

ارزیابی ظرفیت عایق‌سازی حرارتی پوشش‌های سد حرارتی پایه زیرکنیایی پاشش پلاسمایی شده

حسین جمالی، رضا مظفری‌نیا، رضا شجاع‌رضوی و راحله احمدی پیدانی

دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی مالک اشتر

(دریافت: ۹۰/۰۲/۲۶ - پذیرش مقاله: ۹۰/۰۵/۰۵)

چکیده

پوشش‌های سد حرارتی (TBCs) پایه زیرکنیایی به طور گسترده‌ای جهت حفاظت و عایق‌سازی حرارتی قطعات فازی مقاطع داغ موتورهای توربینی گازی، مورد استفاده قرار می‌گیرند. از این رو، هدایت حرارتی پایین از مهم‌ترین ویژگی‌های این پوشش‌ها به شمار می‌رود. هدف از این پژوهش، بررسی تأثیر ریزساختار و نوع پایدارکننده بر ظرفیت عایق‌سازی حرارتی پوشش‌های سد حرارتی پایه زیرکنیایی است. برای این منظور، سه نوع پوشش زیرکنیایی پایدار شده با ایتریا (YSZ) متداول، زیرکنیایی پایدار شده با سریا و ایتریا (CYSZ) متداول و زیرکنیایی پایدار شده با ایتریا نانو ساختار، روی زیرلایه اینکونل ۷۳۸ پوشیده شده با آستری NiCoCrAlY، به کمک فرآیند پاشش پلاسمایی اتمسفری (APS) رسوب داده شد. مشخصه‌یابی ریزساختاری و فازی نمونه‌ها به کمک میکروسکوپ الکترونی روبشی گسیل میدانی (FESEM) و پراش‌سنج پرتو ایکس (XRD) انجام گرفت. نتایج نشان داد که استفاده از پایدارکننده سریا و نیز ایجاد ساختار نانو در پوشش، ظرفیت عایق‌سازی حرارتی پوشش‌های سد حرارتی پایه زیرکنیایی را بهبود می‌بخشد.

واژه‌های کلیدی: پوشش سد حرارتی، زیرکنیایی پایدار شده، پاشش پلاسمایی اتمسفری، ریزساختار، نانو ساختار، ظرفیت عایق‌سازی حرارتی.

Evaluation of thermal insulation capability of plasma-sprayed zirconia based thermal barrier coatings

H. Jamali, R. Mozafarinia, R. Sh. Razavi and R. Ahmadi Pidani

Materials Engineering Department, Malek-Ashtar University of Technology

(Received 16 May 2011, accepted 27 July 2011)

Abstract

Zirconia based thermal barrier coatings (TBCs) are extensively used in gas turbines engines to protect and provide thermal insulation for hot-section metal components. Consequently, the key parameter of these coatings is low thermal conductivity. The present paper deals with evaluation of effect of the microstructure and stabilizer type on zirconia based TBCs thermal insulation capability. For this scope, three type of coatings including conventional yttria stabilized zirconia (YSZ), conventional ceria and yttria stabilized zirconia (CYSZ) and nanostructured yttria stabilized zirconia have been prepared by atmospheric plasma spraying (APS) on NiCoCrAlY-coated Inconel 738 substrates. Microstructural evaluation and phase analysis were performed using field emission scanning electron microscope (FESEM) and X-ray diffractometry (XRD) respectively. Results revealed that with employing of ceria stabilizer and fabrication of nano-structure in coating, the thermal insulation capability of zirconia based TBCs were enhanced.

Keywords: Thermal Barrier Coating, Stabilized Zirconia, Atmospheric Plasma Spray, Microstructure, Nanostructure, Thermal Insulation Capability.

E-mail of corresponding author: h.jamali@mut-es.ac.ir

مقدمه

کارایی و راندمان موتورهای توربینی گازی، مستقیماً وابسته به دمای کاری است [۱]. از این‌رو، افزایش دمای ورودی توربین منجر به بهبود قابل توجه عملکرد و راندمان موتور خواهد شد [۲]. این نیازمندی می‌تواند با عایق‌سازی حرارتی و به کارگیری پوشش‌های سد حرارتی^۱ (TBCs) مرتفع شود [۳ و ۴]. پوشش سد حرارتی به صورت یک ساختار دولایه، شامل پوشش رویی سرامیکی عایق حرارت و آستری فلزی مقاوم به اکسیداسیون است [۵ و ۶]. پوشش رویی معمولاً از جنس زیرکینیا (ZrO_2) و پوشش فلزی، یک آلومیناید نفوذی یا یک پوشش روکشی^۲ با ترکیب عمومی NiCoCrAlY است [۷]. معمولاً، پوشش‌های زیرکنیایی پایدار شده با ایتریا^۳ (YSZ)، به دلیل توازن فوق‌العاده‌ای از تمام خواص مورد نیاز، بیشترین استفاده را به عنوان پوشش سد حرارتی دارند [۸]. در عمل، زیرکنیایی پایدار شده با شش تا هشت درصد وزنی ایتریا، به دلیل پایداری بالا در برابر سیکل‌های حرارتی، پرکاربردترین ترکیب برای پوشش‌های سد حرارتی است [۹-۱۳]. با این وجود، کاربرد سیستم YSZ به دلیل خوردگی داغ ناشی از نمک‌های خورنده موجود در سوخت‌های کیفیت پایین، با مشکلاتی همراه است [۱۴]. تلاش‌های فراوانی به منظور بهبود مقاومت به خوردگی داغ این پوشش‌ها انجام گرفته است. امیدبخش‌ترین رویکرد، جایگزینی ایتریا با مواد پایدار کننده بسیار اسیدی نظیر سریا (CeO_2) است [۱۴-۱۶]. با این حال، زیرکنیایی پایدار شده با سریا، پایداری فازی پایین‌تری نسبت به YSZ دارد [۱۶ و ۱۷] و در طی فرآیند پاشش، CeO_2 تمایل به احیاء به Ce_2O_3 دارد [۱۸]. مطالعات نشان می‌دهد که استفاده ترکیبی از پایدارکننده‌های سریا و ایتریا می‌تواند یک محلول سازشی که تضمین کننده ویژگی‌های خوب هر دو پایدارکننده با اثرات اشتراکی احتمالی است را ارائه نماید [۱۶ و ۱۷]. بنابراین، انتظار می‌رود که زیرکنیایی پایدار شده با سریا و ایتریا^۴ (CYSZ) برآورده کننده اکثر نیازهای یک پوشش سد حرارتی باشد.

