

界面层对近化学计量比碳化硅纤维增强碳化硅复合材料性能的影响

陈明伟, 罗文东, 邱海鹏, 马新, 张冰玉, 刘善华

(中国航空制造技术研究院, 北京 100130)

摘要: 分别以国产近化学计量比 SiC 纤维和聚碳硅烷为纤维增强相和基体浸渍剂, 采用聚合物先驱体浸渍裂解工艺, 实现制备 PyC 界面层的 SiC/SiC 复合材料致密化。采用 SEM 对 SiC 纤维及 SiC/SiC 复合材料的形貌进行分析, 采用三点弯曲法对材料力学性能进行测试。结果表明, 国产近化学计量比 SiC 纤维具有高强高模的特点, 界面层厚度是影响 SiC/SiC 复合材料的重要因素, 在测试界面层厚度区间内, SiC/SiC 复合材料力学性能随界面层厚度的增加先增长后降低。针对国产近化学计量比 SiC 纤维本征特性的聚合物先驱体浸渍裂解工艺, SiC/SiC 复合材料性能较优异的界面层厚度为 0.10~0.15 μm 。

关键词: 国产近化学计量比 SiC 纤维; 聚合物先驱体浸渍裂解工艺; 界面层

中图分类号: TB332

文章标识号: A

文章编号: 1002-185X(2022)02-0645-06

随着航空发动机推重比的逐渐提高, 航空发动机热端部件承受剧烈的热冲击和载荷冲击, 目前航空发动机推重比 10 一级涡轮部件温度可高达 1500 $^{\circ}\text{C}$, 尾喷管部件温度亦超过 1200 $^{\circ}\text{C}$, 这远远超过了高温合金及金属间化合物的使用温度, 要发展具有更高推重比的航空发动机, 必须开发新型轻质、高强度、耐高温、长寿命的发动机热端部件材料^[1-4]。SiC/SiC 复合材料具有 SiC 陶瓷低密度、高硬度、耐高温的特性, 同时可充分发挥 SiC 纤维高韧性的优势, 克服了陶瓷材料断裂韧性低和抗外部冲击载荷性能差的固有缺陷^[5-7]。

SiC 纤维作为 SiC/SiC 复合材料的主承力结构, 是影响材料力学性能的重要因素。目前实现工程化生产的 SiC 纤维主要有 3 种类型, 高氧高碳 SiC 纤维、低氧高碳 SiC 纤维和近化学计量比 SiC 纤维^[8-13]。高氧高碳 SiC 纤维采用氧化交联方式制备, 纤维中氧元素质量分数为 10%~15%, 其 SiC_xO_y 相稳定性较差, 高温易分解, 氧化媒介中长期使用温度一般不高于 1200 $^{\circ}\text{C}$, 该类纤维以 Nippon Carbon 公司的 Nicalon 200 和 Ube Industries 公司的 Tyranno LOX-M 纤维为代表; 低氧高碳 SiC 纤维主要采用电子束交联制备, 纤维中的氧含量大幅降低, 自由碳的质量分数相对较高, 氧化媒介中长期使用温度一般不高于 1300 $^{\circ}\text{C}$, 该类纤维以 Nippon Carbon 公司的 Hi-Nicalon 和 Ube Industries 公司的 Tyranno LOX-E、

Tyranno ZM 和 Tyranno ZE 等 SiC 纤维为代表; 近化学计量比纤维, 在组成上接近 SiC 化学计量比, 物相上呈现多晶结构, 组分和结构稳定性大幅提升, 长期使用温度达 1700 $^{\circ}\text{C}$, 是目前耐高温能力最优的 SiC 纤维, 因此开展基于近化学计量比 SiC 纤维的 SiC/SiC 复合材料制备工艺研究, 对提升航空发动机热端部件使用温度和稳定性具有重要的意义^[14,15]。

