



رفتار اکسیداسیون دما بالای فولاد ساده کربنی آلومینایز شده به روش پاشش حرارتی

مینو توکلی^۱، علیرضا کیانی رشید^۲، عباس افراسیابی^۳

^۱. دانشگاه فردوسی مشهد (دانشجوی کارشناسی ارشد مهندسی خوردگی و حفاظت از مواد)

^۲. دانشگاه فردوسی مشهد (استاد گروه مهندسی متالورژی و مواد)

^۳. پژوهشکده علوم و صنایع غذایی

چکیده

فرایند آلومینایزینگ یکی از روش‌های موجود برای افزایش مقاومت به اکسیداسیون فولادها در دماهای بالا می‌باشد. در این تحقیق، پوشش آلومینیمی با استفاده از روش پاشش حرارتی روی سطح فولاد ساده کربنی رسوب داده شده و با انجام عملیات نفوذ در هوا در دمای ۸۰۰ و ۹۰۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۱ و ۳ ساعت، آلومینیم اعمالی به زیرلایه نفوذ کرد. ترکیب فاز، مورفولوژی لایه آلومیناید و لایه اکسید با استفاده از میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) مجهز به EDS مورد مطالعه قرار گرفت. نتایج به دست آمده از SEM و EDS نشان می‌دهد غلظت آلومینیم از سطح به زیرلایه کاهش و غلظت آهن افزایش می‌یابد بنابراین ترکیبات بین فلزی غنی از آلومینیم در اثر عملیات نفوذ در لایه آلومیناید در نزدیکی سطح و فازهای غنی از آهن در نزدیکی زیرلایه تشکیل می‌شوند. آزمایشات اکسیداسیون دما بالا در دمای ۶۰۰ °C به مدت ۱۴۵ ساعت انجام شد. نتایج نشان می‌دهد پوشش آلومینایدی به دست آمده با استفاده از این روش پوشش‌دهی به طور قابل ملاحظه‌ای مقاومت اکسیداسیون دما بالای فولاد را افزایش می‌دهد که به دلیل تشکیل لایه Al_2O_3 می‌باشد. بعلاوه با افزایش مدت زمان نفوذ از یک ساعت به سه ساعت مقاومت اکسیداسیون نمونه‌ها کاهش می‌یابد که به دلیل تشکیل حفراتی که در اثر نفوذ داخلی آهن و آلومینیم در طول اکسیداسیون ایجاد شده‌اند، ضخامت کمتر لایه اکسید آلومینیم و درصد بیشتر فازهای سخت غنی از آلومینیم می‌باشد.

واژه‌های کلیدی: آلومینایزینگ؛ مقاومت اکسیداسیون؛ پاشش حرارتی؛ ترکیبات بین فلزی.

^۱. Mtavakoli⁸⁹@gmail.com

^۲. Kianirashid@um.ac.ir

مقدمه

خوردگی دما بالا یکی از مهم‌ترین چالش‌ها جهت انتخاب مواد، طراحی ساختار و تعیین عمر کاری قطعات مهندسی است که در معرض محیط‌های دمای بالا قرار می‌گیرند. به طور کلی، تشکیل محصولات خوردگی باعث کاهش قابلیت اطمینان و پایداری و کوتاه شدن عمر مفید قطعات مهندسی می‌شود. خوردگی دما بالا باعث تخریب مواد و کاهش کارایی قطعات مهندسی می‌شود و به عنوان یک مشکل گسترده در صنایع مختلف در نظر گرفته می‌شود [۱۲ و ۱۳ ENREF].

جهت دستیابی به خواص مکانیکی مطلوب و مقاومت اکسیداسیون بالا در محیط‌های دما بالا، استفاده از آلیاژها ضروری است. فولاد زنگ نزن و سوپر آلیاژها، آلیاژهای رایج مورد استفاده در دمای بالا می‌باشند، اما بکارگیری این آلیاژها بسیار پر هزینه است [۱۳ ENREF]. فولادهای ساده کربنی به عنوان یکی از مواد کاربردی، با توجه به هزینه کمتر و خواص مکانیکی بهتر نسبت به آهن در دمای محیط، در کاربردهای مهندسی متنوع به طور گسترده‌ای مورد استفاده قرار می‌گیرند. در محیط‌های دمای بالا، فولاد ساده کربنی به راحتی اکسید شده و یک لایه غیر محافظ اکسید آهن با نرخ رشد بالا بر روی سطح فولاد پدیدار می‌گردد. تشکیل این لایه اکسیدی غیر محافظ باعث کاهش خواص مکانیکی فولاد می‌گردد [۴۴ ENREF و ۵]. بنابراین با افزودن عناصر آلیاژی یا انجام عملیات سطحی پوشش‌دهی می‌توان مقاومت اکسیداسیون دما بالای فولادهای کم کربن را بهبود داد [۱۶ و ۴ ENREF]. یکی از انواع عملیات پوشش‌دهی که با تشکیل یک لایه آلومیناید محافظ روی سطح فولاد، باعث بهبود مقاومت اکسیداسیون دما بالای فولاد کربنی می‌شود، آلومینایزینگ است. روش‌های مختلفی برای ایجاد پوشش آلومینیومی بر روی سطح فولاد وجود دارد که انواع آن عبارتند از: اسپری حرارتی، سمانتاسیون توده‌ای، غوطه‌وری داغ، پاشش فلزی، رسوب بخار شیمیایی و آبکاری [۱۳ ENREF].

