

DOI: 10.13957/j.cnki.tcx.2019.06.001

碳纤维增韧碳化硅陶瓷基复合材料界面相的研究进展

陈智勇¹, 刘建寿¹, 徐颖强², 张东生³, 姚永玉¹, 李妙玲¹, 李彬¹, 张广广¹

(1. 洛阳理工学院 机械工程学院, 河南 洛阳 471023; 2. 西北工业大学 机电学院, 陕西 西安 710072;

3. 河南泛锐复合材料研究院有限公司, 河南 郑州 450001)

摘要: 碳纤维增强 SiC (C/SiC) 陶瓷基复合材料不仅具有耐高温、高比强、高比模、耐腐蚀、耐磨损和低密度的特点, 还具有良好的高温力学性能, 目前, 已成功用于第三代航空发动机、冲压发动机、固体和液体发动机的热结构, 以及空天飞行器耐热结构等方面。界面相是碳纤维增强 SiC 陶瓷基复合材料极其关键的显微组织结构, 其可视为坚固的“桥梁”, 不仅连接增强体和基体, 也传递二者之间的应力, 对 C/SiC 复合材料综合力学性能起到非常关键的作用。本文主要简述了 C/SiC 陶瓷基复合材料界面相研究状况, 包括界面相的功能、类型、制备方法以及对力学性能的影响。

关键词: C/SiC; 陶瓷基复合材料; 界面相; 力学性能

中图分类号: TQ174.75

文献标志码: A

文章编号: 1000-2278(2019)06-0701-09

Research Progress on the Interphase of C/SiC Composites

CHEN Zhiyong¹, LIU Jianshou¹, XU Yingqiang², ZHANG Dongsheng³, YAO Yongyu¹,
LI Miaoling¹, LI Bin¹, ZHANG Guangguang¹

(1. School of Mechanical Engineering, Luoyang Institute of Science and Technology, Luoyang 471023, Henan, China;

2. School of Mechanical Engineering, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, Shaanxi, China;

3. Henan Van-Research Institute of Composite Co., Ltd., Zhengzhou 450001, Henan, China)

Abstract: Carbon fiber reinforced silicon carbide (C/SiC) ceramic matrix composite not only has excellent high temperature resistance, high specific strength and modulus, good corrosion resistance, wear resistance and low density, but also has good high temperature mechanical properties. At present, it has been successfully used for the third generation of aero engines, ramjet engines, the thermal structure of solid and liquid engine, as well as spacecraft heat shield and so on. Interphase is an extremely critical microstructure of carbon fiber reinforced silicon carbide ceramic matrix composite. It can be regarded as a strong "bridge", not only to connect the reinforcement and the matrix, but also to transfer the stress between them. It also plays a very critical role in maintaining the mechanical properties of C/SiC composite. This paper mainly discussed the research status of interface phase in C/SiC ceramic matrix composites in terms of their functions, types, preparation methods and influence on the mechanical properties of the composites.

Key words: C/SiC; ceramic matrix composite; interphase; mechanical properties

0 引言

结构陶瓷材料不仅拥有密度低、强度高、模量大的特点, 还具有耐高温、抗化学腐蚀、抗摩擦磨损的突出性能, 其展现出可代替钛、镍、钨

合金等成为高温结构材料的潜力。然而, 脆性断裂是所有结构陶瓷材料的薄弱点, 陶瓷材料的临界裂纹长度较短, 且内部晶格滑移系较少, 致使其不像常规金属具有良好的塑性变形能力, 因而限制了其应用推广。目前, 如何提高结构陶瓷材

收稿日期: 2019-04-25。

修订日期: 2019-05-04。

基金项目: 河南省科技攻关(192102210026、182102310043、182102310996); 河南省自然科学基金(162300410197); 河南省高等学校重点科研 (17A430024); 河南省大学生创新重点项目(201911070003)。

通信联系人: 刘建寿(1963-), 男, 教授。

Received date: 2019-04-25.

Revised date: 2019-05-04.

Correspondent author: LIU Jianshou(1963-), male, Professor.

E-mail: jianshouliu@126.com

料的断裂韧性,已成为陶瓷科研工作者研究的热门课题。对比研究报道的多种增强方法,其中,连续纤维增强陶瓷基复合材料(Ceramic Matrix Composite,简称CMC)最有希望从源头上解决陶瓷材料的脆性断裂问题,已成为航空、航天等国防领域不可或缺的先进结构陶瓷材料。其中,连续纤维增强SiC陶瓷基复合材料(以下简称CMC-SiC)是最受关注、工业化应用最成熟的先进高温结构陶瓷基复合材料。CMC-SiC主要包括碳纤维增强SiC(C/SiC)和碳化硅纤维增强SiC(SiC/SiC)两种陶瓷基复合材料。碳纤维除具有超高的比强度和比模量外,还拥有优异的高温力学性能和突出的热性能优势,其可以在惰性条件、超过2000℃高温环境下,仍保持力学性能不降低^[1]。使用碳纤维增强SiC陶瓷基复合材料,在材料断裂过程中,内部组织可以通过诱导微裂纹偏转、碳纤维从基体中拔出和断裂等作用机理消耗大部分的断裂能,这样不仅可以提高陶瓷材料的弯曲强度和断裂韧性,还能不降低SiC陶瓷优异的高温使用性能,是制备具有高综合性能的先进结构陶瓷材料的极好途径^[2]。此外,由于碳纤维目前市场价格较低且可以大量获取,因而C/SiC复合材料已成为SiC陶瓷基复合材料的开发、使用的首选^[3-5]。界面相是碳纤维增强SiC陶瓷基复合材料中极其关键的显微组织结构,其可被视作为坚固的“桥梁”,不仅起紧密连接增强体碳纤维和基体SiC的功能,还要传递二者之间的应力。因此,其对C/SiC陶瓷基复合材料综合力学性能起非常关键的作用^[6]。如果增强体和基体的界面结合力弱,则难以实现应力的传递,材料强度和韧性的提升不明显,然而,界面结合力过高,同样也实现不了补强增韧的目的。

