

文章编号: 1000-8055(2023)04-0921-10

doi: 10.13224/j.cnki.jasp.20210605

连续纤维增强 SiC 基复合材料界面相力学及 抗氧化改性研究进展

徐彬¹, 杨会永¹, 罗瑞盈¹, 黄军同¹, 王连毅², 陈典¹, 李文鹏¹

(1. 南昌航空大学 材料科学与工程学院, 南昌 330063;

2. 北京航空航天大学 前沿科学技术创新研究院, 北京 100191)

摘 要: 综述了近年来 SiC 基复合材料的裂解碳(PyC)及其衍生物、BN 及其衍生物、新型界面相和复合界面相的力学及抗氧化性能改性效果、相关影响因素及不足之处, 比较了几类常见的界面相制备工艺。其中, PyC 界面相力学改性效果好但抗氧化性差, 添加 B 元素仍难以克服其本征不耐氧化性; BN 界面相综合性能佳, 但具有中温脆性且不防潮; 复合界面相优势众多, 但热膨胀系数失配、化学相容性差等问题不可忽视; 新型界面相在性能或制备方式上难以兼顾。未来的发展方向为完善性能数据库和损伤机理、探索更多新型界面相类型, 以及深入挖掘现有界面相制备工艺的潜力等。

关 键 词: SiC 基复合材料; 界面相; 力学性能; 抗氧化; 连续纤维

中图分类号: V257

文献标志码: A

Research progress in the mechanical properties and oxidation resistance modification effect of interphase of SiC matrix composites reinforced with continuous fibers

XU Bin¹, YANG Huiyong¹, LUO Ruiying¹, HUANG Juntong¹, WANG Lianyi²,
CHEN Dian¹, LI Wenpeng¹

(1. School of Materials Science and Engineering,

Nanchang Hangkong University, Nanchang 330063, China;

2. Research Institute for Frontier Science, Beihang University, Beijing 100191, China)

Abstract: The mechanical and oxidation resistance modification effects, the related influencing factors, and the shortcomings of pyrocarbon (PyC) and its derivatives, BN and its derivatives, new style interphases, and compound interphases were reviewed, and several common interphases preparation technologies were also briefly compared. Among them, the PyC interphase had excellent mechanical modification but no oxidation resistance, and adding B element was still difficult to overcome its intrinsic oxidation resistance. The comprehensive performance of BN interphase was preferably good, but brittle at medium temperature and was not moisture-proof. Lots of advantages of composite interphase were presented, but the problems such as mismatch of thermal expansion coefficient and poor chemical compatibility can not be ignored. The new interphase was hard to be considered in terms of properties or

收稿日期: 2021-10-21

基金项目: 南昌航空大学博士启动基金(EA201901417); 江西省双千计划(000915232090)

作者简介: 徐彬(1996—), 男, 硕士生, 主要从事 SiC 基复合材料研究。

通信作者: 杨会永(1987—), 男, 讲师, 博士, 主要从事 SiC 基复合材料研究。E-mail: yanghuiyong2006@126.com

引用格式: 徐彬, 杨会永, 罗瑞盈, 等. 连续纤维增强 SiC 基复合材料界面相力学及抗氧化改性研究进展[J]. 航空动力学报, 2023, 38(4): 921-930. XU Bin, YANG Huiyong, LUO Ruiying, et al. Research progress in the mechanical properties and oxidation resistance modification effect of interphase of SiC matrix composites reinforced with continuous fibers[J]. Journal of Aerospace Power, 2023, 38(4): 921-930.

preparation methods. The future development direction is to improve the performance database and damage mechanism, to explore more new types of interfacial phases, and to tap the potential of existing interfacial phase preparation processes.

Keywords: SiC matrix composites; interphase; mechanical properties; oxidation resistance; continuous fibers

SiC 基复合材料(C/SiC、SiC/SiC)具有比强度和比模量高、耐高温、抗氧化、耐磨损和抗蠕变等优异性能,在航空航天热端部件上具有广阔的应用前景^[1-2],其通常由纤维增强体、界面相、SiC 基体构成。其中,界面相可通过纤维脱黏、桥连、拔出和断裂等机制改善复合材料整体的力学性能^[3-4],又能阻碍环境对增强体纤维的侵蚀,对 SiC 基复合材料起到至关重要的作用,一直是陶瓷基复合材料(CMC)的研究焦点^[5]。本文综述了近年来 SiC 基复合材料的界面相形式与类型、力学和抗氧化改性效果及影响因素、常用制备工艺,并对未来发展方向进行了适当展望。

1 同质界面相

CMC 界面相大致可分为同质和异质组合两大形式,目前 SiC 基复合材料同质界面相主要有裂解碳(PyC)及其衍生物、BN 及其衍生物和一些新型界面相。

1.1 PyC 及其衍生物界面相

层状结构界面相可调节纤维/基体界面结合,从而调控 CMC 的力学性能,作为最早的 SiC 基复合材料界面相,PyC 的制备方法主要有先驱体浸渍裂解(PIP)法和化学气相沉积(CVD)法。相比之下,因先驱体黏度较大,PIP 法所制备的 PyC 无法形成均匀致密的微观结构,常伴随尺寸较大的皸裂等缺陷,改性效果有限^[6]。而 CVD 法制备的 PyC 由碳氢化合物在高温下脱氢得到^[7],晶粒细小、结构致密,是充当 CMC 界面相的理想材料^[8]。

由表 1 可知,PyC 界面相能显著提高 SiC 基复合材料的弯曲强度、弹性模量和断裂韧性,影响其力学调控效果的主要因素之一为界面相厚度:

1) 随界面相厚度增加,其对裂纹的偏转能力增强,纤维与基体的残余热应力减小^[9],界面相处内耗系数增大^[10],界面相与纤维的结合力减弱,纤维预制件的韧性减小,不利于后续基体制备^[11]。

2) 对于不同种类的增强纤维,界面相厚度存在临界值,低于该值裂纹无法偏转。通常亚微米厚度(0.2~0.5 μm)的 PyC 界面相具有良好的力学调控效果(表 1)。

表 1 PyC 界面相的力学改性效果

Table 1 Mechanical modification effect of PyC interphase

材料	厚度/nm	改性效果
C/SiC	NA ^[12]	弯曲强度提高 210.41%
	250 ^[13]	弯曲强度达 380 MPa
	200 ^[14]	弹性模量提高 109.89%
	450 ^[15]	断裂韧性达 24.8 MPa·m ^{1/2}
SiC/SiC	2 000 ^[16]	断裂韧性提高 65%
	50~400 ^[9]	最佳界面厚度为 50~400 nm
	12~61 ^[10]	界面剪切强度为 119 MPa
	200 ^[11]	断裂韧性达 21.4 MPa·m ^{1/2}
	500 ^[17]	断裂韧性达 28.5 MPa·m ^{1/2}

注:表中 NA 表示无可用数据。

除界面相厚度外,纤维表面性质、PyC 的结晶度也是影响力学调控效果的重要因素^[18]。随着含碳量增多,沉积的 PyC 界面相由致密层状变为疏松颗粒,复合材料的弯曲强度和断裂韧性随之下降^[17]。1 900 $^{\circ}\text{C}/\text{Ar}$ 热处理可使部分 PyC 石墨化,降低界面剪切强度(ISS),从而提高 SiC/PyC/SiC 复合材料的拉伸强度和韧性^[19]。

