

引用格式: 李敏, 陈博学, 刘主峰, 等. 连续纤维增强 SiC 复合材料增材制造技术研究进展[J]. 航空材料学报, 2026, 46(9): 1-16.

LI Min, CHEN Boxue, LIU Zhufeng, et al. Research progress in additive manufacturing technology of continuous fiber reinforced SiC composites[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2026, 46(9): 1-16.

连续纤维增强 SiC 复合材料增材制造 技术研究进展

李 敏¹, 陈博学^{2,3}, 刘主峰^{2,3}, 马佳云^{2,3}, 闫春泽^{2,3*}, 史玉升^{2,3}

(1. 中国航发湖南动力机械研究所, 湖南 株洲 412002; 2. 华中科技大学 材料科学与工程学院 材料成形与模具技术国家重点实验室, 武汉 430074; 3. 增材制造陶瓷材料教育部工程研究中心, 武汉 430074)

摘要: 连续纤维增强 SiC 复合材料因其轻量化、耐高温和抗腐蚀等优势, 在航空航天领域展现出重要应用潜力。连续纤维的引入改善了陶瓷基体的脆性, 而增材制造的发展为复杂构件的设计与成形开辟了新思路。增材制造连续纤维增强 SiC 复合材料仍处于发展初期, 对该技术的研究进展进行系统总结和分析具有重要意义。本文综述了熔融沉积成形(FDM)、墨水直写(DIW)和纤维自动铺放(AFP)3 类典型工艺的最新进展, 并对国内外研究成果进行比较。研究表明: FDM 采用连续纤维丝材表现出较高的成形精度, 纤维体积分数存在上限; DIW 受原位浸渍影响导致纤维聚集与界面保护缺失; AFP 采用连续纤维片材具有纤维含量与断裂韧性高的优势, 但浸渍不充分。在纤维增强相方面, 未来可围绕高性能多系纤维增强相, 针对纤维保护与界面调控开展研究。在缺陷控制方面, 通过打印策略与陶瓷化工艺协同优化, 提高成形精度, 最终实现高性能 SiC 复合材料构件的增材制造。

关键词: 增材制造; 连续纤维增强 SiC; 陶瓷基复合材料; 熔融沉积成形; 墨水直写; 纤维自动铺放

doi: 10.11868/j.issn.1005-5053.2025.000063

CSTR: 32420.14.j.issn.1005-5053.2025.000063

中图分类号: V254.2

文献标识码: A

文章编号: 1005-5053(2026)09-0001-16

Research progress in additive manufacturing technology of continuous fiber reinforced SiC composites

LI Min¹, CHEN Boxue^{2,3}, LIU Zhufeng^{2,3}, MA Jiayun^{2,3}, YAN Chunze^{2,3*}, SHI Yusheng^{2,3}

(1. AECC Hunan Aviation Powerplant Research Institute, Zhuzhou 412002, Hunan, China; 2. State Key Laboratory of Materials Processing and Die & Mould Technology, School of Materials Science and Engineering, Huazhong University of Science and Technology, Wuhan 430074, China; 3. Ministry of Education Engineering Research Center of Ceramic Materials for Addictive Manufacturing, Wuhan 430074, China)

Abstract: Continuous fiber-reinforced SiC composites have shown significant potential in aerospace applications due to their lightweight, high-temperature resistance, and corrosion tolerance. The introduction of continuous fibers improves the brittleness of the ceramic matrix, while additive manufacturing (AM) provides new opportunities for designing and fabricating complex components. Research on additive manufacturing of continuous fiber-reinforced SiC composites is still in its early stage, making a systematic review of recent progress highly valuable. This work summarizes the latest advances in three representative AM techniques: fused deposition modeling (FDM), direct ink writing (DIW), and automated fiber placement (AFP), with a comparative analysis of domestic and international studies. The results indicate that FDM using continuous fiber filaments achieves high forming accuracy but has an upper limit on fiber volume fraction; DIW suffers from fiber aggregation and insufficient interfacial protection due to *in-situ* infiltration; AFP with continuous fiber sheets offers high fiber content and fracture toughness, though infiltration

remains incomplete. Regarding fiber reinforcement, future research should focus on high-performance multi-series fibers, specifically targeting fiber protection and interfacial regulation. In terms of defect control, synergistic optimization of printing strategies and ceramic process parameters will be employed to achieve high forming precision, ultimately enabling the additive manufacturing of high-performance SiC composite components.

Key words: additive manufacturing; continuous fiber reinforced SiC; ceramic matrix composites; fused deposition modeling; direct ink writing; automated fiber placement

随着航空航天和核工业的发展,先进航空发动机热截面部件、超声速飞行器热防护衬板、可复用运载火箭推进系统、核聚变反应堆包壳结构等材料在轻质化、高强度和功能性提出更高要求^[1-4]。陶瓷基复合材料的研制及其轻质构件的优化设计日益受到关注^[5-6],其在产品中的质量占比已成为衡量先进装备制造业发展水平和研发能力的重要指标^[7]。SiC复合材料因轻量化、耐高温和抗腐蚀等优势^[8-9],是高温热截面材料的重要选择之一^[10-12]。此外,复合材料的强韧机制(如裂纹偏转、基体脱粘和纤维拔出等)随纤维增强相长径比的增加而进一步提升^[13]。因此,连续纤维增强 SiC 复合材料因其良好的高温力学性能是高端装备制造领域的研究热点。以航空发动机为例,热截面部件需要承受 600~1400 °C 的高温^[14],常用材料为表面沉积热障涂层的镍基高温合金^[15-16]。然而,第六代航空发动机设计燃烧工况达 1800 °C 以上,材料表面需承受 1200~2000 °C 的高温^[17]。传统镍基高温合金(密度约 7.0 g/cm³)难以满足导热性和高温力学性能要求^[18]。兼具轻量化和高温承载性能连续纤维增强 SiC 复合材料(密度约 2.5 g/cm³)被视为高温合金的理想替代方案^[19]。国外研究机构如法国斯奈克玛、法国 SEP、德国宇航中心、德国西格里、美国通用电气、美国国家航空航天局等,对连续纤维增强 SiC 复合材料及构件研究已进入综合实验阶段^[11]。

制备连续纤维增强 SiC 复合材料主要包括两大步骤:纤维预制体成形和 SiC 基体致密化。纤维预制体成形方式多样,包括纤维铺层^[20-21]、纤维编织^[22-25]、纤维针刺^[26-28]等 SiC 基体致密化方法包括热等静压(hot isostatic pressure sintering, HIP)^[29]、化学气相渗透(chemical vapor infiltration, CVI)^[30]、液相渗硅(liquid silicon infiltration, LSI)^[31]和前驱体渗透热解(precursor infiltration pyrolysis, PIP)^[32]等。然而,上述传统方法难以实现高精度复杂结构的制备,且成形过程往往依赖异形模具与二次加工^[33-34],这在一定程度上制约了 SiC 复合材料的发

展和应用^[35-37]。

增材制造是一种通过逐层堆积材料实现三维构建的先进制造技术,具有制造流程短、材料利用率高与结构复杂度不受限制等优点^[38]。因此,研究者提出将增材制造连续纤维预制体及 SiC 陶瓷化工艺相结合,整体成形连续纤维增强 SiC 复合材料构件。目前,增材制造连续纤维预制体的方式主要包括熔融沉积成形(fused deposition modeling, FDM)、墨水直写(direct ink writing, DIW)和纤维自动铺放(automated fiber placement, AFP)等技术^[39-40]。在制备过程中,连续纤维按预定路径铺设,打印头将丝束压平以提高预制体层间结合质量。随后,根据纤维种类和预制体结构,选择合适的 SiC 陶瓷化工艺,实现基体致密化和复杂构件快速制备^[41-42]。增材制造技术和 SiC 复合材料均已被纳入“十四五”产业科技创新相关发展规划,是国家科研攻关与产业布局的基石^[43]。然而,增材制造连续纤维增强 SiC 复合材料的研发和应用推广仍处于初级阶段,面临诸多挑战:首先,连续纤维预制体成形是基于原有增材制造工艺,采用连续纤维丝材代替传统短切纤维丝材,因此对材料选择与制备提出新的要求;其次,由于连续纤维与 SiC 基体间缺乏界面保护,导致增材制造连续纤维增强 SiC 复合材料的力学性能低于传统工艺,需根据增材制造成形工艺不同进行相应界面调控;最后,增材制造与 SiC 陶瓷化的工艺匹配性及其理论研究尚不成熟,材料特性与工艺优化的内在机制仍不明确。

因此,本文基于材料选择与制备、界面保护与调控、工艺优化与控制 3 个维度,对增材制造连续纤维增强 SiC 复合材料的最新研究进展进行系统总结,重点阐述 FDM、DIW 和 AFP 3 种增材制造连续纤维增强 SiC 复合材料技术的研究进展,深入分析连续纤维预制体与 SiC 陶瓷化工艺的协同匹配机制及关键影响因素,并对国内外最新研究进展进行综合对比。最后,对增材制造连续纤维预制体与 SiC 陶瓷化的未来研究方向进行展望。

1 连续纤维增强 SiC 复合材料增材制造方式

1.1 增材制造连续纤维预制体

增材制造连续纤维预制体分为共挤出和非共挤出技术两大体系。共挤出技术包括 FDM 和 DIW, 由于增材制造对打印精度要求较高, FDM 和 DIW 的喷嘴直径通常设计在 3 mm 以下。为避免喷嘴堵塞并保证连续纤维预制体成形过程的连续性和工艺性, 研究者通常选择 1~6 K 的小丝束连续纤维用于丝材制备。连续纤维丝材由纤维和基体两部分构成: 纤维常选用碳纤维^[44-46]与 SiC 纤维^[47], 以保证 SiC 复合材料的高温承载性能^[48]; 基体则选用热塑性树脂或 SiC 浆料, 在打印过程中起到纤维定形与层间黏合的作用。连续纤维丝材的制备方式分为原位浸渍和预浸渍两种^[49]。DIW 所使用的陶瓷浆料不易长时间存放, 因此通常采用原位浸渍工艺; 而 FDM 所使用的热塑性树脂具有

较好的稳定性, 可采用预浸渍工艺进行丝材制备。在原位浸渍工艺中, 连续纤维和基体同步送入喷嘴, 丝材在挤出前完成浸渍包覆。丝材在送料压力、纤维-基体摩擦力和已打印丝材牵引力三者共同作用下从喷嘴挤出, 并在打印平台上黏附定形, 最终实现连续纤维预制体的成形。在预浸渍工艺中, 连续纤维和基体预先完成浸渍收卷, 在打印过程中无需考虑浸渍速率与打印速率的匹配性, 具有更高的打印效率。

