

# 高韧性过渡层对大气等离子喷涂热障涂层性能的影响<sup>\*</sup>

梁立康 黄文 王世兴 何箐

(中国农业机械化科学研究院表面工程技术研究所 北京 100083)

**摘要:** 高温服役环境下, 大气等离子喷涂 (APS) 制备的纳米结构热障涂层受热应力作用, 黏结层 / 陶瓷层界面附近的陶瓷层内部易形成横向裂纹而导致热障涂层失效。利用常规大气等离子喷涂和超音速等离子喷涂 (SAPS) 制备 8YSZ 高韧性过渡层。结果表明, 采用 APS 和 SAPS 制备的高韧性过渡层提高了扁平化粒子间结合状态和涂层致密度, 相比常规结构 8YSZ 涂层的断裂韧性分别提高约 46% 和 84%, 高韧性过渡层均提高了复合结构热障涂层结合强度、抗热震性能和燃气热冲击寿命, SAPS 制备的高韧性过渡层厚度为 30~50  $\mu\text{m}$  时复合结构热障涂层抗热震性能最优, 当高韧性过渡层厚度为 10~30  $\mu\text{m}$  时, 相比常规结构热障涂层燃气热冲击寿命提高 120%。在温度梯度作用下, 热障涂层最终失效由陶瓷层逐层剥落转变为靠近陶瓷层 / 黏结层界面处剥落。通过高韧性过渡层设计, 兼顾热障涂层的隔热性能的同时, 提高了热障涂层的结合强度和寿命。

**关键词:** 热障涂层; 复合结构; 高韧性过渡层; 燃气热冲击

**中图分类号:** TG174

## Effect of High Toughness Transition Layer on the Performance of Atmospheric Plasma Sprayed Thermal Barrier Coatings

LIANG Likang HUANG Wen WANG Shixing HE Qing

(Surface Engineering Research Institute, Chinese Academy of Agricultural Mechanization Sciences,  
Beijing 100083, China)

**Abstract:** Ceramic coatings near the bond coating / top coating interface in nano-structured thermal barrier coatings deposited by atmospheric plasma spray (APS) tend to initiate horizontal cracks under high temperature environment, and thus lead to the failure of thermal barrier coatings. High toughness transition layers of 8YSZ are deposited by atmospheric plasma spray and supersonic atmospheric plasma spray (SAPS). The results show that high toughness transition layers prepared by APS and SAPS improve the adhesion of flattened splats and increase density of transition layer. Compared with conventional nano-structured 8YSZ coatings, the toughness increases by 46% and 84%, respectively. High toughness transition layers increase the adhesive strength, thermal shock resistance and gas thermal shock resistance of composite structured thermal barrier coatings. The coatings show the best thermal shock resistance when the thickness of high toughness transition layer is 30~50  $\mu\text{m}$  and deposited by SAPS. Moreover, compared with conventional nano-structured coatings, the gas thermal shock resistance increases by 120% when the thickness of high toughness transition layer is 10~30  $\mu\text{m}$ . Testing under temperature gradient, the final failure of thermal barrier coatings changes from peeling off layer by layer in top coatings to spalling at the interface between top coating / bond coating. Through the design of high toughness transition layers, the adhesive strength and service life of thermal barrier coatings is improved and its thermal insulation performance is also considered.

**Keywords:** thermal barrier coatings; composite structure; high toughness transition layer; gas thermal shock

<sup>\*</sup> 国家科技重大专项资助项目 (2017-VII-0007-0100)。

Fund: Supported by National Science and Technology Major Project (2017-VII-0007-0100)

20220324 收到初稿, 20220530 收到修改稿。

## 0 前言

热障涂层在航空发动机和燃气轮机热端部件表面已获得规模化应用, 在提高发动机涡轮前温度、热端部件寿命等方面发挥了重要作用<sup>[1-2]</sup>。热障涂层服役寿命影响因素众多, 包括热障涂层与基体热膨胀系数匹配性、陶瓷层高温相稳定性与抗烧蚀性能、抗高温冲蚀及黏结层抗高温氧化腐蚀性能等<sup>[3-5]</sup>。大气等离子喷涂 (APS) 作为航空发动机和燃气轮机热端部件用热障涂层重要制备技术之一, 主要应用于燃烧室、火焰筒、导向叶片等部件。在高温服役环境下, MCrAlY / YSZ 界面生成的热生长氧化物 (TGO)、热膨胀系数不匹配等产生的热应力被认为是引起 APS 热障涂层失效的重要因素<sup>[6-8]</sup>。在热循环或温度梯度作用下, APS 热障涂层最终失效形式基本以靠近黏结层界面附近的陶瓷层内部出现裂纹的萌生、扩展, 进而导致陶瓷层的剥落为主<sup>[9-10]</sup>。因此, 提高靠近黏结层界面附近陶瓷层内部抗裂纹扩展能力, 是提升 APS 热障涂层热循环寿命的有效途径之一。

提高 APS 制备的陶瓷涂层抗裂纹扩展能力主要通过改善材料断裂韧性、提高涂层致密度和改善涂层微观结构等<sup>[11-12]</sup>。8YSZ 是目前应用最成熟、综合性能最佳的陶瓷层材料, 是国内外高性能航空发动机和燃气轮机热端部件最重要的热障涂层材料之一。国内外对 8YSZ 涂层材料优化研究主要集中在通过高纯化、高含量  $Y_2O_3$  掺杂、多元稀土氧化物掺杂等改性处理, 以提高 8YSZ 抗烧蚀性能、高温相稳定性、抗环境损伤能力和降低热导率, 上述改性处理均降低了 APS-8YSZ 涂层断裂韧性<sup>[13-15]</sup>。通过准梯度结构优化改进、陶瓷层 / 黏结层界面特性优化、制备特殊结构涂层等方法, 一定程度上可改善 APS 工艺制备热障涂层的热循环寿命, 但过于复杂的涂层工艺过程增加了工艺控制难度, 对涂层批量应用和成本控制造成了障碍。

纽约石溪大学相关研究结果表明<sup>[16-17]</sup>, 随着 APS 制备的陶瓷层致密度提升, 其断裂韧性 (表征抑制裂纹扩展能力) 和热循环寿命均得到提高。通过控制 APS 工艺参数制备高致密度的垂直裂纹结构涂层 (DVC), 可以提高涂层的应变容限和热循环寿命, 其失效模式以陶瓷层沿着陶瓷层 / 黏结层界面整体剥落为主<sup>[12, 18]</sup>。因此, 提高黏结层 / 陶瓷层界面附近陶瓷层致密度或断裂韧性, 从而抑制界面附近的陶瓷层内部裂纹扩展, 有望提高 APS 热障涂

