

روشی نوین برای ارزیابی تجربی خوردگی فرسایشی دما بالا در محیط زباله سوزی با بستر سیال

محمد امامی^{۱*} و شیگه ناری هایاشی^۲

۱. گروه مهندسی مواد، دانشگاه بناب، بناب، ایران

۲. گروه مهندسی و علم مواد، دانشگاه هوکایدو، ساپورو، ژاپن

(دریافت مقاله: ۱۳۹۸/۴/۲۳ - دریافت نسخه نهایی: ۱۳۹۸/۶/۱۷)

چکیده- سطح خارجی لوله های مبدل حرارتی که در محیط زباله (زیست توده) سوزی با بستر سیال به کار می روند، در معرض آسیب شدید خوردگی فرسایشی دما بالا قرار دارد. به منظور ارزیابی رفتار و افزایش طول عمر لوله ها، شرایط واقعی صنعتی باید در محیط آزمایشگاه شبیه سازی شود. در این تحقیق، دستگاهی با بستری سیال از ماسه داغ طراحی و ساخته شد تا آلیاژ پایه نیکل SFNi4 را مورد خوردگی فرسایشی دما بالا قرار دهد. به منظور تشدید شرایط خوردنده، ماسه سیلیسی با مقادیر ۰، ۵٪ و ۱ درصد وزنی از مخلوط نمک های NaCl و KCl با نسبت مولی یک به یک آغشته شد. تغییر شرایط سایشی محیط، با استفاده از نرخ جریان هوای ۲۰ و ۲۵ لیتر بر دقیقه و زاویه برخورد ذرات به نمونه ها از ۴۵ تا ۹۰ درجه حاصل شد. نرخ زدایش ماده با اندازه گیری ضخامت هر نمونه پیش و پس از آزمون به دست آمد. پس از هر آزمون، سطح و مقطع عرضی نمونه ها با میکروسکوپ الکترونی روبشی و طیف سنجی پراش انرژی پرتو ایکس بررسی شد. در پایان پارامترهای بهینه خوردگی فرسایشی در شرایط واقعی صنعتی به دست آمد.

واژه های کلیدی: خوردگی فرسایشی دما بالا، مبدل حرارتی، احتراق با بستر سیال.

A New Method for the Experimental Evaluation of High-Temperature Erosion-Corrosion in Fluidized Bed Waste Incineration Conditions

M. Emami^{1*} and Sh. Hayashi²

1. Division of Materials Engineering, University of Bonab, Bonab, Iran.

2. Division of Materials Science and Engineering, Hokkaido University, Sapporo, Japan.

Abstract: The outer surface of heat exchanger tubes that work under fluidized bed waste or biomass incineration is exposed to severe high-temperature erosion-corrosion (E-C). To evaluate the behavior and enhance the service life of the tubes, the real service conditions ought to be simulated in the laboratory. In this study a test rig with a fluidized bed of hot sand was designed and manufactured to expose nickel-based SFNi4 alloy to high-temperature E-C. In order to increase the corrosiveness of the environment, the silicon oxide sand was mixed with 0, 0.5 and 1 wt.% of a mixture of NaCl and KCl salts with 1:1 molar ratio. The erosive conditions of the environment were changed by altering air flow rate from 20 to 25 L/min and changing the sand incident angle from 45 to 90 degrees. The rate of material removal was calculated by measuring the thickness of each sample before and after the test. After each experiment, the surface and cross-section of specimens were studied using SEM and EDS analysis. Finally, the optimum E-C parameters to ensure actual industrial conditions were obtained.

*: مسئول مکاتبات، پست الکترونیکی: memami@bonabu.ac.ir

Keywords: *High-temperature erosion-corrosion, heat exchanger, Fluidized bed incineration.*

۱- مقدمه

احتراق زباله روشی اقتصادی است که در مبدل‌های حرارتی از انرژی حرارتی ایجاد شده ناشی از سوزاندن زباله برای تبخیر آب و استفاده از آن در تولید انرژی برق استفاده می‌کند [۱] و [۲]. در این میان، روش احتراق در بستر سیال، به دلیل اختلاط بسیار عالی مواد جامد و بازدهی حرارتی بالا از جمله روش‌هایی است که کاربرد گسترده‌ای را در صنعت انرژی یافته است [۳]. در این روش، حرارت ایجاد شده توسط احتراق زباله به‌تنهایی برای افزایش دمای لوله‌ها و گرمایش آب داخل آن کافی نیست؛ بنابراین ابتدا مقداری ماسه با ابعاد معین توسط احتراق زباله گرم می‌شود، توسط جریانی از هوای داغ به جداره خارجی لوله برخورد می‌کند و باعث رسیدن دمای آب داخل لوله‌ها به مقداری مطلوب می‌شود. این شرایط موجب می‌شود که لوله‌های مبدل حرارتی، در معرض آسیب خوردگی فرسایشی^۱ همزمان در دمای بالا قرار گیرد که از جمله مکانیسم‌های اصلی فرسایش ماده و بروز حوادث در صنعت هستند [۴-۷]. برای افزایش عمر لوله‌ها در برابر خوردگی و اکسیداسیون دمابالا از پوشش‌هایی که حاوی مقادیر کافی از عناصر کروم، سیلیسیم و یا آلومینیم هستند استفاده می‌شود که با تشکیل لایه‌های اکسیدی این عناصر روی سطح نمونه که به اکسیداسیون انتخابی موسوم است، آلیاژ را از اکسیداسیون بیشتر محافظت می‌کند [۸-۱۰]. در شرایط خوردگی فرسایشی همزمان جزء سایشی معمولاً با زدودن پوسته اکسیدی تشکیل شده در حین اکسیداسیون دمابالا، اثری مخرب روی خواص حفاظتی این پوسته‌ها اعمال می‌کند و باعث می‌شود نسبت به شرایطی که سایش یا اکسیداسیون به‌تنهایی عمل می‌کنند، فرسایش ماده شدیدتر باشد [۱۱]. میزان این آسیب و نحوه فعال شدن مکانیسم‌های مختلف بستگی به شرایط مختلفی از جمله ترکیب شیمیایی آلیاژ، ترکیب شیمیایی محیط کاری، شکل و ابعاد ذرات، و سرعت و نحوه برخورد ذرات ساینده با سطح دارد.

مکانیسم‌های خوردگی فرسایشی دمابالای فلزات و آلیاژها توسط روی و همکاران [۱۲]، ولمن و نیکولز [۱۳]، چانگ و همکاران [۱۴] و کانگ و همکاران [۱۵] مطالعه شده است و به‌عنوان پایه مطالعات خوردگی فرسایشی دمابالا پذیرفته شده است. در این مکانیسم‌ها با توجه به رقابت بین نرخ تشکیل پوسته اکسیدی پایدار و نرخ سایش نمونه چهار مکانیسم مختلف معرفی شده‌اند: در دو حالت حدی، در نرخ پوسته‌گذاری بالا سایش لایه اکسیدی غالب است، و در زمانی که پوسته‌گذاری انجام نشود (دمای پایین)، فرسایش توسط رفتگی^۲ زمینه فلزی اتفاق می‌افتد. زمانی که دما افزایش می‌یابد، نرخ رفتگی به دلیل تشکیل و زدایش آسان لایه اکسیدی افزایش می‌یابد که به آن رژیم رفتگی متأثر از اکسیداسیون^۳ می‌گویند. زمانی که نرخ اکسیداسیون به‌اندازه کافی سریع باشد و ضخامت لایه اکسیدی در حدی باشد که سطح فلزی در معرض ذرات ساینده قرار نگیرد، از یک‌سو لایه اکسیدی در اثر اکسیداسیون رشد می‌کند و از سوی دیگر ضخامت آن توسط برخورد ذرات کاهش می‌یابد [۱۳].

