

超音速等离子喷涂制备 $\text{ZrB}_2\text{-SiC}$ 基涂层 C/C 复合材料的氧化烧蚀性能研究

任俊杰, 姚西媛, 李克智, 姚栋嘉

(西北工业大学 凝固技术国家重点实验室/炭/炭复合材料工程技术研究中心, 陕西 西安 710072)



姚西媛

摘要: 采用包埋法、超音速等离子喷涂结合化学气相沉积工艺在 C/C 复合材料表面制备了 $\text{SiC}/\text{ZrB}_2\text{-SiC}/\text{SiC}$ 复合涂层。借助 XRD 和 SEM 等测试手段对所制备复合涂层的微观结构进行表征, 采用恒温氧化实验及氧乙炔烧蚀实验考察涂层复合材料的高温抗氧化和抗烧蚀性能。结果表明, 所制备涂层复合材料在 900, 1100, 1500 $^{\circ}\text{C}$ 均具有较好的高温抗氧化性能, 涂层氧乙炔烧蚀 60 s 后, 质量烧蚀率和线烧蚀率分别为 -0.05 mg/s 和 $0.56\text{ }\mu\text{m/s}$ 。表明所制备的 $\text{ZrB}_2\text{-SiC}$ 基复合涂层在为 C/C 复合材料提供良好的抗烧蚀保护的同时, 可对材料提供较宽温度范围的抗氧化保护。

关键词: 炭/炭复合材料; 抗氧化; 抗烧蚀; $\text{ZrB}_2\text{-SiC}$

中图分类号: TB332 文献标识码: A 文章编号: 1674-3962(2017)01-0075-06

Oxidation and Ablation Properties of $\text{ZrB}_2\text{-SiC}$ Based Coating for Carbon/Carbon Composites by Supersonic Plasma Spraying

REN Junjie, YAO Xiyuan, LI Kezhi, YAO Dongjia

(C/C Composites Technology Research Center, State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China)

Abstract: The $\text{ZrB}_2\text{-SiC}$ based multilayer coating for carbon/carbon composites was prepared by pack cementation, supersonic plasma spraying and chemical vapor deposition. The microstructures of the as-prepared multi-layer coating were characterized by XRD and SEM. The anti-oxidation and ablation properties of coated composites were investigated by isothermal oxidation test and oxyacetylene flame test. The results show that the as-coated samples can provide good oxidation protection at 900, 1100, 1500 $^{\circ}\text{C}$. After oxyacetylene ablation for 60 s, the mass and linear ablation rates are -0.05 mg/s and $0.56\text{ }\mu\text{m/s}$, respectively. The prepared $\text{ZrB}_2\text{-SiC}$ based coating can provide good ablation protection for C/C composites, and combined oxidation protection at a wide temperature range.

Key words: carbon/carbon composites; anti-oxidation; anti-ablation; $\text{ZrB}_2\text{-SiC}$

1 前言

炭/炭(C/C)复合材料作为一种具有优异高温力学性能和抗烧蚀性能的轻质高温结构复合材料, 在高性能发动机热端部件和空天飞行器热防护系统材料领域具有其它材料难以比拟的优势^[1-3]。然而, C/C 复合材料在氧化气氛中超过 400 $^{\circ}\text{C}$ 发生的氧化问题限制了该材料作为

高温热结构材料的广泛应用。抗氧化烧蚀涂层是提高 C/C 复合材料高温氧化性能的有效方法之一^[4-6]。

C/C 复合材料抗氧化涂层的研究主要以硅基复合涂层的研究最为广泛和成熟。 SiC 涂层被普遍用作 C/C 复合材料抗氧化、抗烧蚀涂层的内涂层, 这主要是由于其与 C/C 复合材料的物理、化学相容性较好, 并且其氧化产物 SiO_2 的氧渗透率较低(1200 $^{\circ}\text{C}$ 为 $10^{-13}\text{ g}\cdot\text{cm}^{-1}\cdot\text{s}^{-1}$, 2200 $^{\circ}\text{C}$ 为 $10^{-11}\text{ g}\cdot\text{cm}^{-1}\cdot\text{s}^{-1}$ ^[7]), 在高温下能形成有效的氧扩散屏障。外涂层通常采用 $\text{SiC}/\text{SiC-MoSi}_2$ ^[8]、 $\text{SiC}/\text{Si-Mo-W}$ ^[9]、 $\text{SiC}/\text{Si-Mo-Cr}$ ^[10]、 $\text{Zr}_x\text{Ta}_{1-x}\text{B}_2\text{-SiC}/\text{SiC}$ ^[11] 等涂层体系。高温氧化环境下, 复合涂层氧化生成复合 SiO_2 保护膜, 能够有效阻挡氧气的渗入, 从而对复合材料提供保护。

