

C_f/SiC 复合材料表面 HfO₂ 涂层的制备及其抗热冲击性能研究

兰昊, 张伟刚, 黄传兵, 房师阁, 魏玺

(中国科学院过程工程研究所 多相复杂系统国家重点实验室, 北京 100190)

摘要: 目的 研究等离子喷涂条件下 C_f/SiC 复合材料表面 HfO₂ 涂层的物相、显微组织及其抗热冲击性能。方法 通过水热合成和喷雾造粒制备出 HfO₂ 粉体, 并利用等离子喷涂在 C_f/SiC 复合材料表面制备 HfO₂ 涂层, 研究涂层的物相、显微组织和抗热冲击性能。结果 水热合成的纳米 HfO₂ 为单斜相结构, 颗粒的平均粒径为 10~15 nm; 等离子喷涂制备的 HfO₂ 涂层组织中存在微裂纹和孔隙, 涂层为单斜相结构, 且经 1350 °C 热处理后涂层的相结构未发生改变。等离子喷涂的 HfO₂ 涂层与 C_f/SiC 复合材料基体结合良好, 未观察到涂层、基体间界面分离的现象。经 1350 °C、50 周次的空冷热冲击试验后, 涂层未发生破坏失效; 在 1350 °C 水冷热冲击条件下, 热循环 20 次时涂层表面出现剥落, 27 次时脱落面积 > 50%。结论 通过等离子喷涂制备的 HfO₂ 涂层与 C_f/SiC 复合材料基体结合良好, 涂层能够抵御 1350 °C 空冷、50 周次热冲击, 且未发生破坏失效, 涂层的 1350 °C 水冷热循环寿命达 27 次。

关键词: C_f/SiC 复合材料; HfO₂ 涂层; 抗热冲击性能

DOI: 10.7643/issn.1672-9242.2016.03.004

中图分类号: TJ04

文献标识码: A

文章编号: 1672-9242(2016)03-0025-06

Preparation of HfO₂ Coatings on C_f/SiC Matrix Composites and Study of Its Thermal Shock Resistance

LAN Hao, ZHANG Wei-gang, HUANG Chuan-bing, FANG Shi-ge, WEI Xi

(State Key Laboratory of Multi-phase Complex Systems, Institute of Process Engineering, Chinese Academy of Sciences, Beijing 100190, China)

ABSTRACT: Objective To study the phase constituent, microstructure and thermal shock resistance of plasma sprayed HfO₂ coatings on C_f/SiC matrix composites. **Methods** HfO₂ powders were fabricated via hydrothermal synthesis and spray-drying process. The HfO₂ coatings were prepared on C_f/SiC matrix composites by plasma spraying. The phase constituent, microstructure and thermal shock resistance of the coatings were studied. **Results** The hydrothermal synthesized HfO₂ particle exhibited monoclinic structure, and its average grain size ranged from 15 nm to 20 nm. Microcracks and holes were observed in the mi-

收稿日期: 2016-01-31; 修订日期: 2016-03-14

Received: 2016-01-31; Revised: 2016-03-14

基金项目: 中国科学院国防科技创新重点部署项目 (KGFZD-125-13-002)

Foundation: Supported by Chinese Academy of Sciences Key Support Project of National Defense Innovation of Science and Technology (KGFZD-125-13-002)

作者简介: 兰昊 (1982—), 男, 河南人, 博士, 副研究员, 主要研究方向为热喷涂技术, 及涂层材料的制备与防腐蚀等。

Biography: LAN Hao (1982—), Male, Henan, Ph.D., Associate researcher, Research focus: hot spraying technology, preparation of coatings materials and study of its anti-corrosion behavior.

crostructure of plasma sprayed HfO_2 coatings. And the phase constituent of the sprayed HfO_2 coatings kept monoclinic structure at 1350 °C. The sprayed HfO_2 coatings exhibited an excellent bonding condition with the C_f/SiC substrate. No spallation was observed between the coatings and the substrate. Under condition of 1350°C water cooling-heating impact, surface disbonding occurred in the HfO_2 coatings after 20 thermal cycles, and more than 50% surface area of HfO_2 coatings disbonded from the substrate after 27 thermal cycles. **Conclusion** The plasma sprayed HfO_2 coatings exhibited an excellent bonding condition with the C_f/SiC substrate, and could resist 50 thermal cycles of 1350 °C air-cooling test without degradation and failure. In water-cooling test, the life of the coatings could reach 27 thermal cycles.

