

熔融渗硅工艺制备的SiC_f/SiC复合材料微观结构与性能

刘 虎^{1,2} 杨金华^{1,2} 陈子木³ 郎旭东⁴ 焦 健^{1,2}

(1 中国航发北京航空材料研究院先进复合材料国防科技重点实验室, 北京 100095)

(2 中国航发北京航空材料研究院航空材料先进腐蚀与防护航空科技重点实验室, 北京 100095)

(3 中国航发北京航空材料研究院材料检测与评价航空科技重点实验室, 北京 100095)

(4 中国航发湖南动力机械研究所, 株洲 412002)

文 摘 SiC纤维增强SiC陶瓷基复合材料(SiC_f/SiC复合材料)在航空发动机热端部件方面具有重要应用。本文以第二代碳化硅纤维为增强材料,采用熔融渗硅工艺制备出SiC_f/SiC复合材料,测试复合材料的基本物理性能及常规力学性能,并利用Micro-CT、SEM对试样的微观结构和断面进行了表征分析。结果显示:SiC_f/SiC复合材料的体积密度为2.78 g/cm³,开气孔率小于2.0%,基体较为致密,1200℃时热导率(厚度方向)为14.30 W/(m·K),室温~1200℃厚度方向和面内方向的线胀率分别为0.59%、0.56%,平均热胀系数分别为5.02×10⁻⁶、4.73×10⁻⁶/K;室温面内拉伸强度典型值为317 MPa,SEM显示试样断面具有明显的纤维拔出效应,弯曲强度和层间拉伸强度典型值分别达794和49 MPa。

关键词 SiC_f/SiC复合材料,熔融渗硅,力学性能

中图分类号:TB332

DOI:10.12044/j.issn.1007-2330.2020.06.006

Microstructure and Properties of SiC_f/SiC Composite Fabricated by Melt Infiltration Process

LIU Hu^{1,2} YANG Jinhua^{1,2} CHEN Zimu³ LANG Xudong⁴ JIAO Jian^{1,2}

(1 National Key Laboratory of Advanced Composites, AECC Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095)

(2 Aviation Key Laboratory of Science and Technology on Advanced Corrosion and Protection for Aviation Material, AECC Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095)

(3 Aviation Key Laboratory of Science and Technology on Materials Testing and Evaluation, AECC Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095)

(4 AECC Hunan Aviation Powerplant Research Institute, Zhuzhou 412002)

Abstract Silicon carbide fiber reinforced silicon carbide matrix (SiC_f/SiC) composite had an important application in hot-section components in aer engines. SiC_f/SiC composite was fabricated by melt infiltration (MI) technique using SiC fibers as reinforcement. Physical and mechanical properties of the composite were evaluated and the microstructure and cross section was studied by Micro-CT and SEM. The results show that the bulk density of SiC_f/SiC composite is 2.78 g/cm³ and the apparent porosity is lower than 2.0%. The transverse thermal conductivity at 1200℃ is 14.30 W/(m·K) for the prepared composite. The linear expansion rates in thickness direction and in-plane direction are 0.59% and 0.56% and the average coefficient of thermal expansion are 5.02×10⁻⁶/K and 4.73×10⁻⁶/K, respectively. The representative values of in-plane tensile strength, flexural strength and interlaminar tensile strength of SiC_f/SiC composite are 317 MPa, 794 MPa and 49 MPa, respectively. It is clearly observed that many fibers are pull out of the ceramic matrix from the SEM image of fracture surface of tensile specimen.

收稿日期:2020-04-20

第一作者简介:刘虎,1986年出生,高级工程师,主要从事陶瓷基复合材料的研究工作。E-mail: biamliuhu@126.com

通信作者:焦健,1976年出生,研究员,研究方向为陶瓷基复合材料。E-mail: jian.jiao@biam.ac.cn

Key words SiC_f/SiC ceramic matrix composite, Silicon melt infiltration, Mechanical property

0 引言

碳化硅陶瓷具有耐高温、耐磨损、抗氧化、高比强度等优点,但单相陶瓷抗冲击性差,容易碎裂;采用连续碳化硅纤维对其进行增韧后,在保留陶瓷性能的基础上,制备的SiC_f/SiC陶瓷基复合材料具有良好的抗热震性以及裂纹不敏感、不发生灾难性损伤等特性,将其应用于航空发动机可提高涡轮前进口温度、减少冷却气体用量、提高燃烧效率、降低结构质量,从而可提升发动机推重比/功重比,成为高性能航空发动机理想的热端部件材料^[1-3]。