非共挤出技术的研究主要集中于 AFP。AFP 工艺首先挤出陶瓷浆料形成基体层, 随后通过机械铺放系统将连续纤维片材排布于基体层表面, 纤维通过毛细渗透效应实现与基体的浸渍。逐层重复该过程, 最终实现复杂构件的成形。不同的连续纤维预制体增材制造技术各有优势, 需要结合具体的 SiC 陶瓷化工艺, 以获得连续纤维增强 SiC 复合材料。上述几类增材制造连续纤维增强 SiC 复合材料如图 1^[44,49-51]所示。

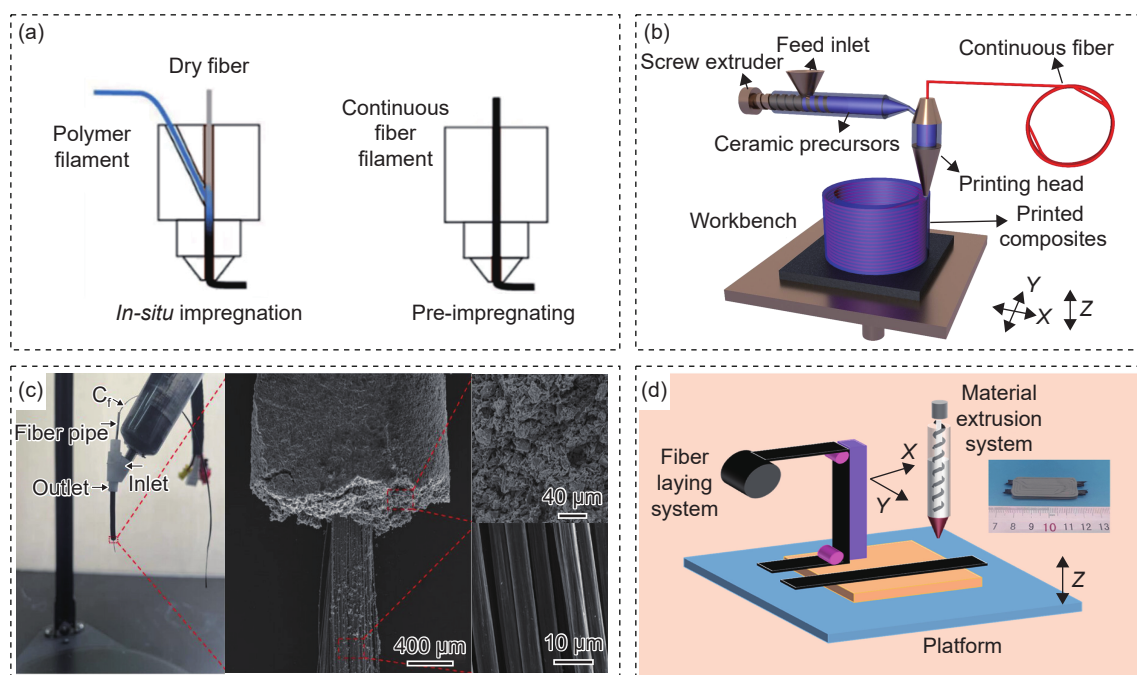


图 1 增材制造连续纤维增强 SiC 复合材料 (a) 原位浸渍与预浸渍连续纤维丝材^[49]; (b) FDM 成形连续纤维预制体^[44]; (c) DIW 成形连续纤维预制体^[50]; (d) AFP 成形连续纤维预制体^[51]

Fig. 1 Additive manufacturing of continuous fiber-reinforced SiC composites (a) *in-situ* impregnated and pre-impregnated continuous fiber filaments^[49]; (b) FDM formed continuous fiber preform^[44]; (c) DIW formed continuous fiber preform^[50]; (d) AFP formed continuous fiber preform^[51]

1.2 SiC 基体致密化

根据连续纤维预制体的成形工艺特点及复合材料在实际应用中的性能需求, 选择适配的陶瓷化工艺实现 SiC 基体致密化。常用的 SiC 陶瓷化工艺

主要包括: 化学气相渗透(chemical vapor infiltration, CVI)、液相渗硅(liquid silicon infiltration, LSI)、先驱体浸渍裂解(polymer infiltration and pyrolysis process, PIP), 如图 2 所示^[52]。以下对 3 种 SiC 陶

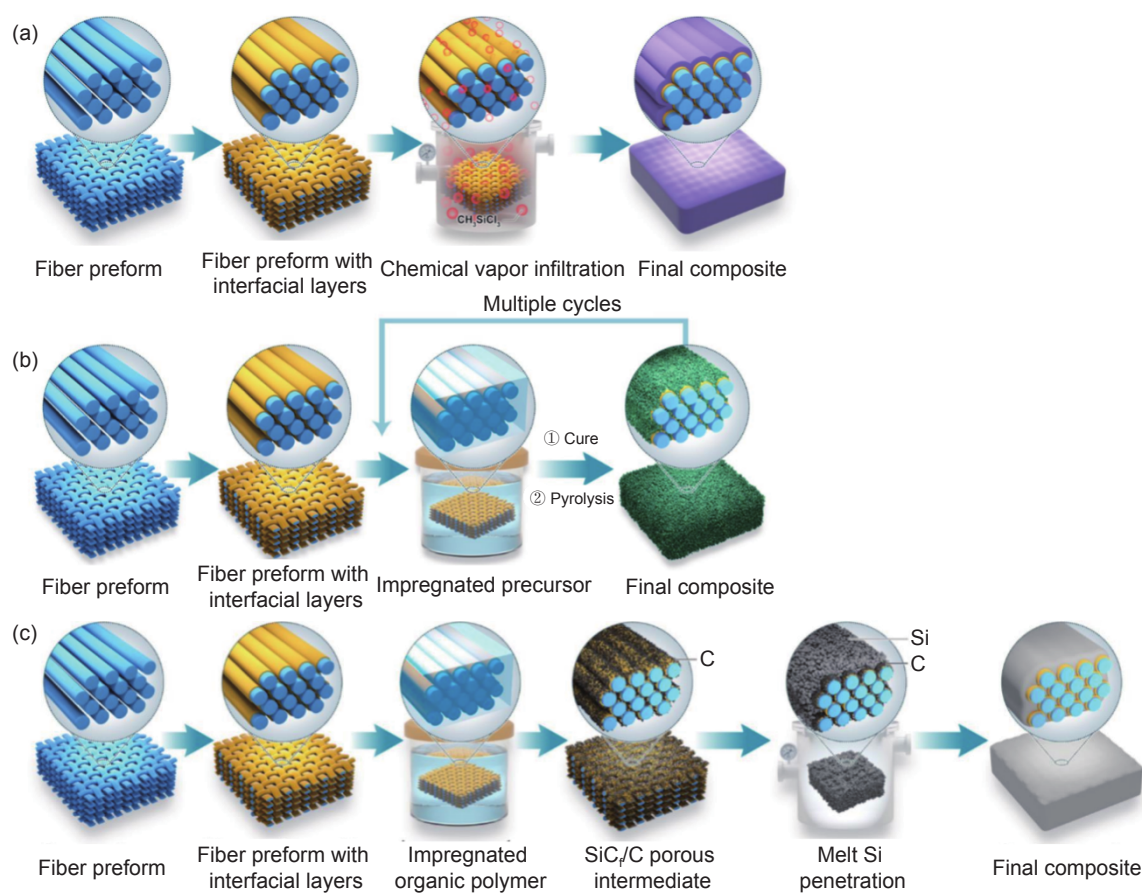


图 2 连续纤维增强 SiC 复合材料陶瓷化工艺^[52] (a)CVI; (b)PIP; (c)LSI

Fig. 2 Ceramic processing for continuous fiber reinforced SiC composites^[52] (a) CVI; (b) PIP; (c) LSI

瓷化工艺的优缺点进行比较分析。

1.2.1 化学气相渗透(CVI)

CVI 是在化学气相沉积(chemical vapor deposition, CVD)的基础上发展而来,常用于致密化多孔小尺寸的纤维预制体。与传统 CVD 仅在材料表面形成 SiC 薄层不同, CVI 侧重于气态先驱体在多孔预制体内部的浸渗与沉积。如图 2(a)所示, CVI 基本流程是将纤维预制体置于密闭沉积炉中,通入反应气体(如三氯甲基硅烷、四甲基硅烷)与载气(H_2 、Ar),在 $900\sim 1100\text{ }^\circ\text{C}$ 真空条件下,在预制体表面及孔隙内部发生裂解反应生成 SiC, SiC 不断沉积最终实现基体致密化。该工艺主要优点是:反应可在低温低压条件下进行,有效降低高温对预制体纤维的热损伤与腐蚀风险;同时减少材料内部残余应力,保障纤维预制体结构的完整性;此外,还可用于制备形状复杂、内部结构精细的 SiC 基复合材料及其构件。主要缺点是:渗透速率随着孔隙减少逐渐降低,气体的通入速率往往较小,导致生产效率低且制备成本高;气体渗透不均易导致“瓶颈效应”,材料密度梯度明显,不适合制备大厚壁($>4\text{ mm}$)构件;制备的复合材料孔隙

率较高,致密度不足,影响材料的力学性能和应用范围。

1.2.2 先驱体浸渍裂解(PIP)

PIP 是一种基于先驱体转化法发展而来的复合材料制备工艺,因工艺简单、不受尺寸限制而备受关注。如图 2(b)所示, PIP 包括有机陶瓷先驱体的浸渍和裂解两个步骤:首先,将纤维预制体在真空条件下浸渍于含碳硅的聚合物先驱体中(如聚碳硅烷、聚甲基硅烷等);随后,在小于 $1400\text{ }^\circ\text{C}$ 的保护气氛下进行裂解反应,生成 SiC 基体。通过多次 PIP 循环,最终实现 SiC 基体致密化。该工艺的主要优点是:反应对设备的要求较低,成本相对较小;工艺流程相对简便,能够制备形状复杂、接近净尺寸的连续纤维增强 SiC 基复合材料构件。主要缺点是:生成的 SiC 可能堵塞后续先驱体的通路,导致基体孔隙率较高($10\%\sim 15\%$),从而影响材料的致密性和蠕变性能;此外,由于低分子量组元分解和基体收缩等影响,先驱体热解产率较低,体积收缩率较大(可达 $10\%\sim 30\%$),通常需 $6\sim 10$ 次循环才能实现较高致密化,导致制备周期较长。

1.2.3 液相渗硅(LSI)

LSI 常用于快速制备大尺寸和复杂薄壁结构的 SiC 复合材料。如图 2(c)所示, LSI 基本流程是在真空条件下将固态硅加热至 1500~1700 ℃ 熔融, 液态硅在毛细作用下, 渗透经增碳处理的连续纤维预制体中, 通过 Si-C 化合反应生成 SiC, 实现基体致密化。液相渗硅的渗透机制受孔隙形态、尺寸以及化合反应进程的影响, 并伴随着体积变化。该工艺的主要优点是: 工艺简单、生产效率高、制备成本低, 并且所制备复合材料结构致密, 孔隙率小于 5%。主要缺点是: 在高温条件下 Si-C 化合反应将释放热量, 易引发预制体中纤维的腐蚀和热损伤; 此外, 基体中残留的游离硅会显著降低复合材料的韧性、耐火性及抗蠕变性能。

