

表面粗糙度对 PS-PVD YSZ 陶瓷层性能的影响

Effect of surface roughness on properties of PS-PVD YSZ ceramic coating

毛 杰¹, 马景涛^{1,2}, 邓畅光¹, 邓春明¹, 宋进兵¹, 刘 敏¹, 宋 鹏²

(1 广东省新材料研究所 现代材料表面工程技术国家工程
实验室 广东省现代表面工程技术重点实验室, 广州 510650;

2 昆明理工大学 材料科学与工程学院, 昆明 650093)

MAO Jie¹, MA Jing-tao^{1,2}, DENG Chang-guang¹, DENG Chun-ming¹,
SONG Jin-bing¹, LIU Min¹, SONG Peng²

(1 The Key Laboratory of Guangdong for Modern Surface Engineering
Technology, National Engineering Laboratory for Modern Materials
Surface Engineering Technology, Guangdong Institute of New
Materials, Guangzhou 510650, China; 2 Faculty of Material Science
and Engineering, Kunming University of Science and Technology,
Kunming 650093, China)

摘要: 采用 PS-PVD 工艺在预制有 NiCoCrAlYTa 黏结层的 K417G 高温合金上制备 YSZ 陶瓷层; 采用万能拉伸试验机、粒子冲刷仪、静态氧化炉等设备测试 PS-PVD YSZ 陶瓷涂层的结合强度、抗粒子冲刷和抗高温氧化性能; 采用 SEM 和 EDS 分析涂层表面、截面形貌和元素分布等。结果表明: 表面粗糙度对 YSZ 陶瓷层拉伸结合强度、抗粒子冲刷和抗高温氧化性能的影响很大。随着粗糙度的增大, 结合强度先增大而后减小。 $R_a=0.40\ \mu\text{m}$ 表面上沉积的 YSZ 涂层, 其结合强度最高, 达到 23.5 MPa。拉伸断裂发生在涂层内部, 并距离黏结层 40~70 μm 的位置。随着表面粗糙度的增大, 冲刷速率先减小而后增大, $R_a=0.40\ \mu\text{m}$ 涂层的抗粒子冲刷性能最好, 冲刷速率仅为 $2.8\times 10^{-3}\ \text{g/g}$, 表面起伏小和孔隙率低是涂层具有良好抗粒子冲刷性能的重要原因。不同表面粗糙度制备的 YSZ 涂层均能生成致密连续的热生长氧化物 (TGO) 层。粗糙度大则生长的 TGO 起伏大, 更容易导致局部增厚和应力集中而失效。

关键词: 等离子喷涂-物理气相沉积; YSZ 陶瓷层; 表面粗糙度; 结合强度; 粒子冲刷; 高温氧化

doi: 10.11868/j.issn.1001-4381.2018.001456

中图分类号: TG174.453 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-4381(2020)05-0144-07

Abstract: YSZ ceramic coating was prepared by PS-PVD process on K417G superalloy prefabricated with NiCoCrAlYTa bond coating. The tensile bond strength, particle erosion resistance and high temperature oxidation resistance of PS-PVD YSZ ceramic coating were tested by the universal tensile testing machine, particle erosion device and static oxidation furnace. The SEM and EDS were used to analyze the surface, cross-section morphology and element distribution. The results show that surface roughness has great influence on tensile bond strength, particle erosion resistance and high temperature oxidation resistance of YSZ ceramic coating. The bonding strength is increased first and then decreased with the increase of surface roughness. The coating prepared on the surface of $R_a=0.40\ \mu\text{m}$ has the highest bonding strength of 23.5 MPa. The tensile fracture occurs in the interior of YSZ ceramic coating at a distance of 40-70 μm from the bond coating. The erosion rate is decreased first and then increased with the increase of surface roughness. The coating prepared on the surface of $R_a=0.40\ \mu\text{m}$ has the best particle erosion resistance, and the erosion rate is $2.8\times 10^{-3}\ \text{g/g}$. Small surface fluctuations and low porosity are two important reasons for preventing fast particle erosion. The YSZ coatings prepared with different surface roughness can produce dense and continuous TGO

layer. Larger surface roughness causes larger fluctuation of growing TGO layer, which is more likely to cause local thickening and stress concentration, thus leading to failure.