经过数十年的发展,目前已形成多种SiC_f/SiC复合材料制备工艺,如化学气相沉积(CVI)工艺^[4-5]、聚合物浸渍裂解(PIP)工艺^[6]、熔渗(MI)工艺^[7-9]、纳米浸渍低共熔液相烧结(NITE)工艺^[10]等,不同工艺制备的复合材料具有不同的性能特点^[11]。GE公司创造性地将预浸料技术和熔渗工艺结合起来,发展出具有制备周期短、成本低、可设计性强等优点的预浸料-熔渗工艺,利用该工艺制备出致密度高、可靠性好、综合性能优异的SiC_f/SiC复合材料^[12],并已成功应用于航空发动机的涡轮外环,还将有望进一步扩展应用于燃烧室内衬、导向叶片、转子叶片等热端部件。

本文以第二代SiC纤维为增强材料,先制备出SiC纤维预浸料,经铺层、热压成型、碳化处理后,利用熔融渗硅工艺制备出SiC_f/SiC复合材料,并对该材料的基本物理性能和常规力学性能进行测试分析。

1 实验

1.1 材料制备

试验所用增强材料为第二代连续SiC纤维^[13];分别以BCl₃和NH₃、三氯甲基硅烷为前驱物,通过化学气相沉积(CVI)工艺在SiC纤维表面制备了BN/SiC界面层^[14],其中BN的厚度为300~500 nm;将表面沉积界面层的SiC纤维预浸后制成预浸料单向带,然后将预浸料单向带按0°铺层,经热压成型、碳化处理后,在高温下经熔融渗硅反应得到SiC_f/SiC复合材料(制备工艺过程参见文献[12]);经计算所得复合材料纤维体积分数约为21%。

1.2 测试分析

1.2.1 基本物理性能测试

SiC_f/SiC复合材料的体积密度、开气孔率参考GB/T 25995—2010进行测试;热导率(厚度方向)采用激光闪光法进行测试,所用仪器为耐驰LFA427型

激光闪射导热仪,样品为直径12.6 mm、厚度1.5 mm的圆片,测试温度点包括室温、800、900、1 000、1 100、1 200 °C,根据测得的热扩散系数、比热容数据以及密度计算得到不同温度点下的热导率;热胀性能参考GB/T 16535—2008进行测试,测试仪器为林赛思L75HD1600C型热膨胀仪,试样尺寸为50 mm×4 mm×4 mm,测试温度范围为室温~1 200 °C,测得线胀率和平均热胀系数^[15]。

残余Si的尺度通过化学腐蚀法进行测试:将尺寸为3 mm×3 mm×2 mm的块状样品置于浓硝酸与氢氟酸(体积比3:1)的混合液中浸泡72 h,取出晾干后用于扫描电子显微镜表征。

1.2.2 常规力学性能测试

室温面内拉伸强度在Instron 5982型电子万能试验机上按照CJB 6475—2008进行测试,试样尺寸为120 mm×10 mm×3 mm,加载速率为0.25 mm/min。

室温三点弯曲强度在CMT6104微机控制电子万能试验机上参考GB/T 6569—2006进行测试,试样尺寸为36 mm×4 mm×3 mm,跨距为30 mm,加载速率为0.25 mm/min。

室温层间拉伸强度参考ASTM C 1468—13进行测试,将直径25.4 mm、厚度约3 mm的圆形试样置于两个表面涂有胶黏剂的试柱中间,待胶黏剂固化完全后,将试验组合安装于拉力试验机上,加载速率为0.25 mm/min。

1.2.3 微观结构表征

采用Phoenix vltomelx m型微纳CT系统和FEI Nova NanoSEM 450型扫描电子显微镜(SEM)对SiC_f/SiC复合材料的微观结构及形貌进行观察;采用Thermo Scientific DXR2型激光显微拉曼光谱仪对碳化处理及熔融渗硅后的基体进行拉曼光谱表征。

2 结果与讨论

2.1 基本物理性能

SiC_f/SiC复合材料的体积密度为2.78 g/cm³,开气孔率小于2.0%,说明基体具有较高的致密度;体积密度和开气孔率与GE公司熔渗工艺制备的SiC_f/SiC复合材料数据相当^[12]。图1为复合材料沿纤维横截面磨抛后的SEM图片,从图中可以看出,纤维较均匀地包裹于基体当中;基体致密、连续,由SiC和反应后的残余Si组成。图2为经酸性溶液腐蚀后的基体表面SEM图,可以看到残余Si被酸溶解后在基体中留下弥散分布的孔洞,孔洞尺度基本为纳米级至百