KEY WORDS: C_f/SiC matrix composites; HfO_2 coatings; thermal shock resistance

近年来,航空发动机向高推重比的方向发展^[1-5],发展高推重比发动机的关键就是提高涡轮前进口温度和减小结构质量。连续纤维增强碳化硅陶瓷基复合材料具有低密度和优异的高温力学性能及抗氧化性能,正逐步替代高温合金而被应用于高推重比航空发动机热端部件。硅基陶瓷材料和连续纤维增强碳化硅陶瓷基复合材料在长期服役过程中,面临着众多腐蚀性介质(如高温水蒸气、氧气以及各种熔盐杂质等)带来的严重腐蚀问题,限制了其在航空发动机领域的进一步发展^[6-9]。因此,可在燃气环境长期服役的高温防护涂层理所当然地成为航空发动机材料研究的热点。

在高温防护涂层的设计中,应满足以下关键要求:氧的扩散系数小;热导率低;有自愈能力;涂层之间、涂层与基体之间能建立良好的粘附性并有较好的热化学相容性。为达到这一要求,必须采用复合涂层系统。复合涂层系统应由三部分构成:隔热表层、阻挡层和粘接层。由于高温防护涂层的隔热表层材料面临着高温冲击和腐蚀性介质的直接作用,因此,隔热表层必须拥有优良的抗高温冲击性能、化学稳定性以及与基体材料的热匹配性能^[10-12]。目前广泛应用高温防护涂层的表层陶瓷材料仍是 6%~8% (质量分数) Y_2O_3 部分稳定的 ZrO_2 (YSZ)。当服役温度超过 1200 °C,该材料的相变加剧,易烧结,并且涂层的烧结会导致涂层应变容限的降低,从而加速涂层中裂纹的萌生、扩展以及随后的剥落失效^[13-14],难以满足发动机燃气涡轮进口温度进一步升高情况下的服役需求。相比之下, HfO_2 拥有很多优良的物理和化学性能,如低热导率、高熔点(2900 °C)、耐烧结、热化学稳定性高等^[17-18]。 HfO_2 相转变温度(单斜相→四方相)接近 1700 °C,单斜相 HfO_2 的热膨胀系数为 5.8×10^{-6} /K,具有与碳纤维增强碳化硅(C_f/SiC , 4.5×10^{-6} /K)更为良好的热匹配性。另

外,同 YSZ 相比,经稀土氧化物掺杂形成的 HfO_2 基陶瓷材料具有更高温度下的高温相结构稳定性以及优异的高温防护性能^[15-19],正成为高温涂层领域的研究热点之一。国外研究方向主要是将 HfO_2 作为 ZrO_2 的掺杂改性组元,以进一步提升涂层的热防护性能,主要应用的基体材料仍是高温合金,而对采用等离子喷涂在 C_f/SiC 基体表面制备 HfO_2 涂层及其性能的研究尚未见于报道。

基于上述原因,文中对水热合成的纳米 HfO_2 粉体进行分析,并对等离子喷涂制备 HfO_2 涂层的物相、显微组织进行表征,考察了涂层的抗热冲击性能。该研究对考察纳米 HfO_2 粉体材料的物性参数,发展 HfO_2 粉体与涂层的制备技术具有重要意义。同时在热震循环条件下测试了 HfO_2 涂层作为 C_f/SiC 复合材料表面的高温防护涂层的抗热冲击性能,对研制复合材料表面新型高温防护涂层具有参考价值。

