

SiC 纤维烧结陶瓷的制备及其性能研究

李 伟, 许志明, 苟燕子, 尹森虎, 余艺平, 王 松

(国防科技大学 空天科学学院, 新型陶瓷纤维及其复合材料重点实验室, 长沙 410073)

摘 要: SiC 纤维烧结陶瓷(Fiber-bonded ceramics, FBCs)是由 SiC 纤维直接烧结而成的一种新型 SiC 材料, 材料中不存在基体相, 其孔隙率小于 3%且纤维体积分数超过 90%, 具有耐高温、高强度、抗氧化与耐辐照等优异性能, 是未来航空发动机和先进核能领域的重要候选材料。本工作在国内率先开展 SiC FBCs 的制备以及性能研究, 以国产 KD-SA 型第三代含铝 SiC 纤维为原料, 通过预处理在纤维表面原位构筑石墨(*in-situ* graphite, iG)层, 采用热压烧结工艺直接烧结纤维, 制备 SiC(Al) FBCs。实验表征了纤维及材料的宏/微观结构, 测试了材料的力学与氧化性能。结果表明: 通过预处理 SiC(Al)纤维, iG/SiC(Al)纤维表面可生成厚度为 300~400 nm 的碳层, 且 iG 层与纤维结合较好。采用热压烧结工艺制备的 iG/SiC(Al) FBCs 密度为 3.15 g/cm³, 气孔率仅为 0.52%, 基体完全致密, 纤维发生变形呈六棱柱状, 且纤维之间有明显的界面; 材料弯曲强度、断裂韧性与断裂功分别为 320 MPa、9.5 MPa·m^{1/2} 与 1169 J·m⁻²; 经 1500、1600 °C 空气氧化 100 h, 材料弯曲强度保留率分别高达 86%与 72%, 且维持伪塑性断裂模式。

关 键 词: SiC 纤维; SiC 纤维烧结陶瓷; 力学性能; 氧化性能

中图分类号: TB35 文献标志码: A 文章编号: 1000-324X(2025)02-0177-07

Preparation and Performance of Sintered SiC Fiber-bonded Ceramics

LI Wei, XU Zhiming, GOU Yanzi, YIN Senhu, YU Yiping, WANG Song

(Science and Technology on Advanced Ceramic Fiber and Composites Laboratory, College of Aerospace Science and Engineering, National University of Defense Technology, Changsha 410073, China)

Abstract: SiC fiber-bonded ceramics (FBCs), representing a novel class of SiC materials, synthesized *via* direct sintering of SiC fibers and characterized by lack of a matrix phase, porosity below 3% and fiber volume fraction exceeding 90%, exhibit remarkable properties, including high-temperature resistance, high strength, and robust resistance to oxidation and irradiation. Consequently, they are a promising contender for future aero-engine and advanced nuclear energy applications. Herein, SiC(Al) FBCs were prepared by pre-treating the fibers to form *in-situ* graphite (iG) layers on their surface, followed by direct sintering the fibers using a hot-press sintering process. Then, macroscopic/microscopic structures, mechanical properties and oxidative properties of the fibers and bulk ceramics were characterized. The results show that pre-treatment of SiC(Al) fibers leads to forming a 300–400 nm thick carbon layer, adhering well to the fibers. Density of the hot-press sintered iG/SiC(Al) FBCs is 3.15 g/cm³, with a porosity of only 0.52%. Meanwhile, the matrix is completely dense, the fibers are deformed in a new form of hexagonal prisms, and the well-defined interfaces are present between the fibers. Furthermore, bending strength,

收稿日期: 2024-06-17; 收到修改稿日期: 2024-09-09; 网络出版日期: 2024-09-23

基金项目: 湖南省自然科学基金(2023JJ30634) Natural Science Foundation of Hunan Province (2023JJ30634)

作者简介: 李 伟(1979–), 男, 副研究员. E-mail: liwei79@nudt.edu.cn

LI Wei (1979–), male, associate professor. E-mail: liwei79@nudt.edu.cn

通信作者: 王 松, 研究员. E-mail: wangs_0731@163.com

WANG Song, professor. E-mail: wangs_0731@163.com

fracture toughness, and work of fracture of the bulk ceramics are 320 MPa, $9.5 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ and $1169 \text{ J} \cdot \text{m}^{-2}$, respectively. After oxidation at 1500 and 1600 °C for 100 h in air, the retention rates of the flexural strength remain as high as 86% and 72%, respectively, while maintaining a quasi-plastic fracture mode.

Key words: SiC fiber; sintered SiC fiber-bonded ceramic; mechanical performance; oxidation performance

未来高推重比航空发动机的涡轮前温度将超过 1800 °C, 这对热端材料的耐温性能提出了更苛刻的要求^[1-3]。镍基高温合金虽然是航空发动机热端部件常用的热结构材料, 但其服役温度不超过 1150 °C^[4-6]。SiC_f/SiC 复合材料具有密度低、耐高温、抗氧化等优势, 近年来国内外研究人员针对其在航空发动机热端部件的应用展开了大量研究^[7-9]。然而, SiC_f/SiC 复合材料难以同时实现低气孔率与 SiC 基体的高纯度。此外, SiC 纤维与 SiC 基体之间的适配性问题限制了其耐高温、抗氧化与抗蠕变性能, 因此难以长期应用于 1400 °C 以上的燃气环境^[10-12]。