目前抗氧化涂层的主要问题是随着氧化温度的提高

收稿日期: 2016-03-18

基金项目: 国家自然科学基金(51502245)

第一作者: 任俊杰, 男, 1984 年生, 博士研究生

通讯作者: 姚西媛, 女, 1984 年生, 助理研究员,

Email: yaoksiyuan@nwpu.edu.cn

DOI: 10.7502/j.issn.1674-3962.2017.01.10

和氧化时间的延长, SiO_2 的粘度降低, 挥发严重, 保护膜表面生成孔洞或气孔等缺陷, 从而使涂层丧失氧化保护能力。并且研究较多的硅基涂层在中高温 ($800 \sim 1200\text{ }^\circ\text{C}$) 氧化速度较慢, 不能生成保护膜, 使得涂层复合材料在中高温氧化或者热震过程中抗氧化性能较差。因此, 拓宽抗氧化温度范围、延长高温抗氧化时间是 C/C 复合材料抗氧化涂层技术的主要研究方向。

$\text{ZrB}_2\text{-SiC}$ 基陶瓷在 $800 \sim 1200\text{ }^\circ\text{C}$ 时开始缓慢氧化生成 ZrO_2 和 B_2O_3 , 由于 B_2O_3 熔点较低 (约为 $450\text{ }^\circ\text{C}$), 液态 B_2O_3 形成保护性氧化膜为材料提供氧化保护, 随着氧化温度的提高 ($1200 \sim 1600\text{ }^\circ\text{C}$), 由于 SiC 的氧化在材料表面形成 SiO_2 保护膜, 当温度高于 $2000\text{ }^\circ\text{C}$ 时, ZrO_2 骨架结构起到高温氧化防护作用, 因此可将 $\text{ZrB}_2\text{-SiC}$ 基陶瓷作为抗氧化抗烧蚀涂层材料。一方面, $\text{ZrB}_2\text{-SiC}$ 在 $800 \sim 1600\text{ }^\circ\text{C}$ 温度范围的抗氧化性能拓宽了材料的氧化保护温度, 另一方面 ZrO_2 与 SiO_2 在高温下形成 ZrSiO_4 颗粒可起到轧钉作用, 减缓 SiO_2 保护膜的挥发速度, 从而延长了材料的高温防氧化时间, 同时 ZrB_2 具有较高的熔点, 可作为抗烧蚀材料。

邹旭等^[12]采用包埋法在 C/C 复合材料表面制备了 $\text{ZrB}_2\text{-SiC}$ 抗烧蚀涂层。经氧乙炔烧蚀 40 s 后, 涂层复合材料的质量烧蚀率为 0.062 mg/s , 线烧蚀率为 $4.4\text{ }\mu\text{m/s}$, 涂层中 ZrB_2 分布不均匀, 且烧蚀性能一般, 同时对材料的抗氧化性能未见相关报道。张助天等^[13]采用两步涂刷-烧结法制备了 $\text{ZrB}_2\text{-SiC}$ 基陶瓷涂层, 所制备涂层虽然可在 $2500\text{ }^\circ\text{C}$ 提供短时间的氧化保护, 但由于制备工艺的限制, 涂层结构较为疏松。

C/C 复合材料 $\text{ZrB}_2\text{-SiC}$ 基涂层的制备存在两方面问题, 一方面, 目前采用较多的工艺为包埋法和涂刷烧结法, 所制备涂层均存在涂层分布不均匀的问题, 本文拟采用超音速等离子喷涂工艺提高涂层的致密性及均匀分布问题; 另一方面, 已有涂层性能考察并未同时兼顾材料的高温抗氧化及抗烧蚀性能。本文采用超音速等离子喷涂法在 SiC 涂层 C/C 复合材料试样表面制备 $\text{ZrB}_2\text{-SiC}$ 涂层, 采用化学气相沉积 (CVD) 方法制备 SiC 外涂层, 用于封填涂层试样表面孔洞等缺陷。对所制备涂层微观结构进行分析, 测试涂层复合材料的高温氧化性能和氧乙炔烧蚀性能, 分析涂层复合材料氧化烧蚀机理及失效机制。