رفتار خوردگی فرسایشی دمابالای آلیاژها در بررسی‌های رفتگی تحت ذرات ساینده و رفتگی سانتریفیوژی در پژوهش‌های پیشین مطالعه شده است. هوتون و همکاران [۱۶] رفتار فولادهای مولیبدن‌دار و زنگ‌نزن آستیتی را تحت برخورد ماسه و خاکستر در دستگاه رفتگی سانتریفیوژی بررسی کردند. رفتار خوردگی سایشی فولادهای بویلر با زمینه‌های مختلف فریتی-پرلیتی، آستیتی و مارتنزیت تمپر شده و تحت زوایای مختلف برخورد ذرات ساینده در دستگاه رفتگی سانتریفیوژی چهار کاناله توسط آنتونوف و همکاران [۱۷] بررسی شده است. تیلزاک [۱۸] رفتار خوردگی فرسایشی آلیاژهای پایه آهن را تحت زاویه برخورد ثابت ۹۰ درجه در محیط حاوی گازهای O_2 ، SO_2 و HCl ارزیابی کرد. اثر اسید کلریدریک روی کاهش مقاومت خوردگی فرسایشی دمابالای فولاد ۱۰۱۸ توسط هو و همکاران [۱۹]

جدول ۱- ترکیب شیمیایی آلیاژ SFNi4 (درصد وزنی)

Ni	Cr	Fe	Mo	Mn
۶۸/۹۷	۱۴/۲	۴/۹	۱/۷	۰/۱
Si	Co	Cu	B	Cr
۴/۵	۰/۰۳	۲/۲	۲/۸	۰/۶

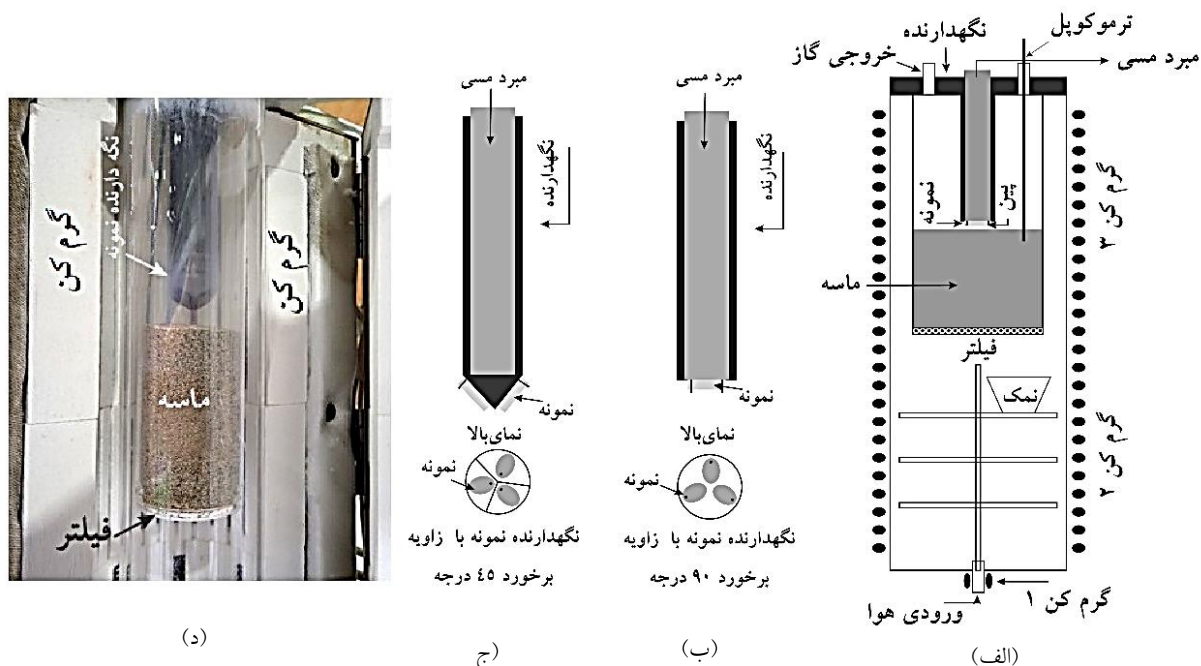
مطالعه شد.

از جمله مشکلات صنعتی برای طراحی پوشش‌های مناسب برای افزایش طول عمر لوله‌های مبدل حرارتی این است که رفتار خوردگی فرسایشی یک آلیاژ در شرایط رفتگی با ذرات جامد، بیانگر رفتار آن در شرایط صنعتی نیست. بنابراین، ضرورت دارد که روشی طراحی شود که از لحاظ ترکیب شیمیایی محیط، شرایط دمایی و جنس و نحوه برخورد ذرات ساینده تا حد امکان به شرایط واقعی صنعتی نزدیک باشد. در تحقیق حاضر، ابتدا دستگای معرفی می‌شود که به‌طور اختصاصی برای بررسی رفتار خوردگی فرسایشی آلیاژها در شرایط احتراق بستر سیال طراحی شده است و سپس شرایط آزمایش با استفاده از متغیرهای مختلف برای حصول شرایط واقعی صنعتی بهینه می‌شود و مکانیسمی برای شرایط مختلف ارائه می‌شود.

۲- مواد و روش تحقیق

آلیاژ پایه نیکل JIS- SFNi4 با ترکیب مشخص شده در جدول (۱) مورد آزمایش خوردگی فرسایشی دمابالا قرار گرفت. برای این منظور از یک دستگاه آزمون خوردگی فرسایشی دمابالا که توسط شرکت صنعتی ابارا در کشور ژاپن برای شبیه‌سازی محیط فرایند زباله‌سوزهای با بستر سیال طراحی شده بود، استفاده شد. طرح‌واره دستگاه در شکل (۱-الف) و تصویر محفظه واکنش در شکل (۱-د) نشان داده شده است. نمونه پس از آماده‌سازی سطحی تا سنباده ۱۲۰۰ توسط پین فنی روی پایه نگهداری نمونه متصل شد. محفظه واکنش شامل یک لوله از جنس کوارتز است که در انتهای آن یک فیلتر کوارتزی

