

反应熔体渗透法制备 C/C-SiC 复合材料的 微观结构及抗氧化性能

刘 跃, 付前刚, 李贺军, 李关美

(西北工业大学 超高温结构复合材料重点实验室 陕西省碳/碳复合材料工程技术研究中心, 陕西 西安 710072)

摘 要: 采用反应熔渗法 (RMI) 制备了 C/C-SiC 复合材料, 对比研究了不同密度 C/C 预制体所制备 C/C-SiC 复合材料在 1 500 °C 静态空气环境中抗氧化性能和 1 500 °C ↔ 室温抗热震性能, 借助 X 射线衍射分析仪 (XRD) 与扫描电子显微镜 (SEM) 对 C/C-SiC 复合材料的相组成及微观形貌进行了分析。结果表明, 密度为 1.0 g/cm³ 的 C/C 复合材料孔径分布在 10~100 μm 范围, 有利于液相 Si 的渗入, 进而可获得高致密度的 C/C-SiC 复合材料; 而密度为 1.7 g/cm³ 的 C/C 复合材料因孔径太小 (<10 μm), 不利于 Si 熔体的渗入, 仅能在 C/C 复合材料表面形成 SiC 涂层。由于 C/C 复合材料与 SiC 的热膨胀系数不同, 在氧化和热震试验过程易造成 SiC 涂层开裂, 致使用密度为 1.7 g/cm³ 的 C/C 预制体制备的 C/C-SiC 复合材料抗氧化与抗热震性能下降。而密度为 1.0 g/cm³ 的 C/C 预制体制备的复合材料内部致密的 SiC 基体与低密度 C/C 复合材料形成镶嵌界面, 有效缓解热膨胀系数不匹配而造成的缺陷, 从而具有优异的抗氧化和抗热震性能。

关键词: C/C-SiC 复合材料; 反应熔渗; 抗氧化性能; 抗热震性能

中图分类号: TB332 **文献标识码:** A **文章编号:** 1674-3962(2016)02-0128-08

Microstructure and Oxidation Resistance of C/C-SiC Composites Prepared by Reactive Melt Infiltration

LIU Yue, FU Qiangang, LI Hejun, LI Guanmei

(Science and Technology on Thermostructural Composite Materials Laboratory,
Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China)

Abstract: In this study, two different densities of carbon/carbon (C/C) composites modified by SiC were prepared using reactive melt infiltration method (RMI). The phase composition, microstructure and element distribution of the as-prepared composites were characterized by X-ray diffraction (XRD) and scanning electron microscope (SEM). The oxidation resistance and thermal shock resistance of C/C-SiC composites were investigated, and the morphology changes of the C/C-SiC composites after oxidation test and thermal shock test were observed by SEM. The results show that the sizes of pores determined the infiltrating depth of the molten Si during RMI. The C/C_{1.0}-SiC composites had a low initial density with large sizes (10~100 μm), which was beneficial to infiltration of the molten melts and improvement of the final density. The oxidation behavior and thermal shock of C/C-SiC composites were measured at 1500 °C in statics air. It indicated that C/C_{1.7}-SiC composites had a poor oxidation resistance and thermal shock resistance due to the coefficient of thermal expansion mismatch of SiC coating and C/C substrate. The mismatch would result in cracking or peeling and even failure of the coating. Nevertheless, C/C_{1.0}-SiC composites had a good oxidation resistance and thermal shock resistance because of the existence of multilayer interface between SiC matrix and C/C substrate, which effectively relieved the coefficient of thermal expansion mismatch of SiC matrix and C/C substrate. Therefore, the oxidation resistance and thermal shock resistance of C/C_{1.0}-SiC composites were improved significantly.

Key words: C/C-SiC composite; RMI; oxidation resistance; thermal shock resistance

收稿日期: 2015-09-01

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(51221001)

第一作者: 刘 跃, 男, 1986 年生, 博士研究生

通讯作者: 付前刚, 男, 1979 年生, 教授, 博士生导师, Email:

fuqiangang@nwpu.edu.cn

DOI: 10.7502/j.issn.1674-3962.2016.02.06

1 前 言

C/C 复合材料具有比强度高、密度低、热膨胀系数低、高温力学性能优异等特性, 被视为航空航天及国防领域的关键材料之一^[1]。然而, 该材料在高温高速气流冲刷环境下易于氧化烧蚀, 严重损伤其力学性能, 制约

其高温应用^[2]。

为拓宽 C/C 复合材料高温环境下的应用领域, 国内外学者主要采用涂层技术和基体改性技术在 C/C 复合材料表面或内部添加陶瓷相以防止其氧化^[3-9]。常用陶瓷相包括 SiC、B₄C、MoSi₂、CrSi₂、ZrC、ZrB₂ 等高温陶瓷材料^[10-13]。其中, SiC 具有高熔点、高模量及良好的高温力学性能, 并且在 1 500 ℃ 以上的氧化环境中仍能保持良好的抗氧化性能, 被广泛应用于 C/C 复合材料的抗氧化涂层。目前研究热点在于如何解决因 SiC 与 C/C 复合材料热膨胀不匹配造成的涂层易开裂和剥落问题。

