

引用格式:孙策,陈鹏,钱锦豪,等.激光增材/渗硅复合成形 $C_{sf}/SiC$ 复合材料的界面性能研究[J].材料工程,2026,54(2):101-112.  
SUN Ce, CHEN Peng, QIAN Jinhao, et al. Research on interfacial properties of  $C_{sf}/SiC$  composites formed by laser additive manufacturing/silicon infiltration[J]. Journal of Materials Engineering, 2026, 54(2): 101-112.

## 激光增材/渗硅复合成形 $C_{sf}/SiC$ 复合材料的 界面性能研究

孙策<sup>1</sup>, 陈鹏<sup>1</sup>, 钱锦豪<sup>1</sup>, 高夏莉<sup>1</sup>, 田海洋<sup>1</sup>, 杨辰倩<sup>1</sup>, 涂溶<sup>2</sup>, 章嵩<sup>2</sup>,  
杨梅君<sup>3</sup>, 韩潇<sup>4</sup>, 杨丽霞<sup>5</sup>, 史玉升<sup>6</sup>, 刘凯<sup>1\*</sup>

(1 武汉理工大学材料科学与工程学院, 武汉 430070; 2 武汉理工大学材料复合新技术国家重点实验室, 武汉 430070; 3 武汉理工大学材料研究与测试中心, 武汉 430070; 4 北京空间机电研究所, 北京 100094; 5 南京航空航天大学材料科学与工程学院, 南京 210000; 6 华中科技大学材料成形与模具技术国家重点实验室, 武汉 430074)

**摘要:**激光增材/渗硅复合成形碳纤维增强碳化硅( $C_{sf}/SiC$ )复合材料内部 $C_{sf}$ 易被熔融Si侵蚀,限制了纤维对基体的强韧化效果。针对上述问题,提出采用水热碳化、浸涂裂解工艺在 $C_{sf}$ 表面分别包覆热解碳(PyC)与碳化硅(SiC)涂层,制备了 $C_{sf}/SiC$ 复合材料,揭示了纤维表面涂层对 $C_{sf}/SiC$ 复合材料显微组织及力学性能的影响规律。结果表明:SiC涂层可阻碍 $C_{sf}$ 与熔融Si的直接接触,避免二者在界面处发生溶解-沉淀反应,从而保护 $C_{sf}$ 。相较于添加 $C_{sf}$ 和 $C_{sf}@PyC$ 的 $C_{sf}/SiC$ 复合材料,添加 $C_{sf}@SiC$ 的 $C_{sf}/SiC$ 复合材料内部纤维仍保留较好的原始结构,而前两者内部 $C_{sf}$ 均出现反应侵蚀现象。由于SiC涂层保护而保留下来的纤维通过裂纹偏转、涂层脱粘、纤维拔出等机制在一定程度上提升了 $C_{sf}/SiC$ 复合材料的弯曲强度和断裂韧性,相较于添加 $C_{sf}$ 、 $C_{sf}@PyC$ 的 $C_{sf}/SiC$ 复合材料分别提高了7.1%和8.3%,最大达到246.09 MPa和 $3.28 MPa \cdot m^{1/2}$ 。通过纤维表面涂层优化实现了 $C_{sf}/SiC$ 复合材料强度与韧性的协同提升,为LPBF/LSI制备高性能 $C_{sf}/SiC$ 复合材料提供了一定的理论基础。

**关键词:**3D打印;激光粉末床熔融;液态渗硅; $C_{sf}/SiC$ 复合材料;涂层

**doi:** 10.11868/j.issn.1001-4381.2025.000320 **CSTR:** 32421.14.j.issn.1001-4381.2025.000320

**中图分类号:** TB321 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-4381(2026)02-0101-12

## Research on interfacial properties of $C_{sf}/SiC$ composites formed by laser additive manufacturing/silicon infiltration

SUN Ce<sup>1</sup>, CHEN Peng<sup>1</sup>, QIAN Jinhao<sup>1</sup>, GAO Xiali<sup>1</sup>, TIAN Haiyang<sup>1</sup>, YANG Chenqian<sup>1</sup>, TU Rong<sup>2</sup>,  
ZHANG Song<sup>2</sup>, YANG Meijun<sup>3</sup>, HAN Xiao<sup>4</sup>, YANG Lixia<sup>5</sup>, SHI Yusheng<sup>6</sup>, LIU Kai<sup>1\*</sup>

(1 School of Materials Science and Engineering, Wuhan University of Technology, Wuhan 430070, China; 2 State Key Laboratory of Advanced Technology for Materials Synthesis and Processing, Wuhan University of Technology, Wuhan 430070, China; 3 The Center for Materials Research and Analysis, Wuhan University of Technology, Wuhan 430070, China; 4 Beijing Institute of Space Mechanics & Electricity, Beijing 100094, China; 5 School of Materials Science and Technology, Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, Nanjing 210000, China; 6 State Key Laboratory of Materials Processing and Die & Mould Technology, Huazhong University of Science and Technology, Wuhan 430074, China)

**Abstract:** Aiming at the problem that the internal short carbon fiber ( $C_{sf}$ ) of carbon fiber reinforced silicon carbide ( $C_{sf}/SiC$ ) composites prepared by laser powder bed molten/liquid silicon permeation (LPBF/LSI) is prone to be eroded by molten Si, which limits the strengthening and toughening effect of fibers on the matrix and restricts the performance improvement of  $C_{sf}/SiC$  composites formed by LPBF/LSI. This study propose to coat pyrolytic carbon (PyC) and silicon carbide (SiC) coatings respectively on the surface of  $C_{sf}$

by hydrothermal carbonization and dip coating-pyrolysis processes, and  $C_{sf}/SiC$  composites are prepared through LPBF/LSI. The influence of the fiber surface coating on the microstructure and mechanical properties of  $C_{sf}/SiC$  composites is studied. The results show that the SiC coating can prevent the direct contact between  $C_{sf}$  and molten Si, avoid the dissolution-precipitation reaction at the interface between the two, and thereby protect  $C_{sf}$ . Compared with the  $C_{sf}/SiC$  composites with  $C_{sf}$  and  $C_{sf}@PyC$ , the internal fibers of the  $C_{sf}/SiC$  composites with  $C_{sf}@SiC$  still retained better original structure, while the  $C_{sf}$  inside the former two showed reactive erosion. The fibers retained due to SiC coating protection improved the flexural strength and fracture toughness of  $C_{sf}/SiC$  composites to a certain extent through crack deflection, coating de-bonding and fiber pulling mechanisms, which are 7.1% and 8.3% higher than those of  $C_{sf}/SiC$  composites with  $C_{sf}$  and  $C_{sf}@PyC$ , respectively. The maximum reaches 246.09 MPa and  $3.28 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ . In this study, the synergistic improvement of the strength and toughness of  $C_{sf}/SiC$  composites is achieved through the optimization of fiber surface coatings, providing a certain theoretical basis for the preparation of high-performance  $C_{sf}/SiC$  composites by LPBF/LSI.

**Key words:** 3D printing; laser powder bed fusion; liquid silicon infiltration;  $C_{sf}/SiC$  composite; coating

碳纤维增强碳化硅( $C_{sf}/SiC$ )陶瓷基复合材料因其质量轻、强度高、耐磨性好等优点,成为航空航天、电子信息、能源化工等领域用关键构件的核心材料<sup>[1-3]</sup>。然而,随着上述领域的发展,其所需构件逐渐趋向大型化、复杂化、一体化。模压、凝胶注模等传统成形工艺受到模具限制,难以甚至无法实现上述构件的制造。

增材制造(additive manufacturing, AM)技术具有周期短、无需模具、近净成形等优点,为大型复杂结构SiC陶瓷构件的制造提供了新途径<sup>[4-6]</sup>。 $C_{sf}/SiC$ 复合材料增材制造技术主要包括光固化成型(vat photopolymerization, VPP)<sup>[7-8]</sup>、粘接剂喷射(binder jetting, BJ)<sup>[9-10]</sup>、材料挤出(material extrusion, ME)<sup>[11-12]</sup>和激光粉末床熔融(laser powder bed fusion, LPBF)<sup>[13-14]</sup>等。其中,LPBF材料利用率高、无需支撑,是 $C_{sf}/SiC$ 复合材料构件整体制造的重要方法。LPBF作为一种间接成形方法,其制备的预制体内部通常为疏松多孔结构,需经脱脂烧结才能获得致密的陶瓷构件。

目前,LPBF成形 $C_{sf}/SiC$ 复合材料坯体常用的致密化方法主要包括前驱体浸渍裂解(precursor impregnation pyrolysis, PIP)<sup>[15-16]</sup>、无压烧结(pressureless sintering, PS)<sup>[17-18]</sup>和液相渗硅(liquid silicon infiltration, LSI)<sup>[19]</sup>。PIP通过将聚碳硅烷(polycarbosilane, PCS)等SiC陶瓷前驱体浸渗到坯体中,并在高温下利用前驱体裂解生成的SiC陶瓷填充坯体孔隙,实现坯体致密化。与其他技术相比,PIP烧结温度低,但需要多次循环浸渍裂解才能获得高致密SiC陶瓷<sup>[20]</sup>。PS依靠高温下坯体内部原始SiC陶瓷颗粒间的扩散传质和晶粒生长消除内部孔隙,实现致密化。然而,由于SiC属于强共价键化合物,且LPBF成形坯体内部孔隙率高,