纳米级,部分达微米级。利用 Image J 软件对图 2 进行颜色转换处理得到图 3,图中白色部分表示孔洞,经统计白色部分面积约为总面积的 11%,即表明复合材料基体中残余 Si 的体积分数约为 11%。

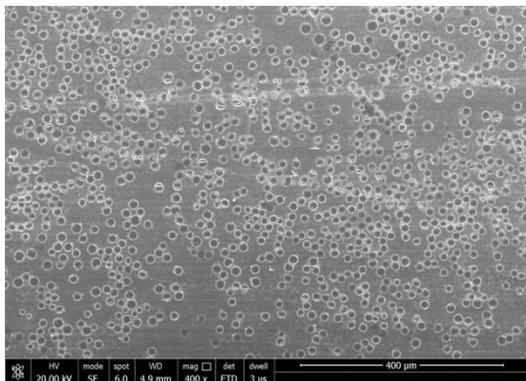


图 1 SiC_f/SiC 复合材料 SEM 图片

Fig. 1 SEM image of SiC_f/SiC composite

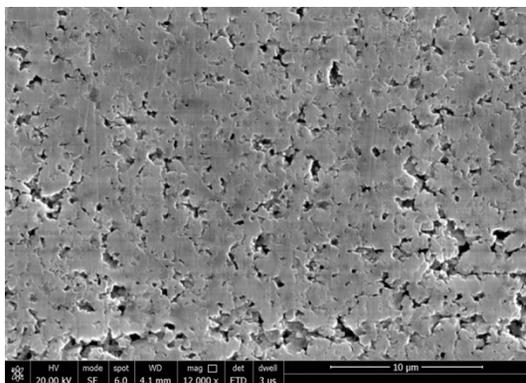


图 2 SiC_f/SiC 复合材料经酸腐蚀后的基体 SEM 图片

Fig. 2 SEM image of the matrix of SiC_f/SiC composite after acid etching

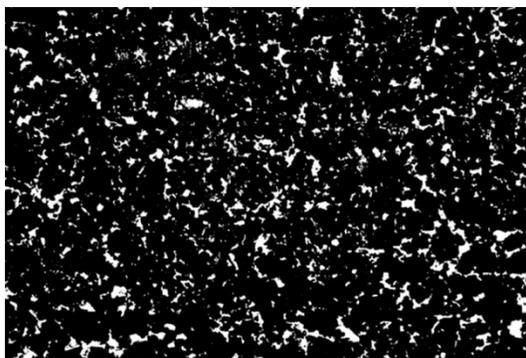


图 3 经 Image J 软件颜色处理后的图 2

Fig. 3 Color transferred image of Fig. 2

碳化处理及熔融渗硅后的基体拉曼光谱如图 4 所示,从图中可以看出,碳化处理后的含碳基体可见明显的 D 峰(1 350 cm⁻¹)和 G 峰(1 587 cm⁻¹);经熔融渗硅后,碳与硅反应生成碳化硅,其基体中已检测不到碳的 D 峰和 G 峰,表明复合材料基体中无单质碳残留,结合图 2 的 SEM 表征结果,可知所制备的复合材

料基体为一种无碳富硅的基体。

SiC_f/SiC 复合材料的热导率(厚度方向)如图 5 所示,从图中可以看出,热导率随温度升高呈逐渐下降趋势,室温下的热导率为 24.91 W/(m·K),1 200 °C 时热导率下降至 14.30 W/(m·K),高温下的热导率略高于 GE 公司熔渗工艺制备的 SiC_f/SiC 复合材料[1 200 °C 时厚度方向热导率为 11.70 W/(m·K)]。众所周知,对于非金属碳化硅材料,声子热导是其主要的导热机制;随着温度的逐渐升高,声子的振动能量增大,声子间的碰撞几率增加,使得声子平均自由程减小,材料的热导率逐渐下降^[16-17]。复合材料在高温下所具有的较高热导率与其基体的低孔隙率、高致密度特性密不可分,这将有利于构件服役时热量的及时传递,防止因热蓄积导致材料失效^[18]。