层热循环寿命和改变热障涂层失效形式。但随着涂层致密度的提高, 其热导率提高, 隔热性能随之降低, 为兼顾热障涂层隔热及长寿命需求, 需要对致密层与多孔层进行功能匹配性设计。国内外相关研究团队也提出一种新型多层复合结构热障涂层, 通过在黏结层 / 陶瓷层界面先制备薄层过渡层, 利用其更好的抗裂纹扩展能力来提高 APS 热障涂层寿命, 但过渡层的制备工艺及涂层界面匹配设计仍有待优化<sup>[19-21]</sup>。

APS 涂层由扁平化的熔融粒子铺展、叠加形成, 扁平化粒子间的结合是影响涂层致密度和韧性的主要因素, 基体温度是显著影响扁平化粒子铺展特性和结合状态的主要参数之一, 提高基体温度和等离子射流能量均可提高涂层致密度, 如采用 APS 制备致密垂直裂纹结构 (DVC) 热障涂层<sup>[12]</sup>。而超音速等离子喷涂 (SAPS) 产生的等离子射流速度高, 等离子射流中粒子飞行速度可以达到约 400 m/s, 相比常规 APS 工艺来说, 粒子飞行速度提高近 1 倍, 可制备出致密度相对较高的 8YSZ 涂层。由于粒子飞行速度大幅提高, 扁平化粒子之间的结合也得到了明显改善, 但涂层致密度升高也增加了涂层热导率和降低了涂层应变容限<sup>[22-23]</sup>。本文基于 APS 和 SAPS 两种热障涂层制备工艺, 分析了涂层结构对 8YSZ 涂层断裂韧性影响, 开展了具有 APS 和 SAPS 制备的高韧性过渡层及其厚度对热障涂层结合强度、抗热震性能和燃气热冲击寿命影响的研究, 实现兼具长寿命和高隔热的高韧性过渡层的热障涂层匹配性设计。

## 1 试验及方法

### 1.1 试验原料

分别使用 K403 和 GH4169 高温合金作为热障涂层燃气热冲击和抗热震性能测试用基体材料, 燃气热冲击试样尺寸为  $\phi 30\text{ mm} \times 3\text{ mm}$ , 喷涂涂层面边缘倒 R1.5 mm 圆角, 热震试样尺寸为  $40\text{ mm} \times 20\text{ mm} \times 3\text{ mm}$ 。热障涂层的黏结层材料使用沈阳金属研究所生产的 NiCrAlY, 粉末粒度范围为  $-53 \sim 25\text{ }\mu\text{m}$ 。热障涂层的陶瓷层材料使用北京金轮坤天特种机械有限公司生产的纳米团聚 8YSZ。

### 1.2 热障涂层制备

高温合金基体使用 24 目刚玉砂进行喷砂粗化处理, 采用 DZ-HL5000 型超音速火焰喷涂制备厚度为  $50 \sim 100\text{ }\mu\text{m}$  的 NiCrAlY 黏结层, 喷涂过程中基体温度低于  $100\text{ }^\circ\text{C}$ 。分别使用 ZB-80K 型 APS 设备

和 HEPJ-100 型 SAPS 设备制备高韧性 8YSZ 涂层, 采用 ZB-80K 型 APS 设备在高韧性 YSZ 涂层表面制备纳米结构 8YSZ 陶瓷层顶层 (简称顶部陶瓷层), 组成具有高韧性过渡层的复合结构热障涂层。为提高 APS 工艺制备的 8YSZ 陶瓷层致密度和熔融粒子片层间结合, 制备黏结层后将基体温度预热至 500~600 °C, SAPS 制备 8YSZ 陶瓷层时的预热温度为 200~300 °C。高韧性过渡层和顶部陶瓷层的总厚度为 250~300 μm, 高韧性过渡层设计和涂层制备工艺如图 1 和表 1 所示。具有高韧性过渡层的热障涂层, 其顶部陶瓷层制备工艺与表 1 中所示 CON-APS (常规结构) 涂层制备工艺相同。将采用 APS 在高预热温度下制备的涂层和

SAPS 制备的涂层称为高韧性 8YSZ 涂层。为测试 APS 和 SAPS 制备的纳米结构和高韧性 8YSZ 的断裂韧性, 采用表 1 所示各工艺参数制备厚度为 250~300 μm 的 8YSZ 涂层进行断裂韧性测试, 分别称为 CON-APS、APS 高韧性和 SAPS 高韧性, 将具有高韧性过渡层的热障涂层称为 DCL-APS 和 DCL-SAPS。将 8YSZ 涂层从基体剥离后, 使用 SEM 观察涂层的断口形貌。根据表 1 所示工艺参数, 在 NiCrAlY 黏结层表面分别采用 APS 和 SAPS 制备了厚度范围为 10~100 μm 的 3 种不同厚度高韧性过渡层, 在高韧性过渡层表面采用 APS 制备顶部陶瓷层, 用于测试涂层的结合强度、抗热震性能和燃气热冲击寿命。

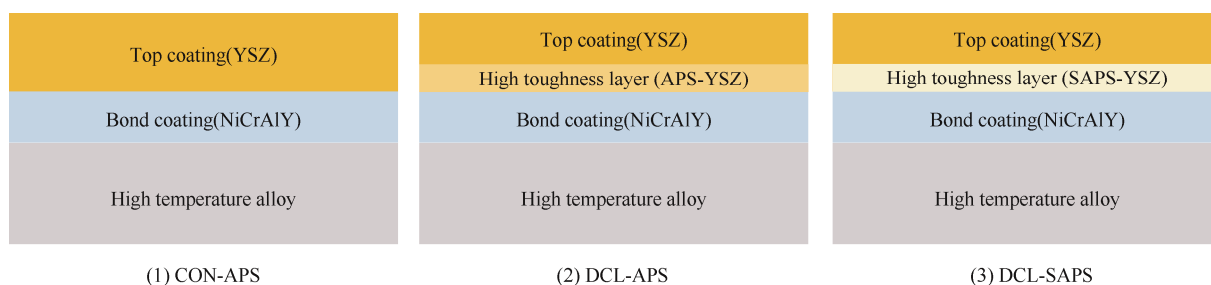


图 1 具有高韧性过渡层的涂层结构设计示意图

Fig. 1 Schematic design of coating structure with high toughness transition layer