二十世纪九十年代, 日本宇部公司率先开发出高强度、耐高温、抗氧化、耐辐照的 SiC FBCs, 其强度在 1600 °C 仍能保持稳定^[13-17], 满足高推重比航空发动机与先进核能领域对轻质热结构材料的需求。近年来, 国外对 SiC FBCs 的研究取得了较大进展, 而国内仍处于初期阶段。此外, 国外制备 SiC FBCs 所用的原料是无定形 SiC 纤维, 在制备过程中难以控制界面相组成与厚度, 因此其强度与断裂韧性仍有待提高^[16-17]。原位石墨层(iG 层)是以 SiC 纤维为热处理对象, 在一定温度(高于硅的熔点)与真空度下使纤维发生高温分解反应, 脱出硅原子, 并在纤维表面原位制备的石墨层。该技术由国防科技大学苟燕子等^[18]开发, 并被用于制备具有电磁屏蔽功能的高韧性石墨纤维^[19]。本工作通过在 SiC 纤维表面制备 iG 层, 有望进一步提升 SiC FBCs 的强度与韧性。

为了实现高强韧 SiC FBCs 的可控制备, 本工作在国内率先以耐温性能更佳的第三代含铝 SiC 纤维为原材料, 在其表面制备 iG 层, 然后采用热压烧结工艺制备 SiC FBCs, 通过分析 iG 层对材料组成、结构与力学性能的影响来揭示其强韧化机制, 并且表征材料经 1350、1500、1600 °C 氧化考核后的力学性能。

1 实验方法

采用国防科技大学开发的 KD-SA 型含铝 SiC 纤维为原材料, 在 1750 °C、<1 Pa 条件下, 真空热处理约 20 min 在 SiC 纤维表面制备 iG 层。然后, 将

未处理的 SiC 纤维(SiC(Al)纤维)和表面制备 iG 层的 SiC 纤维(iG/SiC(Al)纤维)置于 1900 °C、60 MPa 氩气环境中保温 1 h, 采用热压烧结工艺分别制备无界面层的含铝 SiC 纤维烧结陶瓷(SiC(Al) FBC)与有 iG 层的含铝 SiC 纤维烧结陶瓷(iG/SiC(Al) FBC)。

利用氧氮氢分析仪测定 SiC 纤维的 O(NH836)、C(CS844)元素含量。利用电感耦合等离子体发射光谱仪(ICP-OES, Agilent 5110)测定 SiC 纤维的 Si 和 Al 元素含量。利用俄歇电子能谱仪(AES, ULVAC PHI 700)表征 SiC 纤维表层径向的元素线分布。利用 X 射线衍射仪(XRD, Rigaku SmartLab)分析 SiC 纤维与氧化前后陶瓷的物相。利用 X 射线光电子能谱仪(XPS, Thermo Scientific 250Xi)分析 SiC 纤维刻蚀前后的元素组成与化学态。采用扫描电子显微镜(SEM, Regulus SU8100)观察纤维与陶瓷的微观形貌, 并借助电子能谱仪(EDS, OXFORD Xplore 30)分析其成分。使用电子双束显微镜(FIB, Heloise 5UC)加工固体试样; 采用物镜球差校正场发射透射电子显微镜(TEM, Titan G2 60-300)观察试样的微观形貌, 并在高角环形暗场(HAADF)成像扫描模式下分析元素分布。

采用排酒精法和排煤油法分别测试 SiC 纤维的密度和块状固体试样的密度与气孔率。分别采用三点弯曲法与预制裂纹法测试试样的弯曲强度和断裂韧性。两种试样尺寸分别约为 40 mm×3 mm×2 mm 和 40 mm×4 mm×2 mm, 在试样宽度方向预制对半切口深度为 2 mm, 切口宽度为 0.2~0.5 mm。对用于弯曲强度测试的试样进行高温氧化考核, 当马弗炉达到预设考核温度时放入试样(考核温度分别为 1350、1500、1600 °C, 总考核时间为 100 h)。随炉降温至约 1300 °C 后取出试样并自然冷却, 分别在 0、5、20、40、60、80、100 h 时称重, 并测试氧化后试样的剩余弯曲强度。

2 结果与讨论

2.1 SiC(Al)纤维与 iG/SiC(Al)纤维

表 1 为 SiC(Al)纤维的化学组成, 其元素组成呈现出近化学计量比的特点。图 1(a)为纤维表层 100 nm 的 AES 深度剖析测试结果, 纤维表面存在约

10 nm 的富氧层, 当剖析深度超过 10 nm 后, 纤维的组成趋于稳定。图 1(b)为 SiC(Al)纤维表面的 XPS 全扫描谱图, 除了 SiC 的 Si2p、Si2s 与 C1s 峰, 纤维表面还出现了较强的 O1s 峰。此外, 谱图中出现较低的 Al2s 峰表明纤维中含有微量铝。对 SiC(Al)纤维表面刻蚀前后的 Si 元素进行 XPS 窄扫描, 并利用 Gauss 函数对其进行分峰拟合, 结果如图 1(c, d)所示。图 1(c)中位于 99.8 与 100.5 eV 的峰分别归属于 Si-O 与 Si-C, 而图 1(d)中位于 100.8 eV 的峰归属于 Si-C^[20-21]。因此, 纤维表面的富氧层为硅氧化合物, 而刻蚀后只剩余 SiC 的能谱峰, 这进一步说明 SiC(Al)纤维的化学组成近化学计量比。