SiC 陶瓷化工艺不同直接影响连续纤维增强 SiC 复合材料的密度、孔隙率、微观形貌和力学

性能。此外, 在 SiC 基体致密化过程中, 需综合考虑物理-化学条件对预制体中纤维造成的损伤。上述 3 种 SiC 陶瓷化工艺的性能和特点见表 1^[53]。从温度角度看, CVI 和 PIP 工艺的制备温度较低, 对纤维的保护性较好, 但制备周期较长, 且难以实现 SiC 基体完全致密化, 导致复合材料密度及力学性能偏低; 相对而言, LSI 工艺具有基体致密化程度高、制备周期短、成本低等优点, 但其较高的反应温度容易对增强纤维造成热损伤, 对纤维/基体界面的保护性设计提出较高要求。为了发挥各工艺优势, 可采用多工艺结合实现 SiC 基体致密化。例如, 首先使用 CVI 法在预制体中形成纤维界面层, 再利用 PIP 填充预制体的孔隙, 最后辅以 CVI 或 LSI 工艺实现高效致密化。多工艺组合可有效缩短制备时间, 提高复合材料的密度和性能。

表 1 连续纤维增强 SiC 复合材料陶瓷化工艺对比^[53]
Table 1 Comparison of ceramic processing for continuous fiber reinforced SiC composites^[53]

Process	Density/(g · cm ⁻³)	Bending strength/MPa	Porosity/%	Temperature/℃	Period	Cost
CVI	2.0-2.3	200-350	5-10	900-1100	Long	High
PIP	1.9-2.2	150-300	5-15	1100-1200	Medium	Medium
LSI	2.3-2.5	300-450	<5	1500-1700	Short	Low

Note: The density, flexural strength and porosity of continuous fiber reinforced SiC composites are significantly influenced by fiber content and interface conditions, etc. The above data range is for reference only.

2 FDM 成形原理及工艺

FDM 技术的成形原理(图 1(b))为: 连续纤维丝材通过加热喷嘴熔融树脂基体, 与已打印部分黏结, 并为后续材料的挤出提供牵引力; 同时, 丝材内树脂冷却定形, 起到支撑与固定纤维的作用, 实现预制体成形。由于树脂基体占预制体体积分数 50% 以上, 在陶瓷化处理前需要进行脱脂处理, 避免残留树脂对 SiC 基体造成影响^[54]。

2.1 丝材选择与制备

Mei 等^[44]于 2018 年首次提出使用 FDM 技术制备碳纤维增强 SiC 复合材料, 并研究两种原位浸渍丝材对连续纤维预制体和 SiC 陶瓷工艺的影响。一种是直接挤出陶瓷先驱体进行 FDM 打印, 作为对照组; 另一种则是将陶瓷先驱体与热塑性树脂混合后, 原位浸渍包覆碳纤维, 以适配 FDM 打印工艺。研究表明, 陶瓷先驱体无法与碳纤维直接进行原位浸渍, 而热塑性树脂是实现纤维原位浸渍

的关键因素。此外, 采用 CVI 工艺完成 SiC 基体致密化后, 连续碳纤维增强 SiC 复合材料的弯曲强度提高至 120.2 MPa, 比无纤维增强的对照组提高约 760%。然而, 原位浸渍受给料方式与速率、树脂流变性与浸渍性、喷嘴温度和挤出压力等因素影响, 工艺较为复杂^[55]。存在纤维与树脂基体浸渍效果差、结合不紧密等问题, 导致打印过程中纤维脱离基体并引发局部应力集中, 影响后续 SiC 基体致密化。相比之下, 预浸渍丝材降低工艺复杂度的同时拓宽了工艺窗口, 可有效提升纤维分布均匀性和工艺稳定性, 进而增强复合材料的性能。Nie 等^[56]选择碳纤维/聚对苯二甲酸乙二醇酯(C_f/PETG)和碳纤维/聚乳酸(C_f/PLA)两种连续纤维预浸渍丝材, 研究不同树脂基体对连续纤维预制体及最终 SiC 复合材料力学性能的影响。在相同的打印参数下, C_f/PETG 和 C_f/PLA 预制体的体积密度分别为 0.84 g/cm³ 和 0.92 g/cm³, 三点弯曲强度分别为 76.34 MPa 和 155.83 MPa。经 SiC 基体致密

化处理后, PETG 和 PLA 所制备的 C_f/SiC 复合材料的体积密度分别为 2.18 g/cm^3 和 2.24 g/cm^3 , 三点弯曲强度分别为 24.93 MPa 和 47.73 MPa , 断裂韧性分别为 $0.76 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 和 $0.98 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 。PETG 组力学性能低于 PLA 组是由于 PETG 和 PLA 的残碳率分别为 9.9% 和 0.48%, PETG 脱脂热解后产生大量热解碳 (pyrolytic carbon, PyC) 导致 SiC 基体相的含量降低, 从而对力学性能产生负面影响。此外, 连续纤维增强的选择直接影响复合材料力学性能。相比于碳纤维在空气环境中约 450°C 开始氧化^[57-58], SiC 纤维兼具优异的抗氧化

性能和与 SiC 基体的良好相容性。SiC 纤维增强 SiC 复合材料被认为是下一代热截面部件的理想增强材料^[59-60]。Liu 等^[47] 选择 SiC 纤维作为增强相以提高 SiC 陶瓷的强度和韧性, 如图 3 所示。研究表明, 连续 SiC 纤维增强 SiC 复合材料具有 398 MPa 的弯曲强度和 $10.79 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 的断裂韧性。SiC 纤维的引入为连续纤维增强 SiC 复合材料的增材制造提供材料基础。通过采用合适的陶瓷化工艺, 所制备的复合材料可为航空航天、核能等领域的高温部件快速制造提供高效的解决方案。

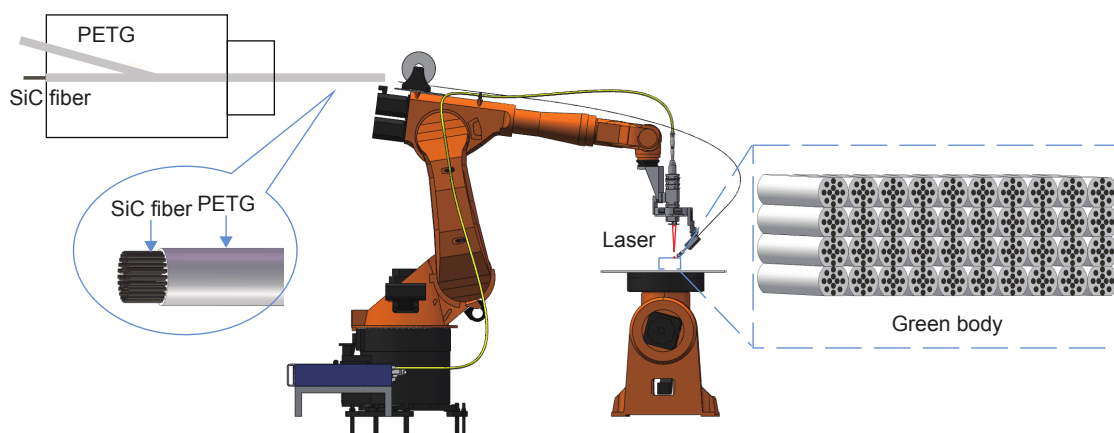


图 3 原位浸渍制备连续 SiC 纤维丝材与增材制造成形连续 SiC 纤维预制体^[47]

Fig. 3 In-situ impregnation preparation of continuous SiC fiber filaments and additive manufacturing of continuous SiC fiber preforms^[47]

2.2 界面保护与调控

FDM 成形连续纤维预制体后, 主要通过气相或液相向预制体内部渗透以实现 SiC 基体致密化, 但该工艺存在一定局限性。连续纤维与 SiC 基体直接接触将形成强结合界面, 反而抑制纤维增韧机制。同时, 受渗透梯度影响, 内部纤维常出现包覆不连续现象, 并形成封闭孔隙和界面缺陷。在外部载荷作用下, SiC 基体无法有效将力传递至连续纤维, 难以充分发挥增强增韧作用^[55]。此外, 致密化过程中所需的高温环境及基体侵蚀还可能对连续纤维造成物理或化学损伤。因此, 有必要对连续纤维进行界面保护与调控^[61-62]。FDM 制备连续纤维增强 SiC 复合材料的理想流程为: 首先在纤维表面包覆如 PyC、SiC 或 BN 等界面层, 随后浸渍树脂基体制备连续纤维丝材, 最终实现预制体成形。然而, 由于上述界面层为脆性陶瓷材料, 在树脂浸渍及丝材收卷过程中易发生破裂, 影响纤维连续性和丝材制备效率。此外, 在打印过程中丝材受喷嘴挤压也将导致界面层破损。因此, FDM 工艺在预制

体成形并去除树脂基体后, 再对纤维进行界面保护处理。Yan 等^[63] 在进行预制体脱脂处理后, 采用 CVI 工艺在碳纤维表面沉积 PyC 保护层。如图 4 所示, 碳层厚度为 $150 \sim 250 \text{ nm}$, 形成的界面层在 CVI 过程中发挥了保护纤维并削弱界面结合作用。在载荷作用下, PyC 界面层使纤维能够有效承受并传递力。纤维的脱粘、断裂和拔出机制有效减缓裂纹的扩展, 从而发挥了纤维的增强和增韧作用, 最终使复合材料的弯曲强度提高约 203%。然而, FDM 成形的预制体中树脂基体的体积分数较高 ($>50\%$), 使得脱脂工艺难以将其完全去除, 残余树脂会阻碍界面层对每根纤维的完整包覆, 从而影响界面调控效果。因此, 提高脱脂效率以彻底去除树脂基体, 并增强纤维束的分散性, 是实现高质量纤维界面包覆的关键。

