

影响碳化硅基复合材料机械性能的工艺因素

闫联生 邹武

(陕西非金属材料工艺研究所 西安 710025)

文 摘 介绍了纤维及预制体成型、高温处理、界面技术、基体致密化及后处理等工艺因素对碳化硅基复合材料机械性能的影响。基体致密化工艺是影响复合材料性能最为主要的因素,化学气相渗透工艺制备的碳化硅基复合材料的强度和韧性明显高于其它工艺制备的复合材料。预制体高温处理可提高纤维在基体复合材料及使用过程中的高温稳定性,减少纤维/基体界面的热应力,但高温处理会引起纤维强度大幅度下降,在高温处理前先进行中间相涂层处理,不仅可提高复合材料的韧性和稳定性,而且可减少纤维强度损失。采用经过适当表面处理的纤维,提高纤维与基体的结合强度,可增加基体中微裂纹的数目,使复合材料的强度和韧性同时得到提高。

关键词 碳化硅基复合材料,化学气相渗透,纤维预制体,机械性能

Processing Influence on Mechanical Properties of Silicon Carbide Matrix Composites

Yan Liansheng Zou Wu

(Shanxi Research Institute of Non-metal Materials Technology Xi'an 710025)

Abstract The processing influence on the mechanical properties of silicon carbide matrix composites is reviewed, which includes fibers and preform formation, high temperature treatment, interface technology, matrix densification and post-treatment. Matrix densification strongly influences the mechanical properties of the composites, and the chemical vapor infiltration process offers higher strength and toughness to the composites than other matrix densification processes. High temperature treatment can improve thermal stability of the fibers at elevated service temperature and decrease thermal stress at fiber/matrix interface. However, high temperature treatment also causes severe loss of the fiber strength. Interface coating before preform high temperature treatment can enhance the thermal stability of the fibers and the toughness of the composites and give little fiber strength loss. The surface treatment of the fibers can improve the bonding strength of fiber/matrix interface and increase the number of the microcracks in the matrix, which enhances the strength and toughness of the composites.

Key words Silicon carbide matrix composites, Chemical vapor infiltration, Fiber preform, Mechanical property

1 前言

陶瓷材料因其高强度、抗腐蚀、耐高温和低密度等特点,已成为一种很有发展前途的高温热结构材料^[1],但由于陶瓷材料固有的脆性,限制了其在宇航

等高新技术领域的应用,因此陶瓷材料的增韧研究一直倍受重视。早在1976年I. W. Donald等人就发现在陶瓷本体中引入第二相材料,会出现裂纹偏转、微裂纹、裂纹桥接或相变等使陶瓷韧化的现象,经过

收稿日期:1999-04-16

闫联生,1968年出生,硕士,主要从事陶瓷基复合材料应用研究工作
宇航材料工艺 2000年 第1期

— 7 —

20 多年的研究,陶瓷增韧经历了粒子相变增韧、晶须补强增韧、短纤维和连续纤维增韧等阶段,但粒子、晶须及短纤维的增韧效果不好,断裂韧性 (K_{IC}) 一般仅在 $10 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 左右。只有采用连续纤维及其织物和编织体增韧,不仅可提高陶瓷材料的韧性,而且可不同程度地提高材料的强度和模量。因此近年来,世界技术先进的国家在连续纤维增强陶瓷基复合材料 (CFCC_S) 应用研究方面进行了大量工作,已开发和应用了多种耐高温、高强度陶瓷纤维,如各种碳化硅纤维、碳纤维和氧化铝纤维;进行了 SiC、Si₃N₄、Al₂O₃、BN 和 ZrO₂ 等多种陶瓷基体的应用研究。其中碳化硅基复合材料以其高强度、高韧性以及优异的抗氧化性能而在宇航领域的高温热结构方面得到广泛应用^[2~4]。增强高温热结构碳化硅基复合材料的陶瓷纤维常采用各种碳化硅纤维和高强碳纤维。复合材料的制备过程为:

