

分类号: TB332

密 级: 公开

学校代码: 10363

学 号: 2220220116



安徽工程大学

Anhui Polytechnic University

硕士学位论文

题 目 连续纤维增强碳化硅陶瓷基复合材
料增材制造工艺及性能研究

论 文 作 者 李增产

校 内 导 师 王刚

校 外 导 师 何汝杰

专业学位类别 材料与化工

研究方向(领域) 陶瓷基复合材料增材制造

论文提交日期: 2025 年 05 月 15 日

分类号：TB332

单位代码：10363

密 级：公开

学 号：2220220116

连续纤维增强碳化硅陶瓷基复合材料

增材制造工艺及性能研究

**Additive Manufacturing and Properties of
Continuous Fiber Reinforced Silicon Carbide
Ceramic Matrix Composites**

学生姓名：李增产

校内导师：王刚

校外导师：何汝杰

专业（领域）：材料与化工

研究方向（领域）：陶瓷基复合材料增材制造

论文答辩日期：2025 年 05 月 10 日

安徽工程大学学位论文原创性声明

本人郑重声明：我恪守学术道德，崇尚严谨学风。所呈交的学位论文，是本人在导师的指导下，独立进行研究工作所取得的成果。除文中已明确注明和引用的内容外，本论文不包含任何其他个人或集体已经发表或撰写过的作品及成果的内容。论文为本人亲自撰写，我对所写的内容负责，并完全意识到本声明的法律后果由本人承担。

学位论文作者签名：李增产

日期：2025 年 05 月 15 日

安徽工程大学学位论文版权使用授权书

学位论文作者完全了解学校有关保留、使用学位论文的规定，同意学校保留并向国家有关部门或机构送交论文的复印件和电子版，允许论文被查阅或借阅。本人授权安徽工程大学可以将本学位论文的全部或部分内容编入有关数据库进行检索，可以采用影印、缩印或扫描等复制手段保存和汇编本学位论文。

保密 ☐，在____年解密后适用本版权书。

本学位论文属于

不保密 ☒。

学位论文作者签名：

李增产

指导教师签名：

王利

日期：2025 年 05 月 15 日

日期：2025 年 05 月 15 日

连续纤维增强碳化硅陶瓷基复合材料 增材制造工艺及性能研究

摘 要

连续纤维增强碳化硅陶瓷基复合材料因其低密度、高强度、耐高温、耐磨和耐腐蚀等优良特性，在航空航天、核能等极端环境领域具有重要应用前景。然而，增材制造存在层间结合较弱、二维编织成型及三维增强结构缺失等瓶颈问题。本文针对上述挑战，通过创新设计一维 Z 轴、二维编织及三维螺旋连续纤维增强体系，系统研究材料挤出增材制造工艺对复合材料性能调控规律与增强机制，论文主要内容如下：

首先，基于自主研发定轴旋转抬升同步器，实现连续碳纤维沿 Z 轴垂直贯穿层间，解决增材制造层间结合较差关键问题。实验表明，当纤维间距为 2 mm、丝数为 6000 时（D2-6K），复合材料弯曲强度达 63.84 ± 6.62 MPa，断裂功达 1291.99 ± 161.39 J/m²，较纯碳化硅分别提升 6.10%和 153.98%。宏微观形貌显示，纤维桥接效应显著抑制层间裂纹扩展，层间结合性能显著增强。

其次，提出多喷嘴协同运动策略，突破传统共挤出法和分步法限制，实现复合材料平面编织结构一体成型。优化纤维波长（12 mm）和相邻层相位差（ $\pi/2$ ）后，复合材料弯曲强度与断裂功分别达 107.55 ± 8.85 MPa 和 1707.86 ± 208.83 J/m²，较纯碳化硅提升 28.85%和

232.48%。二维编织设计提高连续碳纤维结构设计自由度并通过裂纹偏转机制显著提升复合材料力学性能。

然后，通过仿生藕丝、DNA 等螺旋结构，开发连续钛/钼双金属纤维协同螺旋结构增强碳化硅陶瓷基复合材料。当圈径为 2 mm、节距为 20 mm 时 ($\Phi 2-20$)，复合材料弯曲强度与断裂功分别达 106.33 ± 9.28 MPa 和 1514.99 ± 215.09 J/m²，较基体提升 30.40%和 187.81%。连续金属纤维高韧性、高强度和高能量吸收特性提升复合材料力学性能，螺旋结构赋予复合材料断裂后空间维型能力。

本研究开发定轴旋转抬升同步器、多喷嘴协同运动策略，攻克层间结合、编织成型与螺旋结构技术难题；揭示纤维桥接（一维）、裂纹偏转（二维）与相互嵌合（三维）多尺度协同增强机制，建立“维度-结构-性能”关联关系，为复杂工况下材料设计提供理论支撑。基体断裂、裂纹偏转、纤维脱粘、纤维断裂、纤维拔出和纤维桥接共同构成复合材料强韧化协同机制。本文通过多维增强策略与增材制造工艺创新，为高性能陶瓷基复合材料开发提供解决方案，对连续纤维增强陶瓷基复合材料创新发展具有重要推动意义。

关键词：连续纤维，陶瓷基复合材料，增材制造，一维 Z 轴，二维编织，三维螺旋

Additive Manufacturing and Properties of Continuous Fiber Reinforced Silicon Carbide Ceramic Matrix Composites

ABSTRACT

Continuous fiber reinforced silicon carbide ceramic matrix composites possess excellent properties such as low density, high strength, high-temperature resistance, wear resistance, and corrosion resistance, making them highly promising for applications in extreme environments like aerospace and nuclear energy. However, additive manufacturing (AM) of these materials faces critical challenges, including weak interlayer bonding, limitations of two-dimensional (2D) weaving formation, and the absence of three-dimensional (3D) reinforced structures. To address these issues, this study innovatively designs one-dimensional (1D) Z-axis, 2D woven, and 3D helical continuous fiber reinforcement systems and systematically investigates the influence of material extrusion AM processes on composite performance and reinforcement mechanisms. The main contents of this paper are as follows:

First, based on a self-developed fixed-axis rotating lift synchronizer, continuous carbon fibers are vertically embedded along the Z-axis across layers, addressing the weak interlayer bonding problem in AM.

Experimental results show that when the fiber spacing is 2 mm and the fiber tow is 6000 (D2-6K), the composite's flexural strength reaches 63.84 ± 6.62 MPa, and its fracture work reaches 1291.99 ± 161.39 J/m², representing increases of 6.10% and 153.98% compared to pure SiC, respectively. Macroscopic and microscopic morphology analysis indicates that the fiber bridging effect significantly suppresses interlayer crack propagation, greatly enhancing interlayer bonding performance.

Second, a multi-nozzle cooperative motion strategy is proposed to overcome the limitations of traditional co-extrusion and stepwise methods, enabling the integrated formation of a planar woven structure. By optimizing the fiber wavelength (12 mm) and the phase difference between adjacent layers ($\pi/2$), the composite's flexural strength and fracture work reach 107.55 ± 8.85 MPa and 1707.86 ± 208.83 J/m², increasing by 28.85% and 232.48% compared to pure SiC, respectively. The 2D woven design enhances the design freedom of continuous carbon fiber structures and significantly improves the mechanical properties of the composites through the crack deflection mechanism.

Third, inspired by natural helical structures like lotus root silk and DNA, a continuous titanium/molybdenum bimetallic fiber-reinforced helical structure is developed for SiC ceramic matrix composites. When the coil diameter is 2 mm and the pitch is 20 mm ($\Phi 2$ -20), the composite's flexural strength and fracture work reach 106.33 ± 9.28 MPa and 1514.99

$\pm 215.09 \text{ J/m}^2$, achieving increases of 30.40% and 187.81% compared to the matrix. The high toughness, high strength, and high energy absorption characteristics of continuous metal fibers enhance the mechanical performance of the composites, while the helical structure imparts spatial deformation capability after fracture.

This study develops a fixed-axis rotating lift synchronizer and a multi-nozzle cooperative motion strategy, overcoming technical challenges in interlayer bonding, weaving formation, and helical structure design. It reveals a multiscale synergistic reinforcement mechanism through fiber bridging (1D), crack deflection (2D), and mutual interlocking (3D) and establishes a “dimension-structure-performance” correlation, providing theoretical support for material design under complex working conditions. The collaborative toughening mechanism of the composites is composed of matrix fracture, crack deflection, fiber debonding, fiber fracture, fiber pull-out, and fiber bridging. Through multidimensional reinforcement strategies and innovations in AM processes, this study offers a solution for the development of high-performance ceramic matrix composites and significantly promotes the advancement of continuous fiber-reinforced ceramic matrix composites.

Li Zengchan (Materials and Chemicals)

Supervised by Wang Gang and He Rujie

KEY WORDS: continuous fiber, ceramic matrix composites, additive

manufacturing, 1D Z-axis, 2D weaving, 3D helix

目 录

摘 要.....	I
ABSTRACT.....	III
第 1 章 绪论.....	1
1.1 选题背景及研究意义.....	1
1.2 连续纤维增强陶瓷基复合材料研究现状.....	4
1.2.1 增材制造技术.....	4
1.2.2 致密化技术.....	7
1.2.3 力学性能.....	9
1.3 当前研究中存在的不足.....	10
1.4 本文研究内容.....	10
第 2 章 实验材料与方法.....	13
2.1 实验材料与仪器设备.....	13
2.1.1 实验材料.....	13
2.1.2 实验设备.....	14
2.2 实验流程.....	15
2.2.1 碳化硅陶瓷浆料制备.....	15
2.2.2 复合材料生坯成型.....	15
2.2.3 复合材料致密化.....	15
2.3 表征与性能测试.....	16
2.3.1 开孔率测试.....	16
2.3.2 体积密度测试.....	16
2.3.3 弯曲强度测试.....	16
2.3.4 断裂功测试.....	17
2.3.5 宏微观形貌.....	17
第 3 章 一维 Z 轴连续碳纤维增强碳化硅陶瓷基复合材料制备与性能研究	18
3.1 引言.....	18

3.2 一维 Z 轴连续碳纤维增强碳化硅陶瓷基复合材料制备	19
3.3 一维 Z 轴连续碳纤维间距对增强碳化硅陶瓷基复合材料性能研究	21
3.3.1 开孔率与体积密度.....	22
3.3.2 弯曲强度与断裂功.....	23
3.3.3 宏微观形貌.....	23
3.4 一维 Z 轴连续碳纤维丝数对增强碳化硅陶瓷基复合材料性能研究	26
3.4.1 开孔率与体积密度.....	27
3.4.2 弯曲强度与断裂功.....	27
3.4.3 宏微观形貌.....	28
3.5 本章小结.....	31
第 4 章 二维编织连续碳纤维增强碳化硅陶瓷基复合材料制备与性能研究.....	32
4.1 引言.....	32
4.2 二维编织连续碳纤维增强碳化硅陶瓷基复合材料制备.....	33
4.3 二维编织连续碳纤维波长对增强碳化硅陶瓷基复合材料性能研究.....	35
4.3.1 开孔率与体积密度.....	36
4.3.2 弯曲强度与断裂功.....	36
4.3.3 宏微观形貌.....	37
4.4 二维编织连续碳纤维相位对增强碳化硅陶瓷基复合材料性能研究.....	39
4.4.1 开孔率与体积密度.....	40
4.4.2 弯曲强度与断裂功.....	40
4.4.3 宏微观形貌.....	42
4.5 本章小结.....	44
第 5 章 三维螺旋连续金属纤维增强碳化硅陶瓷基复合材料制备与性能研究....	45
5.1 引言.....	45
5.2 三维螺旋连续金属纤维增强碳化硅陶瓷基复合材料制备.....	46
5.3 三维螺旋连续金属纤维圈径对增强碳化硅陶瓷基复合材料性能研究...	48
5.3.1 开孔率与体积密度.....	48
5.3.2 弯曲强度与断裂功.....	49
5.3.3 宏微观形貌.....	50

5.4 三维螺旋连续金属纤维节距对增强碳化硅陶瓷基复合材料性能研究...	52
5.4.1 开孔率与体积密度.....	52
5.4.2 弯曲强度与断裂功.....	53
5.4.3 宏微观形貌.....	54
5.5 本章小结.....	56
总结与展望.....	58
结论.....	58
本文创新点.....	59
工作展望.....	59
参考文献.....	60
攻读硕士学位期间发表论文与申请发明专利成果清单.....	74
致谢.....	75

第 1 章 绪论

1.1 选题背景及研究意义

碳化硅陶瓷材料作为一种先进轻质结构材料,凭借其低密度、优异耐高温性、抗氧化性、耐腐蚀性以及极好化学惰性,在极端环境中展现出卓越性能^[1-6]。如图 1-1 (a-c) 所示,碳化硅陶瓷被广泛应用于航空航天、核能、化工、交通运输等多个领域。如在航空航天领域,碳化硅陶瓷材料用于航空发动机高温部件、燃气轮机部件、热气管道、火焰支架、燃烧器部件、尾喷管调节片以及组合襟翼等关键部件;在核工业领域,它被应用于反应堆、控制棒传动机构、包壳管等结构件;在化工行业,碳化硅材料常用于反应釜、储罐、过滤器等设备;在交通运输领域,碳化硅陶瓷被用于刹车片、滑动轴承等高耐磨部件^[7-13]。这些广泛应用充分体现碳化硅陶瓷材料在高温、高强、耐磨、抗腐蚀场合中的重要性。



图 1-1 应用领域: (a) 航空航天发动机; (b) 导弹罩; (c) 核能堆芯

尽管碳化硅陶瓷材料具有诸多优异性能,但其高脆性、低韧性以及复杂形状和精细结构件制造困难等缺点限制其更广泛应用。为克服这些问题,纤维增强技术与增材制造技术为碳化硅陶瓷材料性能改进和复杂形状与精细结构制造提供有效技术途径。

纤维增强陶瓷基复合材料通过在陶瓷基体中引入高性能纤维,显著提高材料损伤容限。如图 1-2 (a-c) 所示,根据纤维长度及存在形式,纤维增强材料可分为短纤维^[14,15]、连续纤维^[16-18]和纤维布^[19]三类。不同纤维形式对增材制造过程和复合材料性能有不同影响:短纤维由于能与陶瓷浆料混合,在增材制造生坯成型方面表现最佳;连续纤维次之;而纤维布限制复杂形状和精细结构样件制造。在预处理方面,短纤维需要与陶瓷浆料充分混合,工艺较为复杂;连续纤维和陶瓷

浆料通常分开处理,难度较低。在力学性能方面,短纤维增强材料损伤容限较差,受到纤维长度和混合均匀性限制;相比之下,连续纤维增强材料由于纤维连续性和定向性,具有更高损伤容限和力学性能。因此,综合考虑增材制造适配性和力学性能上限,连续纤维增强陶瓷基复合材料(continuous fiber reinforced ceramic matrix composite materials, CFRCMCMs)被认为具有更广阔应用前景。连续纤维增强陶瓷基复合材料是一种由陶瓷基体和连续纤维增强体组成高性能复合材料。连续纤维增强陶瓷基复合材料具有陶瓷低密度、耐高温、耐腐蚀、化学惰性等优点同时通过引入连续纤维显著提高力学性能,克服陶瓷材料脆性大等缺点,提升损伤容限。当连续纤维增强陶瓷基复合材料受到载荷或冲击时,连续纤维能够较好地吸收和分散能量,避免主裂纹沿直线扩展,极大提高复合材料可靠性和耐用性。因而,连续纤维增强陶瓷基复合材料在极端条件下具有重要应用。

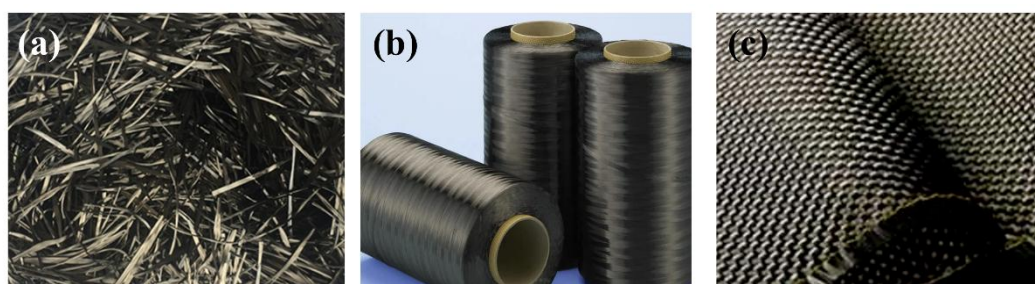


图 1-2 纤维类型: (a) 短纤维; (b) 连续纤维; (c) 纤维布

对于连续纤维增强陶瓷基复合材料传统制备方法,通常需要使用模具和后处理^[20-22]。一方面,利用模具制造复杂和不规则结构样件难以实现。另一方面,由于陶瓷本身具有高硬度和耐磨性,后处理过程较为困难。因此,需要扩展复杂结构和精细结构连续纤维增强陶瓷基复合材料制备技术,如新兴的增材制造技术。增材制造技术是一种通过逐层堆积材料来制造三维实体的先进制造技术,也被称为 3D 打印技术^[23-27]。与传统减材制造车、铣、刨、磨、削等工艺不同^[28-30]。增材制造无需模具,直接基于计算机辅助(如 CAD、UG、CATIA、SOLIDWORK 等)将数字模型分层切片后,按照每一层几何信息逐层堆叠材料,最终形成完整三维样件。这种制造方式能够极大减少材料浪费,提高材料利用率,同时具备快速成型、设计自由度高、适用于复杂结构制造等优势^[31]。根据使用材料和成型原理不同,增材制造主要分为材料喷射、黏结剂喷射、粉末床熔融、光固化、薄材叠层、材料挤出、定向能量沉积 7 大类^[32]。对于陶瓷基复合材料制造,常用增材

制造方法包括黏结剂喷射^[33-37]、粉末床熔融^[38-40]、薄材叠层^[41-44]、材料挤出（material extrusion, MEX）^[45-48]和光固化（vat photopolymerization, VPP）^[49-52] 5 大类。这些方法能够适应陶瓷材料高熔点、高硬度等特性，使其在复杂形状陶瓷结构件制备中发挥重要作用。但是结合连续纤维增强背景下，仅剩下材料挤出和光固化 2 类。虽然技术种类较少，但也为连续纤维增强陶瓷基复合材料提供新的技术路径，而且增材制造还为个性化定制、轻量化设计和功能梯度材料开发提供新的可能性^[53-55]。但该技术仍处于起步阶段，还存在以下关键科学技术挑战急需突破：

（1）增材制造是逐层堆叠制造三维物体，材料层间结合强度远远不如非层间结合区域，急需探索增材制造复合材料层间结合性能提升制备方法，并提高连续纤维增强陶瓷基复合材料层间结合力学性能。

（2）当前连续纤维增强陶瓷基复合材料增材制造方法主要是共挤出法和分步法。其中，共挤出法中连续纤维和陶瓷浆料始终处于一维平行态，限制连续纤维在陶瓷基体中可控分布。分步法极大限制增材制造直接成型优势。急需拓展直接成型平面编织连续纤维增强陶瓷基复合材料制备方法，并研究其相关参数对性能影响。

（3）连续纤维增强陶瓷基复合材料中纤维存在状态均是直线或平面状态，而在以往研究中螺旋结构连续纤维被证明具有高强度和高能量吸收等特性。急需探索三维螺旋连续纤维增强陶瓷基复合材料制备方法，并研究其相关参数对性能影响。

基于上述背景和研究需求，因此本文针对“一维 Z 轴连续纤维增强陶瓷基复合材料”、“二维编织连续纤维增强陶瓷基复合材料”以及“三维螺旋连续纤维增强陶瓷基复合材料”等关键科学技术挑战展开研究。通过本文研究，提高增材制造连续纤维增强陶瓷基复合材料层间结合性能、拓展二维编织连续纤维增强陶瓷基复合材料制造工艺、探索三维螺旋连续纤维增强陶瓷基复合材料制造工艺。为实现高性能复杂结构和精细结构连续纤维增强陶瓷基复合材料规模化制备和应用提供一定技术支撑。

1.2 连续纤维增强陶瓷基复合材料研究现状

近年来,连续纤维增强陶瓷基复合材料受到广泛研究并取得一定进展,尤其在制备方法、力学性能等方面表现突出。连续纤维增强陶瓷基复合材料样件制造包括预制体成形与陶瓷致密化两个阶段,其中预制体成形是连续纤维增强陶瓷基复合材料样件制造关键与基础。传统连续纤维增强陶瓷基复合材料样件预制体成形一般采用纤维铺层^[56,57]、纤维编织^[58,59]和纤维针刺^[60-62]等方法。这些技术通常依赖于模具和机械加工手段,在模型变更时往往需要重新设计和制造相应模具,当涉及到复杂结构和精细结构制备时,机械加工工艺复杂性显著增加。随着连续纤维增强陶瓷基复合材料应用领域不断拓展,新兴增材制造技术为连续纤维增强陶瓷基复合材料预制体制备提供新的技术途径。

