

## بررسی اثر شار حرارتی بر ریزساختار و عملکرد پوشش‌های سد حرارتی مرتبه ای

مجتبی صالحی<sup>۱\*</sup>، حسین مهمان‌نواز<sup>۲</sup>، غلامرضا کرباسیان<sup>۳</sup> و مرتضی رحمانی<sup>۴</sup>

### چکیده

قرار گرفتن نازل همگرا- واگرا در معرض شار حرارتی بالا می‌تواند باعث ذوب جداره داخلی نازل و کاهش قابل ملاحظه عملکرد آن گردد. جهت حل این مشکل در این پژوهش، پوشش سد حرارتی مرتبه‌ای<sup>۵</sup> NiCrAlY-YSZ به وسیله روش پلاسما اسپری در هوا بر جداره داخلی نازل ایجاد گردید. در ادامه، نمونه‌های پوشش داده شده و بدون پوشش در معرض شار حرارتی ناشی از احتراق اکسیژن و استیلن قرار گرفتند. برای مشخصه‌یابی پوشش پیش و پس از شاردهی از میکروسکوپ‌های نوری و الکترونی روبشی و ریزسختی سنجی استفاده شد. مشاهدات میکروسکوپ الکترونی نشان داد که در حین پاشش NiCrAlY-YSZ جهت ایجاد لایه‌های مرتبه‌ای، اکسیداسیون ترجیحی رخ می‌دهد. مخلوط شدن این اکسیدها با زیرکونیا در حالت مذاب مناطق کامپوزیتی از ذرات احاطه شده زیرکونیا در زمینه مذاب اکسیدی- زیرکونیایی را به وجود آورد. نتایج آزمون شار حرارتی برای نمونه پوشش داده شده بیانگر عدم تغییر در وضعیت ظاهری این نمونه پس از شاردهی بود، البته متراکم شدن ریز ساختار و ترک خوردگی در لایه بالایی پوشش پس از شاردهی نیز مشاهده شد. همچنین، قرار گرفتن نمونه فاقد پوشش در معرض شار حرارتی مشابه باعث ذوب جداره فولادی نازل شد.

واژه‌های کلیدی: پوشش سد حرارتی، مواد مرتبه‌ای، شار حرارتی، NiCrAlY-YSZ، اکسیداسیون.

- ۱- دانش آموخته کارشناسی ارشد، مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی امیرکبیر
  - ۲- دانش آموخته کارشناسی ارشد، مهندسی مکانیک، دانشگاه علم و صنعت ایران
  - ۳- دانش آموخته کارشناسی، مهندسی مواد، دانشگاه آزاد اسلامی- واحد ساوه
  - ۴- دانش آموخته کارشناسی ارشد، مهندسی مکانیک، دانشگاه صنعتی امیرکبیر
- \*- نویسنده مسئول مقاله: Salehi\_mojtaba1@yahoo.com

<sup>5</sup>- Yttria Stabilized Zirconia (YSZ)

## پیشگفتار

بخش فلزی به بخش سرامیکی (پوشش بالایی) صورت می‌گیرد، می‌تواند باعث آزاد شدن تنش‌های حرارتی شده و خواص مکانیکی را بهبود دهد. مزایای پوشش‌های سد حرارتی مرتبه‌ای در مقایسه با پوشش‌های دو لایه در افزایش استحکام چسبندگی و عمر کنندگی پوشش در مطالعات زیادی گزارش شده است [۴,۵, ۷,۸].

پژوهش‌ها در مورد عملکرد پوشش‌های سد حرارتی در معرض شارهای حرارتی نشان می‌دهد که ایجاد پوشش اثر قابل توجهی در بهبود عملکرد قطعات دارد. برای مثال راج و همکارانش [۹] نشان دادند، برای فلز بدون پوشش شاردهی منجر به اکسیداسیون و کنده شدن لایه‌های اکسیدی حتی در زمان‌های بسیار کم شاردهی شد، اما برای فلز پوشش داده شده هیچ تغییری در وضعیت پوشش پس از شاردهی مشاهده نشد. با توجه به این که در کارهای انجام گرفته به وسیله سایر پژوهشگران عملکرد پوشش‌های  $\text{MCrAlY-YSZ}$  در شارهای حرارتی بسیار کم و زمان‌های طولانی [۷] یا در شارهای حرارتی بالا و برای زمان‌های کوتاه [۱۰, ۱۱] بررسی شده بود و در هیچ مقاله‌ای عملکرد آن‌ها در شار حرارتی بالایی به اندازه ۸  $\text{MW/m}^2$  و زمان نسبتاً طولانی گزارش نشده بود، لذا در این پژوهش ابتدا پوشش سد حرارتی مرتبه‌ای  $\text{NiCrAlY-YSZ}$  به روش پلاسما اسپری در هوا ایجاد و در ادامه عملکرد آن در بارگذاری با شار حرارتی مطالعه گردید.

## مواد و روش پژوهش

در این پژوهش از فولاد  $\text{St}37$  به شکل میل گرد و با قطر ۵۵ mm به عنوان فلز زیرلایه استفاده شد. در ادامه نمونه‌هایی به شکل نازل که در شکل ۱-الف دیده می‌شود، به روش تراشکاری ساخته شد. بمنظور افزایش زبری سطح زیرلایه، جداره داخلی نازل با استفاده از ذرات ماسه با اندازه  $700\ \mu\text{m}$  پاشی گردید. از پودر  $\text{NiCrAlY}$  جهت ایجاد پوشش میانی و از پودر  $\text{YSZ}$  بمنظور ایجاد پوشش بالایی استفاده شد که مشخصات پودرها در جدول ۱ آورده شده است. جهت ایجاد پوشش، نمونه بر روی سه نظامی که با سرعت ثابت ۶۰ دور بر دقیقه می‌چرخید، بسته شد و پوششی پنج لایه با گرادپانی که در شکل

پوشش دهی سطوح روشی جذاب و کاربردی برای غلبه بر محدودیت‌های پیش‌رو در استفاده از فلزات در بسیاری از کاربردهاست [۱]. پوشش‌های سد حرارتی<sup>۱</sup> به دسته‌ای از پوشش‌ها گفته می‌شود که هدف از ایجاد آن‌ها، ایجاد سپر حرارتی روی قطعات در معرض دماهای بالا، جهت کاهش دما و افزایش طول عمر این قطعات است. این پوشش‌ها به علت مزایایی مانند مقاومت سایشی بسیار عالی، مقاومت به خوردگی و عایق سازی حرارتی در ۴۰ سال گذشته مورد توجه فزاینده‌ای قرار گرفته‌اند و به گونه گسترده جهت افزایش بازدهی سوخت و محافظت از زمینه در موتورهای احتراقی درون سوز، بخش های داغ توربین‌های گازی و موتورهای جت بکار می‌روند [۲,۳]. سیستم‌های سد حرارتی مرسوم شامل آلیاژی فلزی به عنوان زیرلایه و پوششی دولایه است که شامل  $\text{MCrAlY}$  (Fe, Co, Ni: M) یا ترکیبی از این عناصر) به عنوان پوشش میانی<sup>۲</sup> و زیرکونیای پایدار شده با ایتریا به عنوان پوشش بالایی<sup>۳</sup> می‌باشد. پوشش میانی استحکام باندینگ پوشش بالایی را بهبود داده و از زمینه در برابر خوردگی و اکسیداسیون محافظت می‌کند، پوشش بالایی نیز زمینه را از تنزل درجه حرارت و کاهش دمای سرویس بهره‌مند می‌سازد. امروزه از روش‌های پلاسما اسپری در هوا<sup>۴</sup> یا خلا، اسپری سوخت و اکسیژن با سرعت زیاد<sup>۵</sup> و استفاده از اشعه الکترونی جهت تبخیر ماده پوشش و رسوب فیزیکی بخار حاصل<sup>۶</sup> برای ایجاد پوشش‌های میانی یا بالایی استفاده می‌شود [۴-۶].