در تحقیقی ونگ و چنگ [۴] با استفاده از روش غوطه‌وری گرم، پوششی از آلومینیم-سیلیسیم روی سطح فولاد کم کربن نشان‌دهنده رفتار اکسیداسیون نمونه آلومینایز شده را در دمای ۷۵۰، ۸۵۰ و ۹۵۰ درجه سانتی‌گراد تحت مطالعه قرار دادند. پوشش تشکیل شده روی سطح نمونه‌ها پس از آلومینایزینگ شامل Al ، $FeAl_3$ و Fe_2Al_5 می‌باشد. نتایج آزمون اکسیداسیون دما بالا، رفتار سینتیکی پارابولیکی را برای تمام نمونه‌ها نشان داد و در طول اکسیداسیون به دلیل نفوذ عناصر، فاز Fe_2Al_5 به فازهای $FeAl_3$ و $\alpha-Fe(Al)$ تبدیل شد. با افزایش دمای اکسیداسیون به $850^\circ C$ ، حفراتی در فصل مشترک زیرلایه فولادی و لایه آلومیناید مشاهده شد که به دلیل نفوذ داخلی آلومینیم و ایجاد جاهای خالی تشکیل شده بود. این حفرات باعث تشکیل ترک و افزایش سرعت اکسیداسیون شدند. مطابق نتایج، نمونه در دمای $750^\circ C$ نسبت به دمای ۸۵۰ و ۹۵۰ درجه سانتی‌گراد مقاومت اکسیداسیون به مراتب بهتری دارد که به دلیل تشکیل حفرات و ترک‌ها در دماهای بالا می‌باشد.

در تحقیقی دیگر ساساکی و یاکو [۷] با استفاده از دو روش غوطه‌وری گرم و آلومینایزینگ به روش فویل، لایه‌ای از آلومینیم روی سطح فولاد کربنی نشان‌دهنده ویژگی‌های لایه آلومینایدی تشکیل شده را مقایسه کردند. در هر دو روش، پوشش آلومینیمی با ضخامت ۱۰۰ میکرون روی سطح فولاد تشکیل شد. نمونه‌ها در دمای

۷۰۰، ۸۰۰، ۹۰۰ و ۱۰۰۰ درجه سانتی گراد تحت عملیات حرارتی قرار گرفتند. نتایج به دست آمده نشان می‌دهد در غوطه‌وری گرم لایه Fe_2Al_5 غنی از آلومینیم در دماهای نفوذ کم‌تر از $800^{\circ}C$ تشکیل می‌شود؛ در حالی که ترکیبات بین فلزی غنی از آهن ($FeAl$ و لایه نفوذی آلومینیم) در دماهای بیشتر از $900^{\circ}C$ تشکیل می‌شوند. در آلومینایزینگ به روش فویل نیز فازهای بین فلزی غنی از آهن در دماهای نفوذ کمتر نسبت به غوطه‌وری گرم تشکیل می‌شوند. در این مقاله نشان داده شد که روش فویل ویژگی‌های بهتری نسبت به غوطه‌وری گرم دارد که به دلیل تشکیل فازهای غنی از آهن ضخیم‌تر در دمای نفوذ پایین‌تر می‌باشد. در حقیقت فازهای غنی از آلومینیم، فازهای ترد و شکننده‌ای هستند که باعث ایجاد ترک و پوسته شدن می‌شوند. در مقابل فازهای غنی از آهن تافنس بالاتری دارند بنابراین انجام عملیات نفوذ برای تشکیل فازهای غنی از آهن ضروری می‌باشد.

در این تحقیق به منظور بهبود مقاومت به اکسیداسیون فولاد ساده کربنی CK45 از پوشش‌دهی آلومینیوم بر روی سطح فولاد به روش اسپری بهره گرفته شد و جهت نفوذ آلومینیوم اعمالی به زیرلایه، نمونه‌های پوشش داده شده در دو دما و زمان مختلف تحت عملیات حرارتی قرار گرفتند. در پایان سعی شده است با بررسی خواص مختلف پوشش‌ها، مقایسه نسبی بین آن‌ها انجام گیرد.

مواد و روش تحقیق

آماده سازی نمونه ها

به منظور بررسی رفتار اکسیداسیون، نمونه‌های فولاد ساده کربنی با قطر ۲۵ میلیمتر و ضخامت ۵ میلیمتر به وسیله دستگاه برش CNC آماده گردیدند. جهت تعیین ترکیب شیمیایی عناصر تشکیل دهنده فولاد مورد استفاده، آنالیز کوانتومتری بر روی نمونه اولیه انجام گرفت. درصد وزنی این عناصر در جدول ۱ گزارش شده است.

پوشش دهی به روش اسپری

جهت بهبود مقاومت اکسیداسیون فولاد، پوششی از آلومینیوم با خلوص بالا توسط دستگاه پاشش حرارتی بر روی سطح نمونه‌های فولادی رسوب داده شد. قبل از اعمال پوشش، برای بهبود اتصال مکانیکی آلومینیوم به زیرلایه، عملیات سندبلاست انجام شد. در جدول ۲ پارامترهای دستگاه پاشش ذکر شده است.

عملیات حرارتی

پس از پاشش جهت نفوذ آلومینیوم به زیرلایه و تشکیل ترکیب بین فلزی، نمونه‌ها را در دمای ۸۰۰ و ۹۰۰ درجه سانتی گراد به مدت یک و سه ساعت در کوره مقاومتی در اتمسفر محیط قرار دادیم. جهت سهولت در بیان نتایج، نمونه‌ها را به شکل نوشته شده در جدول ۳ کدگذاری کردیم.