1.2.1 增材制造技术

近几年,增材制造技发展为复杂异形连续纤维增强陶瓷基复合材料样件预制体成形提供新途径。该技术通过逐层堆积材料方式,实现对样件几何形状精确控制,极大提高制造灵活性。如图 1-3 所示,连续纤维增强陶瓷基复合材料增材制造主要有连续纤维与陶瓷浆料共同挤出的材料挤出方法,MEX 主要包括水基陶瓷浆料墨水直写成型(direct ink writing, DIW)和热塑性陶瓷浆料熔融沉积(fused deposition modeling, FDM)两类技术。以及分步法的机械辅助 DIW 和树脂复合光固化方法。

共挤出 MEX 工艺核心在于纤维喷嘴在陶瓷浆料喷嘴之中,然后浆料喷嘴中挤出的陶瓷浆料将连续纤维带出并一同堆积于成型平台。打印过程依据三维物体分层切片数据,打印喷嘴(包含陶瓷浆料喷嘴和连续纤维喷嘴)沿预定轨迹精确移动,逐层挤出材料。每层完成后成型平台下降或打印喷嘴上升进行下一层堆积,新层与固化层紧密粘接,循环往复直至样件成型。

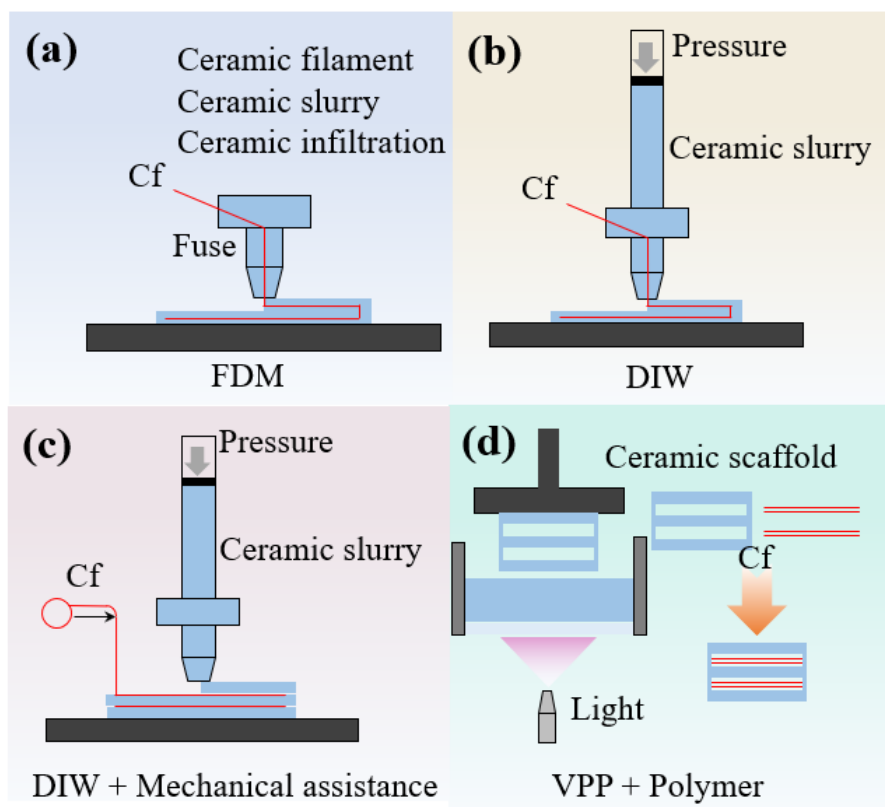


图 1-3 连续纤维增强陶瓷基复合材料增材制造技术：(a) 熔融沉积技术；(b) 墨水直写技术；(c) 机械辅助材料挤出技术；(d) 树脂复合光固化技术

如图 1-4 所示，FDM 技术又可以细分为热塑性陶瓷丝材 FDM、热塑性陶瓷浆料 FDM 和热塑性预浸渍陶瓷材料 FDM。FDM 技术中陶瓷粉末需与热塑性聚合物混合，固含量受限，而且 FDM 过程需要加热熔融。在生坯成型后需要热解去除聚合物载体，易产生内部应力导致样件开裂或变形。如果是陶瓷线材还需专用设备生产，生产流程较为复杂。

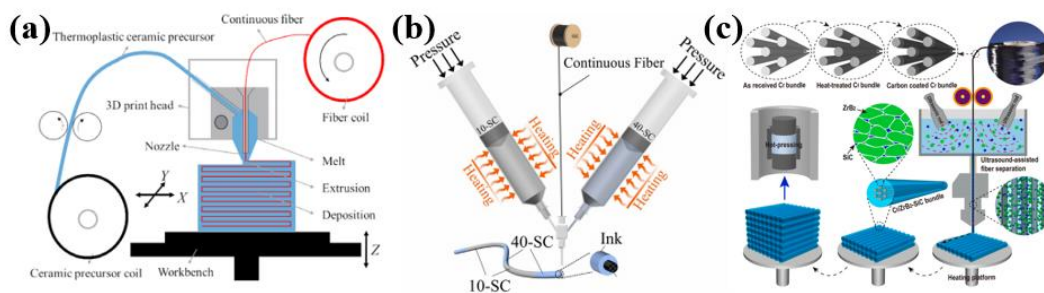


图 1-4 连续纤维增强陶瓷基复合材料 FDM 技术：(a) 热塑性陶瓷丝材 FDM^[63]；(b) 热塑性陶瓷浆料 FDM^[64]；(c) 热塑性预浸渍陶瓷材料 FDM^[65]

相比之下水基 DIW 技术因操作简便、维护成本低而广受关注。但当前共挤

出 DIW 技术中，连续纤维喷嘴处于陶瓷浆料喷嘴之中，需要在打印过程中保持连续纤维与陶瓷浆料连续性、同步性和稳定性，这对成型工艺参数提出极大挑战。如图 1-5 (a) 和 (b) 所示，在已有连续纤维增强陶瓷基复合材料增材制造研究中，学者直观展示打印参数中打印压力和打印层高对成型质量影响，只有在匹配适合打印工艺参数下，才拥有较好成型质量。如图 1-5 (c) 所示，在拥有一定打印工艺参数下，连续纤维丝数改变同样会改变复合材料生坯成型质量。还有学者研究连续纤维喷嘴与陶瓷浆料喷嘴夹角、连续纤维喷嘴与陶瓷浆料喷嘴距离等影响^[66,67]。除此之外，在纯陶瓷基材料增材制造中，还有打印速度等参数影响^[68-73]。由此可见，由于设备和打印过程中可控制和变更参数较多，且参数之间会互相影响，连续纤维增强陶瓷基复合材料共挤出法通用性较差。

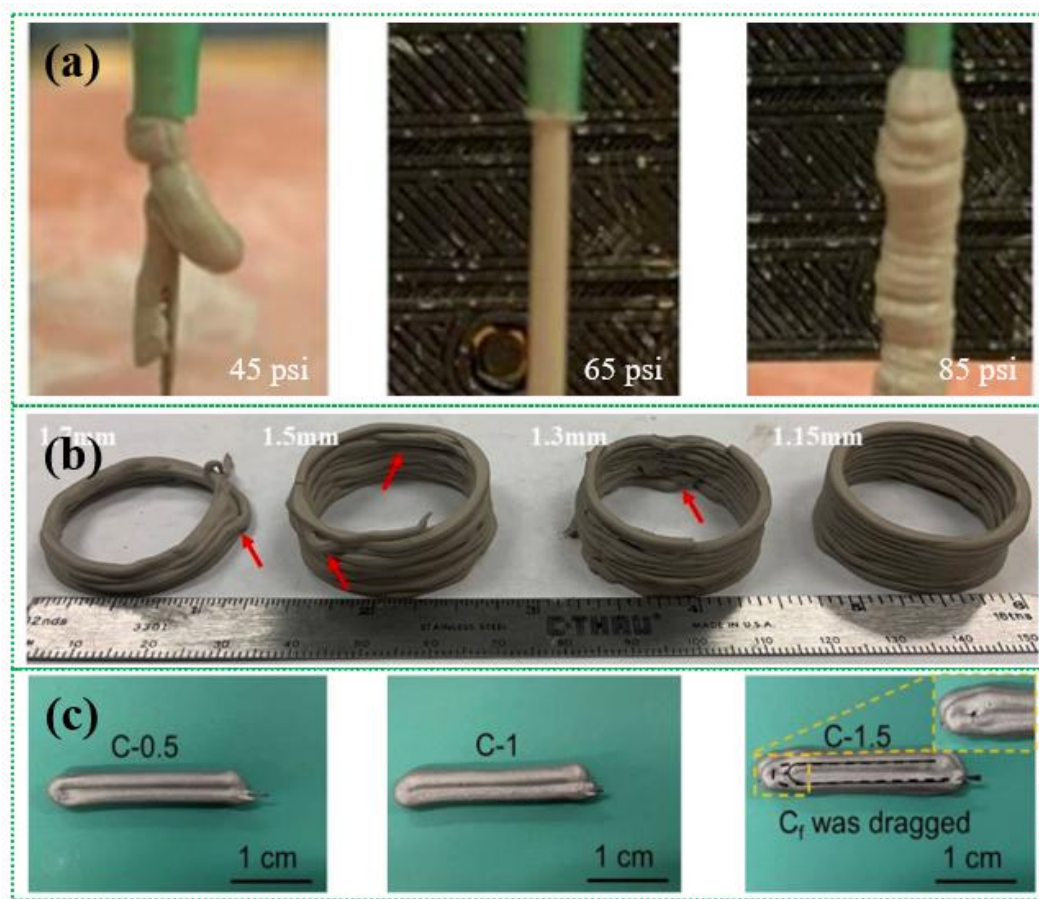


图 1-5 成型参数影响：(a) 陶瓷浆料挤出压力^[74]；(b) 打印层高^[75]；(c) 连续纤维丝数^[76]

分步法中机械辅助 DIW 技术和树脂复合 VPP 技术则解决共挤出法中连续纤维无法在陶瓷基体中定制排布问题。其中机械辅助 DIW 技术是先利用陶瓷浆料喷嘴打印一层陶瓷基体后，再根据设定铺设连续纤维，多次重复后得到所需样件。

但机械辅助 DIW 技术分步操作显著增加打印时间,打印效率较低,设备成本高,需要集成高精度定位系统等。在样件质量上由于打印陶瓷浆料与铺设连续纤维分步进行,相邻层易残留孔隙。

VPP 利用紫外或可见光引发光敏树脂聚合固化掺杂陶瓷颗粒混合浆料,之后逐层打印,形成陶瓷骨架基体,再将连续纤维与树脂复合固化进陶瓷骨架得到最终样件。VPP 技术根据扫描光区域分为点扫描式立体光刻 (stereolithography apparatus, SLA) 技术和面投影式数字光处理 (digital light processing, DLP) 技术。VPP 打印速度和打印精度都较高。但该技术在连续纤维增强陶瓷基复合材料直接集成方面受限,需特定树脂基体实现陶瓷颗粒复合,且材料选择主要局限于光敏树脂。需注意的是,固化后树脂仍保持光敏性,长期光照易导致样件翘曲变形。且树脂基体到样件成型后仍存在,难以发挥陶瓷材料耐高温特性。

1.2.2 致密化技术

连续纤维增强陶瓷基复合材料生坯预制体打印完成后,需要对生坯进行陶瓷化和致密化^[77-80]。这一过程对于材料最终开孔率与体积密度、弯曲强度与断裂功和宏观形貌至关重要。致密化目的是消除生坯内部孔隙,提高材料结构完整性和使用寿命。主要有化学气相渗透 (chemical vapor infiltration, CVI)^[81]、液态硅熔渗 (liquid silicon infiltration, LSI)^[82]和前驱体浸渍裂解 (precursor infiltration and pyrolysis, PIP)^[83]等方法。

化学气相渗透是将含有陶瓷前驱体气相化合物引入到多孔预制体中,在低温环境下,使气态前驱体在纤维表面和孔隙内部发生化学反应,生成陶瓷基体材料,如碳化硅、氮化硅或碳,从而逐渐填充孔隙并实现材料致密化^[84-89]。CVI 工艺一个显著特点是对增强纤维保护性强。由于沉积过程在低温进行,能够有效避免纤维在高温下发生降解或损伤。同时, CVI 工艺形成基体结构均匀,纤维与基体之间界面结合良好,有助于提升复合材料整体力学性能。通过控制气相反应速率、气体浓度和反应时间,可以在基体中形成特定微观结构,从而优化复合材料性能。然而, CVI 工艺也存在一些挑战。由于气相反应和沉积速率相对较慢,致密化过程周期较长。此外,气体在预制体内部渗透性受孔隙结构和尺寸限制,导致基体在表层沉积较快而内部填充较慢,从而可能形成表面封闭现象,使材料内部致密

度不足，残留孔隙率较高。

液态硅熔渗是通过将液态硅在高温条件下渗透到多孔预制体中，使硅与预制体中碳或碳化硅发生原位反应，生成碳化硅基体，从而实现复合材料陶瓷化和致密化^[90-93]。LSI 工艺将生坯在高温环境中进行裂解或烧结，以获得一定初始强度和孔隙率。随后，将生坯置于真空或惰性气氛下加热至硅熔点以上，使液态硅通过毛细作用渗入生坯内部孔隙。液态硅在渗透过程中与预制体中碳源发生反应，形成致密、坚固碳化硅陶瓷基体。LSI 工艺周期短、渗透速度快。该方法无需复杂高压设备，工艺成本相对较低。然而，LSI 工艺也存在一定局限性，例如液态硅体积膨胀可能导致基体内部产生裂纹和残余应力，未完全反应游离硅也可能降低材料抗蠕变性能和抗氧化性。此外，硅渗透均匀性受预制体孔隙结构影响较大，因此对生坯制备质量要求较高。

前驱体浸渍裂解是将陶瓷前驱体聚合物（如碳硅烷、聚碳硅烷或聚硅氮烷）以液相形式浸渍到复合材料多孔预制体中，然后经过裂解转化为陶瓷基体^[94-98]。整个工艺通常包括多次浸渍、裂解和烧结循环，以逐步减少材料内部孔隙并提高致密度。PIP 工艺通过真空或加压方法将液态陶瓷前驱体充分浸渍入预制体中。接着，在惰性气氛下对浸渍后生坯进行热裂解，使前驱体发生化学分解和固化，转化为陶瓷材料，如碳化硅、氮化硅或碳基体等。由于裂解过程中体积收缩和陶瓷产率有限，通常需要多次重复浸渍和裂解过程，才能逐步填充孔隙、提高材料致密性。PIP 技术具有工艺设备简单、成本较低、适用材料种类多样等优势。它能够实现复杂形状部件成型，并在较低温度条件下进行，有助于减少对纤维损伤。此外，PIP 工艺灵活性强，可以通过选择不同类型前驱体和工艺参数来调整基体微观结构和性能。然而，PIP 工艺也存在一定局限性。由于陶瓷前驱体在裂解过程中伴随体积收缩，导致每次裂解后都会产生新孔隙，通常需要 5 至 10 次浸渍裂解循环才能实现较高致密度。

综合三种方法考虑，前驱体浸渍裂解在三种方法中综合优势较为突出。虽然 PIP 需要多次循环才能实现较高致密度，但其工艺设备简单、生产成本低、形状适应性强、纤维保护性好，使其在连续纤维增强陶瓷基复合材料大规模制备和复杂结构制造方面具有更大潜力。特别是随着高陶瓷产率前驱体和裂解工艺不断优化，PIP 正逐渐克服周期长、裂解收缩等问题，因此在材料性能、生产成本和工

艺可控性之间实现更好平衡,是未来连续纤维增强陶瓷基复合材料制备中具有发展潜力的方法。

1.2.3 力学性能

连续纤维增强陶瓷基复合材料力学性能通过纤维与陶瓷基体协同效应,展现出传统陶瓷材料难以实现强韧化平衡,使复合材料在极端环境下具备卓越综合性能。

Cheng 等人^[67]通过 FDM 方法制备不同连续纤维路径 CFRCMCs,其弯曲强度为 206.4 ± 27.1 - 218.1 ± 21.3 MPa。Li 等人^[99]在陶瓷浆料中掺入碳化硅晶须并通过 FDM 方法制备不同碳化硅晶须含量 CFRCMCs,其弯曲强度为 122 ± 5 - 149.1 ± 8 MPa。Liu 等人^[65]通过水热反应制备不同涂层厚度连续纤维,并通过 FDM 技术制备 CFRCMCs,其弯曲强度为 125.9 ± 16.5 - 388.3 ± 39.1 MPa,断裂功为 996.1 - 2380.7 J/m²。Li 等人^[64]利用 FDM 技术制备仿生双材料和连续纤维梯度分布 CFRCMCs,其弯曲强度达 95.9 ± 3.4 - 108.6 ± 5.2 MPa。Chen 等人^[75]通过 DIW 方法制备不同纤维束数复合材料,其弯曲强度 219 MPa。Chen 等人^[74]使用胶体蒸发沉积工艺用聚碳硅烷涂覆连续碳纤维并通过 DIW 方法制备含有纤维涂层 CFRCMCs,其弯曲强度 232 ± 13 MPa。Liu 等人^[76]通过 DIW 技术制备不同纤维丝数 CFRCMCs,其弯曲强度 112.5 ± 9.8 - 161.6 ± 10.5 MPa。Huang 等人^[100]研究不同喷嘴直径大小 DIW 技术制备 CFRCMCs,其弯曲强度 28.60 ± 3.33 - 113.17 ± 20.79 MPa。Wang 等人^[67,101]通过机械辅助 DIW 技术研究不同连续纤维间距 CFRCMCs,其弯曲强度为 168.43 - 217.16 MPa;还研究不同陶瓷层高度 CFRCMCs,其弯曲强度为 156.18 - 288.49 MPa^[102]。Sun 等人^[103]通过光固化制备 ZrO₂ 陶瓷骨架,并将连续碳纤维和聚合物前驱体聚甲基丙烯酸甲酯 (polymethyl methacrylate, PMMA) 复合进陶瓷骨架,获得不同陶瓷体积分数连续纤维/ZrO₂-PMMA 复合材料,其弯曲强度为 149.6 ± 9.8 - 611.4 ± 46.7 MPa,断裂功为 398.4 ± 35.1 - 6597.2 ± 99.3 J/m²。

虽然增材制造已经可以成功制备一定性能连续纤维增强陶瓷基复合材料,但整体发展仍处于起步阶段,局限于共挤出法下连续纤维与陶瓷浆料排布始终处于平行态和分步法制备连续纤维增强陶瓷复合材料制备工艺则较为复杂。此外,复

合材料性能在具体应用中仍面临重大挑战。

1.3 当前研究中存在的不足

连续纤维增强陶瓷基复合材料在航空航天、能源和军事领域有着广泛应用，特别是在需要轻质、高强度和高温性能领域中。近年来，连续纤维增强陶瓷基复合材料增材制造制备工艺也取得一定进展，但仍面临以下关键科学技术挑战：

（1）层间结合挑战

增材制造是逐层堆叠制造三维物体，材料层间结合强度远远不如非层间结合区域，急需探索增材制造复合材料层间结合性能提升制备方法，并提高连续纤维增强陶瓷基复合材料层间结合力学性能。

（2）二维编织挑战

当前连续纤维增强陶瓷基复合材料增材制造方法主要是共挤出法和分步法。其中，共挤出法中连续纤维和陶瓷浆料始终处于一维平行态，限制连续纤维在陶瓷基体中可控分布。分步法极大限制增材制造直接成型优势。急需拓展直接成型平面编织连续纤维增强陶瓷基复合材料制备方法，研究其性能影响。

（3）三维螺旋挑战

目前连续纤维在复合材料中存在状态均是直线或平面状态，螺旋结构连续纤维具有高强度和高能量吸收等特性。急需探索三维螺旋连续纤维增强陶瓷基复合材料制备方法，研究其性能影响。

因此本文针对“一维 Z 轴连续纤维增强陶瓷基复合材料”、“二维编织连续纤维增强陶瓷基复合材料”以及“三维螺旋连续纤维增强陶瓷基复合材料”等关键科学技术挑战展开研究。通过本文研究，提高增材制造连续纤维增强陶瓷基复合材料层间结合性能、拓展二维编织连续纤维增强陶瓷基复合材料增材制造工艺、探索三维螺旋连续纤维增强陶瓷基复合材料增材制造工艺。系统研究“维度-结构-性能”之间的关联关系，揭示多尺度协同增强机制。

1.4 本文研究内容

本文研究思路如图 1-6 所示，针对“增材制造连续纤维增强碳化硅陶瓷基复

合材料层间结合较弱”、“增材制造连续纤维增强碳化硅陶瓷基复合材料二维编织一体化尚未实现”以及“增材制造连续纤维增强碳化硅陶瓷基复合材料三维螺旋尚未探索”等关键科学技术挑战。以连续纤维作为增强相、碳化硅作为陶瓷基体开展以下研究：