采用PS很难实现其完全致密化。

LSI是在高温下借助多孔坯体内部的毛细管力促使熔融Si渗入坯体内部,使其与内部碳源反应生成 $\beta$ -SiC,反应产物发生体积膨胀并填充孔隙,进而获得致密的 $C_{sf}/SiC$ 复合材料。与PIP和PS相比,LSI制备的 $C_{sf}/SiC$ 复合材料烧结收缩小、致密度高,将LSI与LPBF相结合可实现LPBF成形坯体的完全致密化,获得高性能 $C_{sf}/SiC$ 复合材料构件<sup>[21-23]</sup>。Zou等<sup>[24]</sup>采用LPBF/LSI制备了 $C_{sf}/SiC$ 复合材料,发现添加适量的 $C_{sf}$ (1.59%~2.97%,质量分数,下同)可以提高SiC陶瓷材料的力学性能。Liu等<sup>[25]</sup>研究了 $C_{sf}$ 含量对复合粉末性能的影响,结合LPBF与LSI制备了弯曲强度为137.9 MPa、断裂韧度为 $2.69 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ 的 $C_{sf}/SiC$ 复合材料。Fu等<sup>[26]</sup>使用 $C_{sf}/Si$ 复合粉末,以可溶性酚醛树脂为黏接剂,通过LPBF/LSI制备了最大密度、弯曲强度分别为 $2.89 \text{ g}/\text{cm}^3$ 、237 MPa的 $C_{sf}/SiC$ 复合材料。然而,上述研究发现熔融Si在浸渗过程中易侵蚀 $C_{sf}$ ,限制了纤维对基体的强韧化效果,导致LPBF/LSI成形 $C_{sf}/SiC$ 复合材料性能相对较低<sup>[27-28]</sup>。但目前针对高温下Si熔体对纤维的侵蚀机制以及纤维-基体界面结构对LPBF/LSI成形 $C_{sf}/SiC$ 复合材料性能的影响尚未有系统研究。

因此,采用水热碳化-浸涂裂解工艺在 $C_{sf}$ 表面构筑了不同种类涂层,避免 $C_{sf}$ 被侵蚀,采用LPBF/LSI制备了 $C_{sf}/SiC$ 复合材料,系统研究了不同种类涂层对LPBF/LSI制备 $C_{sf}/SiC$ 复合材料微观结构、物相组成和力学性能的影响,揭示了不同涂层对纤维表面损伤和 $C_{sf}/SiC$ 复合材料失效行为的影响机制,实现了 $C_{sf}/SiC$ 复合材料的强度和断裂韧性的协同调控。本工作为提升LPBF/LSI制备 $C_{sf}/SiC$ 复合材料的力学性能

提供了新思路。

## 1 实验材料与方法

### 1.1 实验材料

实验所用  $C_{sf}$  粉末材料购自深圳图灵人工智能黑科技有限公司,纤维密度为  $1.74 \text{ g/cm}^3$ ,直径为  $7 \mu\text{m}$ ,长径比为7。环氧树脂(E12)与固化剂分别为广州新稀冶金化工有限公司提供的热塑性环氧树脂( $d_{50}=10 \mu\text{m}$ )和双氰胺潜伏性固化剂。无水葡萄糖(AR),购自上海国药集团化学试剂有限公司。本实验所用的PCS前驱体购自苏州赛飞集团有限公司,分子量为1000~2000。 $SiC$ 购自山东潍坊凯华碳化硅微粉有限公司,纯度为99.9%, $d_{50}$ 为  $20 \mu\text{m}$ 。硼酚醛树脂(ZFDS-BH8),购自河南中帆东盛新材料技术有限公司。硅酸四乙酯(AR)购自上海麦克林生化科技有限公司。无水乙醇(AR)溶剂购自国药集团化学试剂有限公司。渗硅烧结过程中所用硅粒购自广州金属冶金有限公司,其粒径为1~3 mm,纯度>99%。

### 1.2 实验方法

纤维表面PyC涂层和 $SiC$ 涂层分别采用水热碳化、浸涂裂解方法制备<sup>[29]</sup>。PyC涂层的制备方法如下:首先将纤维用丙酮溶液清洗以去除上浆剂,处理过的 $C_{sf}$ 与15%的葡萄糖水溶液以1:5的质量比混合,并超声处理30 min。然后将混合物置于反应釜中,在 $200 \text{ }^\circ\text{C}$ 下进行6 h的水热碳化反应。所得产物用去离子水反复洗涤并干燥,以获得涂覆有5-羟甲基糠醛(HMF)的 $C_{sf}$ ( $C_{sf}@HMF$ )。接着将 $C_{sf}@HMF$ 放入管式炉中,在氩气保护下以 $2 \text{ }^\circ\text{C}/\text{min}$ 的升温速率加热至 $850 \text{ }^\circ\text{C}$ ,使HMF热解生成PyC,从而得到表面包覆PyC涂层的 $C_{sf}$ ( $C_{sf}@PyC$ )。 $SiC$ 涂层的制备方法如下:首先,将处理后的 $C_{sf}$ 与50%浓度PCS的二甲苯溶液以1:1的质量比混合,并超声处理30 min。将均匀的混合物在 $200 \text{ }^\circ\text{C}$ 的干燥箱中固化2 h以提高PCS的交联度,然后破碎并过筛以获得 $C_{sf}@PCS$ 粉末。最后,将粉末置于管式炉中,在 $1200 \text{ }^\circ\text{C}$ 下裂解2 h,使PCS分解为 $SiC$ ,从而得到表面包覆了 $SiC$ 涂层的 $C_{sf}$ ( $C_{sf}@SiC$ )。 $C_{sf}$ 以及表面包覆涂层后的 $C_{sf}@PyC$ 、 $C_{sf}@SiC$ 的截面和表面形貌如图1所示。

$C_{sf}/SiC$ 复合材料的制备工艺流程主要包括粉体制备、打印成形与后处理(碳化、浸渍和反应烧结)3个步骤,具体如图2所示:

(1)粉体制备:采用 $SiC$ 作为基体陶瓷粉末,E12作为黏结剂,两者按质量比9:1混合。为研究不同涂层对 $C_{sf}/SiC$ 复合材料显微组织及性能的影响,分别向

$SiC$ 、E12的混合粉末中加入15%的 $C_{sf}$ 、 $C_{sf}@PyC$ 、 $C_{sf}@SiC$ 粉末。随后,将混合物机械搅拌24 h,获得用于LPBF成形的复合粉体。

(2)增材制造:通过LPBF打印设备(HK550型,武汉华科三维技术有限公司)对复合粉体进行成形。打印参数如下,激光功率为8 W,扫描速度为 $3000 \text{ mm/s}$ ,扫描间距为 $0.1 \text{ mm}$ ,层厚为 $0.1 \text{ mm}$ ,粉末层预热温度 $45 \text{ }^\circ\text{C}$ 。成形后的坯体首先被置于管式炉中,在氩气保护下于 $850 \text{ }^\circ\text{C}$ 下进行2 h的碳化处理,为后续的真空浸渍做准备。

(3)后处理:LPBF成形坯体碳化后得到的碳化体通常为多孔疏松结构,为了实现其致密化,首先要向碳化体内部补充碳源,使其能够在反应烧结过程中与熔融Si发生反应生成 $SiC$ 以填充孔隙。真空浸渍树脂是较为常用的碳源补充方法,但目前市售树脂大多残碳率较低,需要反复浸渍才能够在预制体内部填充足够的碳源,这会显著增加工艺周期。为了提高树脂残碳率,首先对市售硼酚醛树脂进行改性。将硼酚醛树脂与无水乙醇按1:1质量比混合,在 $40 \text{ }^\circ\text{C}$ 水浴中搅拌30 min,确保完全溶解。同时,将硅酸四乙酯与无水乙醇混合,配制成50%浓度的溶液,然后缓慢滴加到充分溶解后的硼酚醛树脂溶液中。将所得混合物搅拌30 min,制得改性酚醛树脂浸渍液。将碳化体浸入浸渍液中,置于真空箱中,在 $-0.1 \text{ MPa}$ 压力下浸渍40 min。随后取出试样,在 $180 \text{ }^\circ\text{C}$ 烘箱中固化2 h,确保改性酚醛树脂彻底交联。固化后的试样置于管式炉中,在 $850 \text{ }^\circ\text{C}$ 下碳化2 h。此过程重复两次,以获得预制体。最后,将预制体放入石墨坩埚中,坩埚底部铺有Si粒。装有样品的坩埚随后被放入真空烧结炉(ZT-40-20型,上海晨华科技有限公司)中。在烧结过程中,首先以 $5 \text{ }^\circ\text{C}/\text{min}$ 的速度快速升温至 $1400 \text{ }^\circ\text{C}$ ,然后加热速率降至 $2 \text{ }^\circ\text{C}/\text{min}$ ,直至达到 $1670 \text{ }^\circ\text{C}$ ,并在此温度下保持2 h。最后,将炉子冷却至室温,取出样品,从而得到 $C_{sf}/SiC$ 复合材料。

### 1.3 表征方法与设备

采用扫描电子显微镜(JSM-IT300型)观察坯体、预制体和 $C_{sf}/SiC$ 复合材料的表面和断口形貌。通过X射线衍射仪(Axios XRD)分析 $C_{sf}/SiC$ 复合材料内部物相组成。根据GB/T 6569—2006标准,使用陶瓷测试系统(MTS 810型)对 $C_{sf}/SiC$ 复合材料三点弯曲强度进行测试,测试样品的尺寸为 $38 \text{ mm} \times 4 \text{ mm} \times 3 \text{ mm}$ ,样品数量为5根。测试过程中压头向下运动速度为 $0.5 \text{ mm}/\text{min}$ ,支撑跨距为30 mm。 $C_{sf}/SiC$ 复合材料的断裂韧性依据ASTM C1421-16标准,采用单边缺口梁(SEN3B)法进行测试,测试样品的尺寸为