1 实验

1.1 材料与试剂

碳纤维增强碳化硅(C_f/SiC)由前驱体浸渍热解(PIP)工艺制备而成,采用碳纤维二维缝合编织,纤维的质量分数为 40%,密度为 1.9 g/cm³(中国科学院上海硅酸盐研究所)。试剂有:氧氯化锆($\text{HfOCl}_2 \cdot 8\text{H}_2\text{O}$),分析纯(拜克生物股份有限公司);氨水($\text{NH}_3 \cdot \text{H}_2\text{O}$),分析纯(北京中关村化工厂);盐酸(HCl),分析纯(北京中关村化工厂)。

1.2 装置与分析仪器

试验装置与分析仪器有:GSA-3 型反应釜(威海鑫泰化工设备厂),GL-25 型离心造粒喷雾干燥机(无锡市宏达粉体干燥设备制造有限公司),

KQ-2200DE 型超声清洗器(北京科普佳实验仪器有限公司), HAD-HJ-4A 磁力搅拌器(北京科普佳实验仪器有限公司), 标准筛振筛机(柳州华地探矿机械厂), MP-1 型金相试样磨抛机(上海金相机械设备有限公司), YFX 2/16Q-YC 型箱式电阻炉(上海易丰电炉有限公司), APS-2000K 等离子喷涂设备(北京航空制造工程研究所), JSM-7001F&X-Max 场发射扫描电子显微镜(日本电子及牛津仪器公司), X'Pert PRO X-射线衍射仪(荷兰 PANalytical 公司)。

1.3 方法

具体实验过程为: 通过水热合成(合成条件设定为 200 °C, 2 h)制备 HfO₂ 纳米粉末, 对获得的纳米粉末进行造粒(喷雾干燥技术), 并将造粒后的 HfO₂ 粉末进行高温煅烧处理, 以获得适于等离子喷涂的粉体, 然后利用等离子喷涂工艺将 HfO₂ 粉体制备成相应的涂层。

1.3.1 粉体制备

以 HfOCl₂ · 8H₂O, HCl 和 NH₃ · H₂O 为原料通过水热反应合成 HfO₂ 纳米粉末。适于等离子喷涂的粉末需有较好的流动性, 这对粉末的粒径组成和松装密度具有一定的要求。需对水热合成的 HfO₂ 纳米粉末进行喷雾造粒处理, 将其组装成满足等离子喷涂的粉体材料。采用 1200 °C, 2 h 的煅烧工艺对水热合成的 HfO₂ 纳米粉体进行热处理, 热处理后的 HfO₂ 粉体经标准筛进行振动筛分, 获取 325~230 目(45~65 μm) 粒径范围的粉末。

1.3.2 涂层制备

利用 APS-2000K 等离子喷涂设备在 SiC 复合材料基体上制备 HfO₂ 涂层, 等离子喷涂工艺条件: 氩气流量为 40 L/min, 氢气流量为 1.6 L/min, 电流为 500 A, 电压为 66 V, 喷涂距离为 100 mm。涂层厚度为 (0.2±0.03) mm。喷涂前用 SiC 细砂(75 μm) 对 SiC 复合材料基体进行喷砂预处理, 获得清洁粗糙的表面。

1.3.3 性能测试

喷涂粉末的松装密度和流动性由标准 Hall 流量计进行测量, 采用配有能谱装置的扫描电子显微镜(SEM/EDAX) 进行涂层的组织结构分析, 采用 XRD 对粉体和涂层材料进行相组成分析。

