برای تشکیل رسوبات کاربیدی روی مرز دانه‌ها فراهم می‌کند. تصویر میکروسکوپ نوری سطح مقطع روکش (شکل ۳- ب) نشان می‌دهد فصل مشترک روکش - فلز پایه و همچنین لایه‌های مختلف روکش پیوستگی مناسبی دارند و عاری از عیوب جوشکاری مانند ناپیوستگی، حفره و ترک می‌باشند. تغییرات ترکیب شیمیایی از فصل مشترک فلز پایه - روکش به طرف سطح روکش (شکل ۳- ج) نشان می‌دهد که از مرز ذوب به طرف سطح روکش رقت کاهش یافته است. کاهش رقت در نزدیکی سطح روکش باعث افزایش غلظت عنصر آلیاژی آلومینیوم در ترکیب سطح روکش شده است. افزایش میزان آلومینیوم در سطح باعث بهبود مقاومت به خوردگی و اکسیداسیون لایه روکش هنگام قرار گرفتن در معرض محیط‌های خورنده می‌گردد. زیرا بر روی سطح اکسید آلومینیوم که دارای سرعت رشد آهسته‌تر، پایداری حرارتی بیشتر و رسانایی الکتریکی کمتری نسبت به اکسید کروم است، می‌تواند تشکیل شود. الگوی پراش پرتو ایکس سطح روکش در شکل ۳- د عدم تشکیل فاز ثانویه مارتنزیت در ریزساختار روکش حاوی آلومینیوم را تأیید می‌کند. عدم شناسایی فازهای کاربیدی و نیتريدی در الگوی پراش پرتو ایکس، می‌تواند ناشی از این باشد که مقادیر این فازها از حد تشخیص توسط آنالیز پراش پرتو ایکس کمتر بوده است.



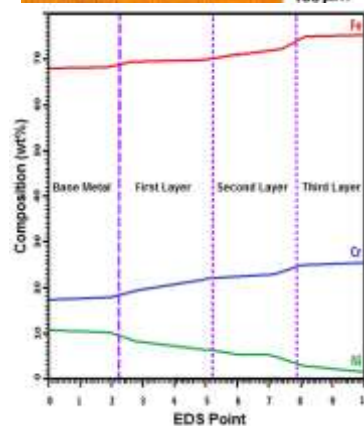
(ب)



(الف)

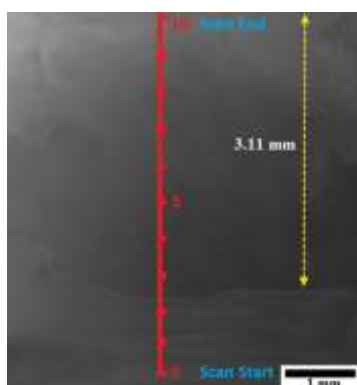


(د)

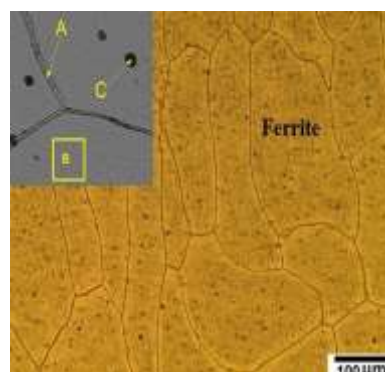


(ج)

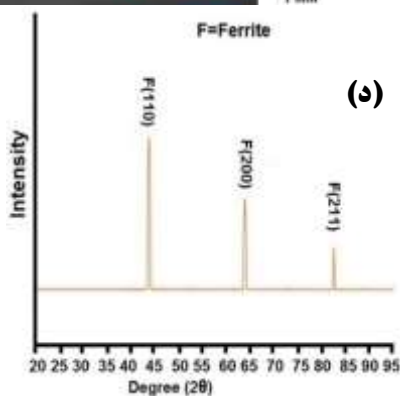
شکل ۲- روکش ER۴۶ (الف) تصویر میکروسکوپ نوری سطح مقطع روکش (ب) تصویر میکروسکوپ الکترونی سطح مقطع روکش (ج) آنالیز خطی (EDS) سطح مقطع روکش (د) الگوی پراش پرتو ایکس سطح روکش



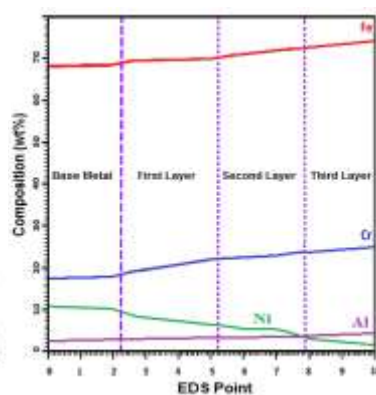
(ب)



(الف)



(د)



(ج)

شکل ۳- روکش ER۴۶ + ۴ wt. % Al (الف) تصویر میکروسکوپ نوری و الکترونی سطح روکش (ب) تصویر میکروسکوپ الکترونی سطح مقطع روکش (ج) آنالیز خطی (EDS) سطح مقطع روکش (د) الگوی پراش پرتو ایکس سطح روکش