制备 C/C-SiC 双元基复合材料是实现 SiC 与 C/C 复合材料相容性的有效途径, 即首先制备出低密度多孔 C/C 复合材料, 再将 SiC 陶瓷填充于多孔 C/C 复合材料中, 进而获得高致密度 C/C-SiC 复合材料。目前将 SiC 陶瓷引入多孔 C/C 复合材料的方法主要包括原位反应法、化学气相沉积法、先驱体浸渍热解法、反应熔体渗透法以及料浆浸渍热解法^[14-18]。由于化学气相沉积法、先驱体浸渍热解法、原位反应法和料浆浸渍热解法制备 C/C-SiC 复合材料的致密化工艺周期长、成本高, 材料表层易封孔导致内部存在大尺寸孔隙等问题, 限制其推广应用。反应熔体渗透法因具有制备周期短、成本低、残余孔隙率低, 且可以制备出净尺寸、复杂形状的工件等优点^[19-20], 在制备 C/C-SiC 双元基复合材料方面凸显优势。SiC 陶瓷理论上能完全填充多孔 C/C 复合材料, 进而提高其抗氧化性能, 但在反应熔体渗透过程中, SiC 陶瓷相的生成由扩散渗透与化学反应两个过程协同控制, 不同密度 C/C 复合材料的孔隙结构存在差异, 直接影响熔渗能力与反应过程, 导致所制备的 C/C-SiC 复合材料表现出不同的抗氧化性能, 该方面研究目前尚未见相关文献报道。

为阐明初始 C/C 复合材料孔隙结构对 C/C-SiC 复合材料抗氧化性能的影响, 本文采用反应熔渗技术对不同密度的 C/C 复合材料进行致密化, 进而获得 C/C-SiC 复合材料, 并对其进行 1 500 ℃ 的氧化试验及 1 500 ℃ ↔ 室温抗热震试验, 分析 C/C 复合材料密度对 C/C-SiC 复合材料抗氧化与抗热震性能的影响机理。

2 实验

2.1 多孔 C/C 复合材料的制备

采用 2D 针刺碳毡(密度为 0.43 g/cm³, 纤维体积分数为 25%)作为 C/C 复合材料的增强体。其中碳纤维为 T300 PAN, 纤维密度为 1.72 g/cm³。针刺碳毡是以无纬布和预氧丝胎层交替叠层, 采用针刺技术在垂直无

纬布的方向引入增强纤维。2D 针刺碳毡的致密化在等温化学沉积炉中进行, 通过控制渗透时间, 制备出密度分别为 1.0 和 1.7 g/cm³ 的 C/C 复合材料(分别标记为 C/C-1.0, C/C-1.7)。

2.2 C/C-SiC 复合材料的制备

采用反应熔渗法制备 C/C-SiC 复合材料, 其各种粉料配比为(质量分数): Si 粉: 60% ~ 80%, C 粉: 15% ~ 25%, Al₂O₃: 5% ~ 15%。将粉料放入球磨机中球磨 2 h, 取出后于 100 ℃ 下烘干, 然后将试样与混合粉料放入石墨坩埚, 并将试样包埋于该混合粉料中(如图 1), 最后, 将坩埚放入高温石墨化炉中, 氩气保护下, 升温至 1 800 ~ 2 100 ℃, 保温 0.5 ~ 2 h。将密度为 1.0 g/cm³ 和 1.7 g/cm³ 的 C/C 复合材料制备的 C/C-SiC 复合材料分别标记为 C/C_{1.0}-SiC 和 C/C_{1.7}-SiC。

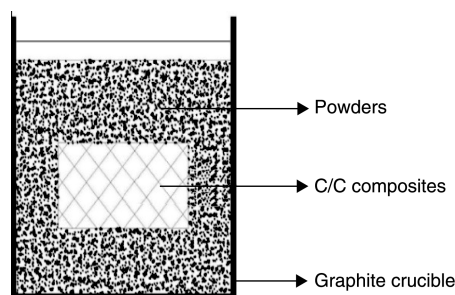


图1 C/C-SiC 制备装置示意图

Fig.1 Schematic diagram of fabrication equipment for C/C-SiC composites

2.3 复合材料的密度、开气孔率及孔径分布

采用阿基米德法测量复合材料的密度和开气孔率, 通过公式(1)和(2)计算复合材料的密度(ρ)和开气孔率(p):

$$\rho = \frac{m_1}{m_3 - m_2} \quad (1)$$

$$p = \frac{m_3 - m_1}{m_3 - m_2} \quad (2)$$

式中, m_1 为试样烘干后的质量, m_2 为试样在水中的质量, m_3 为含饱和蒸馏水试样的质量。

复合材料的孔径分布反映了复合材料内部孔体积与孔半径之间的关系。本研究采用美国康塔仪器公司 PoreMaster 33 型自动压汞仪分析复合材料的孔径分布。

2.4 氧化性能测试

采用静态空气中的等温氧化试验测试试样的抗氧化性能, 按公式(3)计算其氧化失重率($W\%$), 最终得到试样的氧化失重曲线($W\%-t$ 曲线)。

$$W\% = \frac{m_0 - m_4}{m_0} \times 100\% \quad (3)$$

式中: m_0 为未经氧化试样的质量(单位: g); m_4 为试样氧化后的质量(单位: g)。

2.5 抗热震性能测试

采用高温 1 500 °C ↔ 室温热循环试验测试涂层的抗热震性能, 计算试样的氧化失重率, 并做出其氧化失重曲线, 考查 C/C-SiC 复合材料在热循环条件下的抗热震性能。

