



نشریه علوم و مهندسی سطح

بررسی خواص مکانیکی پوشش‌های سد حرارتی خود ترمیم شونده زیر کونیا آلومینای حاوی کاربید سیلیسیم

زهرا علی بابایی^۱، احمد کیوانی^{۱*}، میلاد بهامیریان^۲، سیده یاسمین حسینی^۱

۱. گروه مهندسی متالورژی و مواد، دانشکده فنی و مهندسی، دانشگاه شهرکرد

۲. گروه مهندسی مواد، دانشکده مهندسی معدن و متالورژی، دانشگاه یزد

چکیده

واژگان کلیدی:

در این پژوهش برای بررسی خواص مکانیکی پوشش‌های سد حرارتی از پوشش کامپوزیتی $\text{CoNiCrAlY/CSZ+Al}_2\text{O}_3+\text{SiC}$ استفاده شده است. از CSZ به‌عنوان جز اصلی کامپوزیت و از Al_2O_3 برای جلوگیری از نفوذ اکسیژن و تشکیل لایه محافظ و همچنین از SiC به‌عنوان جز ترمیم‌کننده میکروتکرک‌ها و تخلخل‌های پوشش در شرایط کاری دما بالا استفاده شده است. اکسیداسیون در دمای ۱۱۰۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۴ ساعت در سیکل‌های حرارتی ۱۰۰ و ۲۰۰ ساعت انجام شد. خواص مکانیکی پوشش با استفاده از روش‌های میکروسختی و نانوسختی مورد بررسی قرار گرفت و نتیجه به‌دست آمده با پوشش CoNiCrAlY/YSZ مقایسه شد. نتایج نشان داد که سختی برکوفیچ و مدول الاستیک در آزمایش نانوسختی در لایه بالایی و لایه میانی روند افزایشی در ۲۰۰ ساعت داشته است که دلیل این امر در لایه بالایی مربوط به زینترینگ و در لایه میانی به دلیل نزدیک بودن این لایه به TGO و مشابه بودن خواص این دو لایه به هم می‌باشد. کاهش مدول الاستیک پوشش YSZ پس از اکسیداسیون می‌تواند به دلیل رشد میکروتکرک و تنش‌های کششی باشد. چقرمگی شکست در لایه بالایی برای نمونه‌ای که در معرض حرارت نبوده $2.03 \text{ MPa.m}^{1/2}$ و برای نمونه‌ای ۲۰۰ ساعت مقدار $1.01 \text{ MPa.m}^{1/2}$ به‌دست آمد.

پوشش سد حرارتی،

خواص مکانیکی،

نانوسختی،

CSZ،

Al_2O_3

SiC

تاریخ دریافت: ۱۴۰۳/۰۶/۲

تاریخ پذیرش: ۱۴۰۳/۹/۶

DOI:10.22034/ISSST.2024.719088

Investigation the mechanical properties of $\text{ZrO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-SiC}$ Self-healing thermal barrier coating

Abstract

In this research, $\text{CoNiCrAlY/CSZ+Al}_2\text{O}_3+\text{SiC}$ composite coating produced by atmospheric plasma spray method was used to investigate the mechanical properties of thermal barrier coatings. CSZ has been used as the main component of the composite and Al_2O_3 as a barrier to prevent oxygen penetration and forming a protective layer, as well as SiC as a component to repair microcracks and porosity of the coating in high temperature working conditions. For the oxidation process, a furnace method was used at a temperature of 1100 degrees Celsius for 4 hours in thermal cycles of 100 and 200 hours, then the mechanical properties of the $\text{CoNiCrAlY/CSZ+Al}_2\text{O}_3+\text{SiC}$ coating were determined using microhardness and nanohardness methods, was investigated and the obtained result was compared with CoNiCrAlY/YSZ coating. The obtained results showed that the value of Berkovich hardness and elastic modulus in the nanohardness test in the upper and middle layer had an increasing trend in the thermal cycle of 200 hours, the reason for this in the upper layer is related to sintering and in the middle layer because. This layer is TGO and the properties of these two layers are similar to each other. The reduction of elastic modulus of YSZ coating after oxidation can be due to microcrack growth and tensile stresses. The value of fracture toughness in the upper layer for the sample that was not exposed to heat was $2.03 \text{ MPa.m}^{1/2}$ and for the sample that was exposed to heat for 200 hours, the value was $1.01 \text{ MPa.m}^{1/2}$.

Keywords: Thermal barrier coating, Mechanical properties, Nano hardness, CSZ, Al_2O_3 , SiC.

* Corresponding author E-mail: akeyvani@ut.ac.ir

۱- مقدمه

و تنش‌های پسماند بر عملکرد پوشش سد حرارتی تاثیر می‌گذارند [۸، ۹]. مکانیزم‌های تخریب این پوشش‌ها به دو گروه بیرونی و درونی طبقه‌بندی می‌شوند. مکانیزم ذاتی شامل تف‌جوشی یک پوشش سرامیکی، رشد حرارتی اکسید (TGO)، تخلخل پوشش و تنش‌های پسماند آن است. ترک در لایه TGO بین روکش سرامیکی و پوشش فلزی رایج‌ترین حالت شکست برای پوشش‌های پره توربین گاز است. رشد TGO باعث ایجاد تنش مرتب با انبساط حجمی می‌شود که در تمام دماها ادامه دارد. هنگامی که سیستم خنک می‌شود، ناهماهنگی بیشتری از عدم تطابق در ضرایب انبساط حرارتی ایجاد می‌شود. در نتیجه، تنش‌های بسیار بالایی است که در دمای پایین رخ می‌دهد و می‌تواند باعث ایجاد ترک و در نهایت شکستگی پوشش مانع شود. تشکیل TGO همچنین منجر به تخلیه Al در پوشش واسطه می‌شود. این می‌تواند منجر به تشکیل فازهای نامطلوب شود. همه این فرایندها توسط چرخه حرارتی که در بسیاری از کاربردهای پوشش سد حرارتی رخ می‌دهد، تسریع می‌شوند [۱۰-۱۳]. از سوی دیگر، مکانیزم بیرونی شامل فرسایش، شکستگی ناشی از شوک حرارتی، خوردگی داغ نمک‌های سولفات وانادات مذاب و سیلیکات و همچنین اکسیداسیون است. اکسید سریم ضریب انبساط حرارتی بالاتر و رسانایی کمتری نسبت به YSZ دارد. به نظر می‌رسد افزودن اکسید سریم به پوشش‌های YSZ خواص مکانیکی و مقاومت آن را در برابر چرخه حرارتی افزایش می‌دهد. از آنجایی که تبدیل فاز مونوکلینیک به چهارضلعی در پوشش‌های $\text{CeO}_2 + \text{YSZ}$ کمتر اتفاق می‌افتد، به نظر می‌رسد افزودن اکسید سریم به YSZ با شوک حرارتی سازگار شده و خواص مکانیکی پوشش‌ها را بهبود می‌بخشد [۱۴، ۱۵]. پوشش‌های زیرکونیای تثبیت شده ایتریا (YSZ) حاوی $\text{ZrO}_2-8 \text{ wt } \% \text{ Y}_2\text{O}_3$ هستند. در حالیکه پوشش زیرکونیای تثبیت شده سریا حاوی $\text{ZrO}_2-25 \text{ wt } \% \text{ CeO}_2-2.5 \text{ wt } \% \text{ Y}_2\text{O}_3$ است. که هر دو به عنوان پوشش‌های سد حرارتی پیشنهاد می‌شوند [۲]. با این وجود، افزودن اکسید سریم