界面层的主要作用是调节 SiC 纤维与 SiC 陶瓷基体结合强度, 通过裂纹偏转、界面解离、纤维断裂以及纤维拔出等能量释放途径机制实现陶瓷基复合材料增强增韧。常用的界面层体系主要包括热解炭 (PyC) 界面层、氮化硼 (BN) 界面层和复合界面层。PyC 界面层具有典型的层状结构, 有助于内部裂纹在界面处的连续偏转, 同时 PyC 界面层与陶瓷基体结合力适中, 能够促进界面逐渐解离和纤维逐次拔出, 提升 SiC/SiC 复合材料的综合性能, 是目前应用最为广泛的界面层体系; BN 界面层最大优势为抗氧化性能优异, 且具有一定程度的层状结构, 成为目前 SiC/SiC 复合材料研究的热点^[16,17]; 复合界面层主要以 SiC/PyC、BN/PyC 为代表, 综合利用 PyC 界面层层状结构有利于能量释放以及 SiC 和 BN 界面层抗氧化性能优异的特点, 但由于制备工艺复杂, 质量控制难度较大, 目前工程化应用较少^[18]。

目前国内 SiC/SiC 复合材料的研究多集中在以高氧

收稿日期: 2021-08-05

作者简介: 陈明伟, 男, 1984 年生, 高级工程师, 中国航空制造技术研究院, 北京 100130, 电话: 010-56515123, E-mail: mingwei070806@163.com

高碳和低氧高碳 SiC 纤维为增强相的 SiC/SiC 复合材料制备工艺研究以及 SiC 纤维的本征性能研究, 针对国产近化学计量比 SiC 纤维增强的 SiC 陶瓷基复合材料成形工艺研究较少。本研究基于国产近化学计量比 SiC 纤维本征特性, 开展 SiC/SiC 复合材料工艺适应性研究, 探索 PyC 界面层对近化学计量比 SiC 纤维增强碳化硅复合材料性能的影响, 为制备高性能 SiC/SiC 复合材料奠定材料基础和技术支撑。

1 实验

以国产近化学计量比 SiC 纤维为原料, 采用 2D 编织工艺制备 SiC 纤维预制体, 进而以丙烷为碳源, 采用化学气相沉积工艺 (温度 950~1000 °C), 在纤维预制体表面制备 PyC 界面层。最后以聚碳硅烷二甲苯溶液为浸渍剂, 采用聚合物先驱体浸渍裂解工艺完成 SiC/SiC 复合材料的致密化, 获得 SiC/SiC 复合材料。界面层厚度分别为 0.05、0.10、0.15、0.20 和 0.25 μm, 对应上述界面层的 SiC/SiC 复合材料分别标记为 1#、2#、3#、4# 和 5#, 相应工艺参数见表 1。

SiC 纤维力学性能 (拉伸强度、拉伸模量和断裂伸长率) 参照“Q/AVIC 06241-2015 陶瓷纤维复丝拉伸性能试验方法”在美国英斯特朗公司生产的 Instron 5567 万能材料拉伸试验机上完成, 有效测试试样不少于 18 组。SiC/SiC 复合材料形貌采用扫描电镜在 Hitech S-4800 环境场发射扫描电镜平台上进行, 力学强度参照“GB/T6569-2006 精细陶瓷弯曲强度试验方法”, 采用三点弯曲法在 WDW-5S 万能试验机上进行测量, 有效测试试样不少于 5 个, SiC/SiC 复合材料体积密度和显气孔率参照“GB/T25995-2010 精细陶瓷密度和显气孔率试验方法”测量, SiC/SiC 复合材料各项性能测试有效数据均不少于 5 个。

2 结果与讨论

2.1 国产近化学计量比 SiC 纤维的基本性能

随机抽取 3 卷纤维, 每卷纤维取 6 组测试试验, 共计测试 18 组样品。其中第 1 卷纤维测试结果为 1~6, 第

2 卷测试结果为 7~12, 第 3 卷测试结果为 13~18。测试结果表明抗拉伸强度、拉伸模量和伸长率分别为 3.59 GPa、345 GPa 和 1.04%, 具体测试结果如图 1~图 3 所示。

试验表明, 国产近化学计量比 SiC 纤维为典型的高强高模陶瓷纤维, 纤维拉伸强度的增加是提升陶瓷基复合材料力学性能重要的途径, 同时也为设计和研制复杂结构的航空、航天领域热端构件提供新的材料基础。但是国产近化学计量比 SiC 纤维的模量相较于国产高氧高

