

ارزیابی میزان عیوب و علل تخریب در پوشش سد حرارتی زیرکونیای پایدار شده با ایتریا بر روی سوپرآلیاژ Hastelloy X

هادی نصیری^{۱*} و حمید سازگاران^{۲*}

۱- استادیار گروه مهندسی مواد و متالورژی، دانشکده مهندسی مکانیک و مواد، دانشگاه صنعتی بیرجند، بیرجند، ایران

(nasiri@birjandut.ac.ir)

۲- استادیار گروه مهندسی صنایع، دانشکده علوم مهندسی، دانشگاه صنعتی قوچان، قوچان، ایران

(h.sazegaran@qiet.ac.ir)

چکیده

در این پژوهش، دو نمونه پوشش سد حرارتی مورد استفاده در محفظه احتراق، مورد مطالعه قرار گرفتند که نمونه اول حاوی پوشش زیرکونیای پایدار شده با ایتریا بر روی سوپرآلیاژ Hastelloy X در قطعه لاینر است و نمونه دوم، قسمتی از جداره لاینر بعد از تخریب در شرایط عملیاتی است. بعد از تهیه نمونه‌ها، ریزساختار زمینه، فصل مشترک پوشش و زیرلایه و مشخصه‌های پوشش توسط میکروسکوپ‌های نوری و الکترونی روبشی نشر میدان مورد مطالعه قرار گرفتند و ترکیب شیمیایی مناطق مختلف پوشش توسط طیف‌سنجی پراش انرژی اشعه ایکس ارزیابی شد. میزان تخلخل و ضخامت پوشش به صورت نرم‌افزاری پردازش شدند. نتایج حاکی از آن است که ریزساختار سوپرآلیاژ نمونه دوم در مقایسه با نمونه اول، کاهش ۴/۱ درصدی میانگین تعداد دانه‌ها و افزایش ۱/۹ درصدی میانگین قطر دانه‌ها را نشان می‌دهد. حفرات در پوشش نمونه اول اغلب دارای هندسه کروی بودند. البته، حداکثر قطر آن‌ها از ۲۰ میکرون کمتر بود. همچنین، تعداد حفرات نمونه اول (۳۸ عدد در ۱۰ تصویر پردازش شده) از نمونه دوم (۱۴۳ عدد در ۱۰ تصویر پردازش شده) کمتر بود. البته، کسر سطحی حفرات نمونه اول و دوم به ترتیب برابر با ۵/۴۶ و ۱۷/۳۸ است که تقریباً ۲۲۰ درصد افزایش را طی عملیات از خود نشان داد.

کلمات کلیدی: لاینر، پوشش سد حرارتی، زیرکونیای پایدار شده با ایتریا، سوپرآلیاژ Hastelloy X، تخریب

پوشش

۱- مقدمه

محفظه‌های احتراق در موتورهای توربینی به‌عنوان هسته‌های مرکزی تولید انرژی حرارتی، قطعاتی همچون لاینر را در معرض سخت‌ترین شرایط کاری قرار می‌دهند. محصولات گازی ناشی از احتراق با دمای بالا در حدود $^{\circ}\text{C}$ ۱۵۰۰ هستند. اغلب این محصولات گازی حاوی مواد خورنده، چالش‌های متعددی را برای آلیاژهای مورد استفاده در چنین شرایطی ایجاد می‌کنند [۱]. می‌دانیم که سوپرآلیاژهای پایه نیکل به ویژه Hastelloy X، با وجود مقاومت عالی در برابر حرارت، خزش، خستگی، خوردگی و اکسیداسیون، همچنان در معرض تخریب‌های پیچیده‌ای از قبیل خستگی حرارتی ناشی از چرخه‌های گرمایش و سرمایش سریع، خوردگی داغ توسط نمک‌های سولفات و وانادات موجود در سوخت، و حملات شیمیایی ناشی از ذرات سیلیکاتی موجود در هوا قرار دارند [۲-۴]. باید در نظر داشت که این عوامل، نه تنها باعث کاهش عمر قطعات درون محفظه احتراق و میزان تخریب آن‌ها می‌شوند، بلکه محدودیت‌های اساسی برای افزایش بازدهی این تجهیزات را با افزایش دمای کاری به ارمغان می‌آورند [۵].

باید در نظر داشت که راه‌کارهای متنوعی برای مقابله با این چالش‌ها وجود دارد. یکی از مهم‌ترین آن‌ها استفاده از پوشش‌های سد حرارتی بر روی قطعات، به ویژه لاینرها است. این پوشش‌های مقاوم در برابر حرارت معمولاً از یک لایه چسبنده از جنس آلیاژ MCrAlY (که M یک عنصر فلزی همانند نیکل است) به عنوان لایه میانی و یک لایه سرامیکی به عنوان لایه رویه تشکیل شده‌اند [۶]. باید توجه داشت که لایه رویه به‌عنوان یک عایق حرارتی، با ایجاد یک شیب دمایی مناسب، دمای فلز پایه را تا $^{\circ}\text{C}$ ۳۰۰ می‌تواند کاهش دهد [۷]. در بین پوشش‌های رویه، زیرکونیای پایدار شده با ایتریا به‌ویژه با ترکیب ۷ تا ۸ درصد وزنی ایتریا اغلب به عنوان ماده‌ای استاندارد شناخته می‌شود. این پوشش، به دلیل هدایت حرارتی نسبتاً پایین، ضریب انبساط حرارتی بالا و چقرمگی خوب، عملکرد مناسبی برای ساخت لاینر در شرایط حاکم بر محفظه احتراق دارد [۸ و ۹]. فرآیند پاشش حرارتی به‌طور گسترده‌ای برای اعمال این پوشش‌ها بر روی قطعاتی با هندسه پیچیده همانند لاینرها استفاده می‌شود. زیرا، امکان ایجاد پوشش‌های نسبتاً ضخیم در حدود ۴۰۰ میکرون با هزینه مقرون به صرفه را فراهم می‌آورد [۱۰ و ۱۱]. البته، کیفیت نهایی پوشش و مشخصه‌هایی همانند میزان تخلخل، چسبندگی، مقدار و نوع عیوب و مقاومت به شوک حرارتی، به شدت تحت تأثیر عوامل موثر بر فرآیند پاشش قرار دارد [۱۲].

می‌دانیم که مطالعات گسترده‌ای به بررسی عوامل کلیدی مؤثر بر عملکرد و تخریب پوشش‌های سد حرارتی زیرکونیای پایدار شده با ایتریا پرداخته‌اند. اغلب این تحقیقات نشان می‌دهند که مشخصه‌های پوشش (به ویژه اندازه، شکل و توزیع تخلخل، وجود ترک‌های عمودی و افقی و همچنین میزان یکنواختی) تأثیر مستقیمی بر رفتار مکانیکی و حرارتی آن‌ها دارد [۱۳ و ۱۴]. البته، تشکیل و رشد لایه اکسیدی ناشی از حرارت در فصل مشترک زیرلایه و لایه پوشش، یک سازوکار اصلی تخریب محسوب می‌شود [۱۵]. علاوه بر این، پدیده‌های خوردگی داغ توسط نمک‌های سولفات و وانادیات و حملات شیمیایی ناشی از حضور اکسید کلسیم، اکسید منیزیم، اکسید آلومینیوم و اکسید سیلیسیم می‌توانند باعث نفوذ عوامل مذاب به درون تخلخل‌ها، بروز واکنش‌های شیمیایی با تثبیت‌کننده ایتریا، دگرگونی‌های فازی و در نهایت، جدایش سریع پوشش شوند [۱۸-۱۶]. همچنین این مطالعات بر اهمیت زیاد چسبندگی اولیه نسبتاً قوی بین پوشش و زیرلایه برای تحمل تنش‌های حرارتی و مکانیکی تأکید دارند [۱۹]. با این حال، بسیاری از این پژوهش‌ها، بر روی نمونه‌های آزمایشگاهی متمرکز شده‌اند و داده‌های میدانی قابل قبولی از رفتار این پوشش‌ها در شرایط عملیاتی واقعی و پس از مواجهه طولانی مدت با گازهای ناشی از احتراق گزارش نشده است [۲۰].