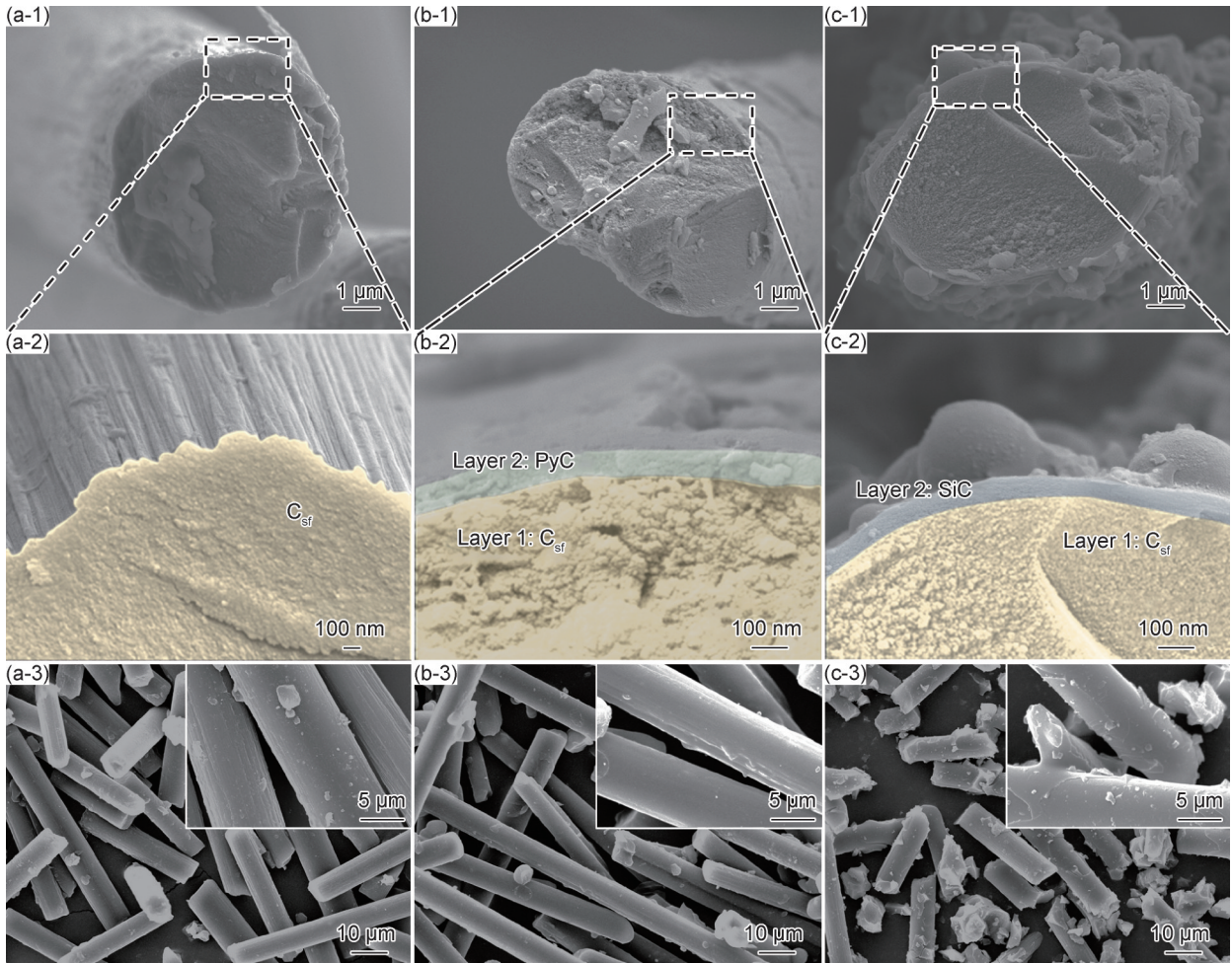


图1 不同涂层包覆C<sub>sf</sub>的截面形貌(1)及其高倍图像(2)、表面形貌(3)SEM图像

(a)C<sub>sf</sub>; (b)C<sub>sf</sub>@PyC; (c)C<sub>sf</sub>@SiC

Fig.1 SEM images of cross-sectional morphology(1), high-magnification image(2), and surface morphology(3) of C<sub>sf</sub> with different coatings

(a)C<sub>sf</sub>; (b)C<sub>sf</sub>@PyC; (c)C<sub>sf</sub>@SiC

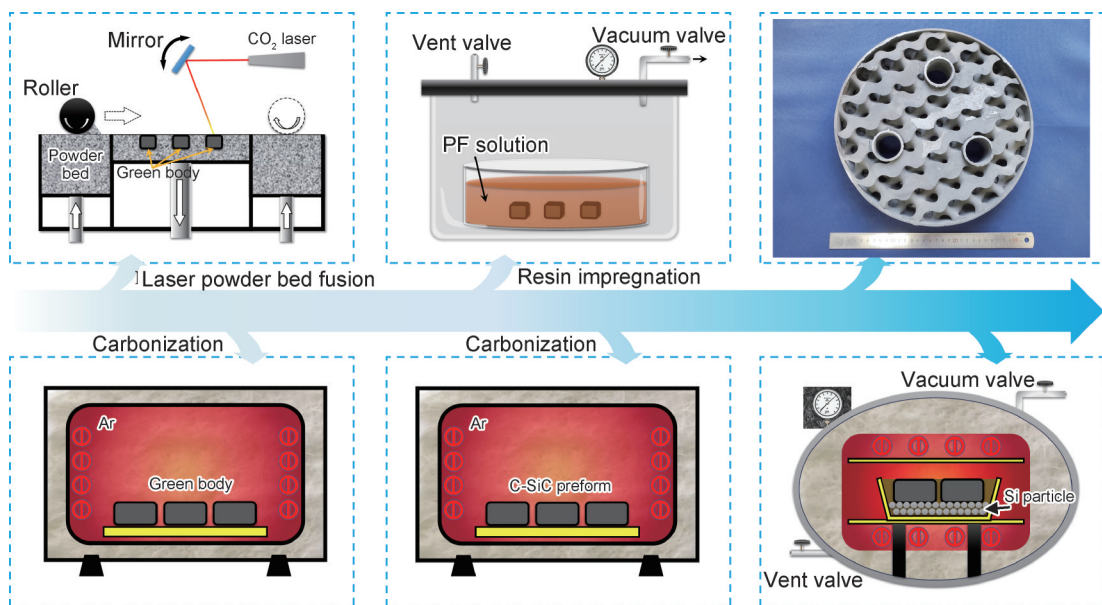


图2 C<sub>sf</sub>/SiC复合材料的制备工艺流程示意图

Fig.2 Schematic diagram of the preparation process for C<sub>sf</sub>/SiC composites

20 mm×4 mm×3 mm, 样品数量为 5 根。测试过程中压头向下运动速度为 0.05 mm/min, 支撑跨距为 16 mm。

为了分析纤维表面涂层对纤维表面侵蚀现象的抑制作用, 采用有限元软件对不同涂层覆盖下纤维与熔融 Si 接触时, Si 在纤维及涂层内部的扩散行为进行模拟。有限元模拟采用二维物理模型, 如图 3 所示。图 3(a)~(c) 分别为添加  $C_{sf}$ 、 $C_{sf}@PyC$ 、 $C_{sf}@SiC$  的预制体反应烧结过程中 Si 在纤维及涂层内部的扩散行为模拟所用的有限元模型。整个模型为  $15\ \mu\text{m}\times 15\ \mu\text{m}$  的正方形, 内部圆形截面为纤维和涂层, 外部区域代

表纤维周围树脂热解形成的 PyC。在图 3(a) 中, PyC 基体内的圆代表原始  $C_{sf}$  (直径为  $7\ \mu\text{m}$ )。图 3(b) 为  $C_{sf}@PyC$  纤维反应烧结过程模拟所用有限元模型, 原始  $C_{sf}$  外侧同心圆, 代表 PyC 涂层, 厚度为  $1.7\ \mu\text{m}$ 。图 3(c) 中  $C_{sf}$  外侧为 SiC 涂层, 厚度为  $2.1\ \mu\text{m}$ 。所有模型的底边被设定为 Si 熔体的入口, Si 原子浓度为  $C_1$ 。模型的左右两侧被设定为周期性边界, 上边被设定为自由边界。Si 熔体在 PyC 和  $C_{sf}$  中的扩散系数为  $D_1$ , 在 SiC 中的扩散系数为  $D_2$ 。模拟的初始环境温度设定为 1376 K。模拟中使用的网格尺寸为  $0.5\ \mu\text{m}$ 。模拟中使用的材料参数见表 1。

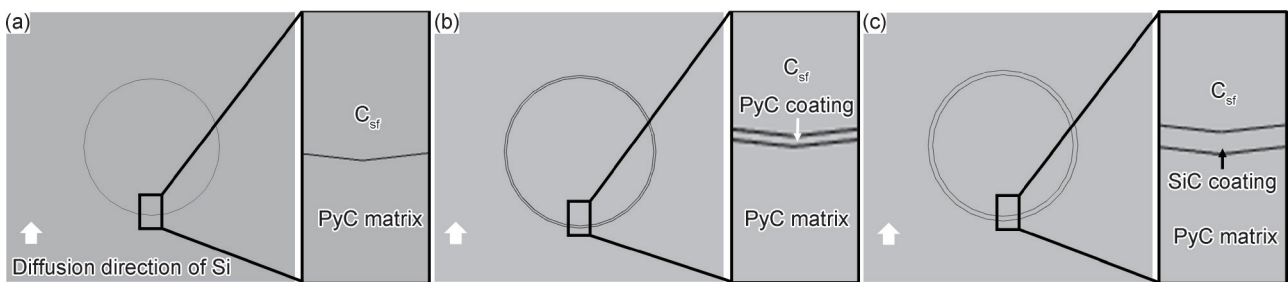


图 3 添加不同纤维的预制体内部 Si 熔体扩散有限元模拟模型

(a)  $C_{sf}$ ; (b)  $C_{sf}@PyC$ ; (c)  $C_{sf}@SiC$

Fig. 3 Finite element simulation models of Si melt diffusion inside preforms with different fibers