图 2 为 SiC(Al)纤维与 iG/SiC(Al)纤维的 XRD 图谱。SiC(Al)纤维仅出现尖锐的 β -SiC 衍射峰, 说明其具有高结晶特性, 而 iG/SiC(Al)纤维还出现了微弱的石墨衍射峰。SiC(Al)纤维的表观密度为 2.79 g/cm³, 气孔率约为 12.3%, 说明纤维内部存在较多的气孔。观察 SiC(Al)纤维与 iG/SiC(Al)纤维的微观形貌(图 3)发现, SiC(Al)纤维(图 3(a, b))粗细相对均匀, 表面有一定的粗糙度, 内部孔隙较多; 而 iG/SiC(Al)纤维(图 3(c, d))中, iG 层与纤维结合较好, 其厚度为 300~400 nm。

2.2 SiC(Al) FBC 与 iG/SiC(Al) FBC

图 4 为 SiC(Al) FBC 与 iG/SiC(Al) FBC 的 XRD 图谱。其中, SiC(Al) FBC 仅出现 β -SiC 的衍射峰, 而 iG/SiC(Al) FBC 还出现了微弱的石墨衍射峰。

SiC(Al) FBC 的表观密度和气孔率分别为 3.18 g/cm³ 和 1.23%, 而 iG/SiC(Al) FBC 的分别为 3.15 g/cm³ 和 0.52%, 这是因为 iG 是由纤维表面 SiC 分解而成, Si 变成气体逸出并在纤维表面留下 C 层, Si 的原子量大于 C 的原子量, 所以造成 iG/SiC(Al) FBC 的表观密度偏小。观察 SiC(Al) FBC 与 iG/SiC(Al) FBC 的微观形貌(图 5)发现, SiC(Al) FBC 近乎完全致密, 且未见明显界面; 而 iG/SiC(Al) FBC 完全致密, 纤维之间存在明显的界面, 且发生变形呈六棱柱状, 说明界面层能够促进 SiC(Al)纤维变形以及 SiC FBCs 致密化, 并且纤维表面的 iG 层可以填充到气孔中, 使气孔率降低。

表 1 SiC(Al)纤维的化学组成

Table 1 Chemical composition of SiC(Al) fiber

Sample	Composition/% (in atom)				C/Si
	Si	C	O	Al	
SiC(Al) fiber	47.70	51.50	0.30	<1.00	1.08

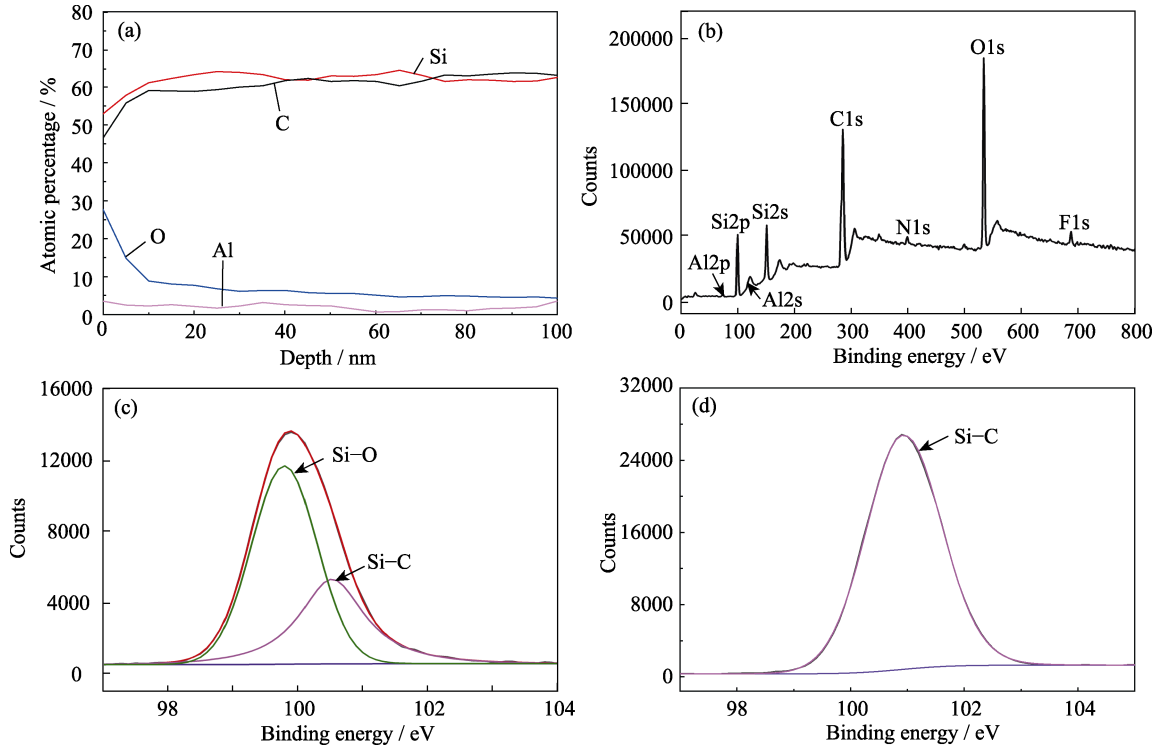


图 1 SiC(Al)纤维的化学组成
Fig. 1 Chemical composition of SiC(Al) fiber
(a) AES depth profile; (b) Total XPS spectra of surface; (c, d) Si2p XPS spectra of SiC(Al) fiber (c) before and (d) after etching