مقاومت به خوردگی و سایش پوشش‌های سد حرارتی وابستگی نسبتاً شدیدی به فرآیند تولید دارند [۲۱]. البته، در یک مطالعه، عملکرد پوشش سد حرارتی تولید شده به روش پاشش پلاسمایی با میزان تخلخل نسبتاً زیاد، به صورت کامل بررسی شده است [۲۲]. با توجه به این که فرآیندهای متنوعی برای پوشش‌دهی سد حرارتی به کار برده می‌شود [۲۳]، اما نحوه پوشش دادن [۲۴] و میزان حفرات [۲۵] بر عملکرد پوشش تأثیر شگرفی دارد. با وجود ارزیابی‌های نسبتاً گسترده از میزان عیوب و سازوکارهای تخریب، همچنین ارزیابی کمی و تحلیل دقیق میزان تخریب پوشش زیرکونیای پایدار شده با ایتریا بر روی زیرلایه سوپرآلیاژ Hastelloy X [۲۵-۲۱]، رفتار این پوشش در شرایط واقعی عملیاتی درون محفظه احتراق و بر روی لاینرها مورد بررسی قرار نگرفته است. هدف اصلی این پژوهش، ارزیابی میکروسکوپی کیفی و کمی از عیوب و تحلیل سازوکار تخریب در پوشش سد حرارتی زیرکونیای پایدار شده با ایتریای اعمال شده بر روی سوپرآلیاژ Hastelloy X با مقایسه یک نمونه اولیه و یک نمونه استفاده شده در شرایط عملیاتی درون لاینر است.

۲- مواد و روش انجام آزمون‌ها

۲-۱- مواد

برای مطالعه مشخصه‌های پوشش زیرکونیای پایدار شده با ایتریا و همچنین ارزیابی سازوکارهای تخریب آن از دو نمونه متفاوت استفاده شد. نمونه اولیه که از این به بعد نمونه اول نامیده می‌شود، بدون استفاده عملیاتی است که پوشش سد حرارتی زیرکونیای پایدار شده با ایتریا بر روی زیرلایه سوپرآلیاژ Hastelloy X صورت گرفته است. این در حالی است که نمونه دوم، از یک لاینر تخریب شده بریده شده است که در حدود ۸ ماه در شرایط عملیاتی درون محفظه احتراق کار کرده است. نمونه‌ها از شرکت ریخته گری فولاد کاوه تهیه شده‌اند. لاینر درون سیستم احتراق توربین از نوع جریان معکوس با ۱۴ محفظه احتراق زاویه‌ای از نوع DLN-1 قرار دارد که قادر به استفاده از سوخت‌های مایع و گاز است. لاینر، در واقع قلب تپنده محفظه احتراق است که در آن، سوخت با هوا محترق می‌شود. لاینر درون قطعه‌ای به نام آستین جریان قرار دارد و انتهای آن درون قطعه انتقال‌دهنده هوای داغ تثبیت می‌گردد. بر روی سوپرآلیاژ یک پوشش میانی از جنس نیکل، کروم، آلومینیوم و ایتریم استفاده شده است که اتصال پوشش رویه از جنس زیرکونیای پایدار شده با ایتریا را بهبود می‌دهد. ترکیب شیمیایی این پوشش میانی شامل: ۶۵/۲۷ درصد وزنی نیکل، ۲۳/۰۹ درصد وزنی کروم، ۹/۰۵ درصد وزنی آلومینیوم و ۲/۵۹ درصد وزنی ایتریم است. این در حالی است که ترکیب شیمیایی پوشش سد حرارتی یا همان لایه رویه شامل: ۵۵/۷۱ درصد وزنی زیرکونیوم، ۶/۲۳ درصد وزنی ایتریم و ۳۸/۰۶ درصد وزنی اکسیژن است. البته، این لایه رویه شامل زیرکونیا است که توسط ایتریا پایدار شده است. ذرات پودر زیرکونیا و ایتریا مورد استفاده کروی هستند. اندازه آن‌ها به ترتیب برابر با ۸۶ و ۶۸ میکرون است. در شکل ۱، نمونه‌های تهیه شده و محل برش زدن نمونه اول و دوم نشان داده شده است.



شکل ۱- شيوه برش نمونه‌ها، الف) نمونه اول تهيه شده از لاینر بدون عملیات و **ب)** نمونه دوم تهيه شده از لاینر تخریب شده بعد از عملیات.

شایان توجه است که دستگاه پاشش مورد استفاده برای ایجاد لایه رویه تشکیل شده از زیرکونیای پایدار شده با ایتریا دارای یک مشعل یا تورچ پلاسما است. توان منبع تغذیه آن برابر ۵۰ کیلووات می‌باشد. گاز اولیه مورد استفاده، آرگون با خلوص ۹۹/۹۹ درصد و گاز ثانویه مورد استفاده، هیدروژن با خلوص ۹۹/۹ درصد است. به منظور جلوگیری از انجماد ذرات قبل از برخورد با دیواره‌های فلزی، فاصله پاشش برابر با ۱۲۰ mm در نظر گرفته شد. در حین فرآیند پوشش‌دهی، برای ایجاد پوشش کاملاً یکنواخت، سرعت حرکت مشعل در حدود ۸۵۰ mm/s انتخاب شد. میزان مصرف گاز آرگون و هیدروژن به ترتیب برابر با ۵۰ و ۱۰ لیتر بر دقیقه است. در پوشش زیرکونیا در حدود ۸/۵ درصد وزنی ایتریا به منظور پایدارسازی استفاده شد. قابل ذکر است که به منظور افزایش میزان زبری سطح در حدود ۷/۵ میکرون از فرآیند ساچمه‌زنی توسط ذرات آلومینا قبل از ایجاد پوشش لایه میانی استفاده شد. البته، ایجاد پوشش میانی و بعد پوشش نهایی به ترتیب بر روی زیرلایه از جنس Hastelloy X صورت گرفت. ترکیب شیمیایی سوپرآلیاژ Hastelloy X مورد استفاده به عنوان زیرلایه در جدول ۱ ارائه شده است.

جدول ۱- ترکیب شیمیایی سوپرآلیاژ Hastelloy X مورد استفاده به عنوان زیرلایه

عنصر	C	Si	Mn	Cr	Mo	Fe	W	V	Al	Co	Cu	Ni
درصد وزنی	۰/۰۵	۰/۳۸۷	۰/۳۷۹	۱۹/۸۹	۹/۰۱	۱۹/۲۱	۰/۵۲۸	۰/۰۴	۰/۱۷۸	۱/۱۹	۰/۰۹۶	۴۹/۱۵

۲-۲- آماده‌سازی نمونه‌ها

به منظور مطالعه و انجام ارزیابی‌های میکروسکوپی بر روی زیرلایه، فصل مشترک و همچنین شناسایی عیوب و تعیین میزان تخلخل در پوشش، نمونه‌ها به دقت و طبق شیوه‌های استاندارد متالوگرافی آماده شدند. در این بخش، روش آماده‌سازی هر دو نمونه (نمونه اول که بعد از پوشش‌دهی و نمونه دوم که از یک لاینر تخریب شده بعد از ۸ ماه کار در شرایط عملیاتی تهیه شده‌اند) به تفصیل شرح داده می‌شود. شایان توجه است که هدف اصلی از آماده‌سازی، ایجاد سطوحی صاف، بدون خراش و عاری از هر گونه تغییرشکل مومسان است تا ریزساختار واقعی زیرلایه، نحوه اتصال فصل مشترک و مشخصه‌های پوشش‌های میانی و رویه به وضوح آشکار گردد. هر دو نمونه توسط فرآیند برش با اره گرد آزمایشگاهی با ابعادی در حدود ۵ mm × ۱۰ mm تهیه شدند. باید در نظر داشت

که وجود پوشش سرامیکی بر روی نمونه‌ها از انجام فرآیند تخلیه الکتریکی ممانعت می‌کند. بنابراین، امکان برش توسط وایرکات وجود ندارد. در طی فرآیند برش کاری، برای جلوگیری از آسیب‌های حرارتی و مکانیکی، سرعت برش در حداقل آن یعنی ۱۵۰ rpm انتخاب شد.

برای جلوگیری از تخریب پوشش در طی فرآیندهای آماده‌سازی، هر دو نمونه به صورت گرم مانت شدند. البته، این فرآیند طوری صورت گرفت که سطح مقطع نمونه‌ها قابل مطالعه باشد. در ادامه، فرآیند سمباده‌زنی با استفاده از کاغذهای سمباده کاربید سیلیس به ترتیب با مش‌های ۱۰۰، ۲۲۰، ۳۲۰، ۴۰۰، ۸۰۰، ۱۰۰۰، ۱۲۰۰ و ۲۰۰۰ صورت گرفت. برای حذف کامل خراش‌ها، نمونه‌ها هر مرحله ۹۰ درجه نسبت به مرحله قبل چرخانده شدند. بعد از سمباده‌زنی، فرآیند پولیش توسط سوسپانسیون الماس ۹ و ۳ میکرون برای حذف خراش‌های ریز انجام شد و در انتها، نمونه‌ها توسط سوسپانسیون آلومینای ۰/۳ میکرون پولیش شدند. تمیزکاری نمونه‌ها بعد از هر مرحله توسط دستگاه التراسونیک درون استون به عنوان سیال تمیزکننده صورت گرفت. در ادامه، فرآیند حکاکی شیمیایی یا اچ کردن در محلول حاوی ۵ گرم FeCl_3 ، ۵۰ میلی‌لیتر HCl و ۱۰۰ میلی‌لیتر آب صورت گرفت.