2.3 SiC 陶瓷化与工艺优化

PIP 工艺中使用的 SiC 前驱体的陶瓷转化率通常低于 85%, 且在 SiC 陶瓷化过程中有机物的裂解会导致材料形变^[64]。为提高复合材料的致密性, 通

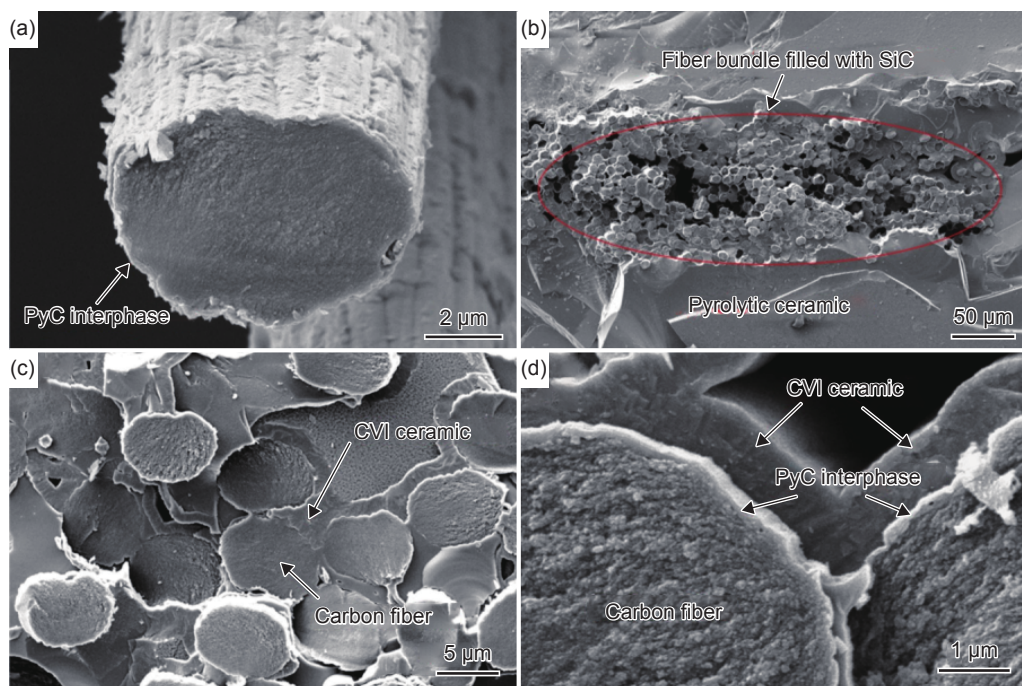


图4 连续纤维增强 SiC 复合材料微观结构^[63] (a)PyC 包覆单根碳纤维; (b)SiC 复合材料横截面; (c)横截面各组分结构; (d)碳纤维表面 PyC 界面层

Fig. 4 Microstructures of continuous fiber reinforced SiC composites^[63] (a) PyC coating on a single carbon fiber; (b) cross-section of SiC composite; (c) interface structure of each component; (d) PyC interface layer on C_f surface

常需进行多次 PIP 循环以填补孔隙, 提高材料的密度^[65]。然而, 随着 PIP 循环次数的增加, 坯料内部的开放孔隙会转变为封闭孔隙, 后续的 PIP 循环难以进一步降低复合材料的孔隙率^[66]。孔隙率和体积密度与连续纤维增强 SiC 复合材料的致密度和热力学性能直接相关, 因此, 研究陶瓷化过程中的显气孔率及密度随陶瓷化周期的变化规律是必要的^[67]。

聂翔^[53]用聚碳硅烷 (polycarbosilane, PCS) 作为前驱体, 通过 9 次 PIP 循环实现 SiC 基体致密化, 研究连续纤维预制体研究 PIP 工艺次数对复合材料显气孔率和密度的影响。研究表明, 显气孔率随着 PIP 周期次数的增加而逐渐下降, 但超过 3 次 PIP 后, 显气孔率下降速率减缓, 体积密度随着 PIP 周期次数的增加而上升, 但在进行超过 3 次 PIP 后, 密度提升趋于平缓, 说明前 3 次 PIP 是决定材料形变与性能的主要因素。Cheng 等^[45]进行 7 次 PIP 循环致密化碳纤维预制体, 前 3 次 PIP 循环后, 复合材料的显气孔率分别为 37.3%、30.9% 和 25.5%。随着 PIP 循环次数的累积, SiC 基体形成, 将堵塞下一次 PCS 前驱体的浸渍通道, 不仅降低基体致密化速率, 还增加了后续基体致密化的难度。为解决这一问题, 研究者采用了阶梯式热解温度, 即每进行两次热解后, 使用较高的热解温度以打开

基体的封闭通道。经过此处理, 最终连续碳纤维增强 SiC 复合材料的显气孔率降至 18.4%, 体积密度提高至 2.89 g/cm^3 , 弯曲强度和断裂韧性可分别达到 218.1 MPa 和 $9.40 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 。由于陶瓷产率有限, PCS 陶瓷前驱体并不是 C_f/SiC 复合材料的理想原料, 高陶瓷转化率前驱体的研究需进一步深入。Yan 等^[63]研究 CVI 后处理时间对 FDM 打印连续纤维增强 SiC 复合材料致密化程度和力学性能的影响。研究表明, 延长 CVI 处理时间有助于减少复合材料的孔隙率, 显著提升致密度和力学性能, 如图 5 所示。随着 CVI 处理时间的增加, 复合材料的孔隙率逐渐降低, 弯曲强度和弯曲模量显著提高^[63]。未经 CVI 处理的 SiC 复合材料的弯曲强度为 33.5 MPa , 模量为 4.7 GPa 。经过 320 h CVI 致密化后处理后, 材料的弯曲强度和模量分别提高了约 207% 和 540%。

3 DIW 成形原理及工艺

DIW 技术由美国桑迪亚国家实验室的 Cesarano 等^[68-69]提出, 如图 1(c)^[50]所示。该技术通过将陶瓷粉体、溶剂与黏结剂混合成浆料^[70], 与连续纤维进行原位浸渍, 利用纤维与浆料间的摩擦实现挤出与打印成形^[71-72]。与 FDM 技术不同, DIW 不涉及

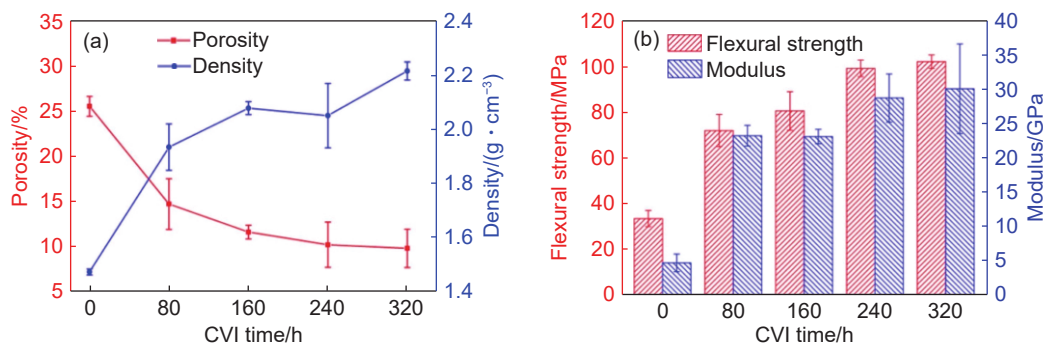


图5 连续纤维增强 SiC 复合材料随 CVI 时间增加力学性能变化^[63] (a)孔隙率与密度; (b)弯曲强度与模量

Fig. 5 Mechanical properties of continuous fiber reinforced SiC composites with increasing CVI times^[63] (a) porosity and density; (b) flexural strength and modulus

热塑性树脂的熔融黏结过程,而是依靠浆料的假塑性以保持预制体形状。研究表明^[70-73],连续纤维预制体中 SiC 陶瓷粉体含量直接影响后续基体致密化的工艺复杂程度;采用连续纤维与浆料的同步挤出的方式有助于提高样件的一致性,而浆料流量等工艺参数则对成形精度具有决定性影响;此外,打印过程中的参数(如压力和速率)以及环境条件(如温度和湿度)对坯体成形也有显著影响。当前 DIW 技术的研究重点主要集中在 SiC 陶瓷浆料改性、界面保护以及工艺参数优化等。

3.1 浆料制备与流变特性

在 DIW 过程中,陶瓷浆料的性质如黏度、触变性和黏弹性等因素决定了连续纤维预制体是否能够成功打印^[51-73]。为解决陶瓷浆料的高黏度问题, Li 等^[55] 在 DIW 的陶瓷浆料中加入聚电解质配合物 (polyelectrolyte complexes, PECs) 作为流变改性剂,进一步优化陶瓷浆料的成形稳定性和打印精度。PECs 是含有可电离基团的聚合化合物,改变其聚阳离子与聚阴离子的摩尔比可对陶瓷浆料的相行为产生显著影响,相行为的转变反映了流动性的变化。研究表明,通过调节 PECs 的摩尔比、pH 值和聚电解质浓度,可精确调控陶瓷浆料的流变特性。此外,研究者采用多尺寸 SiC 粉末的陶瓷浆料减少了颗粒间的相互作用,提升陶瓷浆料的固体负载能力。优化后的陶瓷浆料的最大固载量达到了 63% (体积分数),显著提升了 DIW 打印过程中的浆料成形性。SiC 陶瓷浆料的流变特性显著影响连续纤维预制体的结构和性能。连续纤维在 DIW 过程中受到的挤出力主要源于纤维与浆料之间的静摩擦力,该力与浆料的黏度密切相关。由于浆料的流变性直接决定了纤维的挤压行为,因此,调控浆料的流变特性对于确保打印过程中纤维的精准铺设和结构一致性至关重要。Chen 等^[71] 使

用羧甲基纤维素作为黏结剂,研究了不同黏结剂含量对浆料流变特性的影响,并采用 Herschel-Bulkley 模型量化 SiC 陶瓷浆料的假塑性行为。研究表明,随着黏结剂含量的增加, SiC 陶瓷浆料的黏度显著增大,导致其在无剪切应力条件下的流动性明显降低,这主要源于黏结剂分子间相互作用的增强。SiC 陶瓷浆料表现出剪切变稀的非牛顿流体特性,该流变行为使其在挤压过程中能够顺利通过喷嘴并迅速恢复黏度。此外,当黏结剂含量较高时,浆料与连续纤维束之间的摩擦力增大,有效提升了打印样品的结构一致性。因此,选择使用含 0.4% (质量分数) 黏结剂的 SiC 浆料可以更好地实现连续纤维束的打印。

对于 SiC 陶瓷浆料,范德瓦耳斯力、静电排斥力和位阻效应对陶瓷粉体在悬浮液中的分散稳定性起着重要作用。zeta 电位反映了油墨中粉末粒子之间的静电排斥程度。在悬浮液中,较大的 zeta 电位通过抑制粉末颗粒团聚,促进粉末在油墨中的均匀分布。相反,当 zeta 电位较小时,粉末间的斥力小于引力,导致颗粒聚集并形成结块,进而降低粉末分散的稳定性,最终导致沉淀现象的发生。Chen 等^[71] 通过调整 zeta 电位优化 SiC 陶瓷浆料的打印性能与稳定性。研究发现,随着 SiC 陶瓷浆料 pH 值的增加, zeta 电位逐渐降低,直到 pH 值达到 11 时, zeta 电位趋于稳定且不再明显变化。此外, pH 值对 SiC 油墨的黏度有显著影响,当 pH 值为 11 时,油墨的黏度最小,此时 SiC 陶瓷粉末与烧结剂粉末在油墨中的分布较为均匀。研究通过优化 zeta 电位和 pH 值,成功制备出固含量为 80% (质量分数) 的 SiC 陶瓷浆料,显著提高 C_f/SiC 复合材料的生坯密度和烧结密度,从而提升了最终复合材料的力学性能。