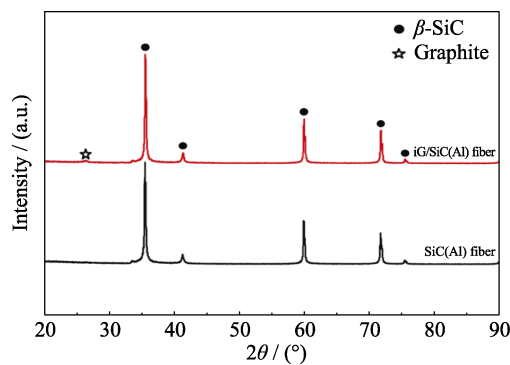


图 2 SiC(Al)纤维与 iG/SiC(Al)纤维的 XRD 图谱

Fig. 2 XRD patterns of SiC(Al) fiber and iG/SiC(Al) fiber

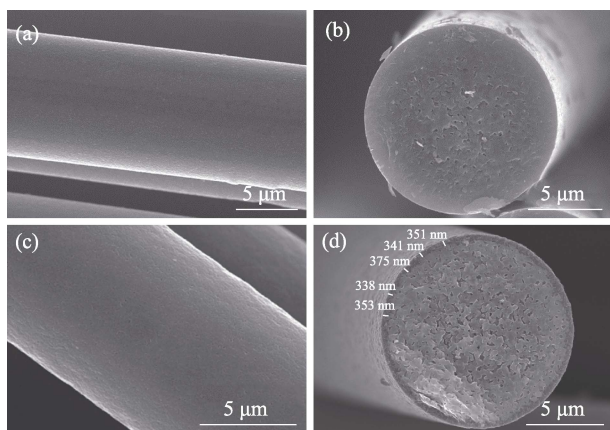


图 3 (a, b)SiC(Al)纤维与(c, d)iG/SiC(Al)纤维的(a, c)表面与(b, d)截面 SEM 照片

Fig. 3 (a, c) Surface and (b, d) cross-sectional SEM images of (a, b) SiC(Al) fiber and (c, d) iG/SiC(Al) fiber

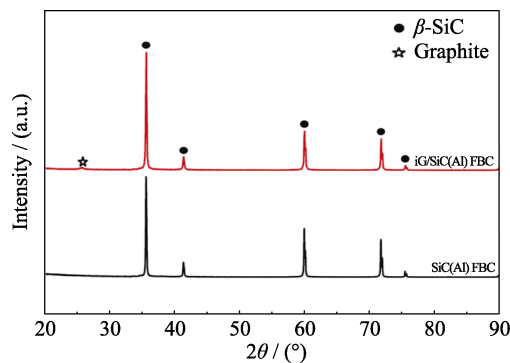


图 4 SiC(Al) FBC 与 iG/SiC(Al) FBC 的 XRD 图谱

Fig. 4 XRD patterns of SiC(Al) FBC and iG/SiC(Al) FBC

图 6 与图 7 分别为 SiC(Al) FBC 与 iG/SiC(Al) FBC 的 TEM 照片与元素分析结果。SiC(Al) FBC 为多晶结构, 其平均粒径约为 $1.45 \mu\text{m}$ (图 6(a)); 而 iG/SiC(Al) FBC 的平均粒径仅约为 $0.75 \mu\text{m}$ (图 6(e)), 说明界面层能够显著抑制 SiC 的长大。对 SiC(Al) FBC 的晶粒及其晶界进行高倍成像(图 6(b~d))发现, 陶瓷晶粒内部存在大量贯穿整个晶粒的平直条纹结构, 此为晶粒内部的高密度层错, 选区电子衍射

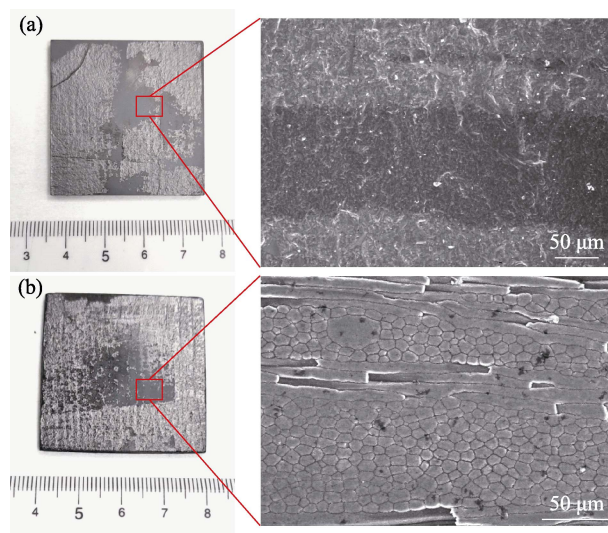


图 5 (a) SiC(Al)FBC 与(b)iG/SiC(Al) FBC 的光学照片及其 SEM 照片

Fig. 5 Optical photographs and SEM images of (a) SiC(Al) FBC and (b) iG/SiC(Al) FBC