به دلیل تفاوت در ضرایب انبساط حرارتی بین پوشش بالایی، میانی و زیرلایه، پوشش‌های سد حرارتی دولایه معمولاً با مشکل کندگی و ترک خوردگی در شرایط کاری مواجه هستند. استفاده از پوشش‌های سد حرارتی مرتبه‌ای<sup>۷</sup> که در آن تغییر تدریجی در ترکیب شیمیایی از

<sup>1</sup> -Thermal Barrier Coatings (TBCs)

<sup>2</sup> - Bond Coat

<sup>3</sup> -Top Coat

<sup>4</sup> -Air Plasma Spray (APS)

<sup>5</sup> -High Velocity Oxy-Fuel (HVOF)

<sup>6</sup> -electron beam-physical vapor deposition (EB-PVD)

<sup>7</sup> -Functionally Graded Thermal Barrier Coating (FGTBC)

مخلوط و در منبع تغذیه دستگاه شارژ می‌شد و پس از ایجاد هر لایه پودرهای باقی مانده خارج و پودر مورد نیاز لایه بعدی شارژ می‌شد.

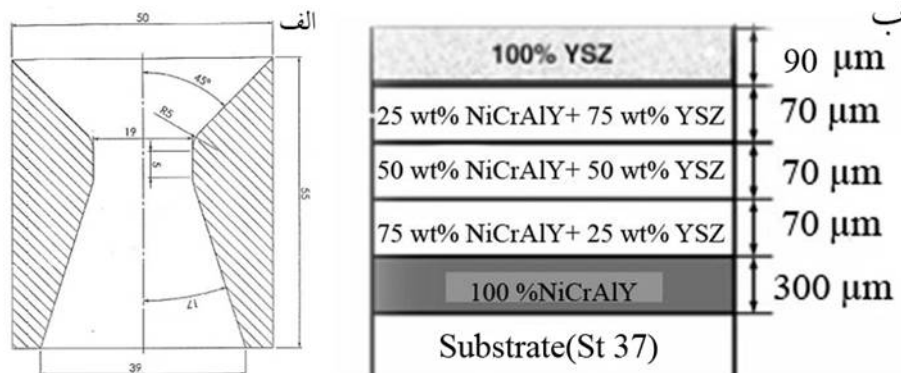
۱-ب دیده می‌شود، به روش پلاسما اسپری در هوا با دستگاه METCO 6MR و پارامترهای بهینه شده [۱۲] (جدول ۲) ایجاد شد. بمنظور تغییر ترکیب در لایه‌های مرتبه‌ای، YSZ و NiCrAlY با نسبت‌های مشخص

جدول ۱- ترکیب شیمیایی پودرهای استفاده شده.

نوع پودر (نام تجاری)	ترکیب شیمیایی	اندازه ذرات ( $\mu\text{m}$ )
(Amdry 962) NiCrAlY	Ni-22Cr-10Al-1Y	۱۰۶+۵۶-
(Metco 204 NSG) YSZ	ZrO <sub>2</sub> -8wt%Y <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	۱۰۶+۱۱-

جدول ۲- پارامترهای پلاسما اسپری در هوا.

پارامترها	NiCrAlY	YSZ	NiCrAlY+YSZ
نرخ سیلان آرگون (لیتر بر دقیقه)	۴۰	۴۰	۴۰
نرخ سیلان هیدروژن (لیتر بر دقیقه)	۷	۷	۷
فاصله پاشش (میلی متر)	۲۰۰	۱۰۰	۱۰۰
نرخ تغذیه پودر (گرم بر دقیقه)	۱۵	۲۰	۱۵
جریان دستگاه (آمپر)	۴۵۰	۵۰۰	۵۰۰



شکل ۱- (الف) ابعاد نازل ساخته شده از فولاد St37 (ابعاد بر حسب میلی‌متر) و (ب) مشخصات پوشش سد حرارتی مرتبه‌ای ایجاد شده.

سطح نمونه‌ها اندازه گیری شد. مقطع عرضی نمونه پوشش داده شده پیش و پس از شاردهی با استفاده از دستگاه برش بریده و سپس به روش استاندارد متالوگرافی آماده سازی شد، سپس با استفاده از میکروسکوپ‌های نوری و الکترونی روبشی مجهز به آنالیز طیف سنجی انرژی<sup>۱</sup> مورد مطالعه قرار گرفت. همچنین، ریزسختی ویکرز با نیروی اعمالی ۱۰۰ گرم دستکم برای سه نقطه در لایه‌های گوناگون پوشش اندازه گیری شد.

برای مطالعه اثر شار حرارتی از آزمون شعله ناشی از احتراق گاز اکسیژن و استیلن با فشار یک اتمسفر، در نسبت کالیبره شده  $O_2/C_2H_2 = 2.5/2$  استفاده شد. این نسبت گاز در فاصله ۲ سانتی متری از مشعل، شار حرارتی  $8\text{ MW/m}^2$  را تولید می‌کند. نمونه‌های پوشش داده شده و بدون پوشش به مدت ۲۰ ثانیه در معرض این شار حرارتی قرار گرفتند و سپس به صورت طبیعی در هوا سرد شدند. در حین شاردهی با استفاده از پیرومتر دابل کالر (OMEGASCOPE-OS3753) دمای بیشینه در

<sup>۱</sup>-Energy Dispersive X-ray Spectroscopy (EDS)