陶瓷纤维 预制体成型 高温处理
中间相涂层 基体复合致密化 复合材料

对于在氧化条件中长期使用的碳/碳化硅材料,在基体致密化之后还要进行抗氧化后处理,进一步提高复合材料的抗氧化能力。本文综合介绍了这些工艺因素对碳化硅基复合材料机械性能的影响,主要包括纤维及预制体成型、高温处理、界面技术、基体致密化及后处理工艺等,提出制备高性能陶瓷基复合材料的最佳工艺条件。

2 纤维及预制体成型

陶瓷纤维(如 Nicalon 纤维)抗氧化性能优异,可在氧化环境中长期使用,但在 1400°C 以上 Nicalon 纤维等陶瓷纤维因固有的晶体长大特性引起纤维强度严重损失。因此在 1400°C 以上高温条件下使用,碳纤维以其高强度、高模量和优异的高温稳定性而成为最佳选择,现有的陶瓷纤维(Nicalon 纤维和 Tyranno 纤维)已无法满足 1400°C 以上高温使用要求。碳化硅纤维和高模碳纤维刚度大,在纺织/编织过程中易磨损、断丝,导致纤维预制体性能下降;高强碳纤维强度高,并有一定的韧性,用其制作的预制体表现出优越的力学综合性能。此外碳纤维和碳化硅基体热物理性能的匹配性决定着基体致密化过程中纤维/基体界面的热应力大小,对复合材料中纤维的强度转化率影响很大。作者研究发现,不同种类的碳纤维增强碳化硅基复合材料的强度相差较大,

如表 1。

表 1 浸渍裂解法(PIP)制备的单向 C/SiC 复合材料的性能
Tab. 1 Properties of UD C/SiC composites by polymer impregnation-pyrolysis

材料	纤维拉伸强度	复合材料弯曲强度
吉碳高强	3 700	105
HTA	3 850	134
T-300	3 530	66

纤维预制体的结构对复合材料的性能影响较大,最早使用的纤维预制体为单向铺层、碳布叠层、纤维缠绕等一维和二维结构。当纤维的取向和受力方向不一致时,一维预制体中的纤维几乎起不到增强的作用。二维结构预制体在构件的厚度方向缺乏有效的增强。相比一维和二维结构预制体,三维整体编织碳纤维预制体从根本上解决了复合材料构件的分层失效问题,具有以下优点:(1)不分层;(2)预制体是一个整体网状结构,纱线或纤维在空间中相互交织,共同承担所受的载荷;(3)可直接编织任意形状(如圆锥形、圆管型、圆柱型、工字型等)构件的预制体,不需要机加或只需少量机加,纤维损伤小,不但能大幅度提高复合材料的强度和刚度,而且具有良好的抗损伤和抗冲击性。采用三维整体编织技术制备的复合材料,力学性能优于三向正交复合材料和斜缠复合材料^[5],见表 2。

表 2 不同预制体结构碳/酚醛复合材料的性能

Tab. 2 Properties of carbon/phenolic composites with different fiber preforms

结构	拉伸强度/MPa	拉伸模量/GPa
三维编织	750	36.5
三向正交	402	36.4
斜缠酚醛	24	7.8

通常三维编织纤维预制体中 x 、 y 、 z 方向的纤维体积分数相同($x=y=z=1/3$),研究中发现采用轴向加入纤维(即加筋)的不等比预制体,轴向加筋纤维为非编织纤维,在编织体内基本处于伸直状态,当复合材料承受拉伸作用时较倾斜的编织纤维更有利于性能的提高,因此复合材料强度和韧性得到较大的提高,是一种增强增韧的有效方法。

宇航材料工艺 2000 年 第 1 期

3 高温处理

在基体致密化之前,通常要对纤维预制体进行高温处理,处理的目的是为了提高碳纤维的高温结构稳定性,减小基体致密化过程中纤维/基体界面的热应力。通常高温处理温度在 1 500 ~ 2 500 之间,在惰性气氛(如 N_2)中进行。但由于高温处理使纤维内部结构发生变化,碳晶粒尺寸增大,导致强度下降;加上处理气氛中的非碳物质对碳纤维表面的氧化刻蚀,纤维强度下降。处理温度越高,纤维强度下降越大,下降幅度在 29% ~ 62%之间^[6],如表 3 所示。