(SAED)图案(图 6(d)插图)表明部分层错还形成了孪晶结构。另外, SiC 的晶界也十分干净。元素分析结果(图 7(a~d))进一步验证了 SiC(Al) FBC 无界面层存在, 但在部分三角晶界与晶粒内部分布着少量碳颗粒。如图 6(f~h)所示, iG/SiC(Al) FBC 的石墨界面处能够观察到较为清晰的 SiC 晶粒与石墨的原子结构, 未发现明显气孔, 说明两者结合得较好; 界面内部为石墨的多晶结构, 其片晶相对更长, 但整体有序度低于纤维内部 SiC 晶粒三角富碳区, 该区域是缺陷较多、易发生解离的 SiC 纤维界面层之间的结合位置。元素分析结果(图 7(e~h))也说明纤维之间存在石墨界面层, 同时也可以发现部分石墨由于热压作用而侵入纤维表层晶粒的界面。

图 8 为 SiC(Al) FBC 与 iG/SiC(Al) FBC 弯曲强度与断裂韧性测试的载荷-位移曲线。SiC(Al) FBC 呈典型的脆性断裂模式, 其弯曲强度、断裂韧性、断裂功分别为 335 MPa 、 $5.5 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 、 $55 \text{ J} \cdot \text{m}^{-2}$ 。iG/SiC(Al) FBC 呈假塑性断裂模式, 其弯曲强度、断裂韧性、断裂功分别为 320 MPa 、 $9.5 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 、 $1169 \text{ J} \cdot \text{m}^{-2}$ 。而采用 SiC 粉末在 $1950^\circ\text{C}/25 \text{ MPa}/1 \text{ h}$ 条件下热压烧结得到 SiC 块体的弯曲强度、断裂韧性分别为 383 MPa 、 $4.95 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ [13]。由此可见, iG 层改善了 SiC 纤维烧结陶瓷的韧性。与国外 SA-Tyrannohex 相比, 本工作能够实现界面层的可控制备, 所得 SiC 纤维烧结陶瓷的弯曲强度与之相当, 且断裂韧性大幅提升, 但断裂功与之相近 [14, 17]。

如图 9 所示, SiC(Al) FBC 的断口十分平整, 未见明显界面; 而 iG/SiC(Al) FBC 则存在纤维层与大量纤维拔出现象, 在高倍下观察到纤维均发生变

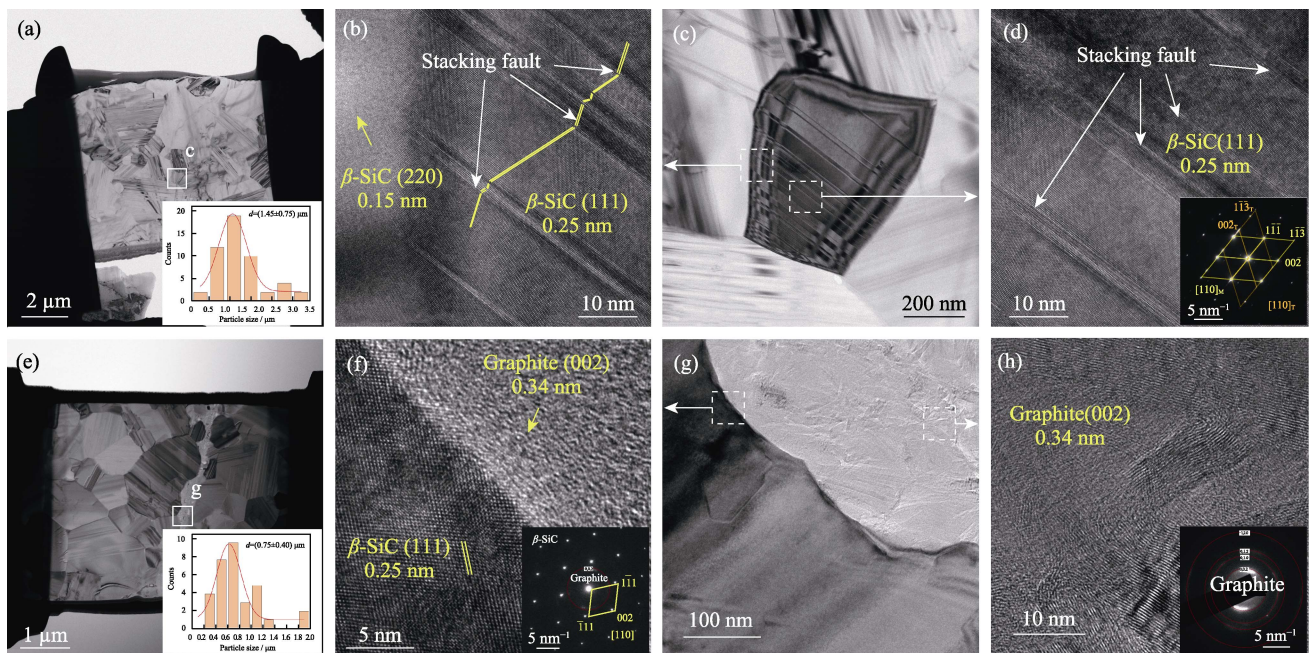


图 6 (a~d)SiC(Al) FBC 与(e~h)iG/SiC(Al) FBC 的(a, c, e, g)TEM 和(b, d, f, h)HRTEM 照片((a, e)中的插图为相应的粒径分布图, (d, f, h)中的插图为 SAED 图案)