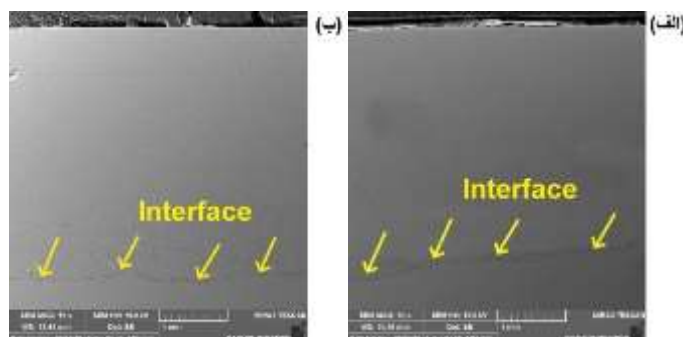
جدول ۲- آنالیز شیمیایی EDS مناطق مشخص شده در شکل (۳-الف) بر حسب درصد اتمی

Point/Region	Element							
	C	Cr	Ni	Si	Mn	Mo	Fe	Al
A	۱۷/۳۴	۲۳/۸۱	۰/۷۴	۰/۱۴	۰/۰۹	-	۳۲/۴۸	۲/۷۷
B	۰/۳۲	۲۳/۵۴	۰/۵۸	۰/۱۲	۰/۱۱	-	۶۲/۴۹	۴/۶۸
C	۰/۱۲	۱/۶۳	۰/۵۵	۰/۱۵	۰/۰۶	-	۱/۵۰	۱۸/۲۷

۳-۲- استحکام برشی (چسبندگی)

از آزمون استحکام برشی مطابق استاندارد ASTM A۲۶۴ برای ارزیابی کیفیت پیوند فصل مشترک روکش - زیرلایه (چسبندگی لایه روکش به زیرلایه) استفاده شده است. شکل ۴ تصویر سطح مقطع نمونه‌های روکش شده را پس از ۱۶۸ ساعت اکسیداسیون در دمای 1000°C در هوا، نشان می‌دهد. مشاهده می‌شود که اتصال متالورژیکی بین لایه‌های روکش و فلز پایه در این شرایط کاملاً حفظ گردیده و فصل مشترک روکش‌ها و زیرلایه از پیوستگی و چسبندگی مناسبی برخوردار است. نتایج آزمون استحکام برشی نمونه‌های روکش شده قبل و بعد از اکسیداسیون (بر اساس استاندارد ASTM A۲۶۴) در جدول ۳ ارائه شده است. نتایج نشان می‌دهد که استحکام چسبندگی فصل مشترک روکش و فلز پایه در تمامی شرایط بالاتر از حداقل مقدار مشخص شده در استاندارد (۱۴۰ Mpa) می‌باشد [۴۰]. استحکام برشی بالاتر از استاندارد نشان دهنده این است که پارامترهای فرایند جوشکاری به درستی انتخاب شده‌اند و اختلاط زیرلایه و لایه‌های روکش اعمالی به خوبی صورت گرفته است. در چنین شرایطی پیوندهای متالورژیکی به‌اندازه‌ای قوی

می‌باشند که می‌توانند مانع جداشدن لایه روکش از زیرلایه در اثر تنش‌های برشی ایجاد شده ناشی از تغییرات دمایی شوند. نتایج نشان می‌دهد که استحکام برشی فصل مشترک روکش - زیرلایه برای روکش حاوی آلومینیوم کمتر از روکش فاقد آلومینیوم است. حضور آلومینیوم باعث افزایش تمایل به تشکیل ترکیبات بین فلزی و نیز ترکیبات نیتریدی و کاربیدی گردیده و می‌تواند سبب کاهش استحکام برشی فصل مشترک روکش - فلز پایه گردد. از نتایج جدول مشاهده می‌شود که قرار گرفتن اتصالات در معرض دمای بالا باعث کاهش استحکام برشی تمامی فصل مشترک‌ها گردیده است، اما باین وجود از حداقل مقدار مشخص شده در استاندارد بالاتر می‌باشند. علت کاهش استحکام اتصال پس از قرار گرفتن در معرض دمای بالا می‌تواند به دلیل تنش‌های حرارتی شدید بین فلز پایه (آستنی) و روکش (فریتی) ناشی از اختلاف ضریب انبساط حرارتی بین آن‌ها و نیز درشت شدن دانه‌های روکش فریتی پس از قرار گرفتن در معرض دمای بالا باشد. بر اساس رابطه هال - پچ^۱ اندازه دانه تأثیر مستقیمی روی استحکام ماده دارد و با درشت شدن دانه‌ها استحکام کاهش می‌یابد.



