

## ارزیابی خواص مکانیکی و اکسیداسیون پوشش کامپوزیتی نانوساختار MCoCrAlY/YSZ تولید شده به روش HVOF

مصطفی طهری، مرتضی شمعانیان و مهدی صالحی

دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی اصفهان

( دریافت مقاله : ۹۰/۱۱/۱۸ - پذیرش مقاله : ۹۰/۱۲/۱۰ )

### چکیده

در این پژوهش به منظور افزایش سختی و مقاومت به اکسیداسیون پوشش های CoNiCrAlY و مقایسه آن با پوشش تجاری، پودرهای کامپوزیتی و نانوساختار CoNiCrAlY + YSZ به روش آسیاب کاری مکانیکی تهیه شدند. برای این کار مقادیر صفر، ۵، ۱۰ و ۱۵ درصد YSZ به پودر CoNiCrAlY اضافه شد. سپس پوشش های مورد نظر و پوشش تجاری با استفاده از روش HVOF بر روی زیرلایه Inconel 617 اعمال گردید. برای ارزیابی پوشش ها از میکروسکوپ الکترونی روبشی، پراش اشعه ایکس و میکروسختی سنج استفاده شد. نتایج نشان داد پوشش های دارای سرامیک در حین پاشش رشد دانه کمتری از خود نشان داده اند. افزودن YSZ به پوشش CoNiCrAlY باعث شده است که تخلخل پوشش افزایش یابد، ولی سختی پوشش در حدود ۱۰۰٪ افزایش یافته است. به علت افزایش تخلخل پوشش ها مقاومت به اکسیداسیون پوشش های کامپوزیتی کاهش یافته است.

واژه های کلیدی: HVOF، YSZ، CoNiCrAlY، کامپوزیت نانوساختار، اکسیداسیون دما بالا.

## Evaluation of mechanical properties and oxidation of nanostructured composite MCoCrAlY/YSZ produced by HVOF method.

M. Tahari, M. Shamanian and M. Salehi

Department of Materials Engineering, Isfahan University of Technology

(Received 6 February 2012, accepted 28 February 2012)

### Abstract

In this study the effect of addition YSZ on structural properties and oxidation resistance of CoNiCrAlY/YSZ composite were investigated. CoNiCrAlY/YSZ composite powders produced by mechanical alloying process. Various amounts of YSZ particles (0%, 5%, 10% and 15 wt.%) were mixed with CoNiCrAlY powder and milled for 12, 24 and 36 h, then composite and commercial coating were deposited with high velocity oxy-fuel method on the inconel 617 substrate. The structural and mechanical evolutions of the coatings were evaluated using X-ray diffractometry, scanning electron microscopy and microhardness test. It was observed that by increasing YSZ content, porosity of coatings were increased and hardness of coatings were increased too. Also, addition of YSZ to CoNiCrAlY decreased the rate of grain growth in thermal spray process and heat treatment. Increase of porosity result to decreasing oxidation resistance of coatings.

**Keywords:** CoNiCrAlY, YSZ, HVOF, nanostructured coating, high temperature oxidation.

**E-mail of corresponding author:** Fa.tahari@yahoo.com

## مقدمه

به این روش علاوه بر کامپوزیتی بودن، دارای ساختار نانو نیز می باشند [۶، ۷]. بعضی از محققین نشان دادند که استفاده از پودرهای نانو ساختار  $\text{MCrAlY}$  به عنوان پودر پاشش حرارتی خواص اکسیداسیون این پوشش به طور قابل ملاحظه ای افزایش می یابد [۸-۱۰].

سیستم های نسل سوم HVOF به طور قابل قبولی می توانند برای پوشش دهی مواد فعال مانند  $\text{MCrAlY}$  استفاده شوند، به گونه ای که میزان اکسیداسیون عناصر فعال حداقل باشد. انرژی کینتیکی بالای ذرات نیمه مذاب در این روش، باعث تغییر فرم پلاستیکی شدید ذرات در حین برخورد با زیرلایه می شود. این امر باعث ایجاد یک پوشش عاری از تخلخل و متراکم می شود که چسبندگی بسیار خوبی به زیر لایه فلزی دارد [۱۱].