پوشش‌های سد حرارتی (TBCs) لایه‌های نازکی از سرامیک هستند که برای کاهش گرمای بستر فلزی در دماهای بالا اعمال می‌شوند. پوشش‌های سد حرارتی معمولاً از یک پوشش واسطه MCrAlY ($M=\text{Ni, Co, Fe}$) به عنوان لایه مقاوم در برابر اکسیداسیون و یک لایه سرامیکی به عنوان پوشش بالایی که عایق حرارتی برای بستر فلزی فراهم می‌کند تشکیل شده است [۱، ۲]. این پوشش‌ها روی سوپراآلیاژها (IN-738) کاربردهایی مانند پره‌های توربین‌های گازی در تولید برق یا توربین هواپیما و همچنین اجزای محفظه احتراق دارند [۳، ۴]. یکی از مواد مورد استفاده در پوشش‌های سد حرارتی زیرکونیا (ZrO_2) است که به دلیل عملکرد بالا در کاربردهای با دمای بالا مانند موتورهای دیزلی و توربین‌های گازی با گزارش‌های متعدد در مورد استفاده از آن، به طور گسترده مورد مطالعه قرار گرفته و به عنوان ماده TBC استفاده می‌شود. زیرکونیای خالص دارای دو تبدیل فاز است که باید در نظر گرفته شود. تبدیل چهارضلعی به مونوکلینیک ناشی از سرد شدن با تغییر ۵-۳ درصد حجمی مربوط به آن منجر به تخریب ساختار زیرکونیایی می‌شود [۲، ۵]. با افزودن ترکیباتی مانند $\text{CaO, MgO, Y}_2\text{O}_3$ و CeO_2 به ZrO_2 ساختار چهارضلعی در تمام دماها بدون تغییر فاز پایدار می‌شود. این حالت به عنوان زیرکونیای تثبیت شده شناخته می‌شود [۲، ۶]. با توجه به دشواری شرایط عملیاتی در مورد محیط مکانیکی، حرارتی و کاهشی و خوردگی شدید، پوشش‌های سد حرارتی باید دارای خواصی مانند نقطه ذوب بالا، عدم تغییر فاز بین دمای اتاق و دمای عملیاتی، رسانایی کم، هماهنگی ضریب انبساط حرارتی با پوشش واسطه فلزی، چسبندگی مناسب و ... داشته باشند [۱، ۲، ۷]. تاکنون چندین ترکیب به عنوان پوشش سد حرارتی استفاده شده است. با این حال، یک ماده واحد که دارای تمام خواص مناسب برای پوشش سد حرارتی باشد، هنوز پیشنهاد نشده است [۲]. به طور کلی عوامل مختلفی مانند ترکیب شیمیایی، نوع فاز، چسبندگی به پوشش واسطه

مواد ترد را به چقرمگی شکست ارتباط دادند. این ترک‌ها به دو دسته ترک‌های نیم‌پنی شعاعی / میانی و ترک‌های پالمکویست تقسیم می‌شوند. اگر نصف طول قطر فرورونده متغیر a و L طول ترک از نوک فرورونده تا انتهای آن در ماده باشد و c مجموع a و L باشد به‌طور کلی مشخص شده که اگر $c/a \geq 2$ باشد، ترک از نوع نیم‌پنی و اگر $c/a < 2$ ترک از نوع پالمکویست می‌باشد [۱۶].

در این پژوهش با توجه به مطالعات انجام شده بررسی خواص اکسیداسیون با لزوم بررسی خواص مکانیکی پوشش‌های سد حرارتی آزمایش‌های میکروسختی و نانوسختی بر روی این پوشش‌ها جهت ارزیابی خواص آن‌ها قبل و بعد از فرایند اکسیداسیون و بهبود عملکرد این نوع پوشش‌ها در طی سیکل‌های حرارتی انجام شد و با توجه به استفاده از این نوع پوشش‌های خود ترمیم شونده انتظار می‌رفت که خواص مکانیکی آن‌ها بهتر از پوشش‌های معمول سد حرارتی باشد.

۲- روش تحقیق

در پژوهش حاضر از سوپر آلیاژ پایه نیکل (IN738LC) به شکل دیسک‌هایی با ضخامت ۱۰ میلی‌متر و قطر ۲۵ میلی‌متر با ترکیب ارائه شده در جدول ۱ به‌عنوان زیرلایه استفاده شد.

جدول ۱. مشخصات سوپرآلیاژ پایه نیکل IN738LC

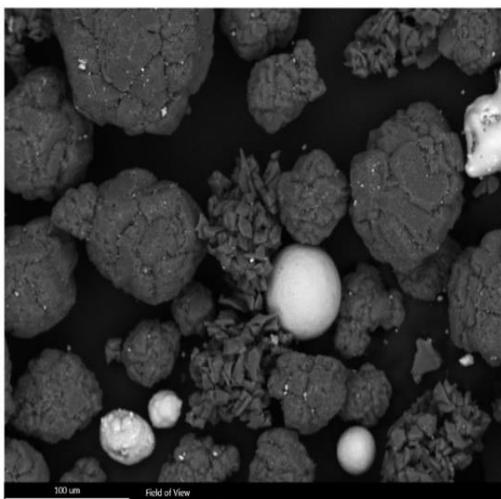
ترکیب	Wt. %	ترکیب	Wt. %
Ni	۷۴	Ti	۰/۸
Cr	۱۴/۵	C	۰/۰۵
Mo	۴/۲	B	۰/۰۱۲
Al	۶/۳	Zr	۰/۱

علت تهیه نمونه‌ها به شکل دیسک، افزایش چسبندگی پوشش اعمالی در لبه‌ها و کاهش اثرات لبه‌ای در فرایند پاشش پلاسمایی است.