2 实验

2.1 涂层复合材料的制备

C/C 复合材料为 2D 针刺预制体, 采用热梯度化学气相渗透工艺制备, 密度为 1.7 g/cm^3 。氧化测试及烧蚀测试试样尺寸分别为 $10\text{ mm}\times 10\text{ mm}\times 10\text{ mm}$ 和 $\Phi 29.5\text{ mm}\times 10\text{ mm}$ 。其中抗氧化测试样预先用 400 号水砂纸打磨棱角清洗并烘干后制备。涂层制备首先采用包埋固渗法制备

SiC 内涂层, 以 Si 粉、C 粉、 B_2O_3 粉等为原料在 $1800 \sim 2000\text{ }^\circ\text{C}$ 原位反应所得; $\text{ZrB}_2\text{-SiC}$ 中间层的制备是以 ZrB_2 粉、SiC 粉为原料, 按照 80 wt% ZrB_2 和 20 wt% SiC 称取粉料, 经造粒筛选烘干后, 采用装甲兵工程学院生产的 HEPJ 型超音速等离子喷涂设备, 按照一定的工艺参数将喷涂粉料喷涂至试样表面, 重复喷涂 (其中烧蚀试样仅喷涂烧蚀面, 氧化试样每个面均喷涂 $\text{ZrB}_2\text{-SiC}$ 中间层)。每次喷涂厚度约为 $3 \sim 5\text{ }\mu\text{m}$, 重复喷涂 15 ~ 20 次, 最终喷涂厚度为 $50 \sim 80\text{ }\mu\text{m}$, 从而制得 $\text{ZrB}_2\text{-SiC}$ 中间层。最后在试样表面采用 CVD 方法以三氯甲基硅烷为前驱体制备 SiC 外涂层, 从而在 C/C 复合材料表面制备出 SiC/ $\text{ZrB}_2\text{-SiC}$ /SiC 复合涂层。

2.2 涂层复合材料的性能测试及形貌表征

氧化试验在厢式电阻炉中进行, 首先把高温电阻炉升温至 $900, 1100, 1500\text{ }^\circ\text{C}$, 然后放入涂层试样, 保温一定时间取出, 利用氧化失重率表征试样的高温抗氧化性能。

利用 OA-3 型氧-乙炔烧蚀设备测试复合材料的烧蚀性能, 氧气和乙炔按照 $0.88\text{ m}^3/\text{h} : 0.65\text{ m}^3/\text{h}$ 混合通入烧蚀枪, 烧蚀热流为 2400 kW/m^2 , 烧蚀枪喷嘴直径为 2 mm , 试样表面距喷嘴距离为 10 mm 。通过试样在烧蚀前后的质量烧蚀率与线烧蚀率来衡量涂层试样的抗烧蚀性能。

利用 X'pert PRO 型 X 射线衍射仪 (Cu 靶, 管电压 35 kV , 管电流 30 mA) 和 JSM-6460 型扫描电镜表征复合涂层的结构和形貌。

3 结果与讨论

3.1 复合涂层的微观结构

采用超音速等离子喷涂制备 $\text{ZrB}_2\text{-SiC}$ 基涂层主要由 ZrB_2 、 ZrO_2 和少量 SiC 组成 (如 1a 所示)。由于喷涂过程是在空气环境中进行, 在喷涂过程中部分 ZrB_2 颗粒与空气中的氧气发生氧化反应, 其中 B_2O_3 在高温下快速挥发, 仅在试样表面检测到 ZrO_2 。从图 1b 可以看出, $\text{ZrB}_2\text{-SiC}$ 涂层表面结构较为致密, 分为熔化区和部分熔化区。其中熔化区由完全熔化的粉末颗粒变形后形成, 该区域存在微裂纹, 裂纹的形成与熔融粒子的体积收缩和涂层的快速冷却过程有关。部分熔融区由球形颗粒组成, 颗粒之间存在细小的孔隙, 这首先是由于喷涂粉料在等离子焰流场所处的温度不同, 一些较大的颗粒只有表面被熔化, 在形成涂层的过程中没有完全铺展开, 从而保留了粉末的原始形貌, 其次在气体输送过程中, 由于机械冲击力使部分粉末发生损伤形成大量小颗粒, 小颗粒动量较小, 在形成过程中不能较好的铺展, 导致涂层表面存在较多小颗粒, 且颗粒之间存在一定孔隙。

