

# 等离子喷涂-激光熔覆 CoCrTaAlY/YSZ 热障涂层的 抗高温氧化机理及热震性能

顾振杰<sup>\*\*</sup>, 雷剑波<sup>\*</sup>, 窦俊雅, 郭津博

天津工业大学激光技术研究所, 天津 300387

**摘要** 采用半导体激光熔覆技术与等离子喷涂相结合的方法, 在 1Cr13 不锈钢基体表面制备了 CoCrTaAlY/YSZ 热障涂层, 然后采用扫描电子显微镜 (SEM)、能谱仪 (EDS) 及 X 射线衍射仪 (XRD) 分别对涂层的微观组织、成分分布及物相进行表征。结果表明: YSZ 涂层的物相主要由  $ZrO_2$  的立方晶相 ( $c-ZrO_2$ )、正方晶相 ( $t-ZrO_2$ ) 及少量单斜相 ( $m-ZrO_2$ ) 组成; 黏结层具有典型的快速熔凝组织特征, 与基体实现了冶金结合。对涂层的抗高温氧化机理、热震性能及其失效行为进行研究后发现:  $Al_2O_3$  氧化膜的形成能阻止 O 元素扩散, 使涂层的抗高温氧化性能约为基体的 4.1 倍 (YSZ 涂层氧化累积增重仅为  $0.08 \text{ g}\cdot\text{cm}^{-2}$ ); YSZ 涂层在  $900 \text{ }^\circ\text{C}$  下热震 20 次后开始出现裂纹, 且裂纹随热震次数增加逐渐变大, 热震 30 次时试样完全断裂。

**关键词** 激光技术; 激光熔覆; 热障涂层; 高温氧化; 热震性能; 显微组织

中图分类号 TG174

文献标识码 A

doi: 10.3788/CJL201946.0802007

## High-Temperature Oxidation Resistance Mechanism and Thermal Shock Performance of CoCrTaAlY/YSZ Thermal Barrier Coatings Fabricated Using Plasma Spraying and Laser Cladding

Gu Zhenjie<sup>\*\*</sup>, Lei Jianbo<sup>\*</sup>, Dou Junya, Guo Jinbo

Laser Technology Institute, Tianjin Polytechnic University, Tianjin 300387, China

**Abstract** CoCrTaAlY/YSZ thermal barrier coatings (TBCs) are fabricated by diode laser cladding and plasma spraying on a 1Cr13 steel substrate. The morphologies of coatings are observed by the scanning electronic microscopy, the composition distribution is analyzed through energy dispersive spectroscopy, and the phase composition is characterized by X-ray diffractometer. The results demonstrate that the phase composition of a YSZ coating comprises cubic  $ZrO_2$  ( $c-ZrO_2$ ), tetragonal  $ZrO_2$  ( $t-ZrO_2$ ), and a small amount of monoclinic  $ZrO_2$  ( $m-ZrO_2$ ). The bonding layer has typical rapid melting microstructure characteristics and metallurgical bonds with the substrate. The thermal shock performance and high-temperature oxidation resistance mechanism of TBCs as well as their failure behavior are investigated. The results show that the formation of  $Al_2O_3$  oxide film can prevent the diffusion of oxygen. Consequently, the high-temperature oxidation resistance of TBCs is about 4.1 times that of the substrate (the cumulative oxidation weight gain of the YSZ coating is only  $0.08 \text{ g}\cdot\text{cm}^{-2}$ ). The YSZ coating appears to crack for the first time after it undergoes 20 thermal shocks at  $900 \text{ }^\circ\text{C}$ . The cracks gradually become larger as the number of thermal shocks increases, and the coating breaks completely after 30 thermal shocks.

**Key words** laser technology; laser cladding; thermal barrier coatings; high temperature oxidation; thermal shock performance; microstructure

**OCIS codes** 140.2020; 140.3390; 160.3380

收稿日期: 2018-12-13; 修回日期: 2018-12-18; 录用日期: 2019-03-13

基金项目: 国家自然科学基金(61475117, 51471084); 天津市高等教育机构科学与发展基金(20140317); 天津市优秀青年学者人才培养专项计划(TJ TZJH-QNBJRC-2-15)

\* E-mail: ljbtj@163.com; \*\* E-mail: gzjtgd@163.com

# 1 引 言

热障涂层(TBCs)因良好的隔热性能及抗高温氧化性能而被广泛应用于航空发动机叶片<sup>[1-2]</sup>。典型的热障涂层结构主要包括金属黏结层(BC)和陶瓷层。陶瓷层具有耐高温、低热导率等性能,可以降低基体的实际服役温度,提高金属部件的使用寿命<sup>[3-4]</sup>。金属黏结层主要起到改善基体与陶瓷层材料的物理相容性,避免热障涂层体系中陶瓷层与基体间因热膨胀系数不匹配而引起的涂层剥落<sup>[5]</sup>。通常,表面陶瓷材料选择含有(质量分数)7%~8% Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>的部分稳定化的 ZrO<sub>2</sub>,金属黏结层选择 MCrAlY(M=Co, Ni, Fe)系合金。