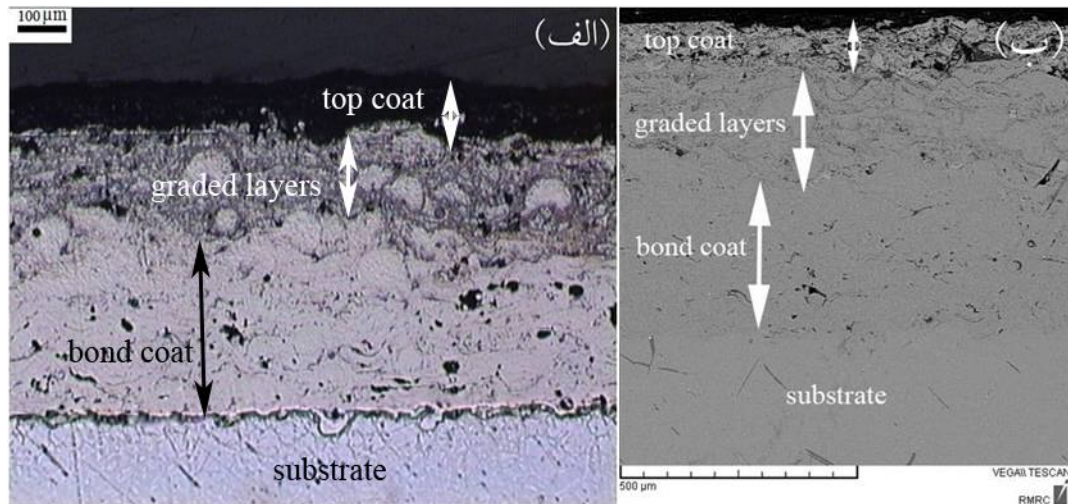
## نتایج و بحث

### مشخصه‌یابی پوشش ایجاد شده

تصاویر میکروسکوپ نوری و الکترونی از ریزساختار پوشش مرتبه‌ای ایجاد شده در شکل ۲ آمده است. در تصویر میکروسکوپ نوری نواحی روشن معرف فازهای فلزی، نواحی تیره معرف فازهای سرامیکی و نقاط سیاه رنگ نیز حفره‌های موجود در پوشش می‌باشند. پوشش ساختار متداول لایه‌ای که مختص پوشش‌های حاصل از پاشش حرارتی است را نشان می‌دهد. در فرایند پاشش، ذرات پودر ذوب یا خمیری شده، با سرعت زیادی به سطح فلز زمینه برخورد می‌کنند، سپس روی آن جاری شده و تغییر فرم می‌دهند و در نهایت، با زمینه پیوند (قفل‌های مکانیکی) برقرار می‌کنند و با ادامه این روند ساختاری به صورت لایه لایه ساخته می‌شود. همان گونه که در تصاویر مشاهده می‌شود، بیش تر پودرهای فلزی به خوبی ذوب شده و پس از آن بر زیرلایه گسترده شده‌اند. مقدار کمی از ذرات که به خوبی ذوب نشده‌اند نیز به صورت ذرات نیمه‌گرد در بین ذرات گسترده شده دیده می‌شود.

نتایج آنالیز طیف سنجی انرژی در بخش‌های گوناگون لایه مرتبه‌ای که در شکل ۳-الف مشخص شده، در شکل‌های ۳-ب تا ۳-هـ آمده است. نقطه A نماینده نواحی خاکستری رنگ، NiCrAlY است و نقطه B که نماینده نواحی سفید رنگ است، YSZ می‌باشد. حضور عنصر اکسیژن در پوشش میانی پس از پاشش حرارتی با توجه به نبود آن در ترکیب شیمیایی پودر اولیه (شکل ۴)، به خوبی رخداد پدیده اکسیداسیون حین پرواز ذرات مذاب یا نیمه مذاب NiCrAlY از تفنگ پلاسما اسپری تا زیرلایه

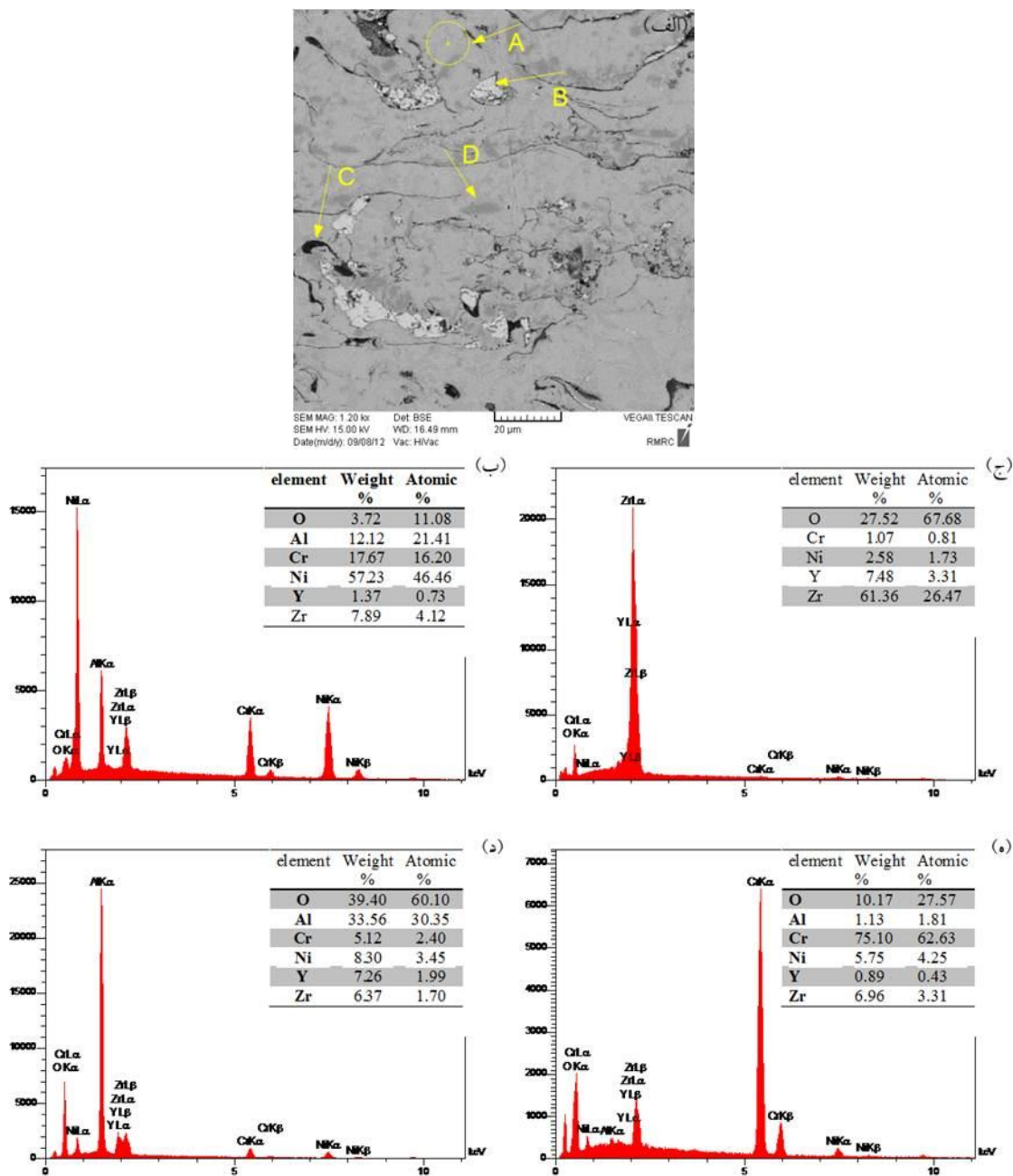
را اثبات می‌کند. با توجه به مقدار نیکل موجود در نقاط C و D، می‌توان گفت نیکل موجود در NiCrAlY حین فرایند پاشش در هوا اکسید نشده است. اکسیداسیون ترجیحی مشاهده شده (اکسیداسیون Cr, Al و Y و عدم اکسید شدن نیکل) را می‌توان با توجه به دیگرام الینگهام تفسیر کرد [۱۳]. بر اساس این دیگرام نیکل در مقابل اکسیژن تقریباً خنثی است و ایترا حتی اگر مقدارش بسیار کم باشد نیز تمایل شدیدی به اکسیداسیون دارد. رفتار اکسیداسیون کروم نیز بین ایترا و نیکل قرار دارد و می‌تواند در فشار جزئی‌های کم نیز اکسید شود. در میان این عناصر، آلومینیم فعال ترین عنصر در برابر اکسیژن است و می‌تواند در فشار جزئی بسیار ناچیز نیز اکسید گردد. این فرآورده‌های اکسیدی ( $Al_2O_3$ ,  $Cr_2O_3$  و  $Y_2O_3$ ) که می‌توانند اکسیدهایی کمپلکس نیز باشند، در حالت مذاب با زیرکونیا مخلوط شده و با احاطه شدن ذرات زیرکونیا ذوب نشده به وسیله زمینه مذاب زیرکونیایی-اکسیدی مناطقی کامپوزیتی تشکیل می‌گردد که در شکل ۵ مشاهده می‌شوند. در حین رسوب پوشش به علت سرعت انجماد بالا ( $10^{-6} K/s$ ) [۶]، فرصتی برای مخلوط شدن همگن فاز مذاب وجود ندارد، از این رو مناطقی با بازه وسیع ترکیب شیمیایی ایجاد می‌گردد که با رنگ‌های خاکستری گوناگون در تصاویر الکترون برگشتی دیده می‌شوند. هر قدر مقدار زیرکونیا در این نواحی کم‌تر باشد، تیره‌تر دیده می‌شوند. وجود این مناطق در پوشش افزون بر کاهش هدایت حرارتی، افزایش استحکام چسبندگی پوشش را به همراه دارد [۱۵، ۱۴، ۵].