图 2a 为所制备复合涂层的截面 SEM, 结合线能谱分

析 2b 可以看出复合涂层明显分为 3 层结构: 内层为采用包埋法制备的 SiC 涂层, 厚度约为 $70\ \mu\text{m}$, 此层可确保涂层材料与基体复合材料良好的结合性能, 同时可有效地缓解中间层与复合材料热膨胀失配问题; 中间层为采用超音速等离子喷涂法制备的 $\text{ZrB}_2\text{-SiC}$ 基涂层, 线扫描主要为 Zr 元素和 Si 元素的聚集, 涂层厚度为 $60\sim 80\ \mu\text{m}$,

可为复合材料提供良好的烧蚀防护和中低温氧化防护; 外层为 CVD-SiC 涂层, 此层可以有效填充 ZrB_2 基中间层的缺陷, 其较好的致密性也可可为复合材料提供一定的高温氧化保护。整个复合涂层厚度约为 $140\ \mu\text{m}$, 各层之间结合紧密, 未发现孔洞、穿透性裂纹及涂层脱落等缺陷。

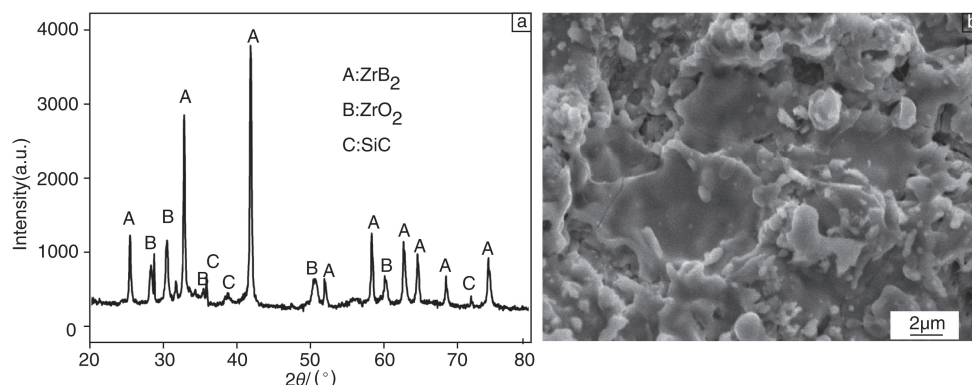


图1 超音速等离子喷涂制备 $\text{ZrB}_2\text{-SiC}$ 中间层的 XRD 图谱及 SEM 照片: (a) 喷涂 $\text{ZrB}_2\text{-SiC}$ 涂层 XRD 图谱; (b) 喷涂表面形貌
Fig. 1 XRD pattern and SEM image of $\text{ZrB}_2\text{-SiC}$ middle layer by supersonic plasma spraying: (a) XRD pattern of $\text{ZrB}_2\text{-SiC}$ layer and (b) surface micrograph of $\text{ZrB}_2\text{-SiC}$ layer