表 1 高韧性过渡层设计和 YSZ 涂层制备工艺参数

Table 1 High toughness transition layer design and YSZ coating preparation process parameters

| Serial number | Thickness of high toughness layer / μm | Preparation method | Currents / A | Voltage / V | Spraying distance / mm | Powder feed rate / (g / min) | Substrate temperature / °C |
|---------------|----------------------------------------|--------------------|--------------|-------------|------------------------|------------------------------|----------------------------|
| CON-APS       | 0                                      | APS                | 600          | 75          | 85                     | 20                           | 200~300                    |
| DCL-APS-1     | 10~30                                  |                    |              |             |                        |                              |                            |
| DCL-APS-2     | 50~60                                  | APS                | 600          | 72          | 85                     | 20                           | 500~600                    |
| DCL-APS-3     | 80~100                                 |                    |              |             |                        |                              |                            |
| DCL-SAPS-1    | 10~30                                  |                    |              |             |                        |                              |                            |
| DCL-SAPS-2    | 50~60                                  | SAPS               | 420          | 140         | 110                    | 30                           | 200~300                    |
| DCL-SAPS-3    | 80~100                                 |                    |              |             |                        |                              |                            |

### 1.3 涂层性能测试及表征

采用 Phenom ProX 型扫描电镜分析热障涂层截面形貌和陶瓷层断口形貌。采用 HVST-30Z 型压痕仪的维氏压头在经过抛光处理的常规结构和高韧性 8YSZ 涂层表面加载, 使压痕周围产生裂纹, 根据外加载荷、裂纹长度得到陶瓷涂层断裂韧性, 选取加载载荷为 29.4、49、78.4 N, 加载时间、卸载时间均为 15 s, 保载时间 10 s。采用 TI950 纳米压痕仪测试涂层硬度和弹性模量, 加

载和卸载速率均为 10 mN / s, 保载时间为 5 s, 峰值载荷设置为 30 mN。陶瓷涂层断裂韧性通过下式计算<sup>[24]</sup>:

$$\frac{P}{c^{3/2}} = \frac{K_{IC} - \frac{4}{\sqrt{\pi}} \sigma_t h_t^{1/2}}{\chi} + \frac{2}{\chi \sqrt{\pi}} \sigma_t h_t c^{-1/2} \quad (1)$$

$$\chi = \delta \left( \frac{E}{H} \right)^{1/2} \quad (2)$$

式中,  $K_{IC}$  为陶瓷层断裂韧性,  $\sigma_r$  为残余应力,  $P$  为载荷,  $c$  为裂纹半长,  $h_t$  为涂层厚度, 维氏压头对应  $\delta$  为 0.016,  $E$  和  $H$  分别为涂层的弹性模量和硬度。

按照 HB5476 测试热障涂层结合强度, 使用 FM1000 薄膜胶粘接拉伸试片, 测试过程中加载速率为 1 mm/min。按照 HB7269 测试热障涂层的抗热震性能, 在 1100 °C 下保温 5~10 min, 在 20±5 °C 水中淬冷为一个循环。记录涂层边缘开始剥离时(剥离面积大于 1 mm<sup>2</sup>)的热震次数和剥落面积达到 5% (判定为失效) 时的热震次数。

按照 ISO 13123—2011 测试热障涂层燃气热冲击寿命, 测试条件如下: 20 s 内将陶瓷层表面温度加热至 1200 °C±20 °C, 基体温度控制在 1000 °C±20 °C, 保温 5 min 后使用压缩空气冷却至 100 °C 以下为一次循环, 当涂层剥落面积达到涂层总面积的 5% 时认为涂层失效。每组 3 个测试样品, 分别记录各组涂层出现首片失效时的燃气热冲击次数及各组样品全部失效时的平均燃气热冲击次数, 并对测试后试样的失效区进行解剖分析。

## 2 结果与讨论

### 2.1 8YSZ 涂层微观结构与断裂韧性

图 2 为 APS 和 SAPS 制备的常规结构和 2 种高韧性结构 8YSZ 涂层的微观结构。采用 APS 制备常规结构和高韧性结构 8YSZ 涂层时, 除基体温度外, 其他重要工艺参数一致, 两种结构 YSZ 涂层的微观结构类似, 均由熔化良好的扁平化粒子堆垛形成的致密区和如图 2 中箭头所示的未熔纳米粒子组成, 涂层内部未熔粒子情况基本相当, 如图 2a 和图 2b 所示。由于基体温度提高, 加强了扁平化粒子之间结合, 从而在高韧性涂层对应的致密区域内, 扁平化粒子间微裂纹相对较少。而 SAPS 制备的高韧性涂层中未熔化粒子数量和孔隙显著降低, 在涂层内部基本未观察到未熔粒子, 主要由熔化良好的扁平化粒子构成, 且在涂层中微裂纹数量和长度明显降低, 采用 APS 和 SAPS 制备的常规结构和高韧性 8YSZ 涂层的孔隙率分别为 13.55%、11.26% 和 4.83%。