Key words: plasma spray-physical vapor deposition; YSZ ceramic coating; surface roughness; bond strength; particle erosion; high temperature oxidation

热障涂层(TBCs)是将耐高温、低热导、抗腐蚀的陶瓷材料以涂层的形式与基体合金复合,达到降低金属热端部件表面温度,提高基体合金抗高温氧化腐蚀性能的目的。TBCs 一般由高温合金基体、金属黏结层、陶瓷面层以及形成于黏结层与陶瓷层之间的热生长氧化物层(TGO)组成,各层之间物理、热学、力学性能相差较大,具有复杂的结构^[1-2]。TBCs 在航空发动机上主要应用于涡轮叶片、燃烧室和尾喷管等。随着航空发动机向高推重比发展,发动机涡轮前进口温度不断提高。推重比 10 级别的航空发动机涡轮前进口温度已达到 1950 K 左右,推重比 12~15 级将达到 2100 K,而推重比 15~20 级将达到 2350 K 以上^[3]。涡轮工作温度的大幅度提升对发动机热端部件的热障涂层提出了更高的要求。热障涂层在服役环境中,经受极高的温度、热循环和极大的应力载荷,还存在空气中尘埃、沙砾等悬浮颗粒和高温燃料固相颗粒的高速冲刷^[4-5]。因此,结合强度、抗高温氧化和抗粒子冲刷等性能对于发动机热端部件热障涂层的使用寿命非常重要。

目前,应用最广泛的陶瓷层材料为氧化钇部分稳定氧化锆($\text{ZrO}_2\text{-Y}_2\text{O}_3$, YSZ),最常用的制备方法是大气等离子喷涂(atmospheric plasma spraying, APS)和电子束物理气相沉积(electron beam-physical vapor deposition, EB-PVD)。但 APS 涂层具有低的热导率和高沉积效率,但是涂层断裂韧性差,热循环寿命低^[6-7];EB-PVD 涂层具有高的应变容限,耐热腐蚀性能和耐热震性能好,但是涂层的热导率高,沉积效率低、成本高^[8-10]。为了结合 APS 和 EB-PVD 热障涂层的优点,获得有优异隔热和抗热震的综合性能,高性能热障涂层的制备技术在不断发展。等离子喷涂-物理气相沉积技术(plasma spray-physical vapor deposition, PS-PVD)是基于低压等离子喷涂(low pressure plasma spray, LPPS)技术发展而来的热障涂层新型制备技术^[11-12]。PS-PVD 制备的涂层为独特的类似羽毛的柱状结构^[13-14],还可以通过工艺参数调节和控制射流中喷涂材料状态,实现固-液、气-液或多相混合沉积,从而获得不同结构、具备特色功能的先进涂层^[15-17]。

PS-PVD 制备 YSZ 涂层以气相沉积机制为主^[18-22]。气相 YSZ 材料在黏结层表面冷凝形核、结晶

长大的过程中,黏结层表面粗糙度将直接影响到 YSZ 陶瓷层生长,得到的涂层性能存在差异。目前,基于 PS-PVD 工艺参数影响规律的研究更多地集中于等离子气体组分、喷涂距离、送粉率等,表面粗糙度的相关研究较少。本工作在带有 LPPS 制备的 NiCoCrAlYTa 黏结层的 K417G 高温合金上,采用 PS-PVD 制备 YSZ 陶瓷层,研究在 4 种不同表面粗糙度上沉积的 YSZ 陶瓷层的结合强度、抗高温氧化和抗粒子冲刷等性能,采用 SEM,EDS 等方法分析涂层的形貌和成分,讨论了表面粗糙度对 PS-PVD YSZ 陶瓷层性能的影响。

1 实验材料与方法

1.1 样品制备

基体选用 K417G 镍基铸造高温合金,将其切割为 $\phi 25.4 \text{ mm} \times 6 \text{ mm}$ 的圆片。采用低压等离子喷涂(LPPS)在 K417G 基体合金上预先沉积 NiCoCrAlYTa 黏结层。对预制 NiCoCrAlYTa 黏结层的表面(以下简称为表面)分别做了 4 种不同的粗糙度处理,即表面抛光处理、表面抛光+280[#]白刚玉喷砂处理、表面抛光+60[#]棕刚玉喷砂处理和表面喷涂态。试样标识分别是 P,280S,60S 和 S。喷砂处理采用 CS-600D 型喷砂机,喷砂气压约为 0.35~0.5 MPa,喷砂角度成 45°~60°。

采用 PS-PVD 设备制备 YSZ 陶瓷层。YSZ 陶瓷层所用粉末是球形团聚的 7YSZ 粉末($\text{ZrO}_2\text{-7\%Y}_2\text{O}_3$ (质量分数,下同),粒径 5~22 μm , Mecto 6700),如图 1 所示。陶瓷层喷涂参数见表 1。