در سال‌های اخیر، پوشش‌های سد حرارتی نانوساختار رسوب داده شده به کمک فرآیند پاشش پلاسمایی، به دلیل برخی خواص ممتاز در مقایسه با پوشش‌های سد حرارتی متداول، به طور گسترده‌ای مورد توجه قرار گرفته‌اند. این پوشش‌ها، پتانسیل امیدبخشی را برای کاهش هدایت حرارتی [۱۹-۲۳] و بهبود طول عمر سیکل حرارتی [۲۳-۲۵] در مقایسه با پوشش‌های متداول نشان می‌دهند.

وظیفه اصلی پوشش‌های سد حرارتی جلوگیری از انتقال جریان گرمایی به زیرلایه است. بنابراین، قابلیت عایق‌سازی حرارتی به عنوان یکی از مهم‌ترین فاکتورها در ارزیابی عملکرد و توسعه کاربرد این پوشش به شمار می‌رود. هدف از این پژوهش، به دست آوردن فهم بهتری از ریزساختار پوشش‌های سد حرارتی پایه زیرکنیایی متداول و نانوساختار پاشش پلاسمایی شده و ارزیابی تأثیر ریزساختار و نوع پایدار کننده بر ظرفیت عایق‌سازی حرارتی این پوشش‌ها است.

روش تحقیق

در این تحقیق از سوپرآلیاژ پایه نیکل اینکونل ۷۳۸ که در ساخت پره‌های چرخشی توربین مورد استفاده قرار می‌گیرد [۲ و ۲۶]، به عنوان زیرلایه استفاده شد. فرآیند پوشش‌دهی با استفاده از دستگاه پاشش پلاسمایی اتمسفری^۵ (APS) پلاسما تکنیک مدل A-3000S، مجهز به تفنگ F4-MB، ساخت شرکت سولزر-متکو^۶ انجام گرفت. به منظور بهبود چسبندگی پوشش، سطح زیرلایه قبل از انجام فرآیند پوشش‌دهی توسط ذرات آلومینا ذره‌پاشی شد. در فرآیند پاشش پلاسمایی اتمسفری، از پودر فلزی تجاری (22 SN 6883) NiCoCrAlY به عنوان منبع تغذیه آستری و از پودرهای سرامیکی YSZ متداول (Metco 204NS)، CYSZ متداول (Metco 205NS) و YSZ نانوساختار آگلومره شده (Nanox S4007) به عنوان منبع تغذیه پوشش رویی استفاده شد. مشخصات پودرها و پارامترهای پاشش پلاسمایی، به ترتیب در جدول‌های ۱ و ۲ ارائه شده است.

¹- Thermal Barrier Coatings

²- Overlay coating

³- Yttria Stabilized Zirconia

⁴- Ceria and Yttria Stabilized Zirconia

⁵- Atmospheric Plasma Spray

⁶- Sulzer-Metco

جدول ۱. مشخصات پودرهای مورد استفاده در این تحقیق.

نام تجاری	شرکت تولیدی	ترکیب شیمیایی (wt.%)	اندازه ذره (μm)	ریخت
22 SN 6883	S.N.M.I.-Avignon	52Ni-23Co-18Cr-6Al-1Y	۳۸-۷۵	کروی
Metco 204NS	Sulzer-Metco, USA	ZrO ₂ -8Y ₂ O ₃	۱۱-۱۲۵	کروی
Metco 205NS	Sulzer-Metco, US	ZrO ₂ -25CeO ₂ -2.5Y ₂ O ₃	۱۶-۹۰	کروی
Nanox S4007	Inframat, USA	ZrO ₂ -7Y ₂ O ₃	۱۵-۱۵۰	کروی- نانوساختار آگلومره شده

جدول ۲. پارامترهای مورد استفاده برای پاشش پلاسمایی اتمسفری.

پارامتر	واحد	NiCoCrAlY	Metco 204NS	Metco 205NS	Nanox S4007
جریان	A	۶۰۰	۶۰۰	۶۰۰	۶۰۰
ولتاژ	V	۷۵	۶۱	۶۱	۷۲
نرخ شارش گاز آرگون	SLPM*	۶۵	۳۵	۳۵	۳۵
نرخ شارش گاز هیدروژن	SLPM	۱۴	۱۲	۱۲	۱۰
نرخ شارش گاز حامل پودر (آرگون)	SLPM	۲/۳	۲/۶	۲/۶	۳/۵
نرخ تغذیه پودر	gr/min	۴۰	۴۰	۴۰	۱۸
فاصله پاشش	mm	۱۲۰	۱۲۰	۱۲۰	۱۲۰

*: Standard Liter Per Minute

یک دقیقه‌ای ثبت و نمودار دما بر حسب زمان، رسم شد. در نهایت، ظرفیت عایق‌سازی حرارتی به صورت میانگین افت دمایی از میان پوشش سد حرارتی ($\Delta T = T_1 - T_2$) برای ۲۰ داده انتهایی آزمون به دست آمد.

به منظور بررسی ریزساختاری و فازی به ترتیب از دستگاه میکروسکپ الکترونی روبشی گسیل میدانی (FESEM) هیتاچی مدل S-4160 و دستگاه پراش سنج پرتو ایکس بروکر مدل D8 ADVANCE با ولتاژ ۴۰ KV و جریان ۴۰ mA استفاده شد. فازشناسی الگوهای پراش پرتو ایکس توسط نرم‌افزار X'Pert HighScore انجام گرفت.

