

# 不同界面层体系对 SiC<sub>f</sub>/SiC 复合材料性能的影响

## Effects of Interfacial Layers on Mechanical Properties of SiC<sub>f</sub>/SiC Composites

中航复合材料有限责任公司 庞宝琳

中航工业复合材料技术中心先进复合材料国防科技重点实验室

焦健 王宇 邱海鹏 李秀倩

陈明伟 邹豪 高淑雅

**[摘要]** 主要研究无界面层、裂解碳和氮化硼 3 种界面层体系对 SiC<sub>f</sub>/SiC 复合材料力学性能的影响: 首先, 三维四向编织的 SiC 纤维预制体分别经过无界面层处理、裂解碳界面层制备 (CVI 工艺) 和 BN 界面层制备 (PIP 工艺) 3 种不同工艺处理; 以聚碳硅烷为原料, 采用 PIP 工艺制备出 3 种 SiC<sub>f</sub>/SiC 陶瓷基复合材料工艺试验件; 对工艺试验件的基本力学性能进行研究, 评价不同纤维预制体处理工艺对材料性能的影响。研究表明, 无涂层复合材料样品的弯曲强度最高; 具有 PyC 涂层复合材料的弯曲强度略有下降, 但断裂韧性较高; 具有 BN 界面层的复合材料弯曲强度和断裂韧性均出现了较大程度的降低。3 个样品力学性能的差别主要与纤维/界面层/基体之间作用力有关。本研究结果可以用于 SiC<sub>f</sub>/SiC 复合材料构件制造工作中, 为制造工艺的初步筛选提供参考依据。

**关键词:** SiC<sub>f</sub>/SiC 复合材料 PIP 工艺 PyC 界面层 BN 界面层

**[ABSTRACT]** In this work, effects of interfacial layers on mechanical properties of SiC<sub>f</sub>/SiC composite have been studied. A SiC<sub>f</sub>/SiC composite without coating and two SiC<sub>f</sub>/SiC composites with PyC (CVI) and BN (PIP) coating are prepared via PIP processing and their flexural strength and fracture toughness are measured. The results show that PyC coating improves the toughness of SiC<sub>f</sub>/SiC composite effectively. And the BN coating on the surface of SiC fiber by PIP processing exists as amorphous compounds with B, N, Si, C, and O, which may lead to the damage of SiC fibers.

**Keywords:** SiC<sub>f</sub>/SiC composite PIP processing PyC interfacial layer BN interfacial layer

连续纤维增强陶瓷基复合材料具有耐温能力高、密度低等特点, 是航空航天、核能领域中关键的热结构材料之一。目前, 常见的陶瓷基复合材料主要有碳纤维增强碳化硅 (C<sub>f</sub>/SiC) 复合材料和碳化硅纤维增强碳化硅 (SiC<sub>f</sub>/SiC) 复合材料。由于碳纤维大气中的抗氧化能力

较差 (450℃ 以上开始氧化), 很大程度上降低了 C<sub>f</sub>/SiC 复合材料的高温寿命, 该材料已应用于航空发动机的中温部件<sup>[1-3]</sup>。SiC<sub>f</sub>/SiC 复合材料是发动机高温 (>1100℃) 构件的首选材料。该材料以 SiC 纤维为增强体, 随着发动机对复合材料耐温力的不断提高, 已开发出可在 1100~1450℃ 不同温度范围长期使用的 SiC 纤维<sup>[4]</sup>。Snecma、GE、ACI、HACI 等多家公司相继利用化学气相渗透 (CVI)、先驱体渗透裂解 (PIP)、融融渗透 (MI) 等不同 SiC<sub>f</sub>/SiC 复合材料制造工艺开展燃烧室、导向叶片、涡轮转子、涡轮静子、喷口密封片等多种构件的研制与考核工作<sup>[2,4-6]</sup>。2008 年, 据 M. van Rooode 等<sup>[7]</sup> 报道, 国外已经基本突破陶瓷基复合材料发动机静止构件研制的关键技术, 但 SiC<sub>f</sub>/SiC 复合材料性能尚不能满足转动件的需求。目前, 工作温度下 SiC<sub>f</sub>/SiC 复合材料的比例极限通常在 140~180MPa 之间, 而转动件对材料的需求一般大于 200MPa。由以上论述可知, 提高 SiC<sub>f</sub>/SiC 复合材料力学性能是影响 SiC<sub>f</sub>/SiC 复合材料在发动机高温构件应用的关键技术之一。