热障涂层的制备方法主要包括大气等离子喷涂(APS)、电子束物理气相沉积(EB-PVD)和激光熔覆(LC)等。Bakan 等<sup>[6]</sup>采用 APS 制备了 Gd<sub>2</sub>Zr<sub>2</sub>O<sub>7</sub>/YSZ 热障涂层,发现采用优化参数制备的双层涂层比传统的 7YSZ 涂层具有更好的热循环性能; Xu 等<sup>[7]</sup>发现利用 EB-PVD 制备的 La<sub>2</sub>(Zr<sub>0.7</sub>Ce<sub>0.3</sub>)<sub>2</sub>O<sub>7</sub>(LZ<sub>7</sub>C<sub>3</sub>)和 La<sub>2</sub>Ce<sub>2</sub>O<sub>7</sub>(LC)双层陶瓷层(DLC)热障涂层出现剥落的原因是, LZ<sub>7</sub>C<sub>3</sub> 涂层表面的烧结、LC 涂层与热生长氧化膜(TGO)层的化学不相容性以及金属黏结层异常氧化共同作用的结果; Pereira 等<sup>[8]</sup>采用 CO<sub>2</sub> 激光熔覆技术在不锈钢表面制备了不同 Ni/Co 与 Al 含量的 MCrAlY 涂层,发现热障涂层在弹性模量、硬度、延展性等方面表现良好,且在增材制造方面具有广阔的前景; Zhou 等<sup>[9]</sup>采用激光与感应复合技术制备了

热障涂层,研究发现当激光扫描速度与送粉率分别提高到 3200 mm·min<sup>-1</sup>与 90.63 g·min<sup>-1</sup>时,可得到无裂纹的梯度涂层。利用等离子喷涂制备的热障涂层,陶瓷层与黏结层为机械结合,涂层内的孔隙率可达到 5%~20%<sup>[10-12]</sup>,有利于提高热障涂层的隔热性能,但黏结层与基材的结合强度不高,容易剥落<sup>[13-14]</sup>。而利用激光熔覆技术制备的热障涂层,黏结层与基材为冶金结合,结合强度高,但表面陶瓷层会有一定程度的微熔,性能下降,且涂层内部孔隙率降低,不利于涂层隔热<sup>[15]</sup>。

1Cr13 不锈钢具有良好的耐蚀性、机械加工性,常用于制作抗弱腐蚀介质并承受载荷的零件,如汽轮机叶片、热裂解抗硫腐蚀设备等,提高其抗热震性能及抗高温氧化性能具有重要的实用价值。本课题组采用激光与等离子喷涂相结合的方法,在 1Cr13 不锈钢表面制备了 CoCrTaAlY/YSZ 热障涂层,并对其热震性能及抗高温氧化机理进行了初步探讨。

## 2 实 验

### 2.1 实验材料及方法

选用 1Cr13 不锈钢作为基体材料,其化学成分如表 1 所示,尺寸为 100 mm×60 mm×10 mm。选取 CoCrTaAlY 作为黏结层材料,粉末粒度为 38~53 μm,成分如表 2 所示。热障涂层陶瓷表层材料为 8%Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-ZrO<sub>2</sub>(8YSZ),粉末粒度为 45~75 μm。实验前用砂纸去除基体表面的氧化物与锈迹,然后用无水乙醇和丙醇将金属屑、油污清洗干净,吹干后备用。

表 1 1Cr13 不锈钢的化学成分

Table 1 Chemical compositions of 1Cr13 steel substrate

Element	C	Si	Mn	Cr	Ni	S	P	Fe
Mass fraction / %	≤0.15	≤1.0	≤1.0	11.5-13.5	≤0.06	≤0.03	≤0.035	Bal.

表 2 CoCrTaAlY 合金粉末的化学成分

Table 2 Chemical compositions of CoCrTaAlY alloy powder

Element	Cr	Al	Y	Ta	Si	C	Co
Mass fraction / %	23.01	8.49	1.09	8.81	0.83	2.28	Bal.