پودرهای مورد استفاده برای لایه میانی و بالایی به ترتیب پودرهای میکرونی با کد تجارتي Amdry 9951 و (CoNiCrAlY) و Metco 205NS (CSZ) انتخاب شدند.

همچنین دارای اثرات منفی مانند تغییر استوکیومتری پوشش به دلیل تخریب اکسید سریم است. تبدیل CeO_2 به Ce_2O_3 و افزایش سرعت تف‌جوشی پوشش از دیگر اثرات منفی این ماده است [۲، ۸، ۱۴]. چقرمگی شکست پوشش‌های زیرکونیا، یکی از مهم‌ترین خواصی است که در ارزیابی پوشش مورد توجه قرار می‌گیرد که بسته به شرایط کاری پوشش از اهمیت ویژه‌ای برخوردار می‌باشد. در مکانیک شکست فرض بر این است که هر قطعه‌ای دارای یکسری عیوب ذاتی و یا ترک‌های بسیار ریز است که استحکام ماده را در برابر تنش‌های خارجی کاهش می‌دهد. این ترک‌های ریز باعث ایجاد تمرکز تنش و منشأ ایجاد ترک، رشد و پیشروی آن در یک سازه محسوب می‌شوند. در مکانیک شکست ضریبی به نام شدت تنش تعریف می‌شود که شدت وضعیت ترک را که تحت تأثیر اندازه ترک، تنش و هندسه ترک است مشخص می‌کند که یک ماده تا زمانی که شدت تنش کمتر از یک مقدار بحرانی باشد می‌تواند در مقابل ترک بدون شکست ترد مقاومت کند این مقدار بحرانی که خصوصیتی از ماده است چقرمگی شکست نامیده می‌شود و به‌عبارتی دیگر میزان مقاومت ماده را در برابر ایجاد و گسترش ترک نشان می‌دهد و در مواد مختلف متفاوت است. استفاده از فرورونده به‌طور گسترده برای مطالعه رفتار شکست پوشش استفاده می‌شود. روش فرورونده به‌عنوان یک روش آزمایش سختی و برای مطالعه ویژگی‌های مکانیکی مواد ترد استفاده می‌شود برای مثال روش فرورونده ویکرز برای ارزیابی چقرمگی شکست پوشش‌های اسپری حرارتی از طریق اندازه‌گیری قطر اثر فرورونده و طول ترک استفاده می‌شود. مزیت این روش در سادگی منحصر به فرد است هرچند در این روش آماده‌سازی سطح مقطع نمونه‌های پوشش‌دار از اهمیت زیادی برخوردار است. ترک‌هایی که به وسیله فرورونده ویکرز ایجاد می‌شوند، اولین بار توسط پالمکویست در سال ۱۹۶۲ به عنوان تکنیک ارزیابی چقرمگی شکست تشخیص داده شد. سپس تعداد زیادی از محققین رشد ترک ایجاد شده توسط فرورونده ویکرز در

پودر SiC به دلیل نداشتن سیالیت کافی و عدم امکان پاشش با فرایند APS گرانول شد، ابتدا ۵٪ وزنی پودر پلی وینیل الکل با ۹۵٪ وزنی آب مقطر به وسیله هات پلیت-مگنت با درجه حرارت ۹۰ درجه سانتی‌گراد مخلوط شد سپس یک قطره از محلول ساخته شده را به SiC اضافه کرده و به مدت ۱۰ دقیقه ماساژ داده سپس به صورت دایره‌ای روی الک‌های ۹۰، ۶۰، ۴۵، میکرومتر الک کرده و باقی‌مانده آن روی الک ۴۵ میکرومتر جمع‌آوری شد. برای ساخت کامپوزیت لایه بالایی پودر ۳۸ درصد وزنی Al_2O_3 ، ۶ درصد وزنی SiC به‌همراه CSZ درون یک کاپ آلومینا با نسبت وزنی گلوله به پودر ۱۰ به ۱ ریخته شد و به مدت ۳۰ دقیقه و با سرعت ۱۵۰ دور بر دقیقه آسیاب شدند. برای ایجاد قابلیت پاشش در پودر نهایی آسیاب شده از خشک‌کن پاششی (اسپری درایر) استفاده شد. در شکل ۲ مورفولوژی نهایی ترکیب $CSZ+Al_2O_3+SiC$ برای بکارگیری در روش پاشش پلاسمای اتمسفری ارائه شده است.

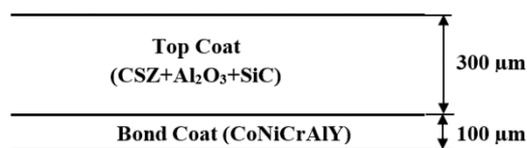


شکل ۲: تصویر FESEM از پودر

$CoNiCrAlY/CSZ+Al_2O_3+SiC$ پس از فرایند خشک‌کن پاششی.

نمونه‌ها پس از پوشش‌دهی در کوره با دمای ۱۱۰۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۴ ساعت تحت بارگذاری حرارتی قرار گرفتند و سپس در کوره سرد شدند از برداشتن نمونه قبل از خنک شدن کامل کوره برای جلوگیری از شوک‌های

همچنین از مخلوط پودرهای آلومینا ($38wt.\%Al_2O_3$) با اندازه دانه $6\mu m$ و کاربید سیلیسیوم ($6wt.\%SiC$) با اندازه دانه $60-45\mu m$ نیز استفاده شده است. پوشش‌دهی توسط سیستم پاشش پلاسمای اتمسفری مجهز به تفنگ Metco F4 انجام شد. برای به دست آوردن سطحی با پستی و بلندی کافی برای افزایش خاصیت چسبندگی، قبل از اعمال پوشش سطح نمونه‌ها با آلومینا با دانه‌بندی ۵۰ تا ۸۰ ماسه پاشی شد. نمونه‌ها در دمای ۹۰ درجه سانتی‌گراد پیش‌گرم و در نهایت بر روی زیرلایه پوشش $CoNiCrAlY/CSZ+Al_2O_3+SiC$ به ضخامت تقریبی ۱۰۰ میکرون برای لایه میانی و ۳۰۰ میکرون برای لایه بالایی (مطابق طرح‌واره شکل ۱) با استفاده از پارامترهای گزارش شده در جدول ۲ اعمال شدند.