شکل ۴- سطح مقطع نمونه‌های روکش شده بعد از ۱۶۸ ساعت اکسیداسیون در دمای 1000°C در هوا (الف) روکش ER446 (ب) روکش ۴ wt. % Al + ER۴۴۶

جدول ۳- نتایج آزمون استحکام برشی فصل مشترک‌ها قبل و بعد از ۱۶۸ ساعت اکسیداسیون در دمای ۱۰۰۰ °C در هوا

نوع روکش	تنش برشی حداکثر (MPa)	
	قبل از قرارگرفتن در کوره	بعد از ۱۶۸ ساعت اکسیداسیون در ۱۰۰۰ °C
ER۴۴۶	۴۲۳	۳۷۰
ER۴۴۶ + ۴ wt. % Al	۴۰۱	۳۴۱

۳-۳- سینتیک اکسیداسیون

شکل ۵ سینتیک اکسیداسیون فلز پایه بدون روکش و روکش کاری شده را بعد از ۱۶۸ ساعت اکسیداسیون هم‌دمای ۱/۵٪ °C به ترتیب در دماهای SO در هوا و مخلوط هوا و ۲۸۰۰ نشان می‌دهد. افزایش وزن پیوسته ۱۰۰۰ °C و نمونه‌های روکش‌دار (شکل ۵-الف و شکل ۵-ب) نشان دهنده مصرف اکسیژن و تشکیل اکسیدها و همچنین عدم کنده شدن و تبخیر شدن لایه‌های اکسیدی به صورت قابل ملاحظه است. لازم به ذکر است در پایان آزمون اکسیداسیون در ارزیابی سطح روکش‌ها با میکروسکوپ نوری کنده شدن پوسته اکسیدی مشاهده نشده است. در حالی که پوسته اکسیدی روی سطح فلز پایه بعد از گذشت ۱۲۰ ساعت در بعضی نواحی دارای ترک و در بعضی مناطق از روی سطح کنده شد. تخریب شدن پوسته اکسیدی روی سطح فلز پایه نشان دهنده این است که لایه اکسیدی در این شرایط نمی‌تواند از فلز زیرین خود به خوبی محافظت کند. از شکل به وضوح دیده می‌شود که در تمامی زمان‌ها افزایش وزن فلز پایه بدون روکش در هر دو محیط اکسیدکننده بیشتر از نمونه‌های دارای روکش می‌باشد که نشان دهنده بهبود مقاومت به اکسیداسیون پس از ایجاد لایه روکش است. تفاوت در مقدار کروم فلز پایه و روکش‌ها (جدول ۱) علت اصلی کمتر بودن مقاومت به اکسیداسیون فلز پایه نسبت به روکش‌ها است. شکل ۵-الف و شکل ۵-ب نشان می‌دهند که نرخ افزایش وزن نمونه‌های روکش‌دار در مراحل اولیه اکسیداسیون به شدت افزایش یافته و در ادامه فرایند کاهش یافته و آهنگ تقریباً یکنواختی پیدا می‌کند. در مراحل اولیه اکسیداسیون لایه اکسیدی هنوز تشکیل نشده و یا بسیار

ها) نازک است و یون‌های مهاجم (آنیون‌ها و کاتیون می‌توانند به راحتی و با سرعت بالا نفوذ کرده و در فصل مشترک فلز - گاز با هم واکنش دهند؛ بنابراین سرعت اکسیداسیون بالا است و نرخ اکسیداسیون (شیب منحنی افزایش وزن) به وسیله فرایندهای شیمیایی که در فصل مشترک پوسته - گاز اتفاق می‌افتد، کنترل می‌شود (کنترل شیمیایی). با گذشت زمان پیوستگی و ضخامت لایه اکسیدی افزایش یافته و فاصله‌ای که یون‌های فلزی و اکسیژن باید طی کنند، تا به فصل مشترک مورد نظر برای انجام واکنش برسند، زیادتر شده است. از این رو امکان نفوذ آنیون‌ها و کاتیون‌ها و واکنش آن‌ها با همدیگر مشکل گردیده و همین امر باعث کاهش نرخ اکسیداسیون بعد از مراحل اولیه شده است؛ بنابراین در این مرحله سرعت نفوذ و حرکت یون‌ها از میان پوسته اکسیدی کنترل‌کننده سرعت اکسیداسیون می‌باشد (کنترل نفوذی). از شکل ۵-الف و شکل ۵-ب شود که در تمام مدت زمان همچنین مشاهده می‌شود (ER۴۴۶ + ۴ wt. % Al) اکسیداسیون روکش دارای آلومینیوم) افزایش وزن به مراتب کمتری (مقاومت به ER۴۴۶ اکسیداسیون بالاتر) را نسبت به روکش بدون آلومینیوم دهد که نرخ) داشته است. شکل ۵-الف) نشان می‌دهد (ER۴۴۶ حدود ۱۳ برابر ER۴۴۶ + ۴ wt. % Al اکسیداسیون روکش در هوا است. با توجه به یکسان ER کمتر از روکش ۴۴۶ بودن مقدار کروم هر دو روکش، برتری مقاومت به توان به این اکسیداسیون روکش حاوی آلومینیوم را می‌توان به دلیل ترکیب شیمیایی بسیار زیاد نسبت به اکسیژن (بیشتر از آهن و کروم) به ترکیب شیمیایی لایه روکش، باعث

زمان برای هر دو نوع روکش را بعد از اکسیداسیون هم‌دما در هوا و مخلوط هوا و SO_2 نشان می‌دهد. در هر دو نمودار یک رابطه خطی بین مربع تغییرات وزن و زمان مشاهده می‌شود. این رابطه خطی نشان می‌دهد که سینتیک اکسیداسیون روکش‌ها در هر دو محیط با و بدون SO_2 از قانون اکسیداسیون سهمی پیروی می‌کند [۴۲]. طبق تئوری واکنش در حالت اکسیداسیون سهمی بین افزایش وزن و مدت زمان اکسیداسیون رابطه (۱) و بین توان دوم تغییرات وزن بر واحد سطح بر حسب زمان رابطه (۲) وجود دارد [۴۲].