采用 LaserTel 8 kW 激光器制备 CoCrTaAlY 黏结层(厚度为 1 mm),熔覆工艺参数如下:激光功率为 3.2 kW,扫描速度为 8 mm·s<sup>-1</sup>,光斑尺寸为 3 mm×12 mm,焦距为 285 mm,侧向同步送粉,搭接率为 30.3%,实验过程中通以氩气保护。为达到热障涂层的要求,同时减小机加工的难度,将 CoCrTaAlY 黏结层车削至 200 μm 厚的薄层,清洗、干燥后进行喷砂预处理,再采用等离子喷涂制备

YSZ 陶瓷涂层(厚度为 100 μm),工艺参数如下:喷涂距离为 100 mm,电压为 70 V,电流为 600 A,等离子体为 Ar。

### 2.2 性能测试

#### 2.2.1 抗高温氧化性能

为保证氧化数据的准确性,首先将涂层从基体上剥离,再用无水乙醇和丙醇将涂层试样清洗干净。将烘干的试样放在坩埚中,然后一起放入温度为

900 °C 的马弗炉内进行高温氧化,每隔 10 h 将坩埚从马弗炉中取出,冷却至室温后称重并记录;然后将坩埚连同试样再放入马弗炉中继续进行氧化实验,氧化介质为空气,在 900 °C 的高温环境下静态氧化 100 h。处理记录的数据可以得到单位面积试样增重随氧化时间变化的曲线。

### 2.2.2 热震性能

先把热障涂层切割为 10 mm×10 mm×3 mm 的试样,将样块放入坩埚并置于 900 °C 的马弗炉中保温 10 min 后迅速取出,然后将其置于装有常温水(15~20 °C)的水桶中淬冷,重复该过程直至试样出现裂纹、脱落等缺陷<sup>[16]</sup>。

采用 X 射线衍射仪(XRD)、扫描电子显微镜(SEM)及能谱仪(EDS)等对经过高温氧化及热震

处理的 CoCrTaAlY/YSZ 热障涂层的组织、物相和成分等进行分析。

## 3 实验结果与分析

### 3.1 宏观形貌

图 1 为样品的表面形貌,其中图 1(a)为采用激光多道搭接熔覆制备的 CoCrTaAlY 黏结层经车削处理后的形貌,可以看出,熔覆层无裂纹、气孔、熔渣等缺陷,成形性较好。在等离子喷涂制备的 YSZ 涂层上切割出的尺寸为 10 mm×10 mm×10 mm 的样块,其表面宏观形貌如图 1(b)所示。从图 1 中可以看出,YSZ 涂层表面比较粗糙,表面的 YSZ 颗粒分布比较均匀。

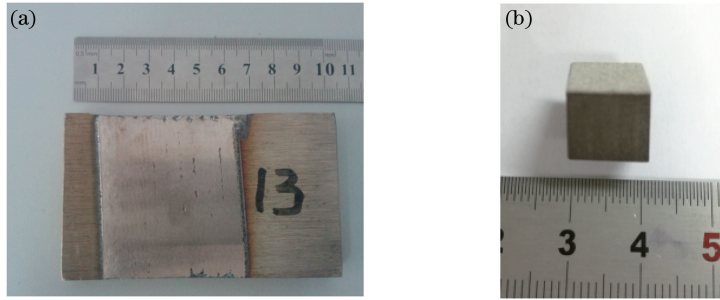


图 1 样品表面形貌。(a)车削处理后的黏结层;(b)等离子喷涂处理后的 YSZ 陶瓷层

Fig. 1 Surface morphologies of samples. (a) Bonding layer after turning; (b) YSZ ceramic layer after plasma spraying

### 3.2 热处理对热障涂层显微结构的影响

图 2 为经过 900 °C 恒温氧化 100 h 前后的 YSZ 陶瓷层表面的 XRD 图,可以看出:高温氧化 100 h 前后,YSZ 陶瓷层的 XRD 图基本一致,主要包含 ZrO<sub>2</sub> 的立方相(c-ZrO<sub>2</sub>)、正方相(t-ZrO<sub>2</sub>)、少量单斜相(m-ZrO<sub>2</sub>)、稳定剂 Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 及少量经高温氧化形成的亚稳态 t'-ZrO<sub>2</sub>,涂层主要以在热循环中能够保持稳定的高温立方相及正方相为主,说明稳定剂 Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 的加入有效地抑制了 ZrO<sub>2</sub> 在高温下同素异

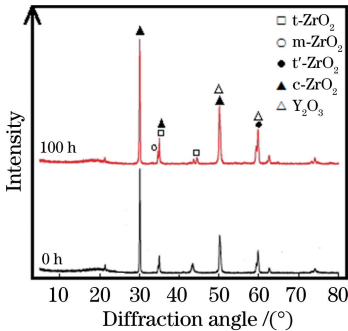


图 2 高温氧化前后 YSZ 陶瓷层表面的 XRD 谱

Fig. 2 XRD spectra of YSZ ceramic layer surface before and after high-temperature oxidation