1 C/SiC复合材料界面相的研究

观察材料的内部组织结构,可以得知C/SiC复合材料主要由四部分构成即增强体碳纤维、SiC基体、界面相、抵抗环境侵蚀的表面涂层;其中,前三者的组合,使得C/SiC复合材料内部呈现复杂的多层次结构。

与聚合物基复合材料和金属基复合材料相比,C/SiC复合材料可认为是一种典型的“反向复合”材料^[7-9]:(1)SiC基体的断裂应变($\varepsilon_m \leq 0.1\%$)远小于增强体碳纤维的断裂应变($\varepsilon_f \approx 1\%$);(2)SiC基体的弹性模量($E_m \approx 350$ GPa)远大于增强体碳纤维的弹性模量($E_{C/f} = 230-294$ GPa)。因此,当C/SiC

复合材料受拉伸载荷时,假设碳纤维与SiC基体的界面不产生滑移行为,且复合材料、碳纤维和SiC基体的应变相等,则SiC基体在较低应变下首先发生失效,继而导致复合材料的脆性断裂。但是,如果对碳纤维、SiC基体和界面相的结构进行优化设计,则三者之间可产生协同效应以达到各性能的合理匹配,从而解决C/SiC复合材料的脆性断裂问题^[10]:通过在增强体碳纤维表面均匀形成具有纳米尺度的界面层,使纤维与基体间具有适当的界面结合,可实现C/SiC复合材料强韧化的目的;构成C/SiC复合材料特有的力学性能特征(应力-应变曲线的非线性),使其具有与金属相类似的断裂行为,对裂纹扩展不敏感,不会发生灾难性的断裂。

1.1 C/SiC复合材料界面相的性能

界面是纤维和基体之间具有一定厚度(纳米级别)的过渡结构,不仅承担纤维与基体紧密结合的“纽带”角色,更要发挥传递应力及其它信息的“桥梁”功能。界面对C/SiC复合材料的力学性能起着极其重要的作用。界面的性能不仅直接决定了碳纤维与SiC基体相互作用的强弱和补强增韧效果的优劣,而且对材料的断裂行为产生巨大的影响^[9]。

为了充分发挥纤维增强的作用,C/SiC复合材料的界面相必须满足以下3个要求^[8,11]:(1)界面相的脱粘能 Γ_i 与碳纤维的断裂能 Γ_f 之比应不大于0.25;(2)脱粘界面上所产生的滑移阻力 τ_i 应不低于2 MPa且不超过40 MPa;(3)残余应变: $\varepsilon \leq 3 \times 10^{-6}$ 。要求(1)可以使材料在发生断裂过程中,碳纤维与SiC基体之间产生界面脱粘,脱粘是碳纤维产生桥联行为和拔出行为的前提条件;要求(2)可以确保材料在断裂过程中,使碳纤维拔出的长、增强作用良好;要求(3)可以确保在制备材料过程中,最大程度地降低其内部残余应变,使SiC基体和碳纤维不发生开裂现象。但是,仅依靠材料体系的选择使C/SiC复合材料界面满足上述三个要求是很困难的,为此常采用在增强体碳纤维表面制备界面相,调节界面性能,以取得良好的增强效果^[12-14]。目前,普遍采用控制界面相成分、显微结构和厚度的方式以调控界面相的性能,达到复合材料具有优良综合性能的目的。

1.2 C/SiC复合材料界面相的功能

根据C/SiC复合材料对界面相的功能性要求^[8],界面相材料应该满足如下条件^[15,16]:(1)较低的模量:可以改善碳纤维与SiC基体热膨胀、模

量失配的状况,最大限度地降低热失配对碳纤维带来的物理损伤;(2)较低的剪切模量:可以调节界面结合强度,从而协调其载荷传递作用与力学熔断功能;(3)较高的化学稳定性:不仅能防止制备环境中的化学成分与界面相、碳纤维和 SiC 基体发生化学反应,更能有效地保护碳纤维的完整性。满足上述条件的界面相材料并不多,其中最常用的是热解碳(PyC)和六方氮化硼(h-BN)。

1.3 C/SiC 复合材料界面相的类型

R.Naslain^[8]把陶瓷基复合材料的界面相结构分为四种:一是弱界面相,二是层状晶体界面相,三是(X/Y)_n多层界面相,四是多孔结构界面相,如图 1 所示。