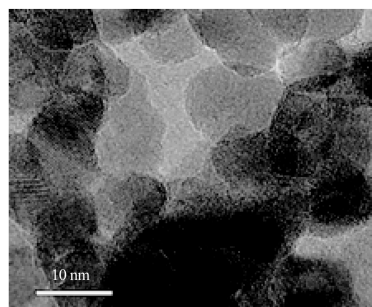
涂层抗热冲击性能的氧化温度设定为 1350 °C。具体步骤为: 将 C_f/SiC 复合材料制成 40

mm×40 mm×5 mm 的块体, 采用等离子喷涂在块体外表面涂覆 HfO₂ 涂层。以 270 °C/h 速度将 YFX 2/16Q-YC 型箱式电阻炉逐渐升温至 1350 °C, 迅速将带涂层的 C_f/SiC 块体试样放入炉中。静置 5 min 后取出样品, 在静态空气中冷却至室温后, 观察涂层表面出现裂纹及剥落的情况并计算剥落面积, 由此记为 1 个循环; 待 1 个循环结束后, 将样品重新放入 1350 °C 的炉中, 开始第 2 个循环; 如此重复实验, 待涂层剥落面积达总面积的 50% 时视为涂层失效, 结束实验。

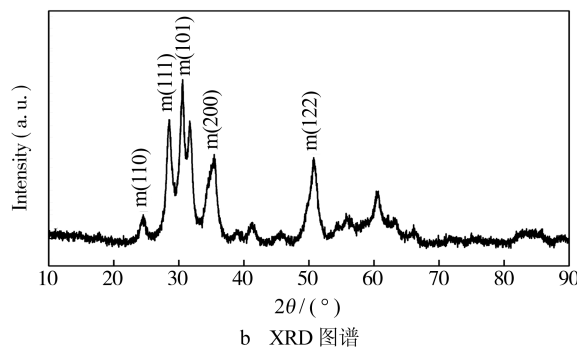
2 结果与讨论

2.1 粉体的结构与特性

所制纳米 HfO₂ 的透射电子显微镜照片和 XRD 谱如图 1 所示。从图 1 可见, 水热合成的 HfO₂ 颗粒的平均粒径为 10~20 nm, 且基本为纯单斜相。由于 HfO₂ 颗粒为纳米粉体, 粒度较细, 因而特征衍射峰的宽化效应较为明显。



a 电子显微镜照片



b XRD 图谱

图 1 纳米 HfO₂ 的透射电子显微镜照片和 XRD 图谱
Fig.1 TEM image and XRD pattern of the nano-size HfO₂ particles

由于纳米 HfO₂ 颗粒的粒度太小, 单颗粒的表面能较大, 容易造成颗粒间的团聚现象, 因此直接用于热喷涂时, 其流动性差, 影响涂层的连续性和

均匀性。又由于纳米级颗粒的质量较轻,喷涂中易受气流裹挟而造成散失,直接影响到涂层的沉积效率,因此采用喷雾造粒技术将纳米 HfO_2 颗粒组装成适于等离子喷涂的粉体。喷雾造粒技术是制备等离子喷涂用球形粉末的一种主要的工艺技术,该技术是引入一定量的有机粘结剂将纳米颗粒调成料浆,通过喷雾干燥将其组装成球形粉末。经喷雾造粒后 HfO_2 粉体的表面形貌照片如图 2 所示,粉体呈球形或类球形。采用标准 Hall 流量计测量喷涂粉末的松装密度和流动性,结果表明,该粉体的松装密度达到 1.28 g/cm^3 ,流动性为 76 s/50 g 。

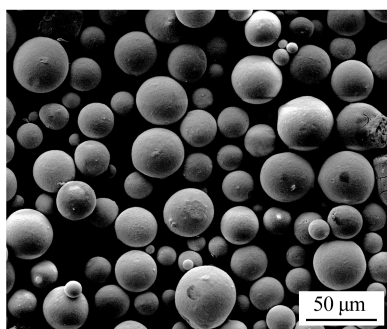


图 2 喷雾干燥 HfO_2 粉体的扫描电子显微镜照片

Fig.2 SEM image of spray-dried HfO_2 powders

2.2 涂层的显微组织结构分析

等离子喷涂 HfO_2 涂层的 XRD 图谱如图 3 所示。由图 3 可见,等离子喷涂的 HfO_2 涂层为单斜相结构,且经 1350°C 的热处理后,涂层的相结构未发生改变。表明等离子喷涂 HfO_2 涂层在所测试温度范围内具有良好的高温相结构稳定性。