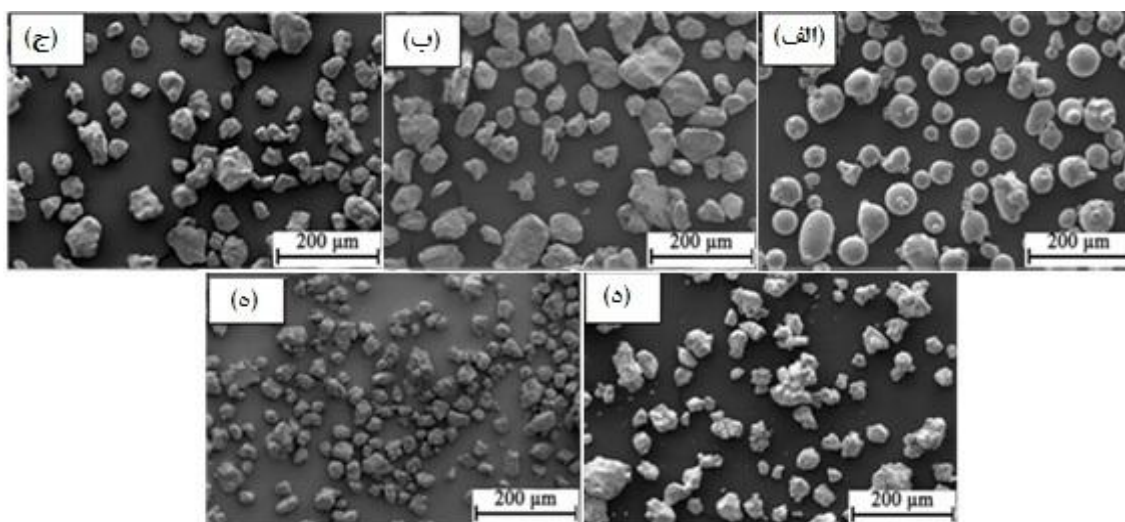
## مواد و روش تحقیق

برای آماده سازی پودر کامپوزیتی از روش آلیاژسازی مکانیکی استفاده شد. برای این کار از پودرهای  $\text{CoNiCrAl}$  و  $\text{YSZ}$  ساخت شرکت GTV استفاده شد. پودرهای  $\text{CoNiCrAlY}$  (0%, 5%, 10%, 15%) wt.YSZ به مدت ۲۴ ساعت در اتمسفر گاز آرگون آسیاب کاری مکانیکی شدند. سرعت آسیاب کاری ۱۸۰ rpm و نسبت گلوله به پودر ۱۰:۱ انتخاب شد. توزیع ذرات و مورفولوژی پودرهای مورد استفاده در شکل ۱ آورده شده است.

پوشش مورد نظر به روش HVOF و با استفاده از دستگاه Met jet III در شرکت پودر افشان بر روی زیرلایه های از جنس Inconel 617 اعمال شد.

پارامترهای پاشش که در جدول ۱ آمده است براساس روش طراحی آزمایش تاگوچی به دست آمده اند. در پایان با استفاده از میکروسکوپ الکترونی روبشی، میکروسکوپ نوری، ریز سختی سنج و سختی سنج، خصوصیات پوشش مورد ارزیابی قرار گرفت. در ادامه جزییات آزمایش های انجام شده آورده شده است.

$\text{MCrAlY}$  (M= Ni, Co, NiCo یا CoNi) یکی از مشهورترین پوشش های محافظ در دمای بالا است که برای حفاظت قطعات داغ توربین های گازی مانند پره های ثابت و متحرک در برابر خوردگی داغ و اکسیداسیون دمای بالا استفاده می شود [۱]. جریان گردابی هوا درون توربین، نیروی گریز از مرکز در پره ها، ذرات جامد معلق در هوا، از مهمترین عوامل تخریب پوشش  $\text{MCrAlY}$  هستند. از این رو سختی، استحکام مکانیکی و مقاومت به سایش بالا بعد از مقاومت به اکسیداسیون دمای بالا و خوردگی داغ از مهمترین خصوصیات این پوشش ها هستند [۲، ۱]. از این رو تلاش های زیادی برای افزایش استحکام دمای بالای و سختی این پوشش ها انجام شده است. مکانیزم محلول جامد و رسوبات فاز  $\beta$  عوامل استحکام بخش پوشش  $\text{MCrAlY}$  در دمای کم هستند. اما این عوامل وقتی دمای کاری در حدود ۱۰۰۰ درجه سانتیگراد است تاثیری زیادی در استحکام دهی این پوشش ندارند [۳]. بنابراین تلاش های زیادی برای افزایش سختی و استحکام دمای بالای این پوشش انجام شده است. امروزه کامپوزیت های زمینه فلزی یکی از مهمترین مواد مورد استفاده در دمای بالا هستند. برای مثال ذرات  $\text{AlN}$  در پوشش های  $\text{MCrAlY}$  که به روش PVD<sup>۱</sup> تولید شده اند، سختی پوشش ها را افزایش داده اند [۲]. از طرف دیگر اخیراً کامپوزیت های زمینه فلزی به طور گسترده ای برای افزایش استحکام و سختی پوشش ها استفاده می شوند. در میان سرامیک های مهندسی اکسید آلومینیم و زیرکونیای پایدار شده با ایتریا به دلیل پایداری حرارتی مناسبی که در دمای بالا از خود نشان می دهند بیشترین کاربرد را در توربین های گازی دارند [۴]. به دلیل تشکیل لایه اکسیدی عناصر فعال نظیر Hf و Y در مجاورت YSZ، این سرامیک در زمینه سوپرآلیاژها ترشوندگی خوبی از خود نشان می دهد [۵]. با توجه به این خصوصیات گفته شده YSZ می تواند به عنوان یک تقویت کننده مناسب برای  $\text{MCrAlY}$  عمل کند. یکی از متداول ترین روش ها برای تولید مواد کامپوزیتی آسیاب کاری مکانیکی است. پودرهای تولید شده