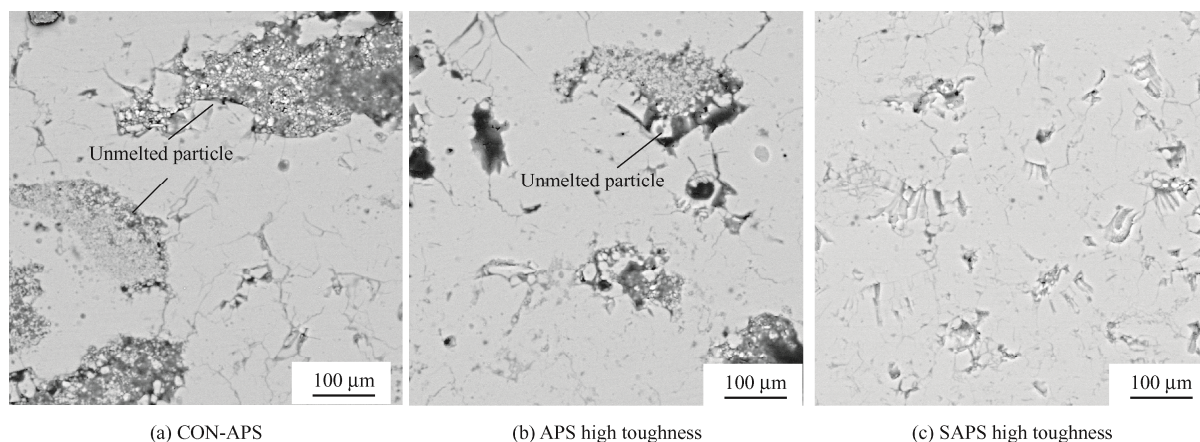


图 2 不同工艺制备的 8YSZ 涂层微观结构

Fig. 2 Microstructure of 8YSZ coatings prepared by different processes

图 3 为 APS 和 SAPS 制备的常规结构和高韧性 8YSZ 涂层断口形貌。APS 制备的涂层由熔化和铺展良好的扁平化粒子、未熔等粒子组成, 扁平化粒子在凝固过程中形成了细小柱状晶和扁平化粒子间界面(图 3a 中箭头所示), 该界面与图 2a 中微裂纹相对应, 单个扁平化粒子厚度为 10~20 μm, 扁平化粒子在冷却、收缩过程中形成界面间微裂纹、间隙和孔隙。在等离子喷涂过程中, 扁平化粒子在基体上的铺展行为和结合状态, 与基体温度密切相关, 通过提高基体温度, 可以增强扁平化粒子之间的结合, 如图 3b 所示, 在扁平化粒子之间无明显的

层间界面。采用 SAPS 工艺制备的 8YSZ 涂层也由扁平化粒子、少量尺寸较小未熔粒子或再凝固粒子等组成, 沉积在基体上之前, 等离子射流中的飞行粒子速度可达 400 m/s, 在相对较低基体温度下, 也显著增强了扁平化粒子之间结合, 在扁平化粒子之间未观察到明显层间界面, 且形成了厚度更薄的扁平化粒子, 单个扁平化粒子厚度通常为 5~15 μm, 扁平化粒子内部的微小柱状晶尺寸也相对更小。由于熔融粒子撞击基体时速度显著提高, 从而改善了扁平化粒子之间结合状态, 扁平化粒子内部柱状晶细化可能也提高了粒子间的结合。



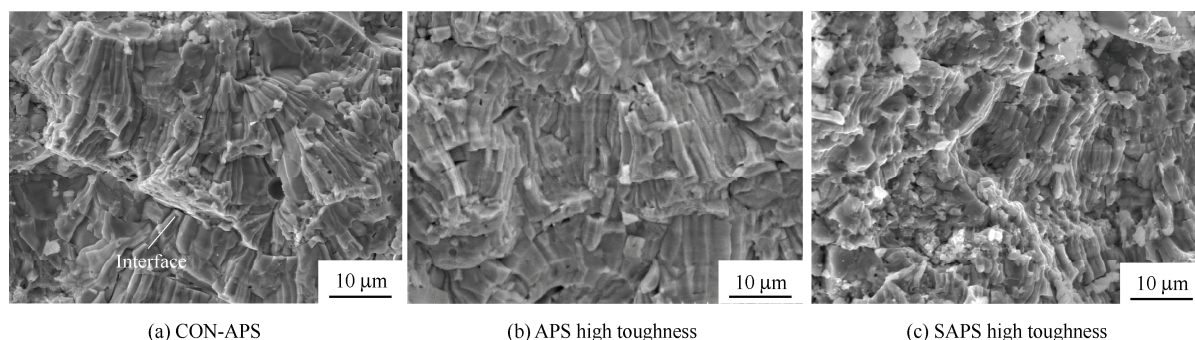


图 3 不同工艺制备 YSZ 涂层断口形貌

Fig. 3 Fracture morphology of YSZ coatings prepared by different processes

采用压痕法测试的各涂层对应各项力学性能参数如表 2 所示, 常规结构涂层的显微硬度和弹性模量均高于高韧性涂层。通过提高基体温度, 采用 APS 制备的高韧性 8YSZ 涂层断裂韧性相比常规结构涂层提高了约 46%, 而 SAPS 制备的 8YSZ 涂层断裂韧性相对提高了约 84%。扁平化粒子间的层间微裂纹是涂层内部薄弱环节, 一般裂纹是在层间界面处萌生、扩展和连接, APS 制备的常规结构涂层在图 2a 和图 3a 中均有明显的层间界面, 因此, 断裂韧性显著低于其它两

种高韧性涂层。相关研究表明<sup>[25]</sup>, 在等离子喷涂涂层中, 通过对喷涂材料微结构、粒度分布或喷涂功率等进行调节, 可以提高涂层致密度或降低涂层扁平化粒子间的层间缺陷, 从而提高涂层断裂韧性。由图 2 和图 3 可知, 提高基体温度或粒子飞行速度, 增强了扁平化粒子之间结合, 降低了微裂纹沿层间界面扩展的倾向, 提高粒子飞行速度在提高涂层致密度和扁平化粒子层间结合方面的作用更有效, 因此采用 SAPS 制备的高韧性涂层的断裂韧性最高。

表 2 不同结构 YSZ 涂层力学性能

Table 2 Mechanical properties of YSZ coatings with different structures

| Serial number       | Hardness / GPa | Elastic modulus / GPa | Residual stress / MPa | Fracture toughness / MPa $\sqrt{m}$ |
|---------------------|----------------|-----------------------|-----------------------|-------------------------------------|
| CON-APS             | 14.17          | 182.747               | -61.43                | 1.245                               |
| APS high toughness  | 13.733         | 161.16                | -78.186               | 1.823                               |
| SAPS high toughness | 13.444         | 178.275               | -79.498               | 2.289                               |

## 2.2 具有高韧性过渡层的热障涂层性能

### 2.2.1 热障涂层结合强度

图 4 为 DCL-APS-2 和 DCL-SAPS-2 两种具有高韧性过渡层的热障涂层微观结构, APS 和 SAPS 工艺制备的过渡层中粉末熔化效果良好, 在 SAPS 高韧性过渡层中基本未观察到未熔粒子, SAPS 过渡层致密度高于 APS 制备的过渡层, 在 APS 常规结构涂层中存在均匀分布的未熔粒子, 黏结层 / 过渡层、高韧性过渡层 / 顶部陶瓷层间的结合良好。