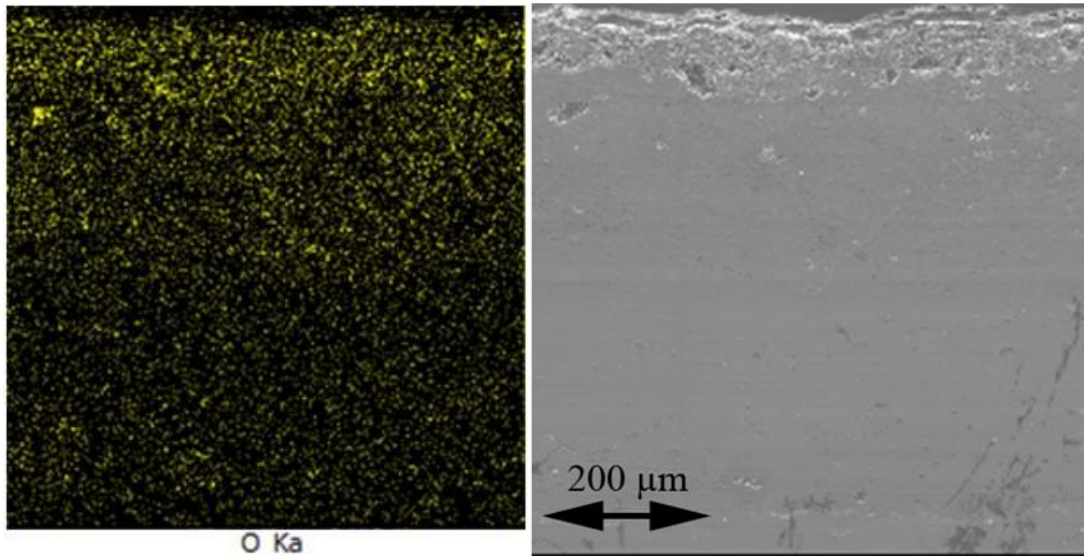
شکل ۲- ریز ساختار پوشش مرتبه‌ای ایجاد شده، (الف) تصویر میکروسکوپ نوری و (ب) تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی

صورت تدریجی با افزایش مقدار YSZ از  $400\text{HV}$  به  $620\text{HV}$  افزایش می‌یابد. کاهش تدریجی در مقدار سختی و مدول الاستیک، افزایش استحکام چسبندگی و بهبود عملکرد پوشش در شرایط بارگذاری را به همراه دارد [۶].

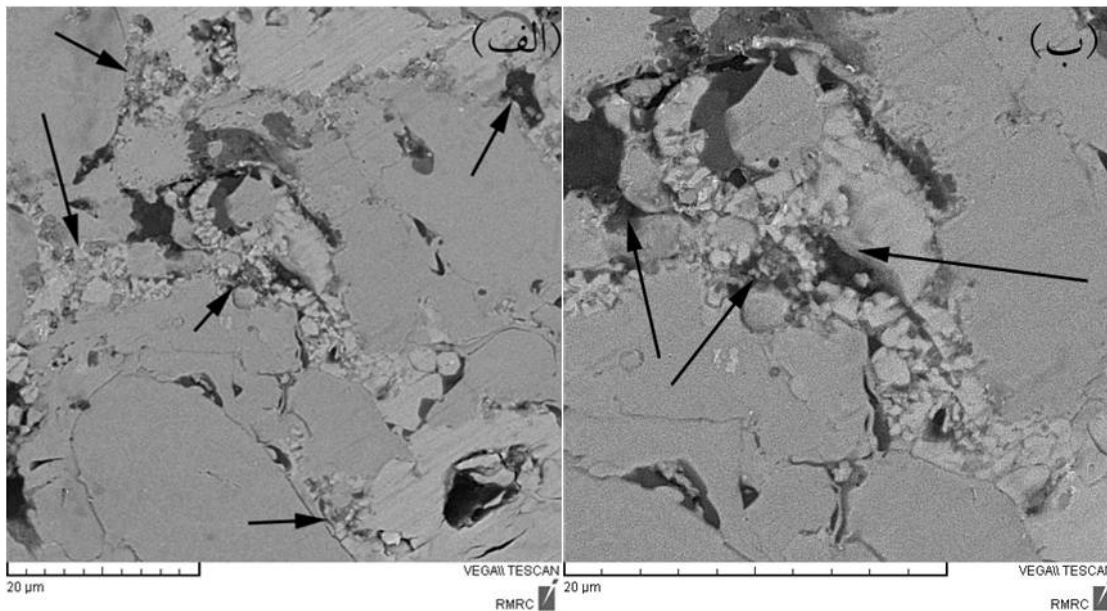
نتایج ریزسختی اندازه گیری شده برای لایه‌های گوناگون پوشش در جدول ۳ آورده شده است. گفتنی است که مقدار سختی در لایه  $\text{NiCrAlY}$  با توجه به محل قرار گیری این دنتور در پوشش و وضعیت تخلخل‌های موجود در محل از  $239\text{HV}$  تا  $398\text{HV}$  متفاوت بود. سختی در لایه‌های مرتبه‌ای نیز به



شکل ۳- الف) تصویر میکروسکوپ الکترونی از لایه مرتبه‌ای و آنالیز نقطه‌ای عناصر در بخش‌های گوناگون آن ب) نقطه A، ج) نقطه B، د) نقطه C و ه) نقطه D



شکل ۴- نقشه توزیع عنصر اکسیژن در جهت ضخامت پوشش.



شکل ۵- تصاویر میکروسکوپ الکترونی از نواحی کامپوزیتی اکسید زیر کونیا- زیر کونیا در لایه مرتبه‌ای پوشش که با علامت پیکان روی تصاویر مشخص گردیده ، (الف) تصویر با بزرگ‌نمایی کم‌تر که وسعت این نواحی را نشان می‌دهد و (ب) تصویر با بزرگ‌نمایی بیش‌تر.