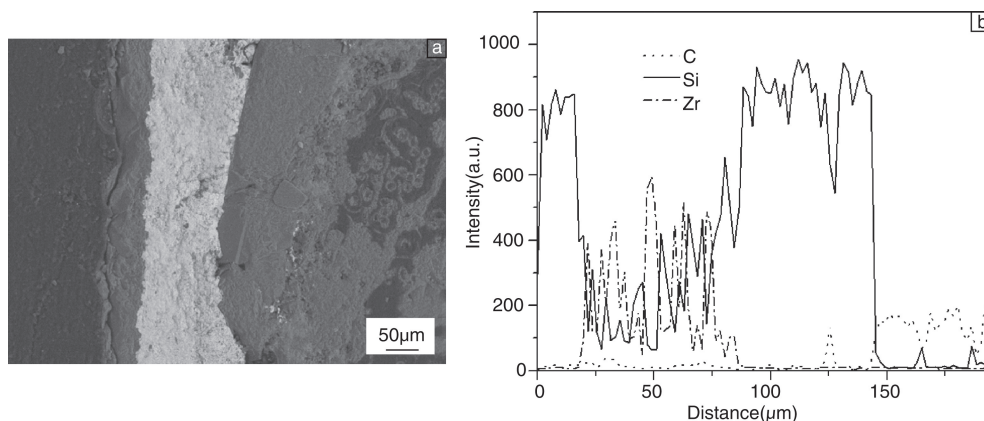


图2 $\text{ZrB}_2\text{-SiC}$ 基复合涂层截面 SEM 照片(a)和截面线能谱(b)

Fig. 2 Cross-section SEM image (a) and line spectrum scanning (b) of $\text{ZrB}_2\text{-SiC}$ based multilayer coating

3.2 涂层的抗氧化性能

图3 为复合涂层在 900 , 1100 , $1500\ ^\circ\text{C}$ 静态空气下的等温氧化失重曲线, 可见复合涂层在高温区具有更佳的抗氧化性能。涂层复合材料经 $900\ ^\circ\text{C}$ 等温氧化 $30\ \text{h}$ 后, 氧化失重达到 4.8% 。在此温度下, SiC 氧化速度较慢, 试样表面及中间层 ZrB_2 的部分氧化不能形成完整的氧化玻璃保护膜(图 4a), 氧气通过涂层缺陷迅速扩散至复合材料内部, 从而导致涂层试样的氧化失重。在 $1100\ ^\circ\text{C}$ 氧化过程中, 外层 SiC 氧化形成 SiO_2 玻璃层(图 4b), ZrB_2 氧化形成的 B_2O_3 可对复合材料提供良好的氧化防护, 因此试样在氧化过程中质量基本保持稳定。涂层试样在 $1500\ ^\circ\text{C}$ 氧化过程中出现先失重后增重的趋势, 在氧化初

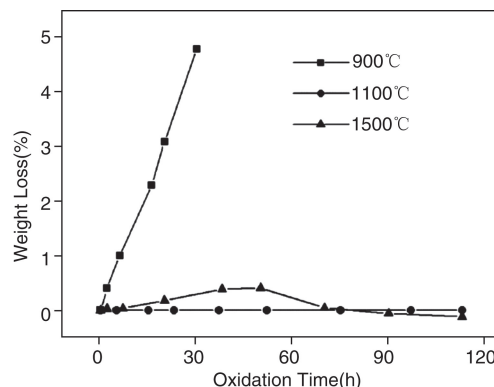


图3 $\text{ZrB}_2\text{-SiC}$ 基复合涂层的等温氧化失重曲线
Fig. 3 The isothermal oxidation curves of $\text{ZrB}_2\text{-SiC}$ based multilayer coating

期, 由于涂层缺陷的存在, 导致复合材料出现部分氧化, 随着氧化时间的增加, 表面 SiO_2 保护膜及中间层

$\text{ZrO}_2\text{-SiO}_2$ 的形成对复合材料提供良好的高温抗氧化保护。

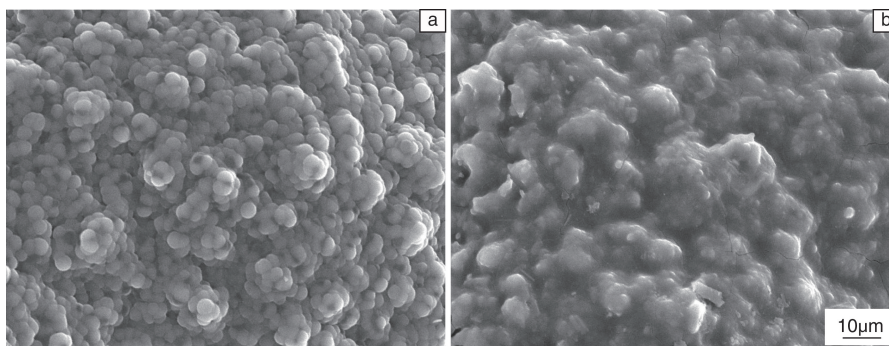


图 4 复合涂层试样氧化后表面 SEM 照片: (a)900 °C 氧化 30 h; (b)1100 °C 氧化 110 h

Fig. 4 SEM images of coated sample after oxidation: (a) 30 h at 900°C and (b)110 h at 1100 °C