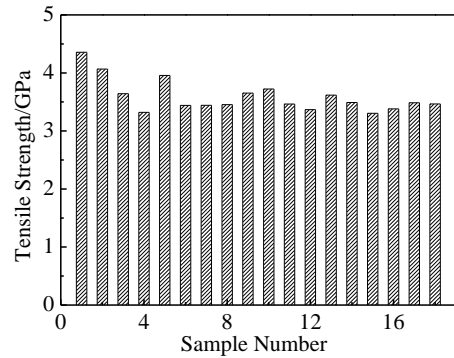


图 1 国产近化学计量比 SiC 纤维的抗拉伸强度

Fig.1 Tensile strength of near-stoichiometric ratio SiC fiber

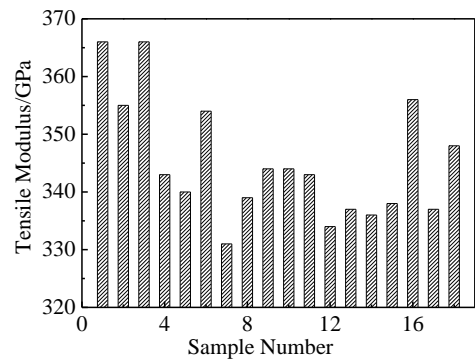


图 2 国产近化学计量比 SiC 纤维的拉伸模量

Fig.2 Tensile modulus of near-stoichiometric ratio SiC fiber

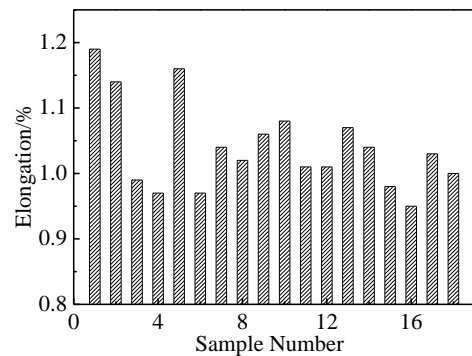


图 3 国产近化学计量比 SiC 纤维的断裂伸长率

Fig.3 Elongation at break of near-stoichiometric ratio SiC fiber

表 1 SiC/SiC 复合材料的工艺参数

Table 1 Parameters for preparation process of SiC/SiC composites

| Sample | Weaving method | Thickness of interface layer/μm |
|--------|----------------|---------------------------------|
| 1# | SiC fiber 2D | 0.05 |
| 2# | SiC fiber 2D | 0.10 |
| 3# | SiC fiber 2D | 0.15 |
| 4# | SiC fiber 2D | 0.20 |
| 5# | SiC fiber 2D | 0.25 |

碳 SiC 纤维和低氧高碳 SiC 纤维大幅提升（国产高氧高碳、低氧高碳和近化学计量比 SiC 纤维的拉伸模量分别约为 161、266 和 345 GPa）。一方面增加了纤维编织过程中的物理损伤，提升了预制件编织的难度；另一方面，国产近化学计量比 SiC 纤维的模量接近于无定型态 SiC 陶瓷基体，这将在一定程度上影响外部载荷作用下复合材料的力学行为，进而影响纤维桥联、界面解离、纤维拔出等应力释放机制的发挥，上述综合影响需要通过 SiC/SiC 复合材料形貌、结构和力学行为进行评价。

2.2 SiC/SiC 复合材料的致密化过程

将完成界面层制备的纤维预制体采用聚合物浸渍裂解工艺进行致密化，致密化循环均为 10 周期。研究表明 10 个致密化周期结束后，质量增重率相近（1.2%~1.4%），致密化过程质量变化见图 4 所示。5 种界面层厚度 SiC/SiC 复合材料致密化过程相近。参照 GB/T25995-2010 “精细陶瓷密度和显气孔率试验方法”测量材料的显气孔率和体积密度，其测试结果如表 2 所示。研究表明，制备不同厚度 PyC 界面层的 SiC/SiC 复合材料孔隙率和密度变化较小，这与致密化过程相近的

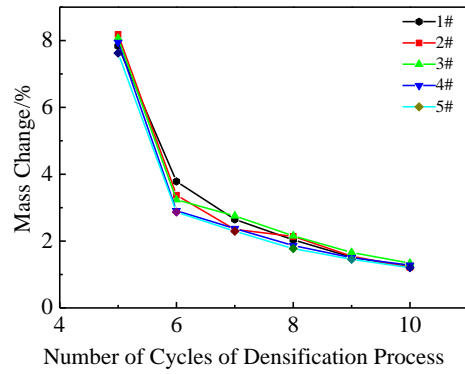


图 4 SiC/SiC 复合材料的制备致密化过程

Fig.4 Densification process of SiC/SiC composites

规律相吻合，即陶瓷基体对 SiC/SiC 复合材料性能的影响较低。

2.3 SiC/SiC 复合材料形貌分析

将 1#~5# 5 种 SiC/SiC 复合材料弯曲载荷破坏后的截面采用扫描电镜进行形貌（图 5），试验表明，当 PyC 界面层厚度为 0.05 μm，SiC/SiC 复合材料弯曲变形较