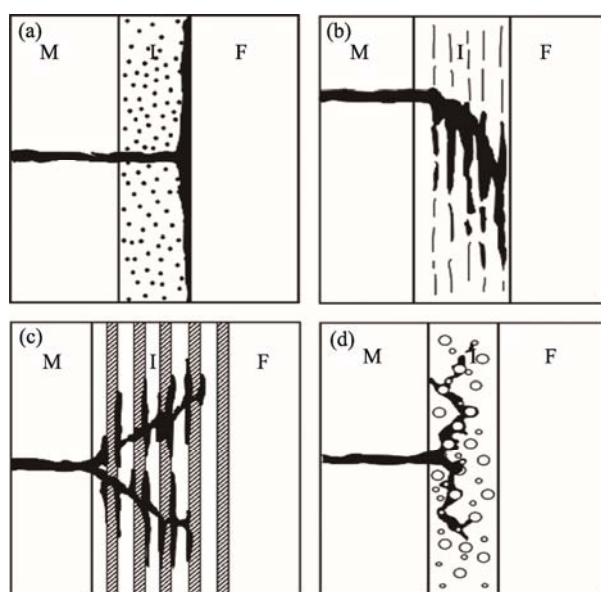


图 1 四种典型界面相类型

Fig.1 Four types of interphases (a) Type I; (b) Type II; (c) Type III; (d) Type IV

弱界面相(Type I):纤维与界面相间弱界面结合,主要起力学熔断功能:材料内部的微裂纹穿过界面相并到达界面相与碳纤维的接触面时,碳纤维会产生脱粘、拔出现象,从而使微裂纹扩展方向在界面相中发生偏转。

层状晶体界面相(Type II):界面相具有层状晶体结构,层间平行于增强体碳纤维表面,界面相与碳纤维和 SiC 基体的结合均较弱。微裂纹扩展至界面相的片层面时发生偏转,且在片层之间继续偏转和扩展,这种行为能更高效地发挥碳纤维的性能。目前,此类界面相最为常用,主要包括 PyC^[17]和 h-BN^[18]。

(X/Y)_n多层界面相(Type III):将层状晶体界面相的原理推广到不同材料交叠形成层状结构即构

成(X/Y)_n多层界面相。该类界面相由多层不同物质组成(X/Y)_n,X 界面发挥偏转裂纹功能,Y 界面具有防扩散、抗氧化的特性。各单层界面的厚度在几到几十纳米之间。X 和 Y 都与碳纤维、SiC 基体结合紧密,但 X 与 Y 的界面结合较弱。微裂纹在 X、Y 内部片层间及各亚层的界面处不断地发生扩展和偏转。该种界面相下碳纤维能明显发挥增韧补强的功能。目前,(X/Y)_n多层界面相是较理想的界面结构类型,主要包括 (PyC/SiC)_n 和 (BN/SiC)_n^[19-21]。

多孔结构界面相(Type IV):界面相具有多孔结构的特征,且和碳纤维结合紧密。微裂纹沿着界面相的孔隙边缘连续地扩展和偏转,从而加强材料阻挡微裂纹扩展的能力;界面相连续性和孔径分布状态以及孔形状对多孔涂层性能起到至关重要的影响。整体来讲,对连续碳纤维增强 SiC 陶瓷基复合材料中多孔界面相的关注度较低,此类界面相提高复合材料的力学性能的效果仍需深入的研究。

2 界面相的应用及界面相对陶瓷基复合材料力学性能的影响

目前,陶瓷基复合材料界面相制备在理论和实践中均获得证实的分别为 PyC、BN、SiC 等,界面相不仅有单层结构,也有多层结构。

2.1 PyC 界面相厚度对陶瓷基复合材料力学性能的影响

PyC 界面相最先应用于 SiC 陶瓷基复合材料中,其可以填补碳纤维表面的结构缺陷,从而起到保护碳纤维的作用。因此,PyC 界面相不仅有利于碳纤维束发挥增韧补强的功能,还能明显提升复合材料的力学性能。决定 PyC 界面相性能主要有两个方面:一方面是界面相的厚度,厚度对界面相应力状态、纤维表面粗糙度、致密度等产生重要的影响;另一方面是界面相中石墨片层取向性,其不仅决定界面相传递载荷的能力,还影响界面相偏转裂纹的效果。假设石墨片层取向性高,则其除了从界面相/纤维、界面相/基体两个界面处脱粘外,还可以在界面相内部片层间发生脱粘从而产生滑移行为。

通过以上介绍,可以得知界面相厚度对陶瓷基复合材料的综合性能产生至关重要的影响,越来越多的科研工作者围绕 PyC 界面相厚度对陶瓷基复合材料力学性能的影响做了大量的研究工作,并获得了丰富的科研成果,如表 1 所示。

表 1 PyC 界面相在 SiC/SiC 复合材料中的应用情况
Tab.1 Application of PyC interphase in SiC/SiC composites