表 3 高温处理对吉碳高强碳纤维性能的影响

Tab.3 Effects of high temperature treatment on properties of carbon fibers(J-1)

状态	拉伸强度/MPa	断裂伸长率/%
未处理	3 290	1.49
1 500 处理	2 240	0.81
2 500 处理	2 130	0.57

因此在满足处理温度高于基体致密化温度的条件下,应尽量选用较低的预处理温度。此外,在高温处理前对纤维进行中间相涂层(这种涂层对提高碳纤维增强碳化硅基复合材料韧性通常是必不可少的),不仅可以达到提高复合材料韧性的目的,而且可以保护碳纤维免受非碳物质的氧化刻蚀,减小纤维强度损失。表 4 是涂层对碳纤维高温处理效果的影响^[7],可以明显看出,高温处理后涂层纤维的强度保留率比未涂层纤维高 38%,其增强复合材料的弯曲强度和断裂韧性分别比未涂层纤维增强复合材料高 23.4%和 101%。

Bender 等人^[8]在研究工艺对碳化硅/碳化硅材料性能的影响时发现,在还原性气氛(如 CO)中处理碳化硅纤维,可抑制氧化性杂质与碳化硅纤维的氧化反应及对碳化硅纤维的氧化刻蚀,使得高温处理后纤维的强度损失比 Ar 和 N_2 气氛中小得多。

表 4 涂层对碳纤维高温处理效果的影响

Tab.4 Effects of coating on the results of high temperature treatment of carbon fibers

状态	纤维强度保留率 / %	复合材料弯曲强度 /MPa	复合材料韧性 /MPa·m ^{1/2}
未涂层	37.1	521	8.9
涂层	51.2	643	17.9

4 界面技术

连续纤维增强陶瓷基复合材料中纤维/基体界面与复合材料韧性的关系以及增韧的机理目前已得到普遍认同^[9],即通过中间相界面涂层减弱纤维/基体界面结合强度,以利于纤维/基体脱粘、纤维拔出和滑移,提高复合材料的韧性。连续纤维增韧单向陶瓷基复合材料在断裂时主要由以下几个过程组成^[10]:首先基体开裂,裂纹扩展,纤维桥接,裂纹遇到纤维/基体界面使界面破坏,发生脱粘;随着桥接纤维被拉断裂纹向前扩展,断裂纤维拔出;最后导致整体断裂。在材料整个断裂过程中纤维拔出、脱粘,脱粘后摩擦及表面扩展都要消耗能量。

对于连续纤维增韧三维陶瓷基复合材料,由于只有与裂纹垂直方向的纤维才能起到阻止裂纹扩展、增韧作用,因此在三维编织纤维预制体设计时,尽量将纤维置于受力主方向,提高复合材料在主受力方向上的韧性。界面涂层必须和纤维/基体化学相容,即纤维/涂层/基体能共存,无界面化学反应,整个体系的化学成分是热力学稳定的,或者在成型和使用过程中不发生降低强度和韧性的界面化学反应。可作为碳化硅基陶瓷复合材料中间相界面涂层的材料有热解碳、氮化硼、碳化硼、氧化铝、碳化硅等,最常用的是热解碳和氮化硼。由于热解碳的抗氧化性能较差,是复合材料中的抗氧化薄弱环节,从而使 $C_{纤维}/C_{涂层}/SiC_{基体}$ 材料的氧化最先从界面涂层开始,引起材料性能严重下降。因此,氮化硼作为一种抗氧化中间相界面涂层而越来越受到人们的重视^[11]。中间相涂层方法有化学气相沉积法(CVD)、化学气相渗透法(CVI)、聚合物浸渍裂解法(PIP)、凝胶-溶胶法(Sol-gel),其中化学气相渗透因具有涂层均匀、可在基体致密化前原位进行等优点而被普遍采用^[2,3,12]。