جدول ۳- نتایج ریزسختی در لایه‌های گوناگون

لایه	سختی (HV)
NiCrAlY	۳۰۵
NiCrAlY+ YSZ	۴۰۰-۶۲۰
YSZ	۵۹۶

## تأثیر شار حرارتی

## وضعیت ظاهری

تصاویر ماکروسکوپی نمونه پوشش داده شده و فاقد پوشش پس از ۲۰ ثانیه قرار گیری در معرض شار حرارتی  $8 \text{ MW/m}^2$  در شکل ۶ مشاهده می‌گردد. همان گونه که در شکل ۶-الف دیده می‌شود، در وضعیت ظاهری نمونه پوشش داده شده پس از تست هیچ تغییری رخ نداد و نتایج بازرسی چشمی عدم حضور ترک، حفره، تاول زدگی و یا هرگونه کندگی پوشش را نشان داد. همچنین، مقدار بیشینه دمایی در سطح پوشش  $1460^\circ\text{C}$  اندازه گیری شد. در نمونه بدون پوشش ذوب شدن زمینه فولادی و حتی پاشش مذاب در حین تست رخ داد که ناحیه ذوب شده به روشنی در شکل ۶-ب دیده می‌شود. با مقایسه

وضعیت ظاهری نمونه پوشش داده شده و نمونه بدون پوشش پس از شاردهی به روشنی مزیت پوشش سد حرارتی در کاهش دمای موثر سطح قطعه و حافظت از آن آشکار است. بیشینه دمایی ثبت شده و وضعیت ماکروسکوپی نمونه پوشش داده شده پس از پایان آزمون نشان داد که پوشش عملکرد موفقی در حفظ دقت ابعادی نازل دارد. این پایداری و عملکرد ایده‌آل پوشش را می‌توان به خواص مناسب YSZ که شامل نقطه ذوب بالا، هدایت حرارتی کم و ضریب انبساط حرارتی نسبتاً زیاد، همچنین، مناسب بودن ایده استفاده از پوشش‌های مرتبه‌ای با توجه به شرایط کاری قطعه مرتبط دانست.



شکل ۶- تصاویر ماکروسکوپی از وضعیت نمونه‌ها پس از قرارگیری در معرض شار حرارتی (محل شاردهی با کادر مشخص شده است)، (الف) نمونه پوشش داده شده و (ب) نمونه بدون پوشش

## ریزساختار و زینتر شدن پوشش

مقدار میانگین اندازه گیری شده برای سختی در لایه YSZ و لایه NiCrAlY به ترتیب برابر  $1163 \text{ HV}$  و  $390 \text{ HV}$  است که بیانگر افزایش در مقدار سختی پس از شاردهی است، به گونه‌ای که، مقدار سختی در لایه YSZ حدود دو برابر شده و در لایه NiCrAlY نیز نه تنها مقدار سختی حدود ۳۰٪ افزایش یافته بلکه تفاوت در مقدار کمینه و بیشینه سختی از  $159 \text{ HV}$  در حالت پیش از شاردهی به  $100 \text{ HV}$  کاهش یافته است (مقایسه با جدول ۳).

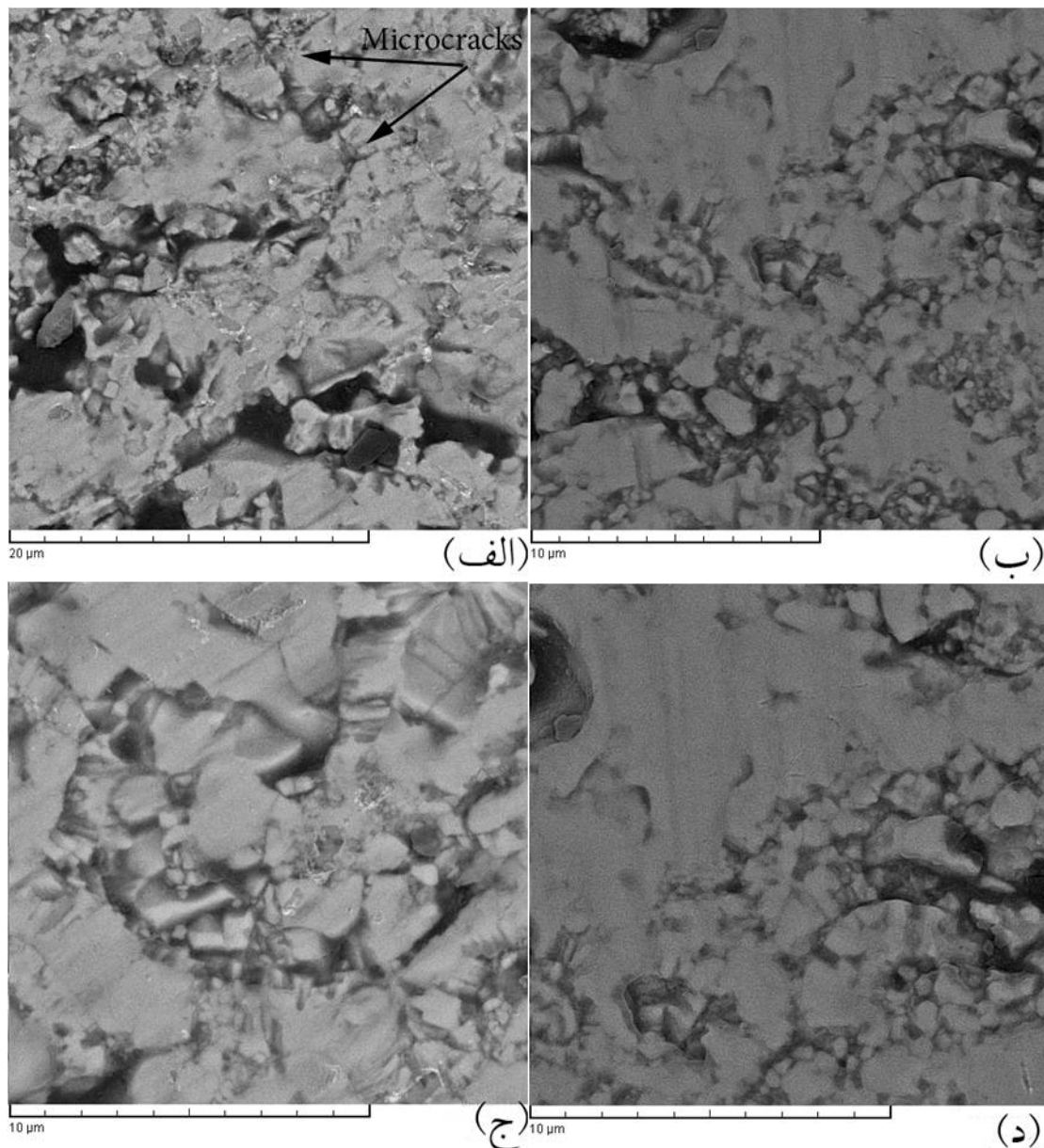
شکل ۷ تصاویر میکروسکوپ الکترونی از لایه زیرکونیا پیش و پس از شاردهی را نشان می‌دهد. پیش از شاردهی

(شکل ۷-الف)، زیرکونیای پلازما اسپری شده از قفل مکانیکی اسپلت‌های ذوب شده تشکیل یافته و دارای مقدار زیادی تخلخل و میکروتراک است. همچنین مقداری ذرات ذوب نشده YSZ که در بین تیغه‌ها گیر افتاده و پیرامون آن‌ها با تخلخل احاطه شده نیز مشاهده گردید. تصاویر پس از شاردهی (شکل ۷-ب)، کاهش مرزهای بین ذرات گسترده شده (در برخی نواحی هیچ مرزی قابل تشخیص نیست) و روی هم رفته، تشکیل ساختاری یکنواخت‌تر با مرزهای کم‌تر را نشان داد. افزون بر این، مقدار تخلخل‌های ریز کاهش یافته و گوشه‌های تیز تخلخل‌ها نیز تا حدودی گردتر شده است. رشد ناحیه اتصال بین ذرات و تیغه‌ها و بهبود اتصال بین آنها پس از



ریزسختی بدست آمده کاملاً مطابقت دارد. چولز و همکارانش [۱۱,۱۰] زینتر شدن لایه YSZ در مدت ۴ ثانیه شاردهی پوشش (دمای بیشینه اندازه‌گیری شده در سطح حدود  $1500^{\circ}\text{C}$ ) را گزارش کردند. همچنین، افزایش مقدار سختی به بیش از  $1200\text{HV}$  پس از زینتر شدن کامل زیرکونیای پایدار شده جزیی (دمای نزدیک به  $1400^{\circ}\text{C}$ ) به وسیله شین و همکارانش [۱۶] گزارش شده است.