2.6 测试表征

采用 X' Pert PRO 型 X-射线衍射仪测试氧化前后材料的相组成。试验条件为 Cu 靶 K α 线, 石墨晶体单色器, 管电压 40 kV, 管流 40 mA, 狭缝 $D_s = 1$, $R_s = 0.3$ mm, $S_s = 1$;

利用 JSM-6460 型扫描电镜在不同的放大倍数下观察氧化前后复合材料的微观形貌、涂层的厚度、涂层与基体的界面、涂层中的缺陷、复合材料截面形貌等。

3 结果与讨论

3.1 C/C 复合材料的微观结构

根据热解碳(PyC)在偏光显微镜下的形貌, 热解碳主要有 4 种结构^[21]: 光学暗淡层(Dark Laminar, DL)、粗糙层(Rough Laminar, RL)、光滑层(Smooth Laminar, SL)以及各向同性(Isotropic, ISO)结构。Reznik^[22]等以偏光显微镜下(Polarizing Microscope, PLM), 热解碳的

消光角 A_e 大小作为参考将热解碳的微观形貌分为以下 4 类: 高织构热解碳($A_e \geq 18^\circ$)、中织构热解碳($12^\circ \leq A_e \leq 18^\circ$)、低织构热解碳($4^\circ \leq A_e \leq 12^\circ$)以及各向同性热解碳($A_e \leq 4^\circ$)。图 2 为密度 1.7 g/cm³ 的 C/C 复合材料偏光显微照片, 其热解碳为中织构组织, 呈现出光学上的各向异性, 沉积热解碳为光滑型。

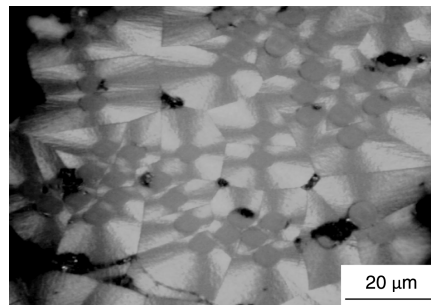


图 2 C/C 复合材料偏光显微照片

Fig. 2 PLM image of as-prepared C/C composites

图 3 为 C/C 复合材料的微观组织 SEM 照片。热解碳呈片状的褶皱状堆积, 层片平行于纤维的轴向, 形成热解碳的同心层并围绕纤维表面生长, 纤维与热解碳的结合较为紧密。密度为 1.0 g/cm³ 的 C/C 复合材料热解碳厚约 5~8 μm(图 3a), 密度为 1.7 g/cm³ 的 C/C 复合材料热解碳厚约为 15~20 μm(图 3b)。

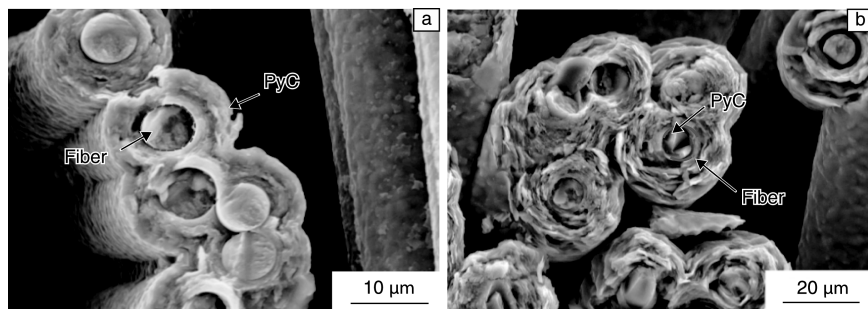


图 3 C/C 复合材料高倍 SEM 照片: (a) C/C-1.0; (b) C/C-1.7

Fig. 3 SEM images of as-prepared C/C composites: (a) C/C-1.0; (b) C/C-1.7

表 1 为不同密度的复合材料的体积密度和开孔率。由于纤维束间和网胎层的孔隙较大, 增密处理时热解碳很难完全填充纤维束间和网胎层的大尺寸孔洞, 而复合材料中碳纤维束内因孔隙尺寸小更易致密化。密度为 1.0 g/cm³ 和 1.7 g/cm³ 的 C/C 复合材料的开孔孔隙率分别为 40% 和 10%。制备的 C/C_{1.0}-SiC 和 C/C_{1.7}-SiC 复合材料密度分别为 2.6 g/cm³ 和 1.9 g/cm³, 孔隙率分别为 5% 和 8%。通过对比这两种复合材料的孔径分布发现(图 4), 低密度 C/C 复合材料的孔径多数分布在 10~100 μm 范围内, 而 C/C-1.7 复合材料的孔径多数小于

10 μm。孔径的大小对熔渗反应有重要的影响, 毛细管力是反应熔渗过程中主要驱动力, 孔径大小影响毛细管力的大小。孔径越大, 毛细管力越小, 反之越大。反应熔渗过程中的摩擦阻力随着孔径的增大而降低, 因此只有孔径大小合适才有利于反应熔渗的进行。王林山^[23]根据 Washburn 公式从理论上计算得出: 在 10~1 300 μm 范围内, 具有大小适当、孔径均一的多孔体材料有利于 Si 的渗入, 可以制备出密度较高的 C/C-SiC 复合材料。韩团辉^[24]进一步指出 C/C 预制体孔径在 10~100 μm 范围时比较容易熔渗。