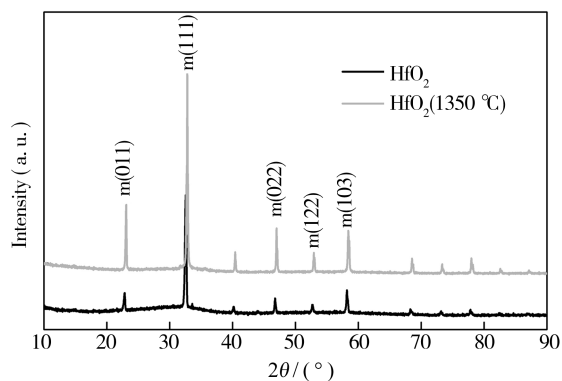
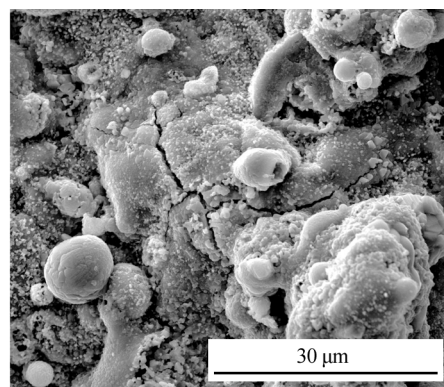


图 3 等离子喷涂 HfO_2 涂层的 XRD 图谱

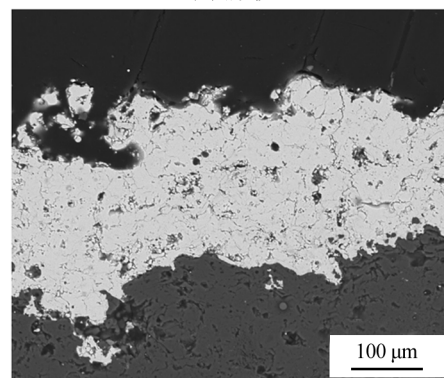
Fig.3 XRD patterns of the plasma sprayed HfO_2 coatings

等离子喷涂 HfO_2 涂层的表面和横截面形貌 SEM 如图 4 所示。由图 4a 可见,等离子喷涂的 HfO_2 涂层组织中存在微裂纹和孔隙。这是由于涂

层的喷涂制备过程中,粉末在初始阶段经等离子焰流的高温作用而达到熔化或半熔化状态,随后经载气加速并撞击到基体上,产生铺展变形而形成涂层组织。在此过程中,粉末冷速极快,因而受到较大的热应力作用,而陶瓷涂层自身的塑形变形能力较差,在遭受热冲击时涂层组织中萌生的微裂纹有助于应力释放。此外,在涂层制备过程中,颗粒间的碰撞变形程度及冷却速度的差异导致涂层内部形成了分布均匀的孔隙。有研究表明,陶瓷涂层组织中的孔隙有助于减小杨氏模量,缓冲局部内应力,阻碍裂纹扩展,从而提高其热冲击寿命^[20]。由图 4b 中横截面形貌可见,等离子喷涂的 HfO_2 涂层与 C_f/SiC 复合材料基体结合良好,未观察到界面分离的现象,表明 HfO_2 涂层与 C_f/SiC 具有良好的相容性,在喷涂过程中未发生因热应力或界面反应而引起的界面失配现象。