$$\left(\frac{\Delta m}{A}\right) = K_p t^n \quad (1)$$

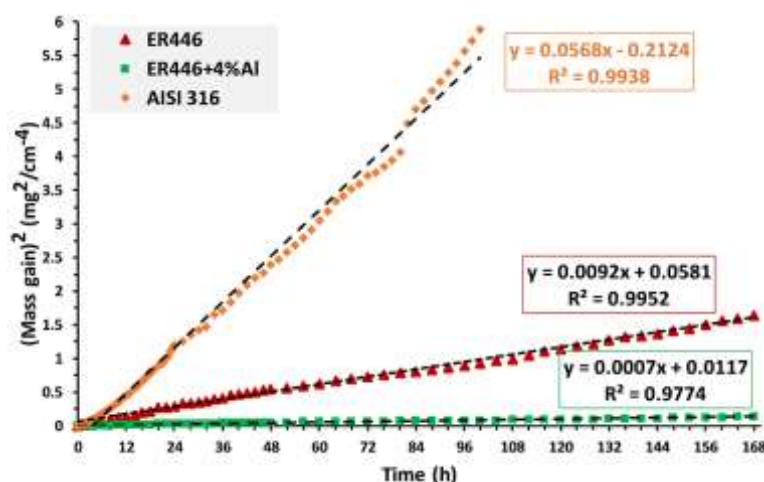
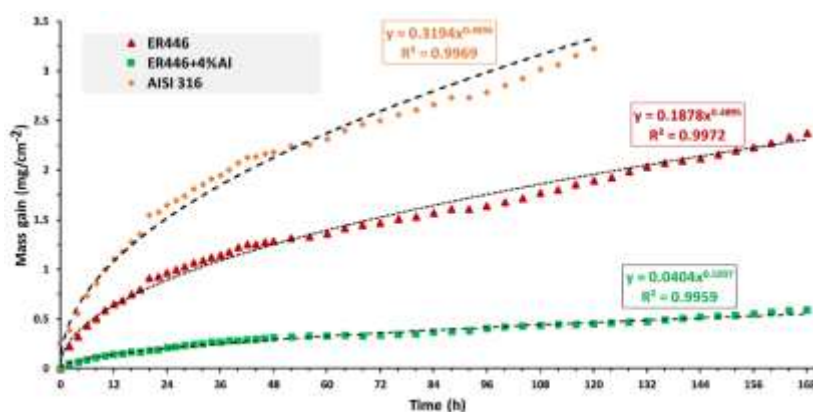
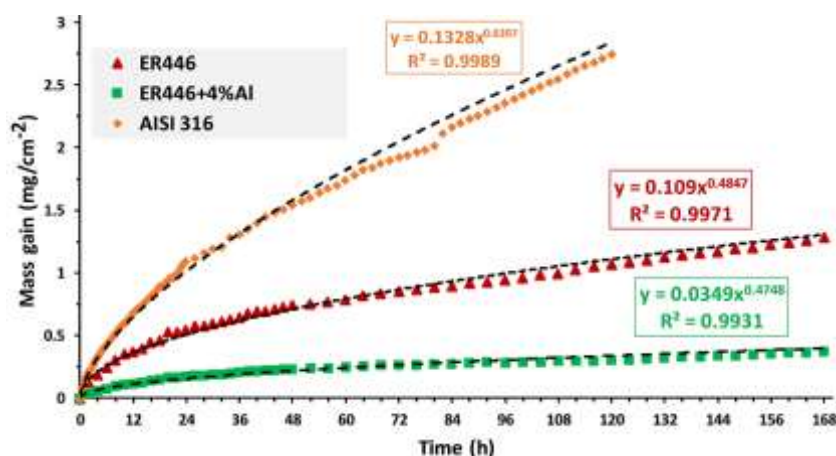
$$\left(\frac{\Delta m}{A}\right)^2 = K_p t + C_0 \quad (2)$$

در این رابطه Δm تغییرات وزن، A سطح نمونه، t مدت زمان اکسیداسیون، K_p ثابت سرعت اکسیداسیون، n عدد ثابتی است که هرچقدر به $0/5$ نزدیک‌تر باشد، تغییرات وزن بر حسب زمان به صورت دقیق‌تری از قانون سهمی پیروی می‌کند. معادلات برازش پیش‌بینی شده (مشخص شده بر روی شکل ۵) برای داده‌های مربوط به تغییرات وزن بر واحد سطح نسبت به زمان (شکل ۵-الف و شکل ۵-ب) و مربع تغییرات وزن بر واحد سطح بر حسب زمان (شکل ۵-ج و شکل ۵-د) تبعیت رفتار اکسیداسیون نمونه‌های روکش‌کاری شده از قانون اکسیداسیون سهمی را تأیید می‌کنند. طبق تئوری واکنش در حالت سهمی نفوذ در حالت جامد به علت کند بودن، کنترل‌کننده سرعت فرایند اکسیداسیون است؛ بنابراین به جزء در مراحل اولیه اکسیداسیون که به دلیل عدم تشکیل فیلم اکسیدی یا نازک بودن بیش از حد لایه اکسیدی، واکنش‌های شیمیایی در فصل مشترک فلز پایه و روکش کنترل‌کننده می‌باشد، در بقیه مراحل اکسیداسیون، نفوذ و انتقال اکسیژن و یون‌های مهاجم از درون پوسته اکسید سطحی کنترل‌کننده فرایند اکسیداسیون است. مقادیر ثابت سرعت اکسیداسیون (K_p) و n به دست آمده از معادلات برازش در جدول ۴ ارائه شده است. بر اساس نتایج جدول ۴ ثابت سرعت اکسیداسیون هر دو روکش در تمام شرایط