晶的转变。

热障涂层在 900 °C 下静态氧化 100 h 后,其横截面 SEM 形貌如图 3 所示。图 3(a)为 CoCrTaAlY 黏结层与基体结合区,可以看出:黏结层与基体呈良好的冶金结合,组织形态由沿垂直于融合线生长的胞状晶过渡到柱状晶;部分区域出现了颗粒析出物,呈白色球状,平均直径约为 3 μm。结合该析出物的 EDS 测试结果(如表 3 中 A0 所示)可知,析出物含有大量 Ta 与 Si,还含有少量 Co、Cr、Fe 等,表明该析出物为富 Ta、Si 的化合物。图 3(b)为黏结层与陶瓷层结合区,可以看到 CoCrTaAlY 黏结层顶部出现了宽度约为 90 μm 的热影响区(HAZ),涂层的颜色加深,但显微形貌并未发生明显变化。图 3(b)中 A1、A2、A3 这三个位置的 EDS 分析结果如表 3 所示,可以看出:A1 区域的 O 含量相对不高,说明此区域发生氧化的程度不高;但 Fe 元素质量分数达到 21.28%,结合 CoCrTaAlY 自身元素含量(表 2)可知基体中的 Fe 元素扩散进入熔覆层,但并没有继续扩散到 YSZ 陶瓷层。高温氧化后的 A2 区域,即 CoCrTaAlY 涂层与 YSZ 陶瓷层的结

合区域,富含 O、Al 元素,结合 XRD 分析结果可知该区域形成了  $Al_2O_3$  氧化膜,连续的氧化膜可以保护基

体,降低氧化速率。A3 区域是 YSZ 陶瓷层,组成相对较简单,主要含有 Al、O、Zr 元素。

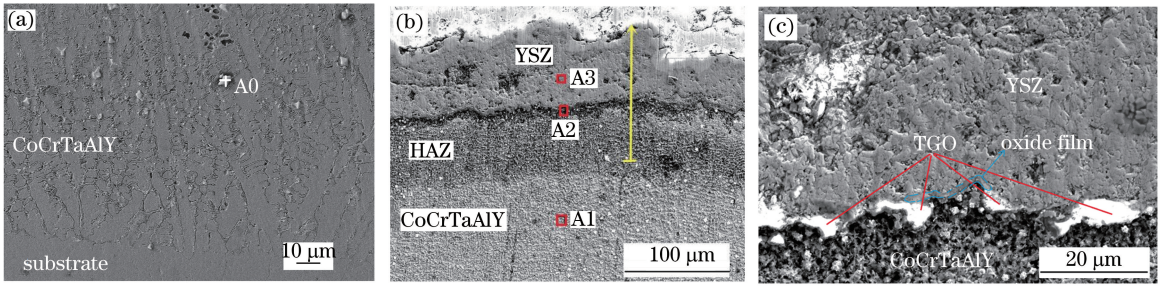


图 3 热障涂层在 900 °C 下氧化 100 h 后横截面的 SEM 形貌。(a) CoCrTaAlY 与 1Cr13 结合区; (b) YSZ 与 CoCrTaAlY 结合区;(c) YSZ 与 CoCrTaAlY 结合区的局部放大图

Fig. 3 SEM morphologies of TBCs' cross-section after high-temperature oxidation for 100 h at 900 °C. (a) Bonding zone of CoCrTaAlY and 1Cr13; (b) bonding zone of YSZ and CoCrTaAlY; (c) local magnification of bonding zone of YSZ and CoCrTaAlY

表 3 熔覆层的 EDS 分析结果

Table 3 EDS analysis results of cladding layer

Area	Mass fraction /%									
	O	Al	Si	Cr	Fe	Co	Ta	Y	Zr	
A0	0.73	1.46	22.57	7.48	1.95	3.85	61.10	0.86	—	
A1	11.43	9.66	0.51	27.70	25.70	17.13	7.69	0.18	—	
A2	29.81	16.93	0.96	22.49	8.44	7.69	3.77	—	9.91	
A3	30.62	0.93	—	—	—	—	—	—	68.45	

为了更加直观地观察 A1、A2、A3 区域中元素的变化情况,对热障涂层进行线扫描,结果如图 4 所示。可以看出:Al、O 元素在 CoCrTaAlY 涂层与 YSZ 陶瓷层的结合区域大量聚集,而 O 元素并未大量进入 CoCrTaAlY 涂层内。由此可推测,在 CoCrTaAlY 涂层与 YSZ 陶瓷层的结合区界面形成的  $Al_2O_3$  氧化膜阻碍了 O 的通过,保护黏结层及基体材料。Cr、Fe、Co、Ta 元素由 CoCrTaAlY 涂层过渡到 YSZ 陶瓷层后,其在 CoCrTaAlY 涂层中的含量明显减少,而 Zr 元素含量明显增加。