界面是调节复合材料各组元之间相互关系进而调节材料综合性能的关键。界面层位于纤维与基体之间的结合处, 两者分子在截面形成原子作用力, 作为纤维与基体之间传递载荷的过渡带。常见的界面层种类包括弱界面、单层层状晶体结构材料、多层不同物质以及单层多孔材料<sup>[8]</sup>。对于需要在高温氧化环境中使用的 C/SiC、SiC/SiC 复合材料来说, 界面层起到了“力学保险丝”的作用, 保护纤维在复合过程中不受或少受损伤, 以提高纤维就位强度, 同时避免造成化学上的强结合; 将外加载荷有效传递给纤维, 充分发挥纤维的补强作用; 缓解纤维与基体之间因热失配形成的热应力; 偏转基体裂纹, 耗散裂纹能量, 起到增韧作用<sup>[9]</sup>。热解碳层可以调整界面结合强度, 通过脱粘、桥连和拔出等机制使裂纹偏转、消耗能量, 提高材料的断裂功和断裂韧性, 已成功用作连续纤维增强陶瓷基复合材料的界面相<sup>[10]</sup>。以 Snecma 公司最初研发的 CERASEP<sup>®</sup> A373 SiC<sub>f</sub>/SiC 复合材料为例, 这种材料由 Nicalon 纤维、裂解碳 (PyC) 界面层以及 SiC 基体 (CVI 工艺) 组成。材料的空气拉伸疲

劳试验结果显示,其力学性能很快下降<sup>[11]</sup>。导致材料性能降低的主要因素就是界面层的氧化问题。界面层在氧化过程中不断耗损,无法有效传递载荷,引起材料性能降低。

综上所述,高强度、高韧性的 SiC<sub>f</sub>/SiC 复合材料是发动机耐高温材料研究的重点,而界面层是影响 SiC<sub>f</sub>/SiC 复合材料力学性能直接因素之一。本文制备出无界面层、PyC 界面层(CVI 工艺)和 BN 界面层(PIP 工艺)3 种 SiC<sub>f</sub>/SiC 复合材料,比较材料的力学性能,并对断裂表面的微观结构及断裂机理进行分析。

## 1 试验材料及制备方法

试验用纤维为国防科学技术大学新型陶瓷纤维及其复合材料重点实验室生产的 SiC 纤维,纤维的基本性能见文献 [12]。预制体均采用三维四向编织方式编织的 SiC 纤维织物,具体尺寸和质量详见表 1。其中,1# 预制体不做任何处理;2# 预制体采用 CVI 工艺在 SiC 纤维表面制备一层裂解碳界面层;3# 预制体采用 PIP 工艺在 SiC 纤维表面制备 BN 界面层,所使用 BN 先驱体由中国科学院过程研究所生产。经过高温裂解后,3 种纤维预制体增重如表 1 所示。

表1 3种SiC纤维预制体的尺寸、质量、界面层种类、界面层重量及增重率

样品	几何尺寸/mm	预制体质量/g	界面层种类	制备界面层后重量/g	增重率/%
1#	120×60×4	28.3	无	—	—
2#	105×60×4	23.6	PyC 界面层	25.6	8.5
3#	90×60×4	21.0	BN 界面层	23.4	11.4