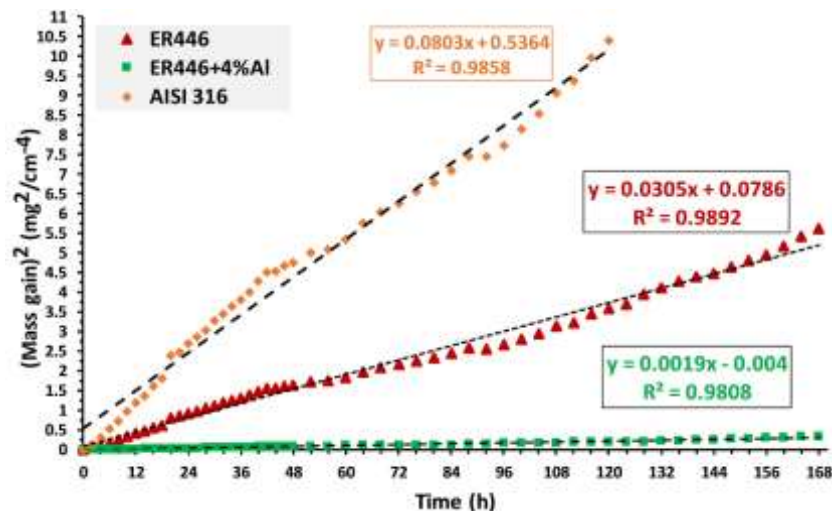
شود که بر روی سطح روکش، لایه بسیار چسبنده و می‌مقاوم اکسید آلومینیوم تشکیل شود. اکسید آلومینیوم در مقایسه با اکسید کروم به دلیل پایداری حرارتی بالاتر و رسانایی الکتریکی کمتری (سرعت نفوذ کمتر) دارای مقاومت به اکسیداسیون بالاتری است؛ بنابراین حضور آلومینیوم در کنار کروم در ترکیب شیمیایی روکش، باعث بهبود مقاومت به اکسیداسیون لایه روکش گردیده است. نکته قابل توجه دیگری که از شکل ۵-ب می‌توان دریافت تأثیر حضور مقادیر کم گاز SO_2 در محیط اکسیدی روی نرخ اکسیداسیون نمونه‌ها است. مشاهده می‌شود با وجودی که دمای اکسیداسیون در محیط هوا و SO_2 ۱/۵٪، $200^\circ C$ نسبت به هوای بدون SO_2 پایین‌تر است، اما نرخ اکسیداسیون هر دو روکش در محیط حاوی SO_2 افزایش یافته است. نتایج حاصل از شکل ۵-الف و شکل ۵-ب نشان می‌دهد که نرخ اکسیداسیون روکش‌های $ER446 + 4 \text{ wt. \% Al}$ و $ER446$ در محیط هوا حاوی SO_2 ۱/۵٪ به ترتیب $3/31$ و $2/73$ برابر نرخ اکسیداسیون آن‌ها در هوا است. مقایسه نمودارها نشان می‌دهد که تأثیر حضور SO_2 بر نرخ اکسیداسیون روکش $ER446$ به مراتب بیشتر از روکش $ER446 + 4 \text{ wt. \% Al}$ بوده است به طوری که نرخ اکسیداسیون روکش فاقد آلومینیوم حدود ۱۶ برابر نرخ اکسیداسیون روکش حاوی آلومینیوم به دست آمده است. بررسی‌ها نشان می‌دهد که نرخ رشد اکسیدها اضافه بر عوامل محیطی مانند دما، زمان، فشار جزئی اکسیژن و حضور دیگر عوامل مهاجم، تحت تأثیر ساختار و ترکیب لایه‌های اکسیدی تشکیل شده بر روی سطح است [۴۱]؛ بنابراین تفاوت در رفتار اکسیداسیون روکش‌ها در محیط‌های هوا و مخلوط هوا و SO_2 ۱/۵٪ می‌تواند مربوط به تفاوت در ترکیب لایه‌های اکسیدی تشکیل شده بر روی سطح روکش‌ها باشد که از این نظر نیز حضور آلومینیوم در ترکیب روکش می‌تواند مفید باشد؛ بنابراین تأثیرگذاری کمتر عامل سولفیدی روی رفتار اکسیداسیون روکش حاوی آلومینیوم را می‌توان به طبیعت و فشردگی بیشتر اکسیدی آلومینیوم در مقایسه با اکسید کروم مربوط دانست. شکل ۵-ج و شکل ۵-د مربع تغییرات وزن در واحد سطح بر حسب

روکش ER۴۴۶ است. کمتر بودن مقدار ثابت سرعت اکسیداسیون k_p نشان می‌دهد که لایه اکسیدی روی سطح دارای مقاومت به اکسیداسیون بالاتری است.