برای عبور هوا قرار دارد. از ماسه سیلیسی با قطر متوسط ۴۰۰ میکرومتر به‌عنوان عامل ساینده استفاده شد. هوای فشرده با سرعت ۲۵-۲۰ لیتر بر دقیقه توسط گرم‌کن‌های (۱) و (۲) تا دمای ۴۰۰ درجه سانتی‌گراد گرم شده و با عبور از فیلتر کوارتزی به بستر ماسه برخورد کرد و باعث تلاطم ماسه داغ (دما ۷۰۰ درجه سانتی‌گراد) و برخورد آن با سطح نمونه شد. در شرایط صنعتی به دلیل وجود آب داغ درون لوله‌ها، دمای دیواره داخلی و خارجی لوله‌ها برابر نیست؛ بنابراین، در این تحقیق، درحالی که سطح نمونه در تماس با ماسه ۷۰۰ درجه سانتی‌گراد قرار داشت، سطح پشتی آن توسط یک میله آب‌گرد مسی تا دمای ۳۳۰ درجه سانتی‌گراد خنک شد. برای تغییر زاویه برخورد ذرات با نمونه، پایه نگهدارنده نمونه به دو شکل مختلف مطابق با شکل‌های (۱-ب) و (۱-ج) طراحی شد تا ذرات بتوانند تحت زوایای ۹۰ و ۴۵ درجه با سطح نمونه برخورد کنند. گزارش شده است که محیط‌های احتراق زباله به‌طور عمده حاوی چند صد ppm عامل کلریدی هستند [۳]. به‌منظور اضافه کردن عامل کلریدی کننده به سیستم، ماسه سیلیسی با مقادیر ۰/۵ و ۱ درصد وزنی از ترکیب نمک‌های NaCl و KCl با نسبت مولی برابر مخلوط شد. برای اطمینان از تأمین پیوسته عامل کلریدی به محیط، مخلوط نمک با نقطه ذوب ۵۴۶ درجه سانتی‌گراد در یک بوته در مسیر عبور هوا در منطقه داغ کوره با دمای ۵۵۰ درجه سانتی‌گراد قرار داده شد (شکل ۱-الف). گفتنی است که در تحقیق حاضر، به‌طور عمده بخار حاصل از تبخیر نمک‌ها به‌عنوان عامل کلریدی ایفای نقش می‌کند. نمونه‌ها به مدت ۲۵۰ ساعت مورد آزمایش خوردگی فرسایشی دمابالا قرار گرفتند. شرایط مختلف آزمون



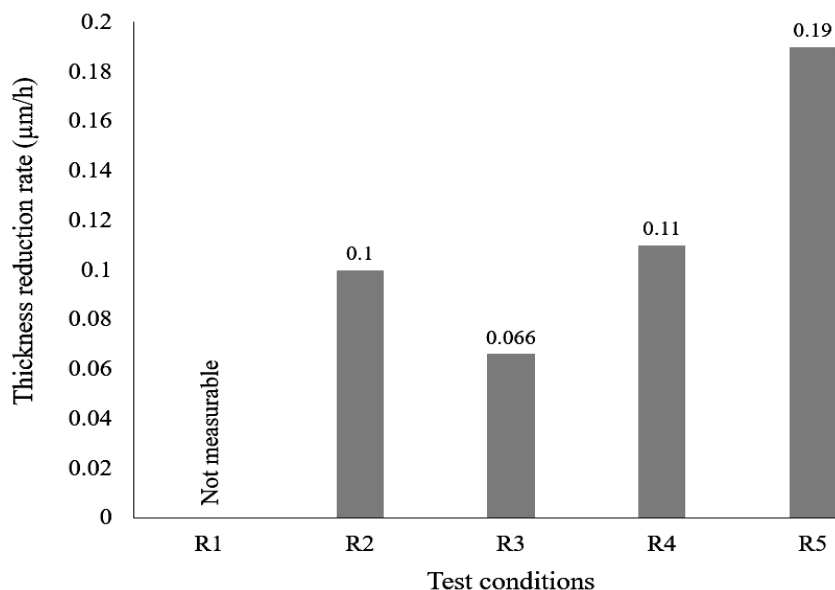
شکل ۱- طرح‌واره: (الف) دستگاه آزمون خوردگی فرسایشی دما بالا، (ب) نگهدارنده نمونه با زاویه برخورد عمودی، (ج) نگهدارنده نمونه با زاویه برخورد ۴۵ درجه و (د) تصویر محفظه واکنش نمونه

جدول ۲- شرایط مختلف آزمون خوردگی فرسایشی دما بالا

نمک اضافی در بوته	مقدار نمک در ماسه (درصد وزنی)	زاویه برخورد (درجه)	نرخ جریان هوا (لیتر بر دقیقه)	
خیر	۰	۹۰	۲۰	R1
بله	۰	۴۵	۲۰	R2
بله	۱	۴۵	۲۰	R3
بله	۰/۵	۴۵	۲۰	R4
بله	۰/۵	۴۵	۲۵	R5

نگهدارنده جدا شده و در داخل رزین اپوکسی مانت شد. سپس با استفاده از میکروکاتر از وسط مقطع زده شد و مورد آماده‌سازی معمول متالوگرافی قرار گرفت و ضخامت نمونه با مشاهده میکروسکوپی مقطع عرضی نمونه به دست آمد. سطح و مقطع عرضی نمونه‌ها پس از آزمون مورد بررسی میکروسکوپی الکترونی روبشی^۵ (SEM) و طیف‌سنجی پراش انرژی پرتو ایکس^۶ (EDS) قرار گرفت. لازم به ذکر است که در آماده‌سازی مقطع عرضی نمونه‌ها، برای جلوگیری از انحلال ترکیبات کلریدی

در جدول (۲) خلاصه شده است. برای ارزیابی نرخ آسیب، ضخامت نمونه‌ها پیش و پس از آزمون، با استفاده از میکروسکوپ نوری^۴ Olympus STM6 که قابلیت خوانش و ثبت فاصله‌ها در سه محور x، y و z را داشت، در نقاط مختلف اندازه‌گیری و میانگین آن گزارش شد. ضخامت اولیه نمونه‌ها با قرار دادن نمونه پولیش شده روی تیغه شیشه‌ای (لام آزمایشگاهی) و تنظیم محور z میکروسکوپ اندازه‌گیری شد. برای اندازه‌گیری ضخامت نهایی، نمونه پس از آزمون از



شکل ۲- نرخ کاهش ضخامت نمونه‌ها در شرایط مختلف آزمایش

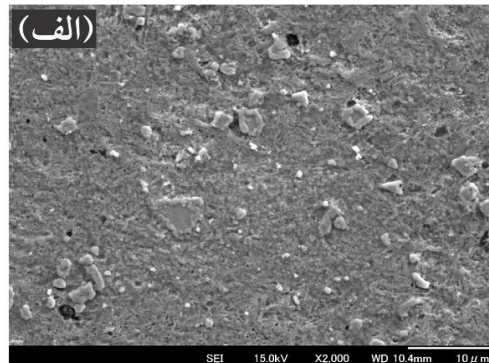
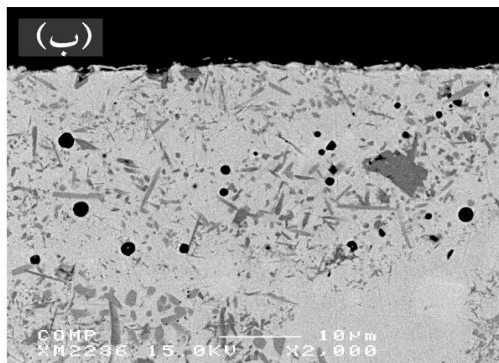
شکل (۳) تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی مربوط به سطح و مقطع عرضی نمونه را بعد از ۲۵۰ ساعت خوردگی فرسایشی دمابالا تحت شرایط R1 نشان می‌دهد. شکل (۳)-الف) سطحی صاف و عاری از اثرات قابل توجه رفتگی را نشان می‌دهد. در بررسی سطح مقطع نمونه هیچ لایه اکسیدی مشاهده نشد. عدم مشاهده لایه اکسید سطحی در این نمونه می‌تواند به نرخ رشد کم لایه اکسیدی محافظ و در نتیجه ضخامت بسیار کم آن در شرایط آزمایش، نسبت داده شود. در تحقیق حاضر، به‌علت نرخ ناچیز آسیب ناشی از خوردگی فرسایشی، اندازه‌گیری ضخامت نمونه برای بررسی نرخ آسیب، اطلاعات موثقی به‌دست نداد (شکل ۲). می‌توان گفت که در شرایط R1 محیط خورنده هوا به‌طور احتمالی باعث تشکیل یک لایه اکسید کروم با ضخامت چند ده نانومتر روی سطح شده است، اما به‌دلیل زاویه برخورد عمودی ذرات به‌نمونه، نرخ سایش در حدی نبوده که بتواند تغییر محسوسی در ضخامت نمونه ایجاد کند.