شکل ۱. تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از الف) پودر تجاری، ب) ۰ % YSZ، ج) ۵ % YSZ، د) ۱۰ % YSZ، ه) ۱۵ % YSZ

جدول ۱. پارامترهای پاشش حرارتی پودرهای تجاری و آسیاب کاری شده

نرخ تزریق پودر (gr/min)	نرخ فلوی سوخت (mlit/min)	فاصله پاشش (cm)	نرخ فلوی اکسیژن (mlit/min)	نوع پوشش
۴۰	۲۵۰	۳۵	۸۳۰	تجاری
۴۰	۲۵۰	۳۵	۸۳۰	۰% YSZ
۴۰	۲۵۰	۳۵	۸۸۰	۵% YSZ
۴۰	۲۵۰	۳۵	۸۸۰	۱۰% YSZ
۴۰	۲۵۰	۳۵	۸۸۰	۱۵% YSZ

#### تخلخل:

برای ارزیابی تاثیر پارامترهای پاشش حرارتی بر تخلخل پوشش از تصاویر میکروسکوپ الکترونی و روش آنالیز تصویری استفاده شد. تصاویر میکروسکوپ الکترونی از سطح مقطع پوشش و با بزرگنمایی ۵۰۰ برابر تهیه شدند. اساس کار روش آنالیز تصویری درجه تفکیک تصویر است. به همین منظور از یک منطقه خاص هم تصاویر الکترون برگشتی و هم الکترون ثانویه تهیه شد تا با مقایسه آنها تخلخل های واقعی شناسایی شوند.

#### سختی:

برای بررسی تاثیر پارامترهای پاشش حرارتی بر سختی پوشش از ریزسختی سنج ویکرز در بار ۵۰۰ gr و زمان ماند ۱۵ ثانیه

استفاده شد. برای این کار پوشش ها ابتدا مقطع زده شده و سپس تا سنباده شماره ۱۲۰۰ پولیش شدند.

#### اکسیداسیون:

برای ارزیابی تاثیر پارامترهای پاشش حرارتی بر مقاومت به اکسیداسیون پوشش آزمون اکسیداسیون دمای بالا در اتمسفر محیط و در دمای ۱۰۰۰ درجه سانتیگراد انجام شد. نمونه ها پس از گذشت مدت زمان معین از کوره بیرون آورده شده و پس از خنک شدن در هوا با ترازوی با دقت ۰/۱ mgr توزین شدند.

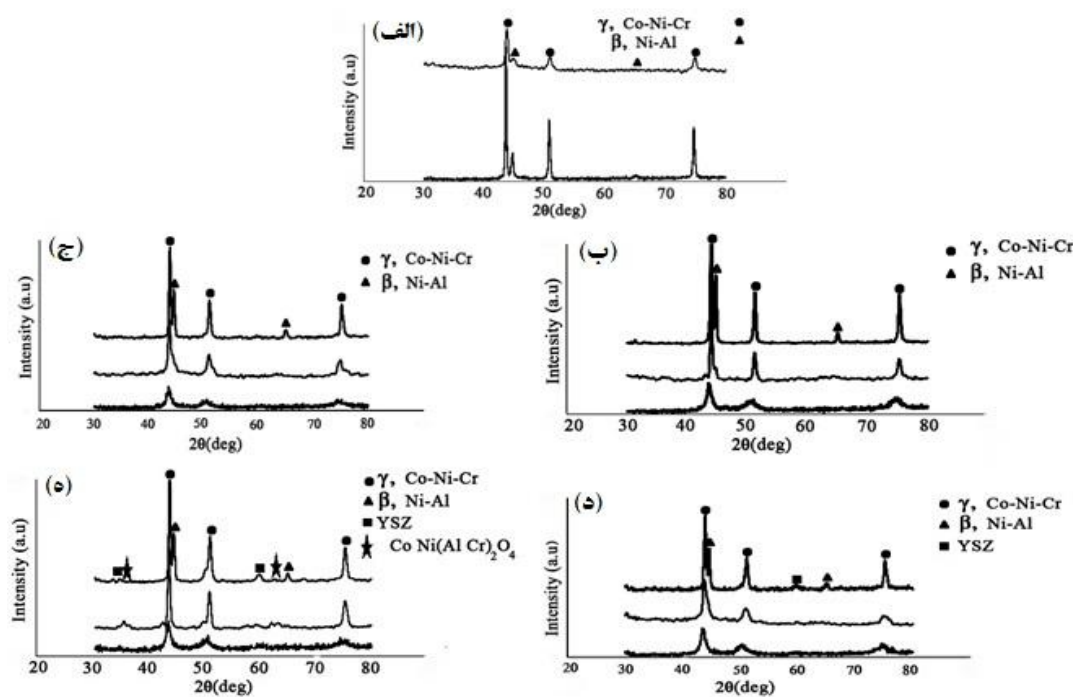
#### نتایج و بحث

شکل ۲(الف تا ه) الگوی پراش اشعه ایکس، برای پودرها و پوشش های مورد نظر را نشان می دهد. همچنین در این شکل