Substrate

شکل ۱. تصویر طرح‌وار از پوشش سد حرارتی $CoNiCrAlY/CSZ+Al_2O_3+SiC$

جدول ۲. پارامترهای مورد استفاده برای پاشش پلاسمایی لایه‌های میانی و بالایی

Parameter	Bond coat	Top coat
Current (A)	۶۰۰	۶۰۰
Voltage (V)	۶۰	۶۰
Primary gas, Ar (l/min)	۵۵	۵۵
Secondary gas, H_2 (l/min)	۹/۵	۱۱
Carrier gas, Ar (l/min)	۴/۲	۴/۲
Spray distance (mm)	۱۴۰	۱۴۰
Powder feed rate (g/min)	۵۰	۵۰
Wheel rotation speed (rpm)	۱۰۰	۱۰۰
Traverse speed (rpm)	۱	۱

ترک حاصل از نقطه اثر فرورونده اندازه‌گیری شد. مقادیر K_{IC} طبق فرمول معادله ۱ پیشنهاد شده محاسبه شد [۱۷]:

$$K_{IC} \text{ (Shetty)} = 0.0889 \sqrt{\frac{HV.1000.F}{4.L}} \quad \text{معادله ۱}$$

که در آن HV سختی ویکرز برحسب GPa است که مقدار آن از اندازه‌گیری خودکار اندازه تورفتگی به دست آمد. F بار فرورفتگی برحسب N و $L=c-d$ ، c طول ترک و d طول قطر است.

۳- نتایج و بحث

در شکل ۳ تصویر میکروسکوپ الکترونی FESEM از اثر فرورونده ویکرز و جدول ۳ مقادیر به دست آمده از آزمایش میکروسختی روی لایه بالایی و لایه میانی را نشان می‌دهد. مقادیر سختی به دست آمده از آزمایش میکروسختی برای لایه بالایی بر حسب سیکل حرارتی افزایشی می‌باشد دلیل این امر پدیده‌ای به نام زینترینگ در لایه سرامیکی می‌باشد. زینترینگ عملی است که در شرایط سرویس برای پوشش اتفاق می‌افتد حضور در شرایط موتور جت هر ماده‌ای را زینتر می‌کند. پوشش سد حرارتی نیز با توجه به وجود حفرات و ترک‌های بسیار همانند یک قطعه متخلخل تحت زینتر قرار می‌گیرد. زینترینگ، ریزساختار پوشش را تغییر می‌دهد و با توجه به ریزساختار خواص حرارتی و مکانیکی پوشش اثر تغییر می‌کند. وقتی در یک فرایند به نمونه حرارت اعمال می‌شود ترکیبی از پدیده‌های مختلف در سطح اتمی رخ می‌دهد. این پدیده‌ها شامل نفوذ می‌باشند. به علت به وجود آمدن زینترینگ، استحکام بخشی قابل توجه‌ای در پودرهای فشرده شده ایجاد می‌شود. زینترینگ انرژی سطحی را مصرف می‌کند و انرژی بین ذرات پیوند ایجاد می‌شود و این باعث می‌شود که با گذشت سیکل حرارتی، خواص مکانیکی ماده افزایش پیدا کند.

روند سختی برحسب سیکل حرارتی برای لایه‌ی میانی نیز افزایشی می‌باشد. این به معنی آن است که هر چه پوشش در معرض حرارت قرار بگیرد این امر باعث افزایش مقدار

حرارتی اجتناب شد. با توجه به حساسیت بالای دستگاه میکروسختی و نانو سختی به صافی نمونه، قبل از انجام آزمایش نمونه‌ها پولیش زده شد از آنجایی که ضخامت پوشش در اندازه میکرون است باید دقت زیادی در پولیش نمونه‌ها اعمال می‌شد. جهت انجام آزمون فرورفتگی از دستگاه سختی سنج با به کارگیری فرورونده ویکرز تحت بار ۳۰۰ گرم و زمان بارگذاری ثابت ۱۰ ثانیه برای تمام اندازه‌گیری‌ها استفاده شد. در مورد هر نمونه با بار اعمالی ۳۰۰ گرم این آزمون چند بار برای هر لایه تکرار گردید و نتیجه متوسط در تحلیل مورد استفاده قرار گرفت.

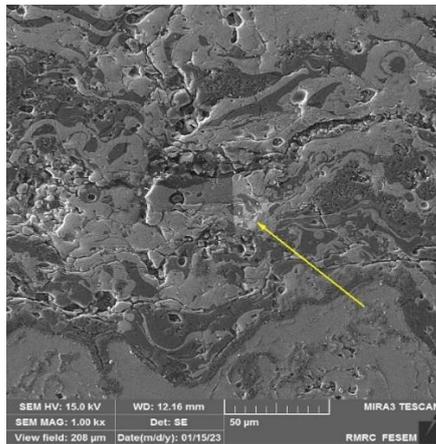
آزمایش نانو سختی با دستگاه Nano indentation Tester (0-500 mN) ساخت شرکت CSM مجهز به میکروسکوپ نوری با وضوح X ۴۰۰۰ و با دقت ۰/۲۵ میکرومتر انجام گرفت مکانیزم این دستگاه برای انجام آزمایش بدین صورت است که ابتدا با استفاده از میکروسکوپ متصل به یک بازوی دستگاه موقعیت مناسب برای فرود فرورونده انتخاب می‌شود. پس از تعیین محل فرود، فرورونده به سطح پوشش فرومی‌آید. برای هر آزمایش فرورفتگی حداکثر بار تعیین می‌شود که فرورونده تا رسیدن به آن بار در پوشش فرو می‌رود. پس از رسیدن به ماکزیمم بار تعریف شده با سرعت بارگذاری مشخص و حفظ بار برای چند ثانیه، مرحله باربرداری با سرعت مشخص برای برداشتن فرورونده از پوشش انجام می‌شود. به این ترتیب یک چرخه کامل بارگذاری و باربرداری در هر مرحله فرورفتگی ایجاد می‌شود. برای هر چرخه نمودار بار-جابه‌جایی برای پوشش‌ها ترسیم می‌شود. جهت انجام آزمایش نانو سختی از فرورونده برکویچ تحت ماکزیمم بار اعمالی ۲۵ میلی‌نیوتن و نرخ بارگذاری و باربرداری ۲۵ میلی‌نیوتن بر ثانیه برای لایه بالایی و لایه میانی استفاده شد. برای به دست آوردن مقدار چقرمگی شکست در لایه بالایی، به دلیل ترد بودن این لایه احتمال به وجود آمدن ترک با اعمال نیروی کم تحت آزمایش میکروسختی انتظار می‌رفت. به همین دلیل نمونه‌ها با نیروی ۳۰۰ g تحت بارگذاری قرار گرفتند در نمونه‌ها ترک ایجاد شد و طول