Material/ Processing	Fiber type and content	Interface phase thickness/nm	Interface phase processing	Mechanical property/ MPa	Interfacial shear strength/MPa	Reference No.
2D-SiC/SiC (Chemical vapor infiltration, CVI)	Nicalon/42vol.%	0	CVI	80 (FS)	/	[29]
		100		240 (FS)	78	
		150		280 (FS)	50	
		200		340 (FS)	38	
		300		360 (FS)	52	
		600		380 (FS)	55	
		1250		340 (FS)	60	
2D-SiC/SiC (CVI)	Nicalon, Hi-Nicalon, Hi-Nicalon Type S	50	CVI	200-300(FS)	200-350	[30]
		1000		600(FS)	350	
		3500		200-300(FS)	20-50	
2D-SiC/SiC(CVI)	Tyranno-SA/43vol.%	100	CVI	570±26(FS)	300	[31]
1D-SiC/SiC(CVI)	Hi-Nicalon/40vol.%	100	CVI	171(TS)	17-49	[32]
2D-SiC/SiC (CVI)	Hi-Nicalon/33vol.%	0	CVI	91(FS)	505	[33]
		100		573(FS)	14	
		150		723(FS)	212	
		220		575(FS)	121	
		760		503(FS)	71	
2D-SiC/SiC (CVI)	Tyranno-SA/35vol.%	42	CVI	211(TS)	/	[34]
		116		233(TS)	/	
		226		232(TS)	/	
2D-SiC/SiC (CVI)	Nicalon	500 (Fiber non-treatment)	CVI	241(FS)	4	[35]
		500		356(FS)	370	
2D-SiC/SiC (CVI)	Nicalon/35vol.%	0	CVI	82(FS)	49	[36]
		70		344(FS)	11	
		170		420(FS)	4.3	
		280		290(FS)	0.6	
1D-SiC/SiC (CVI)	Nicalon/45vol.%	0	CVI	50(TS)	/	[36]
		100		535(TS)	35	
		1000		490(TS)	14	
		2500		390(TS)	12	
2D-SiC/SiC(CVI)	Tyranno-SA/35.2vol.%	30	CVI	210(TS)	/	[37]
		90		220(TS)	/	
		180		230(TS)	/	
2D-SiC/SiC(CVI)	Hi-Nicalon	100	CVI	505(FS)	/	[38]
2D-SiC/SiC (Precursor infiltration and pyrolysis, PIP)	KD-1	/	PIP	220-240	/	[39]
2D-SiC/SiC (PIP)	KD-1	None	PIP	307	/	[40]
		Phenolic resin carbon		229	/	
		Bitumen carbon		293	/	
2D-SiC/SiC(PIP)	Nicalon/28vol.%	40	CVI	136(TS)	/	[41]

续表 1

Material / Processing	Fiber type and content	Interface phase thickness/ nm	Interface phase processing	Mechanical property/ MPa	Interfacial shear strength/MPa	Reference No.
2D-SiC/SiC (CVI)	Nicalon	0	CVI	85(FS)	/	[42]
		30		260(FS)	/	
		130		430(FS)	/	
		270		330(FS)	/	
		580		275(FS)	/	
		1270		275(FS)	/	
3D-SiC/SiC(PIP)	KD-1/40vol.%	400-500	CVI	330.2(FS)	105.9	[43]
1D-Mini SiC/SiC (PIP)	ZMI/60vol.%	0	PIP	1000(TS)	/	[44]
		1000		550(TS)	/	
2D-SiC/SiC	KD-II	0	PIP	144.1(FS)	/	[45]
		300-500		433.1(FS)	/	
3D-SiC/SiC	KD-1/40vol.%	0	CVI	370(FS)	77	[46]
		100		420(FS)	118	
		210		350(FS)	107	
		530		330(FS)	109	
		630		330(FS)	90	
3D-C/SiC	T300/50vol.%	50	CVI	200(FS)	196	[47]
		100		338(FS)	180	
		180		357(FS)	126	
		300		417(FS)	38	
		450		412(FS)	35	

Note: FS - flexural strength; TS - tensile strength

从表 1 中可以看出：(1)无 PyC 界面相时，SiC/SiC 复合材料中 Si 碳纤维与 SiC 基体之间的界面剪切强度较高，导致复合材料的弯曲强度较差，仅为最大界面层厚度时的 20-25%^[29, 33, 36, 42, 46]；(2)随 PyC 界面相厚度的增加，SiC/SiC 复合材料的弯曲强度快速增加，随着界面相厚度的继续增加，弯曲强度增加缓慢，甚至降低；(3)尽管 PyC 界面相的制备工艺相同、界面相厚度相似时，但界面剪切强度却差别明显^[29, 33, 36, 46, 47]，这主要是因为研究所涉及的 SiC 纤维增强体结构不同，在计算界面剪切强度时做了较多假设。

2.2 BN 界面相厚度对陶瓷基复合材料力学性能的影响

BN 与石墨具有相类似的结构，可以作为理想的界面相结构。目前，一般采用以三氯化硼或三氟化硼作为硼源，以氨作为氮源进行化学气相沉积制备 BN 界面。然而，三氯化硼和三氟化硼的化学活性较高，以致获得的 BN 界面相含氧量较高。此外，还可以采用硼酸-尿素法通过 PIP 工艺制备

出 BN 界面相。不同工艺制备的 BN 界面相对复合材料力学性能的影响如表 2 所示。

从表 2 中可以了解到：(1)制备 BN 界面相后，SiC/SiC 复合材料的力学性能有较明显增加，但效果不如 PyC 界面相；(2)采用 CVI、Dip-Coating 工艺制备的 BN 界面相的厚度在 100-500 nm；(3)对 BN 界面相的研究相对孤立、分散，不如 PyC 界面相系统、深入。

2.3 (X/Y)_n 多层界面相对陶瓷基复合材料力学性能的影响

在多层界面相的研究方面，国内外学者研究了(PyC/SiC)_n 和(BN/SiC)_n 多层界面相的可行性及其对陶瓷基复合材料力学性能的影响。

由于在高温时，PyC 界面相抗氧化能力较弱，且 BN 容易被氧化成 B₂O₃ 挥发，所以这两种界面相在高温、有氧环境下都不能充分发挥各自的优势。但是，多层复合界面相可以较好地克服上述问题。目前，复合界面相改善 SiC/SiC 复合材料力学性能的途径主要有两种：一是双层界面相，内