بعد از عملیات حرارتی با رشد دانه زیادی مواجه شده اند. اما پودرهای دارای ۵٪ و ۱۰٪ سرامیک رشد دانه کمتری از خود نشان داده اند. براساس نتایج قبلی ارایه شده توسط همین گروه با درشت بودن ذرات تقویت کننده از یک طرف و توزیع غیر یکنواخت آنها در زمینه  $\text{CoNiCrAlY}$  از طرف دیگر باعث شده است که ذرات سرامیک در پودر ۱۵٪ نتوانند مانع رشد دانه شوند. اما در نمونه ۵٪ ذرات سرامیک به دلیل توزیع یکنواخت و اندازه ریز تا حدودی رشد دانه را کاهش داده اند. این امر در نمونه با ۱۰٪ سرامیک با وضوح بیشتری قابل تشخیص است.

الگوی پراش اشعه ایکس برای پودرهای عملیات حرارتی شده نیز آورده شده است. اندازه دانه پوشش ها و پودرهای عملیات حرارتی شده و نشده که با روش ویلیامسون-هال به دست آمده اند در جدول ۲ آورده شده است. افزایش مقدار  $\text{YSZ}$  توزیع آنها در زمینه  $\text{CoNiCrAlY}$  غیر یکنواخت می شود. از طرفی چون انرژی بیشتری برای خرد شدن ذرات سرامیک مورد نیاز است، اندازه نهایی ذرات سرامیک موجود در پودر ۱۵٪ نسبت به پودرهای ۵٪ و ۱۰٪ درشت تر هستند [۱۲].

مشاهده می شود که پودرهای بدون سرامیک و ۱۵٪ سرامیک



شکل ۲. الگوی XRD مربوط به (الف) پودر تجاری، (ب) ۰٪  $\text{YSZ}$ ، (ج) ۵٪  $\text{YSZ}$ ، (د) ۱۰٪  $\text{YSZ}$ ، (ه) ۱۵٪  $\text{YSZ}$ ، به ترتیب از پایین: پودر آسیاب شده، پوشش، پودر آنیل شده

جدول ۲. اندازه دانه پودرهای آسیاب کاری شده، آنیل شده و پوشش های تجاری و کامپوزیتی

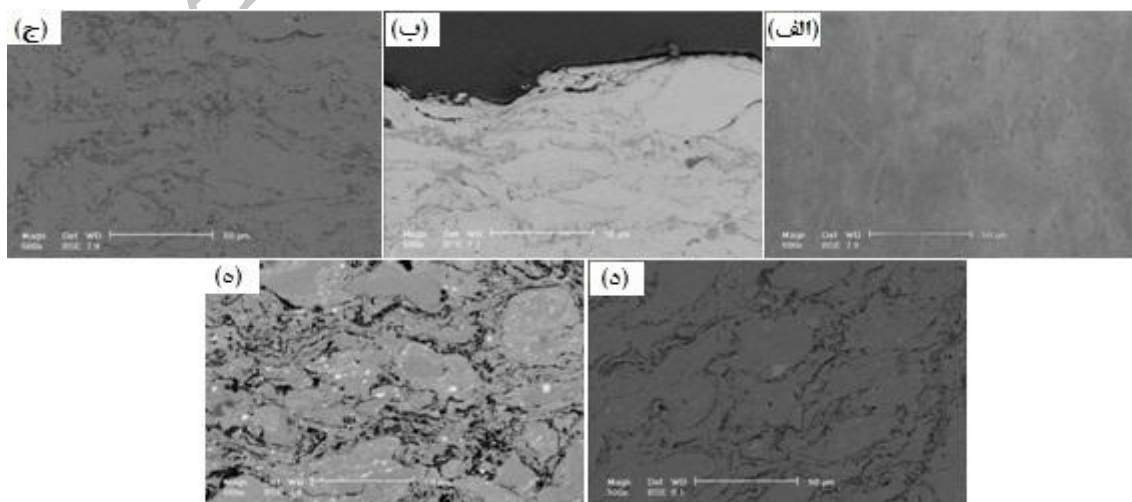
نوع پوشش	پودر آسیاب شده	پودر آنیل شده	پوشش
تجاری	۲۷۴	----	۹۸
۰٪ $\text{YSZ}$	۲۴	۲۵۴	۱۲۱
۵٪ $\text{YSZ}$	۴۹	۱۹۱	۸۵
۱۰٪ $\text{YSZ}$	۵۵	۱۳۵	۶۲
۱۵٪ $\text{YSZ}$	۶۲	۲۳۲	۱۳۸

مربوط به فاز  $\beta$  نیز شدیداً کاهش یافته است. محققین بر این باورند که به علت بالا بودن انرژی کنیتیکی ذرات نیمه مذاب در حین برخورد با سطح زیرلایه، تغییر فرم پلاستیک شدیدی در آنها به وجود می آید که باعث کاهش اندازه دانه ها و افزایش انرژی کرنشی داخلی می شود [۱۴].