سختی می‌شود. دلیل افزایش مقدار سختی و مدول الاستیک این است که لایه میانی از فازهای مختلفی تشکیل شده است و فازی که در نزدیکی رابط لایه میانی و لایه بالایی می‌باشد دارای خواصی نزدیک به لایه TGO می‌باشد و دارای سختی و مدول الاستیک بالایی است و با قرار گرفتن در معرض حرارت پوشش این فاز در لایه افزایش پیدا کرده است و باعث می‌شود که سختی و مدول الاستیک نمونه‌ها افزایش یابد.

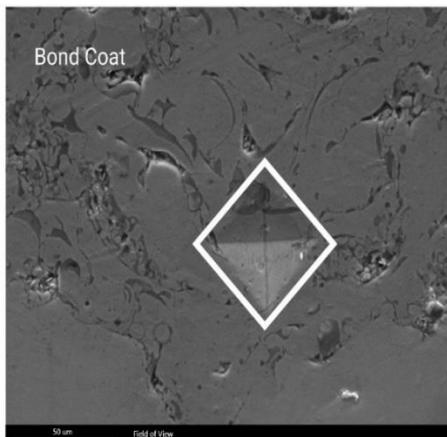
جدول ۳. مقادیر سختی به دست آمده برای لایه‌های بالایی و میانی بر حسب GPa

جدول ۳. مقادیر سختی به دست آمده برای لایه‌های بالایی و میانی بر حسب GPa

سیکل حرارتی	میانگین سختی Top coat	میانگین سختی Bond coat
۰	۰/۳±۲/۴۸۱	۰/۳±۲/۲۷۹
۱۰۰	۰/۶±۲/۱۷۵	۰/۳±۲/۶۶۶
۲۰۰	۰/۶±۲/۴۱۶	۰/۳±۲/۸۲۷



الف



ب

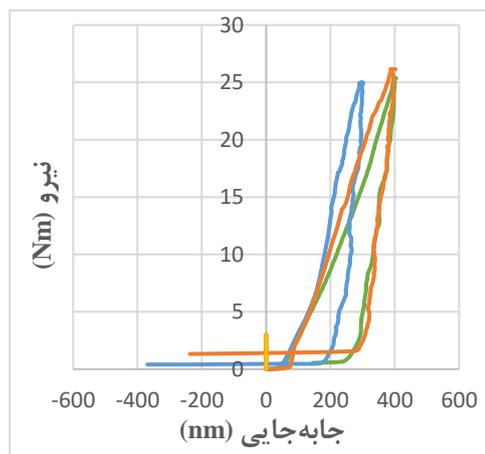
شکل ۳. تصویر FESEM از اثر فرورونده ویکرز (الف) CSZ+Al₂O₃+SiC و (ب) CoNiCrAlY.

آنالیز نانو سختی سنجی، تغییر فرم الاستیک و پلاستیک را به خوبی نشان می‌دهد، منحنی‌های حاصل از آنالیز برای دو نمونه سخت و نرم یعنی لایه بالایی و لایه میانی در شکل ۴ نشان داده شده است پس از رسیدن به ضخامت ماکزیمم در بارگذاری، بار اعمالی بر سختی سنج برداشته می‌شود بنابراین نتایج شامل دو بخش بارگذاری و باربرداری است اندازه‌گیری مقدار بار جابه‌جایی در باربرداری، خواص الاستیک جسم را نشان می‌دهد. در شرایط انجام آنالیز نیرو و تنش در جهت Y اعمال نمی‌شود بنابراین، مدول الاستیک از شیب اولیه نمودار آنالیز نانو سختی سنجی به دست می‌آید. در جسم سخت‌تر نیروی بزرگ‌تری برای ایجاد یک عمق نفوذ برابر با جسم نرم نیاز است، جسم سخت‌تر همچنین انرژی الاستیک بیشتری از جسم نرم در خود ذخیره می‌کند و تغییر فرم کمتری از خود نشان می‌دهد که از منحنی نتیجه‌گیری می‌شود.

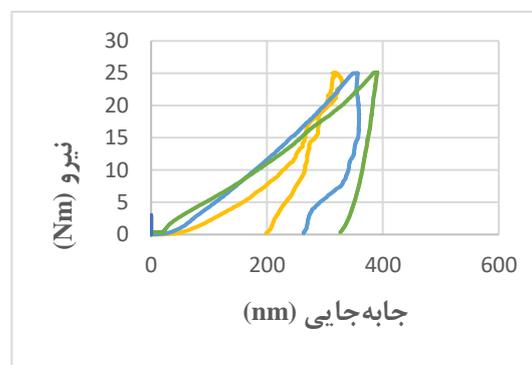
نمودار سختی و مدول الاستیک لایه‌ها بر حسب سیکل‌های زمانی مختلف که در معرض حرارت بودند برای پوشش

در مورد تغییرات مدول الاستیک پوشش YSZ اسپری شده پلاسما پس از چرخه حرارتی در دمای ۱۱۲۰ درجه سانتی‌گراد با نتایج مطالعه حاضر مطابقت دارد. بر اساس گزارش آن‌ها مدول الاستیک پس از چرخه حرارتی به دلیل شکستن پیوند بین صفحات، افزایش ترک‌ها و تراکم ریزترک‌ها و بزرگ‌شدن ترک‌ها ۳۰ درصد کاهش می‌یابد. یکی از عواملی که بر ترک‌خوردگی و پوسته‌شدن پوشش تأثیر می‌گذارد، تف‌جوشی لایه بالایی پوشش است. اثرات تف‌جوشی بر روی لایه سرامیکی پوشش بالایی به دو صورت نمایش داده می‌شود: (۱) افزایش هدایت حرارتی زیرکونیا، (۲) افزایش مدول الاستیک در زمان ماند. که منجر به تغییر در توزیع تنش پسماند، افزایش تنش پسماند و کاهش تحمل کرنش پوشش سرامیکی می‌شود [۱۸].