可以清晰地观察到在 CoCrTaAlY 黏结层与 YSZ 陶瓷层界面处存在一层  $Al_2O_3$  氧化膜。连续致密的  $Al_2O_3$  氧化膜阻碍了黏结层金属离子向外扩散和陶瓷层离子向内扩散,使得此区域并没有生成 TGO。对于热障涂层在高温氧化过程中未形成连续致密  $Al_2O_3$  氧化膜的区域,随着高温氧化的进行,氧化物向黏结层内侧生长形成 TGO,TGO 增加到一定程度,涂层就会受其体积膨胀影响而出现裂纹,进而失效。所以热障涂层在 YSZ 陶瓷层与 CoCrTaAlY 涂层界面处形成连续致密的氧化膜至关重要。

### 3.3 热障涂层高温氧化动力学曲线

热障涂层在 900 °C/100 h 条件下的氧化动力学曲线如图 5 所示,可以看出:在整个氧化过程中,基体氧化增重曲线呈线性规律,CoCrTaAlY 黏结层与 YSZ 陶瓷层在氧化初期的氧化增重迅速,与基体的氧化趋势接近,20 h 后增重曲线趋于平缓。这是因为等离子喷涂法制备的 YSZ 陶瓷层比较疏松,氧化初期氧分子比较容易进入,致使其氧化增重呈线性增加,而氧化一段时间以后,YSZ 涂层内杂质的烧损以及氧化膜的逐渐生成,减缓了试样的氧化速度,使得试样的氧化增重曲线呈抛物线规律。经过 100 h 的高温氧化后,1Cr13 基体的氧化累积增重达到  $0.33 \text{ g} \cdot \text{cm}^{-2}$ ,CoCrTaAlY 黏结层氧化累积增重

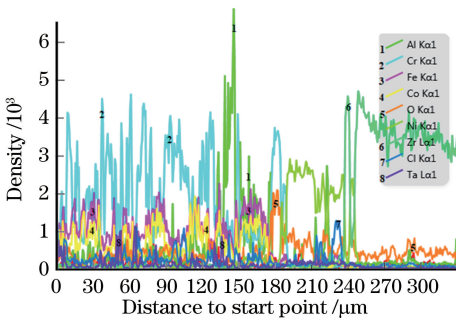


图 4 热障涂层的元素线扫分布图

Fig. 4 Element line-scan distribution of TBC

图 3(c)为黏结层与陶瓷层结合区局部放大图,可知:经过 900 °C/100 h 氧化后,YSZ 陶瓷层与 CoCrTaAlY 黏结层界面结合处生成了 TGO,并且

达到  $0.12 \text{ g}\cdot\text{cm}^{-2}$ , 而含 YSZ 涂层的试样氧化累积增重为  $0.08 \text{ g}\cdot\text{cm}^{-2}$ 。从氧化实验的结果来看, 利用等离子喷涂技术在 CoCrTaAlY 黏结层表面制备的 YSZ 陶瓷层能有效提升材料的抗高温氧化作用, 约为基体抗氧化性能的 4.1 倍。

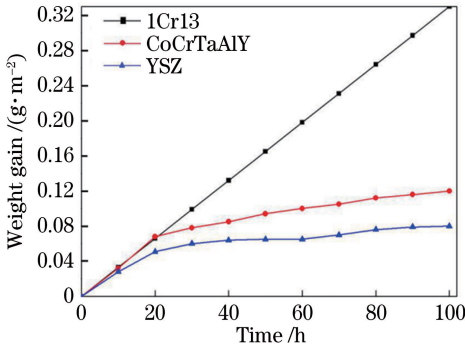


图 5 热障涂层的高温氧化动力学曲线  
Fig. 5 Dynamics curves of high-temperature oxidation of TBCs

一般来说, 涂层的高温氧化是由氧化起始阶段决定的。氧化起始阶段遵循如下所示的抛物线方程<sup>[1]</sup>

$$(\Delta m/S)^2 = K_p t, \quad (1)$$

式中:  $\Delta m$  为氧化增重(g);  $S$  为涂层表面积( $\text{cm}^2$ );  $K_p$  为抛物速率常数( $\text{g}^2\cdot\text{cm}^{-4}\cdot\text{h}^{-1}$ );  $t$  为氧化时间(h)。根据(1)式, 可通过线性拟合得到涂层的氧化增重速率常数。如图 6 所示, 抛物速率常数  $K_p$  是拟合直线的斜率, 其计算结果及平均相对误差  $\bar{\delta}$  如表 4 所示。从拟合结果可以看出, YSZ 的直线斜率( $K_p = 0.0024$ ) 最低, 其次是 CoCrTaAlY 黏结层( $K_p = 0.0028$ ), 最后是 1Cr13 基体( $K_p = 0.0038$ ), 平均相对误差  $\bar{\delta}$  均不大于 7.04%。故可知各涂层的抗高温氧化性能从高到低的顺序为 YSZ、CoCrTaAlY、1Cr13。