有关上述弱界面(weak interface)增韧陶瓷基复合材料的研究很多^[11~13],但 Droillard C. 和 Inghels E. 等人^[14,15]指出弱界面并不是陶瓷复合材料增韧的必要条件,因为如果高韧性是建立在弱界面的基础上,而高强度来源于强的界面结合,那么高强度和高韧性不匹配,即不能同时得到高的强度和韧性,而这与他们在研究碳和碳化硅多层中间相界面涂层对 2-D 碳化硅/碳化硅(CVI)韧性影响时得到的结果不相符。由于连续纤维增强陶瓷基复合材料的破坏

在裂纹尖端处没有像金属那样的塑性变形区,裂纹的扩展规律和金属材料断裂时裂纹的扩展规律也不相同。因此,沿用金属断裂韧性的表征方法(应力强度因子, K_{IC})不能准确表征连续纤维增强陶瓷基复合材料的韧性,采用应变能释放速率(G)和J—因子

更适合于表征连续纤维增强陶瓷基复合材料的断裂韧性,数据具有可比性。研究发现,纤维在涂层前经过表面处理的“强界面”复合材料,相比于未经表面处理直接涂层的“弱界面”复合材料,不仅剪切强度大幅度提高,而且断裂韧性大为提高,如表5。

表5 界面与2-D SiC/SiC(CVI)材料韧性的关系
Tab.5 Toughness of 2-D SiC/SiC(CVI) composites vs interface

材料编号*	界面组成(厚度)/ μm	$G_{\text{max}}/\text{kJ m}^{-2}$	$\bar{J}_c/\text{kJ m}^{-2}$	$L_s/\mu\text{m}$	/MPa
A ₁	C/SiC/C	7.8~9.0	11.8	340	2
A ₂	(0.1/0.3/0.1)	18~22	19.2	30	150
B ₁	C/SiC/C/SiC/C	14.2~17.8	19.4	230	3
B ₂	(0.1/0.1/0.1/0.1/0.1)	22~27	24.7	30	70
C ₁	C/SiC/C/SiC/C/SiC/C	7~9	10.7	150	6
C ₂	(0.05/0.1/0.05/0.1/0.05/0.1/0.05)	13~17.9	18.9	110	34
D ₁	C	15.2~21.3	15.6	185	4
D ₂	(0.5)	24~29.3	19.3	20	370
E ₁	C/SiC/C/SiC/C/SiC/C	15.8~21	14.4	115	9
E ₂	(0.05/0.05/0.05/0.1/0.05/0.15/0.05)	17.4~26	28.5	30	90

*材料编号中角标1代表涂层前未进行表面处理;角标2代表涂层前进行表面处理。

表中 \bar{J}_c 为剪切强度, G_{max} 为最大应变能释放速率, \bar{J}_c 为裂纹尖端出现宏观裂纹时的最大应力对应的J—因子, L_s 为饱和裂纹间距。

作为对表5反映出的这种界面和韧性关系的解释, Droillard C 等人在电镜分析的基础上提出了多重裂纹理论,认为在涂层前进行表面处理的强界面复合材料中,基体裂纹只能在中间相涂层内扩展,而且呈现多重裂纹和裂纹枝化现象,饱和裂纹间距 L_s 较小(20 μm ~ 30 μm),如图1。

材料断裂后纤维拔出长度较短,宏观表现为高的剪切强度(40 MPa < \bar{J}_c < 370 MPa)和高的断裂韧性;而在涂层前未进行表面处理的弱界面复合材料中,基体裂纹很容易在中间相涂层和纤维的界面扩展,由于界面结合较弱,裂纹很快沿界面扩展,呈现单一长裂纹现象,饱和裂纹间距 L_s 较大(> 110 μm),复合材料剪切强度较低(2 MPa < \bar{J}_c < 9 MPa)。

