

doi: 10.11933/j.issn.1007-9289.2015.05.008

等离子喷涂-物理气相沉积 7YSZ 热障涂层的高温氧化行为^{*}

陈文龙^{1,2a}, 刘 敏^{2a,2b}, 张吉阜^{2a,2b}, 宋进兵^{2a,2c}, 邓子谦^{1,2a}

(1. 广东工业大学 材料与能源学院, 广州 510006; 2. 广州有色金属研究院 a. 新材料研究所, b. 现代材料表面工程技术国家工程实验室, c. 广东省现代表面工程技术重点实验室, 广州 510650)

摘 要: 以纳米团聚烧结的 $ZrO_2-7\%Y_2O_3$ (7YSZ) 粉末为原料, 采用等离子喷涂-物理气相沉积 (PS-PVD) 工艺及大气等离子喷涂工艺 (APS) 在镍基高温合金表面制备了柱状热障涂层 (C-TBC) 和层状热障涂层 (L-TBC), 并进行 1 000 °C 的恒温氧化试验, 采用 X 射线衍射仪、扫描电镜、电子探针、能谱分析等检测手段表征热障涂层的微观结构和高温氧化行为。结果表明: C-TBC 涂层在氧化初始阶段快速生成 TGO 层, 氧化 50 h 后 TGO 层生长速率减慢, 氧化动力学曲线符合五次方抛物线规律, 而 L-TBC 涂层氧化动力学曲线符合常规二次方抛物线规律。C-TBC 涂层氧化速度快于 L-TBC 涂层, 但抗氧化剥落性能优于 L-TBC 涂层。

关键词: 等离子喷涂-物理气相沉积; 柱状晶 YSZ; 高温氧化; 失效机制

中图分类号: TG174.442

文献标志码: A

文章编号: 1007-9289(2015)05-0049-08

High Temperature Oxidation Behavior of 7YSZ Thermal Barrier Coatings Prepared by Plasma Spray-Physical Vapor Deposition

CHEN Wen-long^{1,2a}, LIU Min^{2a,2b}, ZHANG Ji-fu^{2a,2b}, SONG Jin-bing^{2a,2c}, DENG Zi-qian^{1,2a}

(1. School of Materials and Energy, Guangdong University of Technology, Guangzhou 510006; 2a. Institute of New Materials, 2b. National Engineering Laboratory for Modern Materials Surface Engineering Technology, 2c. Guangdong Provincial Key Laboratory for Modern Materials Surface Engineering Technology, Guangzhou Research Institute of Non-ferrous Metals, Guangzhou 510650)

Abstract: Using nano-agglomerated and sintered $ZrO_2-7\%Y_2O_3$ (7YSZ) powders as raw materials, columnar crystal thermal barrier coatings (C-TBCs) were prepared by plasma spray-physical vapor deposition (PS-PVD) at Ni-based super-alloys, and layered thermal barrier coatings (L-TBCs) were prepared by atmospheric plasma spraying (APS) for comparison. The constant temperature oxidation test of the two thermal barrier coating systems was also performed at 1000 °C. The microstructure, high temperature oxidation behavior and oxidation failure mechanisms of the thermal barrier coatings were investigated using the X-ray diffraction (XRD), scanning electron microscope (SEM), electron probe microanalysis (EPMA) and energy dispersive spectroscopy (EDS). The results indicate that a TGO layer generates quickly on the C-TBC at the beginning of the oxidation, and the growth rate of the TGO layer slows down after oxidation for 50 h. The oxidation kinetics of the C-TBCs can be properly expressed by the quintic power function formula, however, the L-TBC oxidation kinetics curves accord with conventional quadratic parabola law. The C-TBC is oxidized faster than the L-TBC, however, the antioxidant peeling performance is better than that of L-TBC.

Keywords: plasma spray-physical vapor deposition (PS-PVD); columnar YSZ; high temperature oxidation; failure mechanism

收稿日期: 2015-06-30; 修回日期: 2015-09-06; 基金项目: * 国家重点基础研究发展计划 (973 计划) (2012CB625100); 国家高新技术研究发展计划 (863 计划) (2012AA03A512)

通讯作者: 刘敏 (1965-), 男 (汉), 教授, 硕士; 研究方向: 表面技术; Tel: (020) 3723 8108; E-mail: liumin_gz@163.net

网络出版日期: 2015-09-09 15:31; 网络出版地址: <http://www.cnki.net/kcms/detail/11.3905.TG.20150909.1531.018.html>

引文格式: 陈文龙, 刘敏, 张吉阜, 等. 等离子喷涂-物理气相沉积 7YSZ 热障涂层的高温氧化行为 [J]. 中国表面工程, 2015, 28(5): 49-56. Chen W L, Liu M, Zhang J F, et al. High temperature oxidation behavior of 7YSZ thermal barrier coatings prepared by plasma spray-physical vapor deposition [J]. China Surface Engineering, 2015, 28(5): 49-56.