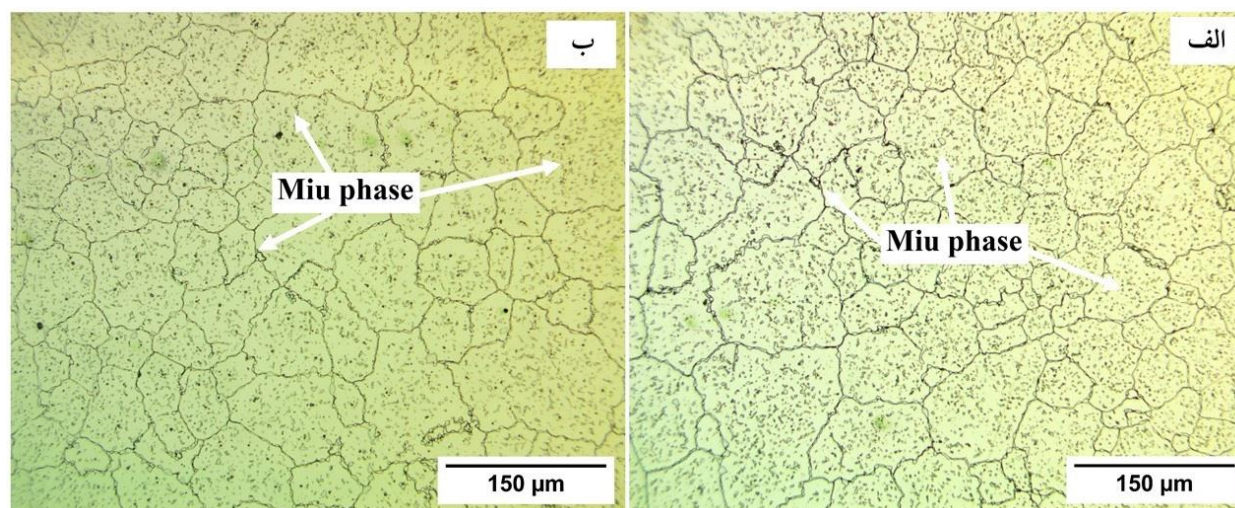
۲-۳- مطالعات میکروسکوپی

در این بخش، به منظور بررسی ریزساختار زیرلایه، مطالعه فصل مشترک و تحلیل ریخت لایه‌های پوشش میانی و رویه، از روش‌های میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ الکترونی روبشی نشر میدان و پردازش دیجیتال تصاویر استفاده شد. نمونه‌ها ابتدا با استفاده از یک میکروسکوپ نوری (Olympus BX53M) مورد مطالعه قرار گرفتند. این میکروسکوپ مجهز به سیستم تصویربرداری با دوربین دیجیتال با وضوح بالا بود. تصاویر میکروسکوپ نوری برای ارزیابی عیوب بزرگ‌مقیاس همانند ترک‌های عمقی و حفرات بزرگ مفید است. در ادامه، مطالعات دقیق‌تر و با وضوح بیشتر توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی نشر میدانی (FESEM: LMU) انجام شد. میکروسکوپ الکترونی روبشی نشر میدان به خاطر تولید پرتو الکترونی با قطر کمتر می‌تواند جزئیات ریزساختاری پوشش، ترک‌های ریز و سایر عیوب کوچک را به خوبی نشان دهد. برای برطرف شدن مشکلات ناشی از عایق بودن پوشش در حین تصویربرداری، سطح نمونه با یک لایه نازک طلا-پالادیوم (حدود ۱۰ نانومتر) توسط دستگاه اسپاتر پوشش‌دهی پوشانده شد. تصاویر با بزرگنمایی‌های ۱۰۰، ۵۰۰، ۱۰۰۰، ۵۰۰۰ و ۱۰۰۰۰ برابر تهیه شد. در کنار تصویربرداری، از آنالیز پراش انرژی اشعه ایکس (EDS) نیز برای تعیین ترکیب شیمیایی نیمه کمی استفاده شد. به منظور استخراج داده‌های کمی (میزان تخلخل، ضخامت لایه پوشش و اندازه عیوب به ویژه ترک‌ها) از تصاویر میکروسکوپی، از نرم‌افزار

تخصصی پردازش تصویر MIP برای پردازش حداقل ۱۰ تصویر استفاده شد. به منظور محاسبه کسر سطحی حفرات، مساحت مجموع حفرات به مساحت کل تصویر تقسیم شده است. با توجه به این که در شرایط عملیاتی، دسترسی به لاینر امکان پذیر نیست و اطلاعات دقیقی از عوامل موثر همانند توزیع دما وجود ندارد، آزمون های حرارتی و تحلیل تنش صورت نگرفت.

۳- نتایج و بحث

تصاویر میکروسکوپ نوری از ریزساختار سوپرآلیاژ Hastelloy X برای هر دو نمونه اول و دوم در شکل ۲ نشان داده شده است. مشاهده می شود که ریزساختار هر دو نمونه از دانه های آستنیتی پایه نیکل و مرزدانه ها تشکیل شده است. علاوه بر این، رسوبات فاز دوم هم در امتداد مرزدانه ها و هم درون دانه ها به وضوح مشاهده می شوند که احتمالاً فاز میو^۱ هستند که در طی فرآیند انجماد و سرد شدن تشکیل می شوند. فاز میو یک فاز بین فلزی شکننده و غنی از عناصر سنگین است که می تواند از عناصری همچون مولیبدن، تنگستن و کبالت تشکیل شود [۲۶ و ۲۷].



شکل ۲- تصاویر میکروسکوپ نوری از ریزساختار سوپرآلیاژ پایه نیکل Hastelloy X، (الف) نمونه اول و (ب) نمونه دوم.

¹ Miu Phase

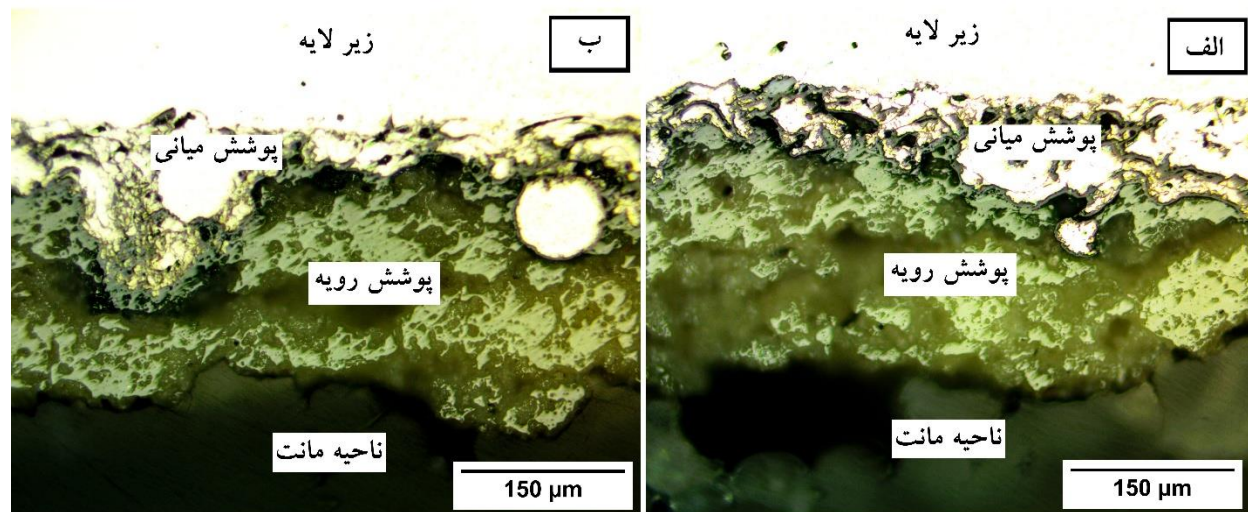
نتایج پردازش تصاویر میکروسکوپ نوری توسط نرم افزار MIP در مورد ۱۰ تصویر ریزساختاری از هر کدام از نمونه های مطالعاتی در جدول ۲ ارائه شده است. نتایج تغییرات معناداری از میانگین تعداد دانه ها، میانگین قطر دانه ها و میانگین عدد اندازه دانه را نشان می دهد. با قرارگیری نمونه دوم در شرایط عملیاتی، کاهش ۴/۱ درصدی میانگین تعداد دانه ها با افزایش ۱/۹ درصدی میانگین قطر دانه ها رخ می دهد. این نتیجه، پدیده رشد دانه در شرایط کاری در دماها بالا در قطعه لاینر از جنس سوپرآلیاژ Hastelloy X را تایید می کند. در دماهای بالا درون محفظه احتراق، مرزدانه ها به منظور کاهش میزان انرژی، جابجا می شوند. دانه های ریز توسط دانه های بزرگ بلعیده می شوند. باید در نظر داشت که این تغییرات می تواند بر رفتار مکانیکی سوپرآلیاژ موثر باشد [۲۸ و ۲۹].