آزمایش اکسیداسیون هم دما

به منظور بررسی رفتار سینتیکی اکسیداسیون نمونه‌ها، عملیات اکسیداسیون در کوره مقاومتی با دمای $600^{\circ}C$ در اتمسفر محیط به مدت زمان ۱۴۵ ساعت انجام گرفت و در خاتمه تمامی نمونه‌ها در هوای محیط خنک شدند. جهت کاهش خطا، نمونه‌ها به دو روش پیوسته و غیرپیوسته از کوره خارج و وزن شدند. در روش اول، به منظور

اندازه‌گیری افزایش جرمی، تمامی نمونه‌ها قبل از قرار گرفتن در کوره توزین شدند و در حین فرآیند اکسیداسیون با خروج مقطعی از کوره توزین گردیده و سپس در کوره قرار گرفتند. تمامی این توزین‌ها به وسیله یک ترازوی دیجیتالی با دقت ۱ میلی‌گرم انجام گرفت و افزایش جرمی در واحد سطح (mgr/cm^2) با اندازه-گیری تغییر وزن هر نمونه در طی فرآیند و تقسیم آن بر مساحت سطح همان نمونه گزارش شد. به منظور جلوگیری از خطای اثر پوسته‌ای شدن لایه اکسیدی تشکیل شده بر روی سطح در افزایش وزن گزارش شده، تمامی نمونه‌ها از ابتدا درون ظرف‌های سرامیکی مقاوم در برابر دمای بالا قرار گرفتند. همچنین جهت کاهش خطای حاصل از تنش‌های وارد بر نمونه‌ها در اثر گرم و سرد شدن، در روش دوم ۹ نمونه یکسان بدون پوشش به طور همزمان در کوره قرار گرفتند. نمونه‌ها به سه گروه سه‌تایی تقسیم شدند. هر گروه پس از زمان‌های متفاوت از کوره خارج و وزن شدند و دوباره به کوره منتقل نشدند. این روش خطای حاصل از ورقه‌شدن و تشکیل دوباره اکسید روی پوسته‌ها را کم می‌کند.

منابع خطا

یکی از محدودیت‌های اصلی روش اندازه‌گیری غیرپوسته جرمی، تغییر قابل ملاحظه فرآیند رشد لایه اکسید می‌باشد. در این روش، در هر نوبت اندازه‌گیری وزن، آزمایش متوقف شده و تغییرات وزن ثبت شده است. بنابراین در هر نوبت، نمونه سرد شده و دوباره گرم می‌شود که این مسئله باعث تغییر رفتار لایه اکسید از جمله تشکیل ترک، ورقه شدن لایه اکسید و می‌شود.

آماده سازی سطح نمونه

جهت بررسی‌های متالوگرافی، نمونه‌ها توسط دستگاه CNC برش زده شدند و سپس توسط دستگاه مانت گرم به وسیله رزین پلیمری مانت شدند. نمونه‌های مانت شده به وسیله ورقه‌های سنباده SiC ۸۰ تا ۱۲۰۰ سنباده زده شده و به وسیله دستگاه پولیش پرداخت شدند. سپس توسط محلول حکاکی نایتال ۲٪ اچ شدند.

بررسی‌های ریزساختاری

به منظور بررسی ضخامت پوشش، عناصر تشکیل‌دهنده و فازهای موجود در پوشش و ساختار، آزمون‌هایی به شرح زیر بر روی نمونه قبل از عملیات اکسیداسیون و بعد از عملیات اکسیداسیون انجام گرفت.

به وسیله میکروسکوپ نوری Olympus و در بزرگ‌نمایی‌های متفاوت، سطح مقطع عرضی نمونه‌های پوشش-دار مورد مطالعه قرار گرفت. همچنین از میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM)، مدل LeO۱۴۵۰V ساخت آلمان با رزولوشن ۲/۵ nm و حداکثر ولتاژ ۳۵ kV و دستگاه EDX شرکت Oxford مدل ۷۳۵۳ ساخت انگلیس با قدرت تفکیک ۱۳۳ eV، استفاده شد. جهت بررسی نمونه‌های مانت شده تحت SEM پوششی از طلا-پالادیوم به وسیله‌ی دستگاه پوشش دهی کندوپاش مدل SCV۶۲۰ بر روی نمونه‌ها اعمال شد. لازم به ذکر است که مشاهده‌ی پیک‌های طلا و پالادیوم در آنالیزهای EDS، ناشی از طلا و پالادیوم موجود در پوشش اعمال شده بر روی سطح نمونه‌ها است.

آزمون میکروسختی

پانزدهمین سمینار ملی مهندسی سطح

به منظور بررسی سختی نمونه‌های پوشش دار، سختی‌سنجی میکرو ویکرز با بار ۲۵ گرم به مدت زمان ۱۵ ثانیه بر روی نمونه‌ها با استفاده از دستگاه Bohler انجام گرفت. بدین منظور پیش از اندازه‌گیری، نمونه‌های مانت شده سنباده‌زنی و پولیش شدند.

به دلیل مشابه بودن رفتار اکسیداسیون نمونه‌های ۸۰۱، ۹۰۱ و نمونه‌های ۸۰۳، ۹۰۳، EDS و SEM یکی از دو نمونه بررسی شده است.

نتایج و بحث

میکروساختار نمونه پیش از عملیات نفوذ

در شکل ۱ تصویر میکروسکوپ نوری از مقطع عرضی نمونه فولادی دارای پوشش آلومینیومی بدون عملیات حرارتی، قبل از فرآیند اکسیداسیون، نشان داده شده است. ضخامت پوشش آلومینیومی، قبل از فرآیند اکسیداسیون، تقریباً برابر با $150\ \mu\text{m}$ ارزیابی شد. پوشش روی سطح، آلومینیم بدون نفوذ آهن می‌باشد.

میکروساختار و آنالیز EDS نمونه ها پس از عملیات نفوذ

در شکل ۲ تصویر SEM از مقطع نمونه‌های آلومینایز شده پس از عملیات نفوذ به مدت یک و سه ساعت در دمای $900\ ^\circ\text{C}$ نشان داده شده است.