将未处理、PyC 界面层和 BN 界面层的 3 种织物浸渍于聚碳硅烷(国防科学技术大学新型陶瓷纤维及其复合材料国防科技重点实验室合成,淡黄色固体)溶液中,然后在氮气保护下升至高温裂解。经过 10 次以上的浸渍→裂解循环,使材料致密化。3 种复合材料分别标记为 1# 样品、2# 样品和 3# 样品,其密度分别为 2.06、1.99 和 1.88g/cm<sup>3</sup>。为确保所制备的复合材料性能具有可比性,3 种材料的 PIP 工艺条件完全相同,具体制备方法详见文献 [13]。

1#~3# 样品的室温弯曲强度和断裂韧性在 AG-10T 型号(日本岛津)的电子万能实验机上完成,具体样品尺寸和测量方法分别参考 GB/T 6569—2006《精细陶瓷弯曲试验方法》和 ISO 15732—2003 提供的《精细陶瓷断裂韧性试验方法》标准。采用日立公司生产的 Hitachi-S4800 型扫描电子显微镜(SEM)对样品的微观结构进行表征,配合 HORIBA 公司 EX-250 型能谱仪(EDS)进行微结构表面成份分析。

## 2 SiC<sub>f</sub>/SiC 复合材料力学性能

1#~3# 样品的室温弯曲强度和断裂韧性的测试结果如表 2 所示。没有经过任何处理的 SiC<sub>f</sub>/SiC 复合材料 1# 样品室温弯曲强度平均值为 272.6 MPa,平均室温断裂韧性为 10.8MPa·m<sup>1/2</sup>,弯曲强度测试得到的载荷-位移曲线如图 1(a)所示。可以看出,1# 样品的弯曲强度试验载荷-位移曲线为典型的非线性断裂特征。制备裂解碳界面层的 SiC<sub>f</sub>/SiC 复合材料 2# 样品室温弯曲强度平均值为 265.9MPa,与 1# 样品的弯曲强度相比略有降低。2# 样品的载荷-位移曲线(图 1(b))也呈现出典型的非线性断裂,而且在所加载荷达到峰值之后,其载荷随位移变化非常缓慢,说明 2# 样品的韧性较好。测试结果表明其断裂韧性为 13.5MPa·m<sup>1/2</sup>,较 1# 样品的断裂韧性有了较大提升。制备 BN 界面层的 SiC<sub>f</sub>/SiC 复合材料 3# 样品的弯曲强度和断裂韧性较前两个样品均有大幅降低,分别为 138.5MPa 和 5.2MPa·m<sup>1/2</sup>(图 1(c)),说明 3# 样品中制备的界面层没能有效的起到由基体向纤维转移承载的作用,同时存在着由界面层制备工艺导致纤维受损强度降低的可能。

比较 3 种样品的载荷-位移曲线,从载荷层面上看,

1# 样品与 2# 样品平均载荷较为接近,但 1# 的载荷分散系数较大,3# 样品载荷明显偏低。热解碳界面层的存在,一方面避免了过强的界面结合,通过纤维脱粘阻止了裂纹的迅速扩展;另一方面,保护纤维使其免受基体制备过程对表面的损伤,使纤维保留高强度。因此,碳界面层的

沉积能在保留材料弯曲强度的同时有效提高材料的断裂韧性。制备了热解碳界面层后减少了纤维表面的缺陷,使得 2# 样品测试数据均方差较小,但制备热解碳界面层后的 2# 样品相对于 1# 样品并未明显提高纤维/基体间的界面结合力。从载荷-位移曲线上看采用 PIP 工艺制备 BN 界面层的 3# 样品纤维与基体间的结合力则相对较低。

从位移层面上看,2# 样品位移量明显高于 1# 和 3# 样品,1# 与 3# 样品较为接近。纤维拔出对增韧的贡献取决于纤维拔出过程中克服滑移阻力所做的功。若滑移阻力太大,纤维拔出短,增韧效果差,甚至为脆性断裂;若滑移阻力太小,虽纤维拔出长,但克服滑移阻力所做的功并不大,增韧效果也差<sup>[14]</sup>。从载荷-位移曲线上看 2# 样品的纤维拔出距离较大,由于纤维拔出是长纤维增强复合材料断裂时的最主要吸能机制,较长的拔出长度使增韧效果好。同时 2# 样品拔出阻力相对适中,断裂功较大,也反映出了热解碳界面层的增韧效果。3#