连续纤维增强碳化硅陶瓷基复合材料增材制造工艺及性能研究

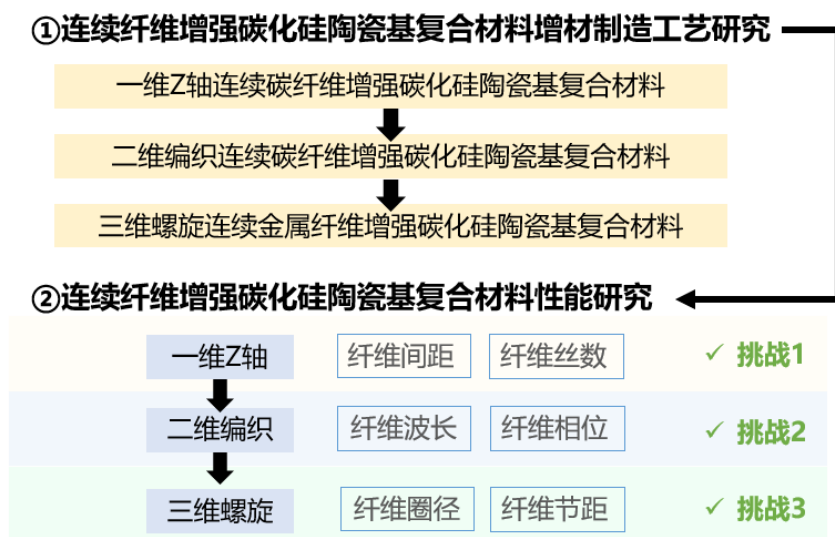


图 1-6 本文研究思路

(1) 一维 Z 轴连续碳纤维增强碳化硅陶瓷基复合材料增材制造工艺和性能研究

利用自主研发定轴旋转抬升同步器配合材料挤出增材制造设备，实现一维 Z 轴连续碳纤维增强碳化硅陶瓷基复合材料增材制造制备，同时研究不同连续碳纤维间距和丝数对开孔率与体积密度、弯曲强度与断裂功及宏微观形貌影响。提高增材制造连续纤维增强碳化硅陶瓷基复合材料层间结合性能。

(2) 二维编织连续碳纤维增强碳化硅陶瓷基复合材料增材制造工艺和性能研究

利用多喷嘴协同运动策略，自主研发 Y 轴方向移动连续纤维喷嘴配合材料挤出增材制造设备，实现二维编织连续碳纤维增强碳化硅陶瓷基复合材料增材制造制备，同时研究不同连续碳纤维波长和相位对开孔率与体积密度、弯曲强度与断裂功及宏微观形貌影响。拓展增材制造连续碳纤维增强碳化硅陶瓷基复合材料二维编织工艺。

(3) 三维螺旋连续金属纤维增强碳化硅陶瓷基复合材料增材制造工艺和性能研究

利用自主研发 Z 轴方向旋转连续纤维喷嘴配合材料挤出增材制造设备, 实现三维螺旋连续金属纤维增强碳化硅陶瓷基复合材料增材制造制备, 同时研究不同连续金属纤维圈径和节距对开孔率与体积密度、弯曲强度与断裂功及宏微观形貌影响。探索增材制造连续金属纤维增强碳化硅陶瓷基复合材料三维螺旋工艺。

期望以上研究能为增材制造连续纤维增强陶瓷基复合材料做出一定贡献, 推动增材制造在复合材料领域发展。

第 2 章 实验材料与方法

2.1 实验材料与仪器设备

2.1.1 实验材料

本研究实验过程中采用主要原料及其参数如表 2-1 所示：

表 2-1 实验原料及参数

原料名称	规格	生产厂商	用途
碳化硅颗粒	α -SiC	秦皇岛一诺高新材料开发有限公司	陶瓷原料
连续碳纤维	2K-3K-4K-6K	日本三菱化学集团	纤维原料
连续钛纤维	TA2	上海道冠橡塑五金有限公司	纤维原料
连续钼纤维	-	清河县昊轩金属材料有限公司	纤维原料
聚乙二醇	PEG6000	西陇科学股份有限公司	分散剂
甲基纤维素	MC100000mPa·s	上海麦克林生化科技有限公司	黏结剂
聚碳硅烷	-	苏州赛菲集团有限公司	PIP 原料
二乙烯基苯	DVB80%	国药集团化学试剂有限公司	PIP 原料
快速固化剂	CRH2	宁波鸿鉴检测科技有限公司	冷镶嵌原料
亚克力粉末	CRH1	宁波鸿鉴检测科技有限公司	冷镶嵌原料

碳化硅颗粒和连续碳纤维微观形貌如图 2-1 (a) 所示，碳化硅颗粒尺寸大多在 10 至 20 μm 之间，呈不规则多面体形状且表面有一些较小凹凸纹理。如图 2-1 (b) 所示，连续碳纤维丝直径为 7 μm 。连续碳纤维束中纤维丝排列松散，纤维丝表面有平行于纤维方向条状纹理。如图 2-1 (c) 和 (d) 所示，相较于原始连续钼金属纤维，原始连续钛金属纤维材质较软，表面有常见的机械拉痕，表面粗糙度相对较高。而原始连续钼金属纤维材质相对较硬，表面较为光滑。

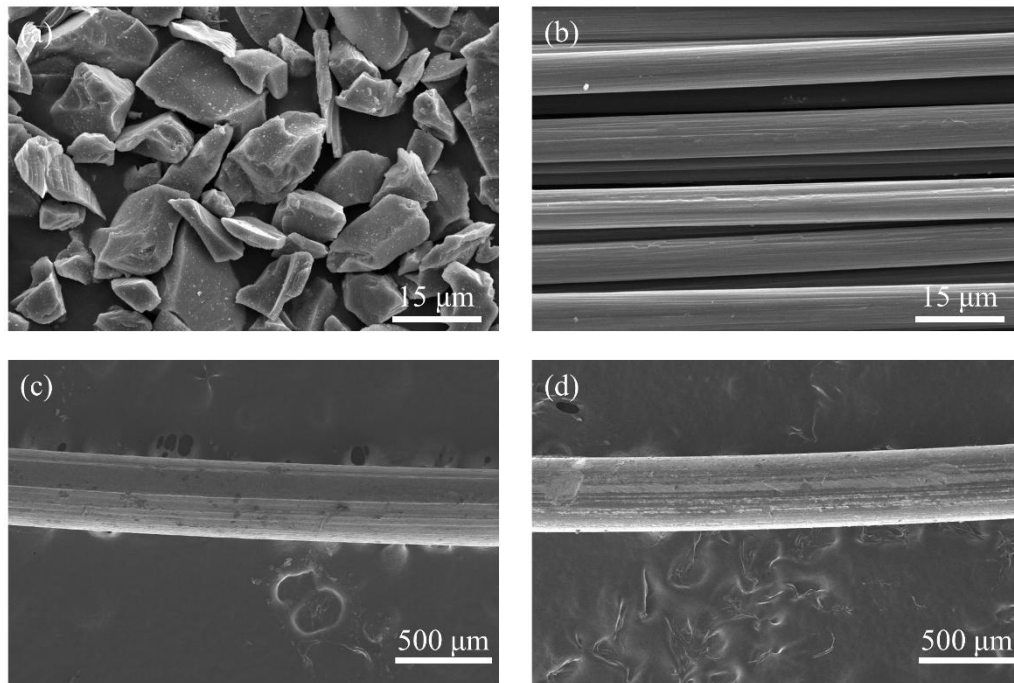


图 2-1 原材料形貌图：(a) 原始 SiC 颗粒形貌图；(b) 原始连续碳纤维形貌图；(c) 原始连续钛金属纤维形貌图；(d) 原始连续钼金属纤维形貌图

2.1.2 实验设备

本研究实验过程中采用主要设备及其参数如表 2-2 所示：

表 2-2 实验设备及参数

仪器名称	型号	生产厂商	用途
电子天平	UTP-313	上海花潮电器有限公司	称重
行星球磨机	QM-3SP2	南京南大仪器有限公司	混合浆料
DIW 打印机	-	苏州泛博增材技术有限公司	材料挤出打印
烘箱	101-2B	上海圣科仪器设备有限公司	生坯烘干
真空烧结炉	ZT-7023Y	上海晨鑫电炉有限公司	样件烧结
万能力学试验机	LEGEND 2367	Instron Co., USA	力学测试
金刚石线切割机	STX-202A	沈阳科晶自动化设备有限公司	切割制样
试样磨抛机	MP-2B	宁波鸿鉴仪器科技有限公司	抛光制样
光学显微镜	AM7915	微迪光学（无锡）有限公司	形貌观察
扫描电镜	EVO18	ZEISS, Germany	形貌观察

2.2 实验流程

本文中连续纤维增强碳化硅陶瓷基复合材料制备主要分为三个阶段：碳化硅陶瓷浆料制备、复合材料生坯成型和复合材料致密化。各流程如下所述：

2.2.1 碳化硅陶瓷浆料制备

如图 2-2 (a) 所示，将聚乙二醇添加到去离子水中得到预混合溶液，并将甲基纤维素添加到碳化硅颗粒中得到预混合粉末。其中，聚乙二醇的添加量为去离子水质量分数的 5%，甲基纤维素的添加量为碳化硅颗粒质量分数的 0.56%。接着将预混合粉末添加到预混合溶液中，其中预混合粉末和预混合溶液的体积比为 1:1，并在行星磨机中球磨以每分钟 400 转持续球磨 3 小时得到均匀状态混合陶瓷浆料。

2.2.2 复合材料生坯成型

由于连续纤维增强碳化硅陶瓷基复合材料增材制造制备在本文三个章节中分别为三种不同制备方式且打印方式和设备结构等都进行创新和变更，为本文清晰明了表述，分别在 3.2 节、4.2 节、5.2 节深入探讨一维 Z 轴连续碳纤维增强碳化硅陶瓷基复合材料制备、二维编织连续碳纤维增强碳化硅陶瓷基复合材料制备、三维螺旋连续金属纤维增强碳化硅陶瓷基复合材料制备。

2.2.3 复合材料致密化

如图 2-2 (b) 所示，首先将连续纤维增强碳化硅陶瓷基复合材料生坯在真空烧结炉 Ar 气氛下碳化。接着如图 2-2 (c) 所示，将碳化后复合材料在真空负压下用质量比为 2:1 聚碳硅烷和二乙烯基苯溶液中浸渍 3 小时后，放入 200 °C 温度的烘箱里 1 个小时以达到浸渍液固化的目的。继续在真空烧结炉 Ar 气氛下升温热解。进行 5 个周期 PIP 处理后得到最终复合材料测试样件。

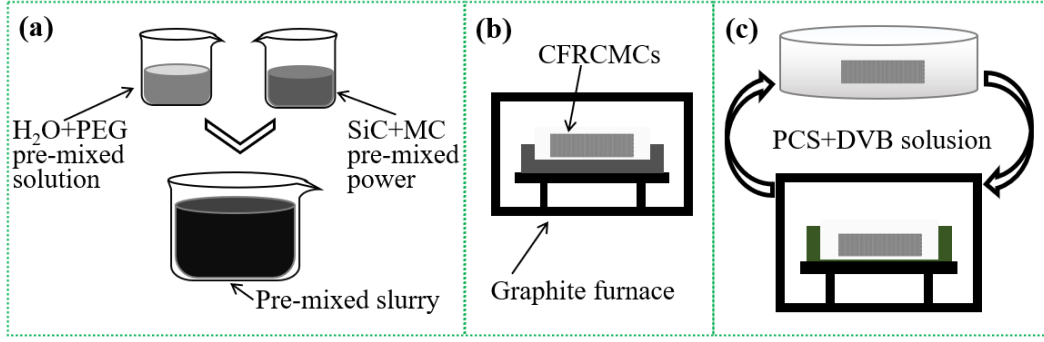


图 2-2 连续纤维增强碳化硅陶瓷基复合材料制备阶段：(a) 陶瓷浆料制备；(b) 生坯碳化；(c) 前驱体浸渍裂解

2.3 表征与性能测试

2.3.1 开孔率测试

样件开孔率采用阿基米德排水法进行测量。采用电子天平测试质量。每组样件至少进行 5 次重复测量，取这些测量值平均值。开孔率计算公式如下：

$$P = \frac{m_1 - m_0}{m_2} \times 100\% \quad (2-1)$$

式中， P 为开孔率， m_0 为样件干重 (g)， m_1 为样件湿重 (g)， m_2 为样件悬重 (g)。

2.3.2 体积密度测试

样件体积密度同样采用阿基米德排水法进行测量。采用电子天平测试质量。每组样件至少进行 5 次重复测量，取这些测量值平均值。体积密度计算公式如下：

$$D = \frac{m_0}{m_2} \times \rho_0 \quad (2-2)$$

式中， D 为样件体积密度 (g/cm^3)， m_0 为样件干重 (g)， m_2 为样件悬重 (g)， ρ_0 为浸渍液体 (水) 密度 ($1 \text{ g}/\text{cm}^3$)。

2.3.3 弯曲强度测试

参考 GB/T6569-2006 标准，采用万能力学试验机测样件三点弯曲强度。测试

温度为 25 °C，加载速率为 0.5 mm/min，跨距为 30 mm。每组样件至少进行 5 次重复测量，取这些测量值平均值。三点弯曲强度计算公式如下：

$$\sigma = \frac{3FL}{2BH^2} \quad (2-3)$$

式中， σ 为三点弯曲强度(MPa)， F 为最大外加载荷(N)， L 为试验跨距(mm)， B 为样件宽度 (mm)， H 为样件高度 (mm)。

2.3.4 断裂功测试

参考 ASTM-C1341-13 标准，采用万能力学试验机测试样件断裂功，选取方法为三点弯曲单边切口梁法。测试温度为 25 °C，加载速率为 0.5 mm/min，跨距为 30 mm，每组样件测试至少测量 5 个样件，取平均值。断裂功计算公式如下：

$$\gamma = \frac{W}{2(H-a)B} \quad (2-4)$$

式中， γ 为测样件断裂功 (J·m⁻²)， W 为载荷位移曲线与横坐标间面积 (N·m)， B 为样件宽度 (mm)， H 为样件高度 (mm)， a 为切口深度 (mm)。

2.3.5 宏微观形貌

采用光学显微镜对样件抛光面及断面进行宏观形貌表征。采用扫描电子显微镜 (SEM) 对样件抛光面及断面进行微观形貌表征，测试过程中电子加速电压为 10 kv。

首先将样件放置于金刚石线切割机进行初切割，随后将切割后的样件切面朝下放置于直径为 20 mm 的圆形冷镶嵌硅胶软模具中。按亚克力粉末和快速固化剂重量混合比为 5:4 搅拌均匀后得到镶嵌料，随后将向前料倾倒入放有样件的冷镶嵌硅胶软模具中，待镶嵌料硬化后进行脱模处理，此时样件位于镶嵌料中。将带有样件的镶嵌料依次进行 400 目、800 目、1200 目、1500 目、2000 目、3000 目及抛光布进行抛光处理后得到抛光样件。

第3章 一维 Z 轴连续碳纤维增强碳化硅陶瓷基复合材料制备与性能研究

3.1 引言

增材制造提供极高设计自由度。传统制造方法往往受到形状和尺寸限制，而增材制造通过逐层堆积材料能够实现复杂几何形状和内嵌结构制备。此外，增材制造可以实现复杂多功能材料组合，通过精确控制不同材料搭配和分布，能够实现具有不同功能复合效果。与传统工艺相比，增材制造不需要复杂模具制造和繁琐加工步骤，极大缩短从设计到成品时间。这些特性使它在航空、航天、汽车、电子及医疗等高科技领域中具有广泛应用前景。如图 3-1 所示，增材制造也存在一些不可忽视缺陷，由于增材制造采用逐层堆积方式进行构建，每层打印精度和冷却过程都可能影响前一层结合质量，从而造成层间结合性能下降，特别是在承载较大外力情况下，容易发生断裂或脱层。增材制造样件各向异性，其层间结合性较差。这通常会导致成品出现明显层间分离和粘接问题，尤其是在陶瓷基复合材料制备中尤为突出^[104-106]。

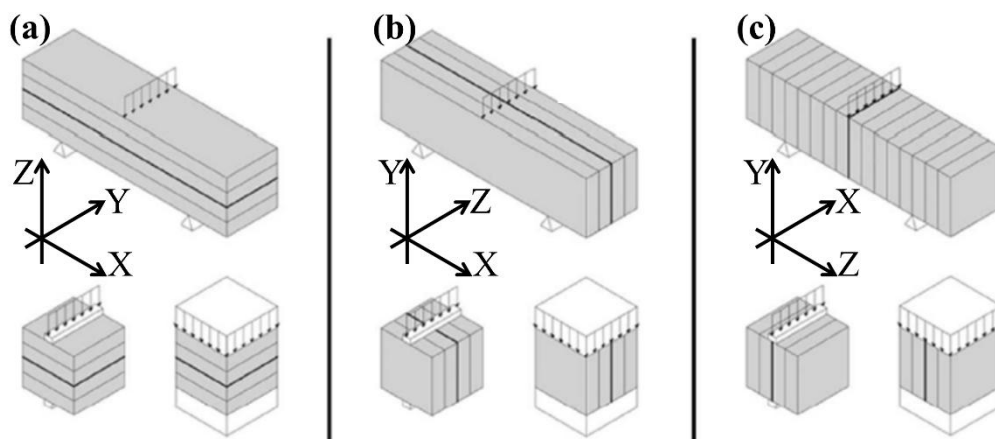


图 3-1 增材制造样件各向异性：(a) 测试力的方向垂直于 XY 打印平面；(b) 测试力的方向交叉于 XY 打印平面；(c) 测试力的方向平行于 XY 打印平面^[106]

为克服增材制造中层间结合较差所带来力学性能问题，尤其是在陶瓷基复合材料应用中，本章提出引入连续纤维增强技术来优化材料性能方案。具体来说，通过在垂直于陶瓷 X-Y 打印平面的 Z 轴方向上引入连续碳纤维，纤维长程连续

性使得其能够在复合材料中起到承载作用，可以显著提高层间结合性能，减少因层间分离导致力学性能退化，增强复合材料整体弯曲强度与断裂功。此外，连续纤维高强度和高韧性使得整个复合材料在极端条件下仍能保持较高力学性能，从而提高增材制造陶瓷基复合材料可靠性和稳定性。

因此，本章将重点探讨一维 Z 轴连续碳纤维增强碳化硅陶瓷基复合材料制备方法及其性能研究。研究一维 Z 轴连续碳纤维增强碳化硅陶瓷基复合材料制备方法，探讨不同纤维间距和丝数对复合材料性能影响，并通过实验分析其开孔率与体积密度、弯曲强度与断裂功和宏微观形貌特征，探索其在一维 Z 轴连续碳纤维增强碳化硅陶瓷基复合材料中影响规律和增强机制，进一步揭示一维 Z 轴连续碳纤维对碳化硅陶瓷基复合材料增强效果，以期高性能陶瓷基复合材料增材制造设计和优化提供一定依据和技术支持。

3.2 一维 Z 轴连续碳纤维增强碳化硅陶瓷基复合材料制备

为制备一维 Z 轴连续碳纤维增强碳化硅陶瓷基复合材料，本研究利用自主研发定轴旋转抬升同步器配合材料挤出增材制造设备协调运动来实现一维 Z 轴连续碳纤维垂直布置，并通过优化连续碳纤维参数调控复合材料增强效果。

如图 3-2 (a) 所示，由传输系统供应多束连续碳纤维，垂直纤维分离器简单地将原始多束连续碳纤维通过引导通道后固定于固定块。输送系统功能是在随后材料挤出增材制造过程中持续输送连续碳纤维。垂直纤维分离器功能是确保连续碳纤维始终垂直于陶瓷基打印平面，并且确定连续碳纤维在碳化硅陶瓷基体中位置。固定块功能是固定连续碳纤维一端，防止连续碳纤维在材料挤出增材制造过程中发生位移。连杆板功能是支撑连续碳纤维原材料和旋转输送系统。如图 3-2 (b) 所示，内齿轮功能是旋转并驱动连杆板以避免碳化硅陶瓷浆料喷嘴打印路径。连杆板功能是连接内齿轮和外齿轮。在完成一层碳化硅基体打印后，螺栓旋转驱动齿轮组，齿轮组驱动连杆板，连杆板同时驱动垂直分束器上升一层。旋转输送系统将传递相同数值长度连续碳纤维高度。定轴旋转抬升同步器控制连续碳纤维束供应和避让路径，而材料挤出增材制造设备控制碳化硅浆料挤出和打印路径。完整打印过程由两种机构协同工作，以防止陶瓷浆料喷嘴路径与连续碳纤维