با توجه به‌وجود کلر در محیط‌های صنعتی احتراق در بستر سیال، در ادامه آزمایش‌ها تأثیر حضور عامل کلریدی کننده نیز بررسی شد. شکل (۴) تصاویر میکروسکوپی

احتمالی، کلیه مراحل برش، سنباده‌زنی و پولیش نهایی با استفاده از مواد پایه روغنی به‌عنوان روانکار و خنک‌کننده استفاده شد.

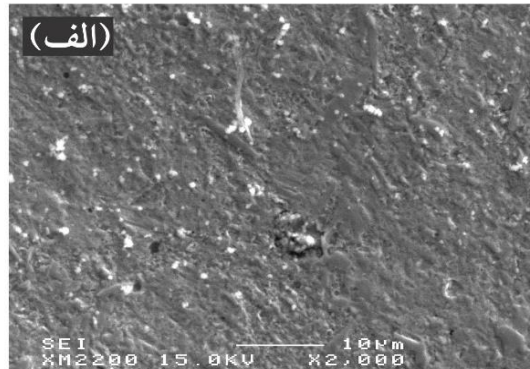
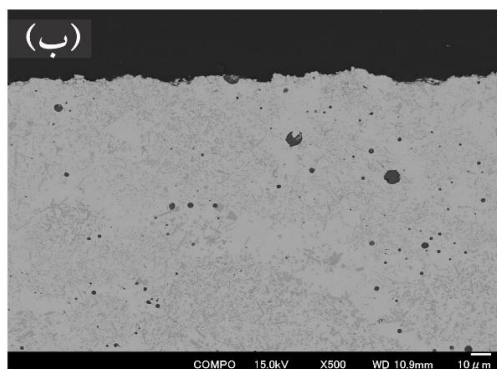
۳- نتایج و بحث

شکل (۲) میزان کاهش ضخامت آلیاژ نیکل تحت شرایط مختلف خوردگی فرسایشی دمابالا را نشان می‌دهد. مشاهده می‌شود که در شرایط R1 (زاویه ۹۰ درجه و ماسه بدون نمک)، میزان کاهش ضخامت بسیار اندک بوده است. با تغییر زاویه برخورد ماسه خام به ۴۵ درجه (شرایط R2) نرخ زدایش ماده به ۰/۱ میکرومتر بر ساعت افزایش یافت. افزودن یک درصد وزنی نمک به ماسه (شرایط R3) که با افزایش خوردندگی محیط همراه بود، نرخ زدایش ماده را نسبت به حالت R2 کاهش داد (۰/۰۶۶ میکرومتر بر ساعت). کاهش میزان نمک در ماسه به ۵ درصد وزنی (شرایط R4) با وجود کاهش عامل خورنده کلریدی در محیط، موجب افزایش مجدد نرخ زدایش ماده به ۰/۱۱ میکرومتر بر ساعت شد. با افزایش نرخ جریان هوا از ۲۰ به ۲۵ لیتر بر دقیقه (یعنی تغییر از R4 به R5) که باعث افزایش عامل سایشی محیط می‌شود، نرخ کاهش ضخامت نمونه به حدود دو برابر (۰/۱۹ میکرومتر بر ساعت) افزایش یافت.



شکل ۳- تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از: (الف) سطح و (ب) مقطع عرضی نمونه پس از ۲۵۰ ساعت خوردگی

فرسایشی در شرایط R1

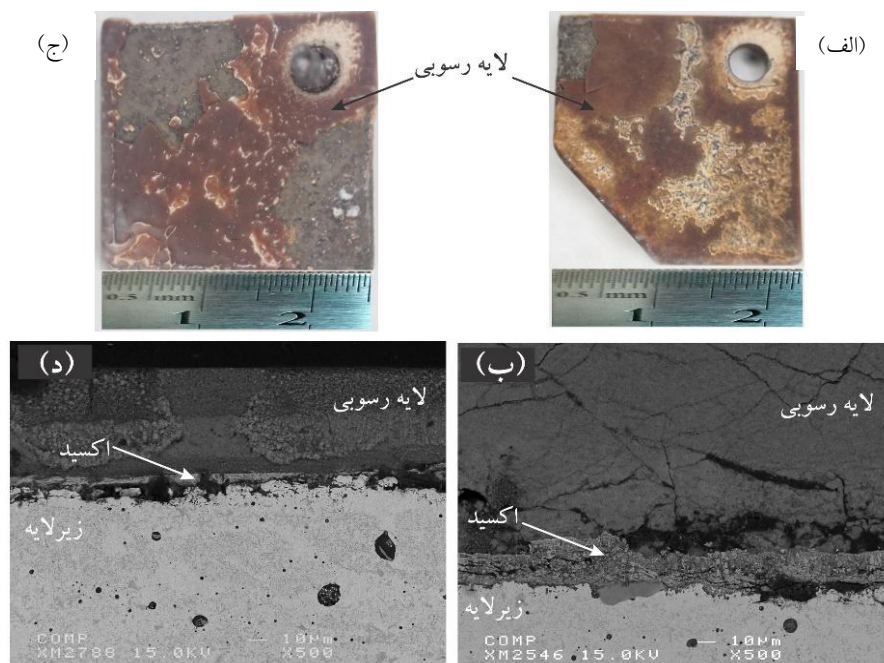


شکل ۴- تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از: (الف) سطح و (ب) مقطع عرضی نمونه پس از ۲۵۰ ساعت خوردگی

فرسایشی در شرایط R2

R2 در شکل (۴)، لایه اکسیدی مشاهده نشد که احتمالاً به دلیل نرخ تشکیل پایین و نرخ زدایش نسبتاً بالای آن، ضخامتی قابل مشاهده با میکروسکوپ الکترونی روبشی را دارا نبوده است. در شرایط R2، از مخلوط نمک NaCl و KCl در داخل بوتله به عنوان تأمین کننده عامل کلریدی استفاده شد. با توجه به ذوب شدن این نمک در دمای حدود ۵۵۰ درجه سانتی گراد، در این محدوده دمایی فشار بخار آن بالا (اتمسفیر 10^{-4}) خواهد بود [۲۲]. بخار NaCl و KCl توسط هوای ورودی حمل شده و وارد محفظه واکنش می شود. اندازه گیری میزان کلر محیط نشان داد که حدود ۳۰۰ ppm کلر در محیط حضور دارد که این امر توانسته موجب افزایش نرخ خوردگی نسبت به حالت R1 شده است و به علت افزایش نرخ رفتگی در اثر تغییر زاویه برخورد