虽然 PyC 力学调控效果优异^[20-21],但抗氧化性较差,在空气中约 400 $^{\circ}\text{C}$ 即开始氧化^[22],使复合材料性能大幅下降,主要机理为 PyC 氧化为 CO_2 逸出,微孔增多,界面相结构被破坏以致无法偏转裂纹和保护纤维^[23]。

为改善 PyC 的抗氧化能力,研究人员提出两种设计思路:

1) 在 SiC 基复合材料整体表面制备环境热障涂层(EBC),阻碍外部环境与 PyC 接触。此时,受 CO_2 挥发速率的限制, SiC/PyC/SiC 复合材料的失重速率与氧的质量分数(1%~21%)关系很小^[24]。

2) 调节 PyC 的成分及组合形式,例如,掺杂 B 的 PyC 在 600~1 000 $^{\circ}\text{C}$ 氧化速率大幅降低^[25]。

机理为: B 的掺杂提高了 PyC 的石墨化程度, 界面相有序性的提高增强了抗氧化能力^[26-27]。其次, 残余 B 以玻璃相存在, 填补 PyC 氧化产生的孔隙, 两因素均可增强 PyC 的抗氧化性能^[28]。但掺杂的 B 无论是以 B 原子形式存在于 C 点阵中, 还是摩尔分数超过 8% 形成的富 B 玻璃相, 均会破坏 PyC 界面相的完整性, 削弱对复合材料的常温力学改性效果。鉴于以上矛盾, 研究人员又设计了成分梯度界面相, B 掺杂的摩尔分数从纤维到基体逐渐增加(8%~33%), 可使损失的裂纹偏转能力逐渐恢复, 从而使 PyC 抗氧化性提高的同时, 复合材料的力学性能无明显损失^[29], 表 2 为 PyC 界面的抗氧化性能。

表 2 PyC 界面相的抗氧化性
Table 2 Oxidation resistance of PyC interphase

界面相	制备方法	材料	改性效果
PyC	CVD ^[10,20-21]	SiC/ SiC	高温下弯曲强度、 拉伸强度更高
	硼酸浸渍 ^[25]	C	氧化速率显著下降
B 掺杂 PyC	CVD ^[27]	C	界面相由玻璃相转 变为纳米层状
	CVD ^[28]	SiC 纤维	800 °C 下氧化削弱
	CVD ^[29]	SiC/ SiC	高温强度保留率 提高 200%

1.2 BN 及其衍生物界面相

六方氮化硼(h-BN)具有与石墨类似的层状晶体结构, 且抗氧化性能远优于 PyC, 由表 2 和表 3 对比可知, BN 界面相既能有效改善 SiC/SiC 复合材料的强韧性, 又兼顾高温抗氧化性, 是高温氧化应用环境下 SiC 基复合材料的理想界面相之一^[30-34]。与 PyC 类似, BN 界面相的力学调控效果与界面相厚度、结晶度等密切相关。

1) 厚度: BN 厚度低于 200 nm 时, ISS 过强导致纤维不易脱黏, 且沉积时间较短时, BN 界面相通常也较粗糙; BN 厚度大于 200 nm 时纤维束中心难以全部沉积 BN, ISS 减弱^[35], 一般界面相厚度 0.2~0.6 μm 为宜(表 3)。

2) 结晶度: 各向同性 BN 制备温度较低, 对纤维损伤小, 与纤维结合力强, 复合材料抗氧化性较好; 而各向异性 BN 与纤维结合力弱容易脱黏, 裂纹易在 BN 界面相的层间偏转, 复合材料力学性能较高^[36]。提高制备温度(1 050~1 800 °C)^[37]或进行高温热处理^[38], 可增加 BN 结晶度, 减少 C、

表 3 BN 界面相对 SiC/SiC 的增强效果与抗氧化性
Table 3 Enhancement effect and oxidation resistance of BN interphase relative to SiC/SiC

厚度/nm	改性效果
550 ^[30]	拉伸强度达 1 628 MPa
300 ^[31]	弯曲强度提高 160.51%
1 300 ^[32]	弯曲强度提高 294.29%
400 ^[33]	1 350 °C 下疲劳性能提高
NA ^[37]	制备温度提高抗氧化性
3 000~4 000 ^[42]	拉伸强度达 329.9 MPa

O 等杂质, 改善抗氧化性, 但与纤维的结合力会降低, 研究人员通过在纤维上先沉积各向同性 BN, 再沉积各向异性 BN 的方式解决此矛盾^[36]。

BN 界面相的抗氧化作用与环境温度、气氛、反应物成分、BN 结晶度及纯度等因素紧密相关:

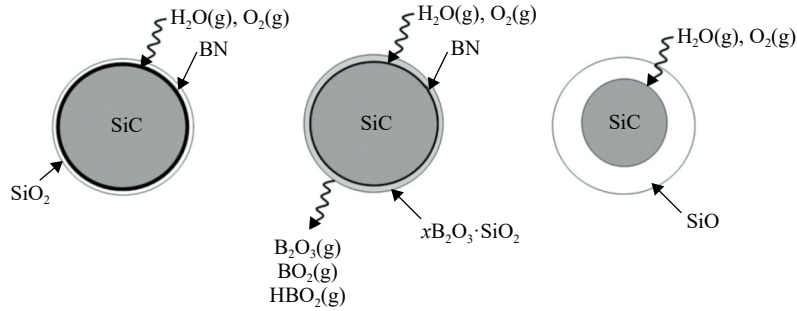
1) 在 800~1 000 °C 干燥空气中, BN 氧化为挥发性的 B₂O₃, 界面相被破坏, 纤维暴露在氧化性气氛中^[39-40]。

2) 在 1 000 °C 以上干燥空气中, BN 与 SiC 基体反应生成硼硅酸盐, 熔融态玻璃相可弥补基体裂纹等缺陷, 钝化裂纹的同时也防止了外界环境直接侵蚀纤维, 但氧在硅酸盐玻璃相中的扩散速率比 SiC 和 SiO₂ 高 2~5 个数量级^[41-42]。当硅酸盐玻璃相中 B 摩尔分数在 30% 以上时, 热力学上更易形成 Si—O—B 键, 从而加速基体甚至纤维的氧化; 当 B 的摩尔分数下降到某一临界值(9%~18%)后, 氧向内的扩散速率大于 B 的挥发速率, 纤维开始氧化^[43-44]。

鉴于硼硅酸盐抗氧化性优于 B₂O₃, 掺杂 Si 后 BN 的抗氧化能力可提高 1~3 个数量级^[45], 1 400 °C 制备的掺杂 Si 的 BN 具有与 1 800 °C 制备的 BN 相同的抗氧化性能^[37], 但制备温度较高(≥1 400 °C), 易造成纤维的热损伤^[46-47], 而且不利于预制件成型^[48]。而以反应熔融(MI)工艺制备 SiC 基体, 可降低掺杂 Si 的 BN 界面相制备温度^[49]。

3) 在高温水汽环境下, BN 与水汽反应生成 HBO₂、H₃BO₃ 和 H₃B₃O₆ 等挥发性物质^[50], 孔隙增多, 从而加速 B 挥发与纤维氧化^[51-52], 图 1 为氧化机理示意图。

4) 一般 BN 结晶度越高, 杂质越少, 抗氧化性能越好^[37-38]。

图 1 BN 界面相在高温水汽环境下的氧化机理^[44]Fig. 1 Oxidation mechanism of BN interphase in high temperature water vapor environment^[44]