相交。这种方法成功将连续碳纤维在 Z 方向垂直引入到 X-Y 打印平面。实现连续碳纤维在垂直于层压方向引入。在此过程中，连续碳纤维排列方式由垂直纤维分离器确定。当改变垂直纤维分离器中两束连续碳纤维通道间距时，可以实现一维 Z 轴连续碳纤维增强碳化硅陶瓷基复合材料中连续碳纤维间距变化。通过调节连续碳纤维输送纤维丝数，则可以控制每束连续碳纤维丝数大小。不同纤维间距和丝数组合可以实现不同梯度连续碳纤维含量复合材料，从而为复合材料性能调控提供更大灵活性。

如图 3-2 (c) 和 (d) 所示，在本章研究中一维 Z 轴连续碳纤维增强碳化硅陶瓷基复合材料样件长度为 12 mm，宽度为 6 mm，高度为 36 mm，层高为 0.75 mm。如表 3-1 所示，将没有引入连续碳纤维纯碳化硅陶瓷基材料样件命名 SiC-Z。对于连续碳纤维间距分别为 6 mm、3 mm、2 mm，丝数固定为 6000 根一维 Z 轴连续碳纤维增强陶瓷基复合材料分别命名为 D6-6K、D3-6K 和 D2-6K。对于连续碳纤维间距固定为 2 mm，丝数分别为 2000、4000、6000 根一维 Z 轴连续碳纤维增强陶瓷基复合材料分别命名为 D2-2K、D2-4K 和 D2-6K。

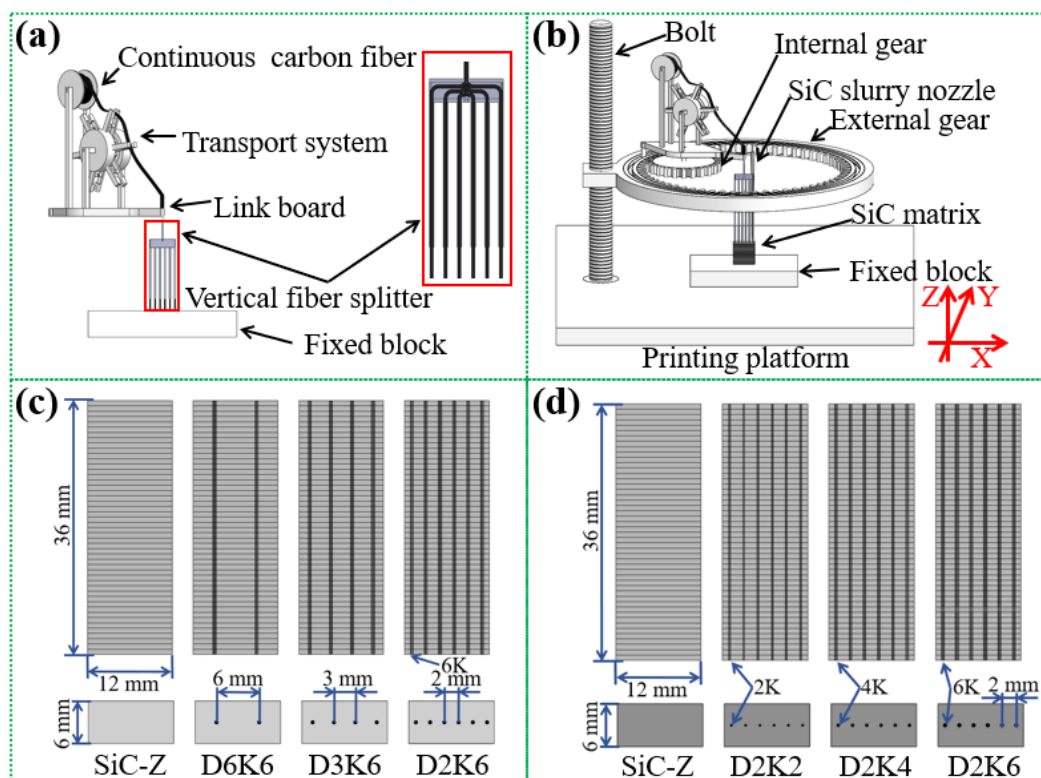


图 3-2 一维 Z 轴连续碳纤维增强碳化硅陶瓷基复合材料制备示意图：(a) 垂直纤维铺设；
(b) 材料挤出增材制造；(c) 不同纤维间距样件示意图；(d) 不同纤维丝数样件示意图

表 3-1 一维 Z 轴连续碳纤维增强碳化硅陶瓷基复合材料

类型	复合材料名称	纤维间距 (mm)	纤维丝数
纯 SiC	SiC-Z	-	-
不同连续碳纤维间距	D6-6K	6	6000
	D3-6K	3	6000
	D2-6K	2	6000
	D2-2K	2	2000
不同连续碳纤维丝数	D2-4K	2	4000
	D2-6K	2	6000

3.3 一维 Z 轴连续碳纤维间距对增强碳化硅陶瓷基复合材料性能研究

一维 Z 轴连续碳纤维间距对增强碳化硅陶瓷基复合材料性能有重要影响，尤其是力学性能与连续碳纤维间距有着密切关系。间距是指在连续碳纤维周期性结构中，相邻两束连续碳纤维之间距离，即两束连续碳纤维在 X 轴方向上间隔。间距大小直接影响纤维分布密度以及复合材料结构特性。

较小间距意味着相邻两束连续碳纤维之间距离较短，连续碳纤维在空间中更为紧密排列。另一方面，较大间距意味着相邻连续碳纤维束之间距离增大，连续碳纤维束分布相对较为疏松。因此，研究纤维间距对复合材料性能影响，是优化一维 Z 轴连续碳纤维增强碳化硅陶瓷基复合材料性能关键之一。

为全面评估连续碳纤维间距对复合材料性能影响，本研究将从开孔率与体积密度、弯曲强度与断裂功以及宏微观形貌等方面进行详细分析。首先，将探讨不同间距连续碳纤维增强碳化硅陶瓷基复合材料在开孔率与体积密度性质方面差异。接着，分析连续碳纤维间距变化对复合材料弯曲强度与断裂功影响；最后，通过扫描电子显微镜等技术，观察不同间距下复合材料宏微观形貌特征，揭示连续碳纤维引入状态和连续碳纤维增强碳化硅陶瓷基体结合状态等。

通过对这些方面系统研究，能够深入理解间距对一维 Z 轴连续碳纤维增强碳化硅陶瓷基复合材料综合性能影响，并为其在高性能工程材料中应用提供指导和实验依据。

3.3.1 开孔率与体积密度

在复合材料研究中，开孔率与体积密度测量对于全面理解复合材料性质至关重要，不仅有助于评价复合材料结构特性，还能为优化复合材料设计提供数据支持。开孔率是衡量复合材料孔隙度重要指标，它直接影响复合材料力学性能。体积密度则反映复合材料紧密程度，是了解复合材料整体结构关键参数。通过测量开孔率与体积密度能够更好地理解不同纤维排列结构和含量对复合材料性能影响，并为后续力学性能分析提供基础数据。

本节研究中，分别测量纯碳化硅和不同间距一维 Z 轴连续碳纤维增强碳化硅陶瓷基复合材料开孔率与体积密度。这些数据为探讨不同结构设计对复合材料性能影响提供必要实验依据。

由表 3-2 可知，在四种样件中，SiC-Z 开孔率最高，而随着连续碳纤维含量增加，开孔率逐渐减小。这一变化趋势表明，随着连续碳纤维束之间距离缩小及纤维含量增加，复合材料中开孔率逐渐减少。纯碳化硅材料本身具有较少孔隙，而加入连续碳纤维后，纤维占据原有陶瓷基体体积，而纤维本身没有孔隙，随着连续碳纤维束间距减小，纤维排列更紧密，有效填充部分孔隙，减少孔隙产生，从而导致复合材料开孔率降低。这一现象也表明，通过调整纤维配置，可以在一定程度上优化陶瓷基复合材料开孔率与体积密度。

体积密度数据则与开孔率呈现出相似趋势。SiC-Z 体积密度为四种样件中最高，而随着碳纤维含量增加，体积密度逐渐降低。这表明，随着连续碳纤维加入，尤其是连续碳纤维束间距减小，纤维含量上升，而纤维密度低于陶瓷密度，导致复合材料整体体积密度降低。

表 3-2 不同一维 Z 轴连续碳纤维间距对增强碳化硅陶瓷基复合材料开孔率与体积密度

复合材料名称	纤维间距 (mm)	纤维丝数	碳纤维含量 (vol.%)	开孔率 (%)	体积密度 (g/cm ³)
SiC-Z	-	-	0	12.79 ± 1.14	2.50 ± 0.03
D6-6K	6	6000	0.64	12.10 ± 0.46	2.47 ± 0.03
D3-6K	3	6000	1.28	11.84 ± 1.08	2.47 ± 0.03
D2-6K	2	6000	1.92	11.89 ± 0.76	2.44 ± 0.02

3.3.2 弯曲强度与断裂功

如图 3-3 (a) 所示, SiC-Z、D6-6K、D3-6K 和 D2-6K 材料弯曲强度分别为 60.17 ± 6.87 MPa、 47.32 ± 11.20 MPa、 57.15 ± 5.19 MPa 和 63.84 ± 6.62 MPa。随着连续碳纤维间距减小, 复合材料弯曲强度呈现出先降低后增加的趋势, 在 D2-6K 中达到最大值。相比纯碳化硅材料, 这种趋势原因是引入连续碳纤维时破坏陶瓷平面完整性, 导致弯曲强度降低。随着连续碳纤维间距减小, 复合材料中纤维含量上升, 连续碳纤维高强度特性被用来将基体应力转移到连续碳纤维上。较小纤维间距有助于更好发挥纤维增强作用, 能提供更均匀应力分布, 避免应力集中现象, 连续碳纤维断裂和拔出都需要消耗能量, 提升复合材料弯曲强度。

如图 3-3 (b) 所示, SiC-Z、D6-6K、D3-6K 和 D2-6K 材料断裂功分别为 508.70 ± 110.33 J/m²、 583.72 ± 147.56 J/m²、 967.10 ± 124.87 J/m² 和 1291.99 ± 161.39 J/m²。随着连续碳纤维引入和增加, 复合材料断裂功持续增加, 在 D2-6K 中达到最大值。这是由于连续碳纤维高能量吸收性质发挥作用。随着连续纤维束间距减小, 纤维含量增加, 可以将复合材料载荷到尽可能多转移连续碳纤维上。连续碳纤维对复合材料增强效果逐渐增加, 促使复合材料断裂功增加。复合材料断裂功测试示意图也在图 3-3 (b) 中显示。它展示复合材料在断裂功测试中开口位置和打印方向相对于加载方向示意图。

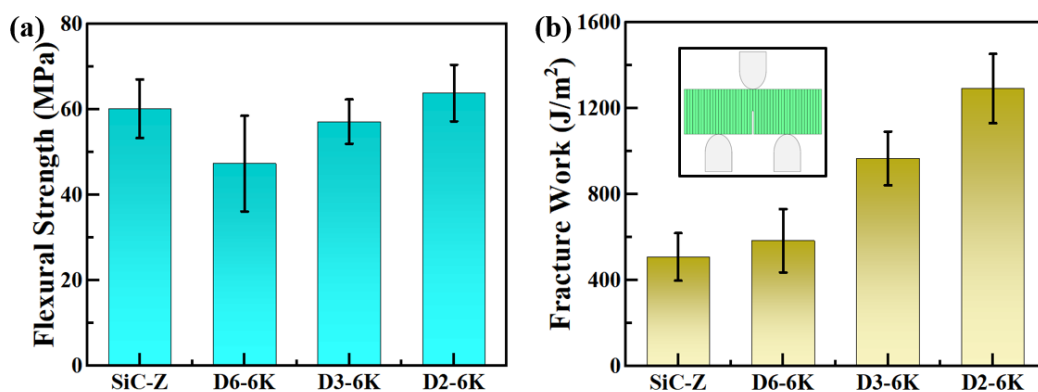


图 3-3 不同一维 Z 轴连续碳纤维间距增强碳化硅陶瓷基复合材料: (a) 弯曲强度; (b) 断裂功

3.3.3 宏微观形貌

宏微观形貌分析常常是材料科学等领域重要研究内容。宏观形貌是指物体表面在宏观尺度下整体外观特征，通常通过肉眼、放大镜或低倍光学显微镜进行观察。不同材料或物质宏观形貌差异，能够直观反映其制造工艺、加工质量及使用状态。材料表面裂纹、孔隙等现象，都是宏观形貌重要表现形式，并对材料可靠性和性能稳定性产生直接影响。宏观形貌研究不仅有助于快速评估材料质量和缺陷状况，也为失效分析、工艺改进和产品质量控制提供重要参考。微观形貌是指物体表面在微观尺度下细节特征，通常通过电子显微镜等高分辨率仪器来观察。不同材料或物质微观形貌差异能影响其物理、力学性能。材料表面粗糙度、孔隙结构等，都会在微观层面上体现出来，并对复合材料力学等性质产生影响。微观形貌研究不仅有助于深入理解材料基本性质，也为优化材料设计和提升材料性能提供科学依据^[107-111]。如图 3-4（a）和（c）所示，抛光后碳化硅表面呈现出光滑平整特征，具有较高反射和均匀光滑度。在微观层面，纯碳化硅抛光后表面形貌表现出均匀微观结构，碳化硅颗粒状结构开始显现，留下较为稀少孔洞，导致微小表面缺陷和粗糙区域。如图 3-4（b）和（d）所示，宏观上纯碳化硅断裂呈现出典型脆性断裂特征。断裂面较为平整缺乏显著裂纹偏移迹象，表现为一条相对规整裂纹扩展路径。在微观层面上，断裂面展现出明显脆性断裂特征，可以看到清晰裂纹扩展，碳化硅颗粒面成为裂纹扩展薄弱环节，导致裂纹沿表面扩展而并非在单一颗粒内传播，且裂纹扩展面表现为锯齿状和阶梯状特征，显示出断裂过程中颗粒之间断裂行为^[112,113]。

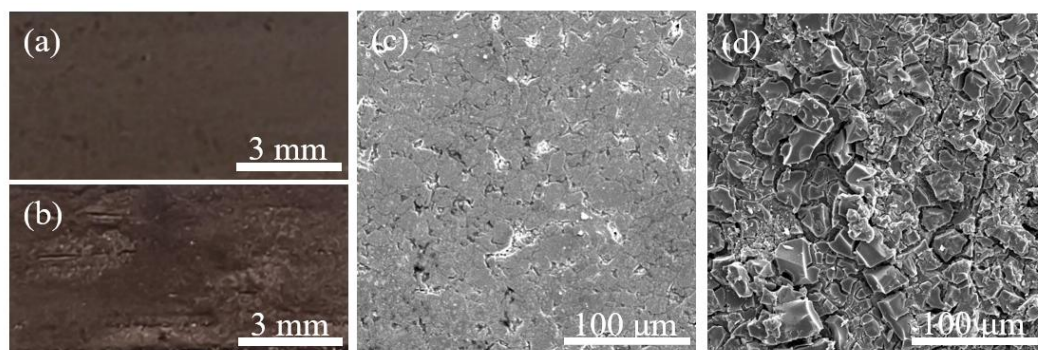


图 3-4 SiC-Z 宏微观形貌：（a）SiC-Z 抛光后宏观形貌图；（b）SiC-Z 断裂后宏观形貌图；
（c）SiC-Z 抛光后微观形貌图；（d）SiC-Z 断裂后微观形貌图

由于 D6-6K、D3-6K 和 D2-6K 中形貌基本一致且 D2-6K 性能最好，故仅展示 D2-6K 样件宏微观形貌。如图 3-5（a）所示，在碳化硅基体中，六个连续碳纤维束沿直线有序排列，间距精确为 2 mm，形成高度规则连续碳纤维增强结构。连续碳纤维束端面显示整齐圆形截面，这不仅反映连续碳纤维在碳化硅基体中均匀分布，也意味着在制造过程中对连续碳纤维精确控制和定位。如图 3-5（b）所示，连续碳纤维束被碳化硅基体紧密包裹，呈现出近乎圆形外观。连续纤维束和碳化硅基体之间孔隙被 PIP 生成碳化硅填充。如图 3-5（c）所示，连续碳纤维丝也被 PIP 生成碳化硅填充，但仍有一些孔隙。这因为 PIP 过程主要依赖于在真空下毛细作用将 PCS 和 DVB 溶液渗透到复合材料。这种方法无法确保复合材料完全致密化。

同时选择 D2-6K 进一步对断裂宏微观形貌观察。如图 3-5（d）所示，碳化硅基体首先在层间接缝处区域断裂成两部分。由于连续碳纤维发挥桥接作用，连续碳纤维并未完全从复合材料两部分中被拔出。连续碳纤维束断裂不均匀，断裂面也不平滑。图 3-5（e）显示连续碳纤维被碳化硅基体紧密包裹，表明连续碳纤维束和碳化硅基体之间有良好的结合。连续碳纤维中心黑色区域代表连续碳纤维被拔出后形成间隙。如图 3-5（f）所示，大多数连续碳纤维丝被 PIP 过程中生成碳化硅紧密包裹。断裂连续碳纤维丝表面展现出粗糙形貌，与图 2-1（b）中原始连续碳纤维丝光滑表面形成鲜明对比。垂直于断裂面平面展现出粗糙特性，表明在复合材料断裂过程中连续碳纤维束有效阻止裂纹传播并提高陶瓷基复合材料力学性能^[114,115]。

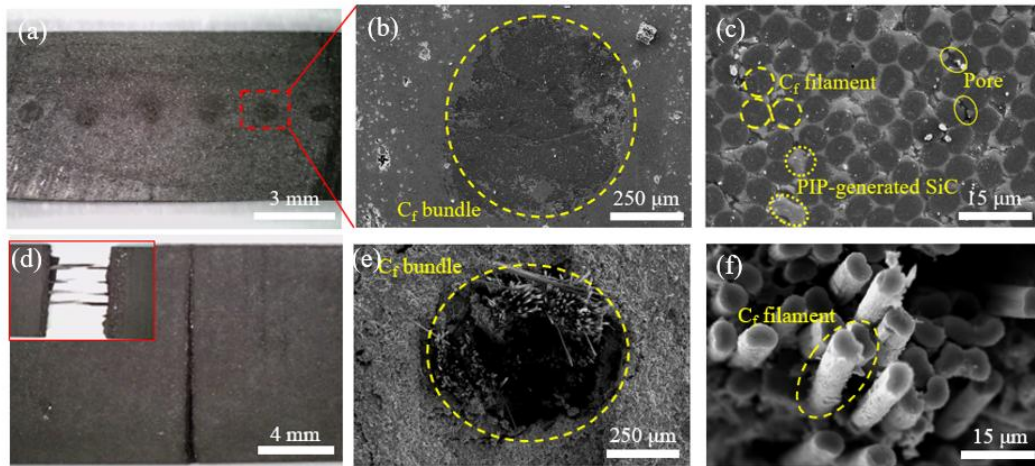


图 3-5 D2-6K 宏微观形貌：(a) D2-6K 抛光宏观形貌；(b) 连续碳纤维束抛光形貌；(c) 连续碳纤维丝抛光形貌；(d) D2-6K 断裂宏观形貌；(e) 连续碳纤维束断裂形貌；(f) 连续碳纤维丝断裂形貌

3.4 一维 Z 轴连续碳纤维丝数对增强碳化硅陶瓷基复合材料性能研究

在上节中，研究不同连续碳纤维间距对复合材料性能影响，得知在连续碳纤维丝数不变基础上，间距越低，纤维含量越高，复合材料性能越好，间距为 2 mm、丝数为 6K 的 D2-6K 样件力学性能最好。为进一步深入探讨这一新型复合材料性能表现，本节将重点研究连续碳纤维丝数对复合材料性能影响。丝数是连续碳纤维规格，指单束连续碳纤维丝中单丝数量，6K 即 6000 根。连续碳纤维丝数作为影响复合材料结构关键参数之一，对于复合材料力学性能有着至关重要的作用。不同丝数连续碳纤维分布会直接影响连续碳纤维增强效果，进而影响材料宏观性能和应用性能。

本节将从三个主要方面展开详细分析。首先，将考察不同连续碳纤维丝数对复合材料开孔率与体积密度性质影响。其次，弯曲强度与断裂功变化也将是本节重要内容。最后，宏微观形貌分析将解释更深入材料内部结构与性能之间关系。通过扫描电子显微镜等技术观察材料微观结构，以期揭示丝数对纤维分布、及裂纹扩展等方面影响。