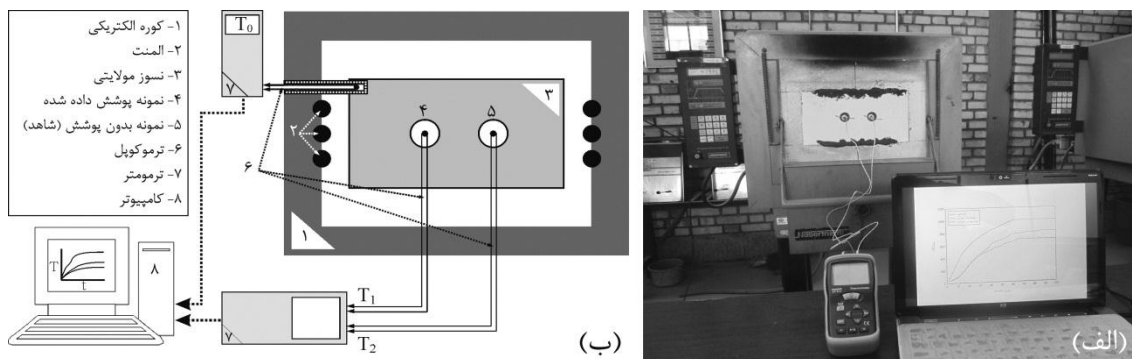
نتایج و بحث

تصاویر میکروسکپی الکترونی روبشی گسیل میدانی پودرهای مورد استفاده در این تحقیق در شکل‌های ۲ و ۳ نشان داده شده است. همان‌گونه که مشاهده می‌شود، ذرات این پودرها به صورت کروی است. از آنجایی که در فرآیند پاشش پلاسمایی، جرم پایین و اینرسی کم نانو ذرات منفرد، منجر به افت شدید راندمان رسوب‌دهی [۲۷ و ۲۸] و عدم تولید پوشش با چسبندگی مطلوب [۲۹] می‌شود،

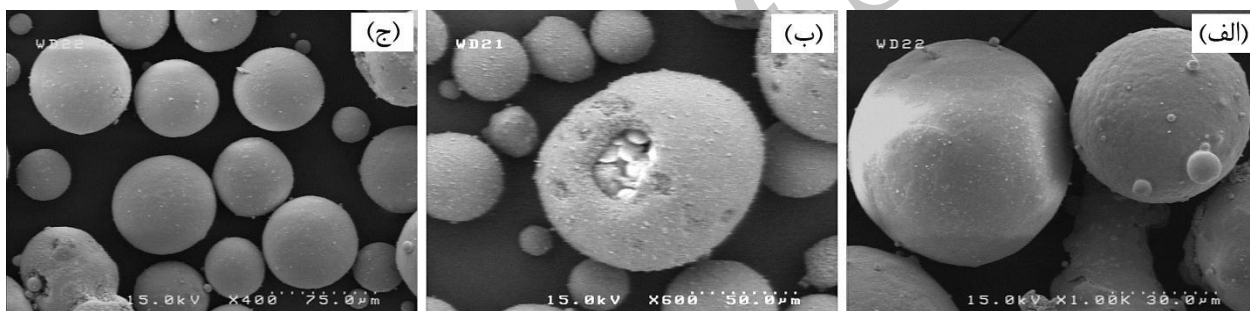
افت دما در طول ضخامت سیستم پوشش سد حرارتی معیاری از ظرفیت عایق‌سازی حرارتی پوشش است. برای اندازه‌گیری این افت دمایی، آزمون ظرفیت عایق‌سازی حرارتی، به شیوه‌ای ابتکاری، طراحی و اجرا شد. نمای واقعی و تصویر طرح‌وار این آزمون در شکل ۱ نشان داده شده است. برای اجرای این آزمون، در کوره با یک نسوز مولایتی جایگزین شد. نمونه پوشش داده شده به نحوی که سطح پوشش، داخل کوره و انتهای بدون پوشش در معرض هوای آزاد باشد، درون نسوز مولایتی جاسازی شد. به منظور حذف اثر زیرلایه در افت دما، خنک شدن پشت نمونه‌ها به وسیله هوا و خطاهای ایزراری، از یک نمونه مشابه بدون پوشش به عنوان نمونه شاهد استفاده شد. فضاهای باز بین نسوز/ کوره و نسوز/ نمونه با استفاده از آب‌بند دما بالا مسدود شد. برای اندازه‌گیری دمای سطح در معرض هوای نمونه پوشش‌دار (T_1) و نمونه شاهد (T_2)، از دو ترموکوپل متصل به ترمومتر استفاده شد. پس از نصب تجهیزات، کوره با نرخ متوسط $15^\circ\text{C}/\text{min}$ تا دمای 1000°C گرم و به منظور پایدار شدن شرایط و هم‌دما شدن سطح نمونه‌ها با کوره، به مدت ۴۰ دقیقه در این دما نگه داشته شد. T_0 (دمای کوره)، T_1 و T_2 از ابتدای آزمون در بازه‌های زمانی

کروی و دارای توزیع اندازه ذره مناسب برای استفاده در فرآیند پاشش پلاسمایی تجدید ساخت شده‌اند.

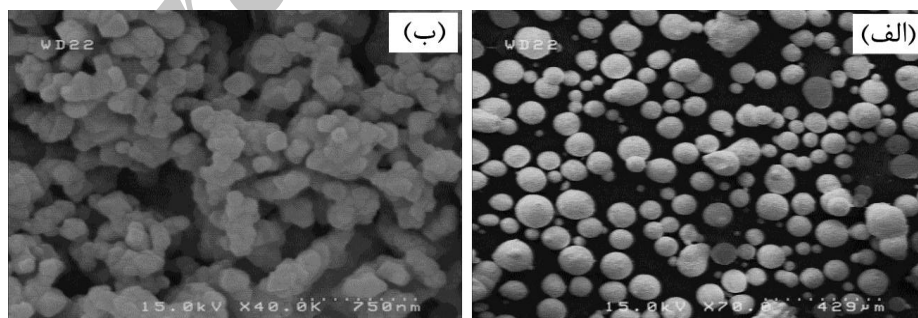
پودرهای نانو اندازه به ذرات بزرگ میکرونی، آگلومره می‌شوند. بر اساس شکل ۳، ذرات پودر Nanox S4007 به واسطه آگلومراسیون نانو ذرات منفرد YSZ، به شکل ذرات



شکل ۱. الف) نمای واقعی و ب) تصویر طرح‌وار از آزمون ظرفیت عایق‌سازی حرارتی.



شکل ۲. تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی گسیل میدانی از الف) پودر NiCoCrAlY (22 SN 6883)، ب) پودر YSZ متداول (Metco 204NS) و ج) پودر YSZ متداول (Metco 205NS).



شکل ۳. تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی گسیل میدانی از الف) ریخت بیرونی و ب) ریخت داخلی پودر YSZ نانو ساختار آگلومره شده (Nanox S4007).