样品拔出位移量与1#样品接近,曲线上看并未有明显的脆断特征,但是由于3#样品滑移阻力较小导致了断裂功明显减少,故采用PIP工艺制备BN界面层增韧效果较差。

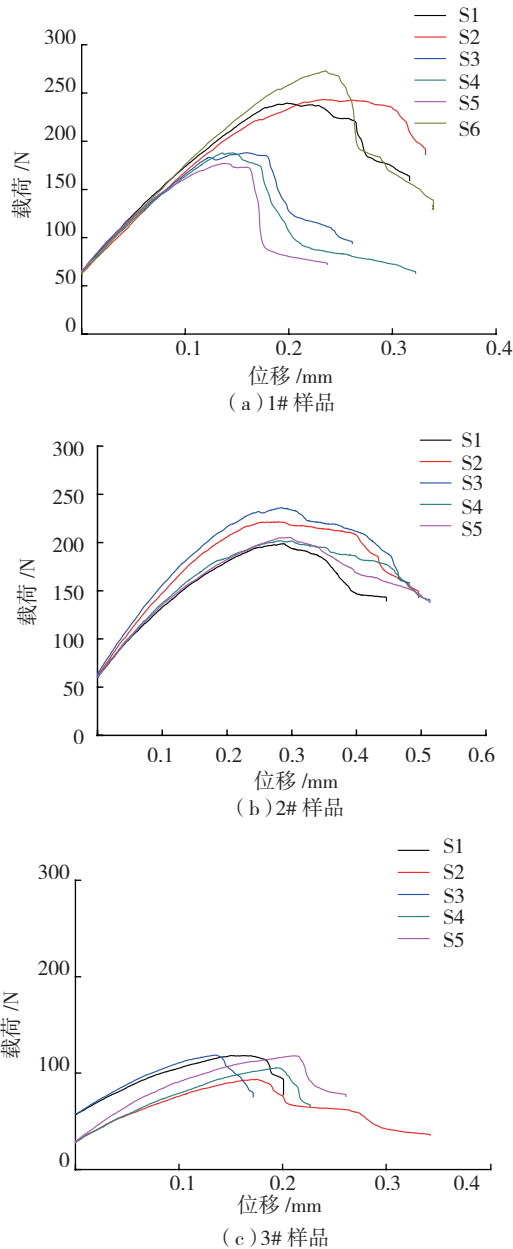


图1 不同界面层的SiC<sub>f</sub>/SiC复合材料弯曲强度试验的载荷-位移曲线  
Fig.1 Flexural strength test load-displacement curve of SiC<sub>f</sub>/SiC composite with different interfacial layers

表2 具有不同界面层的SiC<sub>f</sub>/SiC复合材料的弯曲强度和断裂韧

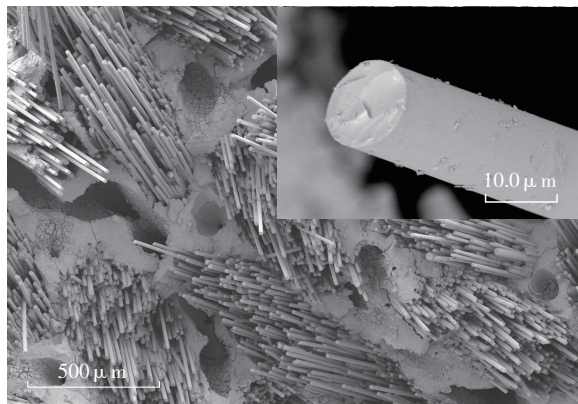
样品	室温弯曲强度平均值/MPa	平均室温断裂韧性/(MPa·m <sup>1/2</sup> )
1#	272.6	10.8
2#	265.9	13.5
3#	138.5	5.2