3.3 涂层的抗烧蚀性能

表 1 为采用包埋、超音速等离子喷涂结合 CVD 复合工艺制备的 $\text{ZrB}_2\text{-SiC}$ 基复合涂层的氧乙炔烧蚀数据。所制备涂层氧乙炔烧蚀 60 s 后, 质量烧蚀率和线烧蚀率分别为 -0.05 mg/s 和 $0.56 \text{ } \mu\text{m/s}$ 。与未制备涂层的 C/C 复合材料相比, 质量烧蚀率和线烧蚀率提升明显, 表明所制备的复合涂层对复合材料提供了有效的烧蚀保护。

表 1 涂层 C/C 复合材料的烧蚀性能

Table 1 Ablation rates of coated C/C composites

Coating	Linear ablation rate ($\mu\text{m/s}$)	Mass ablation rate (mg/s)
ZrB_2 -based coating for C/C composites	0.56	-0.05
C/C composites	2.14	1.43

图 5 为涂层复合材料烧蚀中心的 XRD 图谱, 烧蚀后, 涂层表面物相主要为 ZrO_2 , 可见经过氧乙炔 60 s 烧蚀后, 在烧蚀中心外层 CVD- SiC 涂层经氧化烧蚀挥发消耗完全, 涂层复合材料的抗烧蚀性能主要依靠中间喷涂层。

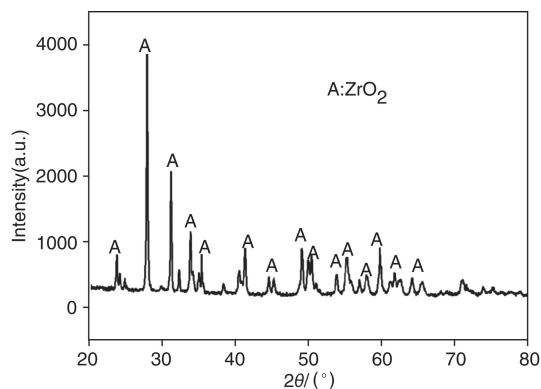


图 5 $\text{ZrB}_2\text{-SiC}$ 基复合涂层烧蚀中心 XRD 图谱

Fig. 5 XRD patterns of $\text{ZrB}_2\text{-SiC}$ based multilayer coating

观察烧蚀中心微观形貌 (图 6a ~ b), 虽然烧蚀温度低于 ZrO_2 的熔点, 但烧蚀后试样中心 ZrO_2 呈熔融态, 并且伴随着裂纹及烧蚀孔洞的出现。这主要是由于 SiO_2 溶于 ZrO_2 , 从而导致 ZrO_2 熔点的降低, 故在试样表面呈玻璃熔融态, 其能够起到氧气阻挡作用, 为试样提供烧蚀保护。孔洞的出现主要是因为烧蚀过程中涂层材料氧化生成 SiO 、 CO 及 B_2O_3 气体的逸出所致。而在烧蚀过程中热应力可导致微裂纹的出现, 同时当试样从烧蚀温度冷却至室温时, ZrO_2 经历晶型转变出现的体积膨胀也可能导致裂纹的出现。

烧蚀过渡区如图 6c 所示, 可以看出 ZrO_2 与 SiO_2 的分界线。对比烧蚀过渡区 (图 6d) 与烧蚀中心 ZrO_2 (图 6b) 的形貌可以看出: 烧蚀中心温度较高, ZrO_2 呈熔融态, 涂层因氧化生成气体的溢出孔洞较为明显; 而在非烧蚀中心, 烧蚀温度较低, 烧蚀气体冲刷减弱, ZrO_2 呈堆垛状, 烧蚀孔洞现象减弱。在烧蚀边缘, SiC 涂层氧化生成 SiO_2 可有效阻挡氧气的渗透, 从而起到一定的氧化烧蚀保护作用。