表 2 SiC/SiC 复合材料显气孔率和体积密度

Table 2 Apparent porosity and bulk density of SiC/SiC composites

| Sample | Thickness of interface layer/μm | Number of cycles of densification process | Apparent porosity/% | Bulk density/g cm ⁻³ |
|--------|---------------------------------|---|---------------------|---------------------------------|
| 1# | 0.05 | 10 | 10.31 | 2.30 |
| 2# | 0.10 | 10 | 10.53 | 2.28 |
| 3# | 0.15 | 10 | 9.70 | 2.32 |
| 4# | 0.20 | 10 | 9.89 | 2.32 |
| 5# | 0.25 | 10 | 9.67 | 2.33 |

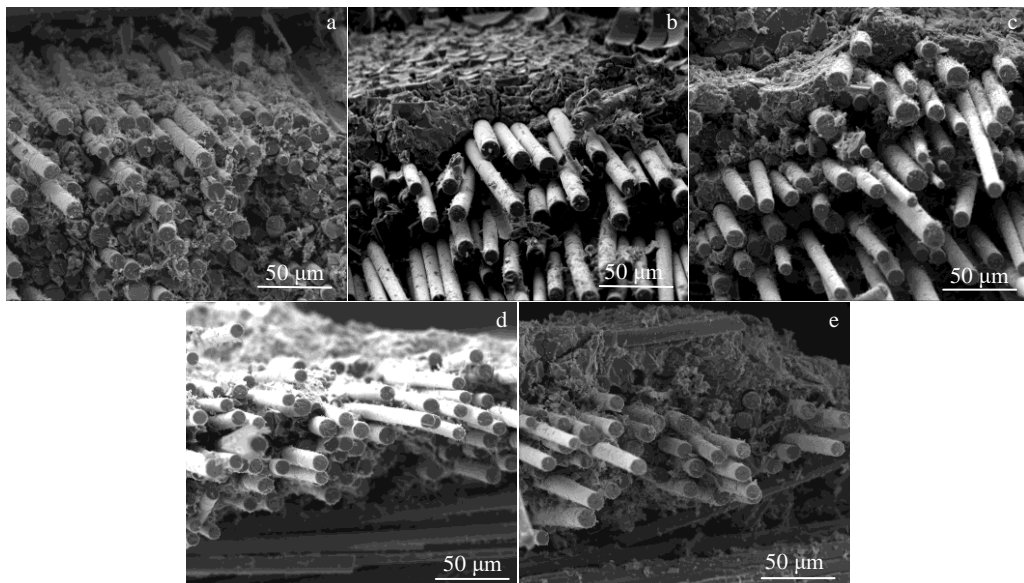


图 5 SiC/SiC 复合材料的断裂截面形貌

Fig.5 Fracture morphologies of SiC/SiC composites: (a) 1#, (b) 2#, (c) 3#, (d) 4#, and (e) 5#

小, 受拉面为破坏的起始面, 裂纹拓展路径在厚度方向的层间偏折和分叉现象较少, 说明破坏行为主要由拉应力引起, SiC/SiC 复合材料截面纤维拔出较少, 表现为纤维束的整体拔出和断裂, 纤维逐次拔出现象不明显, 这主要归因于采用化学气相沉积工艺制备 PyC 过程中, 丙烷气体在纤维预制件不同位置的渗透和扩散阻力差异较大, 特别是纤维束间与纤维束外部的差异, 这不利于实现 PyC 界面层的均匀性, 即在部分位置纤维束与基体直接接触, 两者结合强度较大, 导致裂纹等内部缺陷难以在层状结构 PyC 界面层中通过裂纹偏转、纤维桥联等方式释放尖端应力, 失去层状结构界面层的增强增韧作用, 导致 SiC/SiC 复合材料在外部载荷作用下表现出一定的脆性断裂, 不利于 SiC/SiC 复合材料力学性能的提升。