Fig. 6 (a, c, e, g) TEM and (b, d, f, h) HRTEM images of (a-d) SiC(Al) FBC and (e-h) iG/SiC(Al) FBC with insets in (a, e) showing corresponding distributions of crystal diameters and insets in (d, f, h) showing selected area electron diffraction (SAED) patterns

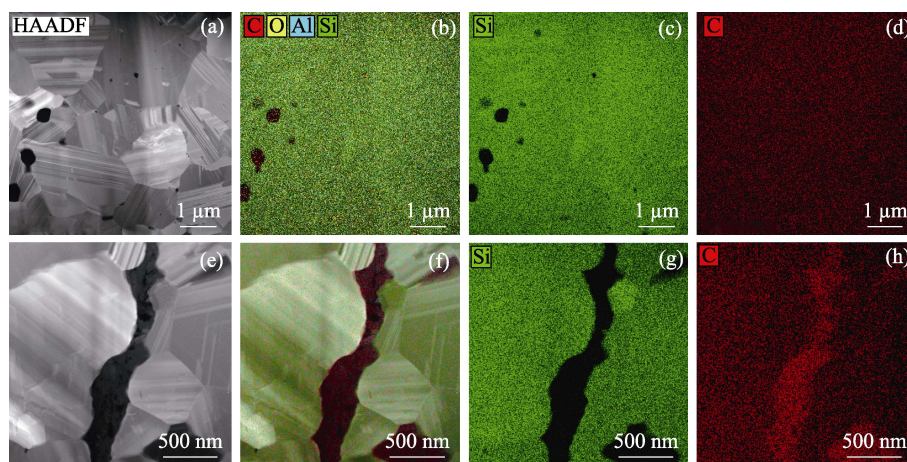


图 7 (a~d)SiC(Al) FBC 与(e~h)iG/SiC(Al) FBC 的(a, e)HAADF 图像和(b~d, f~h)元素分布图
Fig. 7 (a, e) HAADF images and (b-d, f-h) elemental mappings of (a-d) SiC(Al) FBC and (e-h) iG/SiC(Al) FBC

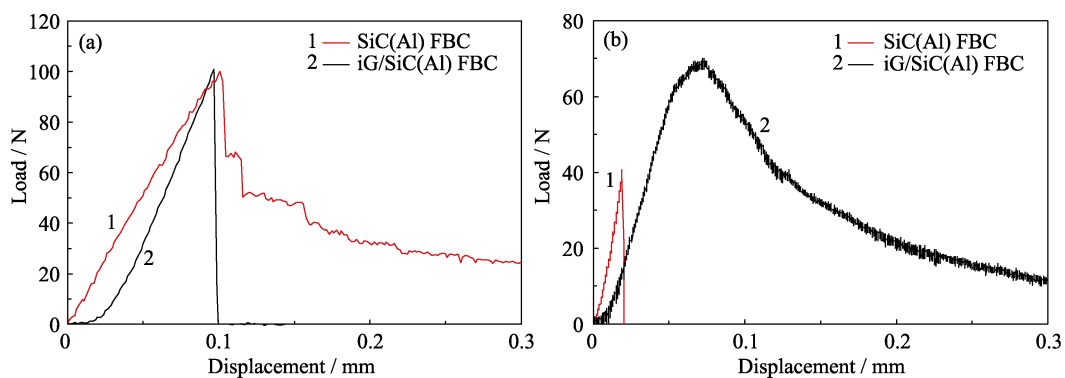


图 8 SiC(Al) FBC 与 iG/SiC(Al) FBC 在(a)弯曲强度与(b)断裂韧性测试过程中的载荷-位移曲线
Fig. 8 Load-displacement curves during the (a) flexural strength and (b) fracture toughness tests of SiC(Al) FBC and iG/SiC(Al) FBC

形呈六棱柱状, 且堆积紧密。有界面层的陶瓷在断裂过程中, 界面的解离、纤维拔出与纤维断裂是其主要裂纹能量耗散机制。

2.3 iG/SiC(Al) FBC 的高温氧化性能

图 10 为 iG/SiC(Al) FBC 经不同温度氧化考核后的单位面积质量变化曲线。由于 iG 层的氧化消耗是主要反应, 所以 iG/SiC(Al) FBC 的氧化整体表现为失重。SiC 纤维氧化后产生的玻璃相具有缺陷钝化与裂纹愈合作用, 使陶瓷在不同温度下的氧化失重占比均较低。经 1350、1500、1600 °C 氧化 100 h 后, 其失重占比分别为 <1%、~1.4%、~2.3%。