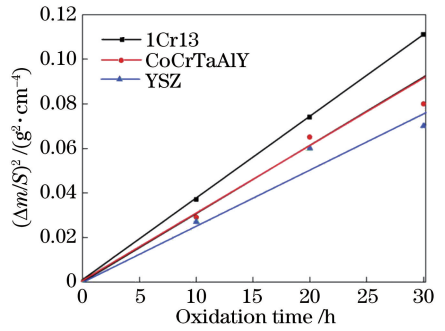


图 6 三种涂层的高温氧化增重速率拟合曲线  
Fig. 6 Fitting curves of weight gain rates of three coatings during high-temperature oxidation

表 4 三种涂层的  $K_p$  及其平均相对误差  $\bar{\delta}$

Coating	$K_p / (\text{g}^2\cdot\text{cm}^{-4}\cdot\text{h}^{-1})$	$\bar{\delta} / \%$
1Cr13	0.0038	1.63
CoCrTaAlY	0.0028	5.77
YSZ	0.0024	7.04

### 3.4 热震处理对热障涂层显微结构的影响

热障涂层经过循环热震实验后的宏观形貌如图 7 所示, 可以看出: 进行 20 次热震实验后, 样块表面的陶瓷层开始出现肉眼可见的细小裂纹; 随着热震次数增加, 样块表面陶瓷层中的裂纹逐渐增大, 当实验进行到第 25 次时, 裂纹贯穿整个陶瓷层上表面; 当热震实验进行到 30 次以后, 样块表面的裂纹已经形成明显的裂缝, 但陶瓷层并没有剥落, 陶瓷层表面仍然完好。这是因为在热震实验过程中, 基体材料在高温与常温水的冲击作用下, 受其自身热膨胀系数的影响, 产生了极大的应力, 导致样块产生裂纹, 并且此热应力远远大于热障涂层与基体材料之间的热应力, 故样块表面产生明显裂缝而陶瓷层表面完好无损。这表明, 在热震实验过程中, 热障涂层承受的热震应力取决于来自热冲击作用的外加宏观应力, 其远远大于涂层内部逐渐增加的 TGO 应力。

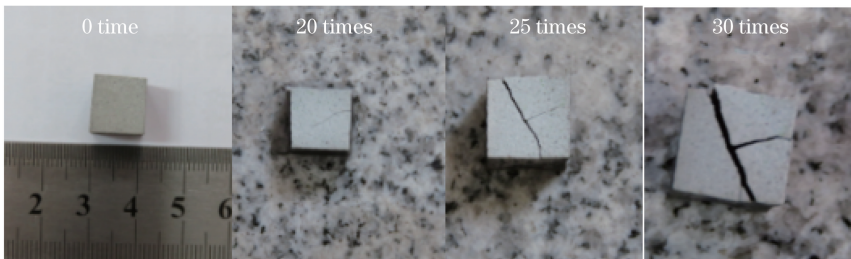


图 7 热震试验后热障涂层的宏观形貌

Fig. 7 Macroscopic morphologies of TBCs after thermal shock

图 8 为热震实验后 YSZ 陶瓷层的 XRD 图, 可以看出, 经循环热震实验后, YSZ 陶瓷层中主要包

含  $\text{ZrO}_2$  的立方相( $c\text{-ZrO}_2$ )、正方相( $t\text{-ZrO}_2$ )、少量单斜相( $m\text{-ZrO}_2$ )、稳定剂  $\text{Y}_2\text{O}_3$  及少量高温热震过

程中形成的亚稳态  $t'$ -ZrO<sub>2</sub>, 这与图 2 所示的高温氧化后的 XRD 曲线相似, 说明热障涂层水淬断裂失效并非是陶瓷层的相变应力导致的。

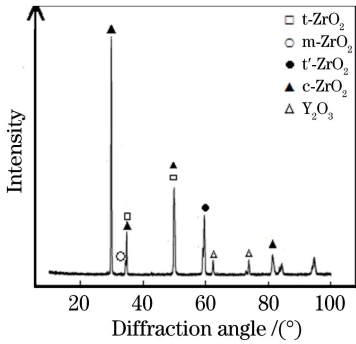


图 8 热震后热障涂层的 XRD 谱

Fig. 8 XRD spectra of TBCs after thermal shock

图 9 所示为 YSZ 涂层经过 900 °C 热震后的表面显微组织。由图 9(a)、(b)可以看出, 涂层表面出现了明显的呈网状分布的裂纹。在等离子喷涂 YSZ过程中会形成大量孔隙, 这些孔隙在热循环作