شکل ۳ تصاویری از سطح مقطع پوشش های به دست آمده را نشان می دهد. ذرات سفید رنگ که در زمینه پخش شده اند، ذرات  $\text{YSZ}$  می باشند که در زمینه توزیع شده اند. با مقایسه ضخامت اسپلت ها مشاهده می شود که با افزایش درصد سرامیک تعداد ذرات ذوب نشده در پوشش افزایش یافته است. به نظر می رسد ذرات سرامیک که نقطه ذوب بالاتری نسبت به زمینه فلزی دارند، با جذب مقداری از حرارت ورودی به خود مانع از ذوب کامل ذرات پودر شده اند. این امر باعث می شود که ذرات در حین برخورد با زیرلایه حالت نیمه مذاب داشته باشند و به طور کامل پخش نشوند. مشاهده می شود که اطراف اسپلت ها یک لایه سیاه رنگ وجود دارد.

مستقیمی و همکارانش معتقدند که این لایه سیاه رنگ اکسیدهای فلزی هستند که در حین فرآیند پاشش بر روی سطح ذرات پودر به وجود آمده اند [۱۵]. اما با توجه به نتایج  $\text{XRD}$  مربوط به پوشش ها می توان گفت که مقدار این لایه های اکسیدی کمتر از ۵٪ هستند. چون پیک مربوط به اکسیدهایی که امکان تشکیل آنها وجود دارد، در الگوی پراش

با مقایسه اندازه دانه پوشش ها با اندازه دانه پودرها قبل و بعد از عملیات حرارتی به نظر می رسد که افزایش دمای ذرات پودر در حین پاشش باعث رشد دانه شده است، مشاهده می شود که روند رشد دانه در تطابق کامل با نتایج عملیات حرارتی بوده است. این امر نشان می دهد که ذرات تقویت کننده که دارای اندازه کوچکی هستند و به طور یکنواخت در زمینه و مرزدانه ذرات پودر  $\text{CoNiCrAlY}$  توزیع شده اند، توانسته اند رشد دانه را محدود کنند که در نتیجه پوشش های نانو ساختار به دست آمده اند. همان طور که در شکل ۲ مشاهده می شود در حین فرآیند آسیاب کاری فاز  $\beta$  که رسوبات استحکام بخش  $\text{CoNiCrAlY}$  هستند، ناپدید شده است. محققین بر این باورند که این فاز در اثر جذب انرژی ناشی از آسیاب کاری دچار انحلال شده است [۱۳]. اما مشاهده می شود که پس از پاشش حرارتی این فاز در نمونه های بدون تقویت کننده و  $\text{YSZ}$  ۱۵٪ بر خلاف نمونه های ۵٪ و ۱۰٪ به وجود آمده است. شاید وجود ذرات سرامیکی که به طور یکنواخت در زمینه نمونه های  $\text{YSZ}$  ۵٪ و  $\text{YSZ}$  ۱۰٪ شده اند، مانع از آزاد شدن کرنش های داخلی پودرها در حین پاشش شده اند. آزاد نشدن انرژی داخلی ذرات باعث شده است که پوشش در سطح بالایی از انرژی باقی بماند که این امر مانع از رسوب دوباره فاز  $\beta$  شده است. درپوشش تجاری مشاهده می شود که پس از پاشش حرارتی پهنای پیک ها افزایش یافته است. همچنین شدت پیک های



شکل ۳. تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از (الف) پودر تجاری، (ب)  $\text{YSZ}$  ۰٪، (ج)  $\text{YSZ}$  ۵٪، (د)  $\text{YSZ}$  ۱۰٪، (ه)  $\text{YSZ}$  ۱۵٪.

جدول ۳. میزان تخلخل پوشش های تجاری و کامپوزیتی

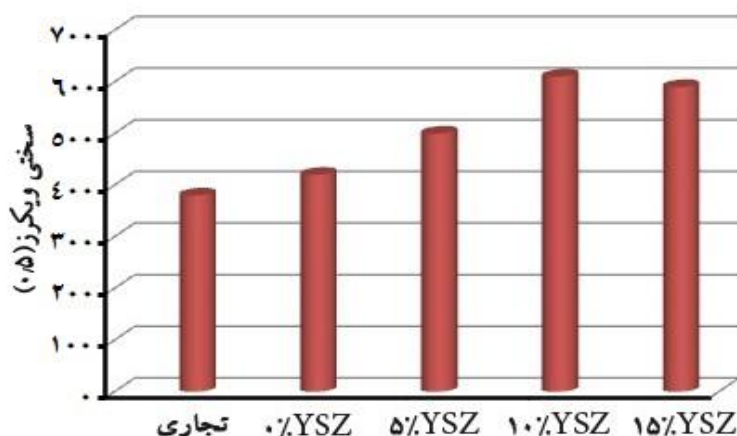
پوشش	تجاری	۰٪YSZ	۵٪YSZ	۱۰٪YSZ	۱۵٪YSZ
تخلخل	<۰٫۲	۱/۲	۱/۶	۲/۳	۴/۳