a 表面形貌



b 横截面形貌

图 4 涂覆 HfO_2 涂层的 C_f/SiC 复合材料的 SEM 照片

Fig.4 SEM images of C_f/SiC coated with sprayed HfO_2

2.3 涂层的抗热冲击性能

依据中国航空工业标准 (HB-7269-96) 对等离子喷涂 HfO_2 涂层的抗热冲击性能的研究。以涂层出现裂纹、起皮、剥落等缺陷的循环次数评价涂层

的抗热冲击性能，实验结果见表 1。

表 1 热冲击性能实验结果
Table 1 The results of thermal shock test

循环次数	1350 ℃热冲击试样	
	空冷	水淬
5	√	√
10	√	√
19	√	√
20	√	△
26	√	△
27	√	×
38	√	
50	√	

注：√表示没有裂纹；△表示边缘开裂，×表示剥落

热冲击实验结果表明，试样边缘位置的应力集中易萌生裂纹并引发涂层的破坏失效。随着热应力实验的进行，在热应力的反复作用下，涂层进一步开裂，并不断剥落。当剥落面积占涂层表面积的 50%，则视为失效。由表 1 发现，在空冷条件下，C_f/SiC 复合材料表面等离子喷涂的 HfO₂ 涂层抗热冲击性能良好，热循环 50 次，涂层表面仍未出现剥落；水淬条件下，C_f/SiC 复合材料表面等离子喷涂的 HfO₂ 涂层在热循环 20 次时涂层表面出现剥落，热循环达 27 次，脱落面积>50%。

结合图 5 的表面形貌 SEM 照片可以发现，经 50 周次的空冷热冲击试验后，涂层表面形貌未发生明显变化，仍呈现出初始喷涂后熔融团聚状的类球形粉末形貌（如图 4a 所示）。相比之下，水淬条件下的涂层遭受的热冲击更为剧烈，涂层受到的热应力增大，经 20 周次的水淬热震循环试验后，涂层表面出现了大面积的剥落，出现大量的裂纹和孔隙等缺陷。

涂覆 HfO₂ 涂层的 C_f/SiC 复合材料在 1350 ℃热冲击实验后的横截面形貌照片如图 6 所示。由图 6a 可见，经 50 周次的空冷热冲击试验后，涂层横截面组织中的裂纹等缺陷未发生进一步的增加，且未观察到贯穿性的裂纹。经 20 个周次的水淬热震循环试验后（如图 6b），涂层横截面出现了从涂层表面延伸至复合材料基体的贯穿性垂直裂纹，这与表 1 中涂层出现剥落失效的时间节点相印证。

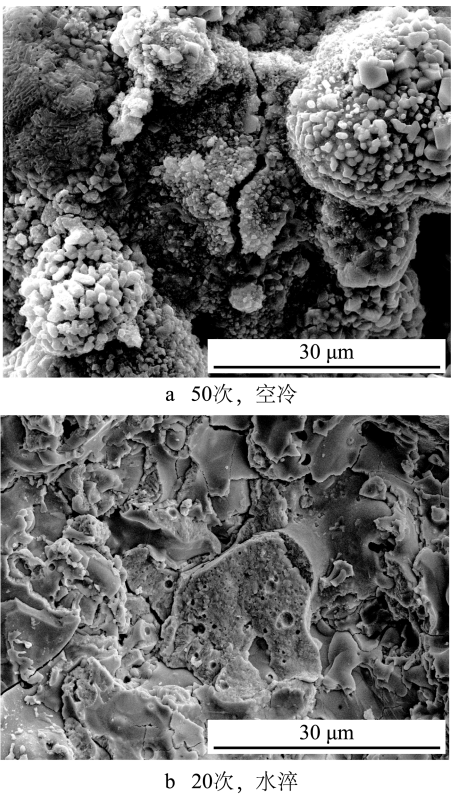


图 5 1350 ℃热冲击实验后涂覆 HfO₂ 涂层 C/SiC 复合材料的表面形貌
Fig.5 Surface morphology SEM images of C_f/SiC coated with sprayed HfO₂ in thermal shock tests at 1350 ℃