表1 复合材料的密度和孔隙率

Table 1 Density and porosity of composites

Samples	$\rho / \text{g} \cdot \text{cm}^{-3}$	Open porosity/%
C/C-1.0	1.0	40
C/C-1.7	1.7	13
C/C _{1.0} -SiC	2.6	5
C/C _{1.7} -SiC	1.9	8

由于高密度 C/C 预制体的孔径小于 $10 \mu\text{m}$, 在反应熔渗过程中, Si 熔体的渗入阻力较大, 难以渗入复合材料内部, 液相 Si 易于封堵高密度 C/C 复合材料的表面气孔, 最终不能完全填充复合材料内部孔隙, 其整体密度略有提高; 而低密度 C/C 预制体的孔径大小有利于 Si 的渗入, 在反应熔渗过程中, 液相 Si 很容易渗入到 C/C 内部, 与热解碳反应生成碳化硅, 从而可有效提高复合材料的密度, 降低孔隙率。因此 C/C_{1.7}-SiC 复合材料的致密度低于 C/C_{1.0}-SiC 复合材料的致密度。

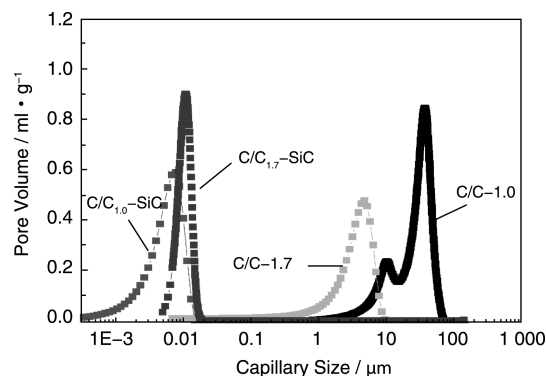


图4 复合材料的孔径分布

Fig. 4 Pore size distributions of composites

图5为两种 C/C-SiC 复合材料的 SEM 照片和 XRD 图谱, 由图可见, 两种预制体制备的 C/C-SiC 复合材料的涂层微观形貌和成分上基本没有太大差异。由 SEM 照片可以看出, C/C-SiC 复合材料的外涂层较致密, 由大量不同尺寸颗粒组成, 颗粒表面光滑。由 XRD 分析得到涂层的相成分主要为 α -SiC 和 β -SiC。

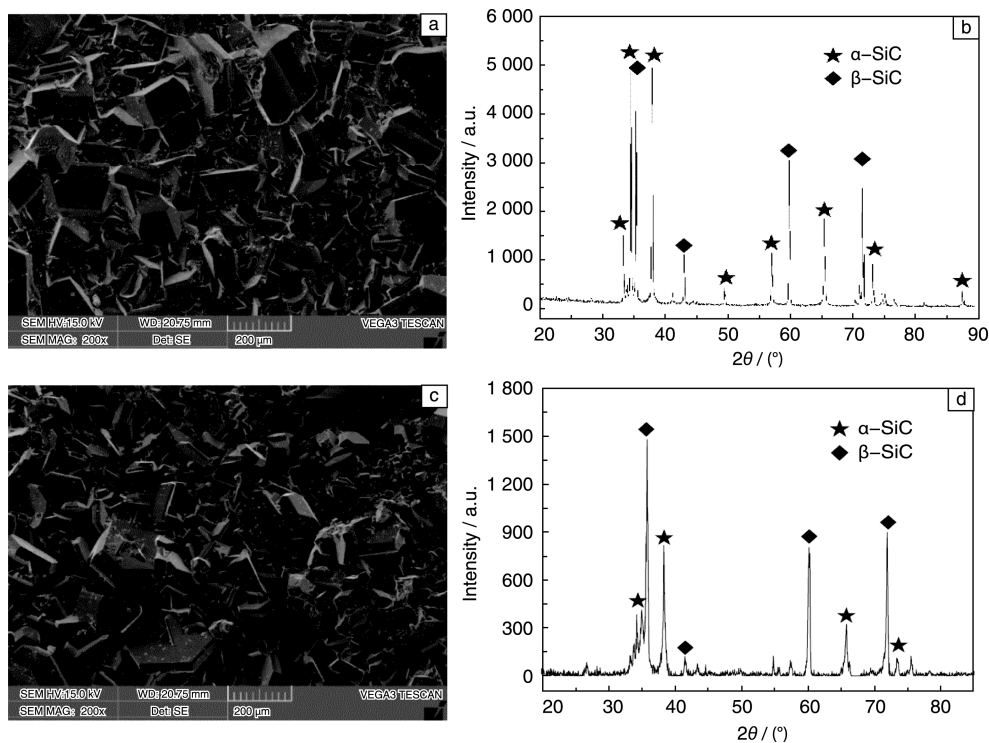
图5 C/C-SiC 复合材料表面 SEM 照片及 XRD 图谱: (a~b) C/C_{1.0}-SiC, (c~d) C/C_{1.7}-SiCFig. 5 Surface SEM images and XRD patterns of C/C-SiC: (a~b) C/C_{1.0}-SiC, (c~d) C/C_{1.7}-SiC