图 7 为涂层复合材料烧蚀后的截面形貌, 烧蚀中心并未出现明显的脱落痕迹, 呈层状结构 (图 7a)。烧蚀中心外层 CVD- SiC 层消耗完全, 由 ZrO_2 层、未烧蚀 $\text{ZrB}_2\text{-SiC}$ 层及包埋 SiC 涂层构成。其中 ZrO_2 层与未烧蚀喷涂层之间在经历从烧蚀环境到室温的急速降温过程中, 由于热膨胀的不匹配而出现裂纹。而在烧蚀边缘区 (图 7b), 由于烧蚀温度和气流冲刷的减弱, 表面可观察到 CVD- SiC 涂层氧化生成的 SiO_2 薄膜保护层。由于 SiO_2 可有效阻挡氧气的渗入, 缓解氧化性气体的进入, 所以中间喷涂层及内层包埋层没有发现明显的氧化痕迹。总之, 采用包埋、超音速等离子喷涂结合 CVD 混合工艺制备的 $\text{ZrB}_2\text{-SiC}$ 基复合涂层在为复合材料提供较宽温度范围的抗氧化保护的同时, 可对复合材料提供良好的抗烧蚀保护, 有效地将 C/C 复合材料抗氧化和抗烧蚀保护结合为一体。

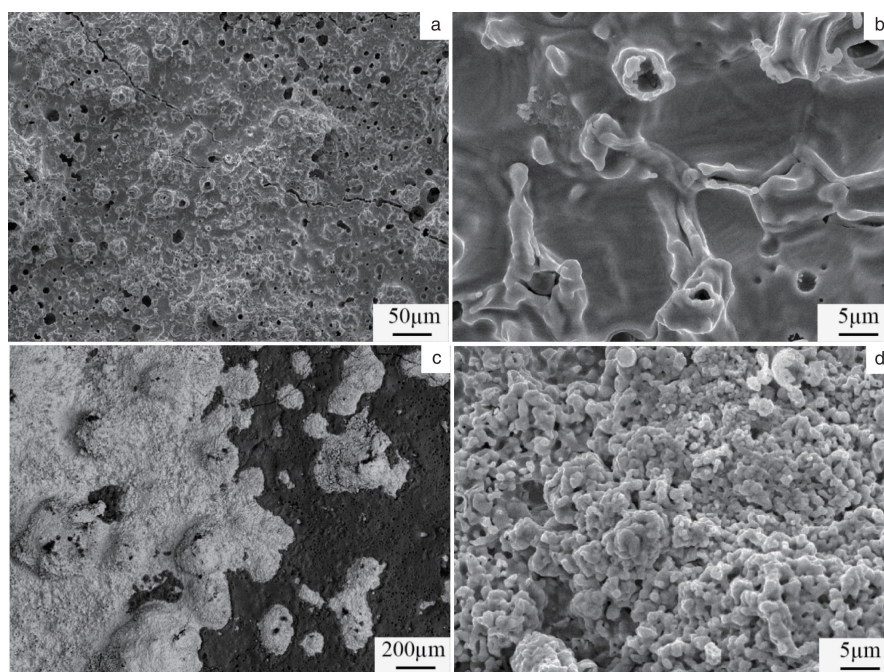


图6 ZrB_2 -SiC 基涂层试样氧乙炔烧蚀 60 s 后的微观形貌: (a~b) 烧蚀中心微观形貌; (c~d) 烧蚀过渡区微观形貌

Fig. 6 Morphologies of ZrB_2 -based coating after ablation for 60 s; (a~b) morphologies of ablation center and (c~d) morphologies of ablation transition

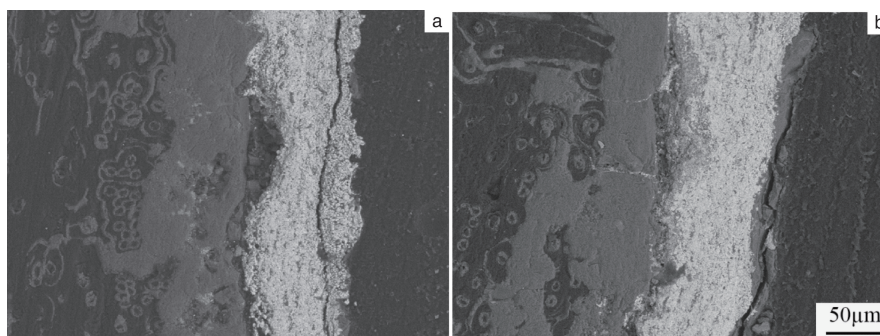


图7 ZrB_2 -SiC 基复合涂层烧蚀 60 s 后的截面形貌: (a) 烧蚀中心; (b) 烧蚀边缘

Fig. 7 Cross-section SEM images of ZrB_2 -SiC based coating after ablation for 60 s; (a) ablation center and (b) ablation border