(a)  $C_{sf}$ ; (b)  $C_{sf}@PyC$ ; (c)  $C_{sf}@SiC$

表 1 有限元模拟所用材料参数

Table 1 Material parameters used in the finite element simulation

| $C_1/(\text{mol}\cdot\text{m}^{-3})$ | $D_1/(\text{m}^2\cdot\text{s}^{-1})$ | $D_2/(\text{m}^2\cdot\text{s}^{-1})$ | $\rho_{PyC}/(\text{g}\cdot\text{cm}^{-3})$ | $\rho_{C_s}/(\text{g}\cdot\text{cm}^{-3})$ | $\rho_{SiC}/(\text{g}\cdot\text{cm}^{-3})$ |
|--------------------------------------|--------------------------------------|--------------------------------------|--|--|--|
| 82.93                                | $10^{-13}$                           | $1.55\times 10^{-14}$                | 1.1  | 2.00                                       | 3.21                                       |

## 2 结果与分析

### 2.1 $C_{sf}$ 表面涂层对 $C_{sf}/SiC$ 复合材料显微组织的影响

LPBF/LSI 成形  $C_{sf}/SiC$  复合材料需要经过碳化、浸渍、烧结等多个阶段, 为了分析试样内部显微结构在不同后处理阶段的演变过程, 以添加 15%  $C_{sf}$  的试样为例, 通过 SEM 观察了其内部显微结构在不同阶段的变化。图 4 为坯体的截面 SEM 图像, 可以看到坯体主要由 SiC 陶瓷颗粒、 $C_{sf}$  和 E12 组成。E12 作为黏结剂, 在 LPBF 成形过程中被激光熔化, 然后润湿 SiC 及  $C_{sf}$  颗粒表面。冷却后, E12 在颗粒之间产生烧结颈, 从而将颗粒紧密黏结在一起形成坯体。如图 4(a) 所示, 在坯体内部可见大量孔隙, 这是由于在粉末铺展过程中颗粒的相互架拱, 导致粉床非致密堆积所致。此外, 纤维附近通常会出现较大孔隙, 这是由于纤维的长径比较高, 难以与颗粒形成紧密堆积, 从而在纤维与颗粒的结合界面处产生大量孔隙。图 4(b) 中可以看出,

在经过两轮浸渍-碳化处理后, 坯体内部的大部分孔隙被改性硼酚醛树脂热解形成的 PyC 填充, 使得预制体的致密度显著增加。图 4(c) 显示了烧结后试样的截面形貌。在烧结过程中, 熔融 Si 渗入多孔预制体内部并与碳反应生成 SiC。产物填充孔隙, 从而形成致密的  $C_{sf}/SiC$  复合材料。 $C_{sf}/SiC$  复合材料主要由 SiC 相 (深灰色)、Si 相 (浅灰色)、残余 C 相和  $C_{sf}$  (均为黑色) 组成。SiC 在整个  $C_{sf}/SiC$  复合材料中形成三维网络结构, 残余 Si 相填充其间隙。然而, 在 SiC 相内存在少量残余 C。残余 C 的存在一方面归因于未完全反应的  $C_{sf}$ ; 另一方面, PyC 与 Si 之间反应通常是由外向内进行的, 最外层的 C 接触到熔融 Si 时, 生成的 SiC 在未反应的 C 周围形成壳层。随着反应的进行, SiC 壳层厚度逐渐增加, 从而阻碍了内部 C 与熔融 Si 之间的反应。

随后, 为了研究纤维表面不同涂层对  $C_{sf}/SiC$  复合材料显微组织及烧结后纤维状态的影响, 分别采用

BSE对添加 $C_{sf}$ 、 $C_{sf}@PyC$ 、 $C_{sf}@SiC$ 的 $C_{sf}/SiC$ 复合材料截面物相组成进行分析。图4(d)为添加 $C_{sf}$ 的 $C_{sf}/SiC$ 复合材料截面形貌,采用高倍BSE图像观察其内部残余碳相,可以发现其由 $C_{sf}$ 和PyC组成,且大部分 $C_{sf}$ 由于与熔融Si直接接触而被侵蚀,纤维截面形状不再是规则的短棒状。图4(e)所示添加 $C_{sf}@PyC$ 的 $C_{sf}/SiC$ 复合材料内部 $C_{sf}$ 表现出与前者相同的形态,其同样被熔融Si侵蚀。然而,图4(f)所示添加 $C_{sf}@SiC$ 的 $C_{sf}/SiC$ 复合材料截面形貌中可以明显看到 $C_{sf}$ 仍保持其原有的短棒状形态,表明SiC涂层对熔融Si的侵蚀具有明显的阻碍作用。在添加不同 $C_{sf}$ 的烧结体内部XRD测试结果中可以看出(图4(g)),其均由Si、粉体中添加的 $\alpha$ -SiC以及反应形成的次生 $\beta$ -SiC组成。而不同 $C_{sf}/SiC$ 复合材料的密度及相对密度结果显示(图4(h)),

添加 $C_{sf}$ 和 $C_{sf}@PyC$ 的 $C_{sf}/SiC$ 复合材料密度相对较高,约为 $2.91\text{ g/cm}^3$ ,这是由于大部分纤维被熔融Si侵蚀而形成了 $\beta$ -SiC,其整体密度增加。而添加 $C_{sf}@SiC$ 的 $C_{sf}/SiC$ 复合材料密度则相对较低,仅为 $2.85\text{ g/cm}^3$ ,这也与其内部纤维得以保存下来有关。同时,相较于添加 $C_{sf}$ 和 $C_{sf}@PyC$ 的 $C_{sf}/SiC$ 复合材料,添加 $C_{sf}@SiC$ 的 $C_{sf}/SiC$ 复合材料相对密度显著提升,这是由于涂层对纤维的保护作用使得熔融硅更多的与预制体内部树脂浸渍-碳化产生的PyC反应,降低了 $C_{sf}/SiC$ 复合材料内部的残留PyC,从而减少了由残留PyC导致的内部孔隙。从SEM图像中得到的 $C_{sf}/SiC$ 复合材料内部相含量则进一步证实了这一结论。通过BSE图像获得的 $C_{sf}/SiC$ 复合材料内部相含量显示见表2,添加 $C_{sf}$ 和 $C_{sf}@PyC$ 的 $C_{sf}/SiC$ 复合材料内部SiC含量高于

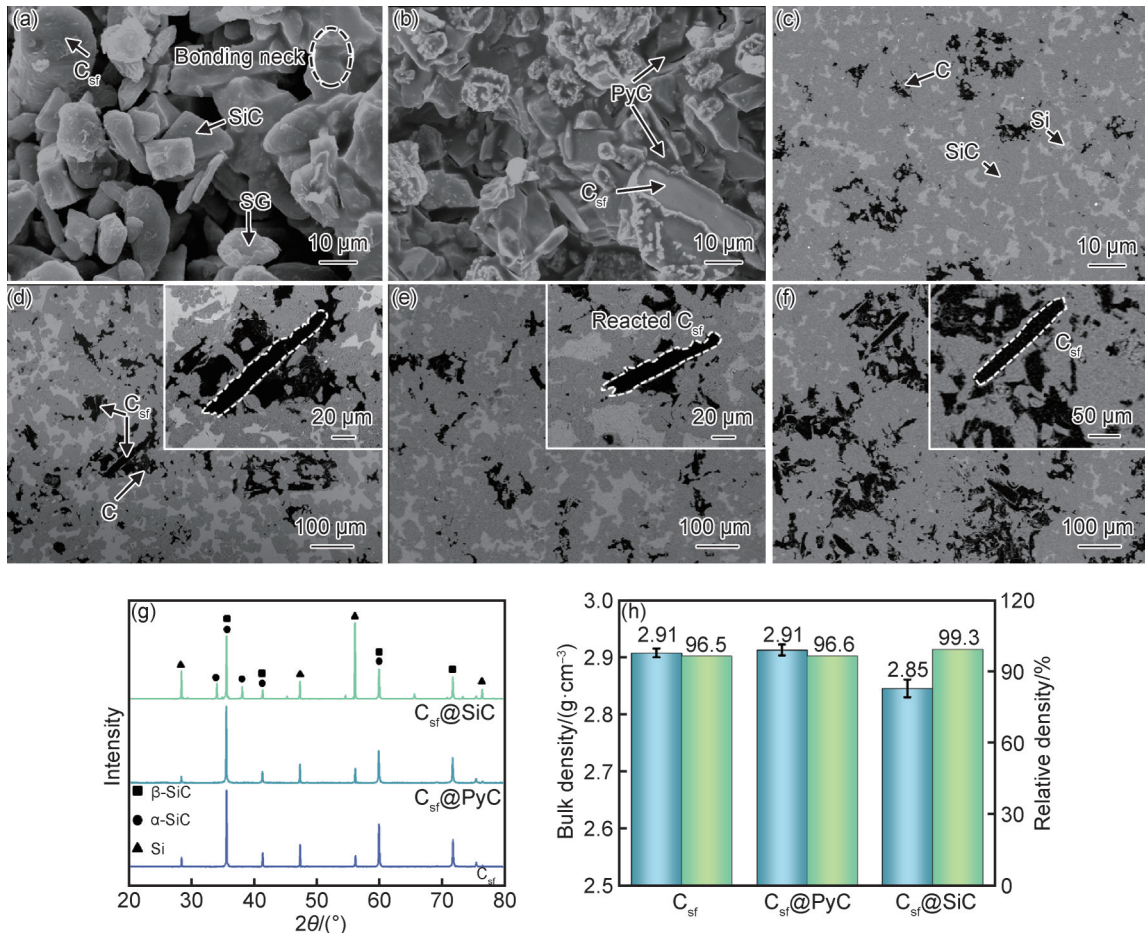


图4 不同后处理阶段试样微观形貌的演变和纤维涂层对烧结体显微组织、物相及密度的影响

(a)坯体微观形貌;(b)预制体微观形貌;(c)烧结体微观形貌;(d)添加 $C_{sf}$ 的烧结体内部显微组织;(e)添加 $C_{sf}@PyC$ 的烧结体内部显微组织;(f)添加 $C_{sf}@SiC$ 的烧结体内部显微组织;(g)烧结体XRD谱;(h)涂层对烧结体密度的影响