图6a为 C/C_{1.0}-SiC 复合材料的截面 SEM 照片, 其中黑色相为碳纤维, 灰色相为 SiC 基体。可以看出 SiC 填充了多孔预制体中纤维束间和短纤维网胎层中大量的孔隙, 形成致密度较高的复合材料。图6b为 C/C_{1.7}-

SiC 复合材料的截面 SEM 照片, 可以看出 SiC 多数分布在 C/C 复合材料的表层, 形成 SiC 涂层, 复合材料的基体内部渗入的 Si 含量较低, 涂层厚约 $100 \mu\text{m}$ 左右。

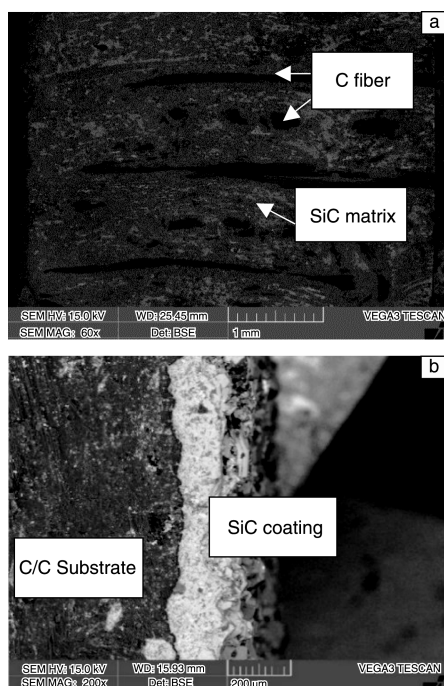


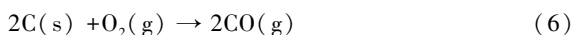
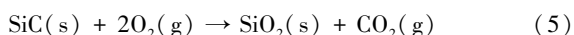
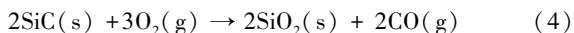
图 6 C/C-SiC 复合材料截面 SEM 照片: (a) C/C_{1.0}-SiC 复合材料; (b) C/C_{1.7}-SiC 复合材料

Fig. 6 Cross-section SEM micrographs of C/C-SiC composites: (a) C/C_{1.0}-SiC composites and (b) C/C_{1.7}-SiC composites

3.2 C/C-SiC 复合材料的抗氧化性能

图 7a 为 C/C-SiC 复合材料在 1 500 °C 空气中氧化失重曲线, 由图中可以明显发现, C/C_{1.7}-SiC 复合材料氧化失重明显, 氧化 50 h 后失重达到 18%, 而 C/C_{1.0}-SiC 复合材料经过 350 h 氧化后其质量无明显变化。对 C/C_{1.0}-SiC 复合材料在氧化过程中质量的变化进行分析 (图 7b), 发现其质量随着氧化时间先上升后下降。氧化 40 h 后, C/C_{1.0}-SiC 复合材料增重达到约 3%, 该阶段复合材料的质量快速增加主要是因为 SiC 氧化生成 SiO₂ 导致。随后由于碳基体与碳纤维的氧化和 SiO₂ 长时间在高温环境下挥发造成质量损失, 导致复合材料整体质量降低。氧化 100 h 后, 由于二氧化硅的封孔作用, 很好地阻挡氧分子进入到复合材料内部, 因此经过 160 h 氧化后质量变化趋于平缓。

在 1 500 °C 氧化过程中, C/C-SiC 复合材料与氧发生以下反应:



反应(4)和(5)使复合材料质量增加, 而反应(6)和(7)

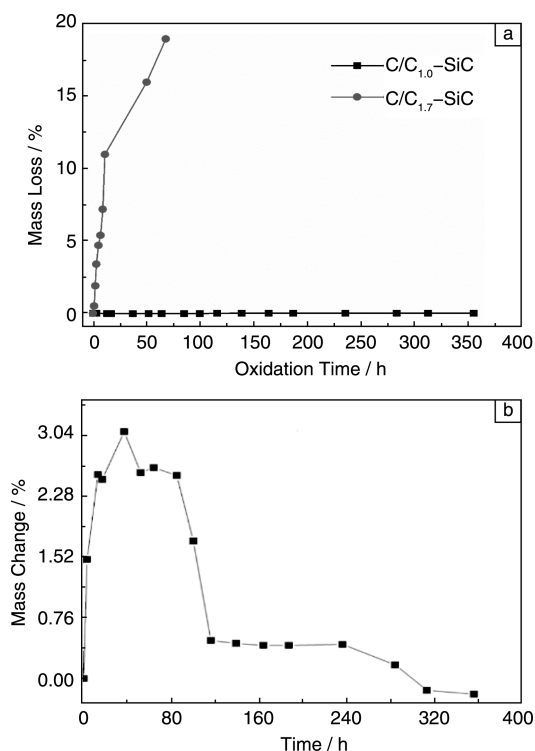


图 7 1 500 °C 静态环境中 C/C-SiC 复合材料氧化失重曲线 (a) 和 C/C_{1.0}-SiC 质量变化曲线 (b)