打印浆料中固含量增加往往影响多种属性。

Liu 等^[50] 使用 DIW 与 LSI 制备 C_f/SiC 复合材料, 选择炭黑作为打印浆料的主要成分, 用于 LSI 增碳处理, 研究炭黑含量对共挤出连续碳纤维丝材质量的影响。由于炭黑粉末具有较大的表面能, 导致炭黑粉末容易聚集。因此, 打印浆料的黏度随炭黑含量的增加而迅速增加。炭黑粉末含量的增加缩短了颗粒表面之间的距离并增加了浆料的黏度, 将有助于保持共挤出碳纤维丝材的形状, 提高后续样品的力学性能。但过高的炭黑含量也会导致浆料的稳定性较差与挤出困难, 容易发生长丝的“拖拽”和“堆积”现象, 降低印刷精度和表面质量。因此, 对丝材成形性与打印稳定性进行综合考量, 炭黑的含量为 62.5 % (质量分数) 时 DIW 效果最优。

打印温度是影响 SiC 陶瓷浆料流变行为的重要因素, Li 等^[74] 研究了 DIW 打印温度对连续纤维挤出效果的影响。SiC 陶瓷浆料在较高温度下可维持黏流态, 当温度降低到一定值时, 迅速从黏流态转变为玻璃态, 模量随温度降低发生显著变化。此外, SiC 陶瓷浆料在与冷基材接触时模量发生快速变化, 影响与连续纤维束共挤出效果。因此, 维持喷嘴温度有利于保持浆料流动性与共挤出连续纤维。

李赛等^[75] 使用同轴喷嘴研究 SiC 陶瓷浆料固含量与浆料流量速率比对连续纤维挤出效果的影响。研究表明随固相含量提高, 浆料的自稳定性先增大后减小, 当固相体积分数为 45% 时, 其稳定性最好。此外, DIW 的扫描速率与浆料的挤出流量是一组耦合参数, 当扫描速率从 2 mm/s 升至 16 mm/s,

挤出丝宽从 2.12 mm 降至 1.675 mm, 丝宽与扫描速率负相关。当挤出流量从 0.05 mL/min 升至 0.35 mL/min, 挤出丝宽从 0.5 mm 增至 1.44 mm, 丝宽与挤出流量正相关。虽然研究者对浆料制备与流变特性进行系统研究, 但是 DIW 在打印精度上仍存在一定局限性。通过 DIW 进行增材制造的制件形状精度较差, 限制其在精密领域中高温构件的应用。

3.2 界面保护与调控

DIW 将连续纤维与陶瓷浆料进行原位浸渍, 共挤出成形预制体, 随后直接进行 SiC 陶瓷化制备复合材料, 如图 6^[75] 所示。由于纤维与陶瓷基体直接接触, 在载荷作用下裂纹在脆性陶瓷基体中沿直线扩展, 将导致纤维过早断裂; 当存在界面层时, 裂纹会沿界面层进行多次偏转, 延长扩展路径并消耗更多能量^[76]。通过在纤维表面形成界面层, 可以有效提高复合材料力学性能。然而, 浆料的阻隔作用导致预制体成形后难以进行有效的界面处理, 因此须在浆料浸渍之前对纤维进行界面包覆。在增材制造过程中, 连续纤维丝材通过打印喷嘴与基板形成一个角度, 并且连续纤维路径拐角处将形成一个小的曲率半径, 两角度叠加导致包覆有脆性涂层的纤维易发生断裂。因此, 开发具有一定柔性的界面层, 以适应打印过程中的纤维弯折与路径变化, 是提升打印质量的关键手段。Liu 等^[46] 研究碳纤维表面涂层厚度对 C_f/ZrB_2-SiC 复合材料弯曲强度的影响, 如图 7 所示。CVD 法生长的碳涂层较为坚

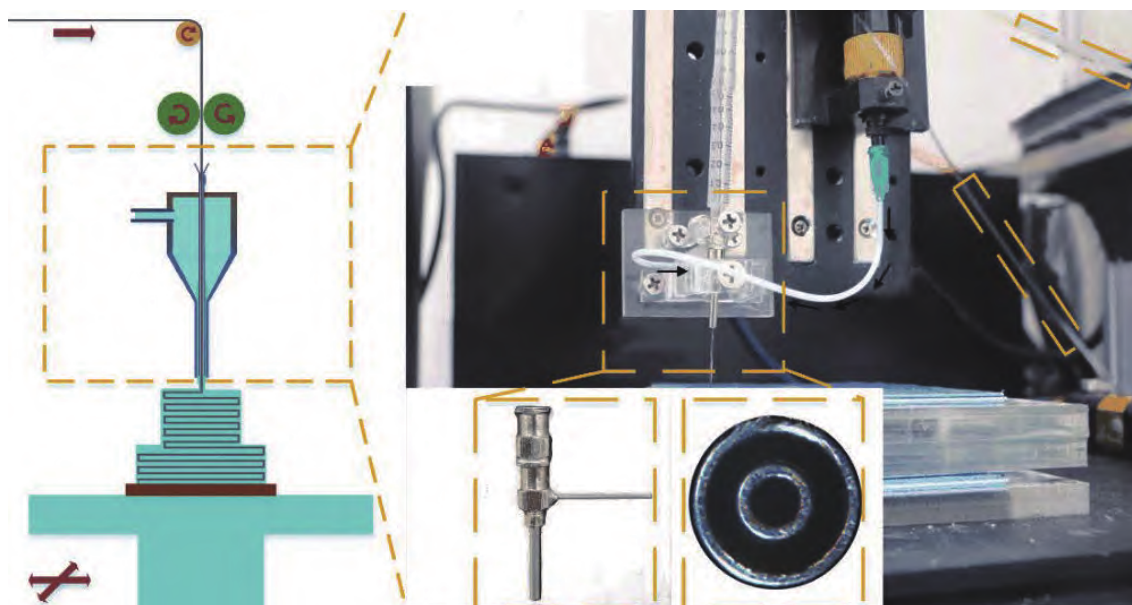


图 6 连续碳纤维增强 SiC 复合材料直写成形^[75]

Fig. 6 Continuous C_f reinforced SiC composites by direct ink writing^[75]

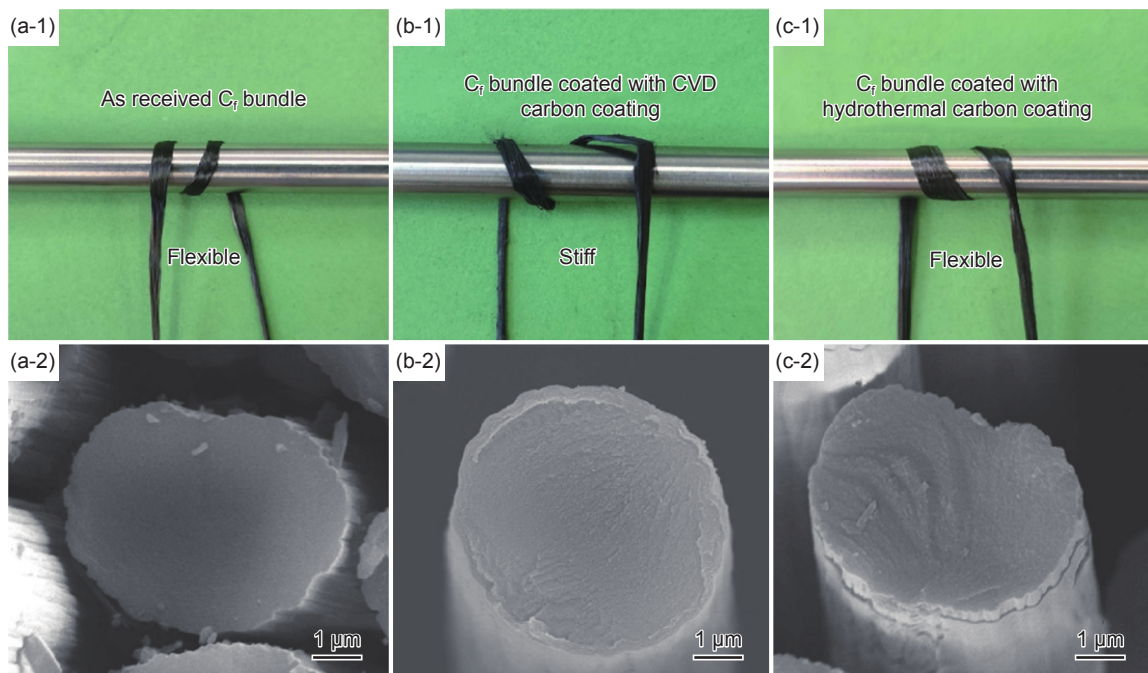


图 7 碳纤维表面涂层影响^[46] (a)未处理; (b)CVD 法制备的碳包覆碳纤维; (c)水热碳化法制备的碳包覆碳纤维; (1)宏观形貌; (2)微观结构

Fig. 7 Influence of carbon fiber surface coating^[46] (a) uncoated C_f ; (b) carbon coating coated C_f prepared by CVD; (c) hydrothermal carbon coating coated C_f ; (1) macroscopic morphology; (2) microstructure

硬, 缺乏活性基团, 且与 DIW 工艺匹配性较差。相比之下, 通过水热碳化法在碳纤维表面沉积柔性碳涂层可以更好地发挥碳纤维的增韧作用, 减少 SiC 陶瓷化过程中对碳纤维的高温损伤。随着涂层厚度的增加, 纤维与基体之间的界面结合增强, 复合材料内部的微裂纹数量减少, 弯曲强度显著提高。加入约 110 nm 厚度的碳界面后, C_f/ZrB_2-SiC 复合材料的弯曲强度、断裂韧性和断裂功分别提高到 388.3 MPa、 $10.04 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 和 2380 J/m^2 。然而, 过厚的碳涂层会导致应力集中, 影响复合材料的力学性能, 导致弯曲强度、断裂韧性和断裂功下降。此外, 尽管碳涂层厚度对纤维体积和相对密度的影响较小, 但它对复合材料的热稳定性有显著影响。适当厚度的涂层能够减少热量传递, 减小温度梯度引起的应力。通过精确控制涂层厚度, 可以优化 SiC 复合材料的力学性能和热稳定性, 满足不同应用需求。