表 2 BN 界面相在 SiC/SiC 复合材料中的应用情况
Tab.2 Application of BN interphase in SiC/SiC composites

Material / Processing	Fiber type and content	Interface phase thickness/ nm	Interface phase processing	Mechanical property/MPa	Interfacial shear strength/MPa	Reference No.
2D-SiC/SiC (CVI)	Nicalon/37vol.%	150	CVI	172(TS)	/	[36]
		500		187(TS)	/	
		2700		162(TS)	/	
2D-SiC/SiC (CVI)	Hi-Nicalon	100	CVI	563(FS)	/	[38]
2D-SiC/SiC (CVI)	Hi-Nicalon	400	CVI	226(TS)	/	[41]
1D-SiC/SiC (CVI)	Hi-Nicalon/45vol.%	400	CVI	660(TS)	/	[48]
2D-SiC/SiC (CVI)	Nicalon	130	CVI	635(FS)	212	[49]
2D-SiC/SiC	KD-II	0	PIP	144.1(FS)	/	[45]
		200-300		225.7(FS)	/	
2D-SiC/SiC (CVI)	Hi-Nicalon	400	CVI	450(FS) 280(TS)	95	[50]
2D-SiC/SiC (CVI)	Nicalon/40vol.%	500	CVI	220(TS)	66	[51]
		300	CVI	310(TS)	95	
		2nm/h(deposition rate)	CVI	128(TS)	12	
1D-SiC/SiC (CVI)	Hi-Nicalon/20vol.%	2.5nm/h		167(TS)	32	[52]
		3nm/h		137(TS)	20	
2D-SiC/SiC (HP)	Hi-Nicalon/40vol.%	400	CVI	240(FS)	/	[53]
2.5D-SiC/SiC (CVI)	KD-1/40vol%	0	/	60(FS)	/	[54]
		200	Dip-coating	190(FS)	/	

Note: FS - flexural strength; TS - tensile strength

层为 SiC 界面相, 外层为 PyC 界面相, 内层 SiC 界面相与纤维和外层 PyC 界面相紧密结合, 显著提升了外层 PyC 界面相与纤维的结合强度, 致使微裂纹在 PyC 界面相中发生偏转, 从而提升纤维增韧补强的效果; 二是(X/Y)_n 多层复合界面相, (SiC/C)_n 体系是常用的多层复合界面相, (SiC/C)_n 体系除改善界面相的抗氧化能力外, 还能使微裂纹在各亚层之间扩展传播, 显著提升 SiC/SiC 复合材料的断裂韧性。多层复合界面相对 SiC/SiC 复合材料力学性能的影响如表 3 所示。可以看出: (1) 多层复合界面相能显著提高 SiC/SiC 复合材料的力学性能; (2) 随多层复合界面相厚度的增强, SiC/SiC 复合材料的力学性能先增加后降低; (3) 通过精确控制多层复合界面相中各亚层的厚度, 可提高界面相的抗氧化能力。

3 结论与展望

根据上述国内外关于陶瓷基复合材料界面相

研究情况的介绍可以看出, 对 SiC 陶瓷基复合材料中界面相的研究主要集中在 2D SiC/SiC 体系, 相关研究比较系统、全面。但对于 C/SiC 复合材料体系中界面相种类、厚度的作用研究较少, 且不够系统和全面。在已知的报道中虽然有针对 3D C/SiC 复合材料中界面相厚度的研究, 但没有获得显著的规律性结果, 并且没有把界面相厚度和微观结构的作用作为重点研究对象。因此有必要更全面地研究 PyC 界面相的厚度和微观结构对 C/SiC 复合材料力学性能的影响。

在界面相材料的选择方面, 虽然 BN 界面相在某些方面具有优势, 但是其缺点也显而易见。PyC 界面相仍然是目前使用最广泛的界面相材料, 在制备工艺方面灵活性也更大。但是对其厚度和微观结构控制对 C/SiC 复合材料性能影响的研究还不够全面。因此, 研究 PyC 界面相的微观结构和厚度对 C/SiC 复合材料的影响对 C/SiC 复合材料的理论发展和实际应用将具有更好的推动作用。

表 3 (X/Y)_n 多层界面相在 SiC/SiC 复合材料中的应用情况
Tab.3 Application of (X/Y)_n multilayer interphase in SiC/SiC composites