4 结 论

(1) 采用包埋、超音速等离子喷涂和 CVD 结合的方法在 C/C 复合材料表面制备出 SiC/ZrB_2 -SiC/SiC 复合高温抗氧化烧蚀涂层。

(2) 所制备涂层经氧乙炔烧蚀 60 s 后, 质量烧蚀率和线烧蚀率分别为 -0.05 mg/s 和 0.56 μm/s , 烧蚀中心表面形成的 ZrO_2 呈熔融态, 能够起到氧气阻挡作用, 从而为材料提供烧蚀保护。

(3) 所制备的 ZrB_2 -SiC 基复合涂层即可为 C/C 复合材料提供良好的抗烧蚀保护, 同时又可对材料提供较宽温度范围的抗氧化保护。

参考文献 References

- [1] Li Hejun (李贺军). *New Carbon Materials* (新型炭材料) [J], 2001, 16 (2): 7-8.
- [2] Fu Qiangang (付前刚), Li Hejun (李贺军), Shen Xuetao (沈学涛), et al. *Materials China* (中国材料进展) [J], 2011, 30 (11): 6-12.
- [3] Xiong Xiang (熊翔), Sun Wei (孙威), Li Guodong (李国栋), et al. *Materials China* (中国材料进展) [J], 2011, 30 (11): 18-24.
- [4] Sheehan J E, Buesking K W, Sullivan B J. *Annual Review Materials Science* [J], 1994, 24: 19-44.
- [5] Westwood M E, Webster J D, Day R J, et al. *Materials Science*

- [J], 1996, 31: 1389-1397.
- [6] Hua Yunfeng (华云峰), Li Zhengxian (李争显), Du Jihong (杜继红). *Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程) [J], 2010, 39 (1): 2059-2063.
- [7] Morimoto T, Kondo M, Ueda T. *Carbon* [J], 1995, 33 (4): 351-357.
- [8] Zeng Xierong (曾燮榕), Li Hejun (李贺军), Li Long (李龙), et al. *Acta Materialiae Composita Sinica* (复合材料学报) [J], 2002, 19 (6), 43-46.
- [9] Fu Q G, Li H J, Li K Z, et al. *Journal of the American Ceramic Society* [J], 2009, 92 (9): 2132-2135.
- [10] Zhang Yulei (张雨雷), Li Hejun (李贺军), Yao Xiyuan (姚西媛), et al. *Journal of Inorganic Materials* (无机材料学报) [J], 2008, 23 (4): 725-728.
- [11] Ren X R, Li H J, Li K Z, et al. *Journal of the European Ceramic Society* [J], 2015, 35 (3), 897-907.
- [12] Zou X, Fu Q G, Liu L, et al. *Surface and Coatings Technology* [J], 2013, 226: 17-21.
- [13] Zhang Tianzhu (张天助), Chen Zhaoke (陈招科), Xiong Xiang (熊翔). *Materials China* (中国材料进展) [J], 2013, 32 (11): 659-664.
- (编辑 盖少飞)

中国材料研究学会会刊

中文核心期刊

中国科技论文统计源期刊(核心版)

中国科学引文数据库来源期刊

SCOPUS数据库源期刊

美国化学文摘(CA)源期刊

俄罗斯文摘杂志(AJ)源期刊

中国材料进展 Materials China

[Http://www.mat-china.com](http://www.mat-china.com)立足前沿
关注热点**欢迎订阅
欢迎投稿**

全年定价：国内480元/年 国际180美元/年

邮局订阅：国内邮发代号：52-281 国外发行代号：M2980

发行订阅：传真邮寄信息至029-86282362

把握大局
拓展视角

通信地址：陕西省西安市未央路96号 710016

电话：029-86226599

E-mail：rml@c-nin.com

materialschina@163.com