### 3 SiC<sub>f</sub>/SiC 复合材料微观性能分析

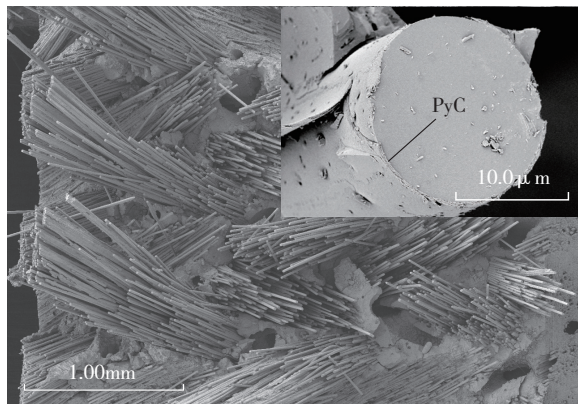
为进一步了解3个样品失效机理,对材料弯曲强度试验后样品的断面进行了微观形貌分析。图2(a)为1#样品弯曲强度断面和纤维表面涂层局部放大图的电镜照片,可见1#样品断面上大部分纤维拔出长度<200 μm。对拔出纤维表面的成份组成进行选区分析。定量分析结果表明,纤维表面主要以C、O、Si元素组成,3种元素的原子百分比为45%、32%、23%。元素组成比例说明拔出纤维表面呈现富碳状态,意味着拔出纤维表面可能存在一层非常薄的富碳层,这取决于SiC纤维的制备工艺<sup>[15]</sup>。纤维表面的富碳层可以有效削弱纤维/基体间的相互作用,从而起到增韧效果。

图2(b)为2#样品弯曲强度断面和纤维表面涂层局部放大图的电镜照片。与1#样品的断面形貌不同,2#样品拔出纤维均较长,大部分在200 μm以上。由于纤维拔出是长纤维增强复合材料断裂时的最主要吸能机制,大量的纤维拔出和较长的拔出长度使增韧效果好。因此,图2(b)也说明材料2#中纤维的增韧效果好,复合材料韧性好。Dong等<sup>[16]</sup>报道纤维/基体之间作用力的强弱与纤维拔出的长度有关。如果作用力较弱,裂纹较容易沿纤维表面生长,从而导致拔出纤维较长。因此,由1#和2#样品的断面形貌中纤维拔出长度可以判断1#样品中的纤维/基体相互作用略强于2#样品。图2(b)中大部分纤维表面已观测不到裂解碳界面层,仅在拔出较短的纤维表面可以观测到明显的裂解碳界面层。局部放大图得到裂解碳界面层的厚度约为0.5 μm,并反映出了纤维与基体脱离的形貌特征。在纤维与基体脱离及纤维拔出的过程中,吸收能量起到了防止裂纹扩展的作用,因此具有更弱纤维/基体作用的2#样品断裂韧性高于1#样品。表面成分选区分析结果显示,裂解碳界面层的主要组成为C(83%)、O(5%)和Si(12%),而裂解碳界面层已脱落的SiC纤维表面组成为C(44%)、O(11%)和Si(45%)。与1#样品中SiC纤维表面不同,2#样品的SiC纤维表面的C:Si近似于1,且O含量也大幅降低,其元素组成与SiC纤维的体相组成相似,这表明裂纹可以沿裂解碳界面层与SiC纤维之间扩展。