شکل ۳ و ۴ نمودار تغییر درصد عناصر در نمونه ۹۰۱ و ۹۰۳ (در قسمتی که آلومینیم نفوذ کرده) از سطح نمونه تا زیرلایه را نشان می‌دهد. مطابق نمودارها با افزایش فاصله از سطح پوشش، غلظت آهن و آلومینیم به ترتیب افزایش و کاهش می‌یابد. همچنین درصد عناصر، احتمال تشکیل فازهای Fe_3Al ، FeAl_2 و FeAl را از سطح تا زیرلایه در نمونه ۹۰۱ و احتمال تشکیل فاز غنی از آلومینیم FeAl_3 در نزدیکی سطح و فاز غنی از آهن FeAl را در نزدیکی زیرلایه در نمونه ۹۰۳ نشان می‌دهد. حضور فازهای غنی از آهن باعث بهبود تافنس پوشش و کاهش سختی می‌شود.

میکروساختار و نتایج آنالیز EDX نمونه ها پس از آزمون اکسیداسیون

در شکل ۵ تصویر SEM از مقطع نمونه‌های آلومینایز شده پس از اکسیداسیون به مدت ۱۴۵ ساعت در دمای $900\ ^\circ\text{C}$ نشان داده شده است. مطابق شکل ضخامت پوشش در نمونه ۹۰۱ و ۹۰۳ به ترتیب، حدود ۲۰۰ و ۲۹۰ میکرون می‌باشد. اما حجم آلومینیم نفوذ کرده در نمونه ۹۰۱ بیشتر است (مکان‌هایی که رنگ تیره‌تر دارد نفوذ آلومینیم اتفاق افتاده است).

شکل ۶ نمودار تغییر درصد عناصر در نمونه ۹۰۱ از سطح نمونه تا زیرلایه را نشان می‌دهد. مطابق نمودار با افزایش فاصله از سطح پوشش، غلظت آهن افزایش و غلظت آلومینیم کاهش می‌یابد. همان‌طور که در شکل ۷ دیده می‌شود قسمت تیره رنگ تا ۱۰۰ میکرون گسترده شده است که مربوط به نفوذ آلومینیم در پوشش می‌باشد. اما بعد از منطقه تیره به مرور مقدار آلومینیم کاهش یافته است. درصد عناصر، احتمال تشکیل فازهای Fe_3Al ، FeAl_2 و FeAl را نشان می‌دهند. حضور فازهای غنی از آهن باعث بهبود تافنس پوشش و کاهش

سختی می‌شود. در این حالت نیز می‌توان مشاهده کرد که افزایش زمان اکسیداسیون باعث تغییر فاز نشده بلکه تنها ضخامت فازها افزایش یافته است.

شکل ۸ نمودار تغییر درصد عناصر در نمونه ۹۰۳ (در قسمتی که آلومینیم نفوذ کرده) را نشان می‌دهد. مطابق شکل با افزایش فاصله از سطح پوشش، غلظت آهن افزایش و غلظت آلومینیم کاهش می‌یابد. روی سطح پوشش نیز مقداری اکسیژن دیده می‌شود که نشان‌دهنده تشکیل فاز محافظ Al_2O_3 روی سطح می‌باشد. همچنین در منطقه تیره تر (نقطه A-E) مقدار آلومینیم و آهن ثابت است که به معنی نفوذ زیاد آلومینیم در این منطقه می‌باشد. همچنین درصد عناصر، احتمال تشکیل فاز غنی از آلومینیم $FeAl_3$ را در نزدیکی سطح پوشش نشان می‌دهد. مطابق نتایج، ضخامت پوشش آلومینیدی پس از اکسیداسیون افزایش یافته است اما به دلیل مهیا نبودن شرایط نفوذ، تغییر فازی مشاهده نمی‌شود.

بررسی رفتار اکسیداسیون دما بالای نمونه آلومینایز شده

شکل ۹ رفتار اکسیداسیون دما بالای نمونه‌های آلومینایز شده را با نمونه بدون پوشش مقایسه می‌کند. از مقایسه ثوابت سرعت پارابولیکی نمونه‌ها می‌توان دریافت با افزایش زمان عملیات حرارتی در دمای ۸۰۰ و ۹۰۰ درجه سانتی‌گراد سرعت اکسیداسیون افزایش یافته است. در واقع با افزایش زمان عملیات حرارتی، به دلیل نفوذ داخلی آلومینیوم، حفرات تشکیل می‌شوند که در اثر تراکم این حفرات، جاهای خالی ایجاد شده و تشکیل ترک و حفرات بزرگ‌تر می‌کند که موجب افزایش ثابت پارابولیکی و سرعت اکسیداسیون می‌شود [۴]. تشکیل این حفرات فشرده را می‌توان به دلیل سرعت‌های نفوذ متفاوت Fe و Al که باعث به وجود آمدن یک فلاکس خالص از جاهای خالی به سمت فصل مشترک می‌شود، دانست. مطابق شکل، دمای عملیات نفوذ تأثیری بر مقاومت اکسیداسیون نمونه نداشته و فقط افزایش زمان نفوذ باعث کاهش مقاومت اکسیداسیون نمونه‌ها به دلیل ایجاد حفرات و فازهای ترد شده است.