Material / Processing	Fiber type and content	Interface phase thickness/ nm	Mechanical property/MPa	Interfacial shear strength/MPa	Reference No.
2D-SiC/SiC(CVI)	Tyranno-SA/43vol.%	F/PyC ⁵⁸ /SiC ¹⁴⁰ /PyC ⁵⁰ /M	520(FS)	450	[31]
		F/SiC ²⁵⁰ /C ¹²⁵ /M	640(FS)	280	
		F/SiC ²⁵⁰ /C ³⁸⁰ /M	563(FS)	81	
2D-SiC/SiC (CVI)	Hi-Nicalon/33vol.%	F/C ⁸⁰ /SiC ¹⁵⁰ /C ⁷⁰ /M	518(FS)	103	[33]
		F/C ⁵⁰ /SiC ¹⁵⁰ /C ⁵⁰ /M	482(FS)	86	
		F/SiC ⁵⁰ /C ⁵⁰ /SiC ¹⁵⁰ /C ⁵⁰ /M	344(FS)	70	
		F/C ⁹³ /SiC ³⁹ /M	227(TS)	/	
2D-SiC/SiC(CVI)	Tyranno-SA/38vol.%	F/C ¹²⁰ /SiC ⁸⁷ /M	234(TS)	/	[34]
		F/C ²⁰⁷ /SiC ⁶⁵ /M	241(TS)	/	
		F/C ¹⁰⁰ /SiC ³⁰⁰ /C ¹⁰⁰ /M (Fiber non-treatment)	235(TS)	2	
2D-SiC/SiC (CVI)	Nicalon	F/C ¹⁰⁰ /SiC ³⁰⁰ /C ¹⁰⁰ /M	317(TS)	150	
		F/C ⁵⁰ /SiC ⁵⁰ /C ⁵⁰ /SiC ¹⁰⁰ /C ⁵⁰ /SiC ¹⁵⁰ /C ⁵⁰ /M (Fiber non-treatment)	267(TS)	9	[35]
		F/C ⁵⁰ /SiC ⁵⁰ /C ⁵⁰ /SiC ¹⁰⁰ /C ⁵⁰ /SiC ¹⁵⁰ /C ⁵⁰ /M	350(TS)	90	
2D-SiC/SiC(CVI)	Nicalon	F/SiC ²⁵⁰ /C ¹³⁰ /M	645(FS)	280	[49]
1D-SiC/SiC (CVI)	Hi-Nicalon	F/BN ⁴⁰⁰ /SiC ¹³⁰ (Dense)/M	350(FS)	/	
		F/BN ⁴⁰⁰ /SiC ¹³⁰ (Porous)/M	300(FS)	/	[55]
		F/BN ⁴⁰⁰ /SiC ¹³⁰ (Porous)/M	330(FS)	/	
		F/C ²¹⁰ /M	356(FS)	102	
		F/C ²⁶⁰ /SiC ³⁹⁰ /M	360(FS)	97	
2D-SiC/SiC	KD-I	F/C ²⁴⁰ /SiC ³⁷⁰ /C ¹⁴⁰ /M	318(FS)	108	[56]
		F/C ²¹⁰ /SiC ³⁶⁰ /C ¹⁷⁰ /SiC ¹⁶⁰ /M	339(FS)	98	
		F/C ²⁰⁰ /SiC ¹⁸⁰ /C ¹⁶⁰ /SiC ¹²⁰ /C ⁵¹²⁰ /M	304(FS)	110	

Note: F - Fiber; M - Matrix; FS - flexural strength; TS - tensile strength

参考文献:

- [1] 何柏林, 孙佳. 碳纤维增强碳化硅陶瓷基复合材料的研究进展及应用[J]. 硅酸盐通报, 2009, 28(6): 1197-1202.
HE B L, SUN J. Bulletin of the Chinese Ceramic Society, 2009, 28(6): 1197-1202.
- [2] 文章苹, 张骋, 张永刚. 碳纤维增强碳化硅陶瓷基复合材料的研究进展及应用[J]. 人造纤维, 2018, (1): 26-28.
WEN Z P, ZHANG P, ZHANG Y G. Artificial Fiber, 2018, (1): 26-28.
- [3] 张立同, 成来飞, 徐永东, 等. 自愈合碳化硅陶瓷基复合材料研究及应用进展[J]. 航空材料学报, 2006, 26(3): 226-232.
ZHANG L T, CHENG L F, XU Y D, et al. Journal of Aeronautical Materials, 2006, 26(3): 226-232.
- [4] 张玮, 满卫东, 林晓棋, 等. 碳化硅陶瓷密封材料上沉积复合金刚石薄膜[J]. 人工晶体学报, 2015, 44(4): 993-997.
ZHANG W, MAN W D, LIN X Q, et al. Journal of Synthetic Crystals, 2015, 44(4): 993-997.
- [5] OHNABE H, MASAKI S, ONOZUKA M, et al. Potential application of ceramic matrix composites to aero-engine components [J]. Composites Part A, 1999, 30(4): 489-496.
- [6] 王子晨, 郭兴忠, 朱林, 等. 竹炭和硅溶胶为造孔剂制备多孔碳化硅陶瓷[J]. 陶瓷学报, 2016, 37(6): 668-672.
WANG Z C, GUO X Z, ZHU L, et al. Journal of Ceramics, 2016, 37(6): 668-672.
- [7] NASLAIN R. Fibre-matrix interphases and interfaces in ceramic matrix composites processed by CVI [J]. Composite Interfaces, 1993, 1(3): 253-286.
- [8] NASLAIN R. The design of the fibre-matrix interfacial zone in ceramic matrix composites [J]. Composites Part A, 1998, 29A: 1145-1155.
- [9] Naslain R, Dugne O, Guette A. Boron nitride interphase in ceramic-matrix composites [J]. Journal of American Ceramic Society, 1991, 74(10): 2482-2488.
- [10] 张立同, 成来飞. 连续纤维增韧陶瓷基复合材料可持续发展战略探讨[J]. 复合材料学报, 2007, 24(2): 1-6.
ZHANG L T, CHENG L F. Acta Materiae Compositae