برای به دست آوردن چقرمگی شکست همان‌طور که از شکل ۷ مشخص است اثر وارد شده در لایه میانی با اعمال نیروی ۳۰۰ گرم در آزمایش میکروسختی با فرورونده ویکرز باعث شروع ترک نشده است. در صورت امکان استفاده از آزمایش ماکروسختی و بارهای اعمالی بزرگ‌تر، اثر فرورونده از عرض لایه میانی بیشتر می‌شود و ترک‌هایی که روی نمونه به وجود می‌آید را نمی‌توان برای به دست آوردن چقرمگی شکست استفاده کرد.



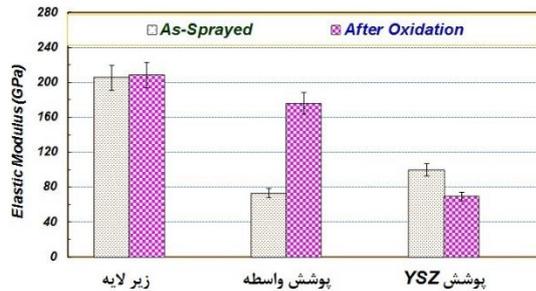
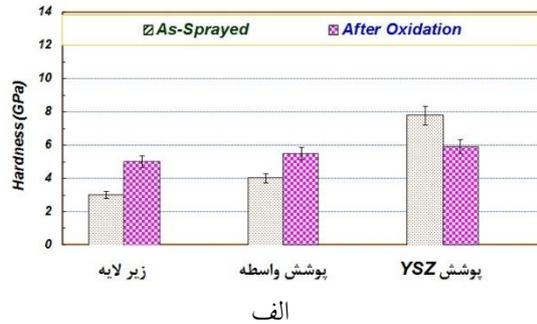
الف



ب

شکل ۴. نمودار نیرو- جابه‌جایی (الف) CSZ+Al₂O₃+SiC و (ب) CoNiCrAlY.

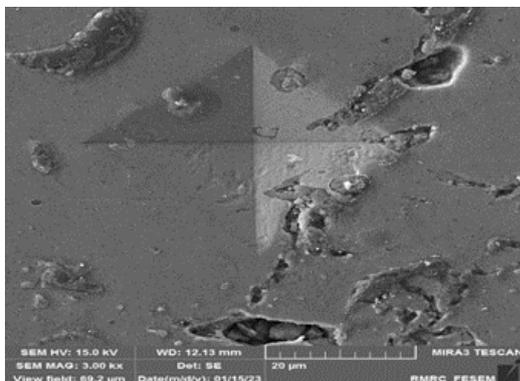
کاهش مدول الاستیک پوشش YSZ پس از اکسیداسیون می‌تواند به دلیل رشد میکروترک و تنش‌های کششی باشد. این نتیجه با گزارش ارائه‌شده توسط جانگ و همکاران و همچنین وکییونه و همکارانش متفاوت است بر اساس گزارش آن‌ها، پس از اکسیداسیون در دمای بالاتر از ۱۱۰۰ درجه سانتی‌گراد، مدول الاستیک YSZ به دلیل تف‌جوشی این لایه افزایش می‌یابد. به گفته تامپسون و همکاران مدول الاستیک پوشش‌های YSZ در ۱۱۰۰ درجه سانتی‌گراد تغییر نمی‌کند. با این حال، در ۱۴۰۰ درجه سانتی‌گراد به‌طور قابل توجهی افزایش می‌یابد که گفته می‌شود به دلیل تف‌جوشی دانه‌ها و رشد حاصله است. نتایج مطالعه تانگ و همکاران



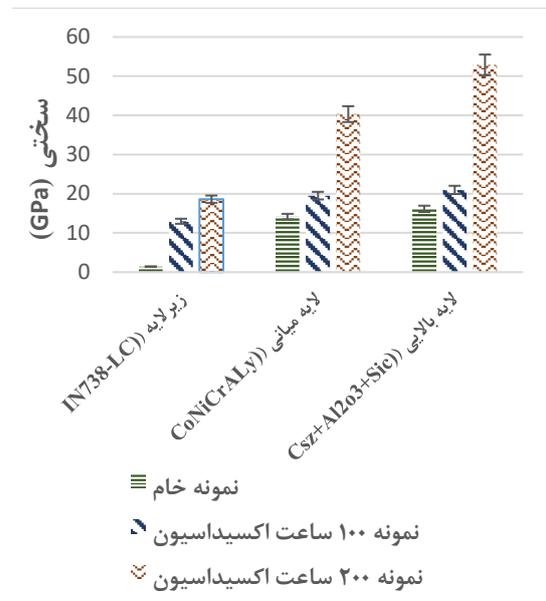
ب

شکل ۵. (الف) نمودار تغییرات سختی لایه‌ها بر اساس سیکل حرارتی صورت گرفته پوشش YSZ و (ب) نمودار تغییرات مدول الاستیک لایه‌ها بر اساس سیکل حرارتی صورت گرفته پوشش YSZ.

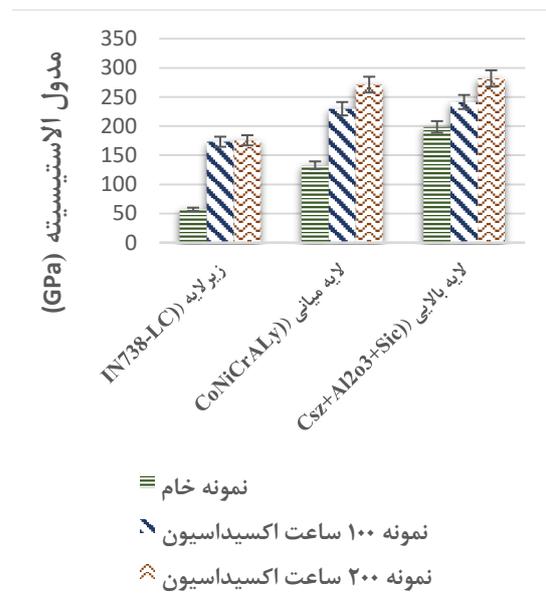
حاصل از نقطه اثر فرورونده و اندازه قطر اثر فرورونده اندازه‌گیری شد و در معادله شماره (۱) قرار داده شد مقدار چقرمگی شکست در لایه بالایی برای نمونه‌ای که در معرض حرارت نبوده $2/03 \text{ MPa.m}^{1/2}$ و برای نمونه‌ای که ۲۰۰ ساعت در معرض حرارت بود مقدار $1/01 \text{ MPa.m}^{1/2}$ به دست آمد.