شاردهی نسبت به پیش از شاردهی در شکل‌های ۷-ج و ۷-د دیده می‌شود. از نظر ترمودینامیکی برای رسیدن به انرژی کمینه پس از زینتر شدن بایستی تغییراتی مانند گرد شدن یا از بین رفتن تخلخل‌ها، تغییر ریخت شناسی حفره‌های بزرگ به سمت حفره‌های کروی شکل و کاهش و لغزش نسبی مرز بین تیغه‌ها و... رخ دهد [۲]. پس می‌توان تغییرات مشاهده شده در ریزساختار نمونه پوشش داده شده را به زینتر شدن لایه YSZ در زمان قرار گیری در معرض شار حرارتی ارتباط داد. این نتیجه‌گیری با نتایج

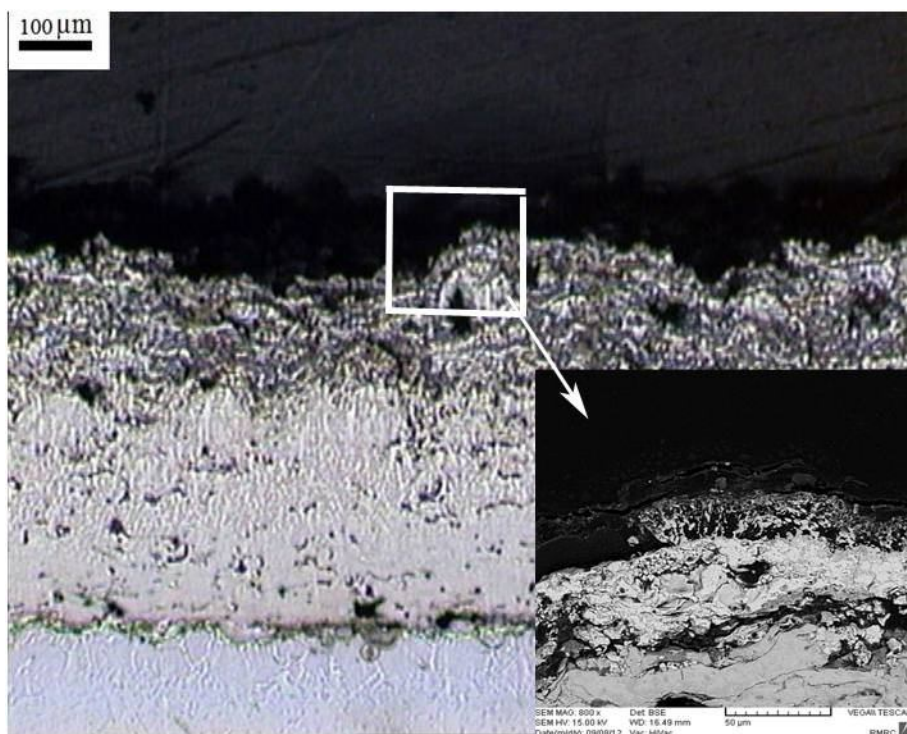


شکل ۷- تصاویر میکروسکوپ الکترونی از لایه YSZ پیش و پس از شاردهی، الف و ج) پیش از شاردهی و ب و د) پس از شاردهی.

## ترک خوردگی و انهدام پوشش بالایی

مطالعه مقطع عرضی نمونه پوشش داده شده پس از شاردگی (شکل ۸) نشان داد، گرچه کاهش ضخامت یا کندی کامل پوشش بالایی YSZ رخ داده، اما همچنان چسبندگی کاملی بین لایه‌های گوناگون پوشش با

یکدیگر و مهم‌تر از آن با فلز پایه وجود دارد. روی هم رفته، ترک می‌تواند عمود بر سطح پوشش (ترک سطحی) و یا در فصل مشترک بین لایه‌ها و موازی با سطح (ترک فصل مشترک یا عرضی) ایجاد شود و می‌تواند در سیکل گرم شدن یا سرد شدن متعاقب نمونه ایجاد گردد.



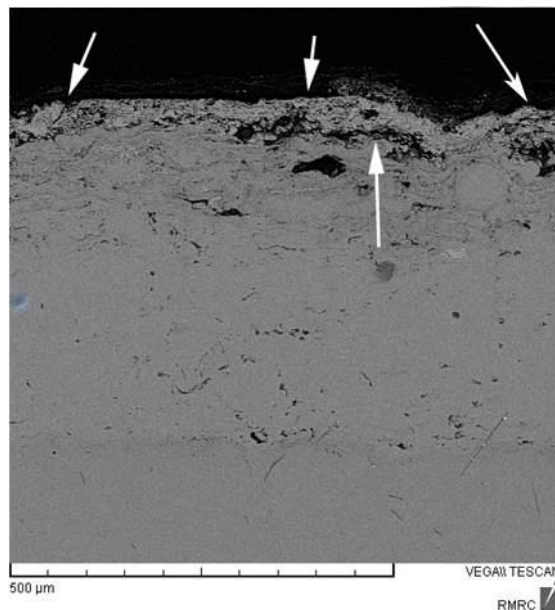
شکل ۸- تصاویر میکروسکوپ نوری و الکترونی نمونه پوشش داده شده پس از شاردگی.

بیش از ۱۵۰ MPa می‌رسد. این مقدار تنش کششی با توجه به استحکام خمش چهار نقطه‌ای YSZ که برابر ۵۶ MPa است، باعث ایجاد ترک‌های سطحی یا عرضی می‌شود [۱۰، ۱۱]. محل ایجاد ترک به مقدار تنش کششی، استحکام ماده و مقدار و اندازه عیوب بستگی دارد. روی هم رفته، تمام خواص پوشش‌های اسپری شده به استحکام و اتصال بین اسپلت‌ها که خود تابعی از فرایند پاشش است، بستگی دارد. مناطق پرحفره، ریزترک‌ها، فصل مشترک‌های بدون اتصال مناسب و عیوب و زبری‌های سطحی در فصل مشترک یا سطح پوشش مکان مناسبی برای اشاعه ترجیحی ترک در پوشش است. مطالعات [۱۸، ۱۹] نشان داده است، شمار زیادی فاصله بین لایه‌ای که می‌توانند به عنوان ریزترک‌های عرضی در نظر گرفته شوند، در کنار ریزترک‌های سطحی در ذرات گسترده شده

انبساط پوشش با افزایش دما در حالی که به وسیله زمینه نسبتاً سردی محدود شده است (در سیکل گرم)، سبب ایجاد تنش فشاری (کم‌تر از ۱۰۰ MPa) شده که با توجه به مقدار استحکام فشاری نهایی YSZ پلاسما اسپری شده ( $454 \pm 53$  MPa) احتمال ایجاد ترک بسیار کم است [۱۰، ۱۱]. اما آنالیز المان محدود نشان می‌دهد که در زمان گرم شدن پوشش به دلیل ناهموار بودن فصل مشترک‌ها (مرزهای موج‌دار)، امکان ایجاد تنش‌های کششی نسبتاً بزرگی در راستای ترک‌های عرضی موجود در پوشش وجود دارد. مقدار این تنش‌های کششی می‌تواند از تنش شکست بحرانی تجاوز کرده و منجر به ترک خوردگی پوشش در حین سیکل گرم شدن گردد [۷، ۱۷]. در سیکل سرد شدن متعاقب نمونه در هوا، وضعیت تنش به حالت کششی تغییر یافته و مقدار آن به