3.3 打印参数优化与 SiC 陶瓷化

目前的研究主要集中在通过优化打印参数以提高打印结构的精度, 关于调整打印参数提升连续纤维增强陶瓷复合材料力学性能的研究较为匮乏。

Huang 等^[41] 采用流场模型研究不同打印参数对浆料流速分布的影响, 并探讨了喷嘴尺寸对 C_f/SiC 复合材料力学性能的作用。通过有限元模拟分

析浆料与纤维束之间的流变特性及流固耦合作用。仿真结果表明, 最佳纤维喷嘴插入角为 60° 。此外, 减小浆料喷嘴的直径增强了挤压作用, 有助于提高浆料对纤维束的覆盖并减少复合材料内部孔隙。当喷嘴直径从 2.20 mm 减小至 1.55 mm 时, 复合材料的相对密度从 60.83% 提高至 77.36%, 弯曲强度从 28.60 MPa 增加至 113.17 MPa。通过优化纤维喷嘴参数, 能够有效填充共挤出连续纤维丝材间隙并减少气孔, 显著提升 C_f/SiC 复合材料的密度、强度及断裂韧性。Liu 等^[46] 采用低温热压技术提高了连续纤维预制体的相对密度和力学性能。 C_f/ZrB_2-SiC 复合材料的弯曲强度、断裂韧性和断裂功分别达到 388.3 MPa、 $10.04 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 和 2380 J/m^2 , 但热压烧结不适用成形复杂构件, 应用前景有限。

4 AFP 成形原理及工艺

FDM 与 DIW 技术使用原位浸渍或预浸渍连续纤维丝材, 浸渍过程发生在喷嘴内部或进入喷嘴前。纤维与聚合物或浆料的同步挤出限制了纤维束的宽度, 导致预制体的纤维含量较低。如图 1 (d)^[51] 所示, AFP 技术解耦了纤维铺放与基体成形两个关键工序: 通过铺设系统实现连续纤维定向铺放, 同步配合浆料打印系统实现基体成形。该工艺

优化了纤维铺放过程中的浸渍步骤,降低各工艺参数间的相互影响。AFP 技术不受喷嘴尺寸限制,可以使用连续纤维带材或片材设计路径直接铺放,有效提高纤维含量和生产效率。该技术特别适用于制造大型高纤维含量的 SiC 复合材料预制体。当前,国内外研究集中于连续纤维片材间距、陶瓷层打印厚度及陶瓷化工艺参数对连续纤维增强 SiC 复合材料性能的影响。

4.1 浆料选择与界面保护

相比于 DIW, AFP 无需考虑纤维与浆料在喷嘴内的流变特性,对各类陶瓷粉末的选择没有严格限制,适用于多组分陶瓷基复合材料的制备。Zhang 等^[77]通过 AFP、DIW 与 PIP 三种工艺结合方式制备连续碳纤维增强高熵 SiC 复合材料。DIW 打印浆料的主要成分为高熵碳化物(high entropy carbide ceramic, HEC)、SiC 粉、黏结剂与分散剂,研究不同 HEC 含量对复合材料力学性能的影响。结果表明,随着 HEC 含量的增加, C_f/HEC-SiC 复合材料的力学性能先增加后下降,最大弯曲强度、断裂韧性和拉伸强度分别为 183.7 MPa、14.6 MPa·m^{1/2} 和 98.4 MPa。此外,在界面保护方面,AFP 将连续纤维带材与陶瓷浆料分别铺放,成功规避树脂(FDM)或陶瓷浆料(DIW)在喷嘴中的浸渍问题,使得界面保护可在预制体成形前直接进行,具备更大的设计自由度。Zhang 等^[77]在连续纤维片材自动铺放前,采用硼酸-尿素法在连续纤维带材表面形成氮化硼保护层,氮化硼界面层降低了纤维与基体之间的界面结合力,保护纤维免受高温陶瓷化过程损伤,提升了复合材料的整体稳定性和力学性能。

4.2 打印参数优化与 SiC 陶瓷化

纤维与基体的含量是决定连续纤维增强 SiC 复合材料力学性能的关键因素之一。在 AFP 打印过程中,通过调节连续纤维铺放间距和打印陶瓷层的高度,可以有效控制纤维含量,从而调节复合材料的力学性能。通过优化纤维的分布和基体的厚度,可以实现材料的性能优化,提升复合材料的弯曲强度、断裂韧性等力学性能,满足不同应用需求。

Wang 等^[72]通过 AFP 技术和 PIP 陶瓷化工艺制备 C_f/SiC 复合材料。由于连续碳纤维的引入, PIP 工艺难以完全填充纤维空隙,导致材料的显气孔率与密度降低,但纤维铺放间距对两者影响不大。随着纤维铺放间距减小, C_f/SiC 复合材料的弯曲强度表现出先增大后减小的趋势,当相邻连续碳纤维间距为 5.0 mm 时,弯曲强度与断裂韧性达到

最大值,分别为 217.16 MPa 与 13.55 MPa·m^{1/2}。当连续纤维铺设间距进一步减小,导致上下层 SiC 基体层接触面积较小。虽然连续碳纤维的断裂和拔出会消耗断裂能,但连续纤维的引入也可能带来更多的缺陷,导致弯曲强度开始下降。在层间载荷作用下,无纤维对照组的裂纹呈线性扩展,断口表面光滑,表现出典型的脆性断裂。连续纤维的引入,使裂纹呈阶梯状扩展,裂纹偏转后水平扩展,导致 SiC 基体层间分离, SiC 复合材料断裂韧性较无纤维组提高约 3 倍。Wang 等^[78]研究陶瓷层高度对 AFP 打印 C_f/SiC 复合材料密度和力学性能的影响。随着陶瓷层高度增加,可有效减小连续碳纤维与 SiC 陶瓷基体之间的间隙,进而提高密度并降低孔隙率。然而,纤维含量的减少使 SiC 复合材料的弯曲强度和断裂韧性呈现先提升后下降的趋势。当陶瓷层高度为 0.75 mm 时,弯曲强度与断裂韧性达到最大值,分别为 288.49 MPa 与 15.19 MPa·m^{1/2}。随陶瓷层高度增加至 1.25 mm 时,由于连续纤维含量的减少和界面结合强度的减弱, SiC 复合材料的弯曲强度下降到 156.18 MPa。随后,通过拟合二维抛物线方程研究连续纤维带材间距和陶瓷层高度对连续纤维增强 SiC 复合材料弯曲强度与断裂韧性的影响,发现 SiC 浆料打印高度对力学性能的影响更加显著。

5 性能对比

以上 3 种典型连续纤维增强 SiC 复合材料增材制造工艺各具特点,本节对国内外最新研究进展进行了综合对比,如表 2^[41,44-47,50,56,63,71-72,74,77-81]所示,增材制造成形复合材料的力学性能均低于传统连续纤维编织工艺制备的复合材料。

在 FDM 技术中,丝材中的树脂起到黏结定形作用。成形的连续纤维预制体中树脂基体的体积分数通常超过 50%,需进行额外的脱脂步骤,以保障后续 SiC 陶瓷化工艺顺利进行。在脱脂过程中,树脂熔融聚集并发生碳化收缩,在预制体内部形成闭孔并导致纤维团聚。闭孔的存在直接影响纤维界面保护效果和 SiC 基体的致密化效率,并且纤维团聚引发应力集中也会显著削弱复合材料的力学性能。因此,提高丝材中的纤维体积分数、去除树脂基体以及优化纤维的分散性,是提升 FDM 制备 SiC 复合材料力学性能的关键途径。

在 DIW 技术中,纤维浸渍效果受 SiC 陶瓷浆料的流变特性如黏度、触变性和黏弹性等多重因素

表 2 增材制造连续纤维增强 SiC 陶瓷基复合材料性能对比^[41,44-47,50,56,63,71-72,74,77-81]

Table 2 Comparison of the mechanical properties of fiber reinforced SiC ceramic matrix composites^[41,44-47,50,56,63,71-72,74,77-81]

Fiber impregnation method	Process	Interfacelayer	Mechanical property	
			Flexural strength/MPa	Fracture toughness/(MPa·m ^{1/2})
<i>In-situ</i> ^[44]	FDM+PCS		120.2	
<i>In-situ</i> ^[63]	FDM+PCS+CVI	PyC	102.2	
Pre ^[56]	FDM+PIP		93.8	2.0
Pre ^[45]	FDM+PIP	PyC	218.1	9.4
Pre ^[47]	FDM+LSI	SiC	398.0	10.8
<i>In-situ</i> ^[79]	DIW+SPS	SiC	232	
<i>In-situ</i> ^[71]	DIW+SPS		219	
<i>In-situ</i> ^[41]	DIW+SPS		113.2	
<i>In-situ</i> ^[74]	DIW+PIP		149.1	5.3
<i>In-situ</i> ^[80]	DIW+CVI		108.6	16.5
<i>In-situ</i> ^[50]	DIW+LSI		161.6	3.7
<i>In-situ</i> ^[46]	DIW+HP	PyC	388.3	10.0
Post ^[81]	AFP+LSI		234.9	
Post ^[77]	AFP+PIP	BN	183.7	14.6
Post ^[72]	AFP+PIP		217.16	13.6
Post ^[78]	AFP+PIP		288.49	15.2

影响。为提高陶瓷浆料浸渍效果,纤维体积分数通常设定较低。浆料不易保存的特性导致 DIW 多采用原位浸渍的方案,如图 1(c)^[50]与图 5(b)^[63]所示,挤出作用导致纤维聚集在已挤出丝材内部,进而最终复合材料存在应力集中问题。此外,由于陶瓷浆料包覆无法在连续纤维预制体成形后进行界面保护。改变陶瓷浆料流变特性与纤维分散性,可进一步提高复合材料力学性能。

在 AFP 技术中,连续纤维片材与陶瓷基体交替铺放,有效避免 FDM 和 DIW 中丝材共挤出导致纤维团聚问题,且所成形的预制体具有较高的纤维体积分数,因此复合材料综合力学性能较优。然而,由于陶瓷浆料仅依靠毛细作用浸渍连续纤维片材,导致浸渍程度不充分,易在片材内部形成较大孔隙。通过提升陶瓷浆料的浸渍效果,有望进一步增强复合材料的致密性与力学性能。

6 展望

增材制造连续纤维增强 SiC 复合材料在复杂结构构件制备方面展现出显著潜力,但其综合性能仍受多种因素影响,如打印工艺选择、纤维界面保护

与陶瓷化致密处理等。当前相关机制研究仍不充分,尤其在缺陷形成及陶瓷致密化方面仍面临诸多挑战。此外,与传统制备工艺相比,增材制造工艺在成形精度、力学性能和致密度方面仍有较大提升空间。

在材料选择方面,现有研究主要采用碳纤维作为增强相,其在陶瓷化处理后受物理化学损伤,导致力学性能明显下降,影响最终复合材料力学性能。相比之下, SiC 纤维因具备优异的耐高温性、抗氧化性及与基体的良好相容性,可显著提升复合材料的高温力学能,是未来研究的重要方向。

在增材制造工艺方面,各类打印技术均存在一定局限性。DIW 与 AFP 技术中,陶瓷浆料的流变性能及溶剂挥发性对纤维浸渍与打印质量产生显著影响,而 FDM 技术采用预浸渍丝材有效避免了原位浸渍难题,提升工艺控制的独立性与可重复性。在纤维含量方面,AFP 技术则采用连续纤维片材具有纤维含量高的优势,但设备协调复杂、工艺窗口窄,亟待通过设备集成与路径规划优化解决其工程应用瓶颈。