جدول ۲- نتایج پردازش تصاویر میکروسکوپ نوری برای نمونه های اول و دوم

نمونه	میانگین تعداد دانه ها (mm^2)	میانگین قطر دانه ها (μm)	میانگین عدد اندازه دانه ASTM
اول	۱۰۴۱/۳	۳۱/۸	۷/۰۲
دوم	۹۹۸/۲	۳۲/۴	۶/۹۶

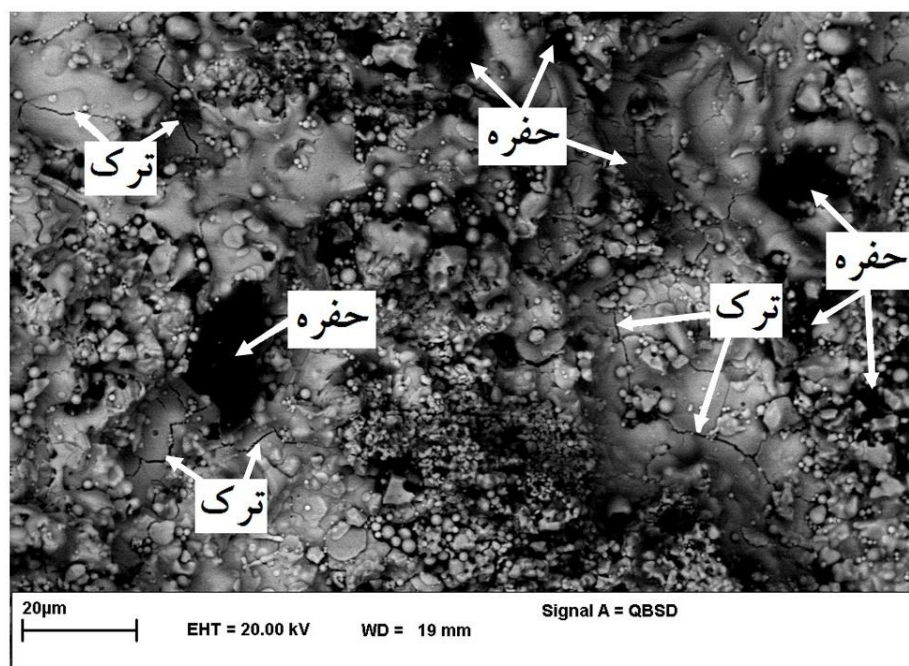
در شکل ۳، تصاویر میکروسکوپ نوری از ناحیه پوشش داده شده از هر دو نمونه مطالعاتی به تصویر کشیده شده است. در این تصاویر، چهار بخش متفاوت دیده می شود که شامل ناحیه مانت، لایه پوشش رویه، لایه پوشش میانی و زیرلایه است. همان طور که مشاهده می شود، تفاوت های چشم گیری در لایه پوشش رویه وجود دارد. این تفاوت ها به سازوکارهای تخریب این سد حرارتی در شرایط عملیاتی ارتباط دارد. تغییرات پوشش میانی اغلب به نوسانات در عوامل فرآیند پاشش حرارتی همانند سرعت حرکت مشعل و یا سرعت تغذیه پودر ارتباط می یابد [۳۰]. البته، این عدم یکنواختی در لایه پوشش میانی می تواند سبب تمرکز تنش و جوانه زنی ترک شود [۳۱]. علاوه بر این، در ناحیه پوشش رویه که از زیرکونیایی پایدار شده با ایتریا تشکیل شده است، حفرات و تخلخل ها با توزیع نسبتاً یکنواخت و شبکه ای از ترک های ریز قابل شناسایی است. این عیوب معمولاً در طی فرآیند انجماد سریع و به دام افتادن هوا در حین فرآیند پاشش تشکیل می شوند [۳۲]. البته، ترک ها می توانند از نوع ترک های انقباضی یا ترک های ناشی از تنش های پسماند باشند [۳۳]. در نمونه دوم که تحت شرایط عملیاتی در حدود ۸ ماه کار کرده است، چرخه ها و شیب دمایی، تنش های حرارتی، خستگی، خزش و شرایط خوردگی

و اکسیداسیون سبب گسترش و افزایش میزان عیوب شده است. شایان توجه است که بروز این عیوب می‌تواند بر عملکرد پوشش و همچنین قطعه لاینر به صورت منفی تاثیرگذار باشند.



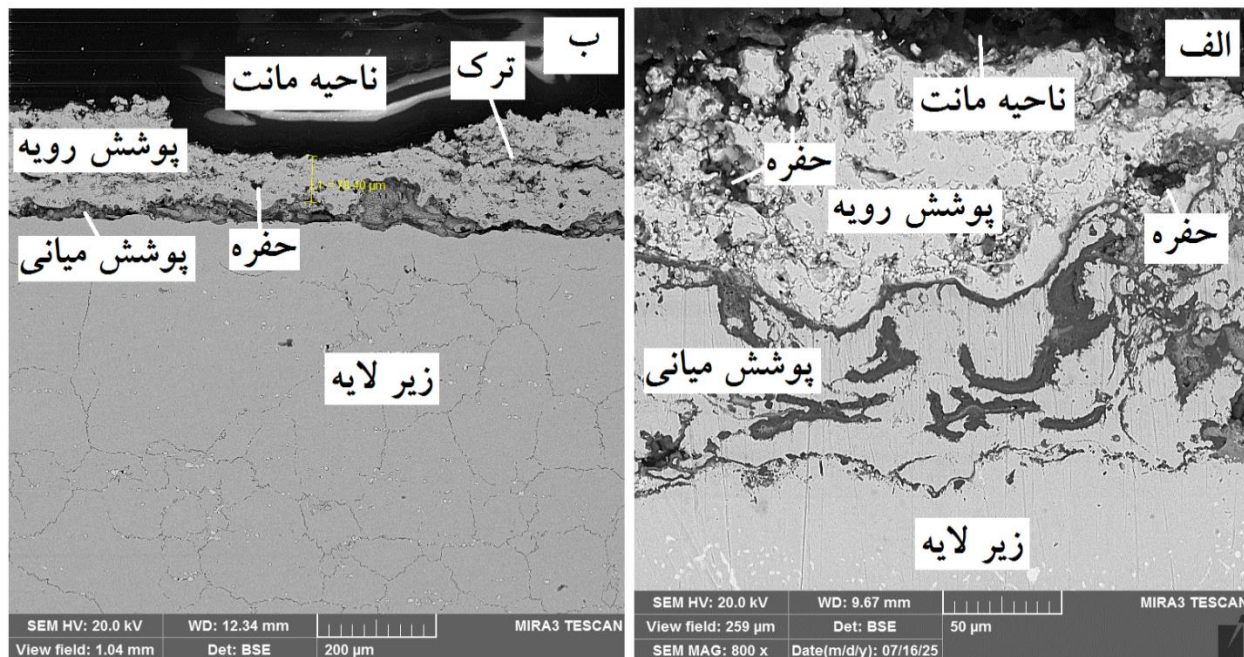
شکل ۳- تصاویر میکروسکوپ نوری از ناحیه پوشش، الف) نمونه اول و ب) نمونه دوم.

تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی نشر میدان از نمای بالایی پوشش از نمونه اول در شکل ۴ نشان داده شده است. در این شکل، دو عیب مهم شامل حفرات یا همان تخلخل‌ها و شبکه‌هایی پیوسته از ترک‌ها در جهات مختلف در سطح بالایی پوشش به وضوح مشاهده می‌شود. البته، تشکیل این عیوب در پوشش‌های سد حرارتی تولید شده به روش پاشش حرارتی مرسوم است و از مشخصه‌های ذاتی آن‌ها به شمار می‌رود [۳۲]. حفرات مشاهده شده اغلب دارای هندسه کروی هستند و حداکثر قطر آن‌ها از ۲۰ میکرون کمتر است. هر چند که این حفرات تا حدی سبب کاهش هدایت حرارتی پوشش می‌شوند، اما به عنوان نقاط تمرکز تنش و همچنین مسیرهای نفوذ عوامل خورنده به شمار می‌روند [۳۲]. احتمالاً سرعت سرد شدن زیاد در سطح پوشش منجر به تشکیل شبکه‌هایی از ترک‌های گسترش یافته در جهات مختلف در سطح می‌شود. بروز این ترک‌ها در پوشش منجر به ایجاد میدان تنش پیچیده در لایه پوشش می‌شود. در نتیجه، تسریع در فرآیند تخریب این لایه در شرایط عملیاتی رخ می‌دهد. باید در نظر داشت که حفره‌ها می‌توانند به عنوان محل‌های جوانه‌زنی ترک عمل کنند. از طرف دیگر، ترک‌ها در حین رشد به حفرات برخورد می‌کنند و آن‌ها را به یکدیگر متصل می‌سازند [۳۳]. در نتیجه، شبکه بزرگی از عیوب در شرایط کاری ایجاد خواهد شد که منجر به تخریب گسترده لایه پوشش زیرکونیای پایدار شده با ایتریا می‌گردد. به نظر می‌رسد که با بهینه کردن عوامل فرآیند پوشش‌دهی و همچنین افزایش دمای زیرلایه در حین فرآیند پاشش بتوان این عیوب را کاهش داد.