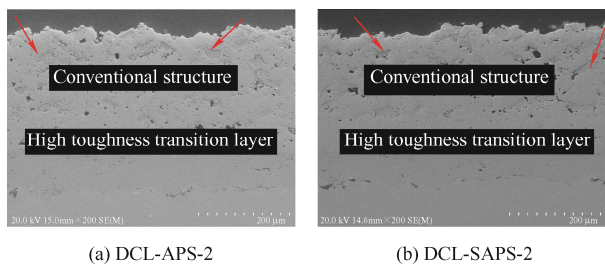


图 4 具有高韧性过渡层的热障涂层微观结构  
Fig. 4 Microstructure of thermal barrier coatings with high toughness transition layer

图 5 所示为常规结构和表 1 中所示具有 6 种不同高韧性过渡层特征的热障涂层结合强度测试结果, CON-APS 涂层的平均结合强度为 33.7 MPa, 具有高韧性过渡层的复合结构热障涂层结合强度均明显提高, 除 DCL-SAPS-3 外, 其他涂层结合强度均大于 40 MPa。从结合强度测试后热障涂层的断裂位置来看, CON-APS 涂层断裂位置在黏结层 / 陶瓷层界面, 其他各涂层断裂位置基本均在陶瓷层内部。因此, 对于具有高韧性过渡层的热障涂层, 其结合的薄弱环节由黏结层 / 陶瓷层界面转变为高韧性过渡层 / 顶部陶瓷层之间或顶部陶瓷层内部, 高韧性过渡层提高了热障涂层的顶部陶瓷层与黏结层的界面匹配性, 其中 DCL-APS-2 对应涂层结合强度相对 CON-APS 涂层提高近 33%。结果表明, 采用 APS 和 SAPS 制备的致密度相对较高的高韧性过渡层提高了其本身内部扁平化粒子界面结合, 同时也改善了高韧性层与黏结层之间的结合, 提高热障涂层整体的结合强度。随着高韧性过渡层厚度增加, 热障

涂层结合强度呈先升高后降低的趋势,在高韧性过渡层厚度为 50~60  $\mu\text{m}$  时有最大结合强度。

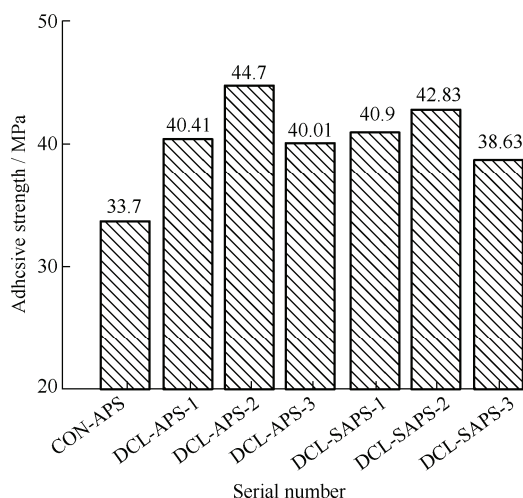


图5 不同高韧性过渡层热障涂层结合强度

Fig. 5 Bonding strength of thermal barrier coatings with different high toughness transition layers

## 2.2.2 热障涂层抗热震性能

图6所示为具有不同高韧性过渡层的热障涂层的抗热震性能,以 CON-APS 热障涂层的抗热震性能为参考标准,高韧性过渡层均提高了热障涂层的抗热震性能,具有不同厚度高韧性过渡层的热障涂层相比常规结构热障涂层,出现首次剥落的次数提高了 2.5~4.7 倍,平均热震次数提高 2~3 倍,其中 APS 和 SAPS 制备的高韧性过渡层厚度为 50~60  $\mu\text{m}$  时,对应热障涂层的抗热震性能最佳。对于首次剥落来说, SAPS 制备的高韧性过渡层对应的热障涂层抗热震性能更佳,但对于平均热震寿命来说,高韧性过渡层制备工艺对热震寿命影响不明显。

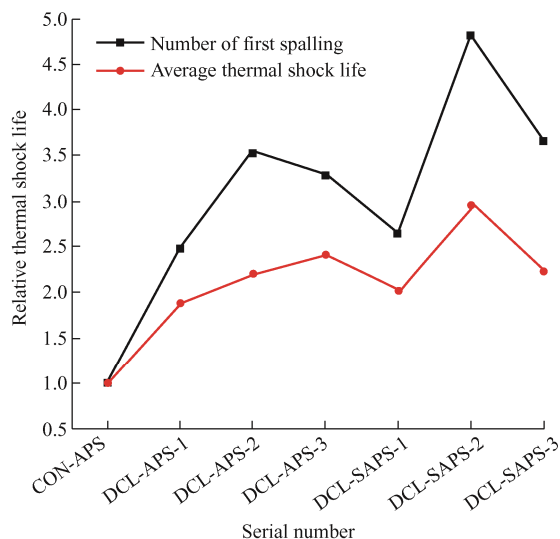


图6 不同高韧性过渡层热障涂层抗热震性能

Fig. 6 Thermal shock resistance of thermal barrier coatings with different high toughness transition layers

在热震过程中,表1所示的各种结构热障涂层的失效通常发生在黏结层/陶瓷层界面,涂层失效主要由于快速冷却过程中产生的热应力导致陶瓷层在靠近陶瓷层/黏结层界面处剥落,高韧性过渡层提高了陶瓷层/黏结层界面结合性能,如图5所示,抑制了裂纹的扩展速率,从而提高了热障涂层抗热震性能。但高韧性过渡层厚度对热障涂层抗热震性能的影响趋势与结合强度类似,随着高韧性过渡层厚度增加,热障涂层抗热震性能呈现先升高后降低趋势,可能是当高韧性过渡层厚度较薄时,不足以发挥高韧性过渡层在缓解应力时的作用,从而导致涂层开裂和剥落,但当过渡层过厚时(近 100  $\mu\text{m}$ ),由于过渡层致密度相对较高,应力缓解能力降低,在黏结层/陶瓷层界面处热应力相对升高,从而降低了热障涂层抗热震性能,但总体上,高韧性过渡层均提高了热障涂层抗热震性能。