شکل ۷. اثر فرورونده ویکرز در لایه میانی.



الف



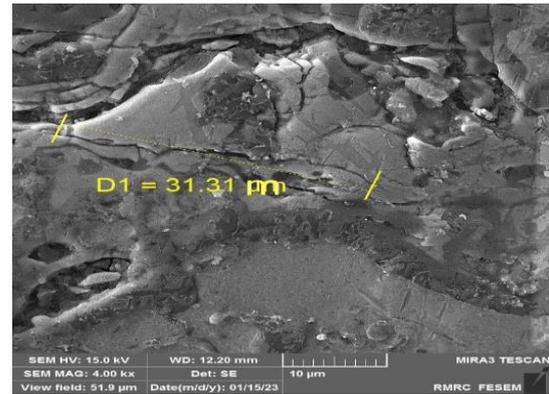
ب

شکل ۵. (الف) نمودار تغییرات سختی لایه‌ها بر اساس سیکل حرارتی صورت گرفته پوشش CSZ+Al₂O₃+SiC و (ب) نمودار تغییرات مدول الاستیک لایه‌ها بر اساس سیکل حرارتی صورت گرفته پوشش CSZ+Al₂O₃+SiC.

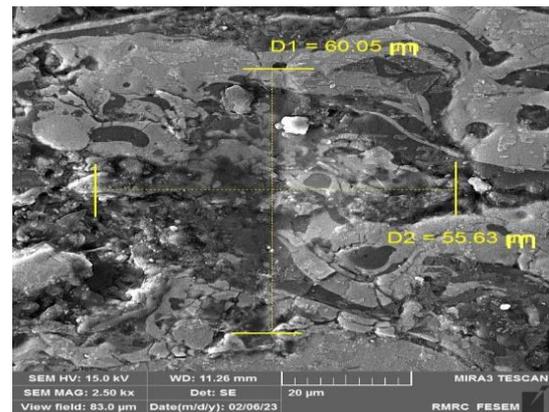
به دلیل ترد بودن لایه بالایی احتمال به وجود آمدن ترک با اعمال نیروی کم تحت آزمایش میکروسختی انتظار می‌رفت. هنگامی که نمونه‌ها تحت نیروی ۳۰۰ g قرار گرفتند در نمونه‌ها ترک ایجاد شد و اندازه طول ترک

۴- نتیجه گیری

در این پژوهش پس از اعمال پوشش‌های سد حرارتی $\text{CoNiCrAlY/CSZ+Al}_2\text{O}_3+\text{SiC}$ به روش پاشش پلاسمای اتمسفری روی سوپراآلیاژ IN738LC به بررسی خواص مکانیکی پرداخته شد. نتایج نشان دهنده این است که مقدار سختی ویکرز پوشش لایه بالایی در آزمایش میکروسختی نمونه‌ای که در معرض حرارت نبوده (نمونه شاهد) $0.3 \pm 2/4 \text{ GPa}$ می‌باشد و در نهایت، به مقدار $0.6 \pm 2/4 \text{ GPa}$ می‌رسد. دلیل این امر پدیده‌ای به نام زینترینگ در لایه سرامیکی می‌باشد. مقدار سختی ویکرز پوشش در آزمایش میکروسختی در لایه میانی نمونه‌ای که در معرض حرارت نبوده $0.3 \pm 2/2 \text{ GPa}$ می‌باشد و در نهایت، به مقدار $0.23 \pm 1/8 \text{ GPa}$ می‌رسد. هر چه پوشش در معرض حرارت قرار بگیرد باعث افزایش مقدار سختی می‌شود. دلیل افزایش مقدار سختی و مدول الاستیک این است که لایه میانی از فازهای مختلفی تشکیل شده است و فازی که در نزدیکی رابط لایه میانی و لایه بالایی می‌باشد دارای خواصی نزدیک به لایه TGO می‌باشد و دارای سختی و مدول الاستیک بالایی است و با قرارگرفتن در معرض حرارت پوشش این فاز در لایه افزایش پیدا کرده است و باعث می‌شود که سختی و مدول الاستیک نمونه‌ها افزایش می‌یابد. در لایه بالایی مقدار سختی برکویچ و مدول الاستیک پوشش در آزمایش نانوسختی سنجی در نمونه‌ای که در معرض حرارت نبوده به ترتیب $0.198 \pm 2/6 \text{ GPa}$ و $0.28 \pm 2/16 \text{ GPa}$ افزایشی در سیکل حرارتی ۲۰۰ ساعت به ترتیب به مقدار $0.36 \pm 2/21 \text{ GPa}$ و $0.228 \pm 1/7 \text{ GPa}$ رسیده است. در لایه میانی مقدار سختی برکویچ و مدول الاستیک پوشش در آزمایش نانوسختی سنجی در نمونه‌ای که در معرض حرارت نبوده به ترتیب $0.227 \pm 1/49 \text{ GPa}$ و $0.132 \pm 2/80 \text{ GPa}$ می‌باشد و با روند افزایشی در سیکل حرارتی ۲۰۰ ساعت به ترتیب به مقدار $0.33 \pm 2/61 \text{ GPa}$ و $0.271 \pm 2/19 \text{ GPa}$ رسیده است.



الف



ب

شکل ۸. (الف) طول ترک حاصل از نقطه اثر فرورونده و (ب) اندازه قطر اثر فرورونده.

تخلخل موجود در میکرو ساختار و وجود مقدار زیادی از ذرات پودری ذوب نشده باعث می‌شود که توسعه ترک در پوشش بیشتر شود و در نتیجه چقرمگی پوشش کاهش پیدا می‌کند.

برای به دست آوردن نوع ترک نصف طول قطر فرورونده را a و L را طول ترک از نوک فرورونده تا انتهای آن در ماده و c مجموع a و L در نظر گرفتیم و مشخص شد که $c/a \geq 2$ است پس ترک از نوع نیم پنی می‌باشد [۱۶].