Fig.4 Evolution of micro-morphology of specimens at different post-processing stages and influence of fiber coatings on the microstructure, phase composition, and density of the sintered bodies

(a)micro-morphology of green body;(b)micro-morphology of preform;(c)micro-morphology of sintered body;(d)internal microstructure of sintered body with  $C_{sf}$ ;(e)internal microstructure of sintered body with  $C_{sf}@PyC$ ;(f)internal microstructure of sintered body with  $C_{sf}@SiC$ ;(g)XRD spectra of sintered bodies;(h)effect of coatings on density of sintered bodies

表 2 添加不同涂层纤维的  $C_{sf}/SiC$  复合材料内部各物相含量  
Table 2 Content of each phase in  $C_{sf}/SiC$  composites with different coated fibers

| Fiber        | Phase volum fraction/% |       |       | Theoretical $C_{sf}$ volum fraction/% |
|--------------|------------------------|-------|-------|---------------------------------------|
|              | SiC                    | Si    | C     |                                       |
| $C_{sf}$     | 80.6                   | 17.12 | 2.28  | 6.99                                  |
| $C_{sf}@PyC$ | 83.42                  | 12.48 | 4.1   |                                       |
| $C_{sf}@SiC$ | 78.11                  | 9.21  | 12.68 |                                       |

添加  $C_{sf}@SiC$  的  $C_{sf}/SiC$  复合材料,而 C 相含量则相反。同时,前两者内部 C 相含量远低于理论添加的  $C_{sf}$  含量,这也是由于纤维被侵蚀所致。

### 2.2 不同涂层包覆 $C_{sf}$ 的界面反应机制

不同涂层对  $C_{sf}/SiC$  复合材料显微组织及物相组成的影响与包覆涂层后  $C_{sf}$  和熔融 Si 间的界面反应有关。因此,采用 TEM 进一步分析了  $C_{sf}/SiC$  复合材料内部纤维-基体界面处的微观结构,以揭示  $C_{sf}$  和熔融 Si 间的界面反应机制。图 5 为  $C_{sf}/SiC$  复合材料断口处纤维的 BSE 图像,图 5(a-1) 可以看到原始纤维在烧结过后,其有一部分区域被熔融 Si 所侵蚀,形成了 SiC。图中黄色箭头顶端表明了 Si-C 反应前沿,箭头方向则为反应完成前熔融 Si 的扩散路径。熔融 Si 在 PyC 和  $C_{sf}$  内部的扩散速率基本一致, Si-C 反应前沿近似成一条直线。如图 5(b-1) 所示,在纤维表面包覆 PyC 后,熔融 Si 会优先与 PyC 涂层反应形成 SiC 壳层,

随后 Si 才会通过 SiC 壳层向内部扩散,局部非均匀的 PyC 壳层会导致 Si 在该区域的扩散,同样会使得纤维被侵蚀。从图 5(c-1) 可以看出,表面包覆有 SiC 涂层的  $C_{sf}@SiC$  并未被侵蚀,反应形成的 SiC 明显沿纤维周围成环形分布,而纤维内部并不存在 SiC,且纤维与基体间存在明显界限。表明 Si 在到达纤维表面后,其向内部的扩散受到了表面 SiC 涂层的阻碍,导致熔融 Si 绕过纤维而与周围的 PyC 反应。

在对添加不同纤维的预制体内部 Si 浓度分布的模拟结果中得到了与上述实验结果相同的结论。如图 5(a-2) 所示,由于熔融 Si 在  $C_{sf}$  与 PyC 中的扩散速率基本一致, Si 在添加  $C_{sf}$  的预制体内部的扩散前沿近似成一条直线分布,黄色箭头为模拟过程中设置的 Si 的扩散方向。在原始纤维内部, Si 浓度梯度与基体内部保持一致,表明 Si 可以不受阻碍顺利扩散到纤维内部从而侵蚀纤维。图 5(b-2) 显示在表面包覆 PyC 涂层的纤维内部,由于 PyC 涂层的存在使得其内部 Si 浓度梯度与基体间产生差异,且  $C_{sf}@PyC$  内部 Si 浓度小于原始纤维内部的 Si 浓度,但其仍然无法完全避免纤维的侵蚀。如图 5(c-2) 所示,在表面包覆有 SiC 涂层的纤维周围, SiC 涂层的存在一方面避免了熔融 Si 与  $C_{sf}$  的直接接触;另一方面,引起熔融 Si 在涂层和在基体内的扩散速率差,使得熔融 Si 绕过纤维向周围基体内部扩散,因此  $C_{sf}@SiC$  内部均未出现高浓度的 Si 分布,

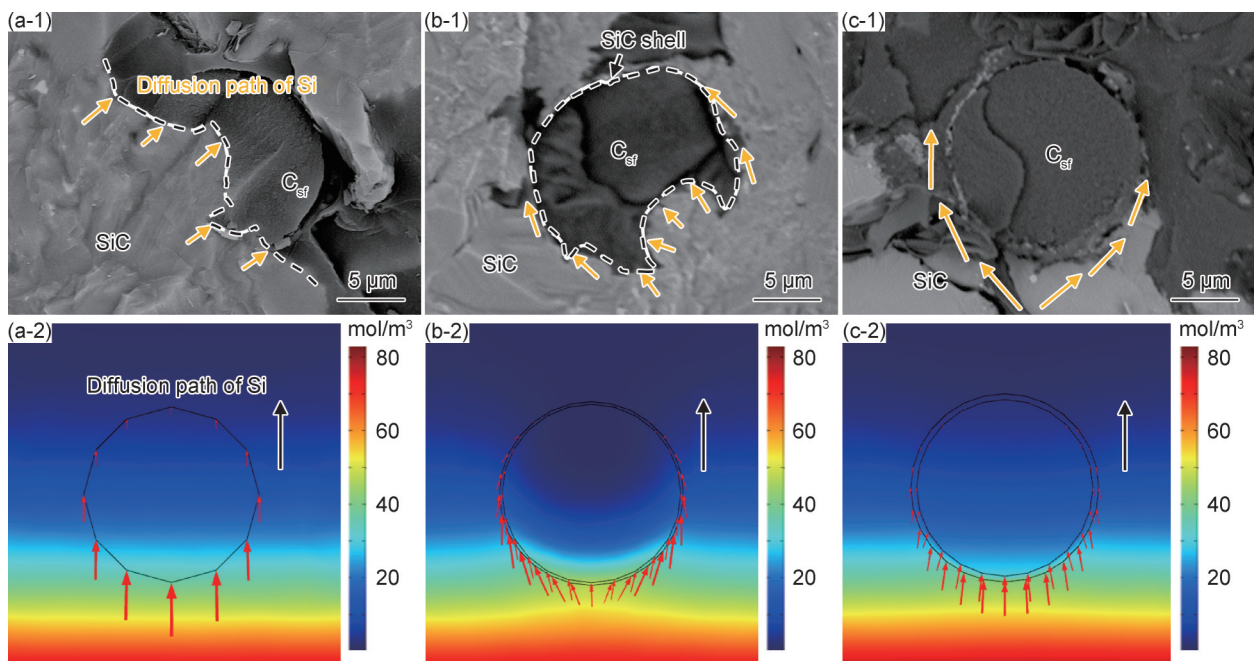


图 5 不同涂层  $C_{sf}$  烧结后的显微形貌(1)及其内部熔融硅 Si 扩散情况模拟结果(2)

(a)  $C_{sf}$ ; (b)  $C_{sf}@PyC$ ; (c)  $C_{sf}@SiC$

Fig.5 Microstructure of sintered  $C_{sf}$  with different coatings and corresponding simulation results of molten Si diffusion behavior

(a)  $C_{sf}$ ; (b)  $C_{sf}@PyC$ ; (c)  $C_{sf}@SiC$

故烧结后纤维得以保留下来。

为了研究纤维界面反应机制,以添加  $C_{sf}$  和  $C_{sf}@SiC$  的  $C_{sf}/SiC$  复合材料为例,采用TEM对纤维-基体界面进行分析如图6所示。图6(a)为添加  $C_{sf}$  的  $C_{sf}/SiC$  复合材料内部纤维-基体界面图像,图中左侧区域为  $C_{sf}$ ,其呈现出典型的“洋葱”状非晶结构。纤维表面可以明显观察到尺度在100 nm左右的细小晶粒。图6(b)为纤维表面晶粒的HRTEM图像,其中晶格条纹清晰可见,表明产物结晶度高。其相邻晶格平面之间的面间距为0.265 nm,与6H-SiC的  $d_{(0,1,-1)}$