未来研究可聚焦以下几个方向:(1)进一步优化成形工艺与打印路径,提升复合材料的成形精度

与结构均匀性,减少孔隙与缺陷;(2)加强对纤维/基体界面设计与保护策略的研究,通过柔性、耐高温界面层的构建实现裂纹控制与韧性提升;(3)开发高效的陶瓷致密化工艺,降低孔隙率、提升微结构完整性,从而实现性能可调、可靠性高的结构功能一体化连续纤维增强 SiC 复合材料构件。

参考文献:

- [1] 王长顺, 吴思琪, 闫春泽, 等. SiC 陶瓷增材制造技术的研究及应用进展[J]. 科学通报, 2022, 67(11): 1137-1154. Wang C S, Wu S Q, Yan C Z, et al. Research and applications of additive manufacturing technology of SiC ceramics[J]. Chinese Science Bulletin, 2022, 67(11): 1137-1154.
- [2] 罗瀚, 陈博文, 黄鹤飞, 等. 连续碳化硅纤维增强碳化硅陶瓷基复合材料在先进核能领域的发展研究[J]. 中国工程科学, 2024, 26(3): 53-62. Luo H, Chen B W, Huang H F, et al. Development strategy of continuous silicon-carbide-fiber-reinforced silicon carbide ceramic matrix composites in the field of advanced nuclear energy[J]. Strategic Study of CAE, 2024, 26(3): 53-62.
- [3] Ren Y F, Zhu F C, Lu G Z, et al. Safety-assured high-speed navigation for MAVs[J]. Science Robotics, 2025, 10(98): eado6187.
- [4] Chen B X, He L, Liu G Z, et al. Achieving high mechanical properties in C_f/SiC composites fabrication via high-temperature treatment combined with precursor infiltration and pyrolysis[J]. Composites Part B: Engineering, 2026, 311: 113272.
- [5] Zhao Y, Zhang W J, Wang M H, et al. Low-density ZnTiO₃-ceramic hollow microsphere composite photocatalyst for degradation of azophloxine[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2024, 995: 174846.
- [6] Zhu T T, Wu Z X, Wang Y D, et al. Sintering of silico-manganese slag-reinforced porous SiC ceramic membrane supports with high alkali corrosion resistance[J]. Ceramics International, 2024, 50(2): 3921-3929.
- [7] 牛芳芳. 碳化硅纤维增强碳化硅陶瓷基复合材料的研究进展及应用[J]. 化学与粘合, 2024, 46(3): 289-292. Niu F F. The research progress and application of silicon carbide fiber reinforced silicon carbide (SiC_f/SiC) ceramic matrix composites[J]. Chemistry and Adhesion, 2024, 46(3): 289-292.
- [8] Zhang W Y, Shi F Y, Wang J W, et al. Preparation and properties of a porous ZrO₂/SiZrBOC ceramic matrix composite with high temperature resistance and low thermal conductivity[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2024, 44(4): 2329-2337.
- [9] Liu G Z, Zhu W, Wang C S, et al. Advances in 3D printing of SiC ceramic matrix composites: a comprehensive review[J]. Composites Part B, 2026, 313: 113342.
- [10] Wang X L, Gao X D, Zhang Z H, et al. Advances in modifications and high-temperature applications of silicon carbide ceramic matrix composites in aerospace: a focused review[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2021, 41(9): 4671-4688.
- [11] Wang P R, Liu F Q, Wang H, et al. A review of third generation SiC fibers and SiC_f/SiC composites[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2019, 35(12): 2743-2750.
- [12] Zhang S, Liu C Y, Zhang X, et al. Simulation of failure behavior of 2.5D SiC/SiC variable thickness dovetail joint structures based on mesoscale model[J]. Composite Structures, 2024, 327: 117716.
- [13] Yin X W, Cheng L F, Zhang L T, et al. Fibre-reinforced multifunctional SiC matrix composite materials[J]. International Materials Reviews, 2017, 62(3): 117-172.
- [14] Tang D N, Xu S Q, Xu Z C, et al. Ultra-temperature performance characterization of additive manufactured diamond/SiC and carbon fiber/SiC composites[J]. Additive Manufacturing, 2024, 92: 104381.
- [15] 张长瑞, 郝元恺. 陶瓷基复合材料: 原理、工艺、性能与设计[M]. 长沙: 国防科技大学出版社, 2001. Zhang C R, Hao H K. Ceramic matrix composites: principles, processing, properties, and design[M]. Changsha: National Defense Science and Technology University Press, 2001.
- [16] 高铁, 洪智亮, 杨娟. 商用航空发动机陶瓷基复合材料部件的研发应用及展望[J]. 航空制造技术, 2014, 57(6): 14-21. Gao T, Hong Z L, Yang J. Application and prospect of ceramic matrix composite components for commercial aircraft engine[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2014, 57(6): 14-21.
- [17] Zhang J, Zhang Y L, Fu Y Q, et al. Research progress in chemical vapor deposition for high-temperature anti-oxidation/ablation coatings on thermal structural composites[J]. Composites Part B, 2025, 291: 112015.
- [18] Marshall D B, Cox B N. Integral textile ceramic structures[J]. Annual Review of Materials Research, 2008, 38: 425-443.
- [19] 商剑钊, 吴小飞, 曹晔洁, 等. 连续纤维增强碳化硅陶瓷基复合材料低成本制备工艺研究进展[J]. 材料工程, 2025, 53(1): 15-27. Shang J Z, Wu X F, Cao Y J, et al. Research progress in low-cost preparation process of continuous fiber-reinforced silicon carbide ceramic matrix composites[J]. Journal of Materials Engineering, 2025, 53(1): 15-27.

- [20] Zhang L, Chen Y F, He R J, et al. Bending behavior of lightweight C/SiC pyramidal lattice core sandwich panels[J]. *International Journal of Mechanical Sciences*, 2020, 171: 105409.
- [21] Ma Y Y, Wang J T, Zhao G Z, et al. New insights into the damage assessment and energy dissipation weight mechanisms of ceramic/fiber laminated composites under ballistic impact[J]. *Ceramics International*, 2023, 49(13): 21966-21977.
- [22] Li Y, Xiao P, Li Z, et al. Tensile fatigue behavior of plain-weave reinforced C_f/C-SiC composites[J]. *Ceramics International*, 2016, 42(6): 6850-6857.
- [23] Yang Z M, Li W H, Chen Y, et al. Life assessment of thermomechanical fatigue in a woven SiC/SiC ceramic matrix composite with an environmental barrier coating at elevated temperature[J]. *International Journal of Fatigue*, 2023, 172: 107584.
- [24] Zhang Q Z, Zhou W, Pang L, et al. Design and numerical studies of microwave absorption structure based on hybrid weave of fibers with different dielectric properties[J]. *Composite Structures*, 2023, 323: 117460.
- [25] Hu P L, Shan Z D, Zang Y, et al. High-temperature thermal conductivity of fiber hybrid ceramic matrix composites with different modes[J]. *Advanced Engineering Materials*, 2024, 26(10): 2301552.
- [26] Ni Y L, Luo R Y, Luo H. Fabrication and mechanical properties of 3-D C_f/C-SiC-TiC composites prepared by RMI[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2019, 798: 784-789.
- [27] Xu Q H, Xiao S L, Wang Y Q, et al. Wear-induced variation of surface roughness in grinding 2.5D C_f/SiC composites[J]. *International Journal of Mechanical Sciences*, 2024, 264: 108811.
- [28] Li L B, Liu Y F, Wang Y L. Estimate constituent properties of 3D needle-punched C/SiC composites from hysteresis loops[J]. *International Journal of Fatigue*, 2023, 170: 107543.
- [29] Zhang Y, Shen X, Ma Q, et al. Damage mechanisms of SiC fibers and BN interphase in SiC_f/SiC composites during NITE process[J]. *Composites Part B*, 2025, 288: 111923.
- [30] Ma X K, Fan X M, Wang Z J, et al. Abnormal mechanical hysteresis behavior of Tyranno-ZMI SiC/SiC containing Ti₃Si(Al) C₂[J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2023, 43(14): 5904-5914.
- [31] Wu W J, Zou Y, Li C H, et al. Effect of impregnated phenolic resin on the properties of Si-SiC ceramic matrix composites fabricated by SLS-RMI[J]. *Ceramics International*, 2023, 49(2): 1624-1635.
- [32] Zhang G J, Shi Q Y, Zhang W X, et al. High performance SiC/SiOC composites with in situ carbon interface[J]. *Ceramics International*, 2023, 49(14): 23011-23019.
- [33] Sing S L, Yeong W Y, Wiria F E, et al. Direct selective laser sintering and melting of ceramics: a review[J]. *Rapid Prototyping Journal*, 2017, 23(3): 611-623.
- [34] Zhu W, Fu H, Xu Z F, et al. Fabrication and characterization of carbon fiber reinforced SiC ceramic matrix composites based on 3D printing technology[J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2018, 38(14): 4604-4613.
- [35] Liu X, Shen X L, Gong L D, et al. Multi-scale thermodynamic analysis method for 2D SiC/SiC composite turbine guide vanes[J]. *Chinese Journal of Aeronautics*, 2018, 31(1): 117-125.
- [36] Chen S H, Dong X C, Yao X J, et al. Fabrication, microstructural evolution and excellent EMW absorbing properties of SiC fibers with high iron content[J]. *Journal of Materials Chemistry C*, 2021, 9(38): 13509-13519.
- [37] Lv X Y, Ye F, Cheng L F, et al. Fabrication of SiC whisker-reinforced SiC ceramic matrix composites based on 3D printing and chemical vapor infiltration technology[J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2019, 39(11): 3380-3386.
- [38] 李增产, 王文清, 王刚, 等. 连续纤维增强陶瓷基复合材料 3D 打印: 研究进展与挑战[J]. *粉末冶金材料科学与工程*, 2024, 29(6): 423-448.
- Li Z C, Wang W Q, Wang G, et al. 3D printing of continuous fiber reinforced ceramic matrix composites: research development and challenges[J]. *Materials Science and Engineering of Powder Metallurgy*, 2024, 29(6): 423-448.
- [39] Gülcan O, Günaydın K, Tamer A. The state of the art of material jetting: a critical review[J]. *Polymers*, 2021, 13(16): 2829.
- [40] Sun J X, Yu S X, Wade-Zhu J, et al. 3D printing of layered ceramic/carbon fiber composite with improved toughness[J]. *Additive Manufacturing*, 2022, 50: 102543.
- [41] Huang L F, Chen R Y, Li S S, et al. Microstructure and mechanical properties of continuous carbon fiber-reinforced SiC ceramic composite fabricated by direct ink writing[J]. *Ceramics International*, 2024, 50(14): 25679-25688.
- [42] Barış Vatandaş B, Uşun A, Yıldız N, et al. Additive manufacturing of PEEK-based continuous fiber reinforced thermoplastic composites with high mechanical properties[J]. *Composites Part A*, 2023, 167: 107434.
- [43] 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, 48(1): 18-24.
- Wen Z P, Zhang C, Zhang Y G. Research progress and