当界面层厚度增加至 0.10 和 0.15 μm , SiC/SiC 复合材料剪切变形逐渐增加, 裂纹在试样受拉面和试样层间均有所呈现, 特别是裂纹沿着弯曲载荷加载点沿倾斜方向贯穿试样, 在试样层间方向出现一定程度的偏折和分叉现象, 这说明 SiC/SiC 复合材料在外部弯曲载荷下的受力行为综合了拉伸破坏和剪切破坏 2 种形式。此外, 在 SiC/SiC 复合材料截面上, 纤维出现大量的逐次拔出, 且纤维拔出的长度较大, 这有利于充分发挥界面层增强增韧作用, 更重要的是纤维拔出部分表面附着一定的 SiC 陶瓷基体, 说明 PyC 界面层与纤维和基体的结合力相当, 界面可以逐次有效地实现脱粘, 有助于改善界面处裂纹偏转的情况; 此外, 纤维/界面/基体之间适宜的结合强度能够在改善材料脆性的前提下, 实现外部载荷的有效传递, 有助于提升 SiC/SiC 复合材料的强度和韧性。

当 PyC 厚度进一步增加至 0.20 和 0.25 μm 时, SiC/SiC 复合材料变形进一步增加, 裂纹呈现无序状态, 裂纹分布于整个断裂面, 试样层间结构大量被破坏, 加载后期剪切变形更加明显, 因此 SiC/SiC 复合材料截面假塑性断裂行为特征显著。此外, 在 SiC/SiC 复合材料截面上存在大量的纤维逐次拔出和纤维桥联现象, 特别是纤维拔出的长度有所增加, 这可能归因于 PyC 界面层厚度增加带来裂纹偏转途径的延长, 进而促进 SiC/SiC

复合材料内部应力的释放。但界面层厚度的增加在促进材料内部应力释放的同时, 引起界面脱粘强度的下降, 过弱的界面结合会影响力的转载, 进而降低材料的强度。

2.4 SiC/SiC 复合材料力学行为分析

采用三点弯曲法测试 SiC/SiC 复合材料的抗弯曲强度和弯曲模量, 测试结果如表 3 所示, 当界面层厚度为 0.05 μm 时, 抗弯曲强度平均值仅为 338 MPa, 随着界面层厚度增加至 0.10 和 0.15 μm , 抗弯曲强度迅速增加至 397 和 393 MPa, 说明该制备工艺条件下通过纤维桥联、裂纹偏转和纤维拔出等途径释放由于制备工艺或者复合材料各向异性引起的内部应力, 有利于材料力学性能的提升。当界面层厚度继续增加至 0.20 和 0.25 μm 时, 材料抗弯曲强度分别下降至 342 和 329 MPa, 仅相当于界面层厚度为 0.10 μm 样品的 86.15% 和 82.87%, 这可能归因于界面层厚度的增加在延长裂纹拓展途径的同时, 弱化了载荷传递的能力。此外, 由 SiC/SiC 复合材料的弯曲模量测试结果可知 (表 3), 当界面层由 0.05 μm 增加至 0.25 μm 时, 材料弯曲模量基本保持不变, 这可能归因于 SiC/SiC 复合材料致密化过程相近, 而材料模量主要由受力过程初期的应力-位移曲线计算获得, 此时基体的作用明显高于纤维和界面层的作用。

为了进一步表征 SiC/SiC 复合材料力学行为, 特别是外部载荷作用下的破坏机理, 本研究将 5 种 SiC/SiC 复合材料遭受弯曲载荷时的应力-位移曲线进行分析 (图 6)。

当 PyC 界面层厚度较小 (0.05 μm) 时, 抗弯曲强度和弯曲模量试验测试值分别为 338 MPa 和 97.5 GPa, 应力-位移曲线表现出显著的线性关系, 即 SiC/SiC 复合材料在外部载荷作用下, 基体先于纤维和界面受到冲击发生开裂, 外部冲击载荷通过基体迅速传递至界面层和纤维, 化学气相沉积过程流场的不均匀和沉积时间较短, 导致界面层较薄, 甚至出现部分纤维与基体直接接触的现象, 结合强度较高, 导致承载达到最大值后, 纤维、界面层和基体剥离, 载荷迅速降低, 呈现典型的脆性断裂特征。