用下易形成裂纹源, 且 YSZ 陶瓷层与 CoCrTaAlY 黏结层呈机械结合, 在热循环作用下易产生水平裂纹, 导致涂层发生脱落而失效。结合图 6 的分析可知, 涂层的抗热震性能取决于其在热震实验中可以承受应力的能力以及涂层的强度, 包括 YSZ 陶瓷层与 CoCrTaAlY 黏结层的结合强度以及涂层的内聚强度, 另外还与基体性能存在一定关系。

如图 9(c) 所示为进行热震实验后, 由 CoCrTaAlY 黏结层到 YSZ 陶瓷层的线扫描图, 可以看出, Al、O 元素主要分布在 CoCrTaAlY 黏结层与 YSZ 陶瓷层结合区, 靠近外侧的 YSZ 陶瓷层也含有一定量的 O 元素。结合图 7 的 XRD 分析结果可知, 在 CoCrTaAlY 与 YSZ 结合区形成了 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 薄膜, 该薄膜阻碍 O 元素继续向涂层内部扩散, 对 CoCrTaAlY 黏结层及基体起到保护作用, 这与高温氧化处理后的分析结果一致。由 CoCrTaAlY 涂层过渡到 YSZ 陶瓷层中的 Cr、Fe、Co、Ta 元素含量明显减少, Y、Zr 元素含量明显增加。

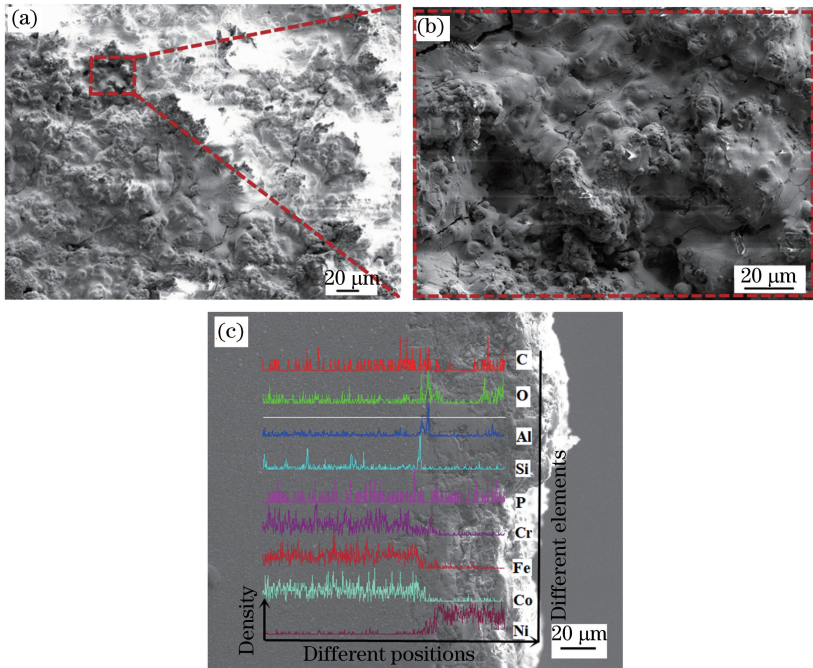


图 9 热震后热障涂层的 SEM 形貌。(a) 表面形貌; (b) 局部放大形貌; (c) 界面形貌及线扫描结果

Fig. 9 SEM morphologies of TBCs after thermal shock. (a) Morphology of surface; (b) locally magnified morphology; (c) morphology of cross-section and line-scan results

## 4 结 论

在分析其他研究者制备热障涂层方法的基础上, 本课题组采用激光沉积黏结层, 使其与基体形成冶金结合, 然后对其进行预处理(包括机械加工、喷砂及预热处理), 之后再在其表面采用优化后的工艺

参数通过大气等离子喷涂制备陶瓷层, 并对陶瓷层的性能进行分析。结果表明, 陶瓷层的应力很小, 激光熔覆过程中形成的 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 陶瓷相可以改善陶瓷层与黏结层物理性能的差异, 松弛应力, 避免涂层开裂, 并增强陶瓷层与黏结层间的结合力, 避免了陶瓷层与黏结层的脱落问题, 有效提高了热障涂层的抗

高温氧化及热震性能。与传统制备热障涂层的方法相比,本文提出的等离子喷涂与激光熔覆相结合的方法具有在保证涂层与基体结合强度的同时,保留陶瓷层内部孔隙率的优点,有利于提高热障涂层的隔热性能,在提高工件热震性能、使用寿命、降低成本方面具有一定的指导意义。