نمونه، تعدادی ترک عرضی در لایه YSZ ایجاد شد و در سیکل سرد شدن متعاقب نیز ترک‌های سطحی ایجاد گردید. در سیکل دوم، ترک عرضی رشد و ترک‌های سطحی کوچکی نیز ایجاد شد و در ادامه با افزایش تعداد سیکل‌های اعمال شده ترک‌های عرضی و سطحی به یکدیگر پیوستند و کندگی پوشش از لایه بالایی رخ داد. با توجه به این که در این پژوهش از شار حرارتی  $8 \text{ MW/m}^2$  استفاده شد، می‌توان گفت شرایط تحمیل شده به پوشش به حدی شدید بوده که ایجاد و اشاعه تحریک شده ترک‌ها و کندگی لایه بالایی در یک سیکل گرم و سرد شدن رخ می‌دهد. شایان توجه است که شدیدترین آسیب به پوشش (کندگی کامل لایه YSZ) بیشینه باعث تغییر دقت ابعادی نازل به اندازه  $90 \mu\text{m}$  (ضخامت لایه YSZ) شده است.

سرامیکی وجود دارد، هم‌چنین، ریزساختار پوشش‌های سرامیکی پلاسما اسپری شده از چینش لایه لایه تیغه‌هایی که اتصال بین آن‌ها بسیار محدود است، تشکیل شده است. لی و همکارانش [۱۹,۲۰] با استفاده از مدل‌سازی ریزساختار پوشش‌های پاشش حرارتی شده و تقسیم فصل مشترک بین لایه‌ها به دو حالت پیوسته و ناپیوسته نشان دادند که پوشش YSZ پلاسما اسپری شده دارای نسبت میانگین چسبندگی بین لایه‌ای ۳۲٪ است. شکل ۹ ترک‌های عرضی و سطحی، به هم پیوستن آن‌ها و کاهش ضخامت یا کنده شدن پوشش پس از شاردهی را نشان می‌دهد. زیانگ و همکارانش [۲۱] عملکرد پوشش‌های سد حرارتی مرتبه‌ای را در شار حرارتی  $0.6 \text{ MW/m}^2$  بررسی کردند و مشاهده کردند که در نخستین سیکل حرارتی دهی و در حین گرم شدن



شکل ۹- تصاویر میکروسکوپ الکترونی از وضعیت پوشش پس از شاردهی

پوشش است. افزایش دمای زمینه (کاهش شیب حرارتی در عرض پوشش) منجر به کاهش تنش‌های حرارتی و پایداری بیش‌تر پوشش می‌شود.

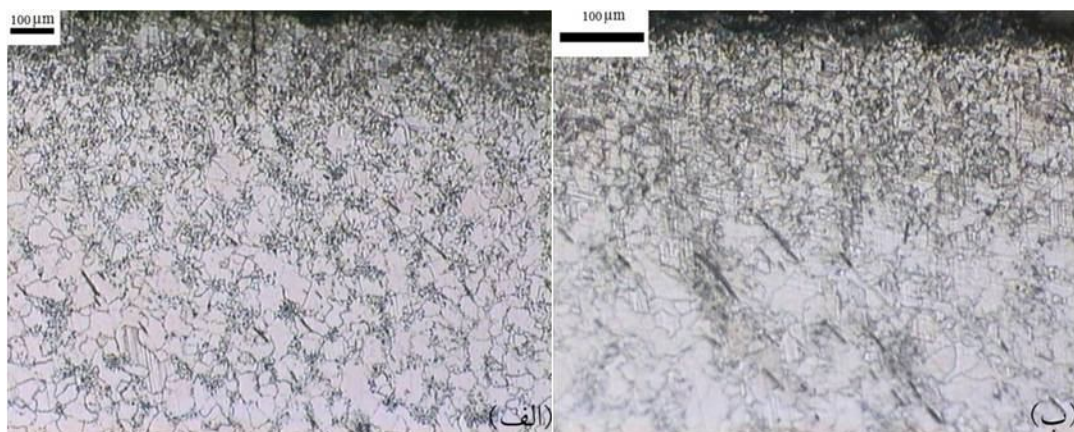
چولز [۲۲] دمای بیشینه زیر لایه را زمانی که سطح پوشش در معرض شار حرارتی  $6.2 \text{ MW/m}^2$  به مدت ۴ ثانیه قرار داشت،  $200^\circ\text{C}$  اندازه‌گیری کرد. در این شرایط، مقدار بیشینه دما در سطح پوشش  $1700^\circ\text{C}$  بود. زیانگ و

#### وضعیت زیرلایه فولادی

مطلب دیگری که مطالعه آن اهمیت زیادی دارد وضعیت فلز زیرلایه پس از قرار گرفتن سطح پوشش در معرض شار حرارتی است. آگاهی یافتن از مقدار دمای تحمیل شده به زمینه در حین شاردهی از دو لحاظ دارای اهمیت است، نخست ارزیابی عملکرد عایق‌سازی پوشش و مقدار محافظت از زیرلایه و دیگری اثر آن بر عملکرد

شاردهی حکاکی شد و به وسیله میکروسکوپ نوری مورد بررسی قرار گرفت. شکل ۱۰ نشان دهنده ساختار فریتی-پرلیتی زمینه فولادی است. با توجه به این که پیش از پوشش‌دهی سطح فلز زیرلایه ماسه پاشی شده بود، انتظار می‌رفت که اندازه دانه‌های بخشی که تحت تاثیر این کار پلاستیک قرار دارد از دیگر بخش‌ها کوچک‌تر باشد که این لایه با ضخامت  $180 \mu\text{m}$  و اندازه دانه‌های کوچک‌تر به خوبی در شکل ۱۰-ب دیده می‌شود. مشاهده نشدن تغییرات متاثر از حرارت در ریز ساختار نشان داد که زیرلایه نمونه پوشش داده شده حین شاردهی بر خلاف نمونه بدون پوشش مورد سیکل حرارتی پیچیده با دمای بالا قرار نگرفته است.

همکارانش [۲۱] دمای فلز پایه برای پوششی که به مدت ۱۶۰ ثانیه در معرض شار  $0.71-0.82 \text{ MW/m}^2$  قرار گرفته بود را حدود  $1200^\circ\text{C}$  اندازه گیری کردند. گفتنی است که این شار حرارتی در مدت ۴۰ ثانیه باعث رسیدن دمای سطح پوشش به  $1700^\circ\text{C}$  شد و در ۱۲۰ ثانیه باقی مانده سطح پوشش در معرض این دمای ثابت قرار داشته است. نظر به این که در این پژوهش اندازه گیری دمای فلز پایه در حین شاردهی در اولویت قرار نداشت، اما با توجه به این فرضیه که "اگر زیرلایه در حین شاردهی در معرض درجه حرارت‌های بالا قرار گیرد، ریز ساختار آن دچار تغییر می‌شود" می‌توان تا حدی درباره شرایط تحمیل شده به زمینه در حین شاردهی اظهار نظر کرد. از این‌رو، ریزساختار زمینه فولادی نمونه پوشش داده شده پس از



شکل ۱۰- تصویر میکروسکوپ نوری از ریز ساختار زمینه فولادی نمونه پوشش داده شده پس از شاردهی (الف) تصویر با بزرگ‌نمایی کم و (ب) تصویر با بزرگ‌نمایی بیش‌تر از فلز زیرلایه درست در زیر پوشش.