روی سرامیکی پایه زیرکنیایی به نحو مطلوب وبا توزیع تخلخل مناسب روی زیرلایه سوپراآلایزی به کمک فرآیند APS رسوب داده شده است. پوشش رویی به عنوان عایق حرارت ایفای نقش می‌کند و آستری، یک پوشش با مقاومت

شکل ۴، تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی گسیل میدانی از سطح مقطع پولیش شده سه نمونه پوشش سد حرارتی پاشش پلاسمایی شده را نشان می‌دهد. بر اساس این شکل، لایه‌های سیستم سد حرارتی شامل آستری فلزی و پوشش

کمک ریزساختارهای الکترونی مقاطع پوشش، ضخامت نسبی آستری و پوشش رویی در همه موارد مشابه و به ترتیب برابر 125 ± 25 و 265 ± 25 میکرون به دست آمد.

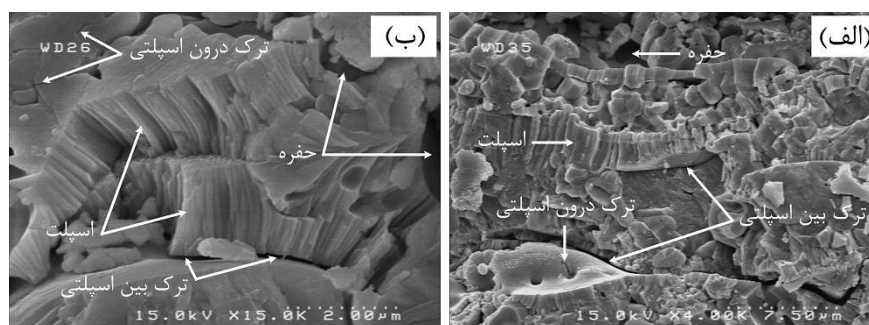
خوب در برابر اکسیداسیون است که انطباق بین لایه رویی سرامیکی و ساختار فلزی زیرلایه را به عنوان یک واسطه فراهم می‌سازد [۳۰]. بر اساس ارزیابی‌های ضخامت‌سنجی به



شکل ۴. تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی گسیل میدانی از سطح مقطع پولیش شده سیستم سد حرارتی؛ (الف) YSZ متداول، (ب) CYSZ متداول و (ج) YSZ نانوساختار.

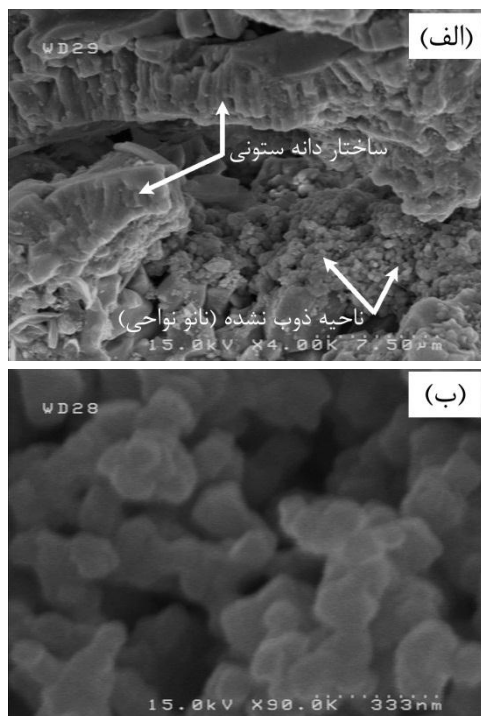
اسپلت‌ها به یکدیگر [۷] و حفرات بین اسپلتی به دلیل رسوب‌دهی تصادفی [۳۲] و عدم هم‌پوشانی کامل هر اسپلت با اسپلت مجاور [۳۳] تشکیل می‌شوند. تشکیل ترک‌های درون اسپلتی، منسوب به تنش‌های پسماند تولید شده در طی فرآیند رسوب‌دهی است [۷ و ۳۲]. بنابراین، ریزساختار پوشش‌های سرامیکی پایه زیرکنیایی پاشش پلاسمایی شده متداول، شامل اسپلت‌های روی هم قرارگرفته تقریباً موازی سطح زیرلایه، همراه با حفرات، ترک‌های بین‌اسپلتی و ریزترک‌های درون اسپلتی است. چنین ریزساختاری، از ویژگی‌های اصلی پوشش‌های سد حرارتی پاشش پلاسمایی شده است که در تحقیقات دیگر [۳۴-۳۷] نیز به آن اشاره شده است.

در فرآیند پاشش پلاسمایی از انرژی حرارتی یک جت پلازما برای ذوب و پرتاب مواد با سرعت بالا روی زیرلایه استفاده می‌شود [۳۱]. بر این اساس، ذرات پودری تزریق شده به داخل پلازما، در طی گذر از میان آن، ذوب شده و با سرعت زیاد به سمت زیرلایه پرتاب می‌شوند. این ذرات با برخورد به سطح، پهن شده و با سرعت سرمایش بسیار بالا به شکل اسپلت^۱، منجمد می‌شوند [۷]. شکل ۵، سطح مقطع شکست پوشش‌های سرامیکی YSZ و CYSZ متداول پاشش پلاسمایی شده را نشان می‌دهد. همان‌طور که مشاهده می‌شود، پوشش‌ها دارای ساختار لایه‌ای و شامل اسپلت‌های دانه ستونی، حفرات و ترک‌های بین اسپلتی و درون اسپلتی هستند. ترک‌های بین اسپلتی به دلیل چسبندگی نسبتاً ضعیف



شکل ۵. تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی گسیل میدانی از سطح مقطع شکست پوشش رویی (الف) YSZ متداول و (ب) CYSZ متداول.

^۱ - Splat



شکل ۶. تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی گسیل میدانی از الف) سطح مقطع شکست پوشش رویی YSZ نانو ساختار و ب) نانو ذرات ذوب نشده (نانو نواحی) موجود در پوشش.