1.3 其他同质界面相

PyC、BN 是研究最系统的 SiC 基复合材料界面相材料,但材料本身属性限制了其对 SiC 基复合材料力学及抗氧化改性效果的进一步提高,因此研究人员对 SiC 基复合材料界面相作了许多新尝试,主要类型可分为:金属、MAX 相、低维纳米材料、稀有金属盐、多元陶瓷等(表 4)。

1.3.1 高温金属界面相

利用金属本身的良好韧性及延展性,将 Zr 作为 SiC 基复合材料界面相,可明显提高弯曲位移,但对于调节界面结合力、增强材料强度均无明显效果^[53]。金属界面相不失为改善 SiC 基复合材料强韧性及抗氧化性的一种可行思路,可继续深入探索耐高温性能更优异的高温合金界面相对 SiC 基复合材料的改性效果。

1.3.2 MAX 相界面相

MAX 相具有层状晶体结构及良好的抗氧化性,有望作为 SiC 基复合材料的界面相,但目前的制备工艺限制了其作为界面相的研究与应用。以 Ti_3SiC_2 为例,使用 CVD 法制备困难,且层状结构倾向于垂直基底生长^[54],而熔盐法在 SiC 纤维表面又难以制备出连续、均匀、致密的界面涂层^[55]。目前相对有效的制备方法为电泳沉积(EPD)法,所制备的均匀连续 Ti_3SiC_2 界面相可使 SiC/SiC 复合材料的断裂应变提高 70%,但作者并未考察其抗氧化改性效果^[56]。

1.3.3 低维纳米材料界面相

低维纳米材料可改变纤维表面形貌,在纳米尺度上建立纤维与基体的机械耦合,调节 ISS 以增强 SiC 基复合材料的力学性能。如碳纳米管(CNT)使 SiC/SiC 复合材料的弯曲强度提高了 20%,氧化石墨烯(GO)使 C/SiC 复合材料的压缩强度提高了 12.8%(表 4),但两者本身的抗氧化效

果不佳^[57-58]。

1.3.4 稀有金属盐界面相

抗氧化性能优异的稀有金属盐作为 SiC 基复合材料的界面相可以明显提高其使用温度^[59-62],同时可设计多层界面相形式弱化界面结合(表 4),调控 SiC 基复合材料的力学性能。然而目前仍有较多问题存在,例如:部分界面相存在化学相容性问题,如 LaPO_4 在还原性气氛下与 SiC 反应^[63];原料昂贵;溶胶凝胶法(sol-gel)制备效率较低,无法满足大尺寸构件的界面相制备,限制了其实际运用。

表 4 其他同质界面相的改性效果

Table 4 Modification effect of other homogeneous interphase

界面相	制备方法	材料	改性效果
Zr ^[53]	PVD	SiC/SiC	弯曲位移提高 20%
Ti_3SiC_2 ^[56]	EPD	SiC/SiC	断裂位移提高 70%
CNT ^[57]	CVD	SiC/SiC	弯曲强度提高 22.29%
GO ^[58]	EPD	C/SiC	压缩强度提高 12.8%
ZrGeO_4 ^[59]	溶胶凝胶法	SiC/SiC	双界面相的 ISS 为 170 MPa
$\text{Re}_2\text{Si}_2\text{O}_7$ ^[60]	溶胶凝胶法	SiC_f	纤维脱黏应力为 20~30 MPa
$\text{Y}_2\text{Si}_2\text{O}_7$ ^[61-62]	溶胶凝胶法	SiC/SiC	纤维脱黏应力达 94 MPa
	溶胶凝胶法	SiC/SiC	1 000 °C 氧化后 ISS 保留 90%
SiBCN ^[64]	CVD	SiC/SiC	弯曲强度提高 36%
SiOC ^[65]	PIP	SiC/SiC	弯曲强度达 85.26%
SiBN ^[66]	CVD	SiC/SiC	弯曲强度达 96.5 MPa
硅镁氧化物 ^[67-68]	溶胶凝胶法	SiC/SiC	1 400 °C 弯曲强度略降低
	溶胶凝胶法	SiC/SiC	1 400 °C 下弯曲强度保留 85%
SiC ^[9]	CVD	SiC/SiC	弯曲强度提高 167.29%
SiC ^[69]	CVD	C/SiC	断裂韧性提高 248%

1.3.5 多元陶瓷界面相

常见的 SiC 基复合材料多元陶瓷界面相主要有 SiBN、SiBCN 和 SiOC 等。以 B 和 N 为主要组分的 SiBN 和 SiBCN 在 600~900 ℃ 更易形成硼硅酸盐而不是挥发性的 B₂O₃, 改善了 SiC 基复合材料的抗氧化性。SiC/SiBCN/SiC 复合材料在 1 000 ℃ 空气中氧化后的弯曲强度比 SiC/BN/SiC 复合材料高 36%, 弯曲强度保留率也明显改善^[64]。SiOC 氧化产生的 SiO₂ 能起到可观的抗氧化保护作用, 同时多余的 C 可提高复合材料电磁屏蔽性能^[65-66], 但 C 组分使界面相损失了部分抗氧化能力。

1.3.6 其他陶瓷界面相

陶瓷材料作为 SiC 基复合材料界面相时的抗氧化性优异^[67], 如硅镁氧化物界面相使 SiC/SiC 复合材料在 1 400 ℃ 中仍能保持 80% 的弯曲强度^[68], SiC 界面相使 SiC 纤维能经受 1 650 ℃ 的 Si 蒸气侵蚀^[69], 但界面相脆性较大, 力学改性效果一般。

新型界面相研究拓展了 SiC 基复合材料界面相的内涵与外延, 但有的界面相只能提高部分力学性能, 如 Zr 和 MAX 相只能提高破坏位移而不能改善强度; 有的界面相制备工艺不成熟, 如稀有金属盐目前只能通过溶胶凝胶法制备, 无法保证界面相的连续一致性; 有的无法兼具耐高温抗氧化性, 例如含 C 的多元陶瓷界面相提高电磁屏蔽性能但降低了部分抗氧化性, 离实际应用还有较大差距, 需进一步系统研究。

2 复合界面相

将不同界面相组合可发挥各类界面相的协同作用, 从而实现单种界面相无法企及的力学与抗氧化改性效果, 复合界面相大致可分为双层及多层交替形式。图 2 是复合界面相偏转裂纹示意图^[70]。

2.1 双层复合界面相

表 5 为近年研究的双层复合界面相, 主要形式为传统 PyC、BN、SiC 界面相之间的组合、传统界面相与新型低维材料的组合、氧化物界面相之间的组合。

2.1.1 传统界面相组合

在 PyC 或 BN 界面层外再制备一层 SiC 界面层, 除改善材料力学性能外, 还可以提升抗氧化性^[9,71], 同时, 多层界面相可增加裂纹偏转路径, 提高损伤容限。SiC 外亚层在裂纹产生时氧化为 SiO₂; 而 BN/SiC 界面相组合更易形成硼硅酸盐;

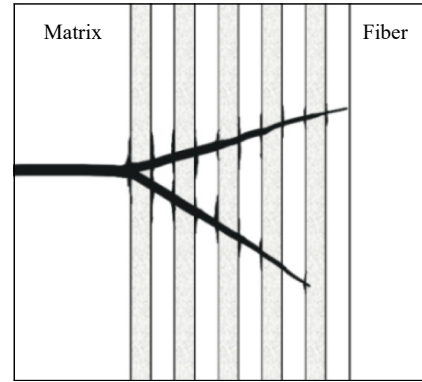


图 2 复合界面相偏转裂纹示意图^[70]

Fig. 2 Schematic diagram of phase deflection crack at composite interphase^[70]