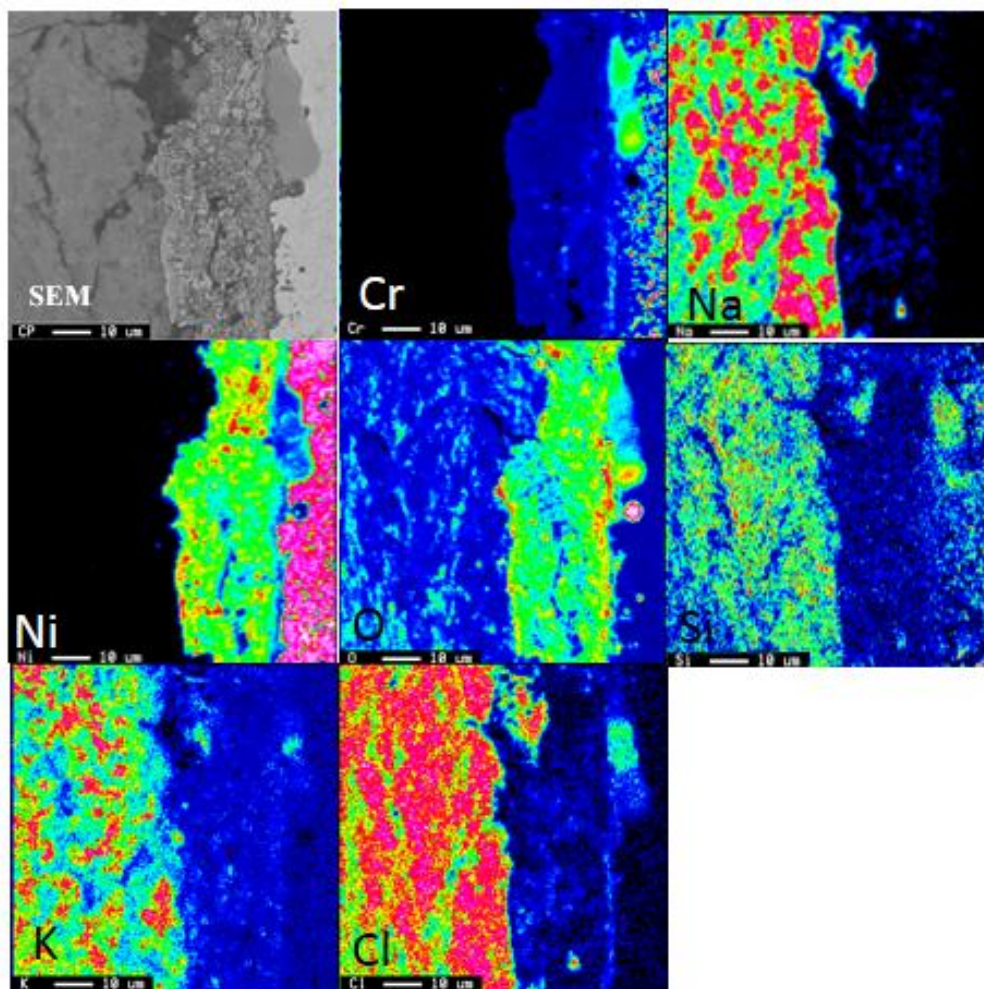
الکترونی روبشی مربوط به سطح و مقطع عرضی نمونه را بعد از ۲۵۰ ساعت خوردگی فرسایشی دامبالا تحت شرایط R2 نشان می دهد. تصویر سطح نمونه تفاوت چندانی را با نمونه R1 نشان نمی دهد. اما تصویر مقطع عرضی نمونه نشان می دهد که تغییر زاویه برخورد از ۹۰ به ۴۵ درجه منجر به ایجاد یک لبه ناصاف شده است که بیانگر آسیب مکانیکی نمونه تحت تأثیر برخورد ذرات ساینده است. در مورد مواد شکل پذیر، گزارش شده است که حداکثر میزان زدایش ماده در زوایای مایل حدود ۲۵-۳۵ درجه نسبت به سطح نمونه اتفاق می افتد [۲۰ و ۲۱]. در این نمونه، به نظر می رسد که زاویه برخورد مایل ذرات ساینده به نمونه، موجب افزایش قدرت سایشی آنها شده است. در تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی مقطع عرضی نمونه



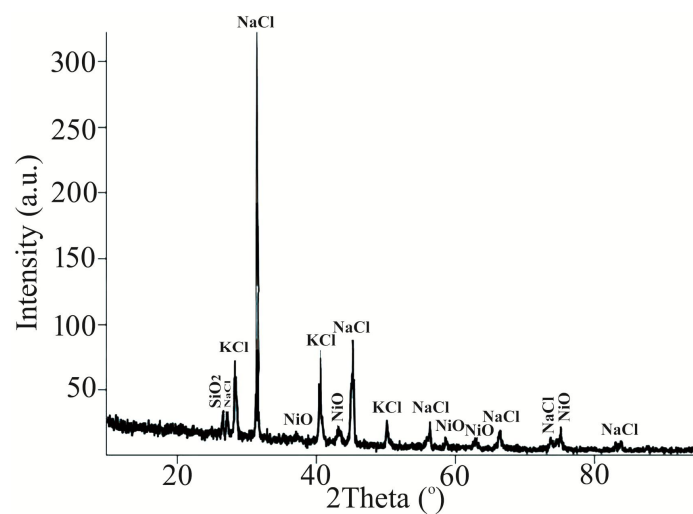
شکل ۵- الف) تصویر ماکروسکوپی سطح نمونه در شرایط R3، ب) تصویر میکروسکوپی الکترونی رویشی از مقطع عرضی نمونه در شرایط R3، ج) تصویر ماکروسکوپی سطح نمونه در شرایط R4 و د) تصویر میکروسکوپی الکترونی رویشی از مقطع عرضی نمونه در شرایط R4