## نتیجه گیری

بالایی YSZ رخ داد که باعث تغییر دقت ابعادی به اندازه  $90 \mu\text{m}$  شد.  
۳- کوچک و کم شدن تعداد تخلخل‌ها، افزایش در مقدار سختی پوشش و زینتر شدن لایه YSZ پس از قرارگیری پوشش در معرض شار حرارتی مشاهده شد.  
۴- پس از ۲۰ ثانیه قرارگیری سطح پوشش در معرض شار حرارتی، در وضعیت ریزساختار زیرلایه فولادی هیچ تغییری مشاهده نشد.

۱- قرار گیری نمونه بدون پوشش در معرض شار حرارتی  $8 \text{ MW/m}^2$  به مدت ۲۰ ثانیه باعث ذوب زمینه فولادی و پاشش مذاب ایجاد شده در حین شاردهی شد، اما برای نمونه پوشش داده شده منجر به افزایش دمای سطح پوشش به مقدار بیشینه  $1460^\circ\text{C}$  و عدم تغییر در وضعیت ظاهری نمونه شد.

۲- پس از شاردهی، چسبندگی کاملی بین لایه‌های گوناگون پوشش با یکدیگر و با زیرلایه وجود داشت. همچنین، کاهش ضخامت یا کندگی کامل پوشش

## سپاسگزاری

نویسندگان از پژوهشگاه مواد و انرژی و دانشگاه‌های صنعتی امیرکبیر و تربیت مدرس به

دلیل در اختیار قرار گذاشتن تجهیزات کمال سپاسگزاری را می‌نمایند.

## References

- ۱- ز. گلستان، م. جاویدی، م. ح. شریعت و ر. بازرگان لاری، پوشش دهی کامپوزیتی هیدروکسی آپاتیت-تیتانیا همزمان با نیتروکربوره کردن الکترولیتی پلاسمایی روی سطح فولاد ضد زنگ و بررسی رفتار خوردگی آن، مجله مواد نوین / جلد ۳ / شماره ۴ / تابستان ۱۳۹۲.
- 2- N. Markocsan, P. Nylen, J. Wigren, X.-H. Li, A. Tricoire, "Effect of Thermal Aging on Microstructure and Functional Properties of Zirconia-Base Thermal Barrier Coatings", *Journal of Thermal Spray Technology*, Vol. 18, pp. 201-208, 2009.
- 3- P. F. Zhao, C.A. Sun, X.Y. Zhu, F.L. Shang, C.J. Li, "Fracture Toughness M of Plasma-Sprayed Thermal Barrier Coatings Using a Modified Four-Point Bending method", *Surface & Coatings Technology*, Vol. 204, pp. 4066-4074, 2010.
- 4- U. Schulz, M. Peters, Fr.-W. Bach, G. Tegeder, "Graded Coatings for Thermal, Wear and Corrosion Barriers", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 362, pp. 61-80, 2003.
- 5- M. Khoddami, A. Sabour, S.M.M. Hadavi, "Microstructure Formation in thermally-Sprayed Duplex and Functionally Graded NiCrAlY/Yttria-Stabilized Zirconia Coatings", *Surface & Coatings Technology*, Vol. 201, pp. 6019-6024, 2007.
- 6- B. Saedi, A. Sabour, A. M. Khoddami, "Study of microstructure and thermal shock Behavior of Two Types of Thermal Barrier Coatings", *Materials and Corrosion* Vol. 60, pp. 695-703, 2009.
- 7- A. Kawasaki, R. Watanabe, "Thermal Fracture Behavior of Metal/Ceramic Functionally graded materials". *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 69, pp. 1713-1728, 2002.
- 8- K. Kokini, J. DeJonge, S. Rangaraj, B. Beardsley, "Thermal Shock of Functionally Graded Thermal Barrier Coatings with Similar Thermal Resistance". *Surface and Coatings Technology*, Vol. 154, pp. 223-231, 2002.
- 9- Raj, S.V., L. J. Ghosn, C. Robinson, D. Humphrey, "High Heat Flux Exposures of Coated GRCop-84 Substrates". *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 457: pp. 300-312, 2007.
- 10- B.D. Choules, K. Kokini, T.A. Taylor, "Thermal Fracture of Thermal Barrier Coatings in a High Heat Flux Environment". *Surface and Coatings Technology*, Vol. 106, pp. 23-29, 1998.
- 11- B.D. Choules, K. Kokini, T.A. Taylor, "Thermal Fracture of Ceramic Thermal Barrier Coatings Under High Heat Flux with Time-Dependent Behavior. Part 1. Experimental results", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 299, pp. 296-304, 2001.
- ۱۲- وکیلی فرد، ح. "بررسی و بهینه سازی پارامترهای موثر بر خواص پوشش‌های سد حرارتی YSZ-MCrAlY بر روی سوپرآلیاژ پایه نیکل به کمک روش طراحی آزمایش‌ها"، کارشناسی ارشد پژوهشکده مواد و انرژی، تهران، ۱۳۹۰.
- D.R. Gaskell, *Introduction to the Thermodynamics of Materials*, 4<sup>th</sup> ed., New York, 2003.
- 13- K.A. Khor, Z.L. Dong, Y.W. Gu, "Influence of Oxide Mixtures on Mechanical Properties of Plasmasprayed Functionally Graded Coating". *Thin Solid Films*, Vol. 368, pp. 86-92, 2000.
- 14- K.A. Khor, Y.W. Gu, Z.L. Dong, "Mechanical behavior of plasma sprayed Functionally Graded YSZ-NiCoCrAlY Composite Coatings". *Surface and Coatings Technology*, Vol. 139, pp. 200-206, 2001.

- 15- J. Shin, S.K. Hur, C.G. Ha, Y.G. Jung, U. Paik, "Mechanical characterization in PSZ/NiCrAlY Composites Fabricated by Plasma Activated Sintering". *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 313, pp. 248-257, 2000.
- 16- K. Kokini, Y. R. Takeuchi, B. D. Choules, "Surface Thermal Cracking of Thermal Barrier Coatings Owing to Stress Relaxation: Zirconia Vs. Mullite". *Surface and Coatings Technology*, Vol. 82, pp. 77-82, 1996.
- 17- A. Ohmori, C-J. Li, "Quantitative Characterization of the Structure of Plasma-Sprayed Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Coating by Using Copper Electroplating". *Thin Solid Films*, Vol. 201, pp. 241-252, 1991.
- 18- C.J. Li, W.Z. Wang, "Quantitative Characterization of Lamellar Microstructure of Plasma-Sprayed Ceramic Coatings Through Visualization of Void Distribution". *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 386, pp. 10-19, 2004.
- 19- C.J. Li, W.Z. Wang, Y. He, "Dependency of Fracture Toughness of Plasma Sprayed Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Coatings on Lamellar Structure". *Journal of Thermal Spray Technology*, Vol. 13, pp. 425-431, 2004.
- 20- H. Xiong, A.Kawasaki, Y. Kang, R.Watanabe, "Experimental Study on Heat Insulation Performance of Functionally Graded Metal/Ceramic Coatings and Their Fracture Behavior at High Surface Temperatures". *Surface and Coatings Technology*, Vol. 194, pp. 203-214, 2005.
- 21- B.D. Choules, "Thermal Fracture of Ceramic Coating Under High Heat Flux with Time-Dependence Behavior", ph. D. Thesis Purdue University, West Lafayette, 1998.