(0.260 nm)较为接近。根据图6(c)的SAED图谱,倒易矢量(1, -1, -1)和(1, -1, 1)之间的夹角为73.61°, (1, -1, 1)和(2, 0, 0)之间的夹角为55.72°,分别与理论值71°和55°吻合度较高,表明该晶粒为反应烧结过程中形成的 $\beta$ -SiC。图6(d)为添加  $C_{sf}@SiC$  的  $C_{sf}/SiC$  复合材料内部纤维-基体界面图像,左侧区域同样呈现出“洋葱”状非晶结构,判断其为  $C_{sf}$ 。  $C_{sf}$  表面未见反应形成的纳米晶,且纤维与基体间截面较为清晰。图6(e)中HRTEM图像显示图6(d)右侧局部区域为存在晶体。其晶面间距为0.155 nm,对应于

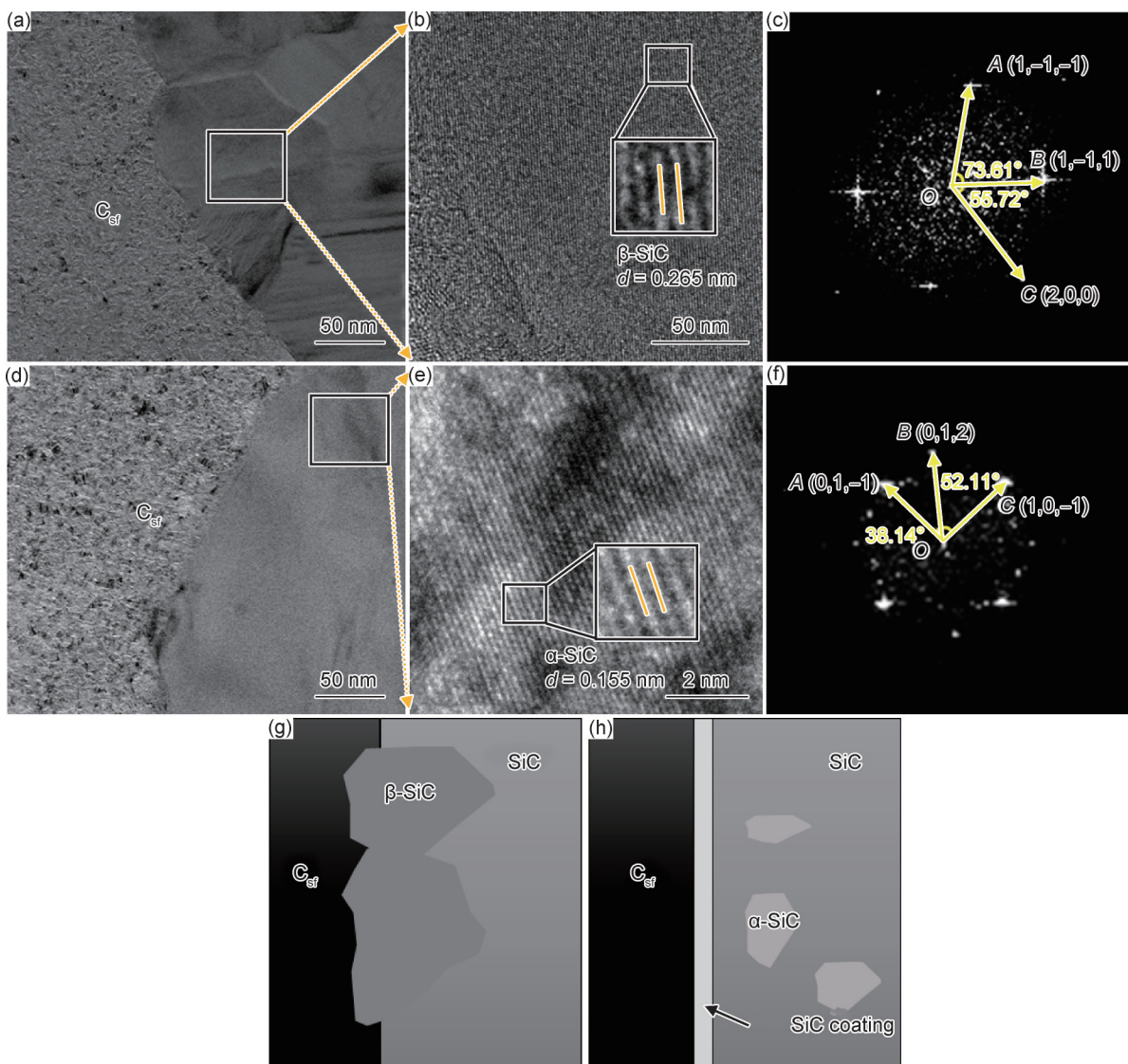


图6 不同纤维烧结后界面TEM图像及其界面反应机制示意图

添加  $C_{sf}$  的  $C_{sf}/SiC$  复合材料内部纤维-基体界面(a)TEM图像;(b)HRTEM图像;(c)SEAD图谱;添加  $C_{sf}@SiC$  的  $C_{sf}/SiC$  复合材料内部纤维-基体界面(d)TEM图像;(e)HRTEM图像;(f)SEAD图谱; $C_{sf}/SiC$  复合材料内部纤维-基体界面反应机制示意图:(g)添加  $C_{sf}$ ;(h)添加  $C_{sf}@SiC$

Fig.6 TEM images of sintered fiber interfaces and schematic diagrams of interfacial reaction mechanisms

(a)TEM image of fiber-matrix interface in  $C_{sf}/SiC$  composite with  $C_{sf}$ ; (b)HRTEM image of corresponding interface;

(c)SAED pattern of interface region; (d)TEM image of fiber-matrix interface in  $C_{sf}/SiC$  composite with  $C_{sf}@SiC$ ;

(e)HRTEM image of corresponding interface; (f)SAED pattern of interface region; schematic diagram of

interfacial reaction mechanism in  $C_{sf}/SiC$  composite: (g) with  $C_{sf}$ ; (h) with  $C_{sf}@SiC$

3C-SiC 的 (1, 1, 0) 晶面。图 6(f) 的 SAED 图谱显示, 倒易晶格矢量之间的测量夹角分别为  $38.14^\circ$  和  $52.11^\circ$ , 与理论值  $38^\circ$  和  $59^\circ$  非常接近, 证明该区域为原始加入的  $\alpha$ -SiC, 纤维表面并未观察到反应形成的  $\beta$ -SiC。根据 TEM 结果可以推断, 原始  $C_{sf}$  由于与熔融 Si 直接接触, 两者界面处 Si-C 反应生成了纳米  $\beta$ -SiC。如图 6(g), 纤维与熔融 Si 在界面处的反应遵循“溶解-扩散”机制, 纤维表面固态碳与熔融 Si 接触反应生成 SiC, 随着 SiC 的形核与长大, 其在碳的表面形成多晶 SiC 层, 阻碍了固态碳与熔融 Si 的直接接触, 随后碳或 Si 只有通过此多晶 SiC 层扩散才能使 C-Si 反应继续进行。如图 6(h) 所示,  $C_{sf}@SiC$  由于并未与 Si 直接接触, 界面处没有次生 SiC, 仅有原始粉体的  $\alpha$ -SiC。

### 2.3 $C_{sf}$ 表面涂层对 $C_{sf}/SiC$ 复合材料力学性能的影响

前面研究表明, 不同表面涂层会显著影响  $C_{sf}/SiC$  复合材料的微观组织以及纤维完整性, 而上述因素又会作用于  $C_{sf}/SiC$  复合材料的力学性能。因此, 为了确定不同涂层对  $C_{sf}/SiC$  复合材料力学性能的影响, 采用三点弯法测量了不同纤维制备的  $C_{sf}/SiC$  复合材料的弯曲强度和断裂韧性如图 7 所示。图 7(a) 为添加  $C_{sf}$ 、 $C_{sf}@PyC$ 、 $C_{sf}@SiC$  的  $C_{sf}/SiC$  复合材料三点弯曲应力-应变曲线。从曲线趋势可以看出, 在加载过程中, 所有样品都经历了初始弹性变形, 其特征

是应力随应变线性增加。当施加的力进一步增加并超过材料的弯曲强度极限时, 材料发生断裂。其中, 添加  $C_{sf}$ 、 $C_{sf}@PyC$  的  $C_{sf}/SiC$  复合材料的应力-应变曲线峰值较为接近, 分别为 225.04 MPa 和 228.22 MPa。添加  $C_{sf}@SiC$  的  $C_{sf}/SiC$  复合材料的应力-应变曲线峰值相较前两者有所提升, 达到 245.63 MPa。观察材料破坏时最大应力点对应的应变可以看到, 添加  $C_{sf}$  和  $C_{sf}@PyC$  的  $C_{sf}/SiC$  复合材料的断裂应变分别为 2.64% 和 2.38%, 而添加  $C_{sf}@SiC$  的  $C_{sf}/SiC$  复合材料的断裂应变达到 4.70%, 明显高于前两者。断裂应变的增加归因于 SiC 涂层对  $C_{sf}$  的有效保护使得纤维能够保存下来。这些纤维在材料断裂过程中通过脱粘、桥接和拔出, 有助于减轻裂纹尖端的应力集中。因此,  $C_{sf}/SiC$  复合材料抗裂纹扩展能力增强。相比之下, 添加  $C_{sf}$  和  $C_{sf}@PyC$  的  $C_{sf}/SiC$  复合材料由于纤维被侵蚀而与基体形成紧密结合, 导致抗裂纹扩展能力有限, 断裂应变相对较低。图 7(b) 为添加不同纤维的  $C_{sf}/SiC$  复合材料的弯曲强度和断裂韧性。添加  $C_{sf}@SiC$  的  $C_{sf}/SiC$  复合材料无论是弯曲强度还是断裂韧性都显著优于添加  $C_{sf}$  和  $C_{sf}@PyC$  的复合材料, 平均值分别达到 246.09 MPa 和  $3.28 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$  较后两者分别提高了 7.1% 和 8.3%。