5 基体复合致密化

国内外在连续纤维增强陶瓷基复合材料制造工艺方面进行了大量工作,已研制开发出反应烧结(RP)、CVI法、PIP法、Sol-gel法和LANXIDE法等,其中最适合制备碳化硅基复合材料的是CVI法^[1~3,8,16,17]和PIP法^[8,10,18,19]。碳化硅基复合材料属高温成型材料,在高温成型过程中,由于纤维内部固有的晶体长大,引起纤维强度损失,以及纤维和基体热性能不匹配造成热应力对纤维的损伤,使得复合材料中纤维的强度转化率很低(通常在10%以下),因此,基体致密化工艺对复合材料机械性能影响很大。碳化硅基体性能取决于结构,聚碳硅烷裂解得到的碳化硅基体,机械性能低(杨氏模量仅1 GPa~2 GPa),结构疏松;CVI工艺得到的碳化硅基体取向度高、结构致密,机械性能高,因此CVI工艺制备的碳化硅基复合材料的强度和韧性比PIP工艺

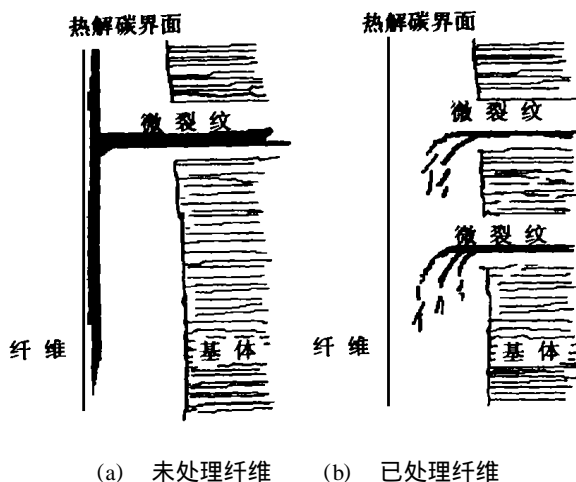


图1 2-D SiC/SiC(CVI)复合材料界面裂纹示意图

Fig.1 Schematic diagram showing the microcracks in the interface of the 2-D SiC/SiC(CVI) composites

高^[2,3,8],如表 6。CVI 工艺条件不同,碳化硅基体取向不同,杨氏模量在 2 GPa ~ 5 GPa 之间变化,复合材料的机械性能也有所差异^[20]。但 PIP 工艺制得的碳化硅基体结构疏松等缺点可通过采用新型高性能浸渍剂和加压浸渍裂解工艺得到改善^[18,19],可使复合材料的机械性能得到明显提高,室温断裂韧性 (K_{IC})和弯曲强度分别达到 15 MPa \cdot m^{1/2}和 511 MPa。

表 6 连续纤维增强碳化硅基复合材料机械性能

Tab. 6 Mechanical properties of carbon fibers reinforced silicon carbide matrix composites

材料	工艺	弯曲强度/MPa			断裂韧性 /MPa \cdot m ^{1/2}
		RT	1 000	1 200	
SiC/SiC	CVI	300	400	280	33
SiC/SiC	PIP	110			5
C/SiC	CVI	500	700	700	36
C/SiC	PIP	500			10

6 后处理

通常碳化硅基复合材料的制备过程包括纤维预制体成型、高温处理、中间相涂层、基体致密化,但对于在氧化条件中长期使用的碳/碳化硅材料,有时还应包括抗氧化处理,即通过 CVD 工艺在制品表面沉积一层厚度约 100 μ m 致密的碳化硅,提高碳/碳化硅材料高温(1 000 以上)抗氧化性能;然后再在其外涂覆一层玻璃密封剂,解决碳/碳化硅材料中低温(400 ~ 1 000)条件下的密封和抗氧化问题。但研究发现^[21,22]在基体复合致密化完成后,对 CVI 和 CVD 两种方法制备的碳化硅基复合材料进行适当的后处理,不仅可提高材料的抗氧化性能,而且可提高材料的弯曲强度。后处理可采用“空气中加热快速冷却”氧化处理^[21]和“空气中加热快速水冷”氧化处理^[22]等方法,加热温度和冷却温度之间的温度差(T)对处理结果影响较大, T 为 800 时处理效果最佳,可提高弯曲强度 50%,但断裂韧性并不提高。