## 参 考 文 献

- [1] Zhou F F, Wang Y, Wang L, *et al.* High temperature oxidation and insulation behavior of plasma-sprayed nanostructured thermal barrier coatings [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2017, 704: 614-623.
- [2] Wang Y Z, Li J L, Liu H Z, *et al.* Study on thermal resistance performance of 8YSZ thermal barrier coatings [J]. *International Journal of Thermal Sciences*, 2017, 122: 12-25.
- [3] Han M, Zhou G D, Huang J H, *et al.* Optimization selection of the thermal conductivity of the top ceramic layer in the double-ceramic-layer thermal barrier coatings based on the finite element analysis of thermal insulation [J]. *Surface and Coatings Technology*, 2014, 240: 320-326.
- [4] Bernard B, Quet A, Bianchi L, *et al.* Thermal insulation properties of YSZ coatings: suspension plasma spraying (SPS) versus electron beam physical vapor deposition (EB-PVD) and atmospheric plasma spraying (APS) [J]. *Surface and Coatings Technology*, 2017, 318: 122-128.
- [5] Zhou S F, Liu J, Xiong Z, *et al.* Research progress on improving the high-temperature oxidation resistance of MCrAlY coatings [J]. *Laser & Optoelectronics Progress*, 2015, 52(12): 120004.  
周圣丰, 刘佳, 熊征, 等. 提高 MCrAlY 涂层抗高温氧化性能方法的研究进展 [J]. *激光与光电子学进展*, 2015, 52(12): 120004.
- [6] Bakan E, Mack D E, Mauer G, *et al.* Gadolinium zirconate/YSZ thermal barrier coatings: plasma spraying, microstructure, and thermal cycling behavior [J]. *Journal of the American Ceramic Society*, 2014, 97(12): 4045-4051.
- [7] Xu Z H, He L M, Mu R D, *et al.* Double-ceramic-layer thermal barrier coatings based on  $\text{La}_2(\text{Zr}_{0.7}\text{Ce}_{0.3})_2\text{O}_7/\text{La}_2\text{Ce}_2\text{O}_7$  deposited by electron beam-physical vapor deposition [J]. *Applied Surface Science*, 2010, 256(11): 3661-3668.
- [8] Pereira J C, Zambrano J C, Rayón E, *et al.* Mechanical and microstructural characterization of MCrAlY coatings produced by laser cladding: the influence of the Ni, Co and Al content [J]. *Surface and Coatings Technology*, 2018, 338: 22-31.
- [9] Zhou S F, Dai X Q, Xiong Z, *et al.* Functionally graded YSZ/NiCrAlY coating prepared by laser induction hybrid rapid cladding [J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2013, 40(4): 0403004.  
周圣丰, 戴晓琴, 熊征, 等. 激光感应复合快速熔覆功能梯度 YSZ/NiCrAlY 涂层的研究 [J]. *中国激光*, 2013, 40(4): 0403004.
- [10] Rezkanka S, Somsen C, Eggeler G, *et al.* A TEM investigation of columnar-structured thermal barrier coatings deposited by plasma spray-physical vapor deposition (PS-PVD) [J]. *Plasma Chemistry and Plasma Processing*, 2018, 38(4): 791-802.
- [11] Zhang X F, Zhou K S, Song J B, *et al.* Deposition and CMAS corrosion mechanism of 7YSZ thermal barrier coatings prepared by plasma spray-physical vapor deposition [J]. *Journal of Inorganic Materials*, 2015, 30(3): 287-293.  
张小锋, 周克崧, 宋进兵, 等. 等离子喷涂-物理气相沉积 7YSZ 热障涂层沉积机理及其 CMAS 腐蚀失效机制 [J]. *无机材料学报*, 2015, 30(3): 287-293.
- [12] Yanar N M, Helminiak M, Meier G H, *et al.* Comparison of the failures during cyclic oxidation of yttria-stabilized (7 to 8 weight percent) zirconia thermal barrier coatings fabricated via electron beam physical vapor deposition and air plasma spray [J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2011, 42(4): 905-921.
- [13] Wu J, Guo H B, Abbas M, *et al.* Evaluation of plasma sprayed YSZ thermal barrier coatings with the CMAS deposits infiltration using impedance spectroscopy [J]. *Progress in Natural Science: Materials International*, 2012, 22(1): 40-47.
- [14] Schlichting K W, Pature N P, Jordan E H, *et al.* Failure modes in plasma-sprayed thermal barrier coatings [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2003, 342(1/2): 120-130.
- [15] Pereira J C, Zambrano J C, Tobar M J, *et al.* High temperature oxidation behavior of laser cladding MCrAlY coatings on austenitic stainless steel [J]. *Surface and Coatings Technology*, 2015, 270: 243-248.
- [16] Zeng S B, Liu Y J, Fan X Z, *et al.* Thermal shock resistance of APS 8YSZ thermal barrier coatings on titanium alloy [J]. *Journal of Thermal Spray Technology*, 2012, 21(2): 335-343.