通过这一系列实验分析，希望能系统地评估丝数对一维 Z 轴连续碳纤维增强碳化硅陶瓷基复合材料综合性能优化作用，为进一步材料设计和性能提升提供

理论依据与实践指导。

3.4.1 开孔率与体积密度

本节研究中，分别测量纯碳化硅和不同丝数一维 Z 轴连续碳纤维增强碳化硅陶瓷基复合材料开孔率与体积密度。这些数据为探讨不同结构设计对复合材料性能影响提供必要实验依据。

由表 3-3 可知，SiC-Z 开孔率与体积密度数值相对较高，作为基准样件，反映碳化硅材料自身特性。随着连续碳纤维加入，开孔率与体积密度均有所变化。对于连续碳纤维增强样件，尽管它们纤维含量依次增加，但开孔率变化较小。这些数据表明，纤维引入对开孔率影响较小，开孔率整体呈现出轻微下降趋势，且变化幅度非常小。结合 3.3.3 小节内容可知，连续碳纤维添加会略微降低开孔率但是纤维间距减小，连续碳纤维束数增多，会在制造过程中引入孔隙，二者综合后，基本持平。与开孔率变化相比，体积密度变化相对明显。随着纤维丝数增加，纤维含量也随之增加，体积密度逐步下降，这是因为连续碳纤维密度较低，因此其加入会替代部分较高密度碳化硅基体，导致整体体积密度下降。不同纤维含量样件体积密度变化反映纤维数量对整体材料结构影响。连续碳纤维加入主要改变复合材料体积结构，从而影响体积密度。

表 3-3 一维 Z 轴不同丝数连续碳纤维增强碳化硅陶瓷基复合材料开孔率与体积密度

复合材料名称	纤维间距 (mm)	纤维丝数	碳纤维含量 (vol.%)	开孔率 (%)	体积密度 (g/cm ³)
SiC-Z	0	0	0	12.79 ± 1.14	2.50 ± 0.03
D2-2K	2	2000	0.64	12.22 ± 1.25	2.47 ± 0.05
D2-4K	2	4000	1.28	12.03 ± 0.71	2.46 ± 0.05
D2-6K	2	6000	1.92	11.89 ± 0.76	2.44 ± 0.02

3.4.2 弯曲强度与断裂功

如图 3-6 (a) 所示，SiC-Z、D2-2K、D2-4K、D2-6K 材料弯曲强度分别为 60.17 ± 6.87 MPa、40.17 ± 11.37 MPa、53.62 ± 5.71 MPa 和 63.84 ± 6.62 MPa。弯曲强度整体呈现先下降后上升趋势。在引入连续碳纤维过程中会同时引入缺陷，因此

会出现先下降的趋势。其中 SiC-Z 代表纯碳化硅材料弯曲性能，D2-2K 虽然引入连续碳纤维增强，但纤维含量较低，且每束纤维丝数仅为 2000 根。低纤维含量不足以显著改善复合材料弯曲强度，特别是在负载传递方面。D2-4K 纤维丝数都有所增加，使得复合材料弯曲强度有所提升。增加连续碳纤维丝数量增强负载传递能力，弯曲强度明显高于 D2-2K 样件，但仍低于纯碳化硅。D2-6K 纤维含量最高，并且每束连续碳纤维丝数也达到 6000 根。高纤维含量和纤维丝数量增加显著提高复合材料弯曲强度。这表明，连续碳纤维对复合材料增强效果是明显，尤其在纤维含量较高时，连续纤维有效分担外部负载，提升复合材料弯曲强度。

如图 3-6 (b) 所示，SiC-Z、D2-2K、D2-4K、D2-6K 材料断裂功分别为 $508.70 \pm 110.33 \text{ J/m}^2$ 、 $686.18 \pm 154.24 \text{ J/m}^2$ 、 $1083.97 \pm 114.16 \text{ J/m}^2$ 和 $1291.99 \pm 161.39 \text{ J/m}^2$ 。在纤维间距相同情况下，随着纤维含量增加，每束纤维丝数增多，断裂功呈现上升趋势。当纤维含量较低时，断裂功提升不显著，因为碳纤维增强效应还未充分发挥出来。随着纤维含量增加，每束纤维丝数从 2000 根到 6000 根增加，连续碳纤维增强效果逐渐显现，纤维丝数增加提升纤维负载传递能力，帮助材料在受力时分散和吸收应力，从而提高复合材料断裂功^[116-118]。

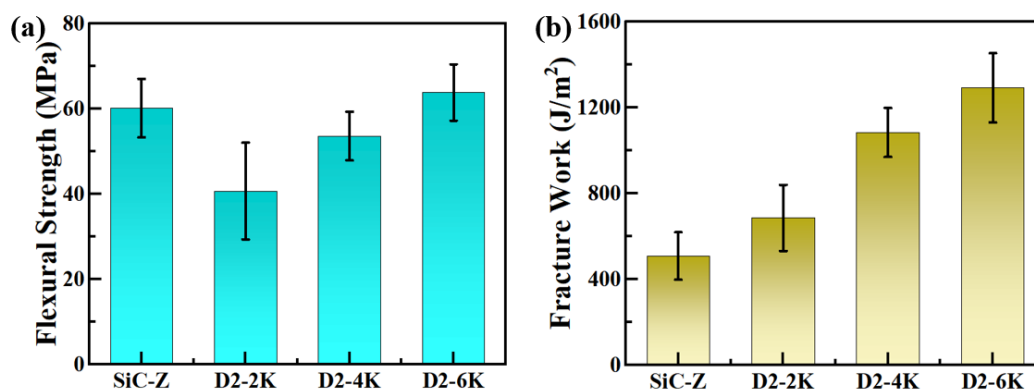


图 3-6 不同一维 Z 轴连续碳纤维丝数增强碳化硅陶瓷基复合材料：(a) 弯曲强度；(b) 断裂功

3.4.3 宏观形貌

从图 3-7 (a)、(g) 和图 3-5 (a) 宏观形貌来看，随着纤维丝数增加，抛光后复合材料表面呈现出不同均匀性。D2-2K 抛光后表面仍显示出较为明显纤维间隙和局部粗糙区域，表面平整度相对较差，且存在一些明显纤维排列痕迹。D2-

4K 中抛光后表面较为光滑, 纤维间隙较小且排列较为均匀, 表面看起来更为平整。对于 D2-6K 表面几乎看不见纤维间隙。这些差异主要来源于纤维丝数增加带来纤维排列更加紧密和均匀, 减小表面微小缺陷产生。从图 3-7(b)、(c)、(h)、(i) 和图 3-5(b)、(c) 微观形貌来看, D2-2K 中扫描电子显微镜下可以观察到较为明显纤维排列结构, 纤维与基体之间边界较为清晰, 且表面存在一定数量微小孔隙。纤维之间间隙较大, 表面微观粗糙度较高。随着纤维丝数增加, D2-4K 中纤维排列变得更加密集和均匀, 结合更加紧密, 微观上表面粗糙度显著降低, 纤维间隙较小。抛光后表面还可以观察到较少微孔。D2-6K 中纤维排列紧密性达到最优, 结合几乎完全无缝, 抛光后表面几乎看不到孔隙。

从图 3-7(d)、(j) 和图 3-5(d) 宏观形貌来看, D2-2K、D2-4K 和 D2-6K 断裂面呈现出较为规整裂纹扩展路径, 可以清晰看到断裂纤维端面。由于增材制造层层堆积, 材料整体抗裂纹扩展能力较弱, 裂纹扩展基本上都表现出较为稳定层间平面特征, 整体断裂面较为平整。其中连续碳纤维均呈现出纤维断裂、纤维拔出, 但也可以观察到随着连续纤维丝数增加, 纤维断裂和拔出效果愈加明显。从图 3-7(e)、(f)、(k)、(l) 和图 3-5(e)、(f) 微观形貌来看, D2-2K、D2-4K 和 D2-6K 断裂和纤维断裂后状态并未出现明显差异。均出现纤维断裂和纤维拔出现象、连续碳纤维丝被 PIP 生成碳化硅紧密包裹着。

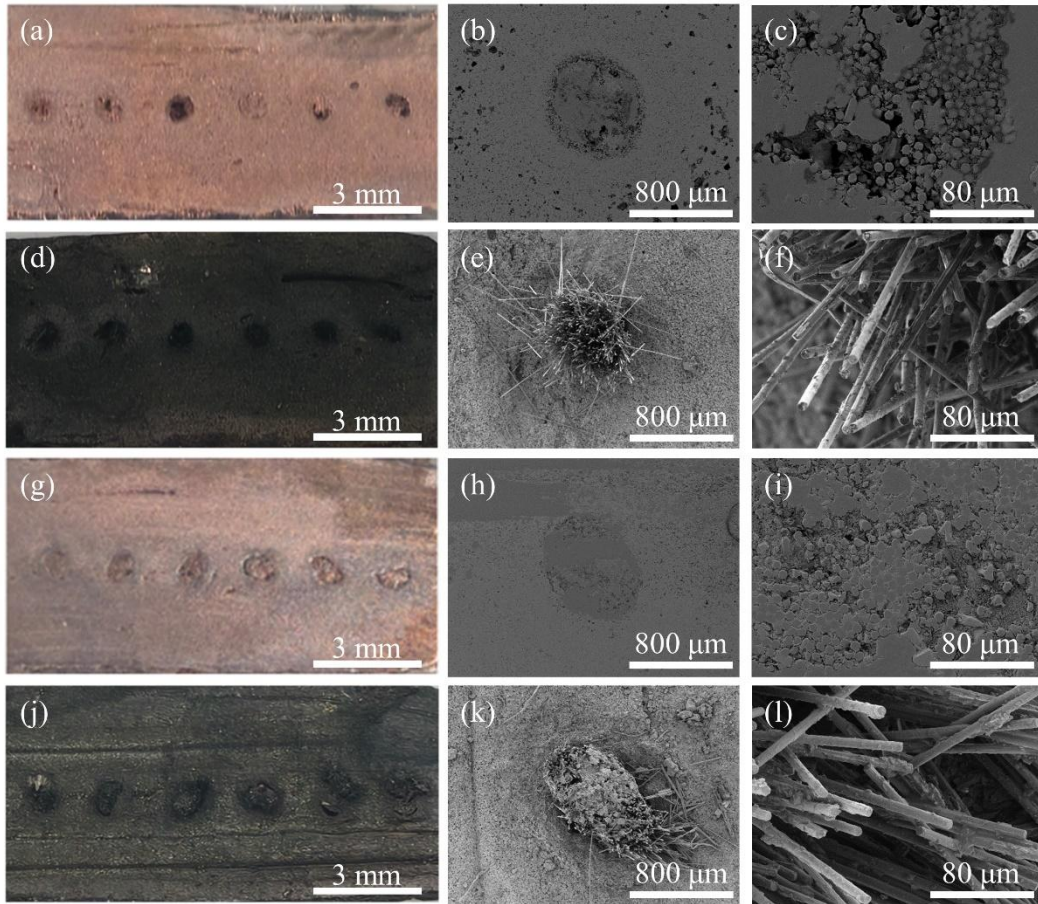


图 3-7 不同一维 Z 轴连续碳纤维丝数增强碳化硅陶瓷基复合材料：(a) D2-2K 抛光宏观形貌；(b) D2-2K 连续碳纤维束抛光形貌；(c) D2-2K 连续碳纤维丝抛光形貌；(d) D2-2K 断裂宏观形貌；(e) D2-2K 连续碳纤维束断裂形貌；(f) D2-2K 连续碳纤维丝断裂形貌；(g) D2-4K 抛光宏观形貌；(h) D2-4K 连续碳纤维束抛光形貌；(i) D2-4K 连续碳纤维丝抛光形貌；(j) D2-4K 断裂宏观形貌；(k) D2-4K 连续碳纤维束断裂形貌；(l) D2-4K 连续碳纤维丝断裂形貌

如图 3-8 所示，碳化硅陶瓷基体断裂、连续碳纤维桥接、连续碳纤维从碳化硅陶瓷脱粘、连续碳纤维断裂和连续碳纤维拔出都吸收能量。连续碳纤维通过应力传递与能量吸收改善增材制造复合材料的层间结合性能。

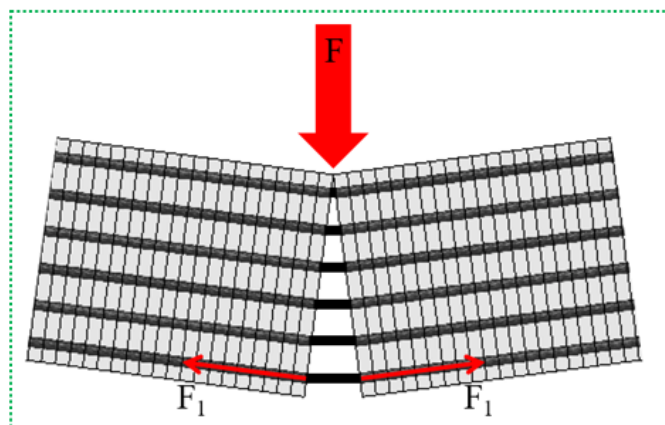


图 3-8 一维 Z 轴连续纤维增强碳化硅陶瓷基复合材料机制示意图

3.5 本章小结

本章通过材料挤出增材制造成功制备一维 Z 轴连续碳纤维增强碳化硅陶瓷基复合材料，系统研究不同纤维间距和丝数对材料开孔率与体积密度、弯曲强度与断裂功及宏微观形貌影响规律。通过自主研发定轴旋转抬升同步器与材料挤出增材制造设备相配合，实现连续碳纤维在 Z 轴方向精准垂直分布，有效避免增材制造过程中层间结合性差问题，显著提升复合材料力学性能与结构稳定性。

(1) 纤维间距减小（6 mm 至 2 mm）与丝数增加（2000 至 6000）可优化材料增强效果。当纤维间距为 2 mm、丝数为 6000 时（D2-6K），复合材料表现出最优综合性能：弯曲强度达 63.84 ± 6.62 MPa，较纯碳化硅提升 6.10%；断裂功达 1291.99 ± 161.39 J/m²，较纯碳化硅提升 153.98%。

(2) 宏微观形貌分析显示，连续碳纤维与碳化硅基体结合良好，纤维桥接与拔出机制显著提高裂纹扩展阻力。此外，纤维引入表明纤维特性影响着复合材料开孔率与体积密度。

(3) 研究揭示纤维增强机制：基体断裂、纤维桥接、纤维脱粘、纤维断裂和纤维拔出都吸收能量。连续碳纤维通过应力传递与能量吸收改善层间结合性，其高能量吸收性有效延缓脆性断裂；纤维间距缩小增强应力分布均匀性，而丝数增加则提升载荷承载能力。连续纤维引入不仅为增材制造陶瓷基复合材料提供额外力学支撑，还能够有效地减小层间分离现象发生，避免逐层堆积过程中层间粘接不良问题。本研究为层间结合较弱增材制造提供理论依据与技术方案。

第 4 章 二维编织连续碳纤维增强碳化硅陶瓷基复合材料制备与性能研究

4.1 引言

在上一章中，通过研究一维 Z 轴连续碳纤维增强碳化硅陶瓷基复合材料制备方法及其性能，对不同纤维间距和丝数分布结构和含量进行优化，探讨其对开孔率与体积密度、弯曲强度与断裂功以及宏微观形貌影响。研究表明，连续碳纤维引入对于复合材料弯曲强度与断裂功提升具有重要作用，且间距和丝数调控可以显著改善材料综合性能。这种一维 Z 轴结构展现连续纤维增强碳化硅陶瓷基复合材料增材制造能力，并且在一定程度上解决增材制造层间分离等问题，使材料在承受荷时表现出更优异强度和稳定性。然而，一维 Z 轴结构虽然在性能上表现出一定优势，但仍存在一些局限性。例如，连续纤维始终为直线状态，这并没有完全体现出增材制造优势。

由于现有连续纤维增强陶瓷基复合材料增材制造方式主要是通过共挤出法和分步法。虽然这两种方法已经对复合材料有极大改善，但共挤出法中连续纤维和陶瓷浆料始终处于一维平行态，限制增材制造中连续纤维定制编织技术优势。分步法操作较为复杂，没有体现直接成型优势。如何进一步提升复合材料增材制造优势成为一个值得深入研究课题。

因此，本章将重点探讨二维编织连续碳纤维增强碳化硅陶瓷基复合材料制备方法及其性能研究。研究二维编织连续碳纤维增强碳化硅陶瓷基复合材料制备方法，探讨不同纤维波长和相位对材料性能影响，并通过实验分析其开孔率与体积密度、弯曲强度与断裂功和宏微观形貌特征，探索其在碳化硅陶瓷基复合材料中影响规律和增强机制，进一步揭示二维编织连续碳纤维对碳化硅陶瓷基复合材料增强效果，以期为高性能陶瓷基复合材料设计和优化提供理论依据和技术支持。

4.2 二维编织连续碳纤维增强碳化硅陶瓷基复合材料制备

为制备二维编织连续碳纤维增强碳化硅陶瓷基复合材料,本研究采用一个陶瓷浆料喷嘴和两个连续纤维喷嘴协调运动来实现连续碳纤维编织布置于碳化硅陶瓷层中,并通过优化纤维喷嘴移动参数和初始位置来调控复合材料增强效果。

如图 4-1 (a) 所示,碳化硅浆料喷嘴沿 X 轴方向移动,纤维喷嘴在 Y 轴方向上移动。通过将碳化硅浆料喷嘴 X 轴线性移动与纤维喷嘴 Y 轴线性移动相结合,实现连续碳纤维在平面中二维编织。在此过程中,纤维排列方式由纤维喷嘴移动参数和初始位置共同决定。通过调节纤维喷嘴在 Y 轴方向上移动速度,可以实现二维编织纤维波长变化。通过调节纤维喷嘴初相位置,可以实现编织结构中纤维相位调控,这对于提高复合材料弯曲强度与断裂功和优化纤维分布具有重要意义。相位改变能够有效调整纤维在基体中分布位置,进而影响复合材料力学响应和稳定性。通过同时控制纤维喷嘴移动速度和相位位置,不仅可以实现不同波长编织结构,还能创造出多样化编织形态。这种可调节编织方式使得二维编织复合材料具有更大设计自由度,能够根据具体应用需求优化其各项性能。

此外,整个制备过程中,陶瓷浆料喷嘴移动轨迹和连续碳纤维铺设方式还可以进一步调节,以满足不同应用领域对复合材料结构特殊要求。例如,可以通过改变陶瓷浆料喷嘴移动路径调控连续碳纤维铺设方向,可以通过改变连续碳纤维喷嘴数量调控连续纤维编织铺设,从而实现对复合材料连续碳纤维增强结构多线程控制。最终,通过这一系列精细调控,能够成功制备出具有高性能二维编织连续碳纤维增强碳化硅陶瓷基复合材料,为高端材料研发和应用提供新技术路径。

如图 4-1 (b) 和 (c) 所示,在本章研究中二维编织连续碳纤维增强碳化硅陶瓷基复合材料样件长度为 36 mm,宽度为 10 mm,高度为 6 mm,层高为 2 mm。将没有引入连续碳纤维纯碳化硅陶瓷基复合材料样件命名 SiC-W。如表 4-1 所示,对于连续碳纤维波长分别为 18 mm、12 mm、6 mm,同层两束连续碳纤维相位差固定为 π ,相邻层连续碳纤维相位差固定为 0,即相邻层连续碳纤维重叠的二维编织连续碳纤维增强陶瓷基复合材料分别命名为 18- π -0、12- π -0 和 6- π -0。对于连续碳纤维波长固定为 12 mm,同层两束连续碳纤维相位差为 π 、 π 、 $\pi/2$,相邻层连续碳纤维相位差为 0、 $\pi/2$ 、 π 二维编织连续碳纤维增强陶瓷基复合材料

分别命名为 $12-\pi-0$ 、 $12-\pi-\pi/2$ 和 $12-\pi/2-\pi$ 。

表 4-1 二维编织连续碳纤维增强碳化硅陶瓷基复合材料

类型	复合材料名称	纤维波长 (mm)	同层两束纤维 相位差	相邻层纤维相 位差
纯 SiC	SiC-W	-	-	-
不同连续碳纤 维波长	$18-\pi-0$	18	π	0
	$12-\pi-0$	12	π	0
	$6-\pi-0$	6	π	0
不同连续碳纤 维相位	$12-\pi-0$	12	π	0
	$12-\pi-\pi/2$	12	π	$\pi/2$
	$12-\pi/2-\pi$	12	$\pi/2$	π