ذرات، نرخ فرسایش ماده در مجموع افزایش یافته است. مقایسه سطح نمونه‌های آزمایش شده در شرایط R1 و R2 با سطوح لوله‌هایی که در شرایط واقعی مورد فرسایش قرار گرفته بودند نشان داد که این شرایط همچنان با شرایط واقعی فاصله دارند. بنابراین در مرحله بعد برای افزایش قدرت خوردندگی محیط، ماسه با یک درصد وزنی مخلوط نمک آغشته شد و آزمون خوردگی فرسایشی دمابالا به مدت ۲۵۰ ساعت انجام گرفت (شرایط R3). تصویر ماکروسکوپی از سطح نمونه پس از آزمون خوردگی فرسایشی در شرایط R3 در شکل (۵-الف) نشان‌دهنده حضور یک لایه ضخیم آجری رنگ بر سطح نمونه است. در بعضی موارد این لایه در مطالعات خوردگی فرسایشی دمابالا مشاهده شده است که به لایه رسوبی^۷ موسوم است [۲۱]. در اثر برخورد ذرات ساینده با یکدیگر و سطح نمونه، محصولات سایشی پودری شکلی حاصل می‌شوند که به‌طور عمومی در سرعت‌های کم ذرات، روی سطح نمونه می‌نشینند و تشکیل لایه‌ای رسوبی می‌دهند که جلوی برخورد مستقیم ذرات با سطح نمونه یا لایه اکسیدی را می‌گیرد [۲۱]. مقطع عرضی نمونه پس از ۲۵۰ ساعت آزمون خوردگی فرسایشی در شرایط R3 در شکل (۵-ب) نشان داده شده است. این تصویر تشکیل یک لایه رسوبی با ضخامت تقریبی ۱۱۵ میکرومتر را تأیید می‌کند. حضور چنین لایه رسوبی در آزمایش با ماسه بدون نمک (شرایط R1 و R2) مشاهده نشد. در زیر این لایه رسوبی، یک لایه اکسیدی با ضخامت متوسط حدود ۱۸ میکرومتر تشکیل شد. نقشه توزیع عناصر آلیاژی مربوط به نمونه R3 در شکل (۶) نشان داده شده است. بررسی شکل (۶) نشان می‌دهد که لایه رسوبی فوقانی به‌طور عمده از ذرات ماسه و نمک‌های NaCl و KCl تشکیل شده است. لایه اکسید زیرین، بر اساس توزیع عناصر در شکل (۶) NiO است و تشکیل اکسیدهای کروم که بیشتر در آزمایش‌های اکسیداسیون دمابالای آلیاژهای حاوی کروم مشاهده می‌شود، محقق نشد. الگوی پراش پرتو

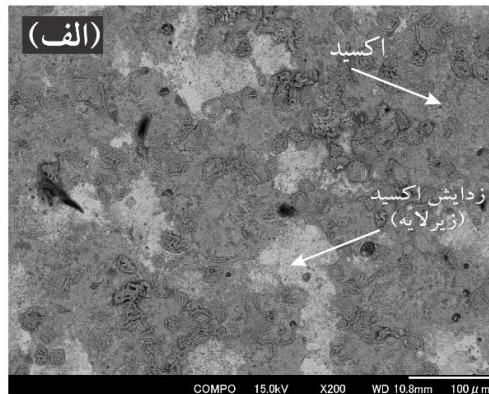
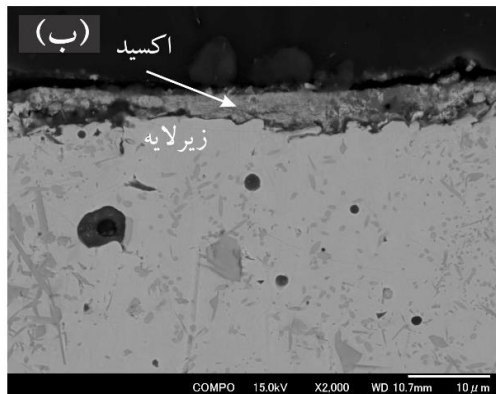
ذرات، نرخ فرسایش ماده در مجموع افزایش یافته است. مقایسه سطح نمونه‌های آزمایش شده در شرایط R1 و R2 با سطوح لوله‌هایی که در شرایط واقعی مورد فرسایش قرار گرفته بودند نشان داد که این شرایط همچنان با شرایط واقعی فاصله دارند. بنابراین در مرحله بعد برای افزایش قدرت خوردندگی محیط، ماسه با یک درصد وزنی مخلوط نمک آغشته شد و آزمون خوردگی فرسایشی دمابالا به مدت ۲۵۰ ساعت انجام گرفت (شرایط R3). تصویر ماکروسکوپی از سطح نمونه پس از آزمون خوردگی فرسایشی در شرایط R3 در شکل (۵-الف) نشان‌دهنده حضور یک لایه ضخیم آجری رنگ بر سطح نمونه است. در بعضی موارد این لایه در مطالعات خوردگی فرسایشی دمابالا مشاهده شده است که به لایه رسوبی^۷ موسوم است [۲۱]. در اثر برخورد ذرات ساینده با یکدیگر و سطح نمونه، محصولات سایشی پودری شکلی حاصل می‌شوند که به‌طور عمومی در سرعت‌های کم ذرات، روی سطح نمونه می‌نشینند و



شکل ۶- نقشه توزیع عناصر آلیاژی (EDS mapping) نمونه پس از آزمون خوردگی فرسایشی دمابالا در شرایط R3



شکل ۷- الگوی پراش پرتو ایکس از سطح نمونه پس از آزمون خوردگی فرسایشی دمابالا در شرایط R3



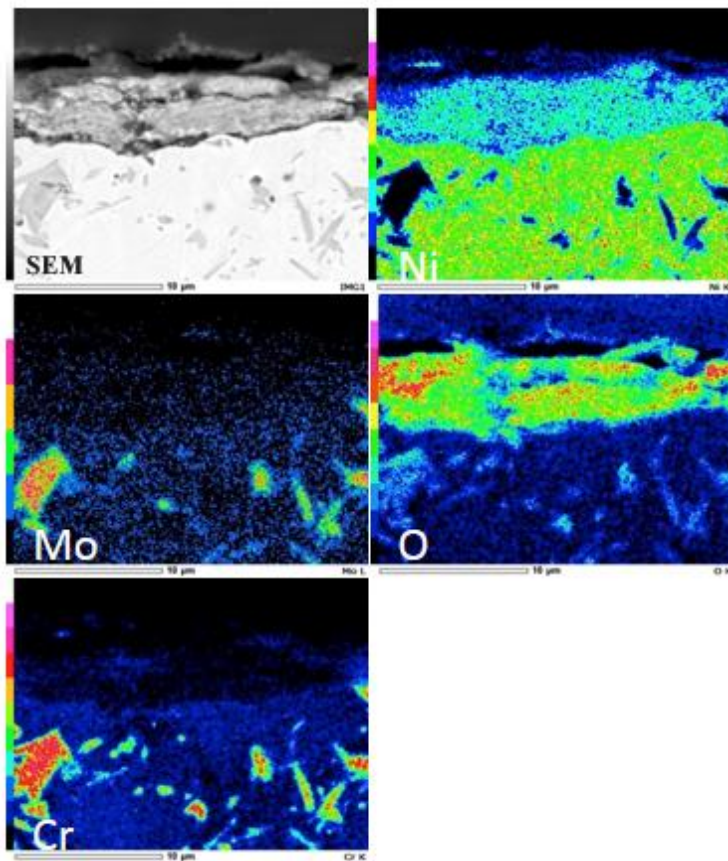
شکل ۸- تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از: (الف) سطح و (ب) مقطع عرضی نمونه پس از ۲۵۰ ساعت خوردگی فرسایشی در شرایط R5

بنابراین، با توجه به اینکه چنین لایه رسوبی در آزمایش با ماسه بدون نمک (شرایط R1 و R2) ایجاد نشد، در آزمون بعدی (R4) مقدار نمک به پنج درصد کاهش پیدا کرد تا احتمال کاهش یا حذف لایه رسوبی بررسی شود. تصویر میکروسکوپی از سطح این نمونه در شکل (۵-ب) و تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از مقطع عرضی آن در شکل (۵-د) بیانگر شرایط تقریباً مشابه این نمونه با نمونه R3 است، با این تفاوت که با کاهش درصد نمک در ماسه، ضخامت لایه رسوبی به ۶۰ میکرومتر و ضخامت لایه اکسیدی به حدود پنج میکرومتر کاهش یافته است. کاهش ضخامت لایه اکسیدی می‌تواند به کاهش خوردگی محیط نسبت داده شود. به نظر می‌رسد با تشکیل لایه رسوبی، از یک سو باعث محافظت سطح نمونه از سایش بیشتر می‌شود و از سوی دیگر با افزایش ضخامت لایه، یک سد نفوذی در مقابل اکسیژن ایجاد می‌شود و سطح نمونه از اکسیداسیون بیشتر محافظت می‌شود و در مجموع نرخ زدایش کاهش می‌یابد.