نتایج میکروسختی

نتایج آنالیزهای میکروسختی نشان می‌دهد میکروسختی پوشش تشکیل شده بر روی سطح نمونه ۹۰۱ و ۹۰۳ قبل از فرایند اکسیداسیون، به ترتیب برابر 830 ± 10 HV و 960 ± 10 HV و بعد از فرایند اکسیداسیون، به ترتیب برابر 680 ± 10 HV و 815 ± 10 HV می‌باشد. دلیل عمده کاهش میکروسختی نمونه ۹۰۱ و ۹۰۳ بعد از فرآیند اکسیداسیون را می‌توان به ترتیب به تشکیل بیشتر فازهای بین‌فلزی غنی از Fe، همانند $FeAl$ و کاهش فازهای غنی از Al مانند $FeAl_3$ و Fe_2Al_5 و تشکیل بیشتر فازهای بین‌فلزی غنی از Fe، همانند $FeAl$ و کاهش فازهای غنی از Al مانند $FeAl_3$ نسبت داد. همچنین به علت تشکیل بیشتر فازهای چقرمه و تبدیل مقادیری از فازهای سخت‌تر بین‌فلزی همانند Fe_2Al_5 و $FeAl_3$ به فازهای غنی از Fe مانند $FeAl$ ، کاهش میکروسختی را در این نوع پوشش بعد از فرآیند اکسیداسیون شاهد هستیم. میکروسختی بیشتر پوشش نمونه ۹۰۳ نسبت به ۹۰۱ نیز به دلیل احتمال تشکیل حجم بیشتری از فازهای غنی از آلومینیم در پوشش نمونه ۹۰۳ می‌باشد. لازم به ذکر است

که تغییر چشم گیری در سختی زیرلایه بعد از فرآیند اکسیداسیون مشاهده نگردید و مقدار آن در حدود HV 250 ± 10 ثابت باقی مانده است.

از مقایسه تحقیق حاضر و مقالات انجام شده می توان نتایج زیر را به دست آورد:

با افزایش زمان اکسیداسیون، حفراتی در فصل مشترک پوشش و زیرلایه ایجاد می شود که به دلیل تفاوت سرعت نفوذ آلومینیم و آهن و نفوذ داخلی آلومینیم در طول اکسیداسیون می باشد که باعث حرکت جاهای خالی به فصل مشترک و تجمع و تشکیل حفره می شود. همچنین به دلیل تفاوت ضریب گستره دمایی زیرلایه و پوشش و ترد بودن فازهای غنی از آلومینیم تشکیل شده در پوشش (مانند Fe_3Al)، ترک هایی در پوشش ایجاد می شود که موجب نفوذ اکسیژن و اکسیداسیون بیشتر زیرلایه می شود [۳، ۴، ۷، ۱۰، ۱۲، ۱۴]. بعلاوه تمام مقالات نشان می دهند با اعمال پوشش آلومینیمی بر روی سطح فولاد، اکسید محافظ Al_2O_3 بر روی سطح ایجاد می شود که از اکسیداسیون نمونه جلوگیری کرده و باعث بهبود مقاومت اکسیداسیون نمونه فولادی می شود [۸، ۹، ۱۱، ۱۳، ۱۴، ۱۵، ۱۶، ۱۷]. بنابراین دلیل برتری نمونه ۹۰۱ نسبت به ۹۰۳ را می توان به عدم حضور حفره در فصل مشترک پوشش / زیرلایه و ضخامت بیشتر لایه Al_2O_3 نسبت داد.

همچنین مقالات مشابه درستی تغییر فازهای ایجاد شده در این مقاله را تایید می کنند. کوبایاشی و یاکو در تحقیقی نشان دادند با عملیات حرارتی نمونه فولادی آلومینایز شده در دمای کمتر از نقطه ذوب آلومینیم، تغییری در فاز ایجاد نمی شود اما در دمای بالاتر از نقطه ذوب آلومینیم، تغییر فاز دیده می شود و در فصل مشترک فاز بین فلزی غنی از آهن پوسته شدن مشاهده می شود. بنابراین دما و زمان بهینه حالتی است که ضخامت لایه بین فلزی غنی از آهن نسبت به لایه بین فلزی غنی از آلومینیم بیشتر بوده و حفره ای در فصل مشترک مشاهده نشود؛ در این دما و زمان، پوشش دارای مقاومت اکسیداسیون بالایی است [۹]. ساساکی و یاکو نیز نشان دادند مقاومت اکسیداسیون بالا در دما و زمانی حاصل می شود که تعداد حفرات حداقل مقدار باشد و فازهای غنی از آهن نیز در پوشش دیده شود [۷].

نتیجه گیری

۱) اکسیداسیون تمامی نمونه های فولادی CK45 بدون پوشش و پوشش دار در دمای $600^\circ C$ از مکانیزم پارابولیکی تبعیت می کنند. اختلاف آن ها در اندازه ثوابت سرعت پارابولیکی (Kp) و میزان افزایش جرمی می باشد.

۲) اعمال پوشش های آلومینیمی باعث کاهش سرعت اکسیداسیون نمونه های فولادی در دمای $600^\circ C$ شده است. اختلاف این پوشش های اعمالی، در میزان حفاظت آن ها در برابر اکسیداسیون می باشد که به دلیل اختلاف زمان و دمای عملیات حرارتی آن ها می باشد.

۳) نمونه هایی که به مدت یک ساعت در دمای ۸۰۰ و ۹۰۰ درجه سانتی گراد عملیات حرارتی شده اند رفتار اکسیداسیون مشابه و نمونه هایی که به مدت سه ساعت در دو دمای ذکر شده تحت عملیات حرارتی قرار گرفته

اند نیز رفتار اکسیداسیون مشابه دارند که نشان دهنده تاثیر قابل توجه زمان عملیات حرارتی بر روی نفوذ و تغییر فازها می‌باشد.

۴) نمونه‌هایی که به مدت یک ساعت در دمای ۸۰۰ درجه و ۹۰۰ درجه سانتی‌گراد عملیات حرارتی شدند، حفاظت بهتری نسبت به نمونه‌هایی که به مدت سه ساعت عملیات حرارتی شده‌اند ایجاد می‌کنند که به دلیل کوتاه بودن زمان عملیات حرارتی و تشکیل درصد بیشتری از فازهای غنی از آهن و ضخامت بیشتر لایه محافظ اکسید آلومینیم می‌باشد.