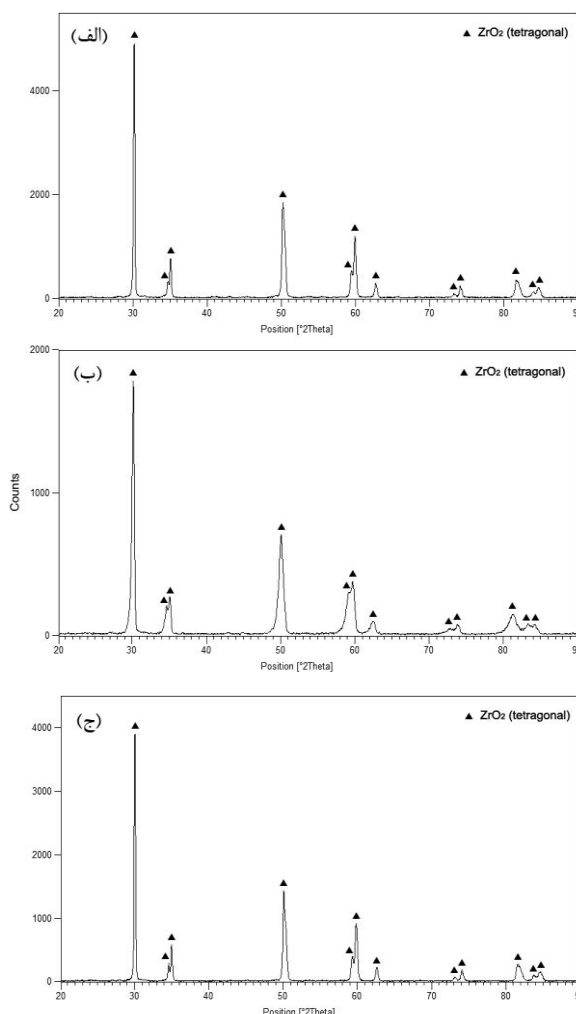
الگوهای پراش پرتو ایکس سه نوع پوشش سرامیکی پاشش پلاسمایی شده در شکل ۷ نشان داده شده است. بر اساس این الگوها، پوشش‌های زیرکینایی پایدار شده، تنها حضور فاز تترائگونال استحاله‌ناپذیر را نشان می‌دهند. فاز تترائگونال استحاله‌ناپذیر، فاز معمول زیرکینایی پاشش پلاسمایی شده است که در نتیجه سرمایه‌ش سریع ذرات مذاب برخوردی به سطح شکل می‌گیرد [۷ و ۴۲].

شکل ۸، نمودارهای دمای ثبت شده کوره الکتریکی (T_0)، پشت نمونه پوشش داده شده (T_1) و پشت نمونه بدون پوشش (T_2) را بر حسب زمان برای پوشش‌های YSZ و CYSZ متداول و YSZ نانو ساختار نشان می‌دهد. مشاهده می‌شود که با افزایش دمای کوره (T_0)، دماهای T_1 و T_2 افزایش می‌یابند. با رسیدن دمای کوره به 1000°C ، دماهای T_1 و T_2 پس از گذشت حدود ۱۰ دقیقه ثابت شده است. بر این اساس، متوسط افت دما در ۲۰ دقیقه آخر آزمون در طول ضخامت پوشش‌های سد حرارتی YSZ متداول، CYSZ متداول و YSZ نانو ساختار به ترتیب حدود 119°C ، 132°C و

نکته بسیار مهم در فرآیند پاشش پلاسمایی پودرهای نانو ساختار آگلومره شده، چگونگی کنترل فرآیند پاشش، به نحوی که ساختار نانو بتواند در پوشش حفظ شود، است. از طرف دیگر، در طی فرآیند پاشش پلاسمایی سرامیک‌ها با استفاده از رویکردهای مرسوم، درجه‌ای از ذوب ذرات پودری به منظور ایجاد چسبندگی، امری ضروری است [۲۹ و ۳۸]. بنابراین، دمای ذرات پودری باید به نحوی حفظ شود که در طی این فرآیند، تنها بخشی از ذرات پودری ذوب و بخشی از ساختار نانوی پودر اولیه به صورت ذوب نشده در پوشش جاسازی شود. شکل ۶-الف، سطح مقطع شکست پوشش رویی تولید شده با استفاده از ذرات YSZ نانو ساختار آگلومره شده را نشان می‌دهد. بر اساس این شکل، ریزساختار پوشش شامل دو ناحیه متمایز است. ناحیه اول، حاصل از انجماد مجدد بخش ذوب شده پودرهای نانو ساختار آگلومره شده بوده و مشخصه اصلی آن، ساختار کریستالی دانه ستونی است این بخش از پوشش، نقش چسب و اتصال‌دهنده را ایفا کرده و بی‌عیبی پوشش را حفظ می‌کند. ناحیه دوم، شامل بخش ذوب نشده یا به طور جزئی ذوب شده پودر است. شکل ۶-ب، تصویر این ناحیه را در بزرگنمایی بالاتر نشان می‌دهد. می‌توان مشاهده کرد که ریخت این ناحیه، مشابه ریخت پودر نانو ساختار آگلومره شده اولیه (شکل ۳-ب) است. در این ساختار، ذرات بسیار کوچک با اندازه کمتر از ۱۰۰ نانومتر به خوبی قابل مشاهده است. نواحی مشابه آنچه در شکل ۶-ب نشان داده شده است، به "نانو نواحی" موسومند. این نانو نواحی حاوی کسر حجمی بالایی از تخلخل‌هایی با اندازه‌های چند ده تا چند صد نانومتر هستند. بنابراین توزیع ذرات ذوب نشده و یا به طور جزئی ذوب شده حاوی ساختار دست نخورده پودر (نانو نواحی) در زمینه حاصل از انجماد مجدد ذرات ذوب شده، ریزساختار دوگانه پوشش سد حرارتی نانو ساختار پاشش پلاسمایی شده را تشکیل می‌دهد. سایر تحقیقات انجام گرفته در زمینه پاشش پلاسمایی پودرهای نانو ساختار آگلومره شده [۲۱-۲۳ و ۳۸-۴۱] نیز به تشکیل چنین ریزساختاری اشاره کرده‌اند.