## 2.2.3 热障涂层燃气热冲击寿命

采用 APS 制备高韧性过渡层的热障涂层(DCL-APS),虽然结合强度和抗热震性能均得到了明显提高,但需要在相对较高的基体温度(500~600  $^{\circ}\text{C}$ )下来提高扁平化粒子间结合和涂层断裂韧性,在复杂型面的燃气轮机涡轮导向叶片上达到 500~600  $^{\circ}\text{C}$  的基体温度,并实现温度均匀分布具有较高难度,而具有高粒子飞行速度的 SAPS 工艺在基体温度为 200~300  $^{\circ}\text{C}$  时,所制备的 8YSZ 涂层断裂韧性明显高于 APS 工艺制备的涂层,在复杂型面部件表面制备高韧性过渡层具有一定优势。而高韧性过渡层具有相对较低孔隙率,也降低了涂层应变容限和提高了涂层热导率,且当高韧性涂层厚度达到 80~100  $\mu\text{m}$  时,热障涂层结合强度和抗热震性能也呈现降低趋势。相对较薄的高韧性过渡层可以兼顾热障涂层隔热性能和寿命,因此,通过燃气热冲击测试了 SAPS 高韧性过渡层厚度为 10~30  $\mu\text{m}$  和 50~60  $\mu\text{m}$  的热障涂层寿命,如图7所示, CON-APS 热障涂层燃气热冲击寿命为 800~1 000 次,过渡层厚度为 10~30  $\mu\text{m}$  和 50~60  $\mu\text{m}$  的热障涂层对应寿命为 1 200~2 500 次和 1 200~1 700 次,平均热冲击寿命分别为 889 次、1 957 次和 1 465 次,相对于没有过渡层的 CON-APS 涂层来说,高韧性过渡层厚度分别为 10~30  $\mu\text{m}$  和 50~60  $\mu\text{m}$  的热障涂层平均热冲击寿命分别提高了 120%和 65%。图7为不同结构热障涂层失效后外观,试样中间位置陶瓷层呈片状剥落,其余位置陶瓷层基本完整。纳米结构热障涂层在剥落区存在部分陶瓷层残留,说明陶瓷层失效发生在陶瓷层内部,具有高



韧性过渡层的热障涂层在失效区基本无陶瓷层残留。热障涂层的燃气热冲击寿命也与过渡层厚度相关, 适当厚度的高韧性过渡层显著提高了热障

涂层热冲击寿命, 当致密度相对较高的高韧性过渡层较厚时, 热障涂层应变容限降低, 引起涂层相对较早剥落。

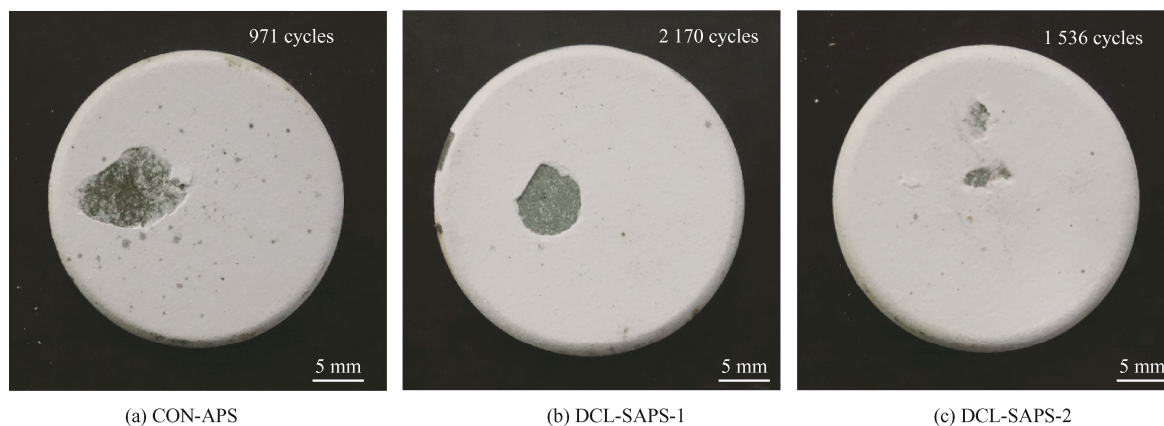


图7 不同高韧性过渡层热障涂层燃气热冲击后宏观形貌

Fig. 7 Macroscopic morphology of thermal barrier coatings after gas thermal shock with different high toughness transition layers

图8为采用扫描电镜分析的常规结构和高韧性过渡结构热障涂层燃气热冲击失效后的显微结构。CON-APS涂层在失效区域中心位置处发生陶瓷层完全剥落现象, 可能是热冲击过程中, 陶瓷层先剥落的位置在继续测试过程中, 残余陶瓷层进一步剥落所致, 如图8a箭头所示, 该位置处氧化膜厚度为

2~3  $\mu\text{m}$ 。在远离中心剥落区域处, 黏结层表面残留一定厚度的陶瓷层, 将涂层完整区域与剥落中心区域之间的区域称为过渡区, 在过渡区内氧化膜厚度为2~3  $\mu\text{m}$ , 在过渡区内残留陶瓷层厚度为15~20  $\mu\text{m}$ 。在过渡区与完整区域界面处, 陶瓷层内部存在平行于涂层表面的横向裂纹, 裂纹距离黏结层表