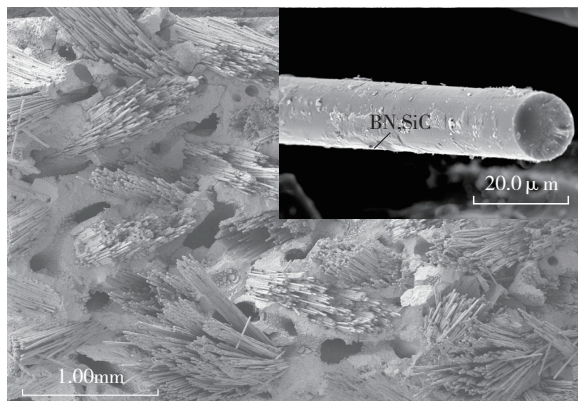
制备有BN界面层的3#样品断面也呈现出非脆性断裂特征。当复合材料受到外力作用时,外力从基体传递给纤维,纤维是载荷的主要承担者。如果纤维与基体间结合力太强,纤维与基体界面不会在外力作用下发生脱离,裂纹会沿生长方向直接穿过纤维,而出现脆性断裂,导致纤维无法起到有效地增韧作用。如图2(c)所示,大部分拔出纤维长度与1#样品相似,但其力学性能仅为1#样品的50%。这说明SiC纤维采用BN先驱体经



(a) 1# 样品



(b) 2# 样品



(c) 3# 样品

图2 不同界面层的SiC/SiC复合材料弯曲强度试验的断面扫描电镜图

Fig.2 SEM photos of SiC<sub>f</sub>/SiC composite cross-sections with different interfacial layers by flexural strength test

过 PIP 工艺处理过后,纤维的性能有了很大程度的下降。图 2 (c) 中局部放大图为典型的拔出 SiC 纤维表面形貌,与 1# 和 2# 样品拔出 SiC 纤维不同,3# 样品的拔出 SiC 纤维表面非常粗糙且形成了鳞片状结构,并没有形成理想的层状 BN 结构。无鳞片状结构部分的表面成份分析结果显示其原子组成为 C (45%)、O (38%) 和 Si (17%),与 1# 样品的 SiC 纤维表面成分相似;而鳞片状结构碎片的元素分析结果为 B(35%)、N(11%)、

Si (12%)、C (28%)、O (14%),这表明在 PIP 工艺制备 BN 界面层过程中, BN 先驱体可能已经与纤维表面反应形成一种无定形的化合物,这导致了 SiC 纤维表面缺陷的增加,同时反应过程造成了纤维本体的损伤。同热解碳界面层一样, BN 涂界面层结构,如厚度和取向性对其性能有较大影响<sup>[17]</sup>。楚增勇等<sup>[18]</sup>已证实 SiC 纤维表面缺陷的多少直接关系到纤维强度的高低。因此,纤维强度的降低可能是导致 3# 样品性能降低的直接原因。

#### 4 结论

综上所述,本文采用无界面层、PyC 界面层(CVI 工艺)和 BN 界面层(PIP 工艺)的 3 种 SiC 纤维预制体通过 PIP 工艺制备了 SiC<sub>f</sub>/SiC 复合材料,并对材料的力学性能和微观结构进行了分析,结果显示无界面层的 SiC<sub>f</sub>/SiC 复合材料具有高的弯曲强度和较高断裂韧性,这与 SiC 纤维表面的富碳层有关;具有 PyC 界面层的 SiC<sub>f</sub>/SiC 复合材料有较强的弯曲强度和高的断裂韧性,与 PyC 层(0.5 μm)厚削弱纤维/基体间作用力有关;具有 BN 界面层的 SiC<sub>f</sub>/SiC 复合材料的弯曲强度和断裂韧性均最低,利用 PIP 工艺制备出的 BN 界面层为无定形的 BNSiCO 化合物,没有形成理想的 BN 层状结构,增加了纤维表面缺陷,导致纤维强度降低。