شکل ۴- تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی نشر میدان از نمای بالای پوشش از نمونه اول که نشان‌دهنده حفرات و ترک‌ها است.

در شکل ۵، تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی نشر میدان از سطح مقطع هر دو نمونه نشان داده شده است. مطابق با شکل، حفره‌های مختلف در هر دو نمونه و یک ترک افقی نسبتاً بزرگ در نمونه دوم و در ناحیه پوشش رویه که از زیرکونیای پایدار شده با ایتریا تشکیل شده است، دیده می‌شود. با وجود این که بخشی از ترک در تصویر وجود ندارد (شکل ۵-ب)، طول ترک در حدود ۳۰۰ میکرون است که نسبتاً وسیع به شمار می‌رود. این احتمال وجود دارد که چنین ترک‌های وسیعی بر اثر گسترش ریزترک‌ها در شرایط عملیاتی و در طی سیکل‌های حرارتی مکرر تشکیل شده باشند. علاوه بر این، در قسمت میانی تصویر نمونه دوم (شکل ۵-ب) یک کاهش ضخامت شدید (در حدود ۷۸ میکرون) در پوشش رویه رخ داده است. در نمونه دوم، تغییرات موضعی ضخامت در لایه پوشش رویه، ایجاد فرورفتگی در آن و بروز پدیده غیریکنواختی احتمالاً به شرایط عملیاتی بسیار پیچیده لاینر ارتباط دارد. شایان توجه است که غیریکنواختی‌های مشاهده شده در لایه پوشش میانی ناشی از ناهمگنی در عوامل تولید است. باید در نظر داشت که کم بودن ضخامت پوشش در برخی نواحی و غیریکنواختی پوشش می‌تواند تاثیر مخرب قابل ملاحظه‌ای بر روی رفتار مکانیکی و مقاومت به خوردگی پوشش سد حرارتی داشته باشد.

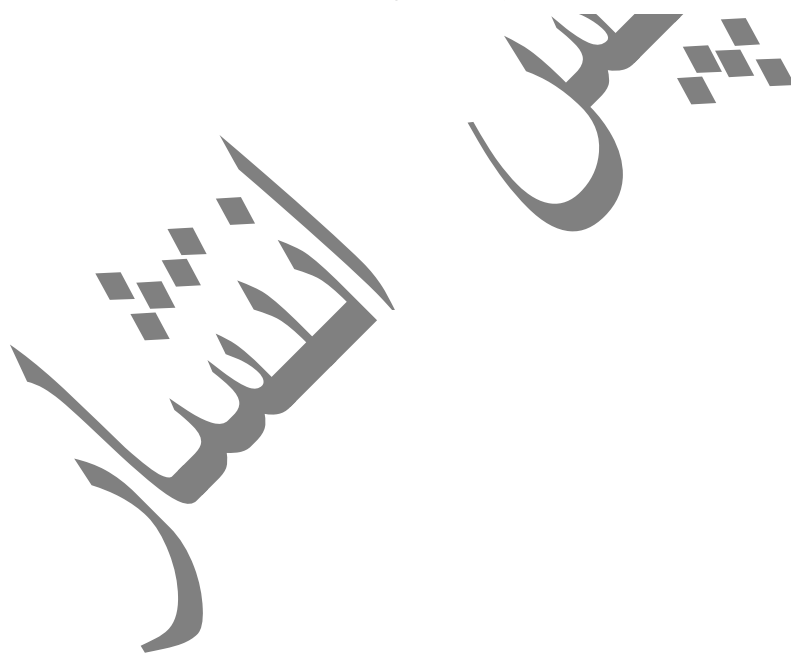


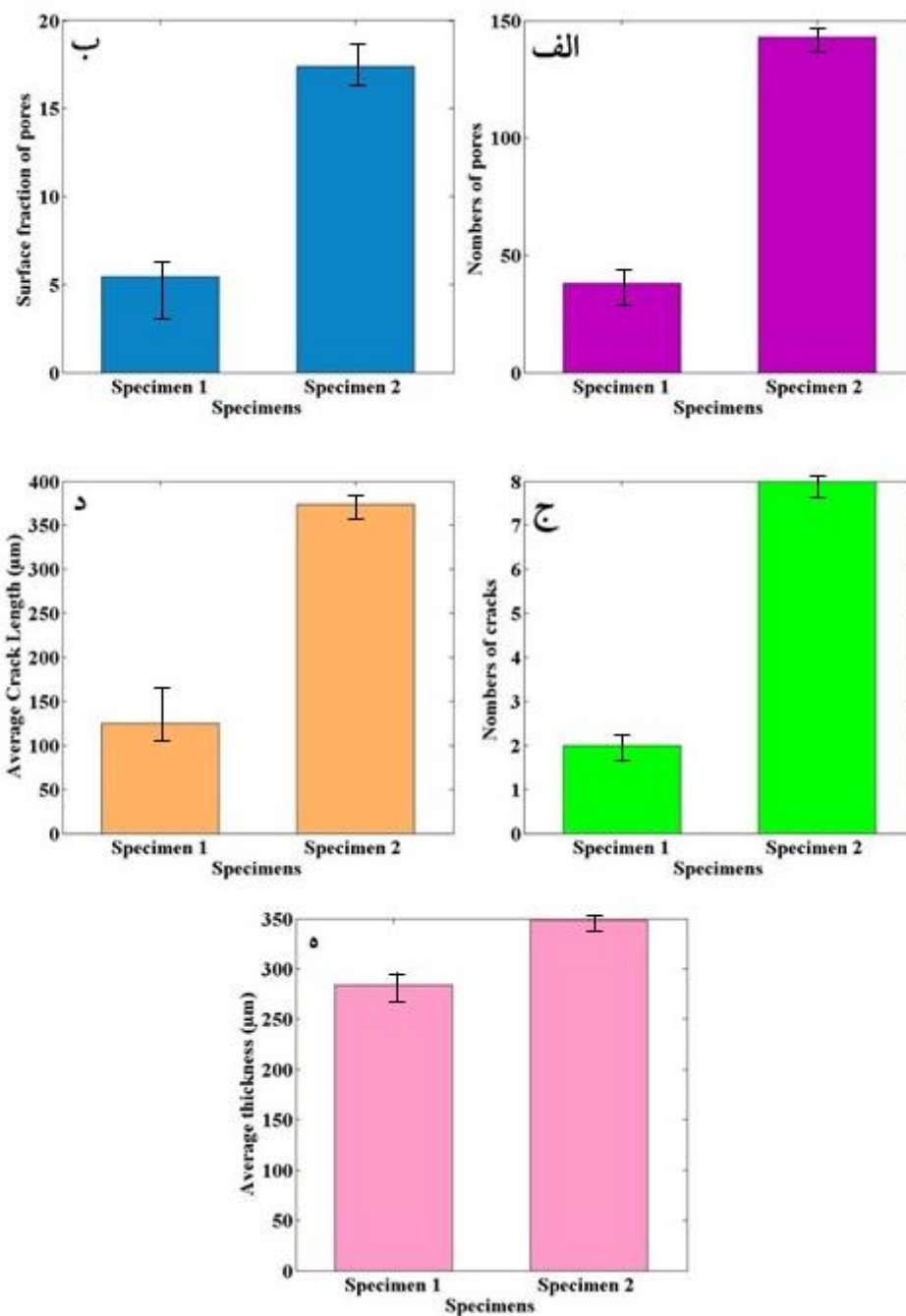
شکل ۵- تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی نشر میدان از سطح مقطع، الف) نمونه اول (بدون استفاده) و ب) نمونه دوم (که به مدت ۸ ماه در شرایط عملیاتی استفاده شده است).