当 PyC 界面层厚度为 0.10 μm 时, 抗弯曲强度和弯

表 3 SiC/SiC 复合材料的抗弯曲强度和弯曲模量

Table 3 Flexural strength and flexural modulus of SiC/SiC composites

| Sample | Thickness of interface layer/ μm | Flexural strength/MPa | Flexural modulus/% |
|--------|---|-----------------------|--------------------|
| 1# | 0.05 | 338 \pm 25 | 97.5 \pm 8.7 |
| 2# | 0.10 | 397 \pm 18 | 102.3 \pm 6.5 |
| 3# | 0.15 | 393 \pm 27 | 99.5 \pm 7.3 |
| 4# | 0.20 | 342 \pm 38 | 100.8 \pm 7.8 |
| 5# | 0.25 | 329 \pm 27 | 96.8 \pm 10.0 |

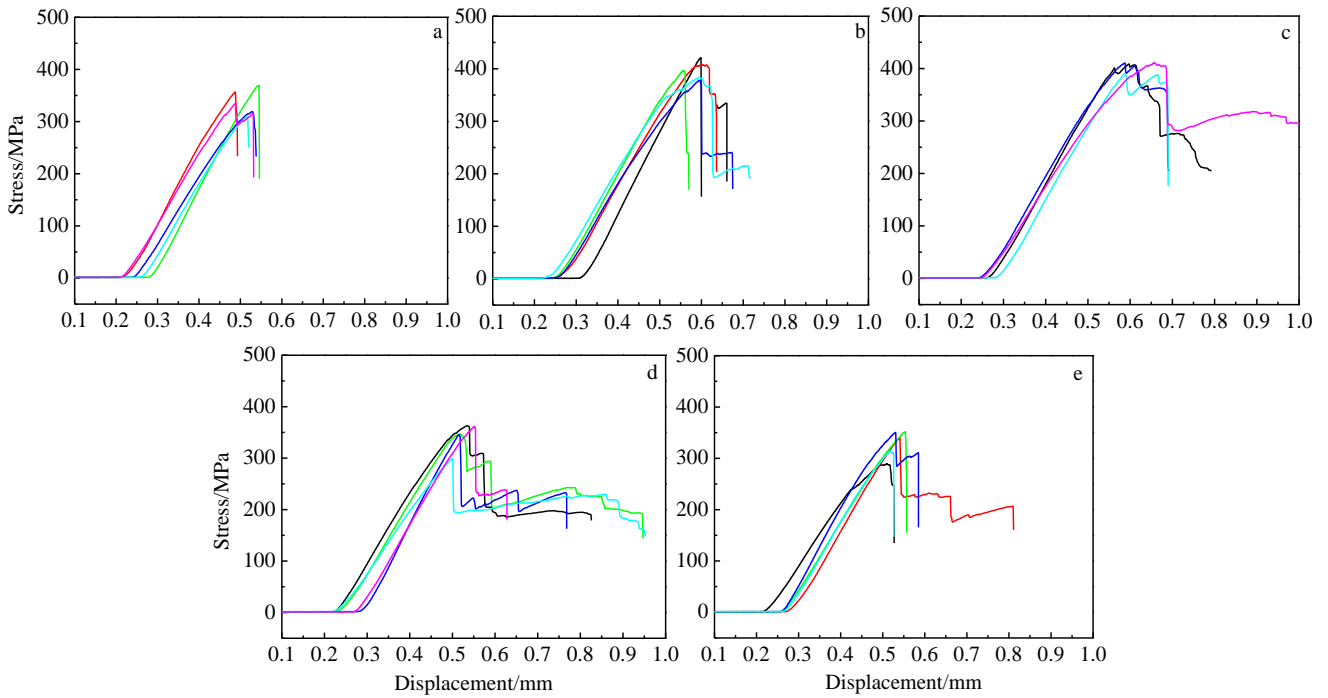


图 6 SiC/SiC 复合材料的应力-位移曲线

Fig.6 Stress-displacement curves of SiC/SiC composites: (a) 1#, (b) 2#, (c) 3#, (d) 4#, and (e) 5#