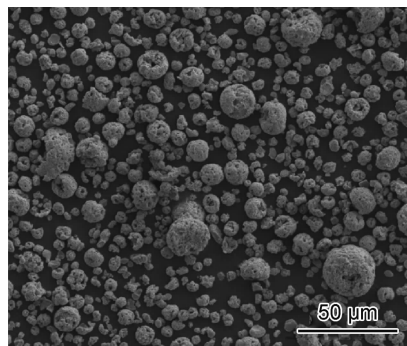


图 1 YSZ 陶瓷粉末形貌

Fig. 1 Morphology of YSZ ceramic powder

表 1 PS-PVD YSZ 陶瓷层工艺参数

Table 1 Parameters of YSZ ceramic coating by PS-PVD

Current/A	Ar flow rate/ (L·min ⁻¹)	He flow rate/ (L·min ⁻¹)	O ₂ flow rate/ (L·min ⁻¹)	Carrier gas flow rate/ (L·min ⁻¹)	Gun moving speed/ (mm·s ⁻¹)	Spray distance/ mm
2600	35	60	2	16	1000	950

1.2 涂层表征

涂层样品采用高速切割机(Secotom-15, Struers)切割成小样,冷镶制成金相试样,用半自动磨抛机(Tegramin-30, Struers)对金相试样进行磨抛处理。采用 Nova Nano 430(FEI)场发射扫描电子显微镜观察涂层的截面微观形貌,主要参数为:加速电压 200~300 kV,最大放大倍数 30 万倍,分辨率 1.0 nm。

依据 ASTM C633—1979 标准,采用拉伸法测量涂层结合强度。将 $\phi 25.4\text{ mm}\times 6\text{ mm}$ 的涂层样品置于两个对偶件中,由 FM-1000 树脂胶纸充分黏结固化。采用 GP-TS2000M 万能拉伸试验机进行拉伸测试实验,加载速率为 10 kN/min。涂层抗粒子冲刷性能测试是根据 GE E50TF121 标准进行,用 280# 白刚玉砂砾在室温下对涂层进行冲刷,每个样品总共冲蚀 25 s,每隔 5 s 观察涂层表面形貌变化,称重记录涂层失重并计算冲刷速率:

$$R_{\text{erosion}} = \Delta m_{\text{coating}} / m_{\text{grit}} \tag{1}$$

式中: R_{erosion} 是冲刷速率; $\Delta m_{\text{coating}}$ 是涂层质量减少量; m_{grit} 是所用冲刷砂砾质量。

采用静态恒温氧化法评价涂层抗高温氧化性能。涂层样品置于 KSF1400 箱式电阻炉中,950 ℃ 恒温氧化 400 h,温度精确控制在 1 ℃ 左右,每隔一定时间取出样品进行观测。

2 结果与分析

2.1 表面粗糙度对涂层结合强度的影响

图 2 是 4 种不同表面粗糙度制备的 YSZ 涂层的结合强度。从图 2 可以看出,表面粗糙度对涂层结合强度有较大的影响。YSZ 涂层粗糙度随着沉积前表面粗糙度的增大而增大,两者的变化趋势是一样的。而涂层结合强度随着沉积前表面粗糙度的增大,呈现先增大而后减小的趋势。也就是说,表面粗糙度从 $R_a=0.04\text{ }\mu\text{m}$ 增加到 $R_a=0.40\text{ }\mu\text{m}$ 时,涂层和黏结层间的结合强度增加,达到 23.5 MPa,如 280S 涂层。之后随着表面粗糙度增大到 $R_a=2.00\text{ }\mu\text{m}$,涂层结合强度略有降低。当 R_a 增加到 $6.20\text{ }\mu\text{m}$,如喷涂态 S 涂层时,涂层结合强度明显降低,仅为 6.3 MPa。

图 3 是 280S 涂层拉伸断裂的形貌图。从图 3(a)

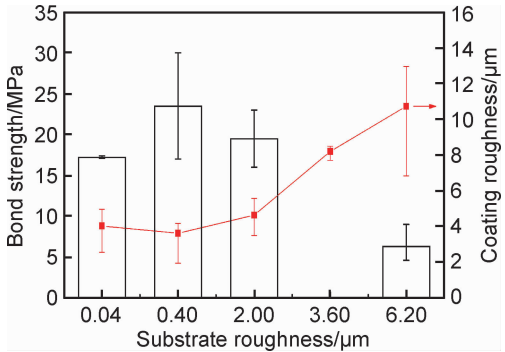


图 2 不同表面粗糙度的 YSZ 涂层结合强度
Fig. 2 Bond strength of YSZ coatings with different surface roughnesses