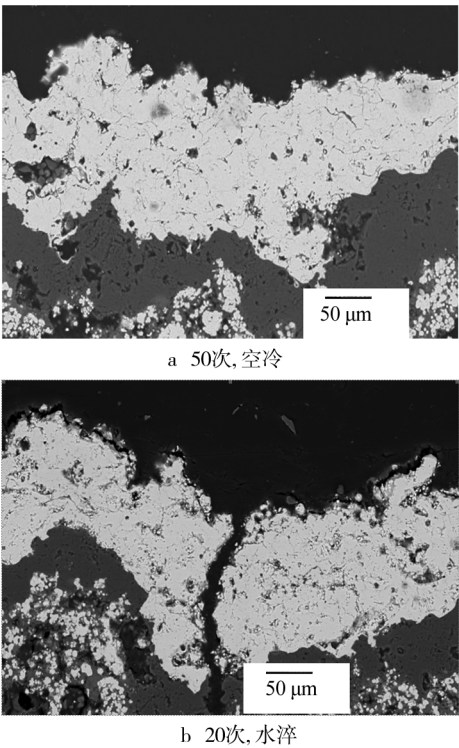


图 6 1350 ℃热冲击实验后涂覆 HfO₂ 涂层的 C/SiC 复合材料横截面形貌
Fig.6 Cross-sectional SEM images of C_f/SiC coated with sprayed HfO₂ in thermal shock tests at 1350 ℃

3 结论

1) 水热合成的 HfO_2 颗粒的平均粒径为 10~20 nm, 且为纯单斜相结构。喷雾造粒后的 HfO_2 粉体呈球形或类球形, 粉体的流动性为 76 s/50 g, 松装密度达到 1.28 g/cm^3 。

2) 等离子喷涂 HfO_2 涂层组织中存在微裂纹和孔隙, 涂层保持单斜相结构, 且在后续的热处理中, 涂层的相结构未发生改变。

3) 等离子喷涂的 HfO_2 涂层与 C_f/SiC 复合材料基体结合良好, 未观察到界面分离的现象。经 1350°C 、50 周次的空冷热冲击试验后, 涂层未发生破坏失效。在 1350°C 水冷热冲击条件下, 涂层的循环寿命达 27 次。