曲模量试验测试值分别为 397 MPa 和 102.3 GPa。弯曲载荷加载开始至载荷值达到最大过程中, 应力-位移曲线表现为阶梯式过渡平台区或阶梯式下降, 且该平台位移区间较宽, 力学行为具有典型的假塑性特征。其具体力学行为过程如下: SiC/SiC 复合材料在外部弯曲载荷作用下首先因拉应力发生变形, 引起 SiC 基体在外部载荷加载点发生开裂, 当外部载荷通过基体进一步延伸至材料内部, SiC/SiC 复合材料承受明显层间剪切应力和面内剪切应力, 层间出现明显的纤维桥联、裂纹偏转、纤维和基体的脱粘等分层破坏, 上述行为有利于裂纹传递途径的拓展和应力的释放, 在应力位移曲线上表现为应力台阶式逐次降低, 而非急剧降低。

当界面层厚度增加至 0.15 μm 时, 抗弯曲强度和弯曲模量分别为 393 MPa 和 99.5 GPa, 其应力-位移曲线与界面层厚度为 0.10 μm 样品相似, 均表现出较宽位移区间的阶梯式过渡平台区或阶梯式下降, 区别在于抗变形能力进一步提升, SiC/SiC 复合材料的韧性进一步得到加强。当 PyC 界面层厚度进一步增加至 0.20 和 0.25 μm 时, SiC/SiC 复合材料保持优异韧性, 外部载荷达到最大值后均出现明显的阶梯式过渡平台或阶梯式下降区。特别是界面层厚度为 0.20 μm 时, 抗变形能力非常优异, 该部分形变主要归因于界面厚度的增加有利于裂纹偏转途径的延长以及剪切行为的发生, 特别是层间剪切和面内剪切行为导致裂纹很容易穿过纤维束向多层

基体逐层扩展, 吸收大量的能量。值得注意的是, 4# (界面层厚度 0.20 μm) 和 5# (界面层厚度 0.25 μm) SiC/SiC 复合材料抗弯曲强度出现一定降幅, 分别下降至 342 和 329 MPa, 这主要归因于 SiC 基体传递载荷的能力高于 PyC 界面层, 界面层厚度增加导致复合材料致密化过程中先驱体溶液浸渍阻力的增加, 特别是界面层 PyC 沉积在 SiC 纤维束内部形成一定的闭合孔隙, 先驱体溶液无法实现渗透浸渍, 即界面层厚度的增加会造成先驱体溶液转化为 SiC 基体含量的降低, 进而对材料载荷传递的能力造成一定影响, 导致 SiC/SiC 复合材料抗弯曲强度下降。

综上所述, PyC 界面层厚度较小时, 纤维/界面/基体结合强度较高, 断裂破坏主要由拉应力引起, 破坏行为呈现典型的脆性断裂特征; 随着界面层厚度的增加 (如 0.10 和 0.15 μm), 纤维/界面/基体结合强度适中, 纤维和界面层的增强增韧作用逐渐体现, 材料断裂破坏包含了拉伸破坏和剪切破坏, 且断裂途径通过层内和层间的偏折与分叉贯穿整个试样厚度方向, 破坏行为具有典型的假塑性特征; 界面层过厚时, 先驱体溶液浸渍阻力增加, 影响 SiC/SiC 复合材料致密化过程, 不利于外部载荷的传递, 导致材料力学强度的下降。上述分析与 SiC/SiC 复合材料形貌分析相吻合, 即合适的界面层厚度和结构, 有利于通过纤维桥联、裂纹偏转和纤维拔出等途径, 释放由制备工艺或者复合材料各向异性引起的

内部应力, 进而实现材料性能的提升。

3 结 论

1) 分别以国产近化学计量比 SiC 纤维和聚碳硅烷为纤维增强相和基体浸渍剂, 采用聚合物先驱体浸渍裂解工艺, 实现制备 PyC 界面层的 SiC/SiC 复合材料致密化。

2) SiC/SiC 复合材料力学性能随界面层厚度的增加先增长后降低, 材料弯曲模量基本保持不变。针对国产近化学计量比 SiC 纤维本征特性的聚合物先驱体浸渍裂解工艺, SiC/SiC 复合材料较性能优异的界面层厚度为 0.10~0.15 μm 。