表 5 双层界面相的改性效果

Table 5 Modification effect of double-layer interphase

界面相	制备方法	材料	改性效果
PyC+SiC ^[9]	CVD	SiC/SiC	弯曲强度达 331.8 MPa
PyC+BN ^[10]	CVD	SiC/SiC	1 200 ℃ 氧化后保留率为 54%
BN+SiC ^[71]	CVD	SiC/SiC	拉伸强度达 631.8 MPa
PyC+SiC ^[72]	CVD	C/SiC	1 200 ℃ 下弯曲强度达 220 MPa
BN+SiC ^[73]	PIP	SiC/SiC	弯曲强度达 272 MPa
BNNT+BN ^[74]	CVD	SiC/SiC	断裂韧性提高 27.3%
PyC+CNT ^[75]	CVD+EPD	C/SiC	弯曲强度提高 25.3%
PyC+CNT ^[76]	CVD	SiC/SiC	断裂韧性提高 35.9%
PyC+SiCNW ^[77]	CVD+EPD	SiC/SiC	拉伸强度提高 40%
Al ₂ O ₃ /SiO ₂ ^[78]	溶胶凝胶法	SiC _f	1 200 ℃ 氧化后保留率为 92.3%
Al ₂ O ₃ /SiO ₂ ^[79]	溶胶凝胶法	SiC _f	拉伸强度提高 39.33%

PyC/BN 界面相中 BN 与 SiC 基体氧化产生硼硅酸盐^[10]。SiO₂ 和硼硅酸盐可填补裂纹等缺陷, 防止外界环境进一步侵蚀 PyC 或 BN 内亚层, 而 PyC 或 BN 内亚层则保证了材料的力学调控性能^[72-73]。

2.1.2 传统界面相与新型低维材料组合

纳米管本身可作为基体和纤维之间的桥联介质, 改善界面结合力, 但一般 ISS 过强, 限制了纤维脱黏等增韧机制的有效发挥^[74]。而使用传统 PyC 或 BN 界面相与碳纳米管(CNT)、氮化硼纳米管(BNNT)和碳化硅纳米线(SiCNW)等低维纳米材料联用的形式, 可有效改善 SiC 基复合材料的力学性能^[75-77](表 5), 但抗氧化性能仍较差。

2.1.3 氧化物界面相组合

氧化物抗氧化性能优异, 但本身往往不具备层状晶体结构, 对 CMC 的力学调控效果较差。

研究人员探索了双层氧化物界面相形式,利用氧化物亚层之间相互作用调控材料总体的力学性能。例如: $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{SiO}_2$ 界面相中 SiO_2 可提高 Al_2O_3 的 α 相变温度(1 200 $^{\circ}\text{C}$),进而减少相变的体积收缩,使 SiC 纤维涂层 1 200 $^{\circ}\text{C}$ 氧化后弯曲强度保留率达 92.3%^[78]。 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{SiO}_2$ 界面相通常以溶胶凝胶法制备,较高的孔隙率使力学性能偏低,通过设计从纤维到基体的孔隙率梯度界面相形式,可提高 SiC 纤维涂层的拉伸强度 39%^[79](表 5)。

2.2 多层交替复合界面相

多层交替复合界面相可表示为 $(\text{X}/\text{Y})_n$ 。目前,多层交替复合界面相主要为传统 PyC、BN 和 SiC 界面之间的组合,其基本思路为:由与纤维接触的 PyC 或 BN 层调控材料的力学性能, SiC 层改善材料的抗氧化性能,改性效果见表 6。

表 6 多层交替复合界面相的改性效果

Table 6 Modification effect of multi-layer alternating interphase

界面相	制备方法	材料	改性效果
$(\text{SiO}_2/\text{ZrO}_2)_n$ ^[80]	CVD	SiC/ SiC	960 $^{\circ}\text{C}$ 氧化后拉伸强度保持不变
$(\text{PyC}/\text{SiC})_4$ ^[81]		SiC/ SiC	拉伸强度达 466 MPa
$(\text{PyC}/\text{SiC})_n$ ^[82]		SiC/ SiC	层数过多易导致界面相晶化
$(\text{PyC}/\text{SiC})_n$ ^[83]		SiC/SiC	900~1 100 $^{\circ}\text{C}$ 氧化后自愈
$(\text{PyC}/\text{SiC})_n$ ^[84]		C/SiC	断裂韧性提高 18.3%
$(\text{PyC}/\text{SiC})_2$ ^[85]		SiC/ SiC C	断裂韧性提高 101%
$(\text{BN}/\text{SiC})_n$ ^[86]		SiC/ SiC	$(\text{BN}/\text{SiC})_1$ 界面相时拉伸强度保留 42.1%
$\text{PyC}+(\text{PyC}/\text{SiC})_4$ ^[87]	酸化	C/SiC	1 200 $^{\circ}\text{C}$ 下弯曲强度提高 27.03%
$(\text{C}/\text{硅磷酸盐})_n$ ^[88]		SiC/ SiC	力学性能、抗氧化性均提高

影响多层复合界面相调控效果的主要因素为亚层厚度、层数、紧邻纤维首亚层的选择:

1) 亚层厚度过薄(30~45 nm)^[81]一般会使各层之间结合力过大,裂纹无法在各层之间有效偏转;但因亚层间热膨胀系数的差异,过厚的界面相往往导致界面残余应力过大,同时界面越厚结晶越多,连续性差^[82]。

2) 一般来说,更多的界面层数对裂纹的偏转作用更强,但制备次数增多会造成纤维热损伤^[86],需根据纤维、界面相制备参数等合理权衡。

3) 纤维脱黏应力主要由与纤维接触的第一层界面层决定,进而影响 SiC 基复合材料的总体性能^[87]。

针对传统制备工艺常出现纤维束中界面相分布不均匀的缺点,研究人员通过磷酸蒸气腐蚀,在 SiC 纤维表面制备了(碳/硅磷酸盐) n 多层界面相。其中碳起到偏转裂纹的作用,而硅磷酸盐则保护纤维免受环境侵蚀,为改善陶瓷基复合材料界面相的均匀性提供了新思路^[88]。

无论是双层还是多层,复合界面相通常以 PyC 或 BN 保证弱界面结合以发挥纤维的增强作用,而其他组分则保证抗氧化性能,例如 SiC 亚层与 BN 亚层可形成硼硅酸盐弥补微裂纹,以阻止氧的扩散。

复合界面相可充分发挥各亚层优势,获得优异的改性效果。但不同的排列形式有可能引起各亚层之间热膨胀系数的差异、化学相容性等问题,因此需特别关注。

3 界面相制备工艺

常用的界面相制备工艺有 CVD、PIP、EPD 和溶胶凝胶法等,不同工艺所制备的产物在连续性、致密度和均匀性上各有优劣。

3.1 CVD 工艺

CVD 作为最常用的界面相制备方法,在制备完整、连续、均匀的界面相上独具优势。沉积机制为形核后平行于基底界面生长,一层界面沉积完之后才会继续沉积下一层,形貌光滑且完整^[89]。界面相沉积效果受预制件尺寸、沉积速率、沉积温度等因素影响。一般来说,预制体厚度的增加需要耗费更多时间来完成沉积。CVD 的沉积速率越慢,沉积产物越均匀完美,但效率低,经济性差;而过度提高沉积速率会导致局部不连续等缺陷^[90]。沉积温度直接影响着界面相的结晶度、粗糙度和杂质含量等,一般沉积温度越高界面相质量越好^[91],但对纤维的损伤大。另外,反应物的比例也会影响界面相结晶度,对不同界面相需谨慎调节各气体组分才能获得均匀的各向同性界面相,否则会损伤纤维^[92]。