可以看出,280S 涂层断裂失效形式为层内失效。断裂发生在涂层内部,涂层内部粒子间结合强度即涂层内聚强度小于涂层与沉积表面间的结合强度即附着强度。从图 3(b)可以看出涂层断裂在陶瓷层内部接近黏结层的地方,距离黏结层 40~70 μm 的位置。这主要是因为 PS-PVD 沉积 YSZ 涂层的主要机制为气相沉积,涂层遇到沉积表面时形成物理吸附冷凝,首先凝固形成一层非常薄的细等轴晶,这层涂层和沉积表面的结合力很高。再加上 280S 样品的沉积表面有一定的粗糙度,可以增大涂层与沉积表面的接触面积,结合更加紧密。因此涂层不会在陶瓷层和黏结层的界面处开裂。从图 3(b),(c)可以看出,拉伸断裂表面微观上呈多孔网格状,并且网格之间夹杂许多细小的柱状结构,这是由于较大的柱状晶在拉伸应力作用下断裂被抽离,而部分生长过程中被阴影作用抑制、发育不完全的细小柱状晶显露出来。由于柱状晶在生长过程中伴随着许多二级柱状晶的生长,二级柱状结构夹杂在柱状结构间,单个的柱状结构会呈现为上端大,下端小的倒锥形结构。显然,几何尺寸较细的部位更容易应力集中,涂层断裂容易发生在这些较细的柱状结构下端部位,也就是陶瓷层内部接近黏结层的地方。从局部放大的图 3(d)可以看出,断口表面有少量球形颗粒,这是气相沉积过程中未蒸发完全或是在沉积表面前冷凝夹带到涂层中的喷涂材料。

2.2 表面粗糙度对涂层抗粒子冲刷性能的影响

将 4 种不同表面粗糙度制备的 YSZ 涂层的室温粒子冲刷性能进行对比,其冲刷速率如图 4 所示。从图

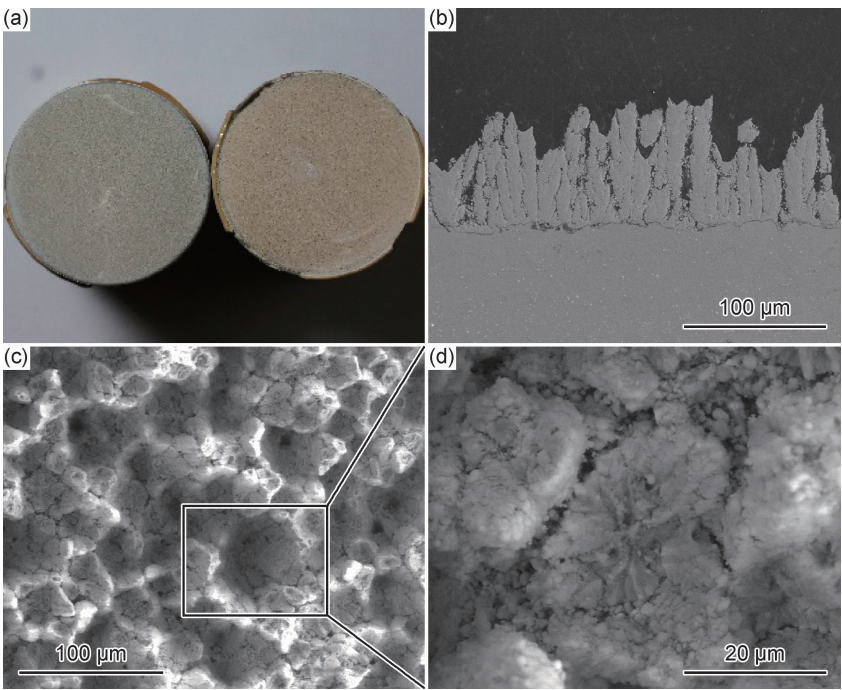


图 3 YSZ 涂层拉伸断裂形貌
(a)断裂宏观形貌;(b)断裂截面;(c),(d)断裂表面
Fig. 3 Fracture morphologies of YSZ coatings
(a)fracture macrograph;(b)fracture cross-section;(c),(d)fracture surface

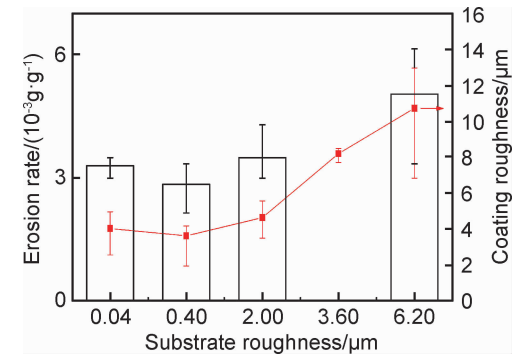


图 4 不同表面粗糙度 YSZ 涂层的粒子冲刷速率
Fig. 4 Erosion rate of YSZ coatings with different surface roughnesses