۵) در نمونه‌هایی که به مدت سه ساعت عملیات حرارتی شده‌اند، به دلیل افزایش زمان عملیات حرارتی، حفراتی تشکیل شده است که موجب جدایش پوشش از زیرلایه و کاهش حفاظت شده است.

۶) اندازه‌گیری افزایش جرم بر حسب زمان اکسیداسیون به دو روش بررسی شد. در روش اول نمونه‌ها به صورت غیرپیوسته در زمان‌های مختلف از کوره خارج، وزن شده و برای ادامه اکسیداسیون به کوره منتقل می‌شدند. در روش دوم سه گروه نمونه یکسان به طور همزمان در کوره قرار گرفته و هر گروه در زمانی خاص از کوره خارج، وزن شده و برای کاهش خطای حاصل از تنش‌های وارده بر نمونه در اثر سرد و گرم شدن، دوباره به کوره منتقل نشده‌اند. نتایج به دست آمده از دو روش مشابه می‌باشد که نشان دهنده قابل چشم‌پوشی بودن خطای ناشی از شوک حرارتی می‌باشد.

مراجع

۱. Z.L.W. Gao, Developments in High-Temperature Corrosion and Protection of Materials. London: Woodhead, ۲۰۰۸.
۲. Roberge P.R., Handbook of Corrosion Engineering, ۱۹۹۹.
۳. Wei-Jen Cheng, Yi-Jhang Liao, Chaur-Jeng Wang, "Effect of nickel pre-plating on high-temperature oxidation behavior of hot-dipped aluminide mild steel", Materials Characterization, Vol. ۸۲, p. ۵۸ - ۶۵, ۲۰۱۳.
۴. S.M. Chen, C.J. Wang, "The high temperature oxidation behavior of hot-dipping Al-Si coating on low carbon steel", Surface and Coating Technology, vol. ۲۰۰, p. ۶۰۰۱- ۶۰۰۵, ۲۰۰۶.
۵. F.I. Wei, Y.N. Chang, "High temperature oxidation of low alloy steels", Journal of Materials Science, vol. ۲۴, p. ۱۴-۲۲, ۱۹۸۹.
۶. W.V. Bradley, R.M. Burn, Protective Coating for Metals vol. ۳rd Edition: Reinhold Publishing Company, ۱۹۶۷.
۷. Tomohiro Sasaki, Takao Yakou, "Features of intermetallic compounds in aluminized steels formed using aluminum foil", Surface & Coatings Technology 201 (2006) 2131–2139.
۸. Wang Deqing, "Phase evolution of an aluminized steel by oxidation treatment", Applied Surface Science ۲۵۴ (۲۰۰۸).
۹. Shigeaki Kobayashi, Takao Yakou, "Control of intermetallic compound layers at interface between steel and aluminum by diffusion-treatment", Materials Science and Engineering A۳۳۸ (۲۰۰۲).
۱۰. Wei-Jen Cheng, Chaur-Jeng Wang, "Study of microstructure and phase evolution of hot-dipped aluminide mild steel during high-temperature diffusion using electron backscatter diffraction", Applied Surface Science ۲۵۷ (۲۰۱۱).

۱۱. Deqing Wang, Ziyuan Shi, "Aluminizing and oxidation treatment of ${}^{\wedge}Cr^{\wedge}Ni^{\wedge}$ stainless steel", Applied Surface Science ۲۲۷ (۲۰۰۴).
۱۲. Y. Chang, T. Charng-Cheng, J. C. Rock, "Microstructure studies of an aluminid coating on ${}^{\wedge}Cr-{}^{\wedge}Mo$ steel during high temperature oxidation", Surface & Coating Technology, Vol ۲۰۰, p. ۶۵۸۸ - ۶۵۹۳, ۲۰۰۶.
۱۳. C.W. Su, J.W. Lee, C.S. Wang, C.G. Chao, T.F. Liu., "The effect of hot-dipped aluminum coatings on Fe- ${}^{\wedge}Al-{}^{\wedge}Mn-{}^{\wedge}C$ alloy", Surface & Coatings Technology ۲۰۲ (۲۰۰۸) ۱۸۴۷-۱۸۵۲.
۱۴. M. Badaruddin, H. Supriadi and Erwin, "Improvement of the high temperature oxidation of ${}^{\wedge}Cr-{}^{\wedge}Mo$ steel at ${}^{\wedge}C$ by hot-dip Al coating", Procedia Engineering, Vol. ۵۰, p. ۶۴۰ - ۶۴۸, ۲۰۱۲.
۱۵. S. Sharafi, M.R. Farhang, "Effect of aluminizing on surface microstructure of an HH ${}^{\wedge}9$ stainless steel", Surface & Coatings Technology ۲۰۰ (۲۰۰۶).
۱۶. Morteza Zandrahimi, Javad Vatandoost, Hadi Ebrahimifar, "Al, Si, and Al-Si Coatings to Improve the High-Temperature Oxidation Resistance of AISI ۳۰۴ Stainless Steel", Oxid Met (۲۰۱۱) ۷۶:۳۴۷-۳۵۸.

[۱۷]. حامد دانش احمدی، افزایش مقاومت به اکسیداسیون فولاد CK۴۵ در دماهای بالا به کمک پوشش های

محافظ، کارشناسی ارشد، دانشکده مهندسی، دانشگاه فردوسی، مشهد، ۱۳۹۲.

جدول ۱: آنالیز کوانتومتری نمونه اولیه فولاد CK۴۵ (درصد وزنی).