نتایج حاصل از میکرو سختی سنجی در شکل ۴ گزارش شده است. مشاهده می شود که پوشش تجاری با وجود اینکه کمترین میزان تخلخل را از خود نشان داد، کمترین سختی را دارا می باشد

پوشش بدون تقویت کننده که در حین پاشش رشد دانه زیادی از خود نشان داده است دارای سختی تقریباً مشابه با پودر تجاری می باشد. مقدار کم افزایش سختی در این پوشش نسبت به پودر تجاری را می توان به وجود ذرات اکسیدی بوجود آمده در حین پاشش نسبت داد [۱۶]. اما مشاهده می شود که با اضافه کردن YSZ به پوشش ها با وجود افزایش تخلخل، سختی آنها افزایش می یابد. در پوشش ۱۵٪ سرامیک به دلیل بالا بودن میزان تخلخل نسبت به پوشش ۱۰٪ سرامیک اضافه کردن سرامیک تاثیر زیادی بر افزایش سختی نداشته است. بالا بودن سختی پوشش های دارای سرامیک را می توان به کمتر بودن اندازه دانه آنها نیز مرتبط دانست. همانطور که قبلاً گفته شد پوشش های دارای تقویت کننده در حین پاشش رشد دانه کمتری داشته اند. قبلاً گفته شد که رشد دانه کمتر در نمونه های تقویت شده به دو دلیل اتفاق می افتد: (۱) قفل کردن مرزدانه ها توسط ذرات تقویت کننده (۲) اضافه کردن

ایکس آنها مشاهده نشد. پودر تجاری به دلیل داشتن مورفولوژی کروی سطح تماس بسیار کمی با شعله HVOF داشته است، به همین دلیل به نظر می رسد لایه اکسیدی در این پوشش تشکیل نشده است بنحوی حتی مرز اسپلت ها نیز قابل تشخیص نیست.

با استفاده از نرم افزار آنالیز تصویری، آزمون تخلخل سنجی انجام شد که نتایج آن در جدول ۳ آمده است. همانطور که از نتایج مشخص است پودر تجاری دارای کمترین میزان تخلخل است. در میان پودرهای آسیاب کاری شده پودر بدون تقویت کننده کمترین میزان تخلخل را از خود نشان داده است. مشاهده می شود با افزایش مقدار YSZ تخلخل پوشش ها نیز افزایش یافته است. دشباند و همکارانش نشان دادند که مورفولوژی پودر پاشش حرارتی تاثیر زیادی بر میزان تخلخل پوشش دارد. پودرهای با مورفولوژی کروی بهترین کیفیت را از نظر تخلخل دارند. همانطور که قبلاً گفته شد وجود ذرات سرامیک در زمینه پودرهای کامپوزیتی مانع از ذوب شدن ذرات پودر می شود. ذوب نشدن ذرات پودر و عدم وجود مورفولوژی مناسب باعث شده است که با افزایش مقدار YSZ میزان تخلخل پوشش افزایش یابد.



شکل ۴. نمودارهای تغییرات سختی برای پوشش های تجاری و کامپوزیتی

شکل ۵- ب نمودار مربع افزایش وزن مخصوص بر حسب زمان  $(\text{mgr/cm}^2)^2 / \text{time}$  را نشان می دهد. مشاهده می شود که نمودار دارای انحراف کمی از قانون سهمی است و نقاط به دست آمده بر روی خط رسم شده به خوبی تطبیق داده شده اند. ماهش معتقد است که انحراف کمی که پوشش های پاشش حرارتی از قانون سهمی در حین آزمون اکسیداسیون نشان می دهد به دلیل وجود لایه اکسیدی غیرهمگنی است که بر روی اسپلت ها در حین پاشش به وجود می آید [۱۶].