فنون‌ها افزایش می‌یابد [۴۳]. هدایت حرارتی پایین حجم زیرکنیای پایدار شده، ناشی از هدایت حرارتی ذاتاً پایین زیرکنا و افزودن عناصر پایدار کننده (ایتريا و سريا) به شبکه کریستالی آن است [۱۰]. افزودن ایتريا به ساختار کریستالی زیرکنا منجر به ایجاد جاهای خالی O^{2-} (برای حفظ خنثی بودن الکتریکی شبکه یونی) و حوزه‌های کرنشی موضعی در ساختار آن می‌شود. این حوزه‌های کرنشی و جاهای خالی، به طور مستقیم پراکندگی فنونی را در شبکه افزایش و در نتیجه هدایت حرارتی را کاهش می‌دهند [۱۰، ۴۳ و ۴۴]. زمانی که زیرکنا حاوی عناصری با وزن اتمی سنگین‌تر یا شعاع اتمی بزرگ‌تر باشد، هدایت حرارتی کم‌تر خواهد بود. از این‌رو، پوشش CYSZ در مقایسه با پوشش YSZ دارای ظرفیت عایق‌سازی حرارتی بالاتری است؛ چرا که سریم نسبت به ایتريم دارای وزن اتمی بالاتر (۱۴۰ نسبت به ۸۸) و شعاع یونی بزرگ‌تری (۱/۲۷ نسبت به ۰/۸۹) است [۱۹]. از سوی دیگر، در مقایسه با پوشش YSZ، مقدار عنصر پایدار کننده پوشش CYSZ، بسیار بالاتر است. این امر پراکندگی فنونی بیشتر و در نتیجه افزایش عایق‌سازی حرارتی را برای پوشش CYSZ در پی خواهد داشت. در مورد پوشش YSZ نانوساختار، کاهش اندازه ذره و در نتیجه افزایش مرزها به پراکنده‌سازی بیشتر فنون‌ها کمک خواهد کرد [۱۹، ۲۸، ۴۳، ۴۵ و ۴۶]. از طرف دیگر، با افزایش پراکندگی فنونی، احتمال رخ دادن برهم‌کنش‌های فنون- فنون افزایش می‌یابد. این امر منجر به پراکندگی بیشتر فنونی و در نتیجه کاهش هدایت حرارتی خواهد شد [۴۳].

ب) ریزساختار حاصل از فرآیند پاشش پلاسمایی: ریزساختار پوشش‌های پاشش پلاسمایی شده حاوی شبکه‌ای از ریزترک‌ها و تخلخل‌ها است. مجموعه‌ای از این ریزترک‌ها و تخلخل‌ها که موازی سطح زیرلایه و ناشی از اتصال ضعیف بین اسپلت‌های رسوب یافته هستند، ناپیوستگی‌هایی را عمود بر شار حرارتی ایجاد کرده و به طور مؤثری مانع انتقال حرارت می‌شوند [۷، ۳۴ و ۳۶]. پوشش‌های سرامیکی پاشش حرارتی شده، یک توزیع تخلخل دوگانه، شامل تخلخل‌های درشت ناشی از پر کردن ناقص شکاف‌های میان ذرات قبلاً



شکل ۷. الگوهای پراش پرتو ایکس پوشش الف) YSZ متداول، ب) CYSZ متداول و ج) YSZ نانوساختار.

۱۴۵°C به دست آمد. حصول چنین افت دمایی بالایی برای این پوشش‌ها، منسوب به ویژگی‌های ساختار کریستالی زیرکنیای پایدار شده و ریزساختار حاصل از فرآیند پاشش پلاسمایی است. تأثیر هر یک از این فاکتورها به طور جداگانه در زیر تشریح شده است:

الف) ساختار کریستالی: از آنجایی که در دماهای زیر ۱۲۰۰°C، مکانیزم حاکم هدایت حرارتی از میان زیرکنا، انتقال فنون است، هدایت حرارتی سرامیک‌های پایه زیرکنیایی وابسته به پراکندگی فنونی است. در ساختارهای کریستالی واقعی، پراکندگی فنون‌ها در نتیجه برهم‌کنش با عیوب شبکه‌ای نظیر جاهای خالی، مرزخانه‌ها، اتم‌های جرم‌های متفاوت و دیگر

تشریح شده، به اضافه تخلخل‌های وابسته به نانو نواحی (شکل ۶-ب) را نشان می‌دهد. توزیع این منبع اضافی تخلخل در پوشش نانوساختار، ظرفیت عایق‌سازی حرارتی را افزایش داده است. تأثیر چنین تخلخل‌هایی بر کاهش هدایت حرارتی پوشش‌های سد حرارتی نانوساختار پاشش پلاسمایی شده توسط محققان دیگر [۲۲ و ۲۹] نیز تأیید شده است.

نتیجه‌گیری

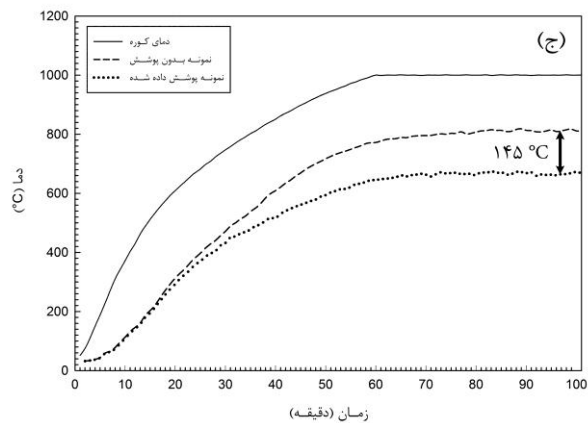
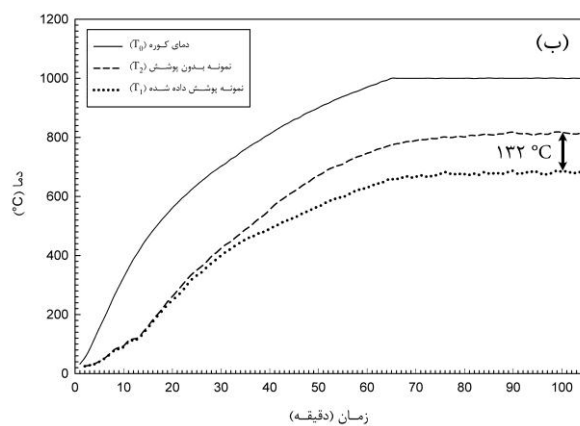
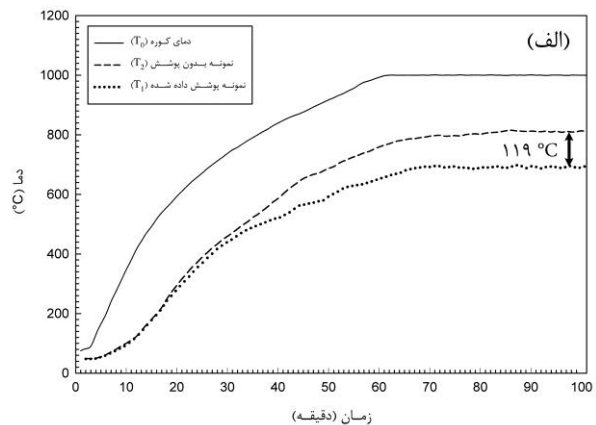
۱) ریزساختار پوشش‌های سد حرارتی YSZ و CYSZ متداول پاشش پلاسمایی شده شامل اسپلت‌هایی با دانه‌های میکروستونی بود؛ در حالی که پوشش سد حرارتی YSZ نانوساختار پاشش پلاسمایی شده، یک ریزساختار منحصر به فرد دوگانه شامل ذرات نانواندازه باقیمانده از پودر (نانو نواحی) و دانه‌های میکروستونی حاصل از انجماد مجدد بخش ذوب شده پودر را نشان داد.