总体来说,CVD 工艺对纤维损伤小,沉积产物均匀、连续、平整,但耗时长且常伴随环境污染^[93-94]。

3.2 其他制备工艺

相比于 CVD 法,PIP、EPD 和溶胶凝胶法设

备简单、耗时短,但制备的界面相不如 CVD 完整、均匀、致密。EPD 法一般在 10~30 min 内即可完成界面相沉积,但由于界面相往往导电性差,先期沉积物易阻碍后续沉积,且 EPD 法高度依赖沉积物颗粒尺寸,当沉积物尺寸大于纳米级时,沉积层的质量通常较差^[95-96]。此外 EPD 和 CVD 一样,存在界面相不易沉积到纤维束中心的缺陷,导致界面相在纤维束内分布不均^[59],引起纤维脱黏应力在纤维束中心变小,降低 SiC 基复合材料的强度。

PIP 法多用于制备 CMC 基体,用于界面相时,因气体组分挥发导致孔隙率偏高从而使界面相微观结构不完整,以至纤维暴露在氧化性气氛中过早失效^[10]。另外,PIP 过程中的高温也易损伤纤维^[6]。溶胶凝胶法与 PIP 类似,在界面相的致密度和完整性上有待进一步完善,图 3 是溶胶凝胶法制备的粗糙多孔的 $Y_2Si_2O_7$ 界面相,但溶胶凝胶法在制备氧化物、稀有金属盐类界面相上具有无可替代的优势^[64-65],图中 TEM 和 HAADF 分别为透射电子显微镜相和高角度环形暗场相。

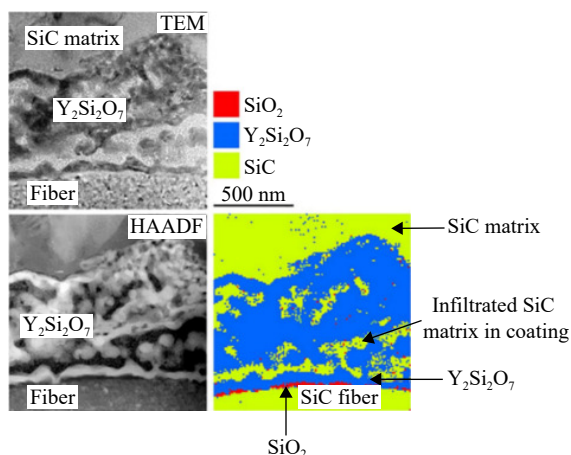


图 3 溶胶凝胶法制备的 $Y_2Si_2O_7$ 界面相^[62]

Fig. 3 $Y_2Si_2O_7$ interphase prepared by sol-gel method^[62]

4 结 论

CMC 界面相主要起到调节纤维和基体的结合,防止外部环境侵蚀纤维等作用。针对航空航天热端部件的应用方向,研究人员从界面相元素掺杂、新型材料探索、不同界面相之间的形式组合等方面开展了大量研究工作, SiC 基复合材料的力学及耐高温抗氧化性能得到了广泛的调节,取得了良好的改性效果。但仍存在以下主要问题:

1) 对于各种界面相的 SiC 基复合材料在实际服役环境,特别是热/力/水/氧等复杂耦合环境下的性能、损伤失效机理研究较少,基础数据缺失严重。

2) 目前只有 CVD 工艺能满足实际工程应用,其他制备工艺虽然较简易,部分还可用于构建特殊界面相,但无法满足大尺寸部件的高效生产。

因此,今后的发展趋势有如下可能:

1) 针对 SiC 基复合材料的实际应用环境,进行复杂环境下的深入实验考核,获得材料在多因素极端环境下的性能参数,揭示材料损伤演化机理,为 SiC 基复合材料的实际工程应用提供充实的设计参数与理论依据。

2) 继续深入挖掘现有界面相制备工艺(如溶胶凝胶工艺)的技术潜力,解决所制备界面相在均匀性、致密度方面的缺陷,以期获取更优良的改性效果。同时,可考虑对现有制备工艺进行组合优化,充分发挥不同制备方法的优势。

3) 继续探索力学增强及耐高温抗氧化性能更优异的界面相种类与形式,不断丰富 CMC 界面相的内涵。

参考文献:

- [1] 田凌寒,张强,李逢舟. 碳化硅陶瓷基复合材料在固冲发动机上的应用[J]. 火箭与制导学报, 2020, 40(5): 72-75.
TIAN Linghan, ZHANG Qiang, LI Fengzhou. Application of silicon carbide based composite in solid propellant ramjet[J]. *Journal of Projectiles, Rockets, Missiles and Guidance*, 2020, 40(5): 72-75. (in Chinese)
- [2] 刘巧沐,黄顺洲,何爱杰. 碳化硅陶瓷基复合材料在航空发动机上的应用需求及挑战[J]. 材料工程, 2019, 47(2): 1-10.
LIU Qiaomu, HUANG Shunzhou, HE Aijie. Application requirements and challenges of CMC-SiC composites on aero-engine[J]. *Journal of Materials Engineering*, 2019, 47(2): 1-10. (in Chinese)
- [3] YIN X W, CHENG L F, ZHANG L T, et al. Fibre-reinforced multi-functional SiC matrix composite materials[J]. *International Materials Reviews*, 2017, 62(3): 117-172.
- [4] GARSHIN A P, KULIK V I, NILOV A S. Main areas for improving refractory fiber-reinforced ceramic matrix composite corrosion and heat resistance[J]. *Refractories and Industrial Ceramics*, 2018, 58(6): 673-682.
- [5] SPITSBERG I, STEIBEL J. Thermal and environmental barrier coatings for SiC/SiC CMCs in aircraft engine applications[J]. *International Journal of Applied Ceramic Technology*, 2004, 1(4): 291-301.
- [6] 刘海韬,程海峰,王军,等. SiC 纤维表面去碳处理对 PIP-SiC/SiC 基复合材料力学性能以及界面相影响[J]. 稀有金属材料与工程, 2011, 40(5): 867-870.
LIU Haitao, CHENG Haifeng, WANG Jun, et al. Effects of carbon coating removal of sic fiber on mechanical properties and interface characteristics of 2D-SiC_f/SiC composites[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2011, 40(5): 867-870. (in Chinese)