参考文献

- [1] 刘巧沐, 黄顺洲, 刘佳, 等. 高温材料研究进展及其在航空发动机上的应用[J]. 燃气涡轮试验与研究, 2014, 27(4): 51—56.
LIU Qiao-mu, HUANG Shun-zhou, LIU Jia, et al. Progress and Application of High Temperature Structural Materials on Aero-engine[J]. Gas Turbine Experiment and Research, 2014, 27(4): 51—56.
- [2] 张立同, 成来飞, 徐永东, 等. 自愈合碳化硅陶瓷基复合材料研究及应用进展[J]. 航空材料学报, 2006, 26(3): 226—232.
ZHANG Li-tong, CHENG Lai-fei, XU Yong-dong, et al. Progress on Self-healing Silicon Carbide Ceramic Matrix Composites and Its Applications[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2006, 26(3): 226—232.
- [3] BEELE W, MARIJNISSEN G, VAN L A. The Evolution of Thermal Barrier Coatings-status and Upcoming Solutions for Today's Key Issues[J]. Journal of Surface and Coatings Technology, 1999, 120: 61—67.
- [4] 王占学, 刘增文, 蔡元虎, 等. 推重比 15 一级发动机关键技术及分析[J]. 航空发动机, 2010, 36(1): 57—62.
WANG Zhan-xue, LIU Zeng-wen, CAI Yuan-hu, et al. Key Technologies and Analysis of Aeroengine with Thrust to Weight Ratio up to Level of 15[J]. Aeroengine, 2010, 36(1): 57—62.
- [5] 李建章. 航空发动机热端部件模拟环境下 3D C/SiC 的微结构演变和失效机制[D]. 西安: 西北工业大学, 2006.
LI Jian-zhang. Microstructural Evolving and Failure Mechanism of 3DC/SiC in Environment Simulating Hot-section Component Service in Aero-engine[D]. Xi'an: Northwestern Polytechnical University, 2006.
- [6] LEE K N. Current Status of Environmental Barrier Coatings for Si-based Ceramics[J]. Journal of Surface and Coatings Technology, 2000, 133-134: 1—7.
- [7] RAMASAMY S, TEWARI S N, LEE K N, et al. EBC Development for Hot-pressed $\text{Y}_2\text{O}_3/\text{Al}_2\text{O}_3$ Doped Silicon Nitride Ceramics[J]. Materials Science and Engineering A, 2010, 527: 5492—5498.
- [8] MAIER N, NICKEL K G, RIXECKER G. High Temperature Water Vapour Corrosion of Rare Earth Disilicates ($\text{Y}, \text{Yb}, \text{Lu}$) $_2\text{Si}_2\text{O}_7$ in the Presence of $\text{Al}(\text{OH})_3$ Impurities[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2007, 27: 2705—2713.
- [9] RAMASAMY S, TEWARI S N, LEE K N, et al. Mullite-gadolinium Silicate Environmental Barrier Coatings for Melt Infiltrated SiC/SiC Composites[J]. Journal of Surface and Coatings Technology, 2011, 205: 3578—3581.
- [10] RICHARDS B T, WADLEY H N G. Plasma Spray Deposition of Tri-layer Environmental Barrier Coatings[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2014, 34:3069—3083.
- [11] RICHARDS B T, SEHR S, FRANQUEVILLE F D, et al. Fracture Mechanisms Of Ytterbium Monosilicate Environmental Barrier Coatings During Cyclic Thermal Exposure[J]. Acta Materialia, 2016, 103(15): 448—460.
- [12] COJOCARU C V, LEVESQUE D, MOREAU C, et al. Performance Of Thermally Sprayed Si/Mullite/BSAS Environmental Barrier Coatings Exposed To Thermal Cycling In Water Vapor Environment[J]. Surface and Coatings Technology, 2013, 216(15): 215—223.
- [13] MA W, MACK D, MALZBENDER J, et al. Yb_2O_3 and Gd_2O_3 Doped Strontium Zirconate for Thermal Barrier Coatings[J]. Journal of European Ceramics Society, 2008, 28: 3071—3081.
- [14] KROGSTAD J A, KRAMER S, LIPKIN D M, et al. Phase Stability of t' -Zirconia-based Thermal Barrier Coatings: Mechanistic Insights[J]. Journal of American Ceramics Society, 2011, 94:168—177.
- [15] MATSUMOTO K, ITOH Y, KAMEDA T. EB-PVD Process and Thermal Properties of Hafnia-based Thermal Barrier Coating[J]. Science and Technology of Advanced Materials, 2003(4): 153—158.
- [16] ZHU D M, MILLER R A. Sintering and Creep Behavior of Plasma-sprayed Zirconia- and Hafnia-based Thermal Barrier Coatings[J]. Surface and Coatings Technology, 1998, 108-109: 114—120.
- [17] ZHU D M, MILLER R A. Thermal Conductivity and Sintering Behavior of Advanced Thermal Barrier Coatings[J]. Ceramic Engineering and Science Proceedings, 2002, 23:457—468.
- [18] ZHU D, CHEN Y L, MILLER R A. Defect Clustering and Nano-phase Structure Characterization of Multi-component Rare Earth Oxide Doped Zirconia-yttria Thermal Barrier Coatings[J]. Ceramic Engineering and Science Proceedings, 2003, 24: 525—534.
- [19] WANG J, LI H P, STEVENS R. Review Hafnia and Hafnia-toughened Ceramics[J]. Journal of Materials Sciences, 1992, 27: 5397—5430.
- [20] 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, 46:505—553.