对不同温度氧化考核 100 h 的 iG/SiC(Al) FBC 的剩余弯曲强度进行测试, 其载荷-位移曲线和剩余弯曲强度如图 11 所示。iG/SiC(Al) FBC 经不同温度氧化考核后均呈伪塑性断裂模式, 说明材料整体仍保持较好的韧性和较高的强度。iG/SiC(Al) FBC 在 1350、1500 °C 考核 100 h 后均具有约 86% 的平均弯曲强度保留率, 而在 1600 °C 考核 100 h 后, 其平均弯曲强度保留率仍高达 72%, 说明 iG/SiC(Al) FBC 具有十分优异的耐高温抗氧化性能, 并且与国外 SA-Tyrannohex 相当^[22]。而现有 SiC_f/SiC 复合材料的氧化考核温度一般不超过 1350 °C, 所表现出的抗氧化性能也相对较差。例如, 采用预浸料熔渗法制备的 SiC_f/SiC 材料在经过 1200 °C 氧化 100 h 后的弯曲强度保留率仅为 75%^[23]。采用化学气相渗透 (CVI)+ 前驱体浸渍裂解 (PIP) 联用法制备的 SiC_f/SiC 复合材料在经过 1200 °C 氧化 100 h 后的弯曲强度保留率约为 86%^[24]。综上, 本工作所开发的 SiC FBCs 综合性能优异, 具有重要的研究价值与较

好的应用前景。

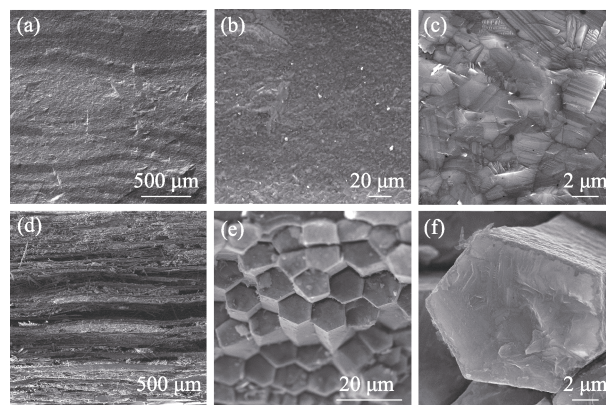


图 9 (a~c) SiC(Al) FBC 与 (d~f) iG/SiC(Al) FBC 的断口 SEM 照片

Fig. 9 SEM images of fracture surfaces of (a-c) SiC(Al) FBC and (d-f) iG/SiC(Al) FBC

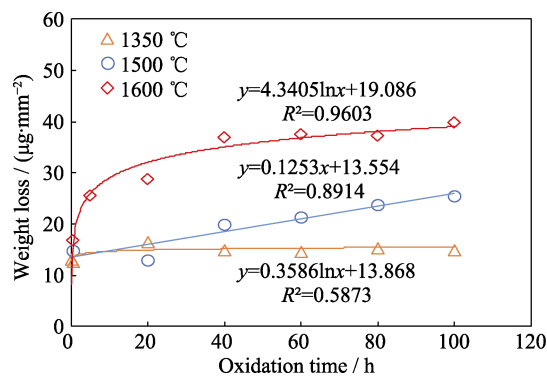


图 10 iG/SiC(Al) FBC 经不同温度氧化考核后的单位面积质量变化曲线

Fig. 10 Mass change curves per unit area of iG/SiC(Al) FBC after oxidation at different temperatures

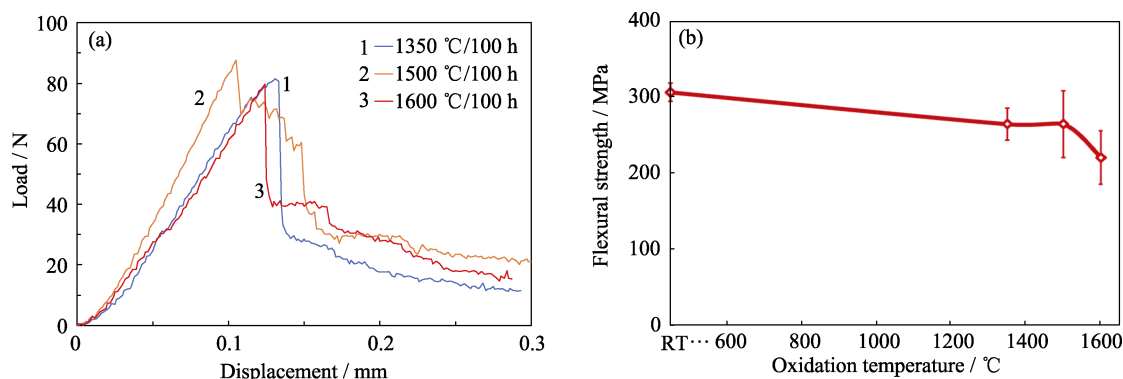


图 11 iG/SiC(Al) FBC 经不同温度氧化考核 100 h 的 (a) 弯曲强度测试过程中的载荷-位移曲线与 (b) 剩余弯曲强度

Fig. 11 (a) Load-displacement curves during the flexural strength test and (b) residual bending strength of iG/SiC(Al) FBC after 100 h oxidation at different temperatures

3 结论

1)通过对第三代含铝 SiC 纤维直接进行热压烧结,成功获得了含铝 SiC 纤维烧结陶瓷,其弯曲强度可达 335 MPa;

2)在含铝 SiC 纤维表面制备 iG 层,实现了含铝 SiC 纤维烧结陶瓷的强韧化,制备所得 iG/SiC 纤维烧结陶瓷的弯曲强度、断裂韧性与断裂功分别为 320 MPa、 $9.5 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 与 $1169 \text{ J} \cdot \text{m}^{-2}$ 。

3)含铝 iG/SiC 纤维烧结陶瓷在不同温度氧化考核中均表现为失重,在 1350、1500 °C 考核 100 h 后均具有约 86% 的平均弯曲强度保留率,在 1600 °C 考核 100 h 后,其平均弯曲强度保留率仍高达 72%。