- Sinica, 2007, 24(2): 1-6.
- [11] EVANS A G. The mechanical behavior of ceramic matrix composites [C]. Proceedings of the 7th International Conference on Fracture (ICF7), 1989, 6: 3593-3641.
- [12] CAO C H, BISCHOFF E, SBAIZERO O, et al. Effect of interfaces on the properties of fiber-reinforced ceramics [J]. Journal of American Ceramic Society, 1990, 73(6): 1691-1699.
- [13] BOURRAT X, TURNER K S, EVANS A G. Microstructure of silicon carbide/carbon composites and relationships with mechanical properties [J]. Journal of American Ceramic Society, 1995, 78(11): 3050-3056.
- [14] DROILLARD C, LOMON J. Fracture toughness of 2-D woven SiC/SiC CVI-composites with multilayered interphases [J]. Journal of American Ceramic Society, 1996, 79(4): 849-856.
- [15] 益小苏, 杜善义, 张立同. 复合材料手册[M]. 北京: 化学工业出版社, 2009: 254-259.
- [16] 张立同, 成来飞. 纤维增韧碳化硅陶瓷基复合材料-模拟、表征与设计[M]. 北京: 化学工业出版社, 2009: 25-40.
- [17] NASLAIN R R. Interphase in Ceramic Matrix Composites [J]. Ceramic Transactions, 1996, 79: 37-45.
- [18] BOITIER G, DARZENS S, CHERMANT J L, et al. Microstructural investigation of interfaces in CMCs [J]. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 2002, 33(4): 1467-1155.
- [19] BERTRAND S, PAILLER R, LAMON J. SiC/SiC minicomposites with nanoscale multilayered fibre coatings [J]. Composites Science and Technology, 2001, 61(3): 363-367.
- [20] TAGUCHI T, NOZAWA T, IGAWA N, et al. Fabrication of advanced SiC fiber/F-CVI SiC matrix composites with SiC/C multi-layer interphase [J]. Journal of Nuclear Materials, 2004, 329-333 (Part 1): 572-576.
- [21] BHATT R T, CHEN Y L, MORSCHER G N. Microstructure and tensile properties of BN/SiC coated Hi-Nicalon, and Sylramic SiC fiber performs [J]. Journal of Materials Science, 2002, 37(18): 3991-3998.
- [22] 梁海龙, 吴彦霞, 赵春林, 等. 蜂窝状碳化硅陶瓷载体的制备研究[J]. 陶瓷学报, 2017, 38(5): 665-669.
- LIANG H L, WU Y X, ZHAO C L, et al. Journal of Ceramics, 2017, 38(5): 665-669.
- [23] BYUNG J O, YOUNG J L, DOO J C. Fabrication of carbon/silicon carbide composites by isothermal chemical vapor infiltration, using the in situ whisker-growing and matrix-filling process [J]. Journal of the American Ceramic Society, 2001, 84(1): 245-247.
- [24] HAUG T, KNALE H, EHRMANN U. Processing, properties and structure development of polymer-derived fiber-reinforced SiC [J]. Journal of the American Ceramic Society, 1989, 72(2): 104-110.
- [25] NAKANO K, KAMIYA A, NISHINO Y, et al. Fabrication and characterization of three-dimensional carbon fiber reinforced silicon carbide and silicon nitride composites [J]. Journal of the American Ceramic Society, 1995, 78(10): 2811-2814.
- [26] NASLAIN R. Design, preparation and properties of non-oxide CMCs for application in engines and nuclear reactors: An overview [J]. Composites Science and Technology, 2004, 64(2): 155-170.
- [27] 王建房. 碳纤维在 PIP 工艺制备陶瓷基复合材料过程中的损伤机理研究[D]. 国防科技大学, 2003.
- [28] 何柏林, 孙佳. 碳纤维增强陶瓷基复合材料界面的研究进展[J]. 材料导报, 2009, 23(21): 72-75.
- HE B L, SUN J. Material Reports, 2009, 23(21): 72-75.
- [29] SINGH J P, SINGH D, SUTARIA M. Ceramic composites: roles of fiber and interface [J]. Composites Part A, 1999, 30(4): 445-450.
- [30] ZHANG W, KOHYAMA A, SATO S, et al. Effect of fiber coating on interfacial shear strength of SiC/SiC by nano-indentation technique [J]. Journal of Nuclear Materials, 1998, 258-263(4): 1567-1571.
- [31] YANG W, ARAKI H, KOHYAMA A, et al. Effect of SiC sub-layer on mechanical properties of Tyranno-SA/SiC composites with multiple interlayers [J]. Ceramics International, 2005, 31(4): 525-531.
- [32] BERTRAND S, FORIO P, PAILLER R, et al. Hi-Nicalon/SiC minicomposites with (PyC/SiC)_n nanoscale multilayered interphases [J]. Journal of the American Society, 2010, 82(9): 2465-2473.
- [33] YANG W, ARAKI H, NODA T, et al. Hi-Nicalon fiber-reinforced CVI SiC matrix composites: I Effect of PyC and PyC-SiC multilayers on the fracture behaviors and flexural properties; II Interfacial shear strength and its effects on the flexural properties [J]. Materials Transactions, 2005, 43(10): 2568-2573.
- [34] KATOH Y, NOZAWA T, SNEAD L L. Mechanical properties of thin pyrolytic carbon interphase SiC-matrix composite reinforced with near-stoichiometric SiC fibers [J]. Journal of the American Ceramic Society, 2010, 88(11): 3088-3095.
- [35] REBILLAT F, LAMON J, NASLAIN R, et al. Properties of multilayered interphases in SiC/SiC chemical vapor infiltration composite with “weak” and “strong” interfaces [J]. Journal of the American Ceramic Society, 2010, 81(9): 2315-2326.
- [36] LOWDEN R A, MORE K L. The effect of fiber coatings on interfacial shear strength and the mechanical behavior of ceramic composites [J]. Materials Research Society Symposia Proceedings, 1990, 170: 205-213.
- [37] IGAWAN, TAGUCHI T, NOZAWA T. Fabrication of SiC fiber reinforced SiC composites by chemical vapor infiltration for excellent mechanical properties [J].