Fig. 7 Isothermal oxidation test of the C/C-SiC composites in air at 1 500 °C: (a) mass loss curves of C/C-SiC and (b) mass change curve of C/C_{1.0}-SiC

导致复合材料失重。C/C_{1.7}-SiC 复合材料氧化失重主要由于材料中的碳与氧化性气体发生反应导致。在复合材料的裂纹自愈合温度以下, 微裂纹是气相扩散主要通道 (图 8a), 氧化性气体通过微裂纹向材料内部扩散, 进而与复合材料内部的碳基体与纤维发生反应 (图 8b)。当环境温度高于材料中微裂纹闭合温度时, 由于复合材料中微裂纹的自愈合, 微裂纹不再成为氧化性气体扩散的通道, 氧化性气体主要通过 SiC 涂层缺陷扩散进入复合材料内部, 致使 C/C 复合材料氧化失重。当温度高于 1 400 °C 时, SiC 氧化生成的 CO 为挥发性物质, 由于 CO 气体通过 SiO₂ 氧化膜逸出会形成气泡, 为 O₂ 经 SiC 涂层扩散至复合材料内部提供了新的扩散通道, 加快材料的氧化。

C/C_{1.0}-SiC 复合材料具有优异抗氧化性能的主要原因可以归纳为: 一方面, SiC 在高温下氧化生成具有流动性的 SiO₂ (图 9), 其粘附于材料的孔隙与裂纹处, 减小了材料氧化的活性表面积, 提高了氧化起始温度; 另一方面, 因为 SiO₂ 具有极低的氧渗透, 阻碍了氧气的进一步扩散, 一定程度上延缓了材料的氧化, 从而降低了材料的氧化速率。C/C_{1.0}-SiC 复合材料的质量增加是

SiC 在高温下氧化生成 SiO_2 引起的。在氧化失重阶段 (80~350 h), 一方面制备的复合材料不可避免地存在一定的孔隙缺陷, 氧化性气体会通过这些孔隙向复合材

料内部扩散, 与碳纤维和碳基体发生反应, 造成质量损失; 另一方面, 高温下 SiO_2 挥发, 也会导致复合材料的质量损失。

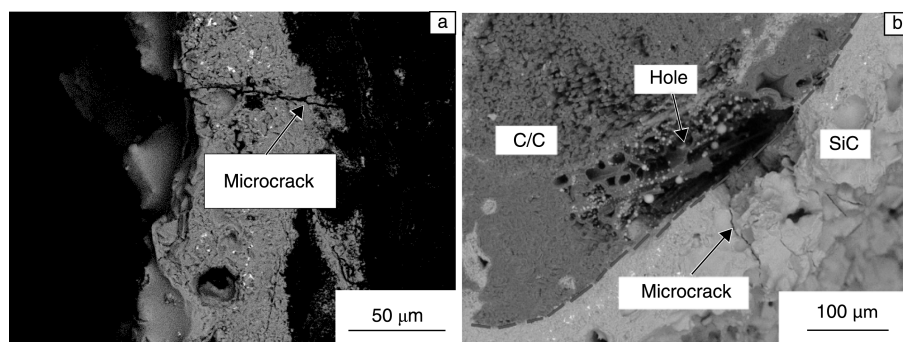


图8 C/C_{1.7}-SiC 复合材料 1 500 °C 氧化后的截面 SEM 照片: (a) 3 h, (b) 75 h

Fig. 8 Cross-section SEM micrographs of C/C_{1.7}-SiC after oxidation at 1 500 °C: (a) 3 h, (b) 75 h

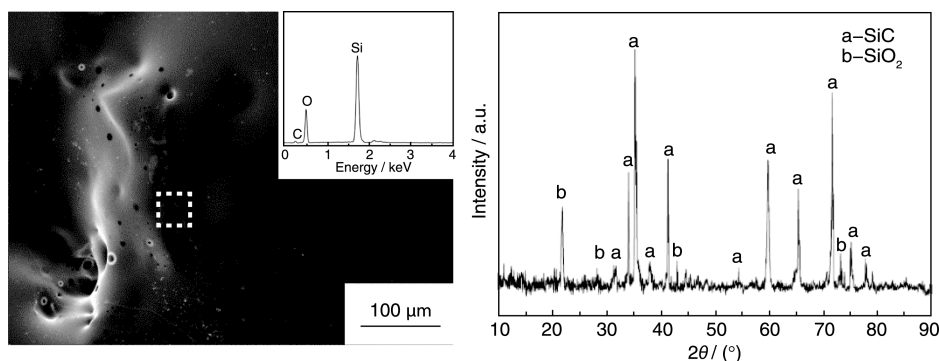


图9 C/C_{1.0}-SiC 复合材料 1 500 °C 氧化 300 h 后 SEM 照片及 XRD 图谱

Fig. 9 SEM micrograph and XRD pattern of C/C_{1.0}-SiC after oxidation at 1 500 °C for 300 h

3.3 C/C-SiC 复合材料的抗热震性能

图 10 为两种 C/C-SiC 复合材料的 1 500 °C ↔ 室温热震失重曲线。由图可知, C/C_{1.7}-SiC 复合材料的失重百分率与热震次数基本呈线性变化规律, 1 500 °C ↔ 室温热震 20 次后, 涂层试样失重率达 15%。这可能是由于