参考文献 References

- [1] Ma Qingsong(马青松), Liu Haitao(刘海韬), Pan Yu(潘余) *et al.* *Journal of Inorganic Materials(无机材料学报)*[J], 2013, 28(3): 247
- [2] Patra Nirranjan, Nasiri Nasrin Al, Ni Na *et al.* *Journal of the European Ceramic Society*[J], 2016, 36(14): 3293
- [3] Chen Mingwei(陈明伟), Xie Weijie(谢巍杰), Qiu Haipeng(邱海鹏). *Advanced Ceramics(现代技术陶瓷)*[J], 2017, 37(6): 393
- [4] Naslain Roger Design. *Composites Science and Technology*[J], 2004, 64(2): 155
- [5] Imuta M, Gotoh J. *Key Engineering Materials*[J], 1999, 164: 439
- [6] Zhao Shuang, Yang Zichun, Zhou Xingui *et al.* *Ceramics International*[J], 2016, 42(7): 9264
- [7] Katoh Yutai, Snead Lance Lewis, Henager Jr Charles H *et al.* *Journal of Nuclear Materials*[J], 2014, 455(1-3): 387
- [8] Dong S M, Chollon G, Labrugère C *et al.* *Journal of Materials Science & Technology*[J], 2001, 36(10): 2371
- [9] Ishikawa Toshihiro, Oda Hiroshi. *Journal of the European Ceramic Society*[J], 2016, 36(15): 3657
- [10] Ishikawa Toshihiro, Oda Hiroshi. *Journal of the Korean Ceramic Society*[J], 2016, 53(6): 615
- [11] Chen Dairong(陈代荣), Zhou Xingui(周新贵), Zhu Luyi(朱陆益) *et al.* *Advanced Ceramics(现代技术陶瓷)*[J], 2018, 39(3): 151
- [12] Wang Pengren, Liu Fengqi, Wang Hao *et al.* *Journal of Materials Science & Technology*[J], 2019, 35(12): 2743
- [13] Jin Enze, Ma Denghao, Yuan Zeshuai *et al.* *Scanning*[J], 2020, 12: 1
- [14] Chu Zengyong, Feng Chunxiang, Song Yongcai. *Journal of Materials Science Letters*[J], 2003, 22(10): 725
- [15] Takeda Michio, Urano Akira, Sakamoto Jun Ichi *et al.* *Journal of Nuclear Materials*[J], 1998, 258-263: 1594
- [16] Chai Yuxin, Zhang Huayu, Zhou Xingui. *Advances in Applied Ceramics*[J], 2017, 116(7): 392
- [17] Wang Honglei, Gao Shitao, Peng Shuming *et al.* *Journal of Advanced Ceramics*[J], 2018, 7(2): 169
- [18] Dai Jianwei, Wang Yiguang, Xu Zhenhua *et al.* *Ceramics International*[J], 2020, 46(16): 25 058

Effect of Interfacial Layer on the Properties of Near-Stoichiometric Ratio SiC Fiber Reinforced SiC Composites

Chen Mingwei, Luo Wendong, Qiu Haipeng, Ma Xin, Zhang Bingyu, Liu Shanhua
(AVIC Manufacturing Technology Institute, Beijing 100130, China)

Abstract: The near-stoichiometric ratio SiC fiber and polycarbosilane were used as fiber reinforced phase and matrix precursor to prepare SiC/SiC composites through polymer precursor infiltration and pyrolysis (PIP) method. The morphology of SiC fiber and SiC/SiC composite was analyzed by SEM, and the mechanical properties of the material were tested by three-point bending method. The results show that the near-stoichiometric ratio SiC fiber have the characteristics of high strength and high modulus, and the pyrolytic carbon interfacial layer occupies important influence on mechanical properties and fracture behavior of SiC/SiC composites. The mechanical properties of SiC/SiC composites first increase and then decrease with the increase of the thickness of the pyrolytic carbon interfacial layer. For the polymer precursor infiltration and pyrolysis method based on the intrinsic characteristics of the near-stoichiometric ratio SiC fiber, the suitable interface layer thickness of the SiC/SiC composite is 0.10~0.15 μm .

Key words: near-stoichiometric ratio SiC fiber; polymer precursor infiltration and pyrolysis; interface layer

Corresponding author: Chen Mingwei, Senior Engineer, AVIC Manufacturing Technology Institute, Beijing 100130, P. R. China, Tel: 0086-10-56515123, E-mail: mingwei070806@163.com