研究还发现,在氧化气氛或非氧化气氛中处理都可提高材料的弯曲强度,采用水冷并不是提高强度的必要因素。在氧化气氛中处理,强度的提高得益于氧化对表面裂纹的愈合作用;在非氧化气氛中处理,强度的提高得益于表层原子的重排并减少和

钝化了表面裂纹。但对于其它工艺(如聚合物浸渍裂解法)得到的碳化硅基复合材料,这种后处理不能提高材料的强度,这是由于裂解碳化硅基体结构疏松,且基体中较多的自由碳,抗氧化能力差,不能生成致密的二氧化硅并起到愈合裂纹的作用。

7 结论

连续纤维增强碳化硅基复合材料机械性能和工艺性密切相关,基体致密化工艺是最主要的影响因素,此外纤维及预制体成型、高温处理、界面技术及后处理技术等工艺因素对材料机械性能也有不同程度的影响。CVI 工艺得到的碳化硅基体取向度高、结构致密,机械性能优异,制备的碳化硅基复合材料的强度和韧性比 PIP 工艺制备的复合材料机械性能高;采用新型高性能浸渍剂和加压浸渍裂解工艺是提高 PIP 工艺制备的碳化硅基复合材料机械性能的有效途径。采用连续纤维三维整体编织预制体是增韧碳化硅基复合材料最有效的方法,采用编织损伤小的高强型碳纤维以及优化的不等比编织结构预制体,可进一步提高复合材料强度和韧性。在还原性气氛中,选用尽可能低的高温处理温度,并将中间相涂层和高温处理结合起来,不仅可以达到提高复合材料韧性的目的,而且可提高材料的高温稳定性、减小纤维强度损失。在中间相涂层之前对纤维进行表面处理,形成强的界面结合,限制基体裂纹在中间相涂层内扩展,使裂纹扩展呈现多重裂纹和枝化模式,可使复合材料的强度和韧性同时得到提高。在基体致密化完成后,对 CVI 和 CVD 制备的碳化硅基复合材料进行适当的后处理,不仅可提高材料的抗氧化性能,而且可提高材料的弯曲强度。

参考文献

- 1 Donald I W, Mcmillan D W. Ceramics-matrix composites. J. Mater. Sci., 1976;11:949
- 2 Prewo K M. Fiber reinforced ceramics: new opportunities for composite materials. Am. Ceram. Soc. Bull., 1989;68(2):395
- 3 Baker C. A high temperature, light, nozzle material. AIAA-94-2892, 1994:1
- 4 Lacombe A, Bonnet C. Ceramic matrix composites, key materials for future space plane technologies. AIAA 90-5208, 1990:1
- 5 肖丽华等. 制作复合材料的三维编织技术. 天津纺织工学院学报, 1993;12(3):5

(下转第 18 页)

23 Munir Z A et al. Inter. J. SHS, 1992;1(3) : 235
24 Lee Wei-chang et al. Inter. J. SHS, 1992;1(2) : 211
25 Martin Marietta Corp. U S Patent 4 915 908,1990
26 鲁玉祥,杨德庄,陶春虎等. XD 合成 NiAl 及其复合材料的反应机制. 航空学报, 1997;(6) :747
27 Schaffer G B , McCormick P G. Mechanical alloying. Mater. Forum, 1992; 16(2) : 91
28 Arzt E , Schulta L eds. New mechanical alloying techniques. Calw Hirasu(FRG) , 1989
29 Ye L L , Liu Z G et al. Thermochemistry of combustion reaction in Al - Ti - C system during mechanical alloying. J. Mater. Res. , 1997; 12(3) : 616
30 沈同德,全明秀,王景唐. 机械合金化合成的新材料(二). 材料科学与工程,1993;11(3) :17
31 严红革,陈振华,黄培云. 反应合成原位复合材料制备技术展望. 材料科学与工程,1997;15(1) :6
32 Lawley A , Apelian. In:Proc. 2nd Int. Conf. On Spray Forming, Swansea, U. K. , 1993 : 267
33 Smith R W et al. Thermal plasma materials processing applications and opportunities. J. Plasma Chem. , 1989; 9(1) :