در حالت کلی، عیوب موجود در لایه پوشش رویه شامل حفرات (یا همان تخلخل‌ها)، ترک‌ها (هم افقی و هم عمودی) و غیریکنواختی ضخامت پوشش هستند. در شکل ۶، نتایج مربوط به مشخصه‌های عیوب در پوشش رویه شامل تعداد حفرات، کسر سطحی حفرات، تعداد ترک‌ها، میانگین طول ترک‌ها و میانگین ضخامت پوشش برای ۱۰ تصویر پردازش شده از هر دو نمونه مطالعاتی نشان داده شده است. نتایج حاکی از آن است که تمامی مشخصه‌های پوشش رویه که از زیرکونیای پایدار شده با ایتریا تشکیل شده است، تحت تاثیر شرایط عملیاتی پیچیده به طور قابل توجهی تغییر یافته‌اند. تعداد حفرات از نمونه اول که برابر با ۳۸ تا در ۱۰ تصویر پردازش شده است تا نمونه دوم که برابر ۱۴۳ تا در ۱۰ تصویر پردازش شده است، در حدود ۲۷۰ درصد افزایش یافته است (شکل ۶-الف). علاوه بر این، کسر سطحی حفرات نمونه اول و دوم به ترتیب برابر با ۵/۴۶ و ۱۷/۳۸ است که در حدود ۲۲۰ درصد افزایش را از خود نشان می‌دهد (شکل ۶-ب). بنابراین می‌توان نتیجه گرفت که تعداد و کسر سطحی حفرات طی فرآیند پوشش‌دهی قابل پذیرش هستند و این در حالی است که در شرایط عملیاتی لاینر، تعداد و کسر سطحی حفرات بعد از حدود ۸ ماه کاری شدیداً افزایش چشم‌گیری می‌یابد. البته، حفرات مشاهده شده دارای اشکال نزدیک به کره و با توزیع تصادفی هستند. علاوه بر تعداد حفرات، کسر سطحی، شکل

و توزیع، نحوه اتصال آن‌ها به یکدیگر نیز حائز اهمیت است. به بیان دیگر، رفتار مکانیکی و مشخصه‌های خوردگی پوشش سد حرارتی به شدت وابسته به این مولفه‌هاست [۳۴ و ۳۵].

ترک‌ها، یکی دیگر از عیوب پر اهمیت در پوشش رویه به شمار می‌روند. در ۱۰ تصویر پردازش شده از نمونه‌های اول و دوم به ترتیب ۲ و ۸ ترک مشاهده شده است که افزایش ۳۰۰ درصدی در شرایط عملیاتی بعد از ۸ ماه را نشان می‌دهد (شکل ۶-ج) و این در حالی است که میانگین طول ترک‌ها نیز افزایش در حدود ۲۰۰ درصدی را از خود بروز می‌دهد (شکل ۶-د). در نمونه اول، وجود ۲ ترک با میانگین طول در حدود ۱۲۵ میکرون به احتمال زیاد ناشی از نامناسب بودن عوامل فرآیند پاشش و همچنین تنش‌های پسماند است [۳۶] و شرایط پایدارتری دارد. می‌توان گفت که ترک‌های بزرگ در نمونه دوم (با میانگین طولی در حدود ۳۷۴ میکرون) از حد بحرانی تجاوز کرده‌اند [۳۷] و رشد آن‌ها در شرایط کاری می‌تواند شکست بخش‌های وسیعی از پوشش زیرکونیای پایدار شده با ایتریا را سبب شود. علاوه بر این، میانگین ضخامت پوشش زیرکونیای پایدار شده با ایتریا در حدود ۶۴ میکرون کاهش در طی شرایط عملیاتی را شاهد بوده است. کاهش ضخامت پوشش سد حرارتی سبب افزایش میزان تاثیرگذاری حرارت [۷] و در نتیجه، تخریب بیشتر پوشش می‌شود.

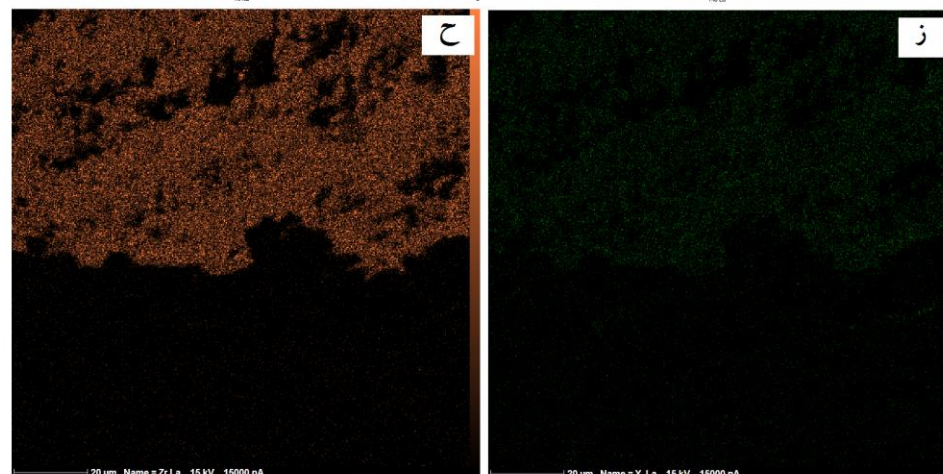
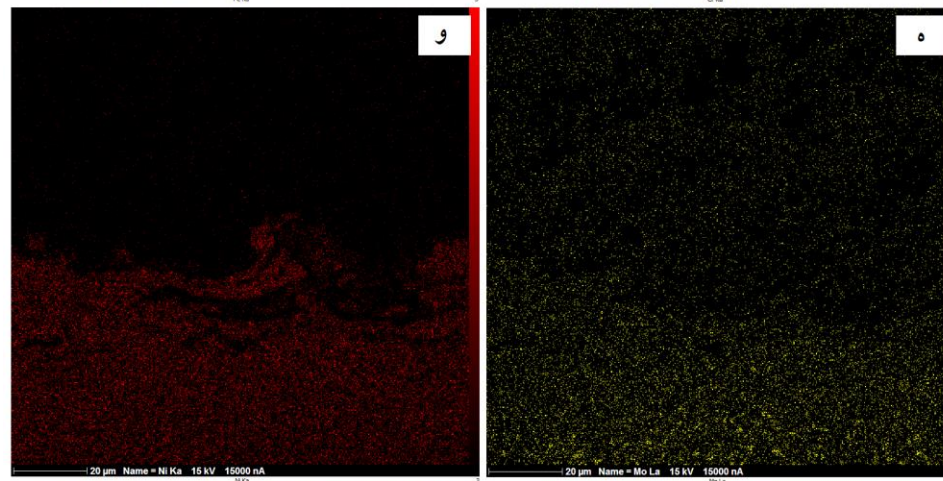
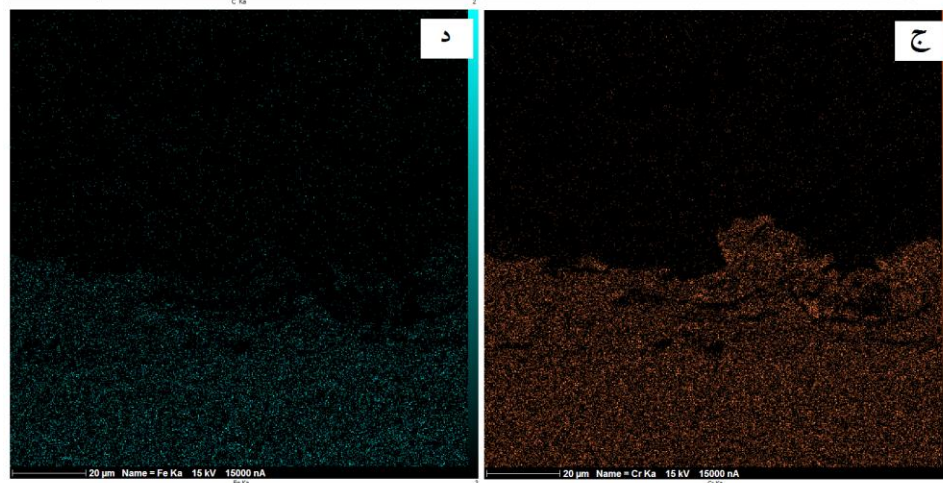
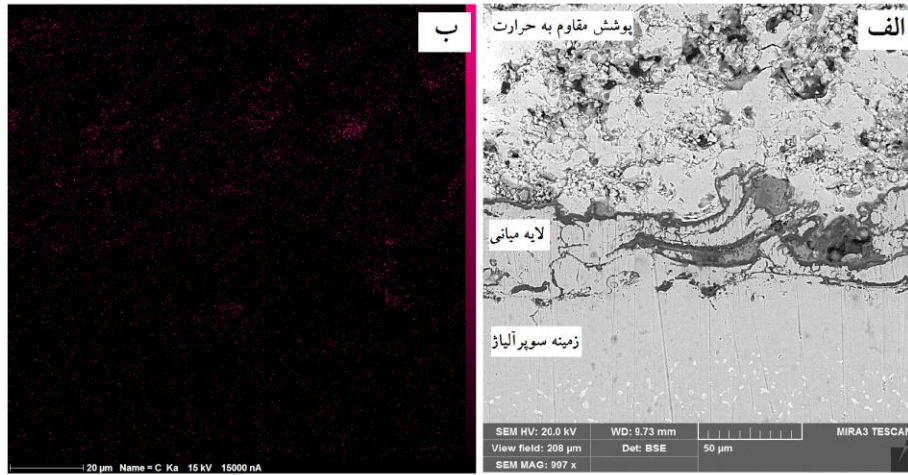




شکل ۶- نتایج پردازش تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی نشر میدان برای عیوب پوشش رویه از جنس زیرکونیای پایدار شده با ایتریا، الف) تعداد حفرات، ب) کسر سطحی حفرات، ج) تعداد ترک‌ها، د) میانگین طول ترک‌ها و ه) میانگین ضخامت پوشش.

تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی نشر میدان و نتایج طیف‌سنجی پراش انرژی اشعه ایکس از نمونه دوم در شکل ۷ ارائه شده است. همان طور که دیده می‌شود، سه ناحیه پوشش رویه، پوشش میانی و زیرلایه سوپرآلیاژ دارای توزیع عناصر کاملاً متفاوت هستند. عنصر کربن، در پوشش رویه بیشتر توزیع شده است (شکل ۷-ب) که می‌تواند به گاز مصرفی به عنوان سوخت ارتباط پیدا کند. به بیان دیگر، آلودگی‌های کربنی ناشی از سوخت و یا شکستن مولکول‌های سوخت و تشکیل رسوبات کربنی بر روی سطح پوشش زیرکونیای پایدار شده با ایتريا منشأ اصلی کربن در این نواحی می‌باشد [۳۸]. شایان توجه است که عنصر کروم در پوشش میانی و زیرلایه بسیار زیاد مشاهده می‌شود (شکل ۷-ج) که به وجود کروم در ترکیب شیمیایی پوشش میانی (۲۳/۰۹ درصد وزنی) و زیر لایه (۱۹/۸۹ درصد وزنی) ارتباط دارد.

علاوه بر این، فراوانی عنصر آهن در زیر لایه بسیار زیاد است (شکل ۷-د). البته، برای عنصر مولیبدن نیز چنین توزیعی مشاهده می‌شود (شکل ۷-ه). این در حالی است که توزیع عنصر نیکل شبیه به توزیع عنصر کروم است و بیشتر در لایه میانی و زیرلایه دیده می‌شود (شکل ۷-و) که به ترکیب شیمیایی لایه میانی (۶۵/۲۷ درصد وزنی نیکل) و زیرلایه (۴۹/۱۵ درصد وزنی نیکل) ارتباط پیدا می‌کند. همان طور که در شکل ۷-ز و شکل ۷-ح مشاهده می‌شود، عناصر ایتريم و زیرکونیوم در لایه پوشش رویه وجود دارند. وجود همزمان عناصر ایتريم و زیرکونیوم به پوشش سد حرارتی زیرکونیایی پایدار شده با ایتريا مرتبط است. باید در نظر داشت که زیرکونیای خالص در دمای اتاق دارای فاز مونوکلینیک است که در بالاتر از دمای حدود 1200°C به فاز تتراگونال و در بالاتر از دمای حدود 2370°C به فاز مکعبی تبدیل می‌شود [۳۹]. بنابراین، در حین سرد شدن از دماهای بالا، فاز تتراگونال به فاز مونوکلینیک تبدیل می‌گردد. این دگرگونی در حدود ۴ الی ۵ درصد تغییر حجم را به ارمغان می‌آورد و منجر به ایجاد تنش‌های داخلی شدید و در نتیجه، ترک‌خوردگی می‌شود. حضور ایتريا (در حدود ۷ الی ۸ درصد وزنی) درون زیرکونیا سبب پایدار شدن فاز تتراگونال تا دمای محیط می‌گردد که از تغییر فاز مخرب ممانعت به عمل می‌آورد [۴۰]. به بیان دیگر، ایتريا مانع از تغییر حجم پوشش سد حرارتی می‌شود و نتیجتاً، تخریب پوشش در طی شرایط کاری به تعویق می‌افتد. نکته حائز اهمیت این است که ایتريا درون پوشش سد حرارتی به صورت کاملاً یکنواخت توزیع شده است (شکل ۷-ز). این توزیع یکنواخت سبب دستیابی به مشخصه‌های همگن و همچنین عملکرد قابل اعتماد پوشش در سرتاسر لاینر در شرایط عملیاتی می‌شود. البته، درصد وزنی ایتريا تاثیر بسزایی بر روی دگرگونی‌های فازی در پوشش سد حرارتی و همچنین عملکرد لاینر در محفظه احتراق دارد [۴۱].



شکل ۷- الف) تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی نشر میدان از هر سه ناحیه پوشش رویه مقاوم به حرارت، پوشش میانی و زمینه سوپرآلیاژ **Hastelloy X** از نمونه دوم و نتایج آنالیز نقشه‌ای برای عناصر: ب) کربن، ج) کروم، د) آهن، ه) مولیبدن، و) نیکل، ز) ایتیریم و ح) زیرکونیوم.

۳- نتیجه‌گیری

در این پژوهش، پوشش سد حرارتی زیرکونیای پایدار شده توسط ایتیریا بر روی زیرلایه سوپرآلیاژ پایه نیکل **Hastelloy X** در نمونه‌های بدون عملیات و نمونه عملیات شده مورد مطالعه قرار گرفت و نتایج کلی زیر به دست آمده است:

۱- ریزساختار زیرلایه **Hastelloy X** در هر دو نمونه از دانه‌های آستنیتی پایه نیکل و مرزدانه‌ها تشکیل شده بود. علاوه بر این، رسوبات فاز دوم هم در امتداد مرزدانه‌ها و هم درون دانه‌ها به وضوح مشاهده شد.

۲- حفرات مشاهده شده در پوشش نمونه اول، اغلب دارای هندسه کروی هستند و حداکثر قطر آن‌ها از ۲۰ میکرون کمتر است. اگر چه اندازه این حفرات تاثیر کمی بر کاهش هدایت حرارتی دارد، اما به عنوان نقاط تمرکز تنش و همچنین مسیرهای نفوذ عوامل خورنده به شمار می‌روند.

۳- در پوشش نمونه دوم، طول ترکی در حدود ۳۰۰ میکرون که نسبتاً وسیع به شمار می‌رود، دیده شد. چنین ترک‌های وسیعی می‌توانند، بر اثر گسترش ریزترک‌ها در شرایط عملیاتی تشکیل شده باشند.

۴- تحت شرایط عملیات کاری درون محفظه احتراق، تعداد حفرات در پوشش نمونه اول که برابر با ۳۸ عدد در ۱۰ تصویر پردازش شده و در نمونه دوم که برابر ۱۴۳ عدد در ۱۰ تصویر پردازش شده بود، در حدود ۲۷۰ درصد افزایش را از خود نشان می‌دهد.

۵- کسر سطحی حفرات در پوشش نمونه‌های اول و دوم به ترتیب برابر با ۵/۴۶ و ۱۷/۳۸ است که در حدود ۲۲۰ درصد افزایش را از خود نشان می‌دهد.

مراجع

[1] B. I. Malitowski, M. J. O., Kopia, A. P. N., Goral, "Thermal barrier coatings for high-temperature performance of nickel-based superalloys", A synthetic review. Coatings, vol.4, pp. 769, 2023