جدول ۴. نوع ترک به دست آمده توسط فرورونده ویکرز

نوع ترک	c/a	c	L	a	سیکل حرارتی
نیم پنی	۳۱/۸	۸۷/۵	۶۰	۲۷/۵	۰
نیم پنی	۳/۳۲	۹۱/۵	۶۴	۲۷/۵	۱۰۰
نیم پنی	۳/۳۴	۹۲	۶۴/۵	۲۷/۵	۲۰۰

coats," *Surface and Coatings Technology*, vol. 205, no. 5, pp. 1229-1235, 2010.

[5] R. Vaßen, M. O. Jarligo, T. Steinke, D. E. Mack, and D. Stöver, "Overview on advanced thermal barrier coatings," *Surface and Coatings Technology*, vol. 205, no. 4, pp. 938-942, 2010.

[6] C. Funke, J. Mailand, B. Siebert, R. Vaßen, and D. Stöver, "Characterization of ZrO₂-7 wt.% Y₂O₃ thermal barrier coatings with different porosities and FEM analysis of stress redistribution during thermal cycling of TBCs," *Surface and Coatings Technology*, vol. 94, pp. 106-111, 1997.

[7] R. Rajendran, "Gas turbine coatings—An overview," *Engineering Failure Analysis*, vol. 26, pp. 355-369, 2012.

[8] C. Lee, H. Kim, H. Choi, and H. Ahn, "Phase transformation and bond coat oxidation behavior of plasma-sprayed zirconia thermal barrier coating," *Surface and Coatings Technology*, vol. 124, no. 1, pp. 1-12, 2000.

[9] S. Sodeoka, M. Suzuki, K. Ueno, H. Sakuramoto, T. Shibata, and M. Ando, "Thermal and mechanical properties of ZrO₂-CeO₂ plasma-sprayed coatings," *Journal of Thermal Spray Technology*, vol. 6, pp. 361-367, 1997.

[10] A. C. Karaoglanli, A. Turk, I. Ozdemir, and F. Ustel, "Comparison of oxidation and thermal shock performance of thermal barrier coatings," *Materials and Manufacturing Processes*, vol. 30, no. 6, pp. 717-723, 2015.

[11] A. Keyvani and M. Bahamirian, "Oxidation resistance of Al₂O₃-nanostructured/CSZ composite compared to conventional CSZ and YSZ thermal barrier coatings," *Materials Research Express*, vol. 3, no. 10, p. 105047, 2016.

[12] K. Ogawa, "High temperature oxidation behavior of thermal barrier coatings," *Materials, Modeling and Performance*, pp. 103-127, 2015.

[13] Z. Zou *et al.*, "Role of internal oxidation on the failure of air plasma sprayed thermal barrier coatings with a double-layered bond coat," *Surface and Coatings Technology*, vol. 319, pp. 370-377, 2017.

[14] G. Di Girolamo, C. Blasi, M. Schioppa, and L. Tapfer, "Structure and thermal properties of heat treated plasma sprayed ceria-yttria co-stabilized zirconia coatings," *Ceramics International*, vol. 36, no. 3, pp. 961-968, 2010.

[15] Z. Han, B. Xu, H. Wang, and S. Zhou, "A comparison of thermal shock behavior between

با مقایسه خواص مکانیکی پوشش کامپوزیتی با پوشش YSZ سختی و مدول الاستیک کاهش می‌یابد. کاهش مدول الاستیک پوشش YSZ پس از اکسیداسیون می‌تواند به دلیل رشد میکروترک و تنش‌های کششی باشد پس خواص مکانیکی پوشش CSZ+Al₂O₃+SiC بهتر از پوشش YSZ می‌باشد.

در این پژوهش مشاهده می‌شود مقدار سختی برای لایه بالایی در نمونه‌ای که در معرض حرارت نبوده (نمونه شاهد) در آزمایش میکروسختی مقدار $0.3 \pm 2/4$ GPa به دست آمده در صورتی که در آزمون نانوسختی سنجی $0.28 \pm 2/16$ GPa به دست آمده است و این نشان می‌دهد هرچه اثر فرورونده در جسم بزرگ‌تر شود میزان تخلخل بیشتری را در برمی‌گیرد و در نتیجه مقادیر سختی کاهش پیدا می‌کند.

میزان بارگذاری فرورونده ویکرز اهمیت زیادی در نتایج چقرمگی شکست دارد در صورتی که مقدار آن کمتر از حد لازم باشد تعیین چقرمگی شکست امکان‌پذیر نخواهد بود. چقرمگی شکست در لایه بالایی برای نمونه‌ای که در معرض حرارت نبوده $2/03$ MPa.m^{1/2} و برای نمونه‌ای که ۲۰۰ ساعت در معرض حرارت بود مقدار $1/01$ MPa.m^{1/2} به دست آمد و این چنین نتیجه می‌شود که با توسعه پیدا کردن ترک مقدار چقرمگی شکست کاهش می‌یابد. ترک به دست آمده توسط فرورونده ویکرز در این پژوهش از نوع شعاعی است.

۵- مراجع

[1] S. Bose, *High temperature coatings*. Butterworth-Heinemann, 2017.

[2] X. Cao, R. Vassen, and D. Stöver, "Ceramic materials for thermal barrier coatings," *Journal of the European Ceramic Society*, vol. 24, no. 1, pp. 1-10, 2004.

[3] B. Gleeson, "Thermal barrier coatings for aeroengine applications," *Journal of propulsion and power*, vol. 22, no. 2, pp. 375-383, 2006.

[4] S.W. Myoung, J.H. Kim, W.R. Lee, Y.G. Jung, K.S. Lee, and U. Paik, "Microstructure design and mechanical properties of thermal barrier coatings with layered top and bond

currently plasma spray and supersonic plasma spray $\text{CeO}_2\text{-Y}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$ graded thermal barrier coatings," *Surface and Coatings Technology*, vol. 201, no. 9-11, pp. 5253-5256, 2007.

[16] K. Bamzai and P. Kotru, "Fracture Mechanics, Crack Propagation and Microhardness Studies on Flux Grown ErAlO_3 Single Crystals, pp. 405-410, 2000.

[17] D. Shetty, I. Wright, P. Mincer, and A. Clauer, "Indentation fracture of WC-Co cermets," *Journal of materials science*, vol. 20, pp. 1873-1882, 1985.

[18] A. Keyvani, M. Bahamirian, and A. Kobayashi, "Effect of sintering rate on the porous microstructural, mechanical and thermomechanical properties of YSZ and CSZ TBC coatings undergoing thermal cycling," *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 727, pp. 1057-1066, 2017.