0 引言

涡轮发动机的工作效率主要是通过增加发动机涡轮进口温度来提高^[1]。推重比为10级的航空发动机涡轮进口温度已达到1 950 K左右,推重比12~15发动机的将达到2 100 K以上,而推重比15~20发动机的TIT将达到2 350 K以上。当前高温合金长期服役温度低于1 423 K,使用高压冷却气体可使基体温度降低400~500 ℃,在涡轮叶片表面制备一层热障涂层(TBC),可以将叶片与高温火焰隔开,使叶片温度降低100~200 ℃,提高涡轮发动机效率。因此,获得隔热性能好、使用寿命长、高温服役性能优异的热障涂层对于先进航空发动机的发展尤为重要^[2-4]。

目前热障涂层(Thermal barrier coating, TBC)成熟的制备工艺主要是采大气等离子喷涂(Atmospheric plasma spray, APS)和电子束-物理气相沉积(Electron beam-physical vapor deposition, EB-PVD)^[5-7]。两者各有优缺点:APS制备的层状热障涂层隔热性能好,沉积速率高,但抗热震性能差,而EB-PVD制备的TBC具有良好的应变容限和抗热震性,但涂层隔热性能差、沉积速率低^[8-10]。随着热障涂层制备工艺的发展,近年来基于超低压等离子喷涂的等离子喷涂-物理气相沉积(Plasma spray-physical vapor deposition, PS-PVD)技术融合了APS和EB-PVD的优点,研究^[11-13]表明该工艺可实现新型热障涂层结构的设计与调控,制备隔热性能好、抗热震性好、沉积效率高的热障涂层。此外,该技术在固体氧化物燃料电池、医疗等领域也具有应用前景^[14]。

传统APS工艺制备的热障涂层在长时间的高温服役环境中,将主要面临高温腐蚀失效^[15],氧通过热障涂层的缺陷(孔隙和裂纹)扩散至粘结层,在粘结层/YSZ界面生成热生长氧化(Thermally grown oxide, TGO)层,TGO层的增厚所产生的生长应力造成微裂纹的萌生和扩展,最终造成涂层层离剥落失效。文中基于PS-PVD技术,制备具有柱状结构的7YSZ热障涂层,并与传统采用大气等离子喷涂的层状7YSZ热障涂层作对比研究,以阐述PS-PVD制备的柱状TBC涂层抗高温氧化性能,同时探讨了涂层的氧化剥落失效机制。

1 材料与方法

1.1 涂层制备

以镍基高温合金K417(质量分数/% ,14~16 Co, 8.5~9.5 Cr, 4.8~5.7 Al, 4.5~5.0 Ti, 2.5~3.5 Mo, 0.13~0.22 C,余量Ni)为基体材料,切割成 $\Phi 25 \text{ mm} \times 6 \text{ mm}$ 圆柱状试样,喷涂前对其表面进行打磨、超声波除油与喷砂处理。采用低压等离子喷涂工艺在基体上制备中间粘结层(NiCoCrAlYTa),厚度约150 μm ,以增强陶瓷面层的结合强度。采用PS-PVD和APS两种工艺制备陶瓷面层(7YSZ),最终形成的TBC层厚度约350 μm 。所用喷涂粉末及基体成分如表1所示,等离子喷涂-物理气相沉积(PS-PVD, Sulzer-Metco)和大气等离子喷涂(APS, MF-P1000, GTV)工艺制备陶瓷面层工艺参数在表2中列出。

表1 喷涂粉末参数

Table 1 Parameters of the spraying powders

Powders	Purpose	Chemical composition/(w/%)	Particle size/ μm	Manufacturer
7YSZ	Splat	87Zr, 5.18Y, 1.35Hf, Fe, Al, Cr, Mg, Ni, Zn, et al	5-22	Sulzer-Metco M6700
NiCoCrAlYTa	Bond coating	22-24Co, 19-21 Cr, 7.5-8.5Al, 0.4-0.8 Y, 3.5-5.5 Ta, rest Ni	15-45	Sulzer-Metco Amdry 997

表2 PS-PVD、APS喷涂7YSZ热障涂层工艺参数

Table 2 Parameters of the 7YSZ thermal barrier coating prepared by PS-PVD and APS

Equipment	Power/ kW	Ar/ (L · min ⁻¹)	He/ (L · min ⁻¹)	Feed rate/ (g · min ⁻¹)	Carrier gas Ar/(L · min ⁻¹)	Stand-off distance/mm	Pre-heating temperature/℃	Current/ A
PS-PVD	128	35	60	2×9.0	16	950	938	2 600
APS	42	40	9	2×1.5	4	110		630

1.2 高温氧化试验及表征方法

涂层抗高温氧化测试温度为 1 000 ℃,保温时间分别为 5、10、30、50、70、100、150、200 和 250 h,以获取涂层氧化动力学曲线。氧化试验中在 2 h 内将试样温度加热至设定温度,达到保温时间后取出一个样空冷至室温。采用扫描电镜对氧化后试样剖面进行观察,通过测量统计样品的相等间距的 50 个测试点的 TGO 厚度平均值作为试样氧化后 TGO 厚度数值。采用 JSM-5910 型扫描电镜(SEM)、JXA-8100 电子探针(EPMA)及能谱仪(EDS)对试样截面和表面进行形貌观察及成分分析。

2 结果与讨论

2.1 涂层微观形态与相结构

图 1 为 PS-PVD 制备的柱状 7YSZ 涂层喷涂态微观组织形貌。图 1(a)为涂层截面形貌,由图中可以看出柱状晶垂直与粘结层生长,柱状晶之间存有一定的孔隙,在 YSZ/粘结层界面没有