- [7] 杨宝林, 饶永生. 低温各向同性热解炭的沉积工艺[J]. *新型炭材料*, 1991(3): 151-158.
YANG Baolin, RAO Yongsheng. Deposition process of low temperature isotropic pyrolytic carbon[J]. *New Carbon Materials*, 1991(3): 151-158. (in Chinese)
- [8] 王秦超, 卢平, 黄震, 等. 生物质低温热解炭化特性的实验研究[J]. *中国电机工程学报*, 2012, 32(增刊1): 121-126.
WANG Qingchao, LU Ping, HUANG Zhen, et al. Experimental study on low temperature pyrolysis of biomass[J]. *Proceedings of The Chinese Society for Electrical Engineering*, 2012, 32(Suppl.1): 121-126. (in Chinese)
- [9] 何宗倍, 张瑞谦, 付道贵, 等. 不同界面相SiC纤维束复合材料的拉伸力学行为[J]. *材料工程*, 2019, 47(4): 25-31.
HE Zongbei, ZHANG Ruiqian, FU Daogui, et al. Tensile mechanical behavior of SiC fiber bundle reinforced composites with different interfaces[J]. *Journal of Materials Engineering*, 2019, 47(4): 25-31. (in Chinese)
- [10] KABEL J, YANG Y, BALOOCH M, et al. Micro-mechanical evaluation of SiC-SiC composite interphase properties and debond mechanisms[J]. *Composites Part B Engineering*, 2017, 131: 173-183.
- [11] LI M Y, ZHOU X G, YANG H Y, et al. The effect of the PyC interphase coating on the microwave heating sintered SiC/SiC composites[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2016, 688: 974-981.
- [12] BABU T G, DEVASIA R. Boron-modified phenol formaldehyde resin-based self-healing matrix for C_f/SiBOC composites[J]. *British Ceramic Transactions*, 2016, 115(8): 457-469.
- [13] 张冰玉, 王岭, 焦健, 等. 界面相层对SiC_f/SiC基复合材料力学性能及氧化行为的影响[J]. *航空制造技术*, 2017, 60(12): 78-83.
ZHANG Bingyu, WANG Lin, JIAO Jian, et al. Effect of interface on mechanical property and oxidation behavior of SiC_f/SiC composites[J]. *Aeronautical Manufacturing Technology*, 2017, 60(12): 78-83. (in Chinese)
- [14] HOU Z, LUO R, YANG W, et al. Effect of interface type on the static and dynamic mechanical properties of 3D braided SiC_f/SiC composites[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2016, 669: 66-74.
- [15] 赵爽. PIP工艺制备SiC/SiC复合材料的结构、性能与辐照行为研究[D]. 长沙: 国防科学技术大学, 2013.
ZHAO Shuang. Microstructure, performance and irradiation behavior of PIP-SiC/SiC composites[D]. Changsha: National University of Defense Technology, 2013. (in Chinese)
- [16] 周新贵, 张长瑞, 张洪刚, 等. CVD SiC涂层SiC纤维增强SiC复合材料的研究[J]. *材料科学与工程学报*, 2006, 24(6): 815-820.
ZHOU Xingui, ZHANG Changrui, ZHANG Honggang, et al. Study of CVD SiC coated SiC fiber reinforced SiC composite[J]. *Journal of Materials Science and Engineering*, 2006, 24(6): 815-820. (in Chinese)
- [17] 王洪磊, 周新贵, 彭述明, 等. KD-S和KD-II SiC_f/SiC基复合材料的制备、微观结构及性能[J]. *新型炭材料*, 2019, 34(2): 181-187.
WANG Honglei, ZHOU Xingui, PENG Shuming, 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. (in Chinese)
- [18] SAUDER C, BRUSSON A, LAMON J. Influence of interface characteristics on the mechanical properties of Hi-Nicalon type-S or Tyranno-SA3 fiber-reinforced SiC/SiC minicomposites[J]. *International Journal of Applied Ceramic Technology*, 2010, 7(3): 291-303.
- [19] MEI H, LU M, ZHOU S, et al. The effect of heat treatment on tensile properties of 2D C/SiC composites[J]. *International Journal of Applied Ceramic Technology*, 2021, 18(1): 162-169.
- [20] YANG H, LU Z, BIE B, et al. Microstructure and damage evolution of SiC_f/PyC/SiC and SiC_f/BN/SiC mini-composites: a synchrotron X-ray computed microtomography study[J]. *Ceramics International*, 2019, 45(9): 395-402.
- [21] CHEN X, WU W, SUN Z, et al. Modeling the effect of oxidation on the creep behavior of SiC/PyC/SiC mini-composites under wet oxygen atmosphere[J]. *Applied Composite Materials*, 2021, 28(2): 297-319.
- [22] TONG D J, WANG H P, WANG L, et al. Coating of poly (carbo-rane-carbosilane-phenylacetylene) on carbon fibers with excellent oxidation protection[J]. *Surface and Coating Technology*, 2017, 319: 335-344.
- [23] WANG F Y, CHENG L F, LIANG S H, et al. Study on the internal friction mechanism of C/SiC composites in different corrosion stage [J]. *Vacuum*, 2019, 168: 108833.1-108833.22.
- [24] 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.
- [25] MCKEE D W, SPIRO C L, LAMBY E J. The effects of boron additives on the oxidation behavior of carbons[J]. *Carbon*, 1984, 22(6): 507-511.
- [26] LOWELL C E. Solid solution of boron in graphite[J]. *Journal of the American Ceramic Society*, 1967, 50(3): 142-144.
- [27] LIU Y, ZHANG L, CHENG L, et al. Effect of deposition temperature on boron-doped carbon coatings deposited from a BCl₃-C₃H₆-H₂ mixture using low pressure chemical vapor deposition[J]. *Applied Surface Science*, 2009, 255(21): 8761-8768.
- [28] JACQUES S, GUETTE A, BOURRAT X, et al. LPCVD and characterization of boron-containing pyrocarbon materials[J]. *Carbon*, 1996, 34(9): 1135-1143.
- [29] JACQUES S, GUETTE A, LANGLAIS F, et al. C(B) materials as interphases in SiC/SiC model microcomposites[J]. *Journal of Materials Science*, 1997, 32(4): 983-988.
- [30] LIU J, WANG S, LI P, et al. A modified dip-coating method to prepare BN coating on SiC fiber by introducing the sol-gel process[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2016, 286: 57-63.
- [31] WANG H, GAO S, PENG S, 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.
- [32] WU H, CHEN M, WEI X, et al. Deposition of BN interphase coatings from B-trichloroborazine and its effects on the mechanical properties of SiC/SiC composites[J]. *Applied Surface Science*, 2010, 257(4): 1276-1281.
- [33] BERTRAND D J, SABELKIN V, ZAWADA L, et al. Fatigue behavior of sylvamic-IBN/BN/CVI SiC ceramic matrix composite in combustion environment[J]. *Journal of Materials Science*, 2015, 50(22): 7437-7447.
- [34] KERANS R J, HAY R S, PARTHASARATHY T A, et al. Interface design for oxidation-resistant ceramic composites[J]. *Journal of the American Ceramic Society*, 2002, 85(11): 599-632.
- [35] MEYER R D, GALE L, HARRIS S, et al. Optimizing the fibre push-out method to evaluate interfacial failure in SiC/BN/SiC ceramic matrix composites[J]. *Journal of the American Ceramic Society*, 2020, 103(6): 2741-2752.
- [36] REBILLAT F, GUETTE A, ESPITALIER L, et al. Oxidation resistance of SiC/SiC micro and minicomposites with a highly crystalline BN interphase[J]. *Journal of the European Ceramic Society*