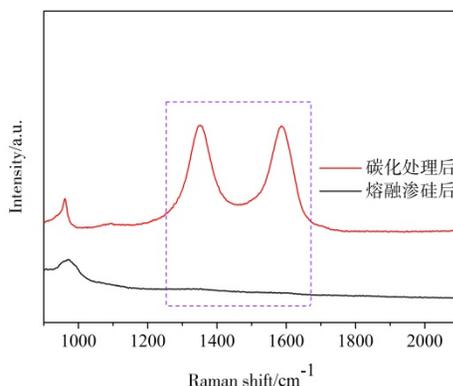


图 4 碳化处理及熔融渗硅后的基体拉曼光谱

Fig. 4 Raman spectra of the matrix after carbonization and siliconization

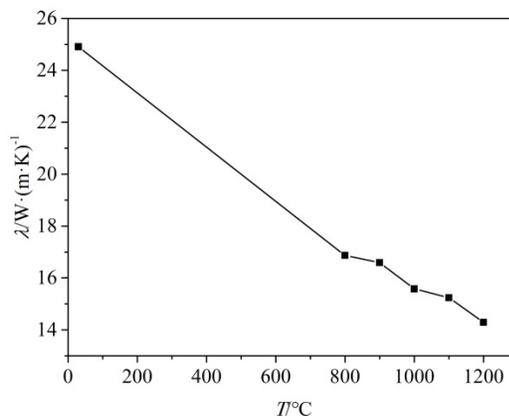


图 5 SiC_f/SiC 复合材料热导率(厚度方向)

Fig. 5 Transverse thermal conductivity of SiC_f/SiC composite

SiC_f/SiC 复合材料的线膨胀率和平均热膨胀系数分别如图 6 和图 7 所示,从图中可以看出在室温~1 200 °C 范围内,线膨胀率基本呈直线上升趋势,1 200 °C 时,厚度方向和面内方向的线膨胀率分别达到 0.59%、0.56%;在测试温度范围内,厚度方向和面

内方向的平均热膨胀系数为 5.02×10^{-6} 、 $4.73 \times 10^{-6}/K$ ，试样面内方向热膨胀量较小的原因可能与该方向上纤维的限制约束有关。此外可以看出， SiC_f/SiC 复合材料的平均热膨胀系数均明显低于常见的镍基高温合金^[19]，表明该类材料在高温下具有较好的尺寸稳定性。

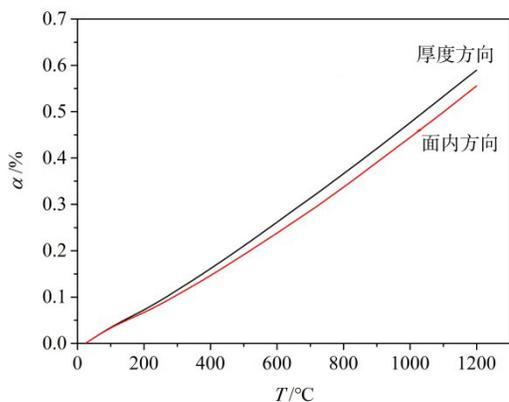


图6 SiC_f/SiC 复合材料线胀率

Fig. 6 Linear coefficient of thermal expansion of SiC_f/SiC composite

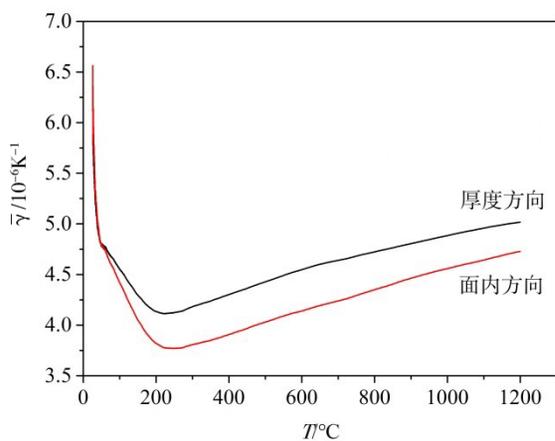


图7 SiC_f/SiC 复合材料平均热胀系数

Fig. 7 Average coefficient of thermal expansion of SiC_f/SiC composite

2.2 常规力学性能

2.2.1 室温面内拉伸强度

图8为 SiC_f/SiC 复合材料试样典型的室温面内拉伸应力-位移曲线，最大拉伸强度典型值达到317 MPa。从图8的曲线中可以看出，试样拉伸变形过程大致可分为三个阶段：第一阶段(OA段)，在加载初期，应力水平较低，此时随着位移的增加，应力基本呈线性增长，曲线斜率基本保持不变，试样处于线弹性变形阶段；随着应力的持续增加，当达到约160 MPa时(图中A点)，试样的应力与位移开始出现线性偏离，表现出非线性相关状态，拉伸变形进入第二阶段(AB段)，此时试样基体中逐渐生成大量微裂纹，纤维从基体中脱粘；第三阶段(BC段)，基体裂纹密度达到饱和，纤维完全脱粘，施加的应力主要由纤维承载，当达到最大应力时，大量的纤维束出现断裂导致试样最终失效；所制备的陶瓷基复合材料试样在加载过程中表现出了类似金属材料的非灾难性损毁的断裂特征。