在陶瓷浆料喷嘴打印速度为 0.5 mm/s，可以得知 $18-\pi-0$ 样件中每层中两束连续碳纤维波公式均为 $y=3.5\cos(t\times\pi/18)$ 和 $y=3.5\cos(t\times\pi/18-\pi)$ ， $12-\pi-0$ 样件中每层中两束连续碳纤维波公式均为 $y=3.5\cos(t\times\pi/12)$ 和 $y=3.5\cos(t\times\pi/12-\pi)$ ， $6-\pi-0$ 样件中每层中两束连续碳纤维波公式均为 $y=3.5\cos(t\times\pi/6)$ 和 $y=3.5\cos(t\times\pi/6-\pi)$ 。 $12-\pi-\pi/2$ 中第一层两束连续碳纤维波公式为 $y=3.5\cos(t\times\pi/12)$ 和 $y=3.5\cos(t\times\pi/12-\pi)$ ，第二层两束连续碳纤维波公式为 $y=3.5\cos(t\times\pi/12-\pi/2)$ 和 $y=3.5\cos(t\times\pi/12-3\pi/2)$ 。 $12-\pi/2-\pi$ 中第一层两束连续碳纤维波公式为 $y=3.5\cos(t\times\pi/12-\pi/2)$ 和 $y=3.5\cos(t\times\pi/12-\pi)$ ，第二层两束连续碳纤维波公式为 $y=3.5\cos(t\times\pi/12-3\pi/2)$ 和 $y=3.5\cos(t\times\pi/12)$ 。如图 4-1 (d) 所示，展示二维编织连续碳纤维增强碳化硅陶瓷基复合材料样件力学测试示意图。

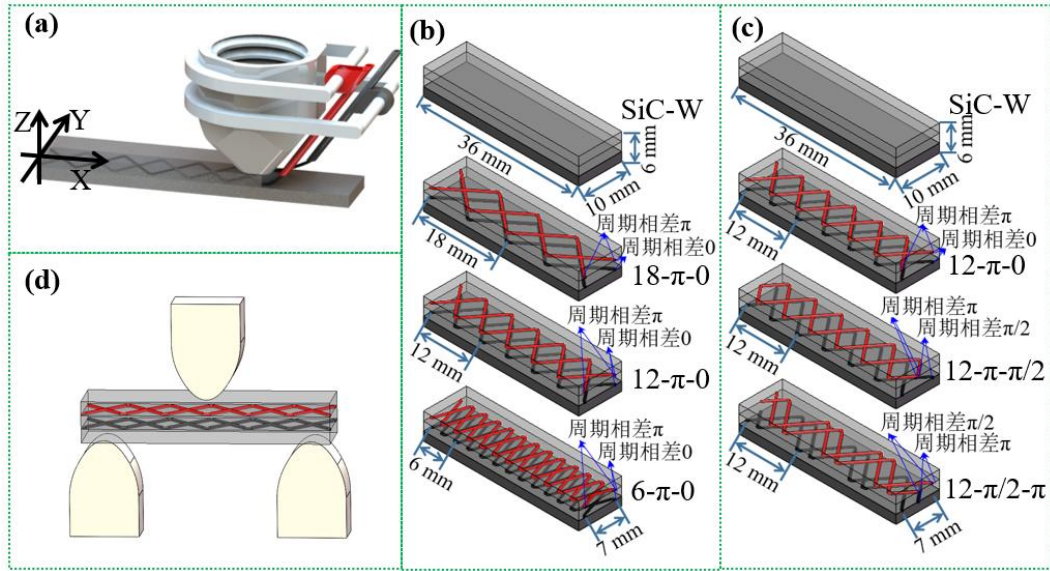


图 4-1 (a) 二维编织连续碳纤维增强陶瓷基复合材料制备示意图；(b) 不同纤维波长样件示意图；(c) 不同纤维相位样件示意图；(d) 样件力学测试示意图

4.3 二维编织连续碳纤维波长对增强碳化硅陶瓷基复合材料性能研究

二维编织连续碳纤维波长对增强碳化硅陶瓷基复合材料性能有重要影响，尤其是弯曲强度与断裂功与连续碳纤维波长有着密切关系。波长是指在连续碳纤维周期性结构中表面波动距离。波长大小直接影响纤维分布密度以及复合材料结构特性。较小波长意味着表面波动距离较短，连续碳纤维在平面中更为紧密排列。另一方面，较大间距意味着表面波动距离增大，连续碳纤维分布相对较为疏松，会近似趋于直线。因此，研究纤维波长对复合材料性能影响，是优化二维编织关键之一。

为全面评估纤维波长对复合材料性能影响，本研究将从开孔率与体积密度、弯曲强度与断裂功以及宏微观形貌等方面进行详细分析。首先，将探讨不同波长连续碳纤维增强碳化硅陶瓷基复合材料在开孔率与体积密度等物理性质方面差异；接着，分析纤维波长变化对材料弯曲强度与断裂功影响；最后，通过扫描电子显微镜等技术，观察不同波长下复合材料宏微观形貌特征，揭示连续纤维与碳化硅基体结合状态以及纤维分布均匀性。

通过对这些方面系统研究，能够深入理解节距对二维编织连续碳纤维增强碳

化硅陶瓷基复合材料综合性能影响，并为其在高性能工程材料中应用提供理论指导和实验依据。

4.3.1 开孔率与体积密度

本节研究中，分别测量纯碳化硅和不同波长二维编织连续碳纤维增强碳化硅陶瓷基复合材料开孔率与体积密度。这些数据为探讨不同结构设计对复合材料性能影响提供必要实验依据。

由表 4-2 可知，四种样件开孔率变化较小，都集中在 12%左右。因此，连续碳纤维平面编织基本不会影响复合材料开孔率。体积密度随着纤维含量增加略有下降。因为连续碳纤维密度低于碳化硅基体密度，因此纤维加入会减小复合材料总体体积密度。尽管各样件开孔率变化不大，但纤维加入会影响复合材料体积密度。

表 4-2 不同二维编织连续碳纤维波长增强碳化硅陶瓷基复合材料开孔率与体积密度

复合材料名称	纤维波长 (mm)	同层两束纤维相位差	相邻层纤维相位差	碳纤维含量 (vol.%)	开孔率 (%)	体积密度 (g/cm ³)
SiC-W	-	-	-	0	12.28 ± 1.13	2.49 ± 0.03
18- π -0	18	π	0	1.20	12.04 ± 1.47	2.48 ± 0.02
12- π -0	12	π	0	1.43	12.48 ± 1.37	2.47 ± 0.05
6- π -0	6	π	0	2.28	12.06 ± 1.23	2.43 ± 0.03

4.3.2 弯曲强度与断裂功

如图 4-2 (a) 所示，SiC-W、18- π -0、12- π -0 和 6- π -0 材料弯曲强度分别为 83.47 ± 6.69 MPa、92.05 ± 11.08 MPa、97.62 ± 9.56 MPa 和 82.90 ± 7.55 MPa。弯曲强度整体呈现先上升后下降趋势。相较于纯碳化硅，在加入连续碳纤维后，复合材料弯曲强度有所提升，表明连续碳纤维作为高强度增强体，其引入可以在基体内形成有效应力传递通道，且随着波长减小，复合材料弯曲强度有所提高。但当波长进一步缩短时，弯曲强度下降至 82.90 MPa，接近纯碳化硅水平。这表明，当纤维波长过短时，纤维编织密度增加，导致局部区域纤维堆积，会引发纤维分

布不均、缺陷增多等问题，从而降低整体弯曲强度。说明适当连续碳纤维波长有助于提高材料弯曲强度。

如图 4-2 (b) 所示, SiC-W、18- π -0、12- π -0 和 6- π -0 材料断裂功分别为 $513.68 \pm 143.05 \text{ J/m}^2$ 、 $1079.40 \pm 187.95 \text{ J/m}^2$ 、 $1528.25 \pm 192.47 \text{ J/m}^2$ 和 $894.66 \pm 89.34 \text{ J/m}^2$ 。断裂功整体呈现持续上升趋势。随着连续碳纤维加入, 裂纹扩展路径受到增强体影响, 通过裂纹偏转、纤维桥接等机制提高断裂功。随着纤维波长降低, 能够有效提高裂纹扩展阻力, 改善复合材料吸能能力。然而, 当波长进一步缩短时断裂功性能下降。这是由于波长过短导致纤维弯曲程度增加, 使得应力集中现象加剧, 同时结合状态变差, 从而降低裂纹扩展时耗能能力, 但相较于纯碳化硅仍有显著提升^[119-122]。

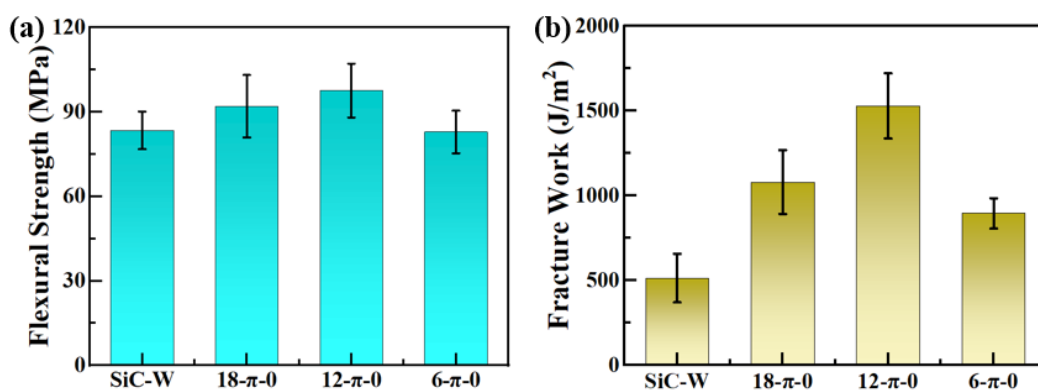


图 4-2 不同二维编织连续碳纤维波长增强碳化硅陶瓷基复合材料: (a) 弯曲强度; (b) 断裂功

二维编织连续碳纤维能够提升碳化硅陶瓷基复合材料弯曲强度与断裂功, 但纤维波长对弯曲强度与断裂功影响存在最优范围。当波长从 18 mm 缩短至 12 mm 时, 弯曲强度与断裂功均达到最高值, 表明此时纤维分布及裂纹桥接效应较为理想。而当波长继续缩短至 6 mm, 材料弯曲强度与断裂功反而下降, 与纤维排列密度过高、纤维弯曲程度增加及缺陷增多等因素有关。这一规律表明, 优化纤维编织参数对于提高连续碳纤维增强碳化硅陶瓷基复合材料力学性能至关重要^[123-126]。

4.3.3 宏微观形貌

如图 4-3 (a)、(b) 和 (c) 所示, 18- π -0 和 12- π -0 纤维排列较为均匀, 基体

能够较好填充纤维间隙，从而维持良好连续性。但当波长缩短至 6 mm 时，由于编织密度增加，基体在纤维间隙中填充能力降低，导致波峰波谷区域较易出现局部缺陷甚至孔隙。由于三种样件 YZ 切面形状基本一致，选择性能最好 12- π -0 为例，如图 4-3 (d) 和 (e) 所示，连续碳纤维束呈现为束状结构，其外观呈现出整齐排列，四束连续纤维呈现出四方形状。这些连续碳纤维束嵌入碳化硅基体后，沿着复合材料受力方向排列，形成增强相骨架结构。纤维与碳化硅基体之间存在一定缺陷。连续碳纤维丝之间呈现出紧密排列特征。

在断裂形貌中，虽然 18- π -0 和 12- π -0 波长有差异，但是纤维含量基本相当且断裂位置也基本相当。由于 12- π -0 性能较高，以 12- π -0 为特征进一步做断裂观察。如图 4-3 (f) 和 (g) 所示，断裂面呈现较为均匀裂纹分布，裂纹扩展路径较为曲折，纤维被拉拔和剥离现象较为显著，这说明纤维到基体能够有效传递载荷。连续碳纤维丝上出现明显脱粘现象，也在一定程度上抑制基体裂纹扩展。同时纤维能够在裂纹扩展时起到桥接作用促进陶瓷基体裂纹偏转，使得裂纹面之间应力得以传递^[127,128]。但当波长减小至 6 mm 时，如图 4-3 (h) 和 (i) 所示，材料表现出一定层裂现象，尤其是在纤维束和基体交界处，裂纹扩展表现出局部非均匀性。这是因为纤维弯曲程度增加，纤维填充变得过于松散或局部应力过大，微裂纹增多。此外，纤维密度过高使得基体在局部区域分布不均，降低材料整体承载能力。

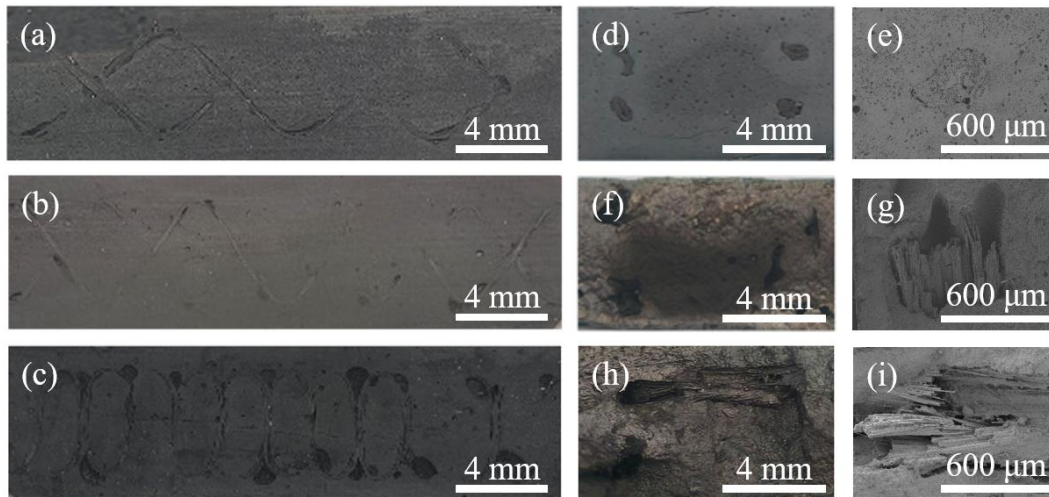


图 4-3 不同二维编织连续碳纤维波长增强碳化硅陶瓷基复合材料：(a) 18- π -0XY 切面；(b) 12- π -0XY 切面；(c) 6- π -0XY 切面；(d) 12- π -0 连续碳纤维束抛光形貌；(e) 12- π -0 连续碳纤维丝抛光形貌；(f) 12- π -0 连续碳纤维束断裂形貌；(g) 12- π -0 连续碳纤维丝断裂形貌；(h) 6- π -0 连续碳纤维束断裂形貌；(i) 6- π -0 连续碳纤维丝断裂形貌

4.4 二维编织连续碳纤维相位对增强碳化硅陶瓷基复合材料性能研究

在上一节中，讨论不同二维编织连续碳纤维波长增强碳化硅陶瓷基复合材料性能。得知在相位不变基础上，波长为 12 mm 的 12- π -0 样件弯曲强度与断裂功性能最好。为进一步深入探讨这一新型复合材料性能表现，本节将重点研究二维编织连续碳纤维相位对复合材料性能影响。相位差是指在周期性和波动性结构中，纤维排列相对于初始基准位置所产生相位偏移。连续碳纤维相位作为影响材料结构关键参数之一，对于复合材料弯曲强度与断裂功有着至关重要的作用。不同相位连续碳纤维分布方式会直接影响连续碳纤维增强效果，进而影响材料宏观性能和应用性能。

本节将从三个主要方面展开详细分析。首先，将考察不同相位对复合材料开孔率与体积密度性质影响。其次，弯曲强度与断裂功性能变化也将是本节重要内容。最后，宏微观形貌分析将提供更深入复合材料内部结构与性能之间关系，通过扫描电子显微镜等技术观察材料微观结构，以期揭示相位对纤维分布及裂纹扩

展等方面影响。

通过这一系列实验分析，希望能系统地评估相位对二维编织连续碳纤维增强碳化硅陶瓷基复合材料综合性能优化作用，为进一步材料设计和性能提升提供理论依据与实践指导。

4.4.1 开孔率与体积密度

本节研究中，分别测量纯碳化硅和不同相位二维编织连续碳纤维增强碳化硅陶瓷基复合材料开孔率与体积密度。这些数据为探讨不同结构设计对复合材料性能影响提供必要实验依据。

由表 4-3 可知，四种样件开孔率变化相对较小，均保持在 12%左右。这表明，虽然连续碳纤维编织结构中引入不同相位，但是纤维含量等参数均没有变化，所以开孔率变化较为微小。开孔率稳定性表明，二维编织方式中连续碳纤维相位改变即排列方式改变对开孔率影响相对较小。从体积密度数据来看，碳化硅体积密度最高，而加入连续碳纤维后，体积密度略有降低。随着相位变化，样件体积密度也基本保持不变。虽然这些样件相位不同，纤维之间空间排列不同，但其纤维含量等参数均保持不变，故而样件体积密度基本保持不变。

表 4-3 不同二维编织连续碳纤维相位增强碳化硅陶瓷基复合材料开孔率与体积密度

复合材料名称	纤维波长 (mm)	同层两束纤维相位差	相邻层纤维相位差	碳纤维含量 (vol.%)	开孔率 (%)	体积密度 (g/cm ³)
SiC-W	-	-	-	0	12.28 ± 1.13	2.49 ± 0.03
12- π -0	12	π	0	1.43	12.48 ± 1.37	2.47 ± 0.05
12- π - $\pi/2$	12	π	$\pi/2$	1.43	12.42 ± 0.99	2.45 ± 0.04
12- $\pi/2$ - π	12	$\pi/2$	π	1.43	12.49 ± 0.94	2.46 ± 0.02

4.4.2 弯曲强度与断裂功

如图 4-4 (a) 所示，SiC-W、12- π -0、12- π - $\pi/2$ 和 12- $\pi/2$ - π 材料弯曲强度分别为 83.47 ± 6.69 MPa、97.62 ± 9.56 MPa、107.55 ± 8.85 MPa 和 94.65 ± 8.55 MPa。相较于纯碳化硅，加入连续碳纤维后，复合材料弯曲强度有显著提升，

表明碳纤维增强作用有效。相邻层纤维相位差引入可提高弯曲强度。 $12-\pi-\pi/2$ 相比 $12-\pi-0$ 弯曲强度提高 10.17%。这表明, 相邻层连续碳纤维相位差为 $\pi/2$ 编织结构有助于均匀分布应力, 提高复合材料整体承载能力。这是因为 $\pi/2$ 相位差使纤维在不同方向上受力较为均衡, 减小局部应力集中, 提高材料抗弯能力。但当同层相位差调整为 $\pi/2$, 相邻层连续纤维相位差调整为 π 时, $12-\pi/2-\pi$ 与 $12-\pi-\pi/2$ 在空间俯视状态下四束连续碳纤维位置完全相同, 仅是每层陶瓷之间两束连续碳纤维相位差不同。而 $12-\pi/2-\pi$ 弯曲强度均低于 $12-\pi-0$ 和 $12-\pi-\pi/2$ 。这是层内连续碳纤维相位差为 $\pi/2$, 相邻层连续碳纤维相位差为 π 时, 纵截面下连续碳纤维成平行四边形, 相邻层纤维排列方式使部分区域应力集中, 削弱整体承载能力。这种规律产生原因与材料结构变化密切相关^[129,130]。

如图 4-4 (b) 所示, SiC-W、 $12-\pi-0$ 、 $12-\pi-\pi/2$ 和 $12-\pi/2-\pi$ 陶瓷基复合材料断裂功分别为 $513.68 \pm 143.05 \text{ J/m}^2$ 、 $1528.25 \pm 192.47 \text{ J/m}^2$ 、 $1707.86 \pm 208.83 \text{ J/m}^2$ 和 $1346.43 \pm 96.51 \text{ J/m}^2$ 。加入连续碳纤维后, 断裂功大幅提升, 反映连续碳纤维在复合材料断裂过程中吸收能量能力。 $12-\pi-\pi/2$ 性能最高, 说明这种编织方式最有利于提高复合材料断裂功。这是因为 $\pi/2$ 相位差使得相邻层碳纤维编织结构相互交错, 在受力过程中能够均匀分散裂纹传播路径, 增加裂纹扩展所需能量。同时相邻层连续碳纤维负载分配更加均衡, 提高裂纹偏转和桥接效应以及基体开裂后载荷再分配, 从而提高整体断裂功。层内相位差为 $\pi/2$, 相邻层相位差为 π 的 $12-\pi/2-\pi$, 断裂功相比 $12-\pi-\pi/2$ 有所下降, 表明这种编织方式抗裂纹扩展能力相对较弱。因为连续纤维排列模式导致局部应力集中, 使裂纹传播路径趋于直线化, 降低裂纹偏转作用, 进而降低材料断裂功^[131-133]。