کمتر از فلز پایه می‌باشد. بعلاوه نتایج نشان می‌دهند که روکش ER۴۴۶ + ۴ wt. % Al در هر دو محیط اکسیدکننده دارای ثابت سرعت اکسیداسیون خیلی کمتری نسبت به



شکل ۵- سینتیک اکسیداسیون نمونه‌ها بعد از ۱۶۸ ساعت اکسیداسیون هم‌دمای (الف) تغییرات وزن بر واحد سطح در دمای ۱۰۰۰ °C در محیط هوا (ب) تغییرات وزن بر واحد سطح در دمای ۸۰۰ °C در محیط هوا و SO_۲ ۱/۵٪ (ج) مربع تغییرات وزن بر واحد سطح بر حسب زمان در دمای ۱۰۰۰ °C در محیط هوا (د) مربع تغییرات وزن بر واحد سطح بر حسب زمان در دمای ۸۰۰ °C در محیط هوا و SO_۲ ۱/۵٪



(د)

ادامه‌ی شکل ۵- سینتیک اکسیداسیون نمونه‌ها بعد از ۱۶۸ ساعت اکسیداسیون هم‌دمای (الف) تغییرات وزن بر واحد سطح در دمای ۱۰۰۰ °C در محیط هوا (ب) تغییرات وزن بر واحد سطح در دمای ۸۰۰ °C در محیط هوا و SO_۲ ۱/۵٪ (ج) مربع تغییرات وزن بر واحد سطح بر حسب زمان در دمای ۱۰۰۰ °C در محیط هوا (د) مربع تغییرات وزن بر واحد سطح بر حسب زمان در دمای ۸۰۰ °C در محیط هوا و SO_۲ ۱/۵٪

جدول ۴- نتایج برازش داده‌های به‌دست‌آمده از تغییرات وزن نمونه‌های اکسید شده بعد از ۱۶۸ اکسیداسیون هم‌دمای

Material	Temperature (°C)	Atmosphere	Parabolic Rate Constant (k _p , g ² .cm ⁻⁴ .s ⁻¹)	Fitting similarity (R ²)	n
AISI ۳۱۶	۱۰۰۰	هوا	۱۵/۵۰۲×۱۰ ^{-۱۲}	۰/۹۹۸	۰/۶۳۹
ER۴۴۶	۱۰۰۰	هوا	۲/۵۱۱×۱۰ ^{-۱۲}	۰/۹۹۵	۰/۴۸۴
ER۴۴۶ + ۴ wt. % Al	۱۰۰۰	هوا	۰/۱۹۲×۱۰ ^{-۱۲}	۰/۹۹۷	۰/۴۷۴
AISI ۳۱۶	۸۰۰	هوا + ۱/۵٪ SO _۲	۲۲/۴۲۵×۱۰ ^{-۱۲}	۰/۹۹۶	۰/۴۸۹
ER۴۴۶	۸۰۰	هوا + ۱/۵٪ SO _۲	۸/۳۳۱×۱۰ ^{-۱۲}	۰/۹۸۹	۰/۴۸۸
ER۴۴۶ + ۴ wt. % Al	۸۰۰	هوا + ۱/۵٪ SO _۲	۰/۵۱۹×۱۰ ^{-۱۲}	۰/۹۸۰	۰/۵۰۹

نتیجه‌گیری

- روکش کاری فولاد زنگ‌نزن AISI ۳۱۶ با سیم جوش‌های ER۴۴۶ و ER۴۴۶ + ۴ wt. % Al با استفاده از فرایند GTAW با موفقیت انجام شد. هیچ اثری از تخلخل، ترک و ناپیوستگی در فصل مشترک فلز پایه و روکش قبل و بعد از اکسیداسیون در ۱۰۰۰ °C در محیط هوا مشاهده نشد.
- ریزساختار روکش ER۴۴۶ دارای زمینه فریتی همراه با مقادیری از مارتنزیت بر روی مرزها و درون دانه‌ها تشخیص داده شد. اضافه کردن آلومینیوم به ترکیب شیمیایی روکش باعث جلوگیری از تشکیل مارتنزیت و ایجاد ریزساختار کاملاً فریتی با مقادیری از رسوبات کاربیدی (روی مرز دانه‌ها) و رسوبات نیتريد آلومینیوم (درون دانه‌ها) گردید.
- فصل مشترک فلز پایه با هر دو روکش قبل و بعد از قرار گرفتن طولانی مدت در معرض اکسیداسیون دمای بالا چسبندگی مناسبی را نشان داد. نتایج استحکام برشی در تمام شرایط مقادیر بالاتر از حداقل استحکام برشی (۱۴۰ مگاپاسکال) مشخص شده در استاندارد ASTM A۲۶۴ را نشان داد.