出现氧化层。图 1(b)为涂层表面形貌,呈现出团簇的“菜花状”形貌。图 1(c)和(d)分别为图 1(a)中柱状晶间隙(I)处和柱状晶底部(II)处的高倍形貌,可以看到底部和间隙处堆积夹杂着一一定数量的微米级或者亚微米级未熔固态颗粒。这是由于该种团聚粉末内部的初级颗粒结合松散,在注入等离子体后,立刻被分裂成了亚微米的初级颗粒^[16],该颗粒在焰流中的停留时间很短,未完全气化就在基体沉积下来,形成图中所示的未熔颗粒。

采用电子探针(Electron probe micro-analyzer, EPMA)对图 1(c)(d)中 3 处不同位置的未熔粉末颗粒进行成分分析,如表 3 所示。不同位置的颗粒所含主要元素相同(Zr、Y、Hf),但与原始粉末中各元素相比,Y 和 Zr 元素含量降低,Hf 元素含量增加,这是因为 Y、Zr 元素的沸点(3 337 ℃、4 377 ℃)低于 Hf 元素(5 400 ℃)在等离子体高温焰流中,粉末中 Y 和 Zr 元素发生了更多的气化,从而导致 Y 和 Zr 元素含量降低。

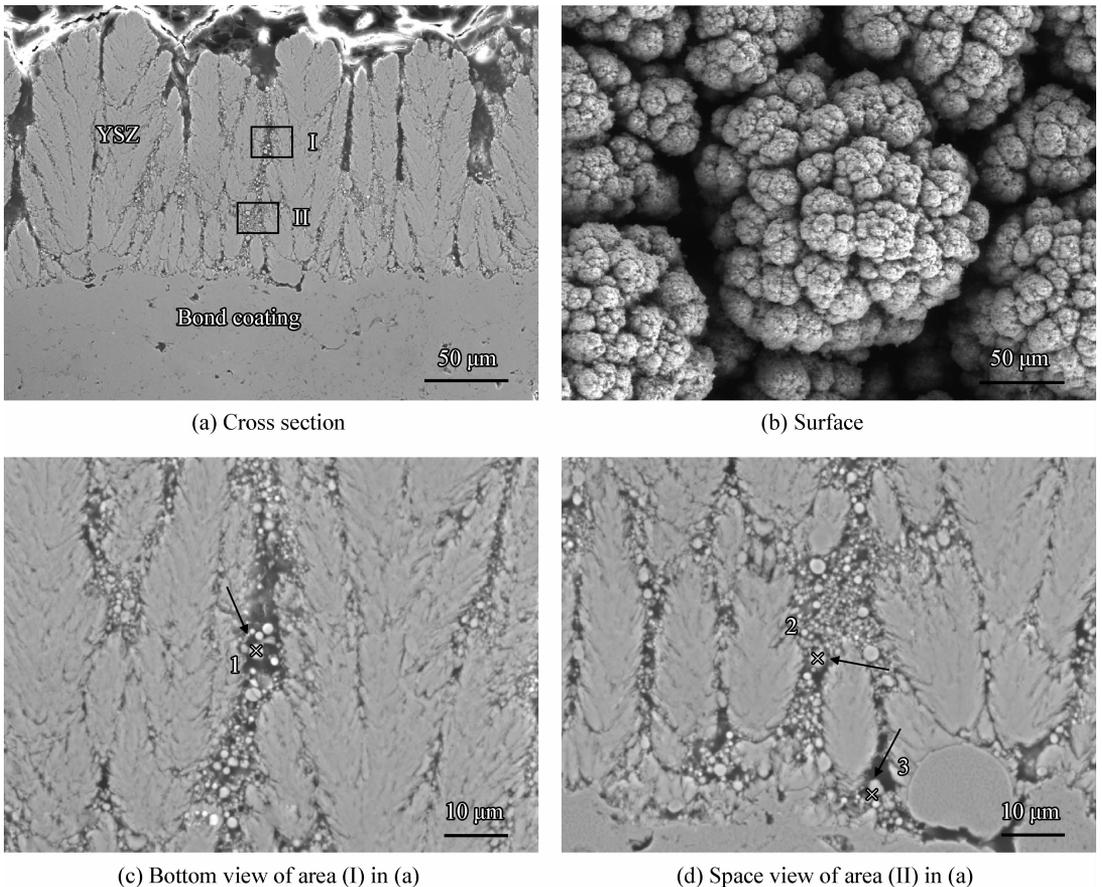


图 1 C-TBC 涂层的截面和表面形貌

Fig. 1 Cross section and surface morphologies of the C-TBC coating

表3 C-TBC涂层底部和间隙处未熔颗粒的主要成分

Table 3 Main component of the unmelted particles of bottom and space of the C-TBC coating (a/%)

Area	Y	Zr	Hf
1	0.20	73.86	2.31
2	1.42	69.68	1.39
3	4.00	70.11	1.45
Average	1.87	71.22	1.72
7YSZ powders	5.18	87.00	1.35

图2给出了7YSZ粉末及喷涂态C-TBC的XRD衍射图谱。图中显示,YSZ粉末中主要由不稳定的单斜相和 Y_2O_3 相组成,喷涂后单斜相转变为稳定四方相 ZrO_2 , Y_2O_3 固溶到四方相 ZrO_2 中,得到了相稳定结构的C-TBC涂层。