4 可以看出,表面粗糙度对所获涂层抗粒子冲刷性能有较大的影响。YSZ 涂层冲刷速率随着沉积前表面粗糙度的增大,呈现先减小而后增大的趋势。也就是说,表面粗糙度从 $R_a=0.04\text{ }\mu\text{m}$ 增加到 $R_a=0.40\text{ }\mu\text{m}$ 时,涂层冲刷速率从 $3.3\times 10^{-3}\text{ g/g}$ 减小到 $2.8\times 10^{-3}\text{ g/g}$ 。之后随着表面粗糙度增大到 $R_a=2.00\text{ }\mu\text{m}$,涂层冲刷速率反而升高到 $3.5\times 10^{-3}\text{ g/g}$ 。当 R_a 增加到 $6.20\text{ }\mu\text{m}$,如喷涂态 S 涂层时,涂层冲刷速率最高,达到 $5.0\times 10^{-3}\text{ g/g}$ 。

燃气涡轮发动机在运行过程中,其燃烧室内存在大量高温凝固相颗粒,在高速焰流携带下冲刷涂层;同

时空气中的尘埃、沙砾等悬浮小颗粒也将导致涂层的冲刷失效^[4-5]。热障涂层作为热端部件的防护材料,粒子冲刷失效是不能忽视的一种失效原因和形式。热障涂层粒子冲刷失效主要受到两个因素影响:粒子质量(密度与尺寸)、速率、角度等冲刷粒子性质;涂层的硬度、弹性模量、断裂韧度、孔隙率、粗糙度等陶瓷层性质^[23-25]。在统一的测试标准和相同涂层材料的条件下,涂层表面粗糙度和孔隙率成为影响涂层抗粒子冲刷性能的主要因素。陶瓷层表面几何形状为凸面结构,其冲刷速率比平坦结构或凹面结构的陶瓷层大。喷涂态 S 涂层的表面粗糙度最大,表面起伏比其他涂层剧烈。因此,相同粒子冲刷条件下,更凸起的表面被优先冲刷,涂层损失的质量大;相反地,280S 涂层表面粗糙度最小,表面起伏比其他涂层小,相同条件下涂层损失的质量要小得多,抗粒子冲刷性能最好。

另外,陶瓷层的孔隙率对涂层的冲刷性能有重要影响。通过图像法测得不同表面粗糙度的涂层的孔隙率,结果为:P 17.9%;280S 20.1%;60S 18.4%;S 25.2%。孔隙的增多会使陶瓷层的弹性模量减小,结构更疏松,抗冲刷性能变差。而喷涂态 S 涂层的孔隙率最高,这也是其抗冲刷性能相对其他涂层较低的原因之一。

粒子冲刷后的涂层表面和截面形貌如图 5 所示。从图 5(a)可以看出,冲刷后的涂层表面呈现出大量深

的凹坑和 V 型浅凹坑。冲刷粒子与涂层表面成 20°角,涂层柱状晶受到粒子的切应力和正应力的共同作用,并且粒子冲击对于某个柱状晶来说是不连续的,涂层表面不断承受着加载-卸载的循环过程,因此发生了如图 5(b)所示的压缩损伤冲刷^[24]。PS-PVD 形成的柱状晶在微观结构上是一种独特的羽毛状的类柱状结构,在单个羽毛状的类柱状结构内,主轴枝晶上分支生

长着二级枝晶(实际上,二级枝晶上又有更次级的分支生长),这些二级枝晶的生长方向和主轴枝晶成一定角度斜向上。和主轴枝晶相比,分支生长二级枝晶的位置的强度要低,在粒子的不断冲击下易发生脆性断裂,形成图 5 所示的 V 型浅凹坑。部分情况下,主轴枝晶产生横向裂纹和断裂,进一步在粒子冲刷的切应力作用下被抽离出来,即形成图 5 所示的深凹坑。

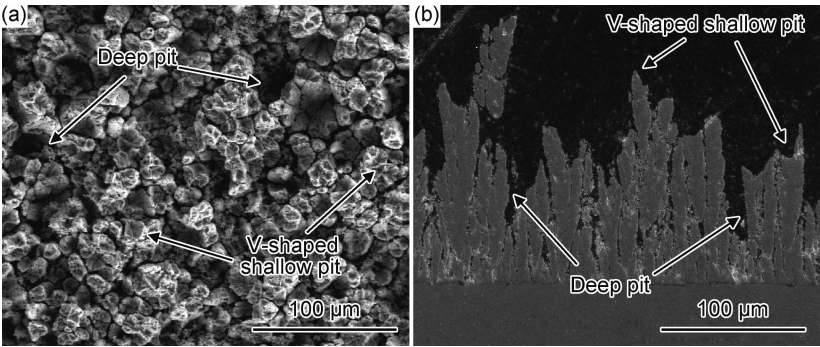


图 5 YSZ 涂层粒子冲刷后形貌 (a)表面形貌;(b)截面形貌
Fig. 5 Morphologies of YSZ coatings after particle erosion
(a)surface morphology;(b)cross-section morphology