在热震循环过程中, C/C_{1.7}-SiC 复合材料表面的 SiC 涂层没有足够的时间形成 SiO_2 愈合裂纹 (图 11), 从而导致 C/C 复合材料的氧化失重明显。C/C_{1.0}-SiC 复合材料试样经 40 次热震后的失重率为 -3.91%, 即在热震过程中 C/C_{1.0}-SiC 复合材料不但没有失重, 反而质量增加。

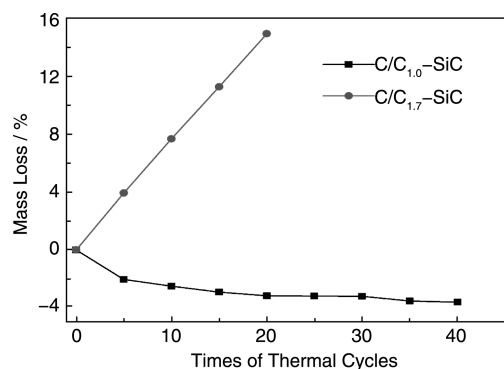


图 10 C/C-SiC 复合材料 1 500 °C ↔ 室温热震失重曲线

Fig. 10 Mass losses after different times of thermal cycles

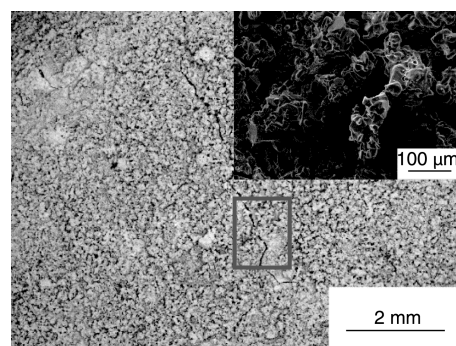


图 11 C/C_{1.7}-SiC 复合材料热震 20 次后表面 SEM 照片

Fig. 11 Surface SEM micrograph of C/C_{1.7}-SiC after 20 thermal cycles from 1 500 °C to RT

该材料在热震循环过程中,致密的 SiC 基体与氧化性气体形成 SiO_2 保护层 (图 12a),有效地阻止氧化性气体向复合材料内部的扩散。 $\text{C}/\text{C}_{1.0}$ -SiC 复合材料中残存的孔隙及 SiC 基体在变形中产生的微裂纹可以减缓和松弛应力^[25],而且致密 SiC 基体与低密度 C/C 复合材料多层界面的良好匹配有利于界面脱粘和界面滑动等,这些均能有效缓解复合材料内部材料热膨胀系数不匹配而造成的缺陷。

随温度的快速升高,复合材料内部热应力逐渐释放,且 SiC 基体、碳纤维及界面相产生膨胀效应,使微裂纹和间隙逐渐愈合。因此,经过 40 次 $1\,500\text{ }^\circ\text{C} \leftrightarrow \text{室温}$ 的热震后,复合材料外表面及内部没有大尺寸裂纹产生。对复合材料横截面线扫描分析进一步表明 (图 12b),40 次热震后,外部 SiO_2 层与致密的 SiC 基体仍能有效阻止氧化性气体向复合材料内部的扩散。

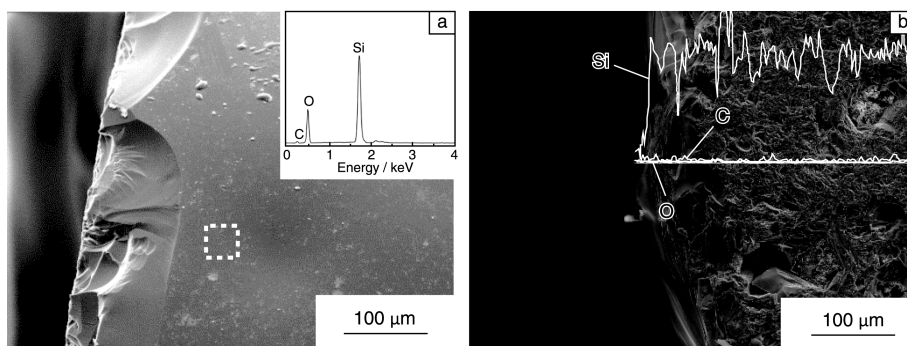


图 12 $\text{C}/\text{C}_{1.0}$ -SiC 复合材料热震 40 次后表面(a)及横截面(b)SEM 照片

Fig. 12 SEM micrographs of $\text{C}/\text{C}_{1.0}$ -SiC after 40 thermal cycles from $1\,500\text{ }^\circ\text{C}$ to RT: (a) surface and (b) cross-section

4 结 论

(1) 采用反应熔渗法制备了 C/C -SiC 复合材料,低密度 C/C 复合材料 ($1.0\text{ g}/\text{cm}^3$) 的孔径多数分布在 $10\sim 100\text{ }\mu\text{m}$ 范围内,孔壁对液相 Si 的阻力较小,反应熔渗过程 Si 熔体易渗入到 C/C 内部与热解碳反应生成 SiC,从而得到致密的 $\text{C}/\text{C}_{1.0}$ -SiC 复合材料。而密度为 $1.7\text{ g}/\text{cm}^3$ 的 C/C 复合材料因孔径太小 ($<10\text{ }\mu\text{m}$),不利于 Si 熔体的渗入,仅能在高密度 C/C 复合材料表面形成 SiC 涂层。