段(AB段)，此时试样基体中逐渐生成大量微裂纹，纤维从基体中脱粘；第三阶段(BC段)，基体裂纹密度达到饱和，纤维完全脱粘，施加的应力主要由纤维承载，当达到最大应力时，大量的纤维束出现断裂导致试样最终失效；所制备的陶瓷基复合材料试样在加载过程中表现出了类似金属材料的非灾难性损毁的断裂特征。

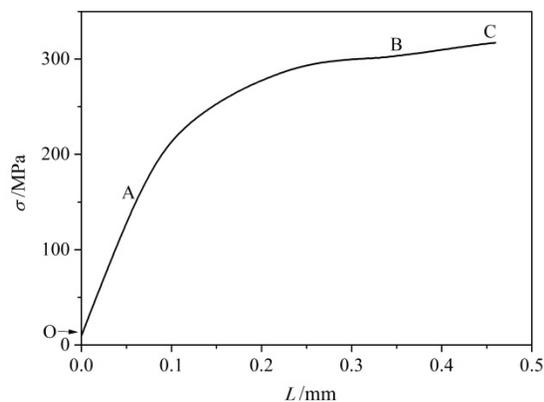


图8 SiC_f/SiC 复合材料典型室温面内拉伸应力-位移曲线

Fig. 8 Typical room temperature in-plane tensile stress-displacement curve of SiC_f/SiC composite

SiC_f/SiC 复合材料拉伸破坏的断口形貌如图9所示，可以看出，大部分纤维拔出长度较长，基本在10~100 μm ，拔出的纤维表面较为光滑，说明BN界面层发挥了良好的弱界面作用^[20]；少数纤维发生脆断，断口与基体断面平齐。基体断面光滑平整，与反应烧结碳化硅的断口类似^[21]。

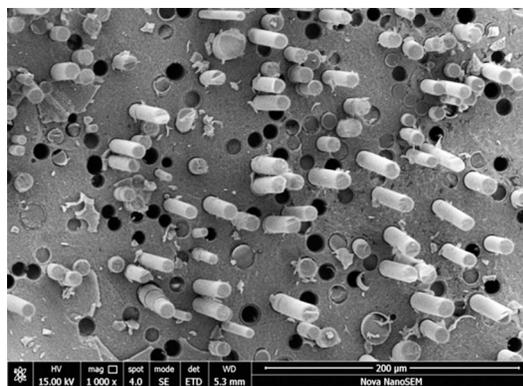


图9 SiC_f/SiC 复合材料室温面内拉伸试样断口形貌

Fig. 9 SEM image of fracture surface of SiC_f/SiC composite specimen after in-plane tensile test

2.2.2 室温弯曲强度

图10为 SiC_f/SiC 复合材料试样典型的室温弯曲应力-位移曲线，曲线大致分为两个阶段：第一阶段(OA段)，位移随着应力的增加近似呈线性增加；第二阶段(AB段)中位移随着应力的增大而持续增加，

但曲线斜率逐渐下降,当应力达到时,试样发生破坏失效,弯曲强度典型值达794 MPa。

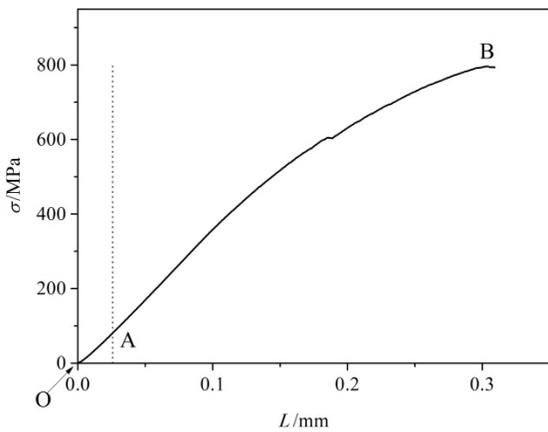


图10 SiC_f/SiC复合材料典型室温弯曲应力-位移曲线
Fig. 10 Typical room temperature flexural stress-displacement curve of SiC_f/SiC composite