- application of carbon fiber reinforced silicon carbide ceramic matrix composites[J]. *Artificial Fibre*, 2018, 48(1): 18-24.
- [44] Mei H, Yan Y K, Feng L P, et al. First printing of continuous fibers into ceramics[J]. *Journal of the American Ceramic Society*, 2019, 102(6): 3244-3255.
- [45] Cheng Y H, Zhang Y X, Zhang F, et al. Using flexible hydrothermal carbon-coated continuous carbon fiber to fabricate C_f/ZrB_2 -SiC composites by fused deposition modeling and precursor infiltration pyrolysis[J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2024, 44(2): 721-728.
- [46] Liu Y X, Cheng Y H, Ma D H, et al. Continuous carbon fiber reinforced ZrB_2 -SiC composites fabricated by direct ink writing combined with low-temperature hot-pressing[J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2022, 42(9): 3699-3707.
- [47] Liu Z F, Li Z Q, Li Q, et al. Ultra-High strength and toughness continuous SiC_f/SiC ceramic matrix composites prepared by an additive manufacturing manipulator[J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2025, 45(6): 117176.
- [48] Shimoda K, Colin C. Evaluation of heat resistance of SiC-based ceramic fibers via in situ elastic modulus and electrical conductivity measurement at elevated temperatures[J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2024, 44(2): 802-814.
- [49] Mashayekhi F, Bardon J, Berthé V, et al. Fused filament fabrication of polymers and continuous fiber-reinforced polymer composites: advances in structure optimization and health monitoring[J]. *Polymers*, 2021, 13(5): 789.
- [50] Liu K, Qiu L, Zhang Y Z, et al. Additive manufacturing of continuous carbon fiber-reinforced silicon carbide ceramic composites[J]. *International Journal of Applied Ceramic Technology*, 2023, 20(6): 3455-3469.
- [51] Xiong H W, Chen H H, Chen Z K, et al. 3D-SiC decorated with SiC whiskers: chemical vapor infiltration on the porous 3D-SiC lattices derived from polycarbosilane-based suspensions[J]. *Ceramics International*, 2020, 46(5): 6234-6242.
- [52] 王衍飞, 刘荣军, 张金, 等. SiC_f/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_f/SiC ceramic matrix composites[J]. *Journal of Materials Engineering*, 2025, 53(4): 52-74.
- [53] 聂翔. 增材制造连续碳纤维增强碳化硅复合材料工艺和性能研究[D]. 武汉: 华中科技大学, 2023.
Nie X. Study on the process and properties of continuous carbon fiber reinforced SiC composites prepared by additive manufacturing[D]. Wuhan: Huazhong University of Science and Technology, 2023.
- [54] Liu W B, Wu N, Pochiraju K. Shape recovery characteristics of SiC/C/PLA composite filaments and 3D printed parts[J]. *Composites Part A*, 2018, 108: 1-11.
- [55] Li S, Lu Z L, Zhang H T, et al. Rheological behavior of multi-sized SiC inks containing polyelectrolyte complexes specifically for direct ink writing[J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2022, 42(12): 4810-4816.
- [56] Nie X, Wu S Q, Yang L, et al. Additive manufacturing of continuous carbon fiber-reinforced silicon carbide composite by fused filament fabrication and precursor infiltration pyrolysis[J]. *Materials Science in Additive Manufacturing*, 2023, 2(3): 1604.
- [57] Guo L, Ma Q S, Hu Z Y. Fabrication, microstructure and high temperature stability of carbon fiber reinforced $SiYOC$ composites[J]. *Ceramics International*, 2021, 47(22): 32104-32110.
- [58] Sha J J, Dai J X, Li J, et al. Influence of thermal treatment on thermo-mechanical stability and surface composition of carbon fiber[J]. *Applied Surface Science*, 2013, 274: 89-94.
- [59] Yang W, Araki H, Kohyama A, et al. Effects of heat treatment on the microstructure and flexural properties of CVI-Tyranno-SA/SiC composite[J]. *Ceramics International*, 2007, 33(2): 141-146.
- [60] Shimoda K, Colin C. In situ monitoring of the mechanical and electrical property changes of amorphous Si—Al—C—O fibers during heating to 1900 °C and correlation of these changes with the accompanying structural and crystallinity changes[J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2025, 45(2): 116889.
- [61] Wu S F, Chen J X, Zhang X L, et al. Recent advances in interphase engineering for improved behavior of SiC_f/SiC composites[J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2024, 44(12): 6797-6814.
- [62] 张金, 刘荣军, 王衍飞, 等. 连续纤维增强陶瓷基复合材料新型界面相研究进展[J]. *硅酸盐学报*, 2021, 49(9): 1869-1877.
Zhang J, Liu R J, Wang Y F, et al. Progress in research on new interphases of continuous fiber reinforced ceramic matrix composites[J]. *Journal of the Chinese Ceramic Society*, 2021, 49(9): 1869-1877.
- [63] Yan Y K, Mei H, Zhang M G, et al. Key role of interphase in continuous fiber 3D printed ceramic matrix composites[J]. *Composites Part A*, 2022, 162: 107127.
- [64] 简科, 陈朝辉, 马青松, 等. 聚碳硅烷/二乙烯基苯快速升温裂解制备 C_f/SiC 复合材料[J]. *国防科技大学学报*, 2003, 25(2): 30-33.
Jian K, Chen Z H, Ma Q S, et al. Fabrication of C_f/SiC composites by pyrolysis precursor PCS/DVB at high

- heating rates[J]. *Journal of National University of Defense Technology*, 2003, 25(2): 30-33.
- [65] Wang K, Li M, Liang Y Q, et al. Interface modification of carbon fibers with TiC/Ti₂AlC coating and its effect on the tensile strength[J]. *Ceramics International*, 2019, 45(4): 4661-4666.
- [66] Wang J, Zhang X M, Miao Y L, et al. The influences of carbon nanotubes introduced in three different phases of carbon fiber/pyrolytic carbon/silicon carbide composites on microstructure and properties of their composites[J]. *Carbon*, 2018, 129: 409-414.
- [67] Wang J, Pei X L, Zhi J H, et al. The effects of phenolic resin-derived PyC interlayers on microstructure and mechanical properties of C_f/SiC composites[J]. *Ceramics International*, 2018, 44(14): 16157-16163.
- [68] Cesarano J, Segalman R, Calvert P. Robocasting provides moldless fabrication from slurry deposition[J]. *Ceramic industry*, 1998, 148(4): 94-96.
- [69] Shahzad A, Lazoglu I. Direct ink writing (DIW) of structural and functional ceramics: recent achievements and future challenges[J]. *Composites Part B*, 2021, 225: 109249.
- [70] 陈燎, 唐兴伟, 周涵, 等. 墨水直写、喷墨打印和激光直写技术及其在微电子器件中的应用[J]. *材料导报*, 2017, 31(9): 158-164.
- Chen L, Tang X W, Zhou H, et al. Direct ink writing, inkjet printing and direct laser writing techniques and their applications in microelectronics[J]. *Materials Review*, 2017, 31(9): 158-164.
- [71] Chen R Y, Bratten A, Rittenhouse J, et al. Additive manufacturing of continuous carbon fiber-reinforced SiC ceramic composite with multiple fiber bundles by an extrusion-based technique[J]. *Ceramics International*, 2023, 49(6): 9839-9847.
- [72] Wang W Q, Gao X, Li Z C, et al. Fiber-laying-assisted material extrusion additive manufacturing of continuous carbon fiber reinforced SiC ceramic matrix composites [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2024, 890: 145944.
- [73] Xiong H W, Chen H H, Zhao L Z, et al. SiCw/SiCp reinforced 3D-SiC ceramics using direct ink writing of polycarbosilane-based solution: microstructure, composition and mechanical properties[J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2019, 39(8): 2648-2657.
- [74] Li S, Zhang H T, Han Y, et al. Thermally assisted extrusion-based 3D printing of continuous carbon fiber-reinforced SiC composites[J]. *Composites Part A*, 2023, 172: 107593.
- [75] 李赛, 随雨浓, 苗恺, 等. 基于直写成型的连续碳纤维增韧碳化硅复合材料制备与性能研究[J]. *航空制造技术*, 2021, 64(15): 36-41.
- Li S, Sui Y N, Miao K, et al. Research on preparation and properties of direct ink writing of continuous carbon fiber reinforced silicon carbide ceramic matrix composites[J]. *Aeronautical Manufacturing Technology*, 2021, 64(15): 36-41.
- [76] Zhang Z K, Yang L X, Chen Z F, et al. Effect of interfacial coatings on mechanical properties of 2.5D Nextel™ 720 fiber toughened zirconia-mullite matrix composites [J]. *Materials Characterization*, 2023, 206: 113381.
- [77] Zhang L, Wang W Q, Gao X, et al. Additive manufacturing of continuous carbon fiber reinforced high entropy ceramic matrix composites via paper laminating, direct slurry writing, and precursor infiltration and pyrolysis[J]. *Ceramics International*, 2023, 49(5): 7833-7841.
- [78] Wang W Q, Gao X, Li Z C, et al. Effects of ceramic layer height on the mechanical properties of C_f/SiC ceramic matrix composites fabricated by fiber-laying-assisted material extrusion 3D printing[J]. *Composites Communications*, 2024, 48: 101926.
- [79] Chen R Y, Bratten A, Rittenhouse J, et al. Additive manufacturing of high mechanical strength continuous C_f/SiC composites using a 3D extrusion technique and polycarbosilane-coated carbon fibers[J]. *Journal of the American Ceramic Society*, 2023, 106(7): 4028-4037.
- [80] Li S, Zhang H T, Lu Z L, et al. Fabrication of bamboo-inspired continuous carbon fiber-reinforced SiC composites via dual-material thermally assisted extrusion-based 3D printing[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2025, 208: 92-103.
- [81] Cramer C L, Yoon B, Lance M J, et al. Additive manufacturing of C/C-SiC ceramic matrix composites by automated fiber placement of continuous fiber tow in polymer with pyrolysis and reactive silicon melt infiltration[J]. *Journal of Composites Science*, 2022, 6(12): 359.

收稿日期: 2025-04-14; 录用日期: 2025-09-18

基金项目: 国家自然科学基金(52235008, 52505374)

通讯作者: 闫春泽(1975—), 男, 博士, 教授, 研究方向为高性能陶瓷增材制造技术与装备、高性能特种工程聚合物增材制造技术与装备、连续纤维增强复合材料机器人增材制造技术与装备以及基于增材制造的生物制造技术, 联系地址: 湖北省武汉市华中科技大学材料学院快速制造中心(430074), E-mail: c_yan@hust.edu.cn

(本文责编: 张 琴)