(2) $1\,500\text{ }^\circ\text{C}$ 静态空气环境中,氧气通过涂层中微裂纹向 $\text{C}/\text{C}_{1.7}$ -SiC 复合材料内部扩散,进而氧化材料内部的碳基体与纤维,导致 $\text{C}/\text{C}_{1.7}$ -SiC 复合材料抗氧化性能降低;对于 $\text{C}/\text{C}_{1.0}$ -SiC 复合材料而言,氧化气体与 SiC 基体反应生成 SiO_2 ,流动性的 SiO_2 粘附于材料的孔隙与裂纹处,阻碍了氧气的进一步扩散,延缓了复合材料的氧化,从而具有优异的抗氧化性能。

(3) C/C -SiC 复合材料在 $1\,500\text{ }^\circ\text{C} \leftrightarrow \text{室温}$ 的热震过程中,由于 C/C 复合材料与 SiC 的热膨胀系数不同,易造成 SiC 涂层开裂,致使 $\text{C}/\text{C}_{1.7}$ -SiC 复合材料抗热震性能下降。而 $\text{C}/\text{C}_{1.0}$ -SiC 复合材料内部残存的孔隙、微裂纹可减缓、松弛热震过程中产生的应力,致密的 SiC 基体与低密度 C/C 复合材料形成的镶嵌界面,有效缓解热膨胀系数不匹配而造成的缺陷,因此 $\text{C}/\text{C}_{1.0}$ -SiC 复合材

料具有优异的抗热震性能。

参考文献 References

- [1] Li Hejun(李贺军), Luo Ruiying(罗瑞盈), Yang Zheng(杨峥). *Journal of Materials Engineering* (材料工程) [J], 1997 (08): 8-10.
- [2] Cui Hong(崔红), Li Hejun(李贺军). *Journal of Solid Rocket Technology* (固体火箭技术) [J], 2001, 24(3): 63-67.
- [3] Yan Guishen(闫桂沈), Wang Jun(王俊), Su Junming(苏君明), et al. *Carbon* (炭素) [J], 2003, 114(02): 3-6.
- [4] Huang Jianfeng(黄剑锋), Li Hejun(李贺军), Xiong Xinbo(熊信柏), et al. *New Carbon Materials* (新型炭材料) [J], 2005, 20(04): 373-379.
- [5] Fu Qiangang(付前刚), Li Hejun(李贺军), Huang Jianfeng(黄剑锋), et al. *Journal of Materials Protection* (材料保护) [J], 2005, 38(03): 52-54.
- [6] Huang D, Zhang M, Huang Q, et al. *Corrosion Science* [J], 2014, 87: 134-140.
- [7] Klatt E, Frass A, Frieß M, et al. *Journal of the European Ceramic Society* [J], 2012, 32(14): 3 861-3 874.
- [8] Guo Xiping(郭喜平). *Materials China* (中国材料进展) [J], 2015, 34(2): 120-125.
- [9] 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.
- [10] Wang Xianghui(王向辉), Weng Li(翁力), Zhang Weigang

- (张伟刚). *New Carbon Materials*(新型炭材料)[J], 2014, 29(2): 126-131
- [11] Feng T, Li H, Wang S, *et al. Ceramics International* [J], 2014, 40(9): 15 167-15 173.
- [12] Yao X, Li H, Zhang Y, *et al. Journal of Materials Science and Technology*[J], 2014, 30(2): 123-127.
- [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.
- [14] Ren X, Li H, Chu Y, *et al. Surface and Coatings Technology* [J], 2014, 247: 61-67.
- [15] Mu Y, Zhou W, Wang C, *et al. Ceramics International*[J], 2014, 40(7): 10 037-10 041.
- [16] Luo Z, Zhou X, Yu J. *Surface and Coatings Technology*[J], 2014, 258: 146-153.
- [17] Cao X, Yin X, Fan X, *et al. Carbon*[J], 2014, 77: 886-895.
- [18] Zhu Y, Huang Z, Dong S, *et al. Ceramics International*[J], 2008, 34(5): 1 201-1 205.
- [19] Wang Y, Zhu X, Zhang L, *et al. Ceramics International*[J], 2012, 38(5): 4 337-4 343.
- [20] Zeng Y, Xiong X, Wang D, *et al. Carbon*[J], 2015, 81: 597-606.
- [21] Deng H, Li K, Li H, *et al. Carbon*[J], 2011, 49(7): 2 561-2 570.
- [22] Reznik B, Gerthsen D, Hüttinger K J. *Carbon* [J], 2001, 39(2): 215-229.
- [23] Wang Linshan(王林山), Xiong Xiang(熊翔), Xiao Peng(肖鹏), *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2003, 13(5): 1 196-1 201.
- [24] Han Tuanhui(韩团辉), Xiao Peng(肖鹏), Li Zhuan(李专). *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2010, 20(7): 1 316-1 320.
- [25] Ren Weihua(任伟华), Qiao Shengru(乔生儒), Ao Qiang(敖强). *Journal of Materials Engineering*(材料工程)[J], 2003, 12: 26-28.

(编辑 惠 琼)