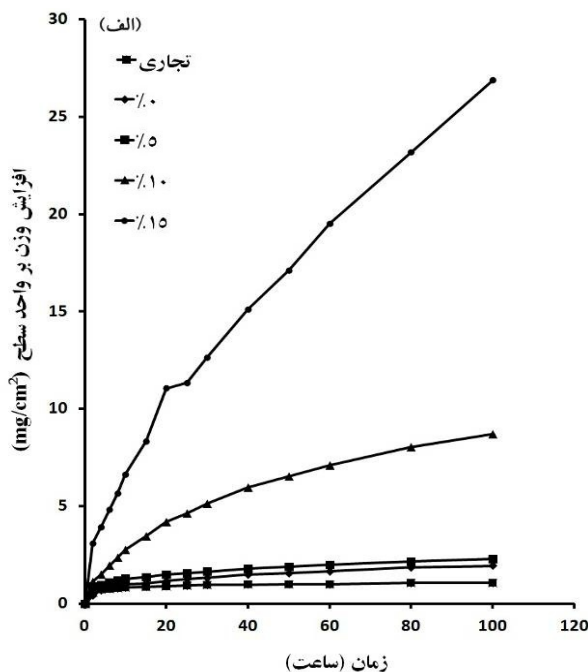
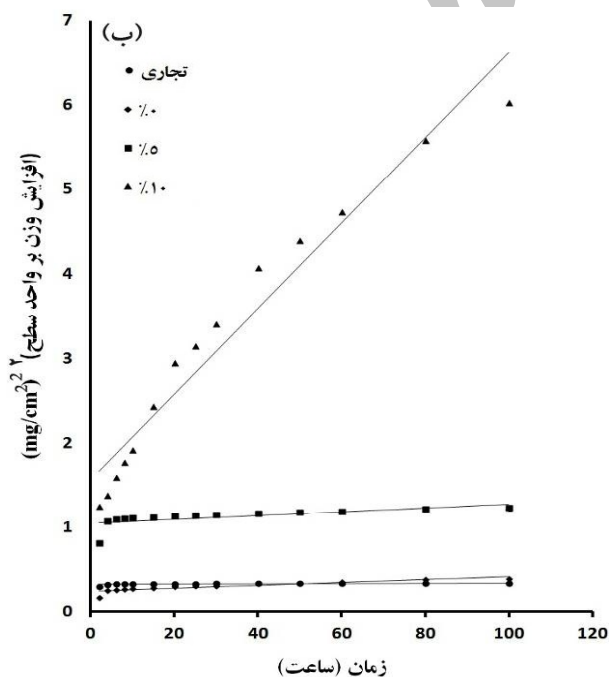
شیب خطوط به دست آمده نمایانگر  $k_p$  یا همان سرعت اکسیداسیون است. مقادیر  $k_p$  برای پوشش های مختلف در جدول ۴ آورده شده است. مشاهده می شود که پوشش تجاری بیشترین مقاومت به اکسیداسیون را از خود نشان داده است. اما پوشش های بدون سرامیک و کامپوزیتی دارای مقادیر  $k_p$  بسیار بزرگتری نسبت به پوشش تجاری هستند. بابزین و همکارانش در پژوهشی مشابه به چنین نتایجی دست پیدا کرده اند [۱]. آنها دلیل بالاتر بودن نرخ اکسیداسیون پوشش های کامپوزیتی نسبت به پوشش تجاری را در عدم کیفیت مورفولوژی پودرها دانسته اند. استفاده از پودر با

YSZ موجب افزایش دمای ذوب پودرها می شود که این امر باعث جلوگیری از ذوب شدن کامل ذرات پودر در حین پاشش می شود.

شکل ۵-الف افزایش وزن نمونه ها در حین آزمون اکسیداسیون را نشان می دهد. مشاهده می شود که پودر تجاری نرخ اکسیداسیون بسیار کمی از خود نشان داده است. و پس از افزایش وزن سریع در ساعات اولیه، در ادامه افزایش وزن کمی از خود نشان داده است. اما پوشش بدون تقویت کننده سرعت اکسیداسیون بیشتری نسبت به پوشش تجاری داشته است. با افزایش سرامیک به پوشش ها مشاهده می شود که نرخ اکسیداسیون به صورت تصاعدی زیاد شده است. همانطور که ملاحظه می شود نمودار حاصل سهمی شکل است. بنابراین می توان نتیجه گرفت که سینتیک اکسیداسیون پوشش از معادله رشد سهمی تبعیت می کند. محققین دیگر نیز نشان دادند که اکسیداسیون پوشش های  $MCrAlY$  به دلیل تشکیل پوسته اکسیدی غیر متخلخل از قانون سهمی پیروی می کند [۱۷]. فرم این قانون به صورت مقابل است:

$$x^2 = k_p t \quad (\text{رابطه ۱})$$

که  $k_p$  ثابت سرعت پارابولیکی است.



شکل ۵. نمودارهای افزایش وزن بر واحد سطح برای پوشش های تجاری و کامپوزیتی

جدول ۴. نرخ اکسیداسیون پوشش های تجاری و کامپوزیتی

پوشش	تجاری	% YSZ	%YSZ	%YSZ
$k_p (10^{-10} \text{ gr}^2 \text{ cm}^{-4} \text{ h}^{-1})$	۲	۱۷	۲۳	۵۰۷