به منظور حذف لایه رسوبی و برقراری حالت پایدار خوردگی فرسایشی دما بالا، با حفظ سایر پارامترهای فرایند در شرایط R4 نرخ جریان هوا از ۲۰ به ۲۵ لیتر بر دقیقه افزایش یافت. شکل (۸) تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی مربوط به سطح و مقطع عرضی نمونه را بعد از ۲۵۰ ساعت خوردگی فرسایشی دما بالا تحت شرایط R5 نشان می‌دهد. افزایش نرخ

ایکس از سطح نمونه R3 در شکل (۷) نشان داده شده است. نتایج پراش سنجی پیک‌های SiO_2 ، KCl ، NaCl ، NiO را نشان می‌دهد که پیک NiO مربوط به لایه اکسید سطحی است که از مناطقی که لایه رسوبی کنده شده، به دست آمده است و سه پیک بعدی مربوط به لایه رسوبی آجری رنگ است که در توافق با نتایج حاصل از شکل (۶) است. به نظر می‌رسد ذرات ماسه در حین تلاطم و برخورد به یکدیگر و سطح نمونه، خود دچار سایش می‌شوند و می‌توانند به صورت ذرات ریزتر در بایند. این ذرات پودری شکل به طور احتمالی با نمک آغشته شده و تشکیل یک لایه ترکیبی می‌دهند که روی سطح رسوب می‌کند. در شرایط خوردگی فرسایشی، میزان آسیب ماده تحت تأثیر همزمان دو عامل خوردگی و سایش است. در شرایط آزمایشی R3 تشکیل لایه رسوبی مانع برخورد ذرات ساینده به سطح نمونه و زدودن لایه اکسیدی از سطح می‌شود. به طوری که پیش‌تر اشاره شد، زدایش مداوم لایه اکسیدی و تشکیل مجدد آن دلیل بالاتر بودن نرخ زدایش ماده تحت خوردگی فرسایشی نسبت به خوردگی یا سایش مجزا است. به نظر می‌رسد که فقدان عامل سایشی در شرایط R3 دلیلی بر کاهش نرخ آسیب آن نسبت به شرایط R2 (خوردگی و سایش همزمان) است.

مقایسه نتایج تجربی حاصل با گزارش‌های صنعتی موجود نشان داد که لایه رسوبی در شرایط واقعی مشاهده نشده است.

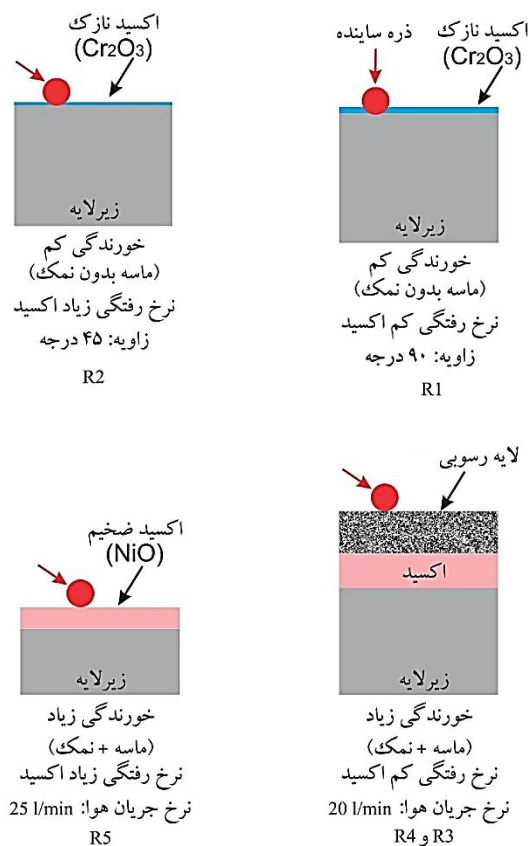


شکل ۹- نقشه توزیع عناصر آلیاژی (EDS mapping) نمونه پس از آزمون خوردگی فرسایشی دمابالا در شرایط R5

اکسیداسیون در حالت گذار و با تشکیل لایه NiO ادامه یافته است. توضیح اینکه در مرحله اول اکسیداسیون و پیش از انجام اکسیداسیون انتخابی، معمولاً یک مرحله اکسیداسیون سریع موسوم به حالت گذار اتفاق می‌افتد که طی آن تمام عناصر موجود در آلیاژ در تشکیل اکسید شرکت می‌کنند و پس از آن عنصر با پایدارترین اکسید تشکیل یک لایه محافظ اکسید محافظ سطحی را می‌دهد [۹]. اما با توجه به اینکه در شرایط خوردگی فرسایشی دمابالا، لایه اکسیدی در معرض آسیب مکانیکی قرار می‌گیرد، این احتمال وجود دارد که با زدوده شدن مداوم لایه سطحی و در معرض قرار گرفتن سطح فلزی در مقابل عوامل اکسیدکننده، اکسیداسیون در حالت گذار ادامه یابد و اکسیدهای ناپایدارتر نظیر NiO تشکیل شوند [۲۳].

شکل (۱۰) طرح‌واره‌ای از خلاصه مکانیسم‌های مختلف

جریان هوا به ۲۵ لیتر بر دقیقه موجب افزایش انرژی جنبشی ذرات ساینده و در نتیجه ممانعت از تشکیل لایه رسوبی شد. بنابراین در این حالت سطح ماده در تماس مستقیم با ذرات ساینده قرار گرفت. بر اساس مشاهدات میکروسکوپی، لایه اکسیدی در برخی جاها به شکل تکه‌های وسیع کنده شدند. مقایسه نرخ زدایش نمونه‌ها در شکل (۲) نشان داد که نمونه تحت شرایط R5 بیشترین آسیب را متحمل شد. نقشه توزیع عناصر آلیاژی نمونه R5 برای شناسایی لایه اکسیدی ایجاد شده روی سطح نمونه در شکل (۹) نشان می‌دهد که لایه اکسید نیکل بر سطح ایجاد شده است. با وجود اینکه آلیاژ استفاده شده در این مطالعه به علت دارا بودن بیش از ۱۴ درصد وزنی کروم قابلیت تشکیل لایه محافظ کرومیا (Cr_2O_3) را دارد، اما به نظر می‌رسد که در شرایط خوردگی فرسایشی دمابالای این تحقیق،



شکل ۱۰- طرح‌واره مکانیسم‌های مختلف آسیب در شرایط R1 تا R5

۱- تغییر هندسه نگه‌دارنده نمونه از حالت مسطح به شیب‌دار
نرخ خوردگی فرسایشی را به‌طور قابل‌ملاحظه‌ای افزایش داد.
۲- افزودن مخلوط نمک به ماسه موجب افزایش خوردگی محیط شد. اما به‌دلیل تشکیل لایه رسوبی روی سطح نمونه و محافظت آن در برابر اکسیداسیون و سایش بیشتر، نرخ کلی فرسایش نسبت به ماسه بدون نمک کاهش یافت.