۲) پوشش CYSZ متداول در مقایسه با پوشش YSZ متداول، به دلیل مقدار پایدارکننده بالاتر و حضور Ce با وزن اتمی بالاتر و شعاع یونی بزرگ‌تر نسبت به Y، ظرفیت عایق‌سازی حرارتی بالاتری را نشان داد.

۳) کاهش اندازه ذره و حضور شبکه نانوخلخل وابسته به نانونواحی در پوشش، افزایش ظرفیت عایق‌سازی حرارتی پوشش سد حرارتی YSZ نانوساختار را در مقایسه با پوشش‌های متداول در پی داشت.

تشکر و قدردانی

از مدیریت محترم صنعت ساخت قطعات و موتورهای توربینی (سمت)، جناب آقای مهندس حسین زمانی و مسئول محترم آزمایشگاه پوشش‌دهی دانشگاه صنعتی مالک اشتر تهران، جناب آقای مهندس ضیاء والفی قدردانی می‌شود.



شکل ۸. نمودار دمای گرمایش کوره، نمونه بدون پوشش و نمونه پوشش داده شده بر حسب زمان برای سیستم سد حرارتی (الف) YSZ متداول، (ب) CYSZ متداول و (ج) YSZ نانوساختار.

رسوب‌یافته و تخلخل‌های ظریف ناشی از تماس ناقص بین دو اسپلت روی هم قرار گرفته را نشان می‌دهند [۴۷]. بر اساس شکل‌های ۴-ج و ۶، مشاهده می‌شود که پوشش YSZ نانوساختار پاشش پلاسمایی شده، یک توزیع تخلخل سه‌گانه شامل توزیع تخلخل دوگانه

منابع

1. R. Taylor and J. R. Brandon, *Microstructure, composition and property relationships of plasma sprayed thermal barrier coatings*, Surface and Coatings Technology, 50(1992)141-149.
2. R. C. Reed, *The superalloys, fundamentals and applications*, Cambridge University Press, Cambridge, (2006).
3. M. F. J. Koolloos, *Behaviour of low porosity microcracked thermal barrier coatings under thermal loading*, PhD Thesis, Technische Universiteit Eindhoven, (2001).
4. H. Dimigen, *Surface engineering*, Euromat 99, Willey-VCH, 11(2000).
5. Y. Liu, C. Persson, S. Melin, and J. Wigren, *Long crack behavior in a thermal barrier coating upon thermal shock loading*, Journal of Thermal Spray Technology, 14(2005)258-263.
6. Y. Wang and G. Sayre, *Commercial thermal barrier coatings with a double-layer bond coat on turbine vanes and the process repeatability*, Surface & Coatings Technology, 203(2009)2186-2192.
7. S. Bose, *High Temperature Coatings*, Elsevier Science & Technology Books, Connecticut, USA, (2007).
8. U. Schulz, O. Bernardi, A. E. Stahl, R. Vassen and D. Sebold, *Improvement of EB-PVD thermal barrier coatings by treatments of a vacuum plasma-sprayed bond coat*, Surface & Coatings Technology, 203(2008)160-170.
9. H. W. Grunling and W. Mannsmann, *Plasma sprayed thermal barrier coatings for industrial gas turbines: morphology, processing and properties*, Journal de Physique IV, 3(1993)903-912.
10. D. D. Hass, *Directed vapor deposition of thermal barrier coatings*, PhD Dissertation, Department of Materials Science School of Engineering and Applied Science, University of Virginia, (2000).
11. S. Guo and Y. Kagawa, *Isothermal and cycle properties of EB-PVD yttria-partially-stabilized zirconia thermal barrier coatings at 1150 and 1300 °C*, Ceramics International, 33(2007)373-378.
12. J. R. Brandon and R. Taylor, *Phase stability of zirconia-based thermal barrier coatings Part I. zirconia-yttria alloys*, Surface and Coatings Technology, 46(1991)75-90.
13. M. Leoni, R. L. Jones and P. Scardi, *Phase stability of scandia-yttria-stabilized zirconia TBCs*, Surface and Coatings Technology, 108/109(1998)107-113.
14. S. Y. Park, J. H. Kim, M. C. Kim, H. S. Song and C. G. Park, *Microscopic observation of degradation behavior in yttria and ceria stabilized zirconia thermal barrier coatings under hot corrosion*, Surface & Coatings Technology, 190(2005)357-365.
15. G. M. Ingo and T. D. Caro, *Chemical aspects of plasma spraying of zirconia-based thermal barrier coatings*, Acta Materialia, 56(2008)5177-5187.
16. R. D. Maschio, P. Scardi, L. Lutterotti and G. M. Ivgo, *Influence of Ce³⁺/Ce⁴⁺ ratio on phase stability and residual stress field in ceria-yttria stabilized zirconia plasma-sprayed coatings*, Journal of Materials Science, 2(1992)5591-5596.
17. B. Ma, Y. Li and K. Su, *Characterization of ceria-yttria stabilized zirconia plasma-sprayed coatings*, Applied Surface Science, 255(2009)7234-7237.
18. P. Ramaswamy, S. Seetharamu, K. B. R. Varma and K. J. Ra, *Evaluation of CaO-CeO₂-partially stabilized zirconia thermal barrier coatings*, Ceramics International, 25(1999)317-324.
19. W. B. Gong, C. K. Sha, D. Q. Sun and W. Q. Wang, *Microstructures and thermal insulation capability of plasma-sprayed nanostructured ceria stabilized zirconia coatings*, Surface & Coatings Technology, 201(2006)3109-3115.
20. L. Feng, Y. Y. Guang, J. X. Liang, Z. K. Li, R. X. Jing and L. Z. Duo, *Microstructures and properties of nanostructured TBCs fabricated by plasma spraying*, The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 16(2006)482-487.
21. R. S. Lima and B. R. Marple, *Toward highly sintering-resistant nanostructured ZrO₂-7wt.%Y₂O₃ coatings for TBC applications by employing differential sintering*, Journal of Thermal Spray Technology, 17(2008)846-852.
22. R. S. Lima and B. R. Marple, *Nanostructured YSZ thermal barrier coatings engineered to counteract sintering effects*, Materials Science and Engineering A, 485(2008)182-193.