- ety, 1998, 18(13): 1809-1819.
- [37] MORSCHER G N, BRYANT D R, TRESSLER R E. Environmental durability of BN-based interphases (for SiC/SiC composites) in H₂O containing atmospheres at intermediate temperatures[M]. New Jersey, US: John Wiley and Sons, Inc., 1997.
- [38] 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.
- [39] PARTHASARATHY T A, COX B, SUDRE O, et al. Modeling environmentally induced property degradation of SiC/BN/SiC ceramic matrix composites[J]. *Journal of the American Ceramic Society*, 2018, 101(3): 973-997.
- [40] KANG N L, JACOBSON N S. Chemical stability of the fiber coating/matrix interface in silicon-based ceramic matrix composites[J]. *Journal of the American Ceramic Society*, 1995, 78(3): 711-715.
- [41] JACOBSON N S, MORSCHER G N, BRYANT D R, et al. High-temperature oxidation of boron nitride: II boron nitride layers in composites[J]. *Journal of the American Ceramic Society*, 1999, 82(6): 1473-1482.
- [42] ZI L L, JIAN L Y, ZE Y F, et al. Microstructure and mechanical performance of SiC/BN/SiC mini-composites oxidized at elevated temperature from ambient temperature to 1 500 °C in air[J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2020, 40(8): 2821-2827.
- [43] MCFARLAND B, OPILA E J. Silicon carbide fiber oxidation behavior in the presence of boron nitride[J]. *Journal of the American Ceramic Society*, 2018, 101(12): 5534-5551.
- [44] OPILA E J, ROBINSON R C, VERRILLI M J. Borosilicate glass-induced fiber degradation of SiC/BN/SiC composites exposed in combustion environments[J]. *International Journal of Applied Ceramic Technology*, 2016, 13(3): 434-442.
- [45] MOORE A W, SAYIR H, FANNER S C, et al. Improved interface coatings for sic fibers in ceramic composites[M]. New Jersey, US: John Wiley and Sons, Inc., 2008.
- [46] COFER C G, ECONOMY J. Oxidative and hydrolytic stability of boron nitride: a new approach to improving the oxidation resistance of carbonaceous structures[J]. *Carbon*, 1995, 33(4): 389-395.
- [47] JACOBSON N, FARMER S, MOORE A, et al. High-temperature oxidation of boron nitride: I monolithic boron nitride[J]. *Journal of the American Ceramic Society*, 1999, 82(2): 393-398.
- [48] MORSCHER G N, CAWLEY J D. Intermediate temperature strength degradation in SiC/SiC composites[J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2002, 22(14/15): 2777-2787.
- [49] MORSCHER G N, YUN H M, HURWITZ F. High temperature sintered BN interphases for woven SiC/SiC composites[M]. Columbus: American Ceramic Society, 2002.
- [50] MORSCHER G N, PARTHASARATHY T A, CINIBULK M K. Mechanical behavior of non-oxide fiber-reinforced CMCs at elevated temperature: environmental effects[J]. *Comprehensive Composite Materials II*, 2018, 5: 158-173.
- [51] ZOK F W, MAXWELL P T, KAWANISHI K, et al. Degradation of a SiC-SiC composite in water vapor environments[J]. *Journal of the American Ceramic Society*, 2020, 103(3): 1927-1941.
- [52] LU Z, BIE B, PANG A, et al. Oxidation and microstructure of SiC_f/SiC composites in moist air up to 1 600 °C by X-ray tomographic characterization[J]. *International Journal of Applied Ceramic Technology*, 2020, 17(3): 874-885.
- [53] JUNG Y I, KIM S H, KIM H G, et al. Effect of preceramic and Zr coating on impregnation behaviors of SiC ceramic composite[J]. *Metals and Materials International*, 2015, 21(1): 173-178.
- [54] NASLAIN R R, PAILLER R J, LAMON J L. Single-and multilayered interphases in SiC/SiC composites exposed to severe environmental conditions: an overview[J]. *International Journal of Applied Ceramic Technology*, 2010, 7(3): 263-275.
- [55] 李勉. MAX相涂层的制备及其作为复合材料界面层的研究[D]. 浙江 宁波: 中国科学院宁波材料技术与工程研究所, 2018.
- LI Mian. Microstructure, performance and irradiation behavior of PIP-SiC/SiC composites[D]. Ningbo, Zhejiang: Ningbo Institute of Materials Technology & Engineering, Chinese Academy of Sciences, 2018. (in Chinese)
- [56] LEE H G, KIM D, PARK J Y, et al. Formation of Ti₃SiC₂ interphase coating on SiC_f/SiC composite by electrophoretic deposition [J]. *International Journal of Applied Ceramic Technology*, 2018, 15(3): 602-610.
- [57] ZHAO S, YANG Z C, ZHOU X G, et al. Fabrication and characterization of in-situ grown carbon nanotubes reinforced SiC/SiC composite[J]. *Ceramics International*, 2016, 42(7): 9264-9269.
- [58] JIANG J, YAO X, XU C, et al. Influence of electrochemical oxidation of carbon fiber on the mechanical properties of carbon fiber/graphene oxide/epoxy composites[J]. *Composites Part A Applied Science and Manufacturing*, 2017, 95: 248-256.
- [59] PROKIP V E, UTKIN A V, BATRAEV I S, et al. The design of zirconium and hafnium germanate interphase in SiC_f/SiC composites[J]. *Ceramics International*, 2017, 43(5): 4166-4174.
- [60] BOAKYE E E, MOGILEVSKY P, PARTHASARATHY T A, et al. Processing and testing of RE₂Si₂O₇ fiber-matrix interphases for SiC-SiC composites[J]. *Journal of the American Ceramic Society*, 2016, 99(2): 415-423.
- [61] BOAKYE E E, KEY T S, PARTHASARATHY T A, et al. Evaluation of SiC/SiC minicomposites with yttrium disilicate fiber coating[J]. *Journal of the American Ceramic Society*, 2018, 101(1): 91-102.
- [62] BOAKYE E E, KEY T S, MOGILEVSKY P, et al. SiC/SiC mini-composites with yttrium disilicate fiber coatings: oxidation in steam [J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2021, 41(5): 3132-3140.
- [63] KELLER K A, MAH T I, PARTHASARATHY T A, et al. Effectiveness of monazite coatings in oxide/oxide composites after long-term exposure at high temperature[J]. *Journal of the American Ceramic Society*, 2003, 86(2): 325-332.
- [64] SUN X, LIU H, LI J, et al. Effects of CVD SiBCN interphases on mechanical and dielectric properties of SiC/SiC composites fabricated via a PIP process[J]. *Ceramics International*, 2016, 42(1): 82-89.
- [65] DUAN S, ZHU D, JIA H, et al. Enhanced mechanical and dielectric properties of SiC_f/SiC composites with silicon oxycarbide interphase[J]. *Ceramics International*, 2018, 44(1): 631-637.
- [66] SATHIYAMOORTHY R, SOORYA P K, SATHISHKUMAR C, et al. Investigation on SiC_f/SiC composites with SiBN interface processed through chemical vapor infiltration[J]. *Materials Today: Proceedings*, 2016, 3(10): 4220-4225.
- [67] IGAWA N, TAGUCHI T, YAMADA R, et al. Preparation and characterization of magnesium-silicon based oxide coating on high-crystalline SiC fiber as an interphase in SiC/SiC composite[J]. *Ceramic Engineering and Science Proceedings*, 2005, 26(2): 27-34.
- [68] IGAWA N, TAGUCHI T, YAMADA R, et al. Mechanical properties of SiC/SiC composite with magnesium-silicon oxide interphase[J]. *Journal of Nuclear Materials*, 2007, 367/368/369/370: 725-729.
- [69] 刘荣军, 曹英斌, 杨会永, 等. CVD-SiC界面相改性涂层对气相渗硅制备C_f/SiC基复合材料力学性能的影响[J]. *材料*