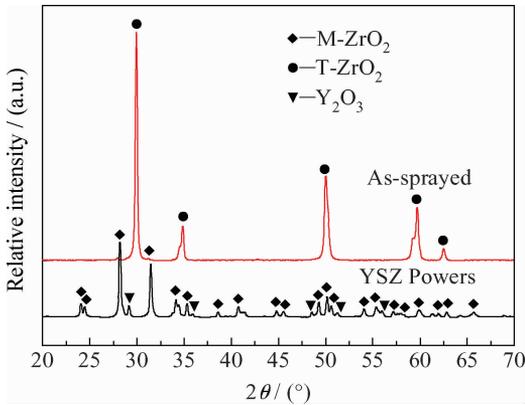


图2 YSZ粉末及喷涂态C-TBC涂层的XRD图谱
Fig. 2 XRD patterns of the YSZ powder and as-sprayed C-TBC coating

2.2 涂层高温氧化动力学曲线

图3分别给出了C-TBC涂层和L-TBC涂层氧化动力学拟合曲线。图中F1为C-TBC涂层高温氧化拟合曲线,F2为L-TBC涂层高温氧化拟合曲线。其中L-TBC在氧化150h后出现YSZ层剥离失效,如图4所示,L-TBC涂层发生整块脱落,未剥离表面仍残留大部分陶瓷层,对其进行能谱分析表明表面主要为Zr、O元素,可以推测L-TBC涂层主要在近TGO层的陶瓷层内部发生层离失效,而C-TBC涂层完好,未出现剥离。

从图3拟合曲线F1可以看出C-TBC涂层在氧化初期,TGO生长速度很快,氧化50h后TGO

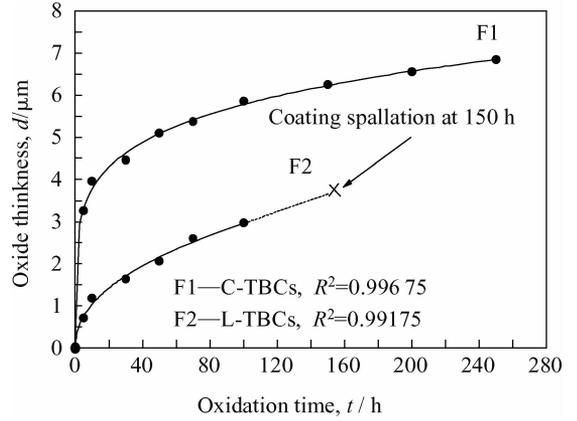


图3 C-TBC和L-TBC涂层的氧化动力学拟合曲线
Fig. 3 Oxidation kinetics fit curves of the C-TBC and L-TBC coatings

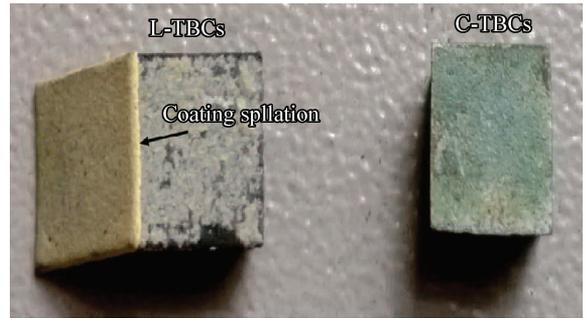


图4 氧化150后的TBC涂层
Fig. 4 TBC coatings after oxidation for 150 h

生长速度减缓,在氧化150h后,TGO厚度基本趋于稳定。这是由于在氧化初期粘结层中的铝元素含量比较高,很快就能与从YSZ层扩散过来的氧元素发生化学反应生成 Al_2O_3 ,导致在粘结层/陶瓷层界面快速形成TGO层。随着氧化的进行,粘结层中的铝元素逐渐被消耗,铝含量降低,同时随着 Al_2O_3 层的增厚,对氧元素向涂层内扩散的阻力也越大,导致TGO生长速度减慢。对比图3中F1,F2两条曲线的纵坐标可以看出,C-TBC涂层在1000℃下的氧化速度比L-TBC涂层快,但涂层完整未剥落,其抗氧化剥落性能要好于L-TBC涂层。拟合方程为幂函数方程^[17],表达式如式(1)所示:

$$\delta = (A \cdot t)^n \quad (1)$$

式中 δ 为氧化膜厚度(μm), t 为氧化时间(h),系数A和n由试验数据确定。得到的拟合曲线方程分别为:

C-TBC 涂层:

$$\delta = (99.28t)^{0.1917} = 2.414t^{0.1917} \quad (2)$$

L-TBC 涂层:

$$\delta = (0.11t)^{0.4533} = 0.367t^{0.4533} \quad (3)$$

从式 2 可以看出 $n=0.1917 \approx 0.2$, 表明 C-TBC 涂层 1000 °C 氧化动力学曲线基本符合五次方幂函数规律。从式 3 看出 $n=0.4533 \approx 0.5$, 表明 L-TBC 涂层 1000 °C 氧化动力学曲线基本符合瓦格纳理论抛物线函数规律。

2.3 TGO 生长演变与 C-TBC 涂层氧化失效机制

图 5(a)(b) 分别为 C-TBC 涂层氧化 5 h 和 100 h 后截面形貌。图 5(a) 显示在氧化 5 h 后, YSZ/粘结层界面出现了一层连续但厚度不均匀的黑色热生长氧化物层(TGO), 同时在界面处发