23. J. Wu, H. Guo, L. Zhou, L. Wang and S. k. Gong, *Microstructure and thermal properties of plasma sprayed thermal barrier coatings from nanostructured YSZ*, Journal of Thermal Spray Technology, (2010), doi:10.1007/s11666-010-9535-7.
24. C. Liu, Z. Zhang, X. Jiang, M. Liu and Z. Zhu, *Comparison of thermal shock behaviors between plasma-sprayed nanostructured and conventional zirconia thermal barrier coatings*, Trans. Nonferrous Met. Soc. China, 19(2009)99-107.
25. C. Zhou, N. Wang and H. Xu, *Comparison of thermal cycling behavior of plasma-sprayed nanostructured and traditional thermal barrier coatings*, Materials Science and Engineering A, 452-453(2007)569-574.
26. P. W. Schilke, *Advanced gas turbine materials and coatings*, General Electric Company, New York, (2004).
27. L. Pawlowski, *Suspension and solution thermal spray coatings*, Surface & Coatings Technology, 203(2009)2807-2829.
28. X. Jiang, C. Liu and F. Lin, *Overview on the Development of Nanostructured Thermal Barrier Coatings*, Journal of Material Science Technology, 2(2007)449-456.
29. R. S. Lima and B. R. Marple, *Thermal spray coatings engineered from nanostructured ceramic agglomerated powders for structural, thermal barrier and biomedical applications: a review*, Journal of Thermal Spray Technology, 16(2007)40-63.
30. G. Moskal, *Thermal barrier coatings: Part I-characteristics of microstructure and properties, generation and directions of development of bond*, Archives of Materials Science, 28(2007)100-112.
31. F. W. Bach, A. Laarman and T. Wenz, *Modern surface technology*, Wiley-VCH, Germany, (2006).
32. A. Kucuk, C. C. Berndt, U. Senturk and R. S. Lima, *Influence of plasma spray parameters on mechanical properties of yttria stabilized zirconia coatings. II: acoustic emission response*, Materials Science and Engineering A, 284(2000)41-50.
33. L. Wang, Y. Wang, X. G. Sun, J. Q. He, Z. Y. Pan, Y. Zhou and P. L. Wu, *Influence of pores on the thermal insulation behavior of thermal barrier coatings prepared by atmospheric plasma spray*, Materials and Design, 32(2011)36-47.
34. I. O. Golosnoy, A. Cipitria and T. W. Clyne, *Heat transfer through plasma-sprayed thermal barrier coatings in gas turbines: a review of recent work*, Journal of Thermal Spray Technology, 18(2009)809-821.
35. S. Paul, A. Cipitria, S. A. Tsipas and T. W. Clyne, *Sintering characteristics of plasma sprayed zirconia coatings containing different stabilisers*, Surface & Coatings Technology, 203(2009)1069-1074.
36. A. Cipitria, I. O. Golosnoy and T. W. Clyne, *A sintering model for plasma-sprayed zirconia TBCs. Part I: free-standing coatings*, Acta Materialia, 57(2009)980-992.
37. O. Racek and C. C. Berndt, *Mechanical property variations within thermal barrier coatings*, Surface & Coatings Technology, 202(2007)362-369.
38. R. S. Lima and B. R. Marple, *Enhanced ductility in thermally sprayed titania coating synthesized using a nanostructured feedstock*, Materials Science and Engineering A, 395(2005)269-280.
39. Q. Zhang, C. J. Li, Y. Li, S. L. Zhang, X. R. Wang, G. J. Yang and C. X. Li, *Thermal failure of nanostructured thermal barrier coatings with cold-sprayed nanostructured NiCrAlY bond coat*, Journal of Thermal Spray Technology, 17(2008)838-845.
40. H. Chen, Y. Hao, H. Wang and W. Tang, *Analysis of the microstructure and thermal shock resistance of laser glazed nanostructured zirconia TBCs*, Journal of Thermal Spray Technology, 19(2010)558-565.
41. N. Wang, C. Zhou, S. Gong and H. Xu, *Heat treatment of nanostructured thermal barrier coating*, Ceramics International, 33(2007)1075-1081.
42. R. S. Lima, A. Kucuk and C. C. Berndt, *Integrity of nanostructured partially stabilized zirconia after plasma spray processing*, Materials Science and Engineering A, 313(2001)75-82.
43. J. R. Nicholls, K. J. Lawson, A. Johnstone and D. S. Rickerby, *Methods to reduce the thermal conductivity of EB-PVD TBCs*, Surface and Coatings Technology, 151/152(2002)383-391.
44. P. Molian, *Laser nanostructuring of EB-PVD thermal barrier coatings for ultra-low thermal conductivity*, Journal of Material Science, 42(2007)9491-9494.

45. D. R. Clarke and S. R. Phillpot, *Thermal barrier coating materials*, *Materialstoday*, (2005)22-29.
46. P. G. Klemens and M. Gell, *Thermal conductivity of thermal barrier coatings*, *Materials Science and Engineering A*, 245(1998)143-149.
47. R. McPherson, *A review of microstructure and properties of plasma sprayed ceramic coatings*, *Surface Coating Technology*, 39/40(1989)173-181.

Archive of SID