- Journal of Physics and Chemistry of Solids, 2005, 66: 551-554.
- [38] 施鹰, 杨文. 纤维表面涂层对 SiC/SiC 复相陶瓷力学性能和界面结构的影响[J]. 无机材料学报, 2001, 16(5): 883-888.
- SHI Y, YANG W. Journal of Inorganic Materials, 2001, 16(5): 883-888.
- [39] 刘海韬, 程海峰, 王军. 纤维表面 PIP-SiC 涂层对 2D-SiC/SiC 复合材料力学性能影响[J]. 航空材料学报, 2009, 29(3): 78-82.
- LIU H T, CHENG H F, WANG J. Journal of Aeronautical Materials, 2009, 29(3): 78-82.
- [40] 刘伟峰, 王亦菲, 叶飞. Si 碳纤维表面碳涂层及其 SiC/SiC 复合材料性能研究[J]. 材料导报, 2007, 21(5): 237-238.
- LIU W F, WANG Y F, YE F. Material Reports, 2007, 21(5): 237-238.
- [41] GUO S, KAGAWA Y. Tensile fracture behavior of continuous SiC fiber-reinforced SiC matrix composites at elevated temperatures and correlation to in situ constituent properties [J]. Journal of European Ceramic Society, 2002, 22(13): 2349-2356.
- [42] MILLER J H, LIAW P K, LANDES J D. Influence of fiber coating thickness on fracture behavior of continuous woven Nicalon fabric-reinforced silicon-carbide matrix ceramic composites [J]. Materials Science & Engineering A, 2001, 317(1): 49-58.
- [43] 赵爽, 杨自春, 周新贵. 不同界面 SiC/SiC 复合材料的断裂力学行为[J]. 无机材料学报, 2016, 31(1): 58-62.
- ZHAO S, YANG Z C, ZHOU X G. Journal of Inorganic Materials, 2016, 31(1): 58-62.
- [44] 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, 2016, 87: 123-130.
- [45] CHAI Yuxin, ZHANG Huayu, ZHOU Xingui. Mechanical properties of SiC/SiC composites with alternating PyC/BN multilayer interlaces [J]. Advance in Applied Ceramics, 2017, 116(7): 392-399.
- [46] ZHANG Huayu, ZHOU Xingui, ZHANG Wei, et al. Mechanical properties of 3D KD-I SiC/SiC composites with engineered fibre-matrix interfaces [J]. Composites Science and Technology, 2011, 71(5): 699-704.
- [47] CAO Xiaoyu, YIN Xiaowei, FAN Xiaomeng, et al. Effect of PyC interphase thickness on mechanical behavior of SiBC matrix modified C/SiC composites fabricated by reactive melt infiltration [J]. Carbon, 2014, 77: 886-895.
- [48] RELILLAT F, GUETTE A, ESPITALIER L, et al. Oxidation resistance of SiC/SiC micro and minicomposites with a highly crystallized BN interphase [J]. Journal of European Ceramic Society, 1998, 18(13): 1809-1819.
- [49] HINOKI T, YANG W, NOZAWA T, et al. Improvement of mechanical properties of SiC/SiC composites by various surface treatments of fibers [J]. Journal of Nuclear Materials, 2001, 289(1): 23-29.
- [50] FUTAKAWA M, TANABE Y, WAKUI T, et al. Dynamic effect on strength in SiC/SiC_m composite [J]. International Journal of Impact Engineering, 2001, 25(1): 29-40.
- [51] REBILLAT F, LAMON J, GUETTE A. The concept of a strong interface applied to SiC/SiC composites with a BN interphase [J]. Acta Materialia, 2000, 48(18-19): 4609-4618.
- [52] JACQUES S, LOPEZ-MARURE A, VINCEN C, et al. SiC/SiC minicomposites with structure-graded BN interphases [J]. Journal of European Ceramic Society, 2000, 20(12): 1929-1938.
- [53] YOSHIDA K, IMAI M, YANO T. Improvement of the mechanical properties of hot-pressed silicon-carbide-fiber-reinforced silicon carbide composites by polycarbosilane impregnation [J]. Composites Science & Technology, 2001, 61(9): 1323-1329.
- [54] DING D, ZHOU W, LUO F, et al. Dip-coating of boron nitride interphase and its effects on mechanical properties of SiCf/SiC composites [J]. Materials Science & Engineering A, 2012, 543(5): 1-5.
- [55] SUYAMA S, KAMEDA T, ITOH Y. Effect of structure of interfacial coating layer on mechanical properties of continuous fiber reinforced reaction sintered silicon carbide matrix composite [J]. Journal of Materials Science, 2002, 37(6): 1101-1106.
- [56] YU Haijiao, ZHOU Xingui, ZHANG Wei, et al. Mechanical behavior of SiC/SiC composites with alternating PyC/SiC multilayer interphases [J]. Materials and Design, 2013, 44: 320-324.