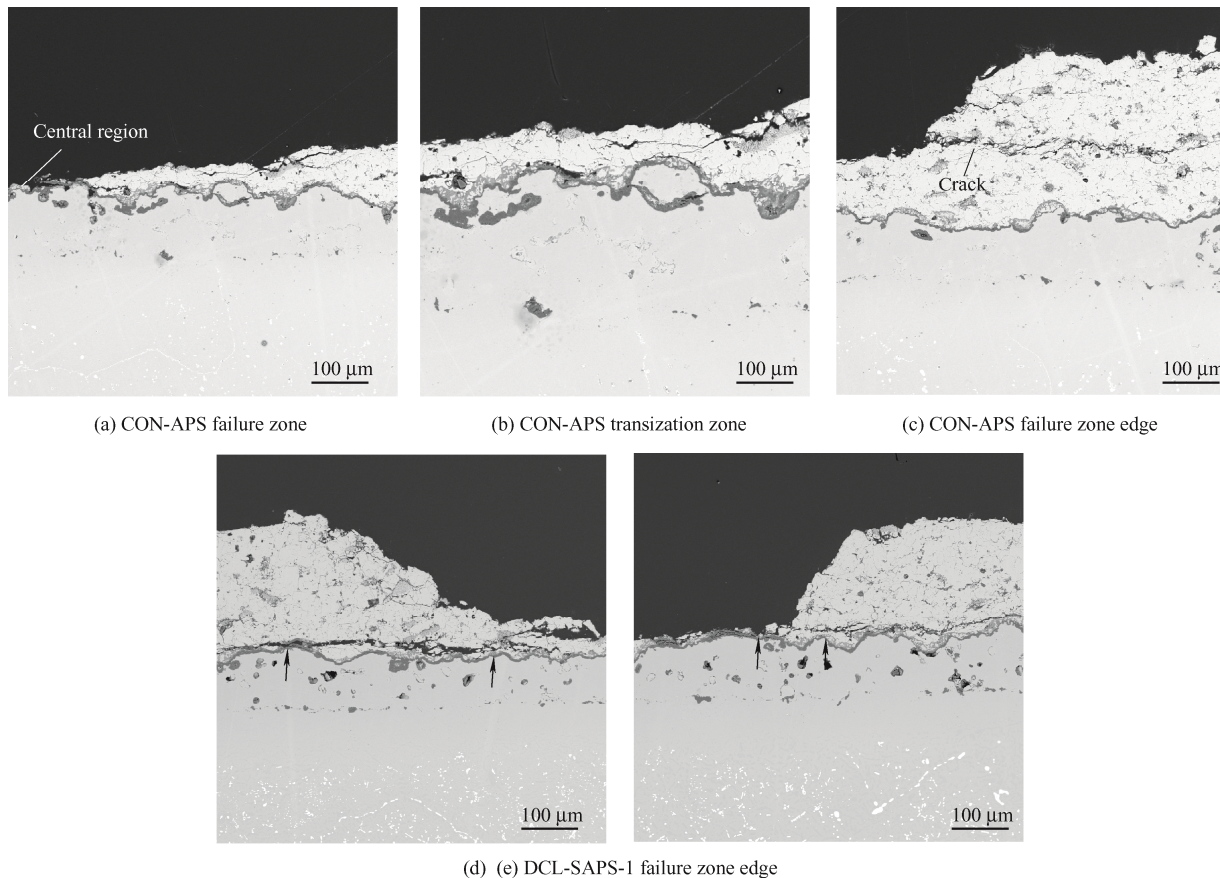


图8 燃气热冲击失效后热障涂层显微结构

Fig. 8 Microstructure of thermal barrier coatings after gas thermal shock failure

面约为  $115\text{ }\mu\text{m}$ , 可以判断在热冲击过程中陶瓷层呈层状剥落, 结合 CON-APS 涂层在失效区域的不同结构特征可知, 燃气热冲击时, 在温度梯度、热应力不匹配等因素作用下, 陶瓷层 / 黏结层界面附近的陶瓷层内部产生裂纹萌生和扩展, 在陶瓷层内部形成平行于陶瓷层 / 黏结层界面的微裂纹, 这些微裂纹沿着陶瓷层内部扁平化粒子界面扩展、连接并导致陶瓷层剥落, 热障涂层失效发生在靠近黏结层 / 陶瓷层界面的陶瓷层内部。采用 SAPS 制备高韧性过渡层后, 改善了黏结层附近陶瓷层内部抗裂纹萌生和扩展能力, 提高了具有高韧性过渡层热障涂层的热冲击寿命。图 8d 和图 8e 为具有  $10\sim 30\text{ }\mu\text{m}$  高韧性过渡层的热障涂层失效区域微观结构, 热障涂层失效基本为陶瓷层从黏结层界面整体剥落为主, 仅在局部区域的黏结层表面残留有厚度为  $10\sim 15\text{ }\mu\text{m}$  陶瓷层, 在剥落中心区域和陶瓷层完整区域基本无如图 8b 所示过渡区。热障涂层中裂纹扩展也是沿着陶瓷层 / 黏结层界面进行, 具有高韧性过渡层的热障涂层的裂纹扩展沿着黏结层的高点位置进行, 在陶瓷层完全剥落区和陶瓷层完整区域内, 黏结层高点位置基本均无陶瓷层残留, 如图 8d 和图 8e 中箭头所示位置, 仅在黏结层的低点位置存在陶瓷层残留, 通过 SAPS 制备的高韧性过渡层显著提高了常规结构涂层和高韧性过渡层之间的界面结合能力, 抑制了在热冲击过程中应力作用导致陶瓷层 / 黏结层界面附近的陶瓷层内部因裂纹萌生和扩展导致的陶瓷层剥落, 使热障涂层的失效模式转变为陶瓷层沿着高韧性过渡层 / 黏结层界面处开裂和剥落, 在热冲击的作用下表现为陶瓷层整体剥落模式。

### 3 结论

(1) 等离子喷涂过程中, 提高基体温度和飞行粒子速度改善了扁平化粒子之间结合, 相比常规结构涂层, APS 和 SAPS 制备的高韧性 8YSZ 涂层的断裂韧性分别提高 46% 和 84%。

(2) 具有高韧性过渡层的热障涂层相比常规结构热障涂层的结合强度和抗热震性能均获得显著提高, 高韧性过渡层制备工艺和厚度对复合结构热障涂层结合强度的影响不明显, 但随着高韧性过渡层厚度的增加, 热障涂层的结合强度和抗热震性能呈现先升高后降低的趋势, SAPS 制备的高韧性过渡层对应复合结构热障涂层抗热震性能较优, 高韧性过渡层厚度为  $50\sim 60\text{ }\mu\text{m}$  时, 热障涂层的结合强度和抗热震性能最佳。

(3) 当 SAPS 制备的高韧性过渡层厚度为  $10\sim 30\text{ }\mu\text{m}$  和  $50\sim 60\text{ }\mu\text{m}$  时, 相比常规结构热障涂层, 复合结构热障涂层燃气热冲击寿命分别提高 120% 和 65%。常规结构热障涂层在热冲击过程中, 失效形式表现为黏结层表面附近陶瓷层内部裂纹萌生和扩展, 具有高韧性过渡层的复合结构热障涂层提高了黏结层附近陶瓷层内部结合能力和抗裂纹扩展能力, 热障涂层失效形式表现为陶瓷层沿黏结层 / 陶瓷层界面整体剥落。