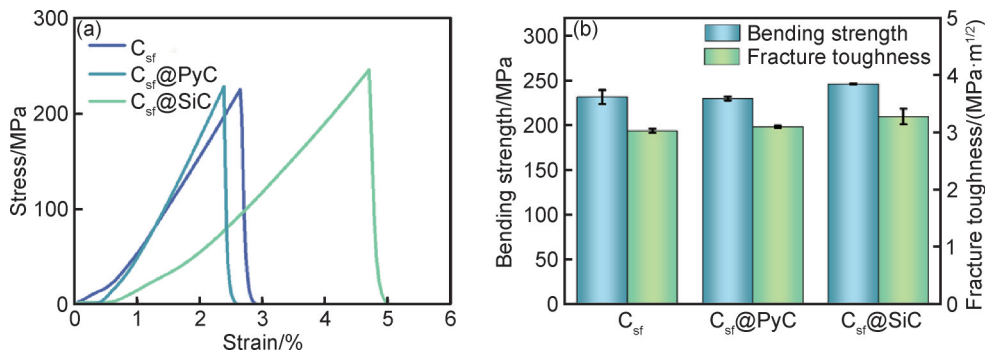


图 7 添加不同纤维的  $C_{sf}/SiC$  复合材料的力学性能

(a) 应力-应变曲线; (b) 弯曲强度和断裂韧性

Fig.7 Mechanical properties of  $C_{sf}/SiC$  composites with different fibers

(a) stress-strain curves; (b) flexural strength and fracture toughness

### 2.4 $C_{sf}/SiC$ 复合材料断裂机制分析

为进一步分析不同纤维对  $C_{sf}/SiC$  复合材料力学性能的影响机制, 采用 SEM 对上述  $C_{sf}/SiC$  复合材料断口形貌进行观察。图 8(a-1), (b-1) 为添加  $C_{sf}$  和  $C_{sf}@PyC$  的  $C_{sf}/SiC$  复合材料断口形貌, 可以看到纤维-基体间结合较为紧密, 且纤维与基体的断口基本位于同一个平面。这是由于添加  $C_{sf}$  和  $C_{sf}@PyC$  的  $C_{sf}/SiC$  复合材料由于内部纤维被侵蚀或部分侵蚀, 导致

纤维与基体产生强结合, 纤维无法顺利脱粘、拔出, 对材料的增韧效果极为有限。因此, 二者断裂机制仍以脆性断裂为主, 弯曲强度和断裂韧性没有显著差异。图 8(c-1) 显示了添加  $C_{sf}@SiC$  的  $C_{sf}/SiC$  复合材料断口形貌。相较于前两者, 可以明显看到由于纤维在 SiC 涂层的保护下得以完整保存, 因此断口处能观察到完整的纤维拔出孔。此外, 也能看到纤维从基体内部拔出的界面及涂层脱粘的现象, 纤维拔出和涂层脱

粘的共同有助于在材料断裂过程中耗散应变能,阻碍裂纹扩展并提高材料韧性。因此,相较于前两者,添加 $C_{sf}@SiC$ 的 $C_{sf}/SiC$ 复合材料断裂机制以涂层脱粘、纤维拔出为主。同时,由于纤维拔出的作用,使得纤维对裂纹的偏转效果明显增强,故添加 $C_{sf}@SiC$ 的 $C_{sf}/SiC$ 复合材料弯曲强度和断裂韧性都最高。

图8(a-2)~(c-2)为添加不同纤维的 $C_{sf}/SiC$ 复合材料断裂机制示意图。对于表面未包覆涂层和包覆PyC涂层的 $C_{sf}$ ,其受到熔融Si侵蚀而与基体紧密结合,因此其复合材料的断裂过程仅存在两个阶段,在

断裂初期裂纹萌生至其发展到纤维基体界面处为第一个阶段;第二个阶段为纤维的脆性断裂。脆性断裂的纤维无法通过脱粘、拔出等方式实现材料的增韧。对于添加 $C_{sf}@SiC$ 的 $C_{sf}/SiC$ 复合材料来讲,其断裂过程可分为三个阶段:第一阶段,裂纹在材料基体边缘萌生,并向材料内部发展;第二阶段,当裂纹扩展到涂层附近时,由于涂层与基体间强度差异,裂纹会发生偏转,偏转的裂纹促使SiC涂层与纤维间脱粘;第三阶段,脱粘后的纤维从基体中拔出。这三个阶段的存在使得复合材料力学性能得到提升。

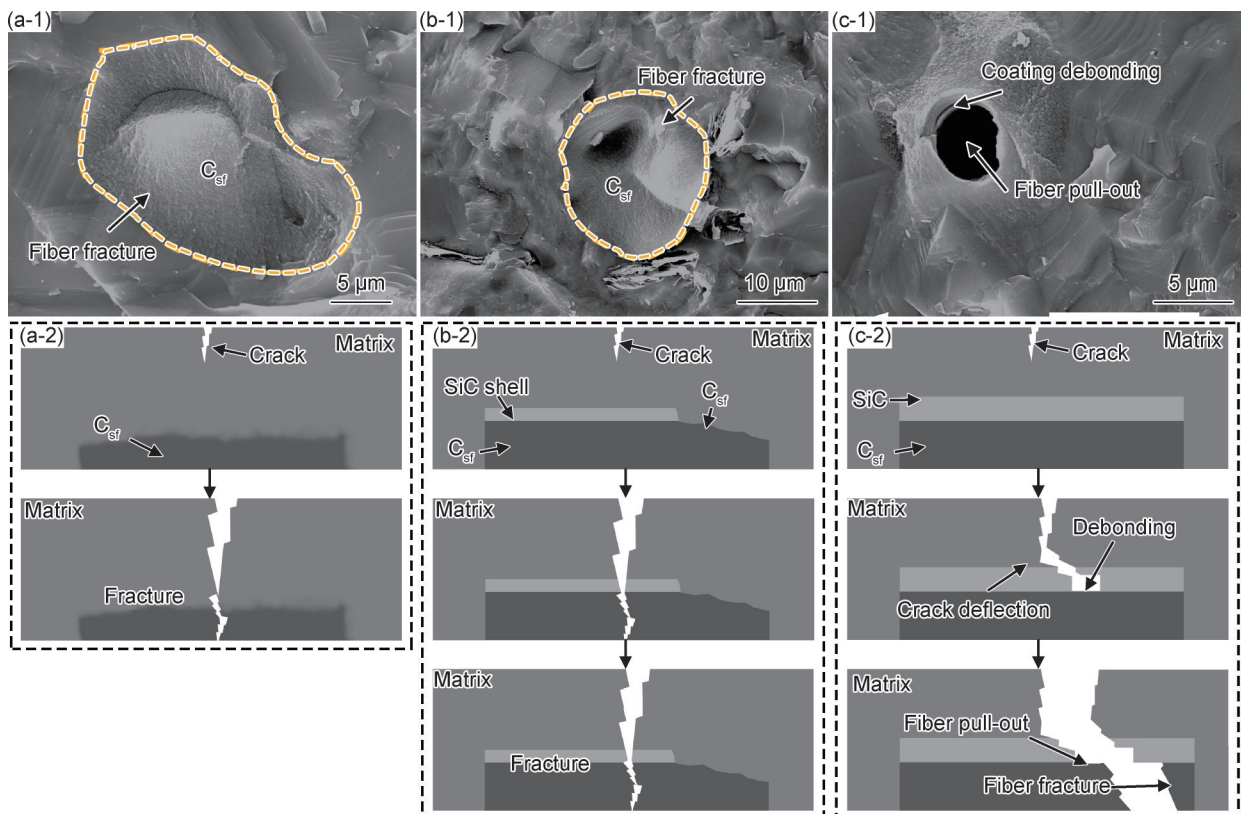


图8 添加不同纤维的 $C_{sf}/SiC$ 复合材料断口形貌(1)及断裂机制示意图(2)

(a) $C_{sf}$ ; (b) $C_{sf}@PyC$ ; (c) $C_{sf}@SiC$

Fig.8 Fracture morphology and schematic diagrams of fracture mechanisms for  $C_{sf}/SiC$  composites with different fibers

(a) $C_{sf}$ ; (b) $C_{sf}@PyC$ ; (c) $C_{sf}@SiC$

### 3 结论

(1)通过在 $C_{sf}$ 表面制备SiC涂层可以阻碍 $C_{sf}$ 与熔融Si的直接接触,避免 $C_{sf}$ 被侵蚀。相较于添加 $C_{sf}$ 、 $C_{sf}@PyC$ 的 $C_{sf}/SiC$ 复合材料,添加 $C_{sf}@SiC$ 的 $C_{sf}/SiC$ 复合材料内部纤维仍保留较好的原始结构。纤维的侵蚀现象导致 $C_{sf}/SiC$ 复合材料内部SiC相含量增加,残余C和 $C_{sf}$ 减少,使得其密度显著增加。添加 $C_{sf}$ 、 $C_{sf}@PyC$ 的 $C_{sf}/SiC$ 复合材料密度均为 $2.91 \text{ g/cm}^3$ ,添加 $C_{sf}@SiC$ 的 $C_{sf}/SiC$ 复合材料密度仅为 $2.86 \text{ g/cm}^3$ 。

(2) $C_{sf}$ 界面反应遵循溶解-沉淀机制,熔融Si与纤维接触后,纤维表面C元素溶解到液态硅中并与其反应生成SiC,随后SiC在纤维表面形核并形成纳米晶结构。基于上述结论,SiC涂层对纤维的保护作用一方面是由于SiC涂层阻碍了 $C_{sf}$ 与Si的直接接触,避免了纤维表面C的溶解;另一方面主要是由于Si在C中的扩散速率明显高于在SiC中的扩散速率,SiC涂层抑制了熔融Si向纤维内部的扩散,从而保护纤维免受侵蚀。