- سینتیک اکسیداسیون هر دو روکش از قانون اکسیداسیون سهمی پیروی می‌کرد و روکش $Al + 4 wt. \% ER446$ در همه شرایط مقدار ثابت سرعت اکسیداسیون (k_p) کمتری را نشان داد.
- حضور مقادیر کم عامل سولفیدی (SO_2 $1/5 \%$) در محیط اکسیدکننده باعث افزایش نرخ اکسیداسیون هر دو روکش گردید. روکش حاوی آلومینیوم ($Al + 4 wt. \% ER446$) در این شرایط سرعت اکسیداسیون به مراتب پایین‌تری (۱۶ برابر کمتر) را نسبت به روکش بدون آلومینیوم ($ER446$) از خود نشان داد.
- روکش حاوی آلومینیوم در هر دو محیط هوا و مخلوط هوا و SO_2 $1/5 \%$ به دلیل تشکیل پوسته چسبنده و مستحکم اکسید آلومینیوم بر روی سطح آن رفتار اکسیداسیون بهتری نسبت به روکش بدون آلومینیوم از خود نشان داد.

مراجع

- [1] J. R. Davis, ASM specialty handbook, Stainless steels, ASM International, 1994.
- [2] J. K. L. Lai, K.H. Lo, and C.H. Shek, Stainless steels: An introduction and their recent developments, Bentham Science Publishers, 2012.
- [3] E. A. Gulbransen and K.F. Andrew, Oxidation studies on 304 stainless steel, Journal of the Electrochemical Society, Vol. 109, No. 7, 1962, Pp. 560-569.
- [4] F. H. Stott and F.I. Wei, High temperature oxidation of commercial austenitic stainless steels, Materials Science and Technology, Vol. 5, No. 11, 1989, Pp. 1140-1147.
- [5] Y. Behnamian, A. Mostafaei, A. Kohandehghan, et al., Characterization of oxide scales grown on alloy 310S stainless steel after long term exposure to supercritical water at 500° C, Materials Characterization, Vol. 120, 2016, Pp. 273-284.
- [6] A. Galerie, S. Henry, Y. Wouters, et al., Mechanisms of chromia scale failure during the course of 15–18Cr ferritic stainless steel oxidation in water vapour, Materials at High Temperatures, Vo. 21, No. 4, 2005, Pp. 105-112.
- [7] C. Pascal, V. Parry, E. Fedorova, et al., Breakaway oxidation of austenitic stainless steels induced by alloyed sulphur, Corrosion Science, Vol. 93, 2015, Pp. 100-108.
- [8] S. Nakamura, N. Hiramatsu, and Y. Uematsu, Effects of alloying elements on high-temperature oxidation resistance of 18% chromium ferritic stainless steel, Nisshin Steel Technical Report(Japan), Vol. 66, 1992, Pp. 49-62.
- [9] H. G. Simms, Oxidation behaviour of austenitic stainless steels at high temperature in supercritical plant, in College of Engineering and Physical Science. 2011, University of Birmingham: Birmingham.
- [10] R. Yin, Carburization of 310 Stainless Steel Exposed at 800–1100 °C in 2% CH₄/H₂ Gas Mixture, Corrosion Science, Vol. 47, No. 8, 2005, Pp. 1896-1910.
- [11] S. Bose, High temperature coatings, Butterworth-Heinemann, 2017.
- [12] S. Grainger and J. Blunt, Engineering coatings: Design and application, Woodhead Publishing, 1998.
- [13] X. Zhang, D. Li, Y. Li, S. Lu, Oxidation behaviors of Fe-25Cr-20Ni- γ Nb austenitic weld metals at 1100° C in ambient air: Role of elemental niobium, corrosion Science, Vol. 159, 2019, Pp. 108137.
- [14] K. Hauffe, Oxidation of Metals, Boston, MA, Springer, 1965.
- [15] T. Sarikka, R. Ilola, H. Hänninen, Manufacturing of Fe-Cr-Al weld overlay coatings for high temperature applications, High Temperature Materials and Processes, Vol. 34, No. 7, 2015, Pp. 41-49
- [16] W. Tyson, Embrittlement of types 316L and 347 weld overlay by post-weld heat treatment and hydrogen, Metallurgical Transactions A, Vol. 15A, 1984, Pp. 1475-1484.
- [17] J. Brnic, G. Turkalj, S. Krscanski, et al., Changes in the material properties of steel 1.4762 depending on the temperature, High Temperature Materials and Processes, Vol. 35, No. 8, 2016, Pp. 761-767.
- [18] H. P. Qu, Y.P. Lang, H.T. Chen, et al., The effect of precipitation on microstructure, mechanic properties and corrosion resistance of two UNS S44660 ferritic stainless steels, Materials Science and Engineering A, Vol. 534, 2012, Pp. 436-445.
- [19] J. J. Demo, Mechanism of high temperature embrittlement and loss of corrosion resistance in AISI type 446 stainless steel, Corrosion, Vol. 27, No. 12, 1971, Pp. 531-544.
- [20] M. F. McGuire, Stainless steels for design engineers, ASM International, 2008.
- [21] J. Charles, J.D. Mithieux, P.O. Santacreu, L. Peguet, The ferritic stainless family: the appropriate answer to nickel volatility?, Revue de Métallurgie–International Journal of Metallurgy, Vol. 106, No. 3, 2009, Pp. 124-139.
- [22] M. Salgado, Cyclic oxidation resistance of ferritic stainless steels used in mufflers of automobiles, Engineering Failure Analysis, Vol. 79, 2017, Pp. 89-97.