2.3 表面粗糙度对抗高温氧化性能的影响

图 6 为 4 种不同表面粗糙度制备的 YSZ 涂层在 950 ℃高温静态氧化 400 h 后的 TGO 形貌。因为 YSZ 材料是良好的氧离子导体,并且 PS-PVD 制备的

YSZ 涂层为羽毛形柱状结构,孔隙率高且柱状结构间存在直通黏结层的热传导通道,表面 YSZ 陶瓷层难以对氧起到阻隔作用,在黏结层和陶瓷层界面会生成一层致密的 TGO 层。

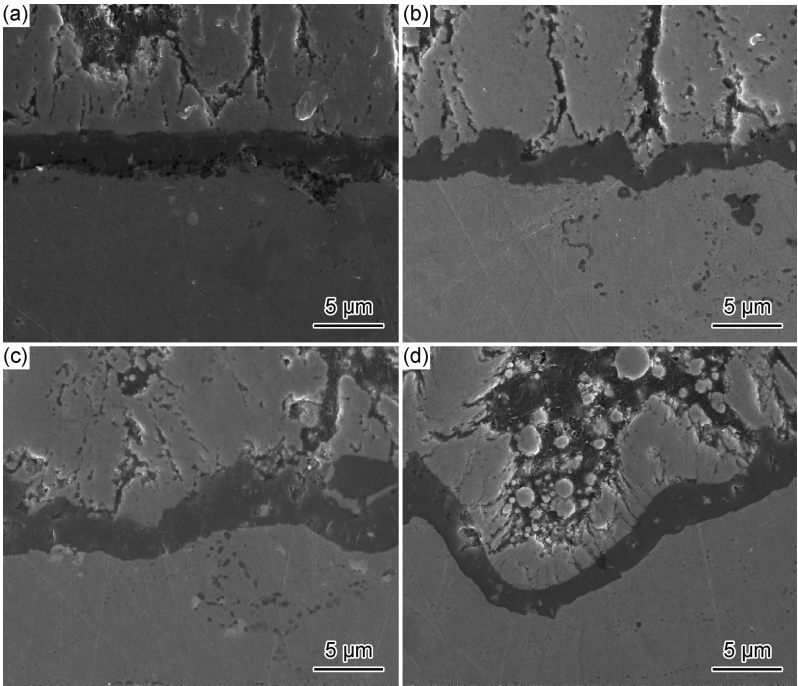


图 6 950 ℃/400 h 静态氧化后 TGO 形貌
(a)P;(b)280S;(c)60S;(d)S
Fig. 6 TGO morphologies after isothermal test at 950 ℃ for 400 h
(a)P;(b)280S;(c)60S;(d)S

抗高温氧化性能差的直观表现就是 TGO 层的厚度增加更快,这将导致陶瓷层/黏结层界面的体积膨胀,热生长应力增加,同时造成陶瓷层/TGO/黏结层的热膨胀不匹配,涂层发生剥落。TGO 主要通过以下 4 种方式使涂层失效:(1)TGO/黏结层界面由于贫 Al 而形成尖晶石相,导致涂层失效;(2)TGO/陶瓷层界面由于 Ni 向外扩散形成尖晶石,导致涂层失效;(3)TGO 层局部异常氧化,局部应力集中导致裂纹萌生而使涂层失效;(4)TGO 层中应力集中,发生褶皱,陶瓷层内形成横向裂纹而使涂层失效。从图 6 可以看出,不同表面粗糙度制备的 YSZ 涂层在高温氧化环境下生长的 TGO 层都是致密连续的,这种致密连续的 TGO 层对于阻碍氧的进一步扩散,保护涂层内部不被进一步氧化起到了至关重要的作用。通过图 6 测得不同表面粗糙度涂层中的 TGO 厚度,结果为:P

2.97 μm ;280S 2.44 μm ;60S 2.96 μm ;S 2.41 μm ,可见不同表面粗糙度对 TGO 的平均厚度影响不大。但图 6 可以明显看到表面粗糙度对 TGO 的形态有一定的影响。表面粗糙度小,生长的 TGO 厚度均匀,比较平滑;表面粗糙度大,则生长的 TGO 起伏大。起伏大的 TGO 生长形态导致局部 TGO 会快速增厚,发生局部应力集中的位置更多,失效更容易发生在这些位置。