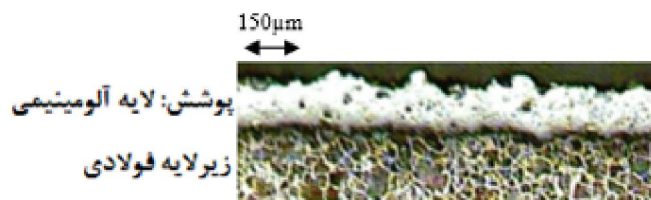
عنصر	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al	Fe
درصد وزنی	۰/۴۹	۰/۲۳۱	۰/۶۷۶	۰/۰۱۱	۰/۰۲۴	۰/۰۳۹	-	۰/۰۳۲	-	باقیمانده

جدول ۲: پارامترهای دستگاه پاشش.

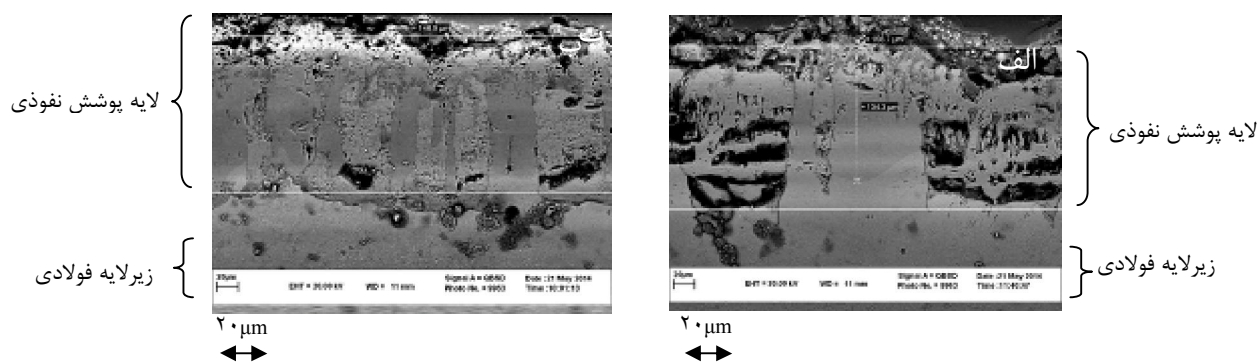
کمیت	بزرگی
فاصله پاشش	۱۵۰ mm
ولتاژ دستگاه	۲۸۰V
شدت جریان دستگاه	۳۰ A

جدول ۳- کد نمونه ها و شرایط عملیات حرارتی.

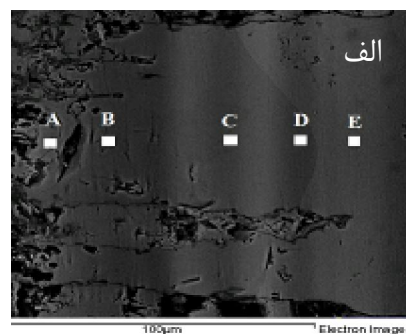
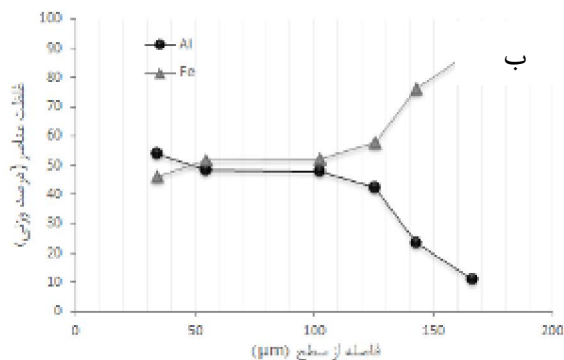
کد نمونه	شرایط عملیات حرارتی
۸۰۱	در دمای ۸۰۰ درجه سانتی گراد به مدت یک ساعت
۸۰۳	در دمای ۸۰۰ درجه سانتی گراد به مدت سه ساعت
۹۰۱	در دمای ۹۰۰ درجه سانتی گراد به مدت یک ساعت
۹۰۳	در دمای ۹۰۰ درجه سانتی گراد به مدت سه ساعت



شکل ۱: تصویر میکروسکوپ نوری از مقطع عرضی نمونه آلومینایز شده بدون عملیات حرارتی، قبل از فرآیند اکسیداسیون.

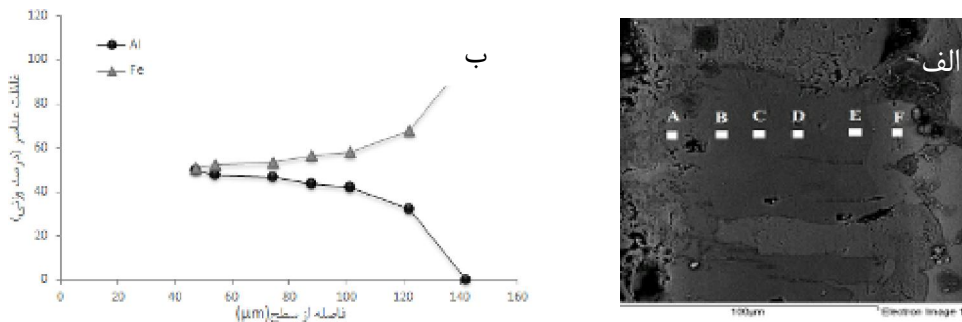


شکل ۲: تصویر SEM نمونه‌های آلومینایز شده پس از عملیات نفوذ. الف- نمونه ۹۰۱ نفوذ به مدت یک ساعت و ب- نمونه ۹۰۳ نفوذ به مدت سه ساعت در دمای 900°C .