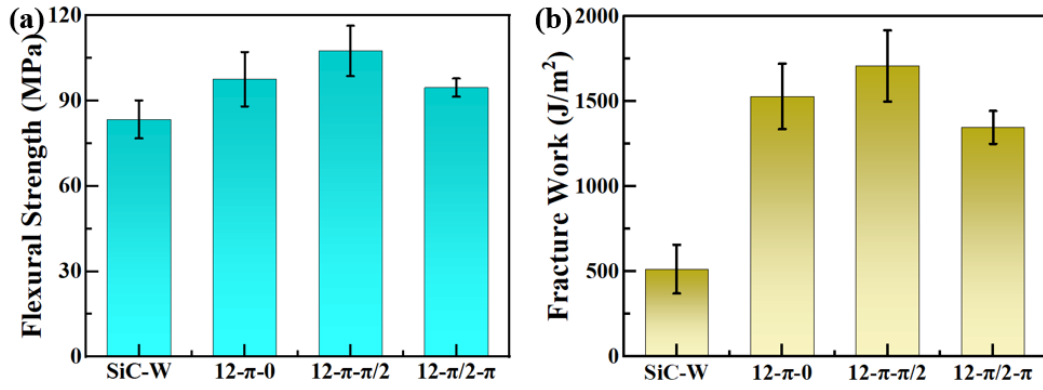


图 4-4 不同二维编织连续碳纤维相位增强碳化硅陶瓷基复合材料：(a) 弯曲强度；(b) 断裂功

4.4.3 宏微观形貌

如图 4-5 (a)、(b)、(e) 和 (f) 所示，连续碳纤维束呈现为束状结构，其外观呈现出整齐排列。12- π - $\pi/2$ 中四束连续碳纤维呈现出三角形。12- π - π 四束连续纤维呈现出平行四边形。由于纤维丝数等参数和工艺均相同，微观形貌无明显差异。如图 4-5 (c) 和 (d) 所示，12- π - $\pi/2$ 断裂面四束连续纤维呈现出三角形，是因为其中有两束连续纤维相交，也可以看出连续碳纤维空间分布更均匀，更利于应力分散。其中连续碳纤维断裂后呈现出倾斜角度，裂纹扩展不容易穿透相邻层，导致裂纹沿着连续碳纤维传播出现裂纹偏转现象，能够更有效地提高材料弯曲强度与断裂功。如图 4-5 (g) 和 (h) 所示，12- π - π 断裂面四束连续纤维呈现出平行四边形，连续碳纤维载荷传递能力较弱，从而降低整体弯曲强度与断裂功性能。整体来看，相位优化可以作为调控连续碳纤维增强碳化硅陶瓷基复合材料弯曲强度与断裂功性能重要手段，通过合理选择相位关系，可以改变复合材料裂纹偏转模式，提升复合材料弯曲强度与断裂功性能。如图 4-5 (k) 所示，纤维排列较为均匀，基体能够较好填充纤维间隙，从而维持良好连续性。波峰与波谷区域仍较易出现局部缺陷。如图 4-5 (i) 和 (j) 所示，弯曲强度和断裂功性能最好的 12- π - $\pi/2$ 横截面抛光后的元素分布图可知，在连续碳纤维与碳化硅陶瓷基体交界区域，元素分布轮廓较为清晰，连续碳纤维区域还是以碳元素为主，未观察到明显硅元素向连续碳纤维迁移以及碳元素向碳化硅基体扩散的迹象，表明元素未迁移。界面结合主要是物理形式结合，连续纤维束内存在有 PIP 过程产生的碳化

硅，有利于通过界面脱粘耗能，进一步提高复合材料的力学性能。

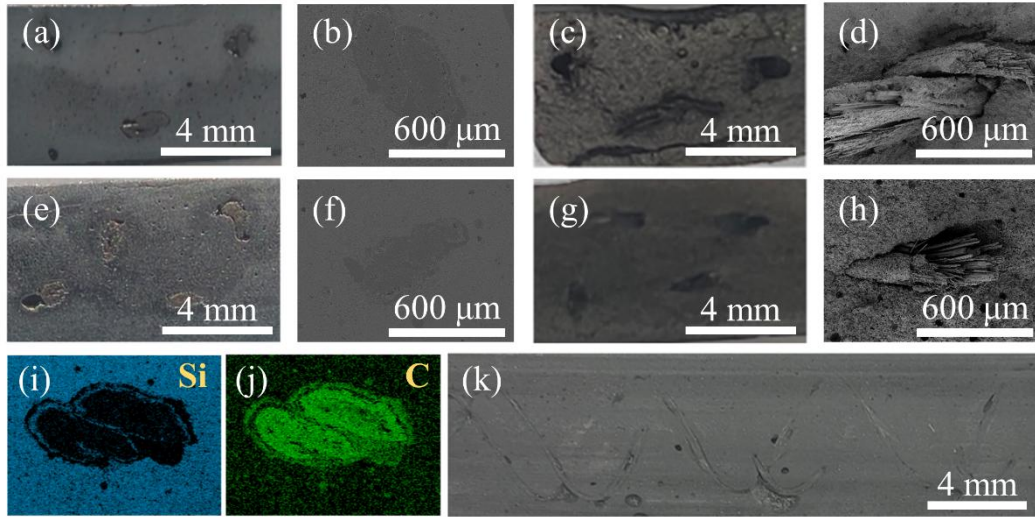


图 4-5 不同二维编织连续碳纤维相位增强碳化硅陶瓷基复合材料：(a) 12- π - $\pi/2$ 连续碳纤维束抛光形貌；(b) 12- π - $\pi/2$ 连续碳纤维丝抛光形貌；(c) 12- π - $\pi/2$ 连续碳纤维束断裂形貌；(d) 12- π - $\pi/2$ 连续碳纤维丝断裂形貌；(e) 12- $\pi/2$ - π 连续碳纤维束抛光形貌；(f) 12- $\pi/2$ - π 连续碳纤维丝抛光形貌；(g) 12- $\pi/2$ - π 连续碳纤维束断裂形貌；(h) 12- $\pi/2$ - π 连续碳纤维丝断裂形貌；(i) 12- π - $\pi/2$ 抛光面 Si 元素面分布；(j) 12- π - $\pi/2$ 抛光面 C 元素面分布；(k) 12- $\pi/2$ - π XY 切面

如图 4-6 所示，碳化硅陶瓷基体断裂、连续碳纤维波状倾斜角度促使碳化硅陶瓷基体断裂裂纹发生偏转、连续碳纤维桥接、连续碳纤维脱粘、连续碳纤维断裂和连续碳纤维拔出都吸收能量。二维编织通过多向应力传递与能量吸收提升复合材料弯曲强度与断裂功。

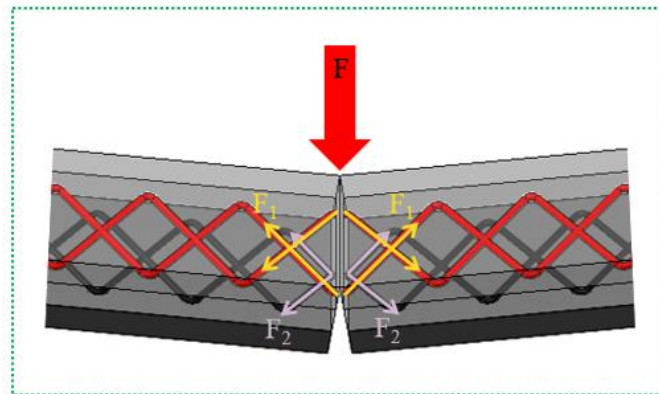


图 4-6 二维编织连续纤维增强碳化硅陶瓷基复合材料机制示意图

4.5 本章小结

本章通过多喷嘴协同运动策略与材料挤出增材制造相配合, 成功实现二维编织连续碳纤维增强碳化硅陶瓷基复合材料制备, 系统研究纤维波长与相位对材料开孔率与体积密度、弯曲强度与断裂功及宏微观形貌影响规律。显著提升复合材料力学性能与结构设计自由度。

(1) 当纤维波长为 12 mm (样件 12- π -0) 时, 复合材料表现出最优综合性能: 弯曲强度达 97.62 ± 9.56 MPa, 较纯碳化硅提升 16.95%; 断裂功达 1528.25 ± 192.47 J/m², 较纯碳化硅提升 197.51%。进一步引入相邻层相位差 $\pi/2$ (样件 12- π - $\pi/2$) 后, 弯曲强度与断裂功进一步提升至 107.55 ± 8.85 MPa 和 1707.86 ± 208.83 J/m², 较纯碳化硅分别提升 28.85% 和 232.48%。

(2) 宏微观形貌分析表明, 连续碳纤维与碳化硅基体结合紧密。连续碳纤维相位影响其在陶瓷集体中排布, 排布方式会引起陶瓷基体裂纹偏转。裂纹偏转使得复合材料在断裂时吸收更多能量, 增强复合材料弯曲强度与断裂功。

(3) 研究揭示二维编织结构增强机制: 基体断裂、裂纹偏转、纤维桥接、纤维脱粘、纤维断裂和纤维拔出都吸收能量。二维编织通过多向应力传递与能量吸收提升复合材料弯曲强度与断裂功, 相邻层相位差 $\pi/2$ 优化设计可增强纤维分布均匀性。本研究为高性能陶瓷基复合材料增材制造提供创新性编织策略, 进一步提升复合材料强韧化协同效应。

(4) 相较于第 3 章一维 Z 轴连续碳纤维增强碳化硅陶瓷基复合材料的垂直定向增强策略, 本章通过二维编织结构设计实现更显著强韧化协同效应, 这一提升源于二维编织通过平面内纤维交错分布形成多路径载荷传递网络, 显著增强裂纹偏转效应与能量吸收能力。此外, 二维编织突破第 3 章中连续纤维直线排列设计局限, 充分释放增材制造定制潜力提升设计自由度。

第5章 三维螺旋连续金属纤维增强碳化硅陶瓷基复合材料 制备与性能研究

5.1 引言

在上一章中,通过研究二维编织连续碳纤维增强碳化硅陶瓷基复合材料制备方法及其性能,对不同波长和相位编织结构进行优化,探讨其对开孔率与体积密度、弯曲强度与断裂功以及宏微观形貌影响。研究表明,编织结构设计对于复合材料弯曲强度与断裂功提升具有重要作用,且波长和相位调控可以显著改善材料综合性能。这种二维编织结构展现连续纤维增强陶瓷基复合材料增材制造能力,并且在一定程度上解决传统单向连续纤维增强陶瓷基复合材料等问题,使材料在承受载荷时表现出更优异强度和稳定性。然而,二维编织结构虽然在性能上表现出一定优势,但仍存在一些局限性。例如,由于连续纤维主要分布在同一平面内,复合材料在第三维度方向上增强效果较弱,仍然难以充分发挥空间增强三维协同效应。因此,如何进一步提升复合材料性能仍是一个值得深入研究课题。

自然界中藕丝等螺旋结构展现出优异力学性质,这为复合材料设计中连续纤维铺设提供新思路。即三维螺旋连续金属纤维增强碳化硅陶瓷基复合材料,这是一种新型增强结构,其独特螺旋形态使得纤维能够在三维空间内分布与陶瓷基体形成更强力学嵌合作用能够提高结合力^[134,135]。相比于传统连续碳纤维增强体系,连续金属纤维不仅能够提供更好力学性质能力,还能够提供损坏后维型能力。

因此,本章将重点探讨三维螺旋连续金属纤维增强碳化硅陶瓷基复合材料制备方法及其性能研究。研究三维螺旋连续金属纤维增强碳化硅陶瓷基复合材料制备方法,探讨不同纤维圈径和节距对复合材料性能影响,并通过实验分析其开孔率与体积密度、弯曲强度与断裂功和宏微观形貌特征,探索其在碳化硅陶瓷基复合材料中影响规律和增强机制,进一步揭示三维螺旋连续金属纤维对碳化硅陶瓷基复合材料增强效果,以期为高性能陶瓷基复合材料设计和优化提供理论依据和技术支持。

5.2 三维螺旋连续金属纤维增强碳化硅陶瓷基复合材料制备

为制备三维螺旋连续金属纤维增强碳化硅陶瓷基复合材料,本研究采用基于材料挤出增材制造设备多喷嘴协同运动制备方法。该方法利用一个陶瓷浆料喷嘴和两个连续纤维金属喷嘴协调运动来实现连续金属纤维螺旋型布置,并通过优化纤维喷嘴旋转参数来调控复合材料增强效果。

如图 5-1 (a) 所示,碳化硅浆料喷嘴沿 X 轴方向移动,而纤维喷嘴则围绕 Z 轴做定速旋转运动。通过将碳化硅浆料喷嘴 X 轴线性移动与纤维喷嘴绕 Z 轴旋转运动相结合,实现在空间中交替布置连续金属纤维三维螺旋。在此过程中,纤维排列方式由纤维喷嘴旋转半径和旋转速度共同决定。通过调节连续纤维喷嘴旋转半径,则可以控制连续纤维圈径大小。通过调节纤维喷嘴旋转速度,可以实现三维螺旋中纤维节距变化。不同旋转半径和速度组合可以实现不同形状三维螺旋,从而为复合材料性能调控提供更大灵活性。

在本章研究中,为提升复合材料性能,采用两个连续金属纤维喷嘴协同工作方式。这两个连续金属纤维喷嘴分别引入不同类型连续金属纤维,本研究中选择连续钛纤维和连续钼纤维。连续钛纤维因其较高强度,在增强复合材料弯曲强度与断裂功方面具有优势;连续钼纤维则具有优异高温性能和较好力学嵌合作用,能够显著提升复合材料损坏维型能力。通过分别在两束喷嘴中引入不同类型连续金属纤维,并在喷嘴精确控制下确保它们不会互相干扰或交叉,能够获得具有不同连续金属纤维配比三维螺旋,从而实现复合材料性能优化。

此外,整个制备过程中,陶瓷浆料喷嘴移动轨迹和连续金属纤维铺设方式还可以进一步调节,以满足不同应用领域对复合材料结构特殊要求。例如,可以通过改变陶瓷浆料喷嘴移动路径调控连续金属纤维铺设方向,可以通过改变连续金属纤维喷嘴数量调控连续金属纤维铺设数量,从而实现对复合材料连续金属纤维增强结构精准控制。最终,通过这一系列精细调控,能够成功制备出具有高性能三维螺旋连续金属纤维增强碳化硅陶瓷基复合材料,为高端材料研发和应用提供新技术路径。

如图 5-1 (b) 和 (c) 所示,在本章研究中三维螺旋连续金属纤维增强碳化硅陶瓷基复合材料样件长度为 36 mm,宽度和高度均为 6 mm。如表 5-1 所示,

将没有引入连续金属纤维纯碳化硅样件命名 SiC-S。对于连续金属纤维圈径分别为 4 mm、3 mm、2 mm，节距固定为 20 mm 三维编织连续金属纤维增强陶瓷基复合材料分别命名为 $\Phi 4-20$ 、 $\Phi 3-20$ 和 $\Phi 2-20$ 。对于连续金属纤维圈径固定为 2 mm，节距分别为 30 mm、20 mm、10 mm 三维编织连续金属纤维增强陶瓷基复合材料分别命名为 $\Phi 2-30$ 、 $\Phi 2-20$ 和 $\Phi 2-10$ 。如图 5-1 (d) 所示，不同的圈径和节距有不同的螺旋结构角度。

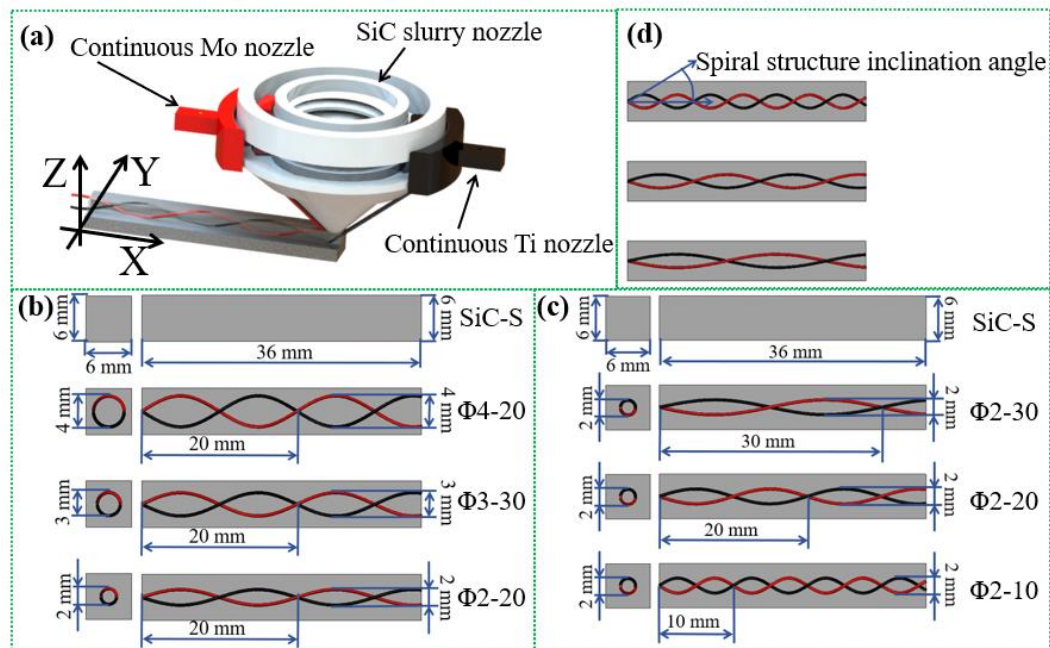


图 5-1 (a) 三维螺旋连续金属纤维增强碳化硅陶瓷基复合材料制备示意图；(b) 不同纤维圈径样件示意图；(c) 不同纤维节距样件示意图；(d) 螺旋结构倾斜示意图

表 5-1 三维螺旋连续金属纤维增强碳化硅陶瓷基复合材料

类型	复合材料名称	纤维圈径 (mm)	纤维节距 (mm)
纯 SiC	SiC-S	-	-
不同连续金属纤维圈径	$\Phi 4-20$	4	20
	$\Phi 3-20$	3	20
	$\Phi 2-20$	2	20
不同连续金属纤维节距	$\Phi 2-30$	2	30
	$\Phi 2-20$	2	20
	$\Phi 2-10$	2	10

5.3 三维螺旋连续金属纤维圈径对增强碳化硅陶瓷基复合材料性能研究

三维螺旋连续金属纤维圈径对增强碳化硅陶瓷基复合材料性能有重要影响，圈径是指三维螺旋结构中心距离边缘半径。不同圈径连续金属纤维分布方式会直接影响连续金属纤维增强效果，进而影响复合材料应用性能。较小圈径意味着纤维结构更紧密。较大圈径意味着纤维结构较为疏松。因此，研究纤维波长对复合材料性能影响，是优化三维螺旋结构关键之一。

本节将从三个主要方面展开详细分析。首先，将考察不同圈径对复合材料开孔率与体积密度性质影响。其次，弯曲强度与断裂功变化也将是本节重要内容。最后，宏微观形貌分析将提供更深入材料内部结构与性能之间关系，通过扫描电子显微镜等技术观察材料微观结构，以期揭示圈径对纤维分布及裂纹扩展等方面影响。

通过这一系列实验分析，希望能系统地评估圈径对三维螺旋连续金属纤维增强碳化硅陶瓷基复合材料综合性能优化作用，为进一步材料设计和性能提升提供理论依据与实践指导。

5.3.1 开孔率与体积密度

本节研究中，分别测量纯碳化硅和不同圈径三维螺旋连续金属纤维增强碳化硅陶瓷基复合材料开孔率与体积密度。这些数据为探讨不同结构设计对复合材料性能影响提供必要实验依据。

由表 5-2 可知，在所有样件中，开孔率变化较小。尽管每个样件金属纤维含量有所不同，但由于总含量相差不大，因此连续金属纤维圈径对开孔率影响较小。相比纯碳化硅，复合材料体积密度略有上升，这是因为连续金属纤维密度高于纯碳化硅密度，从而复合材料体积密度略有增加。但随着连续金属纤维圈径减小，纤维含量略微下降，样件体积密度有同步略微下降。但数值基本相差不大。

表 5-2 不同三维螺旋连续金属纤维圈径对增强碳化硅陶瓷基复合材料开孔率与体积密度

复合材料名称	纤维圈径 (mm)	纤维节距 (mm)	Ti/Mo 纤维含量 (vol.%)	开孔率 (%)	体积密度 (g/cm^3)
SiC-S	-	-	0	11.99 ± 1.08	2.51 ± 0.04
$\Phi 4-20$	4	20	0.41	11.72 ± 0.82	2.55 ± 0.03
$\Phi 3-20$	3	20	0.39	11.84 ± 1.58	2.54 ± 0.06
$\Phi 2-20$	2	20	0.37	11.97 ± 1.02	2.53 ± 0.05