对 950 $^{\circ}\text{C}$ /400 h 静态氧化后的 280S 涂层进行 EDS 分析,如图 7 所示。由图 7 可以看出,TGO/陶瓷层界面主要为 Al 和 O 元素,还有少量的 Zr 和 Y 元素,这是由于黏结层中的 Al 元素在高温下迅速向涂层表面扩散并与氧反应生成氧化铝;在 TGO/黏结层界面中主要为 Ni,Co,Cr 元素,而 O 元素含量很低,说明 TGO 层阻碍了氧的进一步扩散,保护黏结层内部不被进一步氧化。

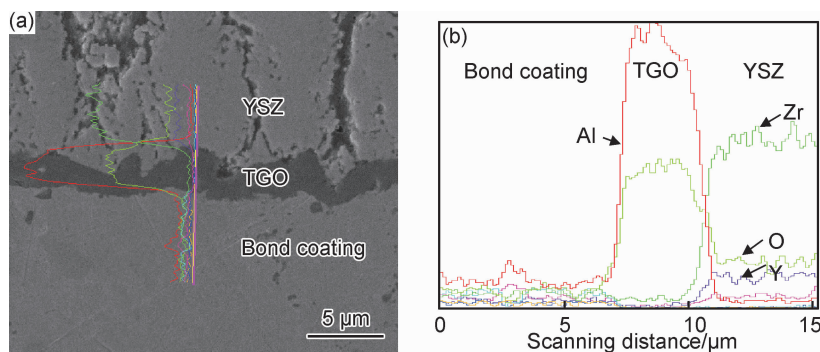


图 7 280S 涂层 950 $^{\circ}\text{C}$ /400 h 静态氧化后界面形貌(a)和 EDS 分析(b)

Fig. 7 Interface morphology(a) in 280S coating after isothermal test at 950 $^{\circ}\text{C}$ for 400 h and EDS analysis(b)

3 结论

(1)PS-PVD 制备的 YSZ 涂层的结合强度随着表面粗糙度的增大,呈现先增大而后减小的趋势。280S 涂层($R_a=0.40 \mu\text{m}$)结合强度较高,达到 23.5 MPa。拉伸断裂发生在陶瓷层内部,距离黏结层 40~70 μm 的位置。

(2)PS-PVD 制备的 YSZ 涂层冲刷速率随着表面粗糙度的增大,呈现先减小而后增大的趋势。280S 涂层($R_a=0.40 \mu\text{m}$)抗粒子冲刷性能最好,冲刷速率仅为 $2.8 \times 10^{-3} \text{ g/g}$,最小的表面起伏和较低的孔隙率是该涂层具有最好抗粒子冲刷性能的重要原因。

(3)不同表面粗糙度制备的 YSZ 涂层均能生成致密连续的 TGO 层,表面粗糙度差异对 TGO 的厚度影响不大,但明显影响到 TGO 形态。表面粗糙度大,则生长的 TGO 起伏大,更容易导致局部 TGO 快速增厚,发生应力集中位置更多,更容易失效。

参考文献

- [1] PADTURE N P, GELL M, JORDAN E H. Thermal barrier coatings for gas-turbine engine applications[J]. Science, 2002, 296(12): 280-284.
- [2] CLARKE D R, OECHSNER M, PADTURE N P. Thermal barrier coatings for more efficient gas-turbine engines[J]. MRS Bulletin, 2012, 37(10): 891-898.
- [3] 郑蕾,郭洪波,郭磊,等. 新一代超高温热障涂层研究[J]. 航空材料学报, 2012, 32(6): 14-24.
ZHENG L, GUO H B, GUO L, et al. New generation thermal barrier coatings for ultrahigh temperature applications[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2012, 32(6): 14-24.
- [4] 周益春,刘奇星,杨丽,等. 热障涂层的破坏机理与寿命预测[J]. 固体力学学报, 2010, 31(5): 504-531.
ZHOU Y C, LIU Q X, YANG L, et al. Failure mechanisms and life prediction of thermal barrier coatings[J]. Chinese Journal of Solid Mechanics, 2010, 31(5): 504-531.
- [5] 蔡妍,李建平,何利民,等. 电子束物理气相沉积热障涂层抗冲刷性能研究[J]. 真空, 2014, 51(2): 27-30.
CAI Y, LI J P, HE L M, et al. Research on erosion resistance of