(3)与添加 $C_{sf}$ 、 $C_{sf}@PyC$ 的 $C_{sf}/SiC$ 复合材料相比,

添加C<sub>st</sub>@SiC的C<sub>st</sub>/SiC复合材料无论是弯曲强度还是断裂韧度都显著提升,分别提高了7.1%和8.3%,最大达到246.09 MPa和3.28 MPa·m<sup>1/2</sup>。C<sub>st</sub>/SiC复合材料性能的提升主要得益于SiC涂层对纤维的保护作用,使得纤维在基体内部能够成分发挥其强韧化作用,通过裂纹偏转、涂层脱粘、纤维拔出等机制实现C<sub>st</sub>/SiC复合材料强度、韧性的协同提升。

### 参考文献

- [1] 王衍飞,刘荣军,张金,等. SiC<sub>f</sub>/SiC陶瓷基复合材料制备技术研究进展[J]. 材料工程, 2025, 53(4): 52-74.  
WANG Y F, LIU R J, ZHANG J, et al. Research progress in preparation technology of SiC<sub>f</sub>/SiC ceramic matrix composites[J]. Journal of Materials Engineering, 2025, 53(4): 52-74.
- [2] 王竞一,杨一帆,段国林. SiC多孔陶瓷的绿色制备及性能优化[J]. 硅酸盐通报, 2025, 44(5): 1869-1877.  
WANG J Y, YANG Y F, DUAN G L. Green preparation and performance optimization of SiC porous ceramics[J]. Bulletin of the Chinese Ceramic Society, 2025, 44(5): 1869-1877.
- [3] LEE H, SMET V, TUMMALA R. A review of SiC power module packaging technologies: challenges, advances, and emerging issues [J]. IEEE Journal of Emerging and Selected Topics in Power Electronics, 2020, 8(1): 239-255.
- [4] LIU H, MEI D, YU S, et al. Direct ink writing of chopped carbon fibers reinforced polymer-derived SiC composites with low shrinkage and high strength[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2023, 43(2): 235-244.
- [5] LI F, ZHU M, CHEN J, et al. High-strength and low-silicon SiC ceramics prepared by extrusion molding 3D printing[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2024, 44(2): 617-625.
- [6] WANG K, YIN J, CHEN X, et al. Microstructure and properties of liquid phase sintered SiC ceramics fabricated *via* selective laser printing and precursor impregnation and pyrolysis[J]. Ceramics International, 2024, 50(3): 4315-4322.
- [7] TANG J, CHANG H, GUO X, et al. Preparation of photosensitive SiO<sub>2</sub>/SiC ceramic slurry with high solid content for stereolithography [J]. Ceramics International, 2022, 48(20): 30332-30337.
- [8] 梁馨之,王晴,李乔磊,等. SiO<sub>2</sub>含量对光固化3D打印SiC浆料及素坯性能的影响[J]. 材料工程, 2024, 52(7): 71-82.  
LIANG X Z, WANG Q, LI Q L, et al. Effect of SiO<sub>2</sub> content on properties of SiC ceramic slurry and green body for stereolithography 3D printing[J]. Journal of Materials Engineering, 2024, 52(7): 71-82.
- [9] ZHENG C, LEE J K, NETTLESHIP I. Three-dimensional characterization of the pore structures in SiC formed by binder jet 3D printing, polymer infiltration and pyrolysis (PIP) [J]. Journal of the European Ceramic Society, 2023, 43(10): 4255-4262.
- [10] DIENER S, SCHUBERT H, HELD A, et al. Influence of the dispersant on the parts quality in slurry-based binder jetting of SiC ceramics [J]. Journal of the American Ceramic Society, 2022, 105(12): 7072-7086.
- [11] WANG G, MIAO Y, GONG H, et al. Direct ink writing of reaction bonded silicon carbide ceramics with high thermal conductivity[J]. Ceramics International, 2023, 49(6): 10014-10022.
- [12] ABDELMOULA M, ZARAZAGA A M, KÜÇÜKTÜRK G, et al. Scanning strategy investigation for direct powder bed selective laser processing of silicon carbide ceramic [J]. Applied Sciences, 2022, 12(2): 788.
- [13] PETERS A B, ZHANG D, HERNANDEZ A, et al. Selective laser reaction synthesis of SiC, Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> and HfC/SiC composites for additive manufacturing [J]. Journal of the European Ceramic Society, 2023, 43(4): 1270-1283.
- [14] MONTÓN ZARAZAGA A, ABDELMOULA M, KÜÇÜKTÜRK G, et al. Process parameters investigation for direct powder bed selective laser processing of silicon carbide parts [J]. Progress in Additive Manufacturing, 2022, 7(6): 1307-1322.
- [15] JIN L, ZHANG K, XU T, et al. The fabrication and mechanical properties of SiC/SiC composites prepared by SLS combined with PIP [J]. Ceramics International, 2018, 44(17): 20992-20999.
- [16] 陈思尧. 基于3D/4D打印制备前驱体转化陶瓷材料及其性能研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2024.  
CHEN S Y. Study on fabrication and properties of polymer-derived ceramic material based on 3D/4D printing [D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2024.
- [17] JANA A, DAS M, TIWARI S, et al. Effect of particle size on additive manufacturing of complex architecture of silicon carbide [J]. Ceramics International, 2023, 49(11): 17396-17404.
- [18] 樊文楷,杨潇,李宏华,等. 无压烧结制备(Y<sub>0.2</sub>Gd<sub>0.2</sub>Er<sub>0.2</sub>Yb<sub>0.2</sub>Lu<sub>0.2</sub>)<sub>2</sub>Zr<sub>2</sub>O<sub>7</sub>高熵陶瓷及其高温抗CMAS腐蚀性能[J]. 无机材料学报, 2025, 40(2): 159-167.  
FAN W K, YANG X, LI H H, et al. Pressureless sintering of (Y<sub>0.2</sub>Gd<sub>0.2</sub>Er<sub>0.2</sub>Yb<sub>0.2</sub>Lu<sub>0.2</sub>)<sub>2</sub>Zr<sub>2</sub>O<sub>7</sub> high-entropy ceramic and its high temperature CMAS corrosion resistance [J]. Journal of Inorganic Materials, 2025, 40(2): 159-167.
- [19] MEYERS S, DE LEERSNIJDER L, VLEUGELS J, et al. Direct laser sintering of reaction bonded silicon carbide with low residual silicon content [J]. Journal of the European Ceramic Society, 2018, 38(11): 3709-3717.
- [20] BAUX A, JACQUES S, ALLEMAND A, et al. Complex geometry macroporous SiC ceramics obtained by 3D-printing, polymer impregnation and pyrolysis (PIP) and chemical vapor deposition (CVD)[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2021, 41(6): 3274-3284.
- [21] 张巍,张金,段春雷,等. 反应烧结B<sub>4</sub>C-SiC陶瓷研究进展[J]. 硅酸盐学报, 2025, 53(3): 675-687.  
ZHANG W, ZHANG J, DUAN C L, et al. Progress on B<sub>4</sub>C-SiC ceramics prepared by reaction sintering[J]. Journal of the Chinese Ceramic Society, 2025, 53(3): 675-687.
- [22] FENG K, HU S, LI L, et al. Preparation of low residual silicon content Si-SiC ceramics by binder jetting additive manufacturing and liquid silicon infiltration[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2023, 43(13): 5446-5457.
- [23] THOMAS J, BANDA M, DU W, et al. Development of a sili-

- con carbide ceramic based counter-flow heat exchanger by binder jetting and liquid silicon infiltration for concentrating solar power [J]. *Ceramics International*, 2022, 48(16): 22975-22984.
- [24] ZOU Y, LI C H, HU L, et al. Effects of short carbon fiber on the macro-properties, mechanical performance and microstructure of SiSiC composite fabricated by selective laser sintering [J]. *Ceramics International*, 2020, 46(8): 12102-12110.
- [25] LIU T, YANG L, CHEN Z, et al. Effects of chopped carbon fiber on the forming, structure, and mechanical properties of CCF/SiC composites fabricated by selective laser sintering and reactive melt infiltration [J]. *Advanced Engineering Materials*, 2023, 25(17): 2300442.
- [26] FU H, ZHU W, XU Z, et al. Effect of silicon addition on the microstructure, mechanical and thermal properties of C<sub>f</sub>/SiC composite prepared *via* selective laser sintering [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2019, 792: 1045-1053.
- [27] LI F F, MA N N, CHEN J, et al. SiC ceramic mirror fabricated by additive manufacturing with material extrusion and laser cladding [J]. *Additive Manufacturing*, 2022, 58: 102994.
- [28] WANG H, LI Z, SHANG Z, et al. Preparation of porous SiC ceramics skeleton with low-cost and controllable gradient based on liquid crystal display 3D printing [J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2022, 42(13): 5432-5437.
- [29] SUN C, ZHANG S, XU Z, et al. Double-layer coated C<sub>st</sub>/SiC composite fabricated by LPBF/LSI with improved mechanical properties through fiber damage prevention and crack propagation inhibition [J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2025, 45(7): 117248.
- 
- 基金项目:**国家自然科学基金(52202066);2023年湖北省重大攻关项目(JD)(2023BAA023);国家重点研发计划青年科学家项目(2021YFB3703100)
- 收稿日期:**2025-06-03;**录用日期:**2025-07-10
- 通讯作者:**刘凯(1986—),男,教授,博士,研究方向为非金属材料增材制造,联系地址:湖北省武汉市洪山区珞狮路122号(430070),E-mail: victor\_liu@whut.edu.cn

(本文责编:张宝玲)