(4) 通过研究高韧性过渡层及其制备工艺, 在兼顾热障涂层隔热性能的前提下, 显著提高了热障涂层的综合性能。

### 参 考 文 献

- [1] PADTURE N P, GELL M, JORDAN EH. Thermal barrier coatings for gas-turbine engine applications[J]. Science, 2002, 296(5566): 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] MEHBOOB G, LIU M J, XU T, et al. A review on failure mechanism of thermal barrier coatings and strategies to extend their lifetime[J]. Ceramics International, 2020, 46(7): 8497-8521.
- [4] 唐春华, 李广荣, 刘梅军, 等. 等离子喷涂  $\text{La}_2\text{Zr}_2\text{O}_7$  热障涂层高温烧结硬化行为[J]. 中国表面工程, 2020, 33(2): 119-126.  
TANG Chunhua, LI Guangrong, LIU Meijun, et al. Sintering-stiffening behavior of plasma sprayed  $\text{La}_2\text{Zr}_2\text{O}_7$  thermal barrier coatings during high temperature exposure[J]. China Surface Engineering, 2020, 33(2): 119-126. (in Chinese)
- [5] 杨乐馨, 李文生, 安国升, 等. LZO / 8YSZ 双陶瓷热障涂层 CMAS 的腐蚀性能[J]. 中国表面工程, 2020, 33(1): 91-100.  
YANG Lexin, LI Wensheng, AN Guosheng, et al. Corrosion properties of LZO / 8YSZ double ceramic thermal barrier coatings[J]. China Surface Engineering, 2020, 33(1): 91-100. (in Chinese)
- [6] 李帅, 底月兰, 王海斗, 等. 热障涂层 TGO 界面应力分布及裂纹扩展行为的研究进展[J]. 表面技术, 2021, 50(6): 138-147.  
LI Shuai, DI Yuelan, WANG Haidou, et al. Progress on stress distribution and crack propagation behavior at the TGO interfaces of thermal barrier coatings[J]. Surface Technology, 2021, 50(6): 138-147. (in Chinese)
- [7] 王斯佳, 徐彤, 刘梅军, 等. 热障涂层失效行为及长寿



- 命设计研究现状[J]. 材料研究与应用, 2022, 16(1): 1-18.
- WANG Sijia, XU Tong, LIU Meijun, et al. Failure behavior and long-life design of thermal barrier coating: A review[J]. Materials Research and Application, 2022, 16(1): 1-18. (in Chinese)
- [8] SCHLICHTING K W, PADTURE 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.
- [9] EVANS A G, MUMM D R, HUTCHINSON J W, et al. Mechanisms controlling the durability of thermal barrier coatings[J]. Progress in Materials Science, 2001, 46(5): 505-553.
- [10] WEI Z Y, CAI H N, LI C J. Comprehensive dynamic failure mechanism of thermal barrier coatings based on a novel crack propagation and TGO growth coupling model[J]. Ceramics International, 2018, 44(18): 22556-22566.
- [11] FROMMHERZ M, SCHOLZ A, OECHSNER M, et al. Gadolinium zirconate / YSZ thermal barrier coatings: Mixed-mode interfacial fracture toughness and sintering behavior[J]. Surface and Coatings Technology, 2016, 286: 119-128.
- [12] GUO H B, VABEN R, STÖVER D. Atmospheric plasma sprayed thick thermal barrier coatings with high segmentation crack density[J]. Surface and Coatings Technology, 2004, 186(3): 353-363.
- [13] CURRY N, JANIKOWSKI W, PALA Z, et al. Impact of impurity content on the sintering resistance and phase stability of dysprosia- and yttria-stabilized zirconia thermal barrier coatings[J]. Journal of Thermal Spray Technology, 2014, 23(1-2): 160-169.
- [14] CHEN D, WANG Q, LIU Y, et al. Investigation of ternary rare earth oxide-doped YSZ and its high temperature stability[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2019, 806: 580-586.
- [15] BOBZIN K, ZHAO L, ÖTE M, et al. A highly porous thermal barrier coating based on  $Gd_2O_3$ - $Yb_2O_3$  co-doped YSZ[J]. Surface and Coatings Technology, 2019, 366: 349-354.
- [16] VISWANATHAN V, DWIVEDI G, SAMPATH S. Engineered multilayer thermal barrier coatings for enhanced durability and functional performance[J]. Journal of the American Ceramic Society, 2014, 97(9): 2770-2778.
- [17] VISWANATHAN V, DWIVEDI G, SAMPATH S. Multilayer, multimaterial thermal barrier coating systems: Design, synthesis, and performance assessment[J]. Journal of the American Ceramic Society, 2015, 98(6): 1769-1777.
- [18] KARGER M, VABEN R, STÖVER D. Atmospheric plasma sprayed thermal barrier coatings with high segmentation crack densities: Spraying process, microstructure and thermal cycling behavior[J]. Surface and Coatings Technology, 2011, 206(1): 16-23.
- [19] LI C J, LI Y, YANG G J, et al. A novel plasma-sprayed durable thermal barrier coating with a well-bonded YSZ interlayer between porous YSZ and bond coat[J]. Journal of Thermal Spray Technology, 2012, 21(3-4): 383-390.
- [20] LANCE M J, THIESING B P, HAYNES J A, et al. Effect of APS flash bond coatings and curvature on TBC performance on rod specimens[J]. Surface and Coatings Technology, 2019, 378: 124940.
- [21] LANCE M J, THIESING B P, HAYNES J A, et al. The effect of HVOF bond coating with APS flash coating on TBC performance[J]. Oxidation of Metals, 2019, 91(5): 691-704.
- [22] BAI Y, ZHAO L, WANG Y, et al. Fragmentation of in-flight particles and its influence on the microstructure and mechanical property of YSZ coating deposited by supersonic atmospheric plasma spraying[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2015, 632: 794-799.
- [23] KANG Y X, BAI Y, YUAN T, et al. Thermal cycling lives of plasma sprayed YSZ based thermal barrier coatings in a burner rig corrosion test[J]. Surface and Coatings Technology, 2017, 324: 307-317.
- [24] MAO W G, WAN J, DAI C Y, et al. Evaluation of microhardness, fracture toughness and residual stress in a thermal barrier coating system: A modified Vickers indentation technique[J]. Surface and Coatings Technology, 2012, 206(21): 4455-4461.
- [25] DWIVEDI G, VISWANATHAN V, SAMPATH S, et al. Fracture toughness of plasma-sprayed thermal barrier ceramics: influence of processing, microstructure, and thermal aging[J]. The American Ceramic Society, 2014, 97(9): 2736-2744.

作者简介: 梁立康, 男, 1992 年出生, 硕士, 工程师。主要研究方向为热障涂层。

E-mail: likang\_liang@163.com

何箫 (通信作者), 男, 1983 年出生, 博士, 研究员。主要研究方向为热障涂层。

E-mail: 13811032088@139.com