- [23] A. Safikhani, M. Esmailian, T. Tinatiseresht, G. Barati Darband, High temperature cyclic oxidation behavior of ferritic stainless steel with addition of alloying elements Nb and Ti for use in SOFCs interconnect, *International Journal of Hydrogen Energy*, Vol. 32, 2016, Pp. 1-8.
- [24] D. Oh, K. Han, S. Hong, C. Lee, Effects of alloying elements on the thermal fatigue properties of the 15 wt% Cr ferritic stainless steel weld HAZ, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 555, 2012, Pp. 44-51.
- [25] X. Cheng, Z. Jiang, B. J. Monaghan, et al., Breakaway oxidation behaviour of ferritic stainless steels at 1150 C in humid air, *Corrosion Science*, Vol. 108, 2016, Pp. 11-22.
- [26] Y. Zhou, D. Zou, Y. Pang, et al., Comparative study on the oxidation behavior of austenitic and ferritic heat-resistant stainless steels at high temperatures, *JOM*, Vol. 71, No. 10, 2019, Pp. 3744-3754.
- [27] L. Wei, L.L. Wei, L.Q. Chen, M.Y. Ma, H.L. Liu, R.D.K. Misra, Oxidation behavior of ferritic stainless steels in simulated automotive exhaust gas containing 5 vol.% water vapor, *Materials Chemistry and Physics*, Vol. 205, 2018, Pp. 508-517.
- [28] M. Amra, S.A. Zaree, and R. Dehmolaei, Dissimilar welding between 1.4742 ferritic and 310S austenitic stainless steels: assessment of oxidation behaviour, *Metals and Materials International*, 2019, Pp. 1-15.
- [29] R. Bauer, M. Baccalaro, L. P. H. Jeurgens, M. Pohl Æ E. J. Mittemeijer, Oxidation behavior of Fe-25Cr-20Ni-2.8 Si during isothermal oxidation at 1,286 K; life-time prediction, *Oxidation of Metals*, Vol. 69, No. 3-4, 2008, Pp. 265-285.
- [30] H. Evans, Spallation of oxide from stainless steel AGR nuclear fuel cladding: mechanisms and consequences, *Materials science and technology*, Vol. 4, No. 5, 1988, Pp. 414-420.
- [31] A. Hayashi, N. Hiraide, and Y. Inoue, Spallation behavior of oxide scale on stainless steels, *Oxidation of Metals*, Vol. 85, No. 1-2, 2016, Pp. 87-101.
- [32] J. DeVan, and P. Tortorelli, Oxidation/sulfidation of iron-aluminium alloys. *Materials at high temperatures*, Vol. 11, No. 1-4, 1993, Pp. 30-35.
- [33] P. Tortorelli, B. Pint, and I. Wright, High temperature corrosion behavior of iron-aluminide alloys and coatings, 1997, Oak Ridge National Lab., TN (United States).
- [34] M. F. Pillis, and L.V. Ramanathan, Effect of pre-oxidation on high temperature sulfidation behavior of FeCr and FeCrAl alloys, *Materials Research*, Vol. 7, No. 1, 2004, Pp. 97-102.
- [35] J. Dupont, J. Regina, and K. Adams. Improving the weldability of FeCrAl weld overlay coatings, in *Annual Conference on Fossil Energy Materials*, 2007.
- [36] J. C. Lippold, and D.J. Kotecki, *Welding metallurgy and weldability of stainless steels*, A Wiley-Interscience Publication, 2005.
- [37] M. Sarkari Khorrami, M. A. Mostafaei, H. Pouraliakbar, A. H. Kokabi, Study on microstructure and mechanical characteristics of low-carbon steel and ferritic stainless steel joints, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 608, 2014, Pp. 35-45.
- [38] S. K. Gupta, A. R. Raja, M. Vashista, et al., Effect of heat input on microstructure and mechanical properties in gas metal arc welding of ferritic stainless steel, *Materials Research Express*, Vol. 6, No. 3, 2018, Pp. 036516-036521.
- [39] M. Pouranvari, M. Khorramifar, and S.P.H. Marashi, Ferritic-austenitic stainless steels dissimilar resistance spot welds: metallurgical and failure characteristics, *Science and Technology of Welding and Joining*, Vol. 21, No. 6, Pp. 438-445.
- [40] ASTM A 264. Specification for stainless chromium-nickel steel-clad plate, in *Annual book of ASTM standards*, ASTM International: West Conshohocken, PA, 2012.
- [41] D. J. Young, *High temperature oxidation and corrosion of metals*, Elsevier, 2nd ed., 2016.
- [42] C. Wagner, Theoretical analysis of the diffusion processes determining the oxidation rate of alloys, *Journal of The Electrochemical Society*, Vol. 99. No. 10, 1952, Pp. 369-379.