34 Smith R W et al. The structure and properties of thermally sprayed TiC particulate reinforced prealloyed powders. In: The 12th International Thermal Spray Conference, London: 1989
35 Jarfors A et al. On the thermodynamics and kinetics of carbides in the aluminum-rich corner of Al - Ti - C phase diagram. Mater. Sci. And Eng. ,1991; A135:119
36 Mohanty P S et al. Grain refinement of aluminum by TiC. Scripta Metallurgica et Materialia , 1994; 31(2) : 179
37 Skinner D J et al . Elastic modulus versus melting temperature in aluminum based Intermetallics. Scripta Metall. , 1988; 22:1 783
38 Choi Y, Rhee S W . Effect of aluminum addition on the combustion reaction of titanium and carbon to form TiC. J. Mater. Sci. , 1993; 28 : 6 669
39 孙晓东,梅炳初,袁润章,廖国胜. Ti - C - Al 体系热爆合成过程. 金属学报,1998;32(10) :1 102
40 姜文辉,Badini C. XD 法合成 TiC/Al 复合材料的机制. 复合材料学报,1998;15(1) :52
41 鲁玉祥. NiAl(Fe)基复合材料的反应铸造原位合成及力学性能. 哈尔滨工业大学博士学位论文,1997

(上接第 11 页)

6 闫联生等. 高温处理对碳纤维及其复合材料性能的影响. 宇航材料工艺,1998;13(1) :18
7 Bender et al. Effects of thermochemical treatments on the strength and microstructure of SiC fiber. J. Mater. Sci. ,1991;26: 970
8 闫联生等. 制备工艺对碳纤维增强碳化硅基复合材料性能的影响. 新型炭材料,1998;13(3) :7
9 Kerans R T et al. The role of fiber-matrix interface in ceramics matrix composites. J. Am. Cer. Soc. Bull. ,1989;68(2) :429
10 王兴业等. 碳纤维三维编织陶瓷基复合材料的材料设计与成型工艺研究. 见:第九届全国复合材料学术会议论文集,北京,世界图书出版社,1996:397
11 Singh R N et al. Effect of BN coating on fiber-matrix interactions. Adv. Ceram. Mater. ,1988; 3(3) : 235
12 Cholet V et al. CVD of BN interphase in ceramic fiber preforms: discussion of some aspects of the fundamentals of the ICVI process. J. Am. Cer. Soc. , 1993;76(11) :2 846
13 Rice R W et al. The effect of ceramic fiber coatings on the room temperature mechanical behavior of ceramic-fiber composites. Ceram. Eng. Sci. Proc. , 1984;5:614
14 Droillard C et al. Fracture toughness of composite with multilayered interphase. J. Am. Cer. Soc. ,1996;79(4) :849

15 Inghels E,Lamon J. Approach to mechanical behavior of SiC/SiC and C/SiC ceramic matrix composites, Part : Experimental Results. J. Mater. Sci. ,1991;26:5 403
16 徐永东等. CVI法制备碳纤维增韧碳化硅复合材料性能. 硅酸盐学报,1996;24(5) :485
17 闫联生等. ICVI工艺对混合工艺制备 C/SiC 复合材料性能的影响. 见:第十届全国复合材料学术会议论文集,上海,湖南科学技术出版社,1998:376
18 王晓军等. 聚碳硅烷化学转化法制备 C/SiC 复合材料. 玻璃钢/ 复合材料,1989;(6) :1
19 王涛等. 压力对先驱体转化法制备 C/SiC 性能影响. 见:第十届全国复合材料学术会议论文集,上海,湖南科学技术出版社,1998:372
20 Lamouroux F et al. Structure/oxidation behavior relation in 2D C(T=300)/PyC/SiC(CVI) composites. Carbon , 1993; 31(8) :1 273
21 Kodama H et al. Silicon carbide monofilament reinforced silicon nitride or silicon carbide matrix composites. J. Am. Cer. Soc. ,1989;72(4) :551
22 Hongyu Wang ,Rajin Singh. Effects of postdeposition treatments on the mechanical properties of a CVD SiC. J. Am. Cer. Soc. , 1995;78(9) :2 437