5.3.2 弯曲强度与断裂功

如图 5-2 (a) 所示, SiC-S、 $\Phi 4-20$ 、 $\Phi 3-20$ 和 $\Phi 2-20$ 材料弯曲强度分别为 $81.54 \pm 8.91 \text{ MPa}$ 、 $77.85 \pm 10.04 \text{ MPa}$ 、 $88.74 \pm 7.05 \text{ MPa}$ 和 $106.33 \pm 9.28 \text{ MPa}$ 。相较于纯碳化硅, 加入连续金属纤维后, 复合材料弯曲强度略有提升, 表明连续金属纤维增强作用有效。从整体数据可以看出, 弯曲强度呈现出一个先下降后增大趋势。这一变化趋势表明, 连续金属纤维引入同时也出现新缺陷, 导致复合材料在弯曲强度略有下降。但随着连续金属纤维圈径减小, 样件弯曲强度逐渐提高, 尤其是 $\Phi 2-20$ 达到最高, 这是由于连续金属纤维更靠近复合材料中心区域, 能够提供更好负载传递, 提高复合材料承载能力。

如图 5-2 (b) 所示, SiC-S、 $\Phi 4-20$ 、 $\Phi 3-20$ 和 $\Phi 2-20$ 材料断裂功分别为 $526.38 \pm 113.03 \text{ J/m}^2$ 、 $891.26 \pm 100.42 \text{ J/m}^2$ 、 $1350.01 \pm 179.36 \text{ J/m}^2$ 和 $1514.99 \pm 215.09 \text{ J/m}^2$ 。断裂功呈现逐渐增加趋势, 随着纤维圈径降低, 断裂功有所增加。较低纤维圈径导致连续金属纤维与陶瓷集体相互作用更紧密, 能够发挥螺旋结构嵌合作用, 从而增加其在断裂过程中能量吸收, 提高复合材料断裂功^[136]。

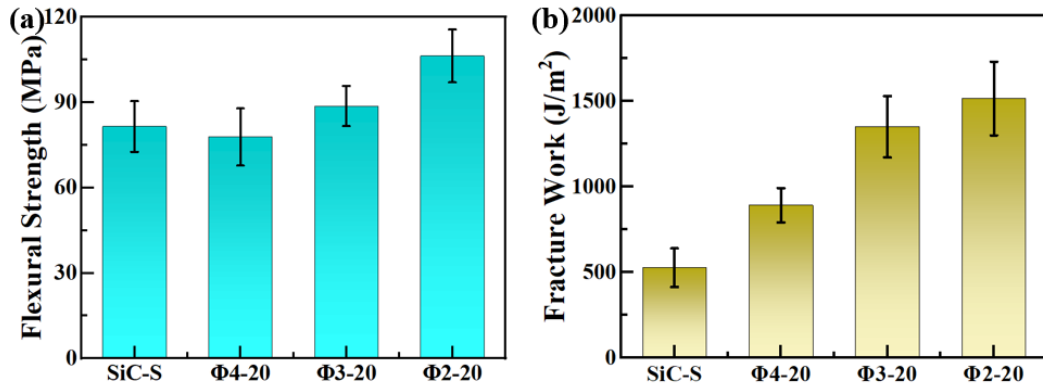


图 5-2 不同三维螺旋连续金属纤维圈径增强碳化硅陶瓷基复合材料：(a) 弯曲强度；(b) 断裂功

5.3.3 宏微观形貌

如图 5-3 (a-c) 所示, $\Phi 4-20$, $\Phi 3-20$ 和 $\Phi 2-20$ YZ 切面可以观察到碳化硅基体与连续金属纤维之间紧密结合, 且在碳化硅陶瓷基体中分布较为规整。如图 5-3 (d)、(e)、(f) 和 (g) 所示, 可以进一步观察到连续金属纤维被碳化硅基体紧密包裹, 连续钛纤维元素分布图中钛元素非常明显。同样, 连续钼纤维元素也非常明显。且金属元素与碳化硅基体元素分布轮廓较为清晰。如图 5-3 (h)、(i) 和 (j) 所示, 可以观察到陶瓷基体不规则断裂, 断裂形貌表现出复合材料沿着连续金属纤维方向破裂模式, 呈现出一定倾斜角度, 这会增加基体断裂面积, 会在断裂过程中吸收更多能量。随着弯折角度增大, 复合材料两端依旧由连续钼纤维链接, 这极大体现连续钼纤维韧性。

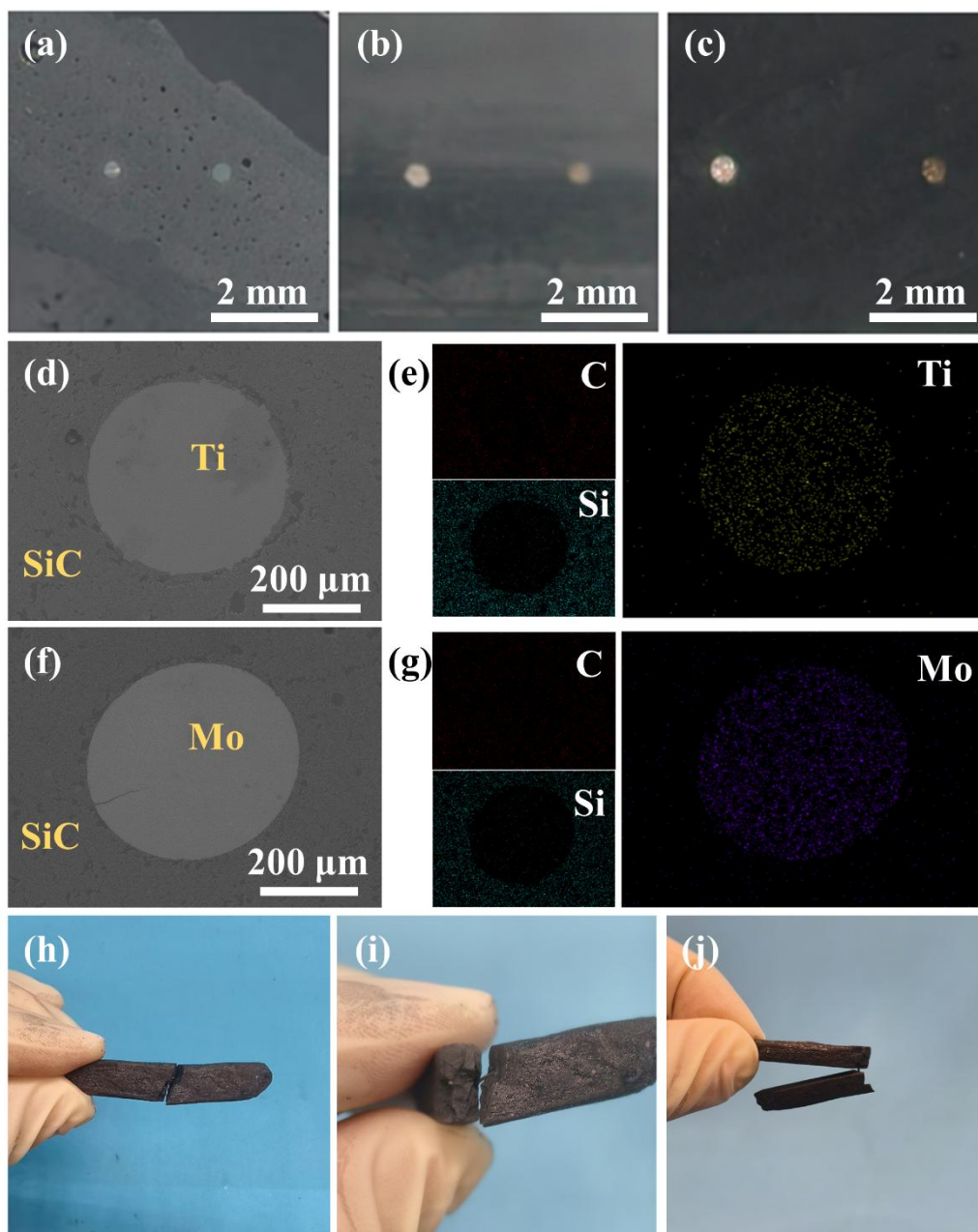


图 5-3 不同三维螺旋连续金属纤维圈径增强碳化硅陶瓷基复合材料：(a) $\Phi 4-20YZ$ 切面；
 (b) $\Phi 3-20YZ$ 切面；(c) $\Phi 2-20YZ$ 切面；(d) 连续 Ti 金属纤维抛光形貌；(e) 连续 Ti 金属纤维抛光面 Si、C、Ti 元素面分布；(f) 连续 Mo 金属纤维抛光形貌；(g) 连续 Mo 金属纤维抛光面 Si、C、Mo 元素面分布；(h) $\Phi 2-20$ 近 0° 断裂形貌；(i) $\Phi 2-20$ 近 90° 断裂形貌；(j) $\Phi 2-20$ 近 180° 断裂形貌

5.4 三维螺旋连续金属纤维节距对增强碳化硅陶瓷基复合材料性能研究

在上一节中,讨论不同三维螺旋连续金属纤维圈径增强碳化硅陶瓷基复合材料性能。得知在节距不变基础上,圈径为 2 mm 的 $\Phi 2-20$ 样件弯曲强度与断裂功最好。为进一步深入探讨这一新型复合材料性能表现,本节将重点研究三维螺旋连续金属纤维节距对复合材料性能影响。节距是指在连续金属纤维周期性结构中,相邻两个重复单元(如螺旋连续纤维圈)之间距离,即纤维在垂直方向上间隔。节距大小直接影响纤维分布密度以及结构特性。

较小节距意味着相邻螺旋纤维圈之间距离较短,纤维在空间中更为紧密排列。另一方面,较大节距意味着相邻纤维圈之间距离增大,纤维分布相对较为疏松,会近似趋于直线。因此,研究纤维节距对复合材料性能影响,是优化三维螺旋关键之一。

为全面评估纤维节距对复合材料性能影响,本研究将从开孔率与体积密度、弯曲强度与断裂功以及宏微观形貌等方面进行详细分析。首先,将探讨不同节距连续金属纤维增强碳化硅陶瓷基复合材料在开孔率与体积密度等物理性质方面差异;接着,分析纤维节距变化对复合材料弯曲强度与断裂功影响;最后,通过扫描电子显微镜等技术,观察不同节距下复合材料宏微观形貌特征,揭示连续纤维与碳化硅基体结合状态以及纤维分布均匀性。

通过对这些方面系统研究,能够深入理解节距对三维螺旋金属纤维增强碳化硅陶瓷基复合材料综合性能影响,并为其在高性能工程材料中应用提供理论指导和实验依据。

5.4.1 开孔率与体积密度

本节研究中,分别测量纯碳化硅和不同节距三位螺旋连续金属纤维增强碳化硅陶瓷基复合材料开孔率与体积密度。这些数据为探讨不同结构设计对复合材料性能影响提供必要实验依据。

由表 5-3 可知,开孔率在引入连续金属纤维后略有增加, $\Phi 2-10$ 和 $\Phi 2-30$ 开

孔率略高于 SiC-S，但整体变化并不显著。从体积密度数据来看，引入连续金属纤维后，复合材料体积密度微微增大。这一变化主要源于连续金属纤维本身高密度特性。连续钛纤维和连续钼纤维密度都较高，因此它们的加入使得复合材料整体体积密度增加。

表 5-3 不同三维螺旋连续金属纤维节距对增强碳化硅陶瓷基复合材料开孔率与体积密度

复合材料名称	纤维圈径 (mm)	纤维节距 (mm)	Ti/Mo 纤维含量 (vol.%)	开孔率 (%)	体积密度 (g/cm ³)
SiC-S	-	-	0	11.99 ± 1.08	2.51 ± 0.04
Φ2-30	2	30	0.36	12.06 ± 0.98	2.53 ± 0.06
Φ2-20	2	20	0.37	11.97 ± 1.02	2.53 ± 0.05
Φ2-10	2	10	0.41	12.54 ± 1.48	2.55 ± 0.04

5.4.2 弯曲强度与断裂功

如图 5-4 (a) 所示，SiC-S、Φ2-30、Φ2-20 和 Φ2-10 材料弯曲强度分别为 81.54 ± 8.91 MPa、93.06 ± 14.02 MPa、106.33 ± 9.28 MPa 和 89.55 ± 10.13 MPa。相较于纯碳化硅，加入连续金属纤维后，复合材料弯曲强度有所提升，表明连续金属纤维增强作用有效。随着连续金属纤维节距减小，弯曲强度呈现先上升后下降趋势，在 Φ2-20 时达到最大值。连续金属纤维加入有助于提升复合材料结构稳定性，连续金属纤维能够有效地分担和传递应力，从而显著提高复合材料弯曲强度。而在节距过小时，连续金属纤维之间间隔减小，导致裂纹偏转效能降低，使得材料整体弯曲强度有所下降。

如图 5-4 (b) 所示，SiC-S、Φ2-30、Φ2-20 和 Φ2-10 材料断裂功分别为 526.38 ± 113.03 J/m²、754.84 ± 211.46 J/m²、1514.99 ± 215.09 J/m² 和 980.08 ± 153.61 J/m²。断裂功呈现出先上升后下降趋势，这归因于金属纤维增强效应，尤其是连续金属纤维在材料中加入，使得材料能量吸收能力提高。连续金属纤维可以在材料发生裂纹扩展时起到桥接作用，扩展裂纹路径，复合使材料在受力后能够承受更大裂纹扩展，延缓破坏发生，从而提高断裂功。当节距继续减小时，连续金属纤维间隔减小，纤维增强效果受到抑制，使得裂纹扩展时纤维对裂纹支撑效果减弱，更容易发生断裂，从而影响其断裂功性能。

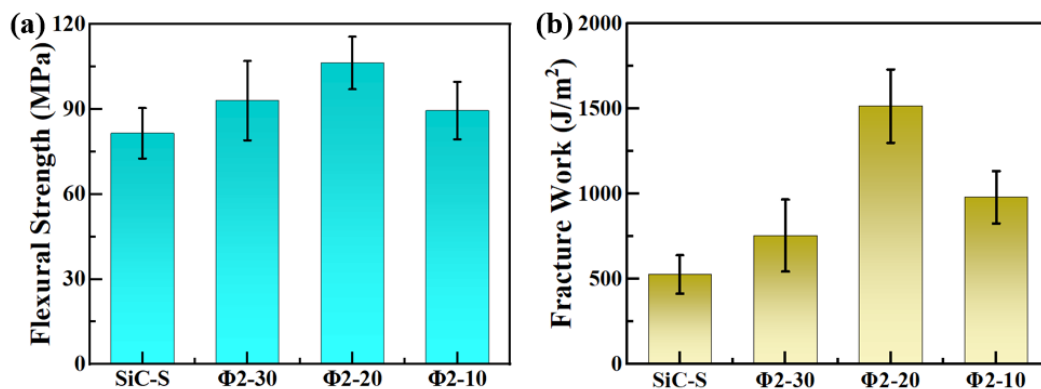


图 5-4 不同三维螺旋连续金属纤维节距增强碳化硅陶瓷基复合材料：(a) 弯曲强度；(b) 断裂功

5.4.3 宏微观形貌

如图 5-5 (a)、(b) 和 (c) 所示，可以观察到连续金属丝在碳化硅陶瓷基体里状态，排列较为均匀，说明连续金属纤维增强碳化硅陶瓷基复合材料制造较为良好。不同节距下连续金属纤维分布对复合材料内部结构有着一定影响，随着节距从 30 mm 降低到 20 mm，连续纤维能有效增强连续金属纤维与陶瓷集体之间嵌合作用。但随着节距继续减小，Φ2-10 样件中纤维排列较为紧密，存在缺陷较多，这也极大影响其弯曲强度与断裂功提升。如图 5-5 (d) 所示，纯碳化硅基本没有裂纹偏转，节距为 30 mm 时，连续金属纤维螺旋结构角度较低，按照裂纹偏转理论来讲，此时裂纹偏转应该是最大，但是由于纤维含量较低，引入连续金属纤维不足以提供能让基体产生偏转应力传递，故而只出现较小角度裂纹偏转。当节距减小为 20 mm，连续金属纤维能够传递相应应力，裂纹偏转形貌和距离明显增大。但当节距进一步减小时，裂纹偏转虽然起到一定作用，但作用有限。

如图 5-5 (e) 所示，展示了连续钛金属纤维断裂和拔出现象，连续金属纤维被拔出的过程仍增加了耗能，且适宜角度螺旋结构的连续金属纤维有利于促进碳化硅基体断裂的裂纹偏转效应。如图 5-5 (f)、(g) 和 (h) 所示，在连续 Ti 金属纤维断裂表面可以观察到碳和硅元素，说明连续金属纤维被碳化硅基体包裹良好。由图 5-3 (h)、(i) 和 (j) 可知，连续钼金属纤维在碳化硅基体断裂后仍保持连续状态。如图 5-5 (i)、(j) (k) 和 (l) 展示了再次利用外力将连续 Mo 金属纤维断裂后的形貌图及 Si、C、Mo 元素面分布图，可以观察连续 Mo 金属纤维周围

的碳化硅基体进一步碎裂。碳化硅基体在碎裂过程中也消耗了能量。连续 Mo 金属纤维在提供空间维型能力的同时可以进一步提升复合材料的力学性能。

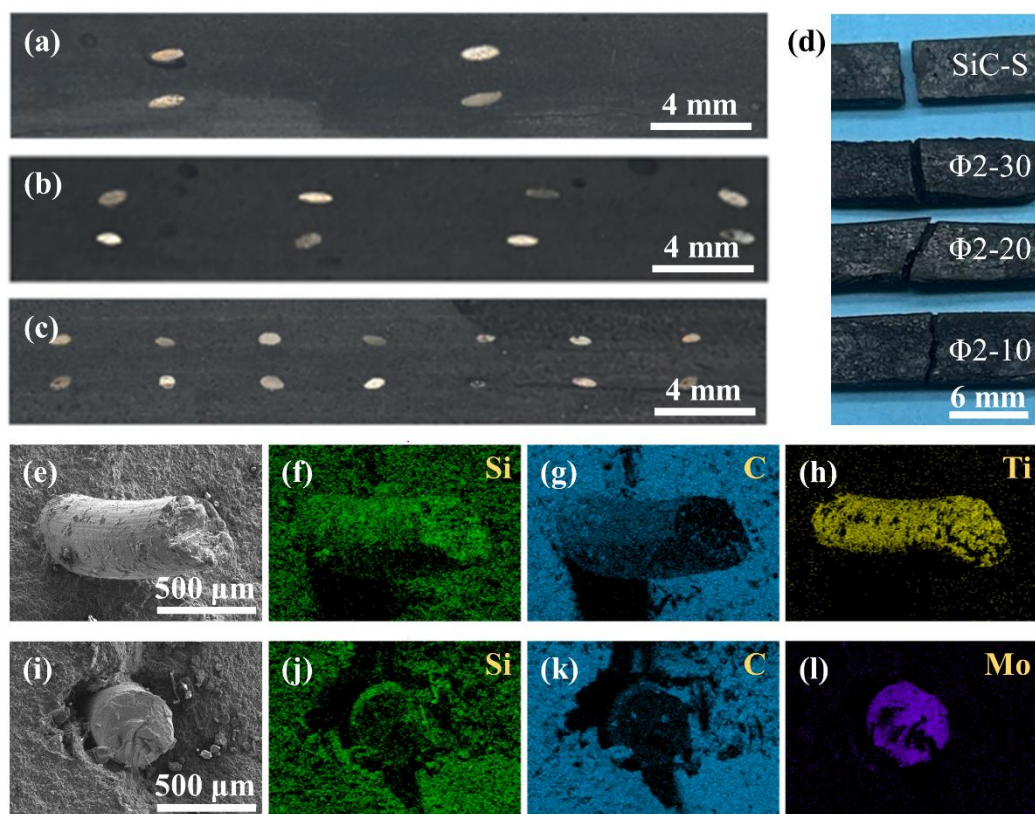


图 5-5 不同三维螺旋连续金属纤维节距增强碳化硅陶瓷基复合材料：(a) $\Phi 2\text{-}30\text{XZ}$ 切面；(b) $\Phi 2\text{-}20\text{XZ}$ 切面；(c) $\Phi 2\text{-}10\text{XZ}$ 切面；(d) SiC-S、 $\Phi 2\text{-}30$ 、 $\Phi 2\text{-}20$ 和 $\Phi 2\text{-}10$ 宏观形貌断裂对比图；(e) 连续 Ti 金属纤维断裂面形貌；(f) 连续 Ti 金属纤维断裂面 Si 元素面分布；(g) 连续 Ti 金属纤维断裂面 C 元素面分布；(h) 连续 Ti 金属纤维断裂面 Ti 元素面分布；(i) 连续 Mo 金属纤维断裂面形貌；(j) 连续 Mo 金属纤维断裂面 Si 元素面分布；(k) 连续 Mo 金属纤维断裂面 C 元素面分布；(l) 连续 Mo 金属纤维断裂面 Mo 元素面分布

如图 5-6 所示, 碳化硅陶瓷基体断裂、连续金属纤维的螺旋结构促使碳化硅陶瓷基体裂纹发生偏转、连续金属纤维呈现螺旋结构形式的桥接、连续金属纤维从碳化硅陶瓷基体中脱粘、连续钛纤维断裂和连续金属纤维拔出都吸收能量。螺旋结构通过嵌合作用