- EB-PVD thermal barrier coatings[J]. *Vacuum*, 2014, 51(2): 27-30.
- [6] GUO H B, VABEN R, STOVER D. Thermophysical properties and thermal cycling behavior of plasma sprayed thick thermal barrier coatings[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2005, 192: 48-56.
- [7] 于海涛, 牟仁德, 谢敏, 等. 热障涂层的研究现状及其制备技术[J]. *稀土*, 2010, 31(5): 83-88.
YU H T, MU R D, XIE M, et al. Evolution status and processing technologies of thermal barrier coatings[J]. *Chinese Rare Earths*, 2010, 31(5): 83-88.
- [8] SONG P, NAUMENKO D, VABEN R, et al. Effect of oxygen content in NiCoCrAlY bondcoat on the lifetimes of EB-PVD and APS thermal barrier coatings[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2013, 221: 207-213.
- [9] SHEN Z Y, HE L M, XU Z H, et al. Morphological evolution and failure of LZC/YSZ DCL TBCs by electron beam-physical vapor deposition[J]. *Materialia*, 2018, 4: 340-347.
- [10] SHEN Z Y, HE L M, XU Z H. Rare earth oxides stabilized $\text{La}_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ TBCs; EB-PVD, thermal conductivity and thermal cycling life[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2019, 357: 427-432.
- [11] Von NIESSEN K, GINDRAT M. Plasma spray-PVD: a new thermal spray process to deposit out of the vapor phase[J]. *Journal of Thermal Spray Technology*, 2011, 20(4): 736-743.
- [12] SAMPATH S, SCHULZ U, JARLIGO M O, et al. Processing science of advanced thermal-barrier systems[J]. *MRS Bulletin*, 2012, 37(10): 903-910.
- [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 of Thermal Spray Technology*, 2010, 19(1/2): 190-197.
- [14] MAUER G, HOSPACH A, VABEN R. Process development and coating characteristics of plasma spray-PVD[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2013, 220: 219-224.
- [15] GORAL M, KOTOWSKI S, NOWOTNIK A, et al. PS-PVD deposition of thermal barrier coatings[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2013, 237: 51-55.
- [16] MAO J, DENG Z Q, LIU M, et al. Regional characteristics of YSZ coating prepared by expanded Ar/He/H plasma jet at very low pressure[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2017, 328: 240-247.
- [17] DENG Z Q, MAO J, LIU M, et al. Regional characteristic of 7YSZ coatings prepared by PS-PVD technique [J/OL]. *Rare Metals*, doi: s12598-018-1041-y.
- [18] MAO J, LIU M, DENG C G, et al. Preparation and distribution analysis of thermal barrier coatings deposited on multiple vanes by plasma spray-physical vapor deposition technology[J]. *Journal of Engineering Materials and Technology*, 2017, 139(4): 041003.
- [19] GAO L H, WEI L L, GUO H B, et al. Deposition mechanisms of yttria stabilized zirconia coatings during plasma spray physical vapor deposition [J]. *Ceramics International*, 2016, 42(4): 5530-5536.
- [20] ZHANG X F, ZHOU K S, DENG C G, et al. Gas-deposition mechanisms of 7YSZ coating based on plasma spray-physical vapor deposition[J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2016, 36(3): 697-703.
- [21] DENG Z Q, LIU M, MAO J, et al. Stage growth of columnar 7YSZ coating prepared by plasma spray-physical vapor deposition [J]. *Vacuum*, 2017, 145(11): 39-46.
- [22] DENG Z Q, ZHANG X F, ZHOU K S, et al. 7YSZ coating prepared by PS-PVD based on heterogeneous nucleation[J]. *Chinese Journal of Aeronautics*, 2018, 31(4): 820-825.
- [23] NICHOLLS J R, DEAKIN M J, RICKERBY D S. A comparison between the erosion behaviors of thermal spray and electron beam physical vapor deposition thermal barrier coating [J]. *Wear*, 1999, 233/235(3): 352-361.
- [24] WELLMAN R G, NICHOLLS J R. A review of the erosion of thermal barrier coatings[J]. *Journal of Physics: D*, 2007, 40(16): 293-305.
- [25] 杨丽, 周益春, 齐莎莎. 热障涂层的冲蚀破坏机理研究进展[J]. *力学进展*, 2012, 42(6): 704-721.
YANG L, ZHOU Y C, QI S S. Research progress in erosion mechanisms of thermal barrier coatings[J]. *Advances in Mechanics*, 2012, 42(6): 704-721.

基金项目: 国家自然科学基金面上基金(51771059); 国家科技重大专项(2017-VI-0010-0081); 广东省科技计划项目(2019B010936001, 2017A070701027, 2014B070705007); 广东省科学院项目(2019GDASYL-0104022)

收稿日期: 2018-12-17; **修订日期:** 2019-12-02

通讯作者: 毛杰(1979—), 男, 教授级高工, 博士, 研究方向为先进高温功能涂层, 联系地址: 广州市天河区长兴路363号广东省新材料研究所现代材料表面工程技术国家工程实验室(510650), E-mail: jmao0901@163.com

(本文责编: 杨 雪)