#### 参考文献

- [1] Bouillon E P, Spriet P C, Habarou G, et al. Engine test and post engine test characterization of self-sealing ceramic matrix composites for nozzle applications in gas turbine engines//ASME Turbo Expo 2004: Power for Land, Sea, and Air. American Society of Mechanical Engineers, 2004: 409-416.
- [2] Bouillon E P, Ojard G C, Habarou G, et al. Characterization and nozzle test experience of a self sealing ceramic matrix composite for gas turbine applications//ASME Turbo Expo 2002: Power for Land, Sea, and Air. American Society of Mechanical Engineers, 2002:15-21.
- [3] Bouillon E P, Spriet P C, Habarou G, et al. Engine test experience and characterization of self sealing ceramic matrix composites for Nozzle Applications in gas turbine engines//ASME Turbo Expo 2003. American Society of Mechanical Engineers, 2003: 677-683.
- [4] Naslain R, Design, preparation and properties of non-oxide CMCs for application in engines and nuclear reactors: an overview. Composites Science and Technology, 2004, 64:155-170.
- [5] Van Roode M, Price J, Kimmel J, et al. Ceramic matrix composite combustor liners: A summary of field evaluations. Journal of Engineering for Gas Turbines and Power, 2007, 129: 21-30.
- [6] Hatton K, Landini D, Hemstad S, et al. SiC fiber reinforced ceramic matrix composites for turbine engine applications//Proceedings of ASME TURBO EXPO 2000, Munich Germany, 2000.
- [7] Van Roode M. Ceramic gas turbine development—need for a 10-year plan. Journal of Engineering for Gas Turbines and Power, 2010, 132(1):

(下转第 85 页)

究 2.5D 机织碳化硅纤维的设计和织造具有重要意义<sup>[5]</sup>。

## 2 碳化硅纤维长丝机织物应用的研究

整体织造出来的碳化硅纤维预制件,有效地避免了后续加工过程中对纤维的损伤,提高了构件的损伤容限,加工纤维身具备优异的性能,因此,在武器装备、建筑、汽车、电子产品等领域有广泛的应用:

(1)耐热材料:如汽车尾气处理中的脱尘、脱硫装置、高温输送带、航天飞机柔性放热材料、过滤器、催热机载体等;

(2)高强度耐磨材料:如汽车或飞机用刹车盘;

(3)复合材料增强相:机织碳化硅纤维用于树脂、金属基、陶瓷基复合材料,可用于制造防弹衣插板,雷达天线罩和飞行器的结构材料;

(4)抗盐雾材料:机织各种结构的碳化硅纤维布主要用于轮船构件等耐盐雾、海水腐蚀;

(5)隐身材料:机织 2.5D 碳化硅纤维因增加了织物厚度,使材料吸波性能提高,用于各种结构吸波材料。

## 3 结束语

通过对碳化硅纤维长丝性能及织造过程的研究,分析了碳化硅纤维织造过程中的难点及改进关键技术。通过对连续碳化硅纤维长丝织造技术的研究,解决了碳化硅纤维的编织问题,为连续 SiC 纤维在高性能复合材料方面应用打下基础,同时也能及时指导上游纤维制造工序共同改进 SiC 纤维的可编织性。未来,企业将不断改进碳化硅纤维长丝的织造技术,开发更多更好的碳化硅纤维预制件产品,为我国新材料界特别是高性能纤维复合材料在航空航天上应用作出应有的贡献。

### 参考文献

- [1] 崔俊芳. 三维机织物织造方法的研究[D]. 天津:天津工业大学,2002.
- [2] 李英富. 碳纤维布的织造及其应用. 新材料产业,2010(4): 32-34.
- [3] 卢士艳,聂建斌. 角度连锁三维机织物的设计与生产. 棉纺织技术,2005,33(2): 72-75.
- [4] 杨彩云,李嘉禄. 复合材料用 3D 角连锁结构预制件的结构设计. 天津复合材料研究所.2005.
- [5] 曹海建,钱坤,李鸿顺. 2.5D 机织复合材料的设计与织造. 上海纺织科技,2009,37(1): 12-18.