现了微裂纹。图 5(b) 显示在氧化 100 h 后, TGO 层厚度有所增加, 但并未分层, 在 YSZ/TGO 界面处形成横向扩展裂纹, 并在涂层内部出现了横向裂纹。图 5(c)(d) 分别为 L-TBC 涂层氧化 5 h 和 100 h 后截面形貌。从图 5(c) 看出 L-TBC 涂层氧化 5 h 后, YSZ/粘结层界面形成薄而不连续的 TGO 层, 同时在 YSZ/TGO 界面出现了微裂纹。从图 5(d) 看出 L-TBC 涂层氧化 100 h 后, TGO 厚度明显增加, 同时可以看出 TGO 出现了明显分层, 对图 5(d) 中灰色和黑色中 1、2 两点进行 EDS 分析(如图 6 所示)表明灰色部分主要为 Ni、Al 富 Cr 氧化物层, 可能是 $Ni(Al, Cr)_2O_4$ 或 $NiCrO_4$ 尖晶石, 黑色部分为氧化铝层, 说明此时粘结层中 Al 元素已几乎耗尽, 粘结层中的 Cr、Ni 开始发生氧化。同时在 YSZ/TGO 界面的微裂纹沿层与层界面和孔洞向涂层进行内部扩展。

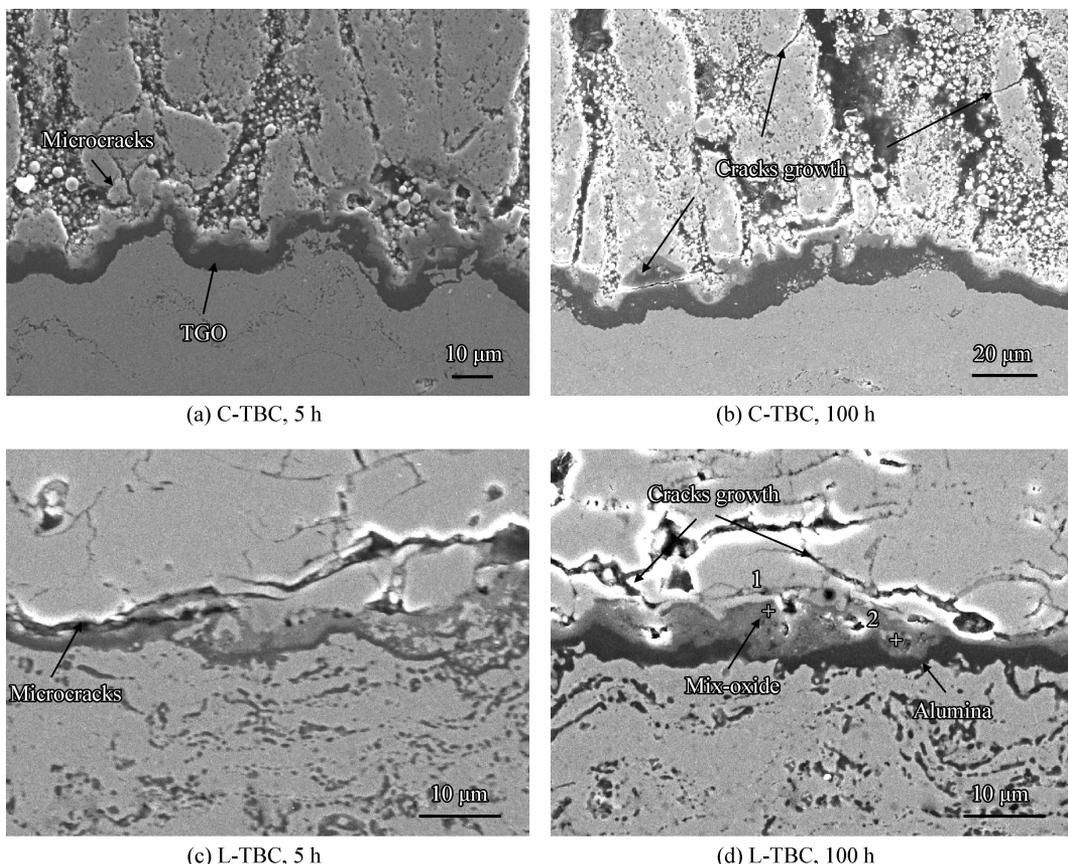


图 5 7YSZ 涂层高温氧化不同时间的截面微观形貌

Fig. 5 Cross section morphologies of 7YSZ coating with different oxidation time at high temperature