参考文献:

- [1] YIN F, RAO A G. Performance analysis of an aero engine with inter-stage turbine burner. *The Aeronautical Journal*, 2017, **121(1245)**: 1605.
- [2] SRINIVAS G, RAGHUNANDANA K, SATISH SHENOY B. Recent developments in turbomachinery component materials and manufacturing challenges for aero engine applications. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2018, **314**: 012012.
- [3] LIN Z M. The current development and future trends of fighter engines. *Aeroengine*, 2006, **32(1)**: 1.
- [4] BERGS T, GRÜNEBAUM T, FRICKE K, et al. Life cycle assessment for milling of Ti-and Ni-based alloy aero engine components. *Procedia CIRP*, 2021, **98**: 625.
- [5] WANG X G, LIU J L, JIN T, et al. Tensile behaviors and deformation mechanisms of a nickel-base single crystal superalloy at different temperatures. *Materials Science and Engineering: A*, 2014, **598**: 154.
- [6] ZHANG G, ZHANG Y, ZHENG L, et al. Research progress in powder metallurgy superalloys and manufacturing technologies for aero-engine application. *Acta Metallurgica Sinica*, 2019, **55(9)**: 1133.
- [7] FAN X, YIN X. Progress in research and development on matrix modification of continuous fiber-reinforced silicon carbide matrix composites. *Advanced Composites and Hybrid Materials*, 2018, **1**: 685.
- [8] PADTURE N P. Advanced structural ceramics in aerospace propulsion. *Nature Materials*, 2016, **15(8)**: 804.
- [9] KARADIMAS G, SALONITIS K. Ceramic matrix composites for aero engine applications—a review. *Applied Sciences*, 2023, **13(5)**: 3017.
- [10] KATOH Y, SNEAD L L, HENAGER J C H, et al. Current status and recent research achievements in SiC/SiC composites. *Journal of Nuclear Materials*, 2014, **455(1/2/3)**: 387.
- [11] DICARLO J A, YUN H M, MORSCHER G N, et al. SiC/SiC composites for 1200 °C and above//BANSAL N P. Handbook of ceramic composites. Boston: Springer US, 2005: 77–98.
- [12] LUTHRA K L, CORMAN G S. Melt infiltrated (MI) SiC/SiC composites for gas turbine applications//KRENKEL W, NASLAIN R, SCHNEIDER H. High temperature ceramic matrix composites. Ohio: Wiley-American Ceramic Society, 2001: 744–753.
- [13] 武安华, 曹文斌, 马芳, 等. SiC 的固相热压烧结. 北京科技大学学报, 2000, **22(4)**: 328.
- [14] ISHIKAWA T, KAJII S, MATSUNAGA K, et al. A tough, thermally conductive silicon carbide composite with high strength up to 1600 °C in air. *Science*, 1998, **282(5392)**: 1295.
- [15] HO C Y, TSAI S C, LIN H T, et al. Microstructural investigation of Si-ion-irradiated single crystal 3C-SiC and SA-Tyrannohex SiC fiber-bonded composite at high temperatures. *Journal of Nuclear Materials*, 2013, **443(1/2/3)**: 1.
- [16] XU Z M, YU Y P, WANG S, et al. Research progress of SiC fiber-bonded ceramics. *Journal of Material Engineering*, 2023, **51(8)**: 23.
- [17] VERA M C, MARTÍNEZ-FERNÁNDEZ J, SINGH M, et al. Strength and thermal shock resistance of Si-Al-C-O and Si-Ti-C-O fiber-bonded ceramics. *International Journal of Applied Ceramic Technology*, 2022, **19(2)**: 1126.
- [18] GOU Y, WANG H, JIAN K. Formation of carbon-rich layer on the surface of SiC fiber by sintering under vacuum for superior mechanical and thermal properties. *Journal of the European Ceramic Society*, 2017, **37(3)**: 907.
- [19] ZHANG Y, CHEN J, YAN D, et al. Conversion of silicon carbide fibers to continuous graphene fibers by vacuum annealing. *Carbon*, 2021, **182**: 435.
- [20] 王珊人. SA 型 SiC 纤维烧结致密化机理及高温性能研究. 长沙: 国防科技大学博士学位论文, 2020.
- [21] YAMAMOTO H, BABA Y, SASAKI T A. Electronic structures of N^{2+} and O^{2+} ion-implanted Si (100). *Surface and Interface Analysis*, 1995, **23(6)**: 381.
- [22] KAJII S, MATSUNAGA K, SATO M, et al. Mechanical behavior of SiC-Polycrystalline fiber-bonded-ceramics. 28th International Conference on Advanced Ceramics and Composites B: Ceramic Engineering and Science Proceedings, Hoboken, 2004, **25**: 43–48.
- [23] CORMAN G S, LUTHRA K L. Silicon melt infiltrated ceramic composites (HiPerComp™)//BANSAL N P. Handbook of ceramic composites. Boston: Springer US, 2005: 99–115.
- [24] ZHANG J, ZHANG Y, WANG Y, et al. Long-term oxidation performance of SiC/SiC composites at 1200 °C in air atmosphere manufactured by PIP and hybrid CVI/PIP techniques. *Ceramics International*, 2024, **50(7)**: 10259.