منابع

1. K. Bobzin, T. Schlafer, K. Richardt and M. Bruhl, *Development of oxide dispersion strengthened MCrAlY Coatings*, Thermal Spray Technology, 17(2008)853.
2. L. Zhao, M. Parco and E. Lugscheider, *Wear behaviour of  $Al_2O_3$  dispersion strengthened MCrAlY coating*, Surface and Coatings Technology, 184(2004) 298-306.
3. W. Hong-yu, Z. Dun-wen, S. Yu-li, X. Feng and Z. Dan, *Microstructure of nanometer  $Al_2O_3$  dispersion strengthened Ni-based high-temperature protective coatings by laser cladding*, Trans. Nonferrous Met. Soc. China, 19 (2009) 589-591.
4. X. Q. Cao, R. Vassen and D. Stoeverb, *Ceramic materials for thermal barrier coatings*, European Ceramic Society, 24(2004)1-10.
5. F. Valenza, M. L. Muolo and A. Passerone, *Wetting and interactions of Ni- and Co-based superalloys with different ceramic materials*, J. Materials Science 45 (2010) 2071-2079.
6. S. Coskuna, M. L. Ovecoglua, B. Ozkal and M. Tanoglu, *Characterization investigations during mechanical alloying and sintering of W-20 vol% SiC composites*, Journal of Alloys and Compounds, 492 (2010) 576-584.
7. M. Krasnowski and T. Kulik, *Nanocomposites obtained by mechanical alloying in Fe-Al-Ti-C system*, Journal of Alloys and Compounds, 448 (2008) 227-233.
8. F. Tang, L. Ajdelsztajn, G. E. Kim, V. Provenzano and J. M. Schoenung, *Improvement in oxidation behavior of nanostructured CoNiCrAlY bond coat dispersed with nano size alumina particles*, Fundamental Science of Energy 004, Berkeley, California, (2002).
9. Q. Zhang, C. Jiu Li, C. Xin Li, G. Jun Yang and S. Ching Lui, *Study of oxidation behavior of nanostructured NiCrAlY bond coatings deposited by cold spraying*, Surface and Coatings Technology 202 (2008) 3378-3384.

مورفولوژی نامناسب باعث افزایش تخلخل پوشش ها شده است. به دلیل بالا بودن تخلخل پوشش ها، مسیرهای زیادی برای نفوذ اکسیژن به درون پوشش وجود دارد و به همین دلیل یک پوسته اکسیدی کاملاً متراکم نمی تواند در سطح پوشش ها به وجود آید در نتیجه نرخ اکسیداسیون افزایش می یابد.

#### نتیجه گیری

(۱) وجود ذرات تقویت کننده در پودر پاشش حرارتی نانوساختار  $MCrAlY$  مانع از رشد دانه ذرات پودر در حین پاشش می شود. هرچه مقدار ذرات تقویت کننده بیشتر و اندازه آنها ریزتر باشد، این اثر ممانعت کننده بیشتر می شود.

(۲) مورفولوژی نامناسب ذرات پودر حاصل از فرآیند آسیاب کاری باعث افزایش مقدار تخلخل و لایه های اکسیدی در پوشش  $MCrAlY$  می شود.

(۳) افزایش مقدار  $YSZ$  و ذرات اکسیدی به وجود آمده در حین پاشش موجب افزایش سختی پوشش ها می شود.

(۴) به دلیل وجود تخلخل در پوشش های آسیاب کاری شده، مسیرهای زیادی برای نفوذ اکسیژن وجود دارد که باعث شده است نرخ اکسیداسیون این پوشش ها چندین برابر پوشش تجاری باشد.

#### تشکر و قدردانی

در این تحقیق از همکاری صمیمانه مدیران و کارشناسان محترم شرکت پودرافشان بهره مند بوده ایم، که از همه آنها تشکر و قدردانی می گردد.



10. D. Mercier, C. Kaplin, G. Goodall, G. Kimb and M. Brochu, *Parameters influencing the oxidation behavior of cryomilled CoNiCrAlY*, Surface and Coatings Technology, 505 (2010) 2546-2553.
11. L. A. F. Tang and J. M. Schoenung, *Characterization of oxide scales formed on HVOF NiCrAlY coatings with various oxygen contents introduced during thermal spraying*, Scripta Materialia, 51 (2004)25-29.  
۱۲. طهری، م. شمعانیان، ب. اصلانی و م. صالحی، بررسی تاثیر زمان آسیاب کاری و درصد سرامیک بر مورفولوژی و اندازه پودر کامپوزیتی  $MCrAlY/YSZ$  پنجمین همایش مشترک مهندسی و علم مواد، دانشگاه صنعتی اصفهان ۱۳۹۰.
13. P. Richer, A. Zuniga, M. Yandouzi and B. Jodoin, *CoNiCrAlY microstructural changes induced during Cold Gas Dynamic Spraying*, Surface & Coatings Technology, 203(2008)364-371.
14. Q. Zhang, C. J. Li, C. X. Li, G. J. Yang and S. C. Lui, *Study of oxidation behavior of nanostructured NiCrAlY bond coatings deposited by cold spraying*, Surface & Coatings Technology, 202(2008) 3378-3384.
15. J. Saaedi, T.W. Coyle, H. Arabi, S. Mirdamadi and J. Mostaghimi, *Effects of HVOF Process Parameters on the Properties of Ni-Cr Coatings*, Journal of Thermal Spray Technology, 19(2009)521-530.
16. R. A. Mahesh, R. J ayaganthan and S. Prakash, *Oxidation behavior of HVOF sprayed Ni-5Al coatings deposited on Ni- and Fe-based superalloys under cyclic condition*, Materials Science and Engineering A, 475(2008)327-335.
17. D. J. Young, *High Temperature Oxidation and Corrosion of Metals*, First edition, Elsevier, England, 2008.

Archive of SID