(责编 亿霖)

(上接第 78 页)

- organometallic polymers. Adv Mater, 1990, 2(9): 398-404.
- [9] Kotani M, Inoue T, Kohyama A, et al. Effect of SiC particle dispersion on microstructure and mechanical properties of polymer-derived SiC/SiC composite. Materials Science and Engineering: A, 2003, 357(1-2): 376-385.
  - [10] Kotani M, Inoue T, Kohyama A, et al. Consolidation of

polymer-derived SiC matrix composites: processing and microstructure. Composites Science and Technology, 2002, 62(16): 2179-2188.

[11] Kohyama A, Kotani M, Katky Y, et al. High-performance SiC/SiC composites by improved PIP processing with new precursor polymers. Journal of Nuclear Materials, 2000, 283-287: 565-569.

[12] Kotani M, Katoh Y, Kohyama A, et al. Fabrication and oxidation-resistance property of allylhydridopolycarbosi-lane-derived SiC/SiC composites. Journal of the Ceramic Society of Japan, 2003, 111: 300-307.

[13] Nannetti C A, Ortona A, Dario A, et al. Manufacturing SiC-fiber-reinforced SiC matrix composites by improved CVI/slurry infiltration/polymer impregnation and pyrolysis. Journal of the American Ceramic Society, 2004, 87(7):1205-1209.

[14] Dong S M, Katoh Y, Kohyama A, et al. Microstructural evolution and mechanical performances of SiC/SiC composites by polymer impregnationmicrowave pyrolysis (PIMP) process. Ceramics International, 2002, 28:899-905.

[15] Wang Y Q, Cai S Y. Synthesis and Properties of a Liquid Polycarbosi-lane Containing Allyl Groups. Silicon Mater, 2010, 24(2): 85-88.

[16] Wang Y Q. Study on liquid SiC Ceramic Precursor with Si-H and -CH=CH2 active group[D]. Changsha:National University of Defense Technology, 2010.

(责编 小斌)

(上接第 82 页)

011301.

[8] 袁起立,尹建平,姜勇刚. 连续纤维增强陶瓷基复合材料界面研究进展. 高科技纤维与应用,2007,32(1): 23-27.

[9] 蔡利辉,马青松,刘海韬,等. 连续纤维增强碳化硅复合材料界面区研究进展. 硅酸盐通报,2013, 32(5): 5878-5883.

[10] Carrere N, Martin E, Lamon J. The influence of the interphase and associated interfaces on the deflection of matrix cracks in ceramic matrix composites. Composites Part A, 2000, 31(11):1179-1190.

[11] Baroumes L, Bouillon E, Christin F. An improved long life duration CMC for jet aircraft engine application//ASME Turbo Expo 2002: Power for Land, Sea and Air. American Society of Mechanical Engineers, 2002:119-125

[12] 杨大祥,宋有才. 先驱体法制备连续 SiC 纤维的特性及其应用. 兵器材料科学与工程, 2007, 30(6): 64-69.

[13] 焦健,史一宁,邱海鹏,等. 高性能连续碳纤维增强碳化硅复合材料的制备及其高温力学性能的研究. 功能材料, 2011, 42(S3): 401-403.

[14] 于新民,周万城,郑文景,等. 碳界面层制备工艺对 SiC<sub>2</sub>/SiC 材料力学性能的影响. 稀有金属材料与工程,2009, 38(S2): 462-465.

[15] 王得印,宋有才,简科. 组成和结构对连续 SiC 纤维电阻率的影响. 无机材料学报,2012, 27(2): 162-168.

[16] Dong S M, Katoh Y T, Kohyama A. Processing optimization and mechanical evaluation of hot pressed 2D Tyranno-SA/SiC composites. Journal of the European Ceramic Society, 2003, 23: 1223.

[17] Rebillat F, Lamon J, Guette A. The concept of a strong interface applied to SiC/SiC composites with a BN interphase. Acta Materialia, 2000, 48(18-19): 4609-4618.

[18] 楚增勇,冯春祥,宋有才,等. 第十二届全国复合材料学术会议论文集: 复合材料-生命、环境与高科技, 中国天津, 2002: 517-520.

(责编 良辰)