- [2] L. Guo, Y. Zhang, W. Zhao. “Progress on high-temperature protective coatings for aero-engines”. *Surface Science and Technology*, vol. 6, pp. 20. 2023.
- [3] D. L. Chicet, M. E. Stanca, M. A. Pop & A. F. Muscurel, “Assessment of the corrosion resistance of thermal barrier coatings on internal combustion engine components”. *Materials*, vol. 18, pp. 1227. 2025
- [4] S. Morelli, V. Testa, G. Bolelli, A. Candeli, & L. Lusvarghi, “CMAS corrosion of YSZ thermal barrier coatings obtained by different thermal spray processes”. *Journal of the European Ceramic Society*, vol. 40(12), pp. 4084–4096. 2020.
- [5] N. P. Padture, M. Gell, & E. H. Jordan, “Thermal barrier coatings for gas-turbine engine applications”. *Science*, vol. 296(5566), pp. 280–284. 2002
- [6]. M. Bogdan, M. Miculescu, M. O. Cojocaru, & Ș. I. Voicu, “A comprehensive understanding of thermal barrier coatings (TBCs): Applications, materials, coating design and failure mechanisms”. *Metals*, vol. 14(5), pp. 575.2024
- [7] A. Khiabani, M., Heydarzadeh Sohi & A. Ziaei-Asl, “Optimizing YSZ top-coat thickness for enhanced erosion, adhesion, and hot-corrosion resistance in plasma-sprayed thermal barrier coatings: Finite element predictions and experimental validation”. *Surfaces and Interfaces*, vol. 48, pp. 100700. 2025
- [8] A. Rajendiran, S. Senthil Kumaran, & K. Venkatesan. “Thermal barrier coatings of YSZ developed by plasma spraying: A review”. *Journal of Thermal Spray Technology*, vol. 34(1), pp. 1–24. 2025.
- [9] D. Chen, E. H. Jordan, M. Gell, & X. Ma, “Thick columnar-structured thermal barrier coatings using the suspension plasma spray process”. *Coatings*, vol. 14(8), pp. 996. 2024
- [10] A. Öztürk. “Optimization of atmospheric plasma spray process parameters for TBC deposition”. *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 299, pp. 117308, 2021.
- [11] R. Musalek, J. Medricky, T. Tesar. “High-temperature cycling of plasma sprayed multilayered TBCs”. *Journal of Thermal Spray Technology*, vol. 30(1–2), pp. 456–467. 2021.
- [12] M. Tahir, Z. Zhao, X. Chen, J. Shi. “Impact of various atmospheric plasma spraying parameters on YSZ TBC performance”. *Surface and Coatings Technology*, vol. 465, pp. 129586. 2023
- [13] K. Van Every, M. J. M. Krane, & R. W. Trice. “Formation mechanism of columnar structure in SPS YSZ TBCs”. *Journal of Thermal Spray Technology*, vol. 32(5), pp. 1234–1245. 2023
- [14] B. Joeris, G. Mauer, R. Vaßen, & O. Guillon. “Major factors influencing the formation of columnar TBCs in axial suspension plasma spraying”. *Coatings*, vol. 14(3), pp. 267. 2024

- [15] M. Wen, Y. Xiong, & B. Li, (2023). “Experimental and numerical studies of CoNiCrAlY bond coat systems”. *Corrosion Science*, vol. 210, pp. 110802. 2023
- [16] Y. Xiang, Y. Li, J. Li, W. Zhang, & H. Guo. “Comparative investigation on the hot corrosion failure of YSZ and GdYb-YSZ double-ceramic-layer thermal barrier coatings under Na₂SO₄+V₂O₅ molten salts”. *Ceramics International*, vol. 49(17), pp. 27891–27902. 2023.
- [17] A. Özçelik, A. A. Eker, & Y. Kayali, (2024). “Enhanced CMAS and hot corrosion degradation of YSZ TBCs”. *Journal of the European Ceramic Society*, vol. 44(1), pp. 189–201. 2024.
- [18] M. Zhang, W. Chen, L. Wang, & Y. Liu. “Hot corrosion behavior of yttria-stabilized zirconia in CMAS and CN environments”. *Materials*, vol. 18(3), pp.550–563. 2025.
- [19] J. Feng, J. Wu, L. Guo, H. Guo. “Finite element analysis on temperature field and stress distribution of thermal barrier coatings by laser modification and CMAS corrosion”. *Corrosion Communications*, vol. 6, 2022.
- [20] K. P. Jonnalagadda, M. M. Mahapatra, & S.Kumar. “Failure mechanisms of advanced TBC materials including pyrochlore ceramics and nanostructured YSZ”. *Progress in Materials Science*, vol. 132, pp. 101026. 2023.
- [21] X. Chen, T. S. Ohnuki Kuroda, M. Gizynski, Araki. “Columnar and DVC-structured thermal barrier coatings deposited by suspension plasma spray: High-temperature stability and their corrosion resistance to the molten salt”. *Ceramics International*, vol. 42(15), pp. 16822–16832. 2016.
- [22] S. Mahade, N. Curry, S. Björklund, N. Markocsan, & P. Nylén,. “Erosion performance of atmospheric plasma sprayed thermal barrier coatings with diverse porosity levels”. *Coatings*, vol. 11(1), pp. 86. 2021.
- [23] R. Darolia. “Thermal barrier coatings technology: Critical review, progress update, remaining challenges and prospects”. *International Materials Reviews*, vol. 68(6), pp. 683–719. 2021.
- [24] H. Guo, S. Kuroda, & H. Murakami. “Microstructural evolution and formation pathways of columnar thermal barrier coatings deposited by suspension plasma spray”. *Surface and Coatings Technology*, vol. 484, pp. 130846. 2024.
- [25] C. J. Li, Yang, J., G. & C. X. Li. “Thermal cycling failure behavior and delamination mechanism of plasma-sprayed YSZ thermal barrier coatings”. *Ceramics International*, vol. 47(8), pp. 10555–10565. 2021.
- [26] R. C. Reed. “The Superalloys: Fundamentals and Application s”. Cambridge University Press. 2006.
- [27] C. T. Sims, N. S. Stoloff, & W. C. Hagel. “Superalloys II: High-Temperature Materials for Aerospace and Industrial Power”. John Wiley & Sons. 1987.

- [28] Y. Hua, X. Zhang, J. Li, & Q. Wang. "Influence of initial heat treatment on microstructure evolution and mechanical properties during cold rolling and annealing of Hastelloy X". *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 1002, pp. 175248. 2024.
- [29] Q. Wang, S. Li, Y. Liu, & H. Zhang. "Effect of carbides and Σ CSL grain boundaries on the recrystallization behavior of Hastelloy X superalloy". *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 1008, pp. 177549. 2025.
- [30] O. Sanchez-Mata, X. Wang, & R. Muñoz-Moreno. "Characterization of the microstructure and mechanical properties of highly textured and single crystal Hastelloy X thin struts fabricated by laser powder bed fusion". *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 885, pp. 160987. 2021.
- [31] P. Daram, M. Kusano, & M. Watanabe. "Investigation of the process optimization for L-PBF Hastelloy X alloy on microstructure and mechanical properties." *Materials*, vol. 8(8), pp. 1890. 2025.
- [32] R. Sharma, & S. Kumar. "Recent advances in microstructure engineering of thermal sprayed yttria-stabilized zirconia coatings". *Journal of Thermal Spray Technology*, vol. 32(6), pp. 1577–1602. 2023.
- [33] D. Chen, Y. Liu, & M. Marr. "Engineering strain-tolerant thick thermal barrier coatings via suspension plasma spray: Process-microstructure-property relationships". *Journal of the European Ceramic Society*, vol. 43(15), pp. 6873–6885. 2023.
- [34] O. Stenzel, U. Hilpert, & S. Rief. "3D Microstructure Effects in Ni-YSZ Anodes: Prediction of Effective Transport Properties". *Materials*, vol. 8(9), pp. 5554–5585. 2015.
- [35] M. P. Albano, & L. B. Garrido, (2008). "Processing of porous yttria-stabilized zirconia by tape-casting". *Ceramics International*, vol. 34(8), pp. 1983–1988. 2008.
- [36] H. Vakilifard, M. Ahmadian, R. Ghasemi, M. Mahdipoor, & A. Sabour. "Formation of vertical cracks in air plasma sprayed YSZ coatings using unpyrolyzed powder". *Ceramics International*, vol. 46(14), pp. 22383–22390. 2020.
- [37] Z. Zhao, J. Shi, W. Xu, X. Chen, K. Yang, F. Tian, & X. Zhang. "Crack behaviour and failure mechanisms of air plasma sprayed (Gd, Yb) doped YSZ thermal barrier coatings under oxy-acetylene flame thermal shock". *Ceramics International*, vol. 50(23, Part B), pp. 50726–50737. 2024.
- [38] L. Schönemann, M. Rütten, J. Bode, C. Kirchberger, T. Koch, & C. Leuedecke, "Influence of yttria-stabilized zirconium oxide thermal swing coating on the flame-wall interaction in spark ignition engines". *Energies*, vol. 16(6), pp. 2872. 2023.
- [39] G. Li, G. Yang, Li, & W. Zhang. "In-situ observation of segmentation crack initiation and propagation in thermal spray coatings under tensile loading". *Materials & Design*, vol. 231, pp. 112074. 2023.

[40] T. Liu, Q. Li, L. Yang, & X. Zhang. "Failure mechanism transition of thermal barrier coatings under combined thermal shock and CMAS corrosion: From surface cracking to interfacial delamination". *Ceramics International*, vol. 50(2, Part B), pp. 3830–3841. 2024.

[41] D. R. Clarke, & C. G. Levi. "Materials design for the next generation thermal barrier coatings". *Annual Review of Materials Research*, vol. 33(1), pp. 383–417. 2003.

مجله
پایان
انتشار