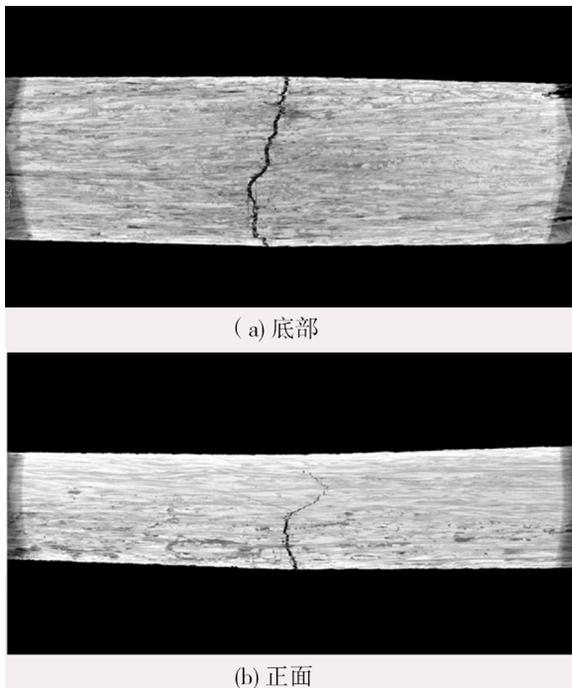


图11 三点弯曲试验后SiC_f/SiC复合材料试样底部和正面Micro-CT图像
Fig. 11 Micro-CT image of SiC_f/SiC composite specimen after three point bending test

在弯曲破坏试验中,试样会同时受到压应力和拉应力的作用;对弯曲试验后的试样进行Micro-CT表征分析后发现,拉应力端(试样底部)先发生较大的形变而产生裂纹[图11(a)],随着压力的不断增大,试样底部裂纹变宽,同时裂纹由拉应力端向压应力端(试样顶部)扩展,形成由底部至顶部的贯穿裂纹[图11(b)],最终导致试样失效。此外,从图11(b)可以看出,弯曲试验后试样呈不完全断裂状态,说明

纤维发挥了较好的增韧作用。

2.2.3 室温层间拉伸强度

图12为SiC_f/SiC复合材料试样典型的层间拉伸应力-位移曲线,层间拉伸强度典型值为49 MPa。

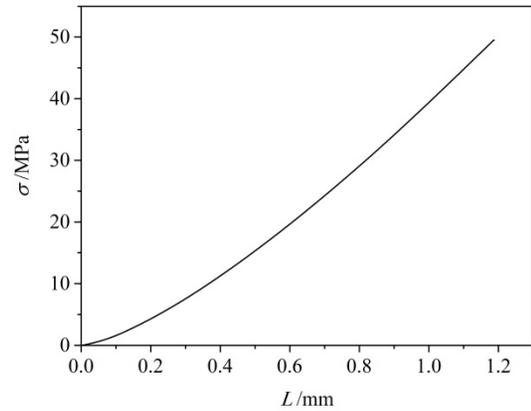


图12 SiC_f/SiC复合材料典型层间拉伸应力-位移曲线
Fig. 12 Typical interlaminar tensile stress-displacement curve of SiC_f/SiC composite

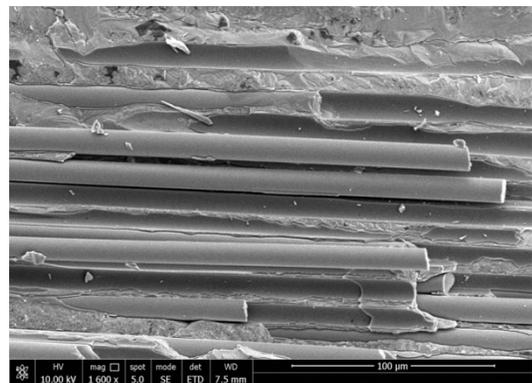


图13 SiC_f/SiC复合材料层间拉伸试样断面SEM图
Fig. 13 SEM image of fracture surface of SiC_f/SiC composite specimen after interlaminar tensile test

图13为试样断裂面SEM图,可以看出试样表面露出平铺的纤维,受拉伸应力的作用,界面层发生破坏,纤维从界面层中剥离出来;同时可以看到基体部分的断面光滑,呈现明显的穿晶断裂特征。由于纤维与层间拉伸应力方向垂直,无法承载,因此层间拉伸强度主要反映了基体的结合强度。所测试样表现出较高的层间拉伸强度,主要原因是基体由渗硅反应烧结得到,高温下液态硅与碳反应生成的碳化硅基体是一个较为连续致密的整体;同时基体孔隙率较低,内部缺陷较少,因而在应力作用下较少出现应力集中,避免了提前破坏失效。

综上,所制备的SiC_f/SiC复合材料基本物理性能及常规力学性能总结于表1。

表1 SiC_f/SiC 复合材料基本物理性能及常规力学性能¹⁾Tab. 1 General physical and mechanical properties of prepared SiC_f/SiC composite