۳- در شرایطی که خوردگی محیط و شرایط سایشی محیط همزمان افزایش یافتند، بیشترین نرخ زدایش ماده حاصل شد و این شرایط به‌عنوان پارامترهای بهینه دستگاهی با بیشترین مشابهت به شرایط واقعی صنعتی انتخاب شد.

۶- سپاسگزاری

پژوهش حاضر، با حمایت مالی و فنی شرکت صنعتی ابارا

دخیل در شرایط مختلف R1 تا R5 را نشان می‌دهد. در این شکل چگونگی تغییر شرایط خوردنده و سایشی محیط واکنش برای دستیابی به شرایط پایدار خوردگی فرسایشی دما بالا مشاهده می‌شود.

۴- نتیجه‌گیری

تحقیق حاضر سعی در معرفی و توسعه روشی نوین برای ارزیابی تجربی رفتار خوردگی فرسایشی دما بالا در شرایط بستر سیال داشته است. برای این منظور، دستگاهی طراحی و ساخته شد و با توجه شرایط صنعتی، تعدادی از عوامل مانند دمای محیط آزمایش ثابت نگه‌داشته شد و با تغییر سایر عوامل محیطی نظیر عوامل خوردنده و ساینده شرایطی نزدیک به شرایط واقعی صنعتی حاصل شد.

واژه‌نامه

1. erosion-corrosion
2. erosion
3. oxidation-affected erosion regime
4. optical microscope

5. scanning electron microscopy
6. energy dispersive X-ray spectroscopy
7. Deposit layer

مراجع

1. Liu, K., Pan, W. -P., and Riley, J. T., "A Study of Chlorine Behavior in a Simulated Fluidized Bed Combustion System", *Fuel*, Vol. 79, No. 9, pp. 1115-1124, 2000.
2. Morris, M., and Waldheim, L., "Energy Recovery from Solid Waste Fuels using Advanced Gasification Technology", *Waste Management*, Vol. 18, No. 6, pp. 557-564, 1998.
3. Hou, P., MacAdam, S., Niu, Y., and Stringer, J., "High Temperature Degradation by Erosion-Corrosion in Bubbling Fluidized Bed Combustors", *Materials Research*, Vol. 7, No. 1, pp. 71-80, 2004.
4. Zhang, Y., Shimizu, K., Yaer, X., Kusumoto, K., and Efremenko, V. G., "Erosive Wear Performance of Heat Treated Multi-Component Cast Iron Containing Cr, V, Mn and Ni Eroded by Alumina Spheres at Elevated Temperatures", *Wear*, Vol. 390-391, pp. 135-145, 2017.
5. Varga, M., "High Temperature Abrasive Wear of Metallic Materials", *Wear*, Vol. 376-377, pp. 443-451, 2017.
6. Varga, M., Antonov, M., Tumma, M., Adam, K., and Alessio, K. O., "Solid Particle Erosion of Refractories: A Critical Discussion of Two Test Standards", *Wear*, Vol. 426-427, pp. 552-561, 2019.
7. Sharma, S. K., Venkata Manoj Kumar, B., and Kim, Y. W., "Effect of Impingement Angle and WC Content on High Temperature Erosion Behavior of SiC-WC Composites", *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, Vol. 68, pp. 166-171, 2017.
8. Young, D. J., *High Temperature Oxidation and Corrosion of Metals Second Edition*, 2nd ed. Elsevier Ltd, 2016.
9. Neil Birks, F. S. P., and Gerald Meier, H., *Introduction to the High-Temperature Oxidation of Metals*, 2nd ed. New York: Cambridge University Press, 2006.
10. Emami, M., Hadavi, S. M. M., Hayashi, S., and Shahverdi, H. R., "High Temperature Performance of an FeAl Laser Coated 9Cr1Mo Steel", *Oxidation of Metals*, 2013.
11. Rishel, D. M., Pettit, F. S., and Birks, N., "Some Principal Mechanisms in the Simultaneous Erosion and Corrosion Attack of Metals at High Temperatures", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 143, No. 1, pp. 197-211, 1991.
12. Kumar Roy, T., Bhattacharya, B., Ghosh, C., and Ajmani, S. K., *Advanced High Strength Steel Processing and Applications*, Eds., Springer, 2018.
13. Wellman R. G., and Nicholls, J. R., "High Temperature Erosion-Oxidation Mechanisms, Maps and Models", *Wear*, Vol. 256, No. 9, pp. 907-917, 2004.
14. Chang, S. L., Pettit, F. S., and Birks, N., "Interaction Between Erosion and High-Temperature Corrosion of Metals: The Erosion-Affected Oxidation Regime", *Oxidation of Metals*, Vol. 34, No. 1, pp. 23-45, 1990.
15. Kang, C. T., Pettit, F. S., and Birks, N., "Mechanisms in the Simultaneous Erosion-Oxidation Attack of Nickel and Cobalt at High Temperature", *Metallurgical Transactions A*, Vol. 18, No. 10, pp. 1785-1803, 1987.
16. Huttunen-saarivirta, E., Kinnunen, H., Tuiremo, J., Uusitalo, M., and Antonov, M., "Erosive Wear of Boiler Steels by Sand and Ash", *Wear*, Vol. 317, No. 1, pp. 213-224, 2014.
17. Antonov, M., Veinthal, R., Huttunen-saarivirta, E., Hussainova, I., Vallikivi, A., Lelis, M., and Priss, J., "Effect of Oxidation on Erosive Wear Behaviour of Boiler Steels", *Tribology International*, Vol. 68, pp. 35-44, 2013.
18. Tylczak, J. H., "Erosion-Corrosion of Iron and Nickel Alloys at Elevated Temperature in a Combustion Gas Environment", *Wear*, Vol. 302, No. 1, pp. 1633-1641, 2013.
19. Hou, P. Y., Niu, Y., Sum, T. J., and Stringer, J., "Effect of HCl on the Corrosion and Wear of In-bed Tubes in a Laboratory Simulated Bubbling Fluidized Bed", *Wear*, Vol. 233-235, pp. 635-646, 1999.
20. Chang, S. L., Pettit, F. S., and Birks, N., "Effect of Angle of Incidence on the Combined Erosion-Oxidation Attack of Nickel and Cobalt", *Oxidation of Metals*, Vol. 34, No. 1, pp. 47-70, 1990.
21. Huttunen-saarivirta, E., Antonov, M., Veinthal, R., Tuiremo, J., Mäkelä, K., and Siitonen, P., "Influence of Particle Impact Conditions and Temperature on Erosion-Oxidation of Steels at Elevated

- Temperatures”, *Wear*, Vol. 272, No. 1, pp. 159-175, 2011.
22. Lai, G. Y., *High-Temperature Corrosion and Materials Applications*. ASM International, 2007.
23. Link, R. J., Birks, N., Pettit, F. S., and Dethorey, F., “The Response of Alloys to Erosion-Corrosion at High Temperatures”, *Oxidation of Metals*, Vol. 49, No. 3, pp. 213-236, 1998.