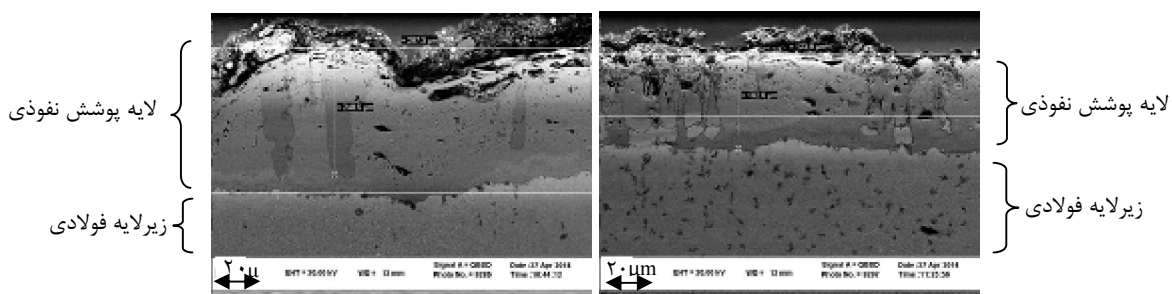


پانزدهمین سمینار ملی مهندسی سطح

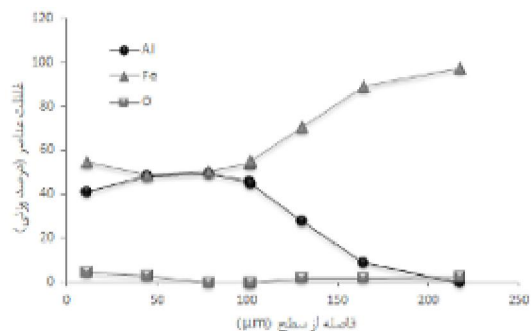
شکل ۳: آنالیز EDS نمونه ۹۰۱ پس از نفوذ، الف- نقاط آنالیز شده در قسمت ب، ب- نمودار غلظت عناصر بر حسب فاصله از سطح پوشش.



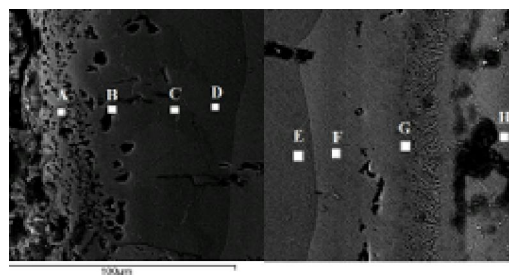
شکل ۴: آنالیز EDS نمونه ۹۰۳ پس از نفوذ، الف- نقاط آنالیز شده در قسمت ب، ب- نمودار غلظت عناصر بر حسب فاصله از سطح پوشش.



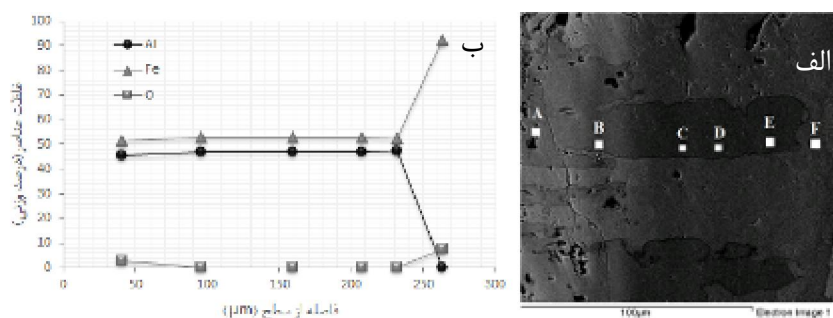
شکل ۵: تصویر SEM نمونه های آلومینایز شده پس از اکسیداسیون به مدت ۱۴۵ ساعت در دمای ۶۰۰°C، الف- نمونه ۹۰۱، ب- نمونه ۹۰۳.



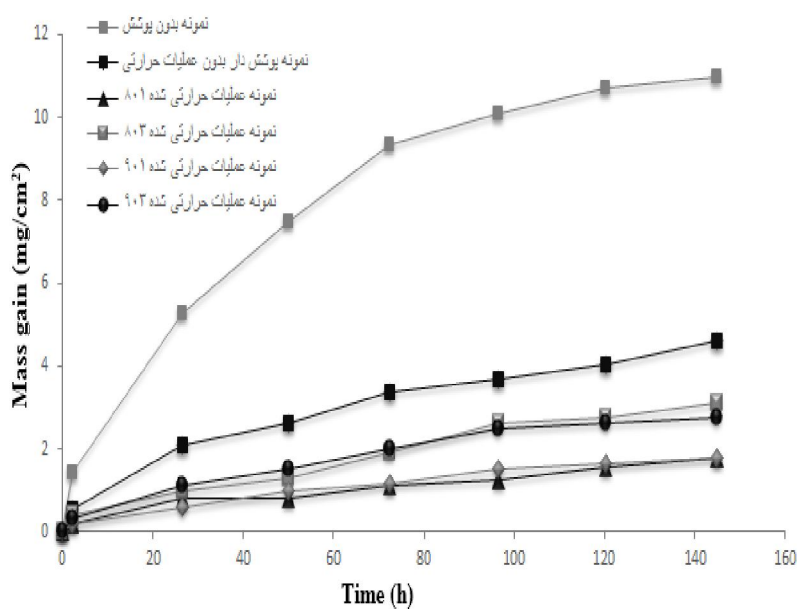
شکل ۶: آنالیز EDS نمونه ۹۰۱ پس از اکسیداسیون.



شکل ۷: نقاط آنالیز شده در شکل ۶.



شکل ۸: آنالیز EDS نمونه ۹۰۳ پس از اکسیداسیون، الف- نمودار غلظت عناصر بر حسب فاصله از سطح پوشش، ب- نقاط آنالیز شده در قسمت الف.



شکل ۹: نمودار افزایش جرمی در برابر مدت زمان اکسیداسیون برای فولاد آلومینایز شده اکسید شده در دمای ۶۰۰ °C در اتمسفر محیط.