测试温度 /°C	体积密度 /g·cm ⁻³	开气孔率 /%	残余硅体积 分数/%	热导率(⊥) /W·(m·K) ⁻¹	平均热胀系数(⊥) /10 ⁻⁶ K ⁻¹	平均热胀系数(//) /10 ⁻⁶ K ⁻¹	面内拉伸强 度/MPa	弯曲强度 /MPa	层间拉伸强 度/MPa
室温	2.78	<2.0	~11	24.91	-	-	317	794	49
1200	-	-	-	14.30	5.02	4.73	-	-	-

注:1)“⊥”表示厚度方向,“//”表示面内方向。

3 结论

(1)以第二代碳化硅纤维为增强材料,通过熔融渗硅工艺制备了SiC_f/SiC复合材料,其体积密度为2.78 g/cm³,开气孔率小于2.0%,基体中的残余硅为纳米级至百纳米级,体积分数约为11%;

(2)1200 °C时,SiC_f/SiC复合材料厚度方向的热导率为14.30 W/(m·K),室温~1200 °C内厚度方向和面内方向的平均热胀系数分别为5.02×10⁻⁶、4.73×10⁻⁶/K;

(3)SiC_f/SiC复合材料室温面内拉伸强度典型值为317 MPa,拉伸试样断面纤维拔出明显;弯曲强度典型值为794 MPa,纤维发挥了良好的增韧作用;层间拉伸强度典型值达49 MPa,反映了基体具有较好的结合强度。

参考文献

[1] WANG H L, GAO S T, PENG S M, et al. KD-S SiC_f/SiC composites with BN interface fabricated by polymer infiltration and pyrolysis process[J]. Journal of Advanced Ceramics, 2018, 7 (2): 169-177.

[2] SMITH C, MORSCHER G. Electrical resistance changes of melt infiltrated SiC/SiC loaded in tension at room temperature[J]. Ceramics International, 2018, 44(1): 183-192.

[3] CORMAN G, UPADHYAY R, SINHA S, et al. General electric company: selected applications of ceramics and composite materials[M]. Materials Research for Manufacturing—An Industrial Perspective of Turning Materials into New Products/MADSEN L D, SVEDBERG E B, eds. Springer International Publishing Switzerland, 2016: 59-91.

[4] UDAYAKUMAR A, GANESH A S, RAJA S, et al. Effect of intermediate heat treatment on mechanical properties of SiC_f/SiC composites with BN interphase prepared by ICVI[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2011, 31 (6): 1145-1153.

[5] FENG W, ZHANG L T, LIU Y S, et al. Fabrication of SiC_f-CNTs/SiC composites with high thermal conductivity by vacuum filtration combined with CVI[J]. Materials Science and Engineering a—Structural Materials Properties Microstructure and Processing, 2016, 662: 506-510.

[6] KOTANI M, KONAKA K, OGIHARA S. The effect on the tensile properties of PIP-processed SiC/SiC composite of a chemical vapor-infiltrated SiC layer overlaid on the pyrocarbon interface layer[J]. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 2016, 87: 123-130.

[7] WING B L, HALLORAN J W. Microstress in the matrix of a melt-infiltrated SiC/SiC ceramic matrix composite [J]. Journal of the American Ceramic Society, 2017, 100 (11): 5286-5294.

[8] AOKI T, OGASAWARA T, OKUBO Y, et al. Fabrication and properties of Si-Hf alloy melt-infiltrated Tyranno ZMI fiber/SiC-based matrix composites[J]. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 2014, 66: 155-162.

[9] 周怡然, 刘虎, 杨金华, 等. 熔融渗透工艺制备SiC-TiSi₂复相陶瓷的反应机理[J]. 材料工程, 2019, 47(6): 88-93.

ZHOU Y R, LIU H, YANG J H, et al. Reaction mechanism of SiC-TiSi₂ by melt infiltration method [J]. Journal of Materials and Engineering, 2019, 47(6): 88-93.

[10] PARK J S, KIM J I, NAKAZATO N, et al. Oxidation resistance of NITE-SiC/SiC composites with/without CVD-SiC environmental barrier coating [J]. Ceramics International, 2018, 44 (14): 17319-17325.

[11] 刘虎, 杨金华, 周怡然, 等. 国外航空发动机用SiC/SiC复合材料的材料级性能测试研究进展[J]. 材料工程, 2018, 46(11): 107-112.

LIU H, YANG J H, ZHOU Y R, et al. Progress in coupon tests of SiC/SiC ceramic matrix composites used for aero engines [J]. Journal of Materials and Engineering, 2018, 46 (11): 1-12.