- 工程, 2018, 46(1): 37-43.
- LIU Rongjun, CAO Yingbin, YANG Huiyong, et al. Effect of CVD-SiC interface modification coating on the mechanical properties of C_f/SiC composite prepared by gaseous silicon infiltration process[J]. *Journal of Materials Engineering*, 2018, 46(1): 37-43. (in Chinese)
- [70] 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[J]. *硅酸盐通报*, 2013, 32(5): 878-883.
- CAI Lihui, MA Qingsong, LIU Haitao, et al. Research progress in interfacial zone of continuous fiber reinforced SiC composites[J]. *Bulletin of The Chinese Ceramic Society*, 2013, 32(5): 878-883. (in Chinese)
- [71] DAI J, WANG Y, XU Z, et al. Effect of BN/SiC interfacial coatings on the tensile properties of SiC/SiC minicomposites fabricated by PIP[J]. *Ceramics International*, 2020, 46(16): 25058-25065.
- [72] SINGH S, SINGH V, KUMARI S, et al. A comparative study of tensile strength of C_f/SiC composites having single layer and multi-layer interphases[J]. *Ceramics International*, 2019, 45(17): 21193-21199.
- [73] MU Y, ZHOU W, LUO F, et al. Effects of BN/SiC dual-layer interphase on mechanical and dielectric properties of SiC_f/SiC composites[J]. *Ceramics International*, 2014, 40(2): 3411-3418.
- [74] ZHU G, FENG Q, YANG J, et al. Effect of BNNTs/matrix interface tailoring on toughness and fracture morphology of hierarchical SiC_f/SiC composites[J]. *Journal of Advanced Ceramics*, 2019, 8(4): 555-563.
- [75] MEI H, ZHAO Y, HAN D, et al. Depositing CNTs on the interface and surface of C/PyC/SiCs for tunable mechanical and electromagnetic properties[J]. *Ceramics International*, 2019, 45(17): 23411-23417.
- [76] ZHEN C, LI X, ZHANG B, et al. The improvement of mechanical properties of SiC/SiC composites by in situ introducing vertically aligned carbon nanotubes on the PyC interface[J]. *Ceramics International*, 2019, 45(3): 3368-3376.
- [77] WU P, LIU Y, XU S, et al. Mechanical properties and strengthening mechanism of SiC_f/SiC mini-composites modified by SiC nanowires[J]. *Ceramics International*, 2021, 47(2): 1819-1828.
- [78] VERDENELLI M, PAROLA S, CHASSAGNEUX F, et al. Sol-gel preparation and thermo-mechanical properties of porous xAl₂O₃-ySiO₂ coatings on SiC Hi-Nicalon fibres[J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2003, 23(8): 1207-1213.
- [79] VERDENELLI M, PAROLA S, CHASSAGNEUX F, et al. Sol-gel elaboration of porous oxide coatings as interphase in SiC/SiC ceramic matrix composites[J]. *MRS Online Proceedings Library*, 2003, 775(1): 3241-3245.
- [80] LEE W Y, LARA-CURZIO E, MORE K L. Multilayered oxide interphase concept for ceramic-matrix composites[J]. *Journal of the American Ceramic Society*, 1998, 81(3): 717-720.
- [81] 杨平, 张瑞谦, 李月, 等. 含(PyC/SiC)_n多层界面相SiC_f/SiC Mini复合材料的制备与拉伸行为[J]. *粉末冶金材料科学与工程*, 2018, 23(6): 553-561.
- YANG Ping, ZHANG Ruiqian, LI Yue, et al. Preparation and tensile behavior of SiC_f/SiC minicomposites with (PyC/SiC)_n multilayered interphases[J]. *Materials Science and Engineering of Powder Metallurgy*, 2018, 23(6): 553-561. (in Chinese)
- [82] BERTRAND S, DROILLARD C, PAILLER R, et al. TEM structure of (PyC/SiC)_n multilayered interphases in SiC/SiC composites[J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2000, 20(1): 1-13.
- [83] WANG Lianyi, LUO Ruiying, CUI Guangyuan, et al. Oxidation resistance of SiC_f/SiC composites with a PyC/SiC multilayer interface at 500 °C to 1 100 °C[J]. *Corrosion Science: The Journal on Environmental Degradation of Materials and its Control*, 2020, 168: 108522.1-108522.10.
- [84] MEI H, HUANG W, HUA C, et al. Manufacturing isotropic carbon fibre preforms for multilayered silicon carbide composites with a pyrolytic carbon interphase[J]. *Journal of Manufacturing Processes*, 2018, 34: 62-69.
- [85] 于海蛟. 多层界面相制备, 表征及其对SiC_f/SiC基复合材料性能的影响[D]. 长沙: 国防科学技术大学, 2011.
- YU Haijiao. Preparation and characterization of multilayer interfacial phase and its effect on the properties of SiC_f/SiC matrix composites[D]. Changsha: National University of Defense Technology, 2011. (in Chinese)
- [86] 贾林涛, 王梦千, 徐海明, 等. SiC纤维表面(BN-SiC)_n复合涂层的制备及单丝拉伸性能[J]. *复合材料学报*, 2019, 36(8): 1873-1878.
- JIA Lintao, WANG Mengqian, XU Haiming, et al. Preparation of (BN-SiC)_n composite coatings on SiC fibers and tensile properties of monofilament[J]. *Acta Materiae Compositae Sinica*, 2019, 36(8): 1873-1878. (in Chinese)
- [87] SINGH S, SINGH V, KUMARI S, et al. High-temperature flexural strength of I-CVI processed C_f/SiC composites with variable interphases[J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2021, 41(1): 130-135.
- [88] MAZERAT S, PAILLER R. Self-organized nano-scale multilayer coating on SiC fibers obtained by phosphating[J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2018, 38(6): 2486-2494.
- [89] JACQUES S, VINCENT H, VINCENT C, et al. Multilayered BN coatings processed by a continuous LPCVD treatment onto Hi-Nicalon fibers[J]. *Journal of Solid State Chemistry*, 2001, 162(2): 358-363.
- [90] 胡昌义, 李靖华. 化学气相沉积技术与材料制备[J]. *稀有金属*, 2001, 25(5): 364-368.
- HU Changyi, LI Jinghua. Chemical vapor deposition technology and material preparation[J]. *Journal of Rare Metals*, 2001, 25(5): 364-368. (in Chinese)
- [91] JACQUES S, LOPEZ-MARURE A, VINCENT C, et al. SiC/SiC minicomposites with structure-graded BN interphases[J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2000, 20(12): 1929-1938.
- [92] HANNACHE H, QUENISSET J M, NASLAIN R, et al. Composite materials made from a porous 2D-carboncarbon preform densified with boron nitride by chemical vapour infiltration[J]. *Journal of Materials Science*, 1984, 19(1): 202-212.
- [93] 焦健, 刘善华. 化学气相渗透工艺(CVI)制备陶瓷基复合材料的进展研究[J]. *航空制造技术*, 2015, 58(14): 101-104.
- JIAO Jian, LIU Shanhua. Progress in ceramic matrix composites fabricated by chemical vapor infiltration (CVI) process[J]. *Aeronautical Manufacturing Technology*, 2015, 58(14): 101-104. (in Chinese)
- [94] NASLAIN, ROGER R. SiC-matrix composites: nonbrittle ceramics for thermo-structural application[J]. *International Journal of Applied Ceramic Technology*, 2005, 2(2): 75-84.
- [95] DUAN S, ZHU D, ZHOU W, et al. Mechanical and microwave absorption properties of SiC_f/SiC-Al₄C₃ composite with EPD-SiO₂/ZrO₂ interphase prepared by precursor infiltration and active filler-controlled pyrolysis method[J]. *Ceramics International*, 2020, 46(8): 12344-12352.
- [96] RAJU K, YU H W, PARK J Y, et al. Fabrication of SiC_f/SiC composites by alternating current electrophoretic deposition (AC-EPD) and hot pressing[J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2015, 35(2): 503-510.