对比图 5(a)(c) 中的两种涂层氧化 5 h 后 TGO 厚度, 表明在氧化初期 C-TBC 涂层中粘结层氧化速度明显快于 L-TBC 涂层。由于 APS

制备的 L-TBC 涂层致密, 层与层界面与氧气的扩散方向相垂直, 增加了氧扩散的路程, 在相同时间内与粘结层中元素反应的氧减少, 从而导致

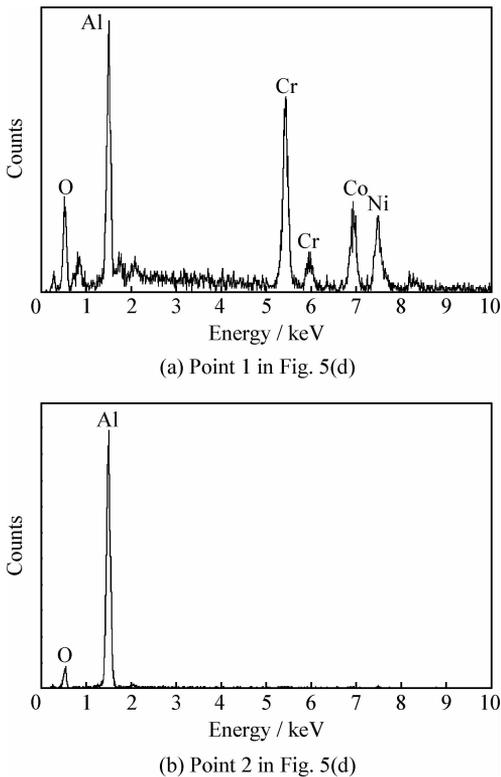


图6 图5(d)中TGO层能谱分析

Fig. 6 EDS analysis of the TGO layer in Fig. 5(d)

在陶瓷层/粘结层界面形成一层薄而不连续的TGO层。而PS-PVD制备的C-TBC涂层多孔,柱状晶垂直于基体生长,并且晶粒贯穿整个涂层厚度方向,使涂层内部存在垂直于涂层表面的晶界,缩短了氧气的扩散路径,相同时间内与粘结层反应的氧较多,因此形成厚而连续的TGO层。此外,在PS-PVD和APS涂层的YSZ/粘结层界面均发现了微裂纹,这是由于TGO生长应力在界面的凹凸和涂层内孔隙处产生应力集中所导致。

从图5(b)中裂纹的扩展方向看出,C-TBC涂层中陶瓷层/TGO界面形成的微裂纹扩展到柱状晶间隙处停止,并没有横向扩展,并且在柱状晶内部发现了裂纹。这可能是由于对于柱状晶结构涂层,柱状晶之间的微小间隙使整体涂层的弹性模量降至几乎为零,易于释放应力^[18],当微裂纹扩展到在柱状晶间隙处,TGO生长应力及热膨胀系数不匹配造的热应力得到了部分释放,残余应力在间隙处被引向柱状晶内部,导致在涂层内部形成了新的裂纹。而图5(d)中的L-TBC涂层致密,具有较高的弹性模量,不易于释放应力,微裂纹只能在陶瓷内部沿着层与层界面及孔隙进行扩展,形成平行于陶瓷层表面的横向

裂纹,同时可能由于TGO灰色部分的Ni、Al富Cr氧化物层疏松多孔,比氧化铝层更容易开裂^[19],共同导致L-TBC涂层的抗氧化剥落性能比C-TBC涂层差。因此PS-PVD制备的柱状TBC涂层结构更有利于释放TGO生长应力,阻止微裂纹的横向扩展,提高了涂层的抗剥落性能。

图7给出了C-TBC涂层氧化之前和氧化250 h后的涂层微观形貌。图7(a)为C-TBC涂层喷涂态表面形貌,呈现出完整的“菜花状”,图7(b)为氧化250 h后的涂层表面形貌,涂层表面出现了许多氧化形成的剥落坑,图7(c)为涂层表面剥落坑的放大图,可以看到在坑底留有部分未剥落的柱状晶。图7(d)为涂层氧化250 h截面形貌,可以看出在晶柱内部产生断裂裂纹,这将可能导致涂层内部断裂,断裂部分从YSZ表面脱落,形成图7(c)所示剥落坑。

为了更好地理解C-TBC涂层氧化剥落失效机制,建立图7(d)中晶柱F处断裂裂纹受力及失效示意图,如图8所示。图8(a)左边给出了单个柱状晶上微裂纹F处受力示意图。涂层在取出冷却过程中,YSZ顶层和底层存在温度梯度热应力,在微裂纹上下界面将产生拉应力 δ 。假设F处微裂纹为有限宽板单边直裂纹,如图8(a)右图所示,则YSZ涂层的平面应变裂纹韧度 K_I 如式(4),它表示涂层在平面应变作用下抵抗裂纹失稳扩展的能力^[20]。

$$K_I = 1.12\sigma\sqrt{\pi a} \quad \text{当 } 2b \gg a \text{ 时} \quad (4)$$

式中 σ 为裂纹尖端失稳扩展临界应力(N), a 为临界裂纹尺寸(m)。考虑YSZ顶层和底层的热膨胀系数相同,故拉应力 δ 由公式5表示^[21]:

$$\delta = \frac{E^* \Delta T}{1 - \nu} \quad (5)$$

其中 E^* 、 ν 分别为7YSZ柱状涂层的弹性模量和泊松比, ΔT 为冷却过程中涂层顶部与底部温差(K)。因此,在柱状晶表面裂纹尖端的应力场强度可用式(6)计算:

$$K = 1.12 \frac{E^* \Delta T}{1 - \nu} \sqrt{\pi a} \quad \text{当 } 2b \gg a \text{ 时} \quad (6)$$

其中 δ 为裂纹尖端所受应力(N), a 为裂纹尺寸(m)。当 $K \geq K_I$ 时,柱状晶则沿着原表面裂纹失稳扩展,使柱状晶内部断裂,图8(b)所示,从而造成柱状晶脱落,形成表面凹坑。

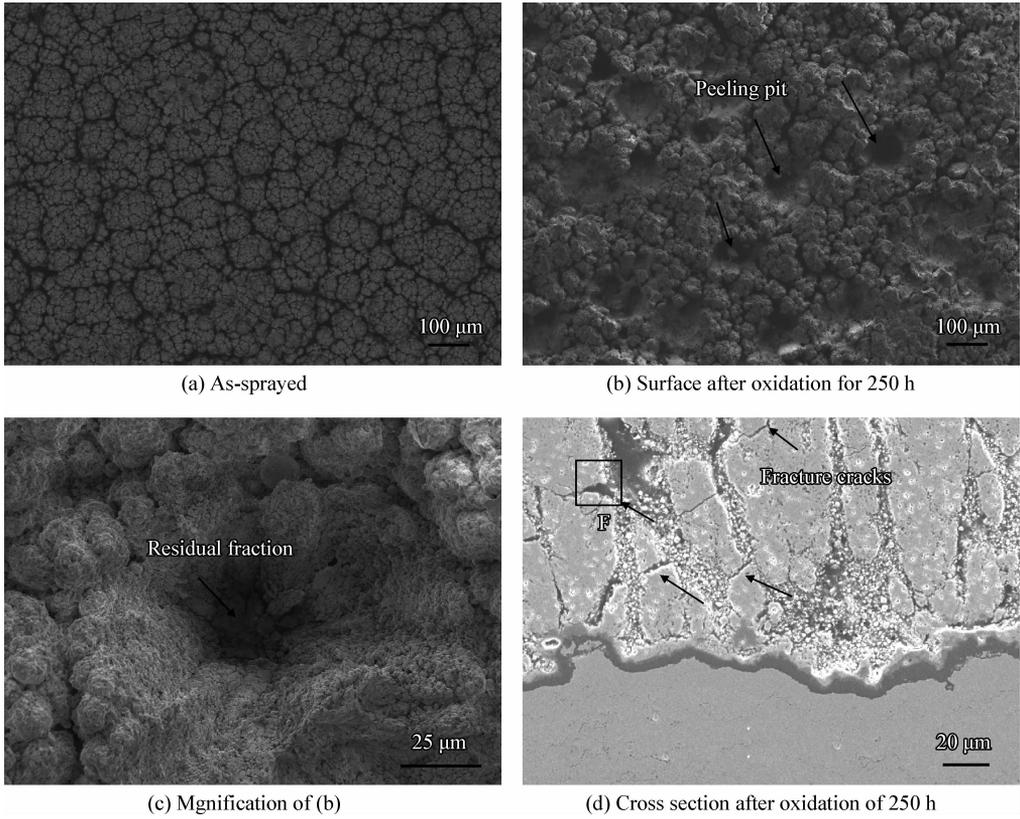


图 7 C-TBC 涂层高温氧化 250 h 前后的微观形貌

Fig. 7 Morphologies of the C-TBC coatings before and after oxidation for 250 h

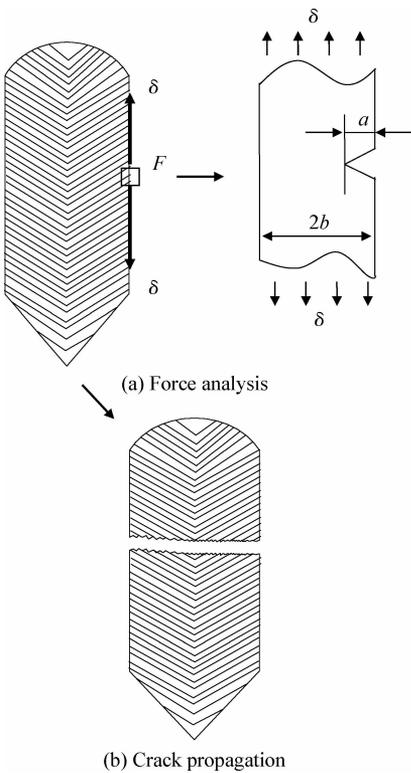


图 8 C-TBC 涂层高温氧化失效示意图

Fig. 8 Schematic diagrams of the high temperature oxidation of C-TBC coatings

3 结论

(1) 采用 PS-PVD 技术制备了柱状结构 TBC 涂层,YSZ 呈现典型的“菜花状”结构。

(2) PS-PVD 技术制备的 C-TBC 涂层在粘结层/YSZ 层界面在氧化初期能迅速生产较厚而完整的 TGO 层,氧化动力学曲线符合五次方幂函数规律,其柱状涂层结构有利于释放 TGO 生长应力,阻止微裂纹的横向扩展,提高了涂层的抗剥落性能。

(3) PS-PVD 柱状晶热障涂层氧化剥落失效机理:微裂纹首先萌生于 TGO/YSZ 层界面,在生长应力作用下裂纹沿 TGO/YSZ 层界面扩展,扩展到柱状晶间隙处停止,部分内应力得到释放,残余应力在间隙处被引向柱状晶内部造成新裂纹产生。最终在温度梯度热应力下,新裂纹扩展导致柱状晶内部断裂失效,从而在涂层表面形成氧化剥落坑。

参考文献

[1] Gómez-García J, Rico A, Garrido-Maneiro M A, et al. Correlation of mechanical properties and electrochemical

- impedance spectroscopy analysis of thermal barrier coatings [J]. *Surface & Coatings Technology*, 2009, 204(6/7): 812-815.
- [2] 华佳捷, 张丽鹏, 刘紫薇, 等. 热障涂层失效机理研究进展 [J]. *无机材料学报*, 2012, 27(7): 680-686.
Hua J J, Zhang L P, Liu Z W, et al. Progress of research on the failure mechanism of thermal barrier coatings [J]. *Journal of Inorganic Materials*, 2012, 27(7): 680-686 (in Chinese).
- [3] 郭洪波, 徐惠彬, 宫声凯, 等. 表面强化对 EB-PVD 热障涂层的高温氧化性能及结合强度的影响 [J]. *稀有金属材料与工程*, 2001, 30(4): 314-317.
Guo H B, Xu H B, Gong S K, et al. Effect of surface strengthening on high temperature oxidation and bonding strength of EB-PVD thermal barrier coating [J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2001, 30(4): 314-317 (in Chinese).
- [4] 郭洪波, 宫声凯, 徐惠彬. 先进航空发动机热障涂层技术研究进展 [J]. *中国材料进展*, 2009, 28(9/10): 18-27.
Guo H B, Gong S K, Xu H B. Progress in thermal barrier coatings for advanced aero engines [J]. *Materials China*, 2009, 28(9/10): 18-27 (in Chinese).
- [5] Harder B. PS-PVD processing varies coating architecture with processing parameter [J]. *Advanced Material & Processes*, 2011, 51: 9-11.
- [6] Guo H B, Vaßen R, Stöver D. Thermophysical properties and thermal cycling behavior of plasma sprayed thick thermal barrier coatings [J]. *Surface & Coatings Technology*, 2005, 192(1): 48-56.
- [7] Hospoch A, Mauer G, Vaßen R, et al. Columnar-structured thermal barrier coatings (TBCs) by thin film low-pressure plasma spraying (LPPS-TF) [J]. *Journal of Thermal Spray Technology*, 2011, 20(1/2): 116-120.
- [8] Refke A, Gindart M, Niessen V K. LPPS thin film: a hybrid coating technology between thermal spray and PVD for functional thin coatings and large area applications [C]. *Proceedings of the International Thermal Spray Conference*, Beijing, 2007(1): 705-710.
- [9] Hall A, Dai J, Xiao T. Low pressure plasma spray-thin film at san-dia national laboratories [C]. *Proceedings of the International Spray Conference*, Las Vegas, 2009(5): 725-728.
- [10] Dorier J L, Gindart M, Hollenstein C, et al. Plasma jet properties in a new spraying process at low pressure for large area thin film deposition [C]. *Thermal Spray Conference*, Singapore, 2001(5): 759-64.
- [11] Niessen K V, Gindart M, Refke A. Vapor phase deposition using plasma spray-PVD [J]. *Journal Thermal Spray Technology*, 2010, 19(1/2): 502-509.
- [12] Nicholls J R, Lawson K J, Johnstone A, et al. Methods to reduce the thermal conductivity of EB-PVD TBCs [J]. *Surface & Coatings Technology*, 2002, 151-152: 383-391.
- [13] Shinozawa A, Eguchi K, Kambara M, et al. Feather-like structured YSZ coatings at fast rates by plasma spray physical vapor deposition [J]. *Journal Thermal Spray Technology*, 2010, 19(1/2): 190-197.
- [14] Stöver D, Hathiramani D, Vaßen R, et al. Plasma sprayed components for SOFC applications [J]. *Surface & Coatings Technology*, 2006, 201(5): 2002-5.
- [15] 华云峰, 潘伟, 李争显, 等. 热障涂层抗腐蚀研究进展 [J]. *稀有金属材料与工程*, 2013, 42(9): 1976-80.
Hua Y F, Pan W, Li Z X, et al. Research progress of hot corrosion-resistance for thermal barrier coatings [J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2013, 42(9): 1976-80 (in Chinese).
- [16] Mauer G, Jarligo M O, Rezanka S, et al. Novel opportunities for thermal spray by PS-PVD [J]. *Surface & Coatings Technology*, 2015, 268: 52-57.
- [17] 耿瑞. 热障涂层强度分析及寿命预测研究 [D]. 北京: 北京航空航天大学, 2001.
Geng R. Thermal barrier coatings strength analysis and life prediction [D]. Beijing: Beijing University of Aeronautics and Astronautics, 2001(in Chinese).
- [18] 王爽. 等离子喷涂热障涂层的氧化行为 [D]. 大连: 大连理工大学, 2006.
Wang S. Oxidation behavior of plasma sprayed thermal barrier coatings [D]. Dalian: Dalian University of Technology, 2006 (in Chinese).
- [19] 董会, 杨冠军, 雒晓涛, 等. 混合氧化物对等离子喷涂热障涂层热循环寿命的影响 [J]. *中国表面工程*, 2015, 28(1): 21-28.
Dong H, Yang G J, Luo X T, et al. Effects of mixed oxides on thermal cyclic lifetime of plasma-sprayed thermal barrier coatings [J]. *China Surface Engineering*, 2015, 28(1): 21-28 (in Chinese).
- [20] 王从曾. 材料性能学 [M]. 北京: 北京工业大学出版社, 2011.
Wang C Z. Properties of materials [M]. Beijing: Press of Beijing University of Technology, 2011 (in Chinese).
- [21] He M Y, Mumm D R, Evans A G. Criteria for the delamination of thermal barrier coatings: with application to thermal gradients [J]. *Surface & Coatings Technology*, 2004, 185(2/3): 184-193.