[12] CORMAN G S, LUTHRA K L. Silicon melt infiltrated ceramic composites (HiPerComp™)[M]. Handbook of Ceramic Composites/BANSAL N P, ed. Boston, Kluwer Academic Publishers, 2004: 99-116.

[13] WANG H L, ZHOU X G, PENG S M, et al. Fabrication, microstructures and properties of SiC_f/SiC composites prepared with two kinds of SiC fibers as reinforcements [J]. New Carbon Materials, 2019, 34 (2): 181-187.

[14] QI Z, LYU X X, ZHAO W Q, et al. BN/SiC coating on SiC tows prepared by chemical vapor infiltration [J]. IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering, 2019, 678: 012062.

[15] 卢国锋. C/PyC/Si-C-N 复合材料的热物理性能研究[J]. 硅酸盐通报, 2016, 35(4): 1015-1019+1027.

LU G F. Thermophysical properties of C/PyC/Si-C-N composite [J]. Bulletin of the Chinese Ceramic Society, 2016, 35(4): 1015-1019+1027.

[16] 关振铎, 张中太, 焦金生, 无机材料物理性能[M].

北京:清华大学出版社,1992.

GUAN Z D, ZHANG Z T, JIAO J S. Physical performances of inorganic materials [M]. Beijing: Tsinghua University Press, 1992:131-150.

[17] JIA Y, LI K Z, XUE L Z, et al. Thermophysical properties of carbon fiber reinforced multilayered (PyC-SiC)(n) matrix composites [J]. Journal of the European Ceramic Society, 2017,37(10):3255-3261.

[18] DICARLO J A, YUN H M, MORSCHER G N, et al. SiC/SiC composites for 1200 °C and above [M]. Handbook of Ceramic Composites//BANSAL N P, ed. Boston: Kluwer Academic Publishers, 2004:77-98.

[19] 《中国航空材料手册》编辑委员会,中国航空材料手

册(第2版).第2卷[M].北京:中国标准出版社,2002.

The Editorial Board of China Aeroautical Materials Handbook, China Aeronautical Matrials Handbook. 2nd ed., Vol. 2 [M]. Beijing: Standards Press of China, 2002.

[20] 杨金华,吕晓旭,焦健.碳化硅陶瓷基复合材料界面层技术研究进展[J].航空制造技术,2018,61(11):79-87.

YANG J H, LYU X X, JIAO J. Progress in interphase technology of silicon carbide matrix composites [J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2018,61(11):79-87.

[21] SONG N, LIU H, FANG J Z. Fabrication and mechanical properties of multi-walled carbon nanotube reinforced reaction bonded silicon carbide composites [J]. Ceramics International, 2016,42(1):351-356.

《宇航材料工艺》征订启事

·中国科学引文数据库核心期刊 ·中国中文核心期刊 ·中国科技论文统计源期刊
·国际宇航文摘(IAA)、美国化学文摘(CA)、金属文摘(METADEX)收录核心期刊

- 《宇航材料工艺》创刊于1971年,是国内外公开发行的国家级科技期刊
- 入《中国学术期刊(光盘版)》、中国期刊网及万方数据资源系统数字化期刊群等
- 在第二届国家期刊奖评比活动中获百种重点期刊奖
- 在航空航天领域高质量科技期刊分级目录中排在T3区
- 由航天材料及工艺研究所主办
- 主要报道我国材料及工艺的科技进展、科研成果和工程实践
- 主要栏目有:专论、综述、计算材料学、新材料新工艺、测试分析、工程实践、知识窗、科技信息、成果简介以及会议信息等
- 适合于航空航天、冶金、石油化工、机械电子、轻工、汽车、造船等部门,从事材料工艺研究生产的科研技术人员、管理人员及高校师生阅读

·中国标准连续出版物号 CN 11—1824/V,国际标准出版物号 ISSN 1007—2330,双月刊102页,国际大大16开本,激光照排,逢双月出版,每期20.00元,全年120.00元。欢迎各界读者订阅

本刊参加了天津半导体杂志社的联合征订,可汇款至天津半导体杂志社,邮编300220,注明“订阅《宇航材料工艺》,代号9769”。也可直接在编辑部或者淘宝店、微店订阅

信 汇:北京市工商银行东高地支行

账户名称:航天材料及工艺研究所

账 号:0200006509008800374(务必将订单与银行回执复印件寄回)

邮汇地址:100076 北京市9200信箱73分箱18号《宇航材料工艺》编辑部

联系人:任涛 电话:010-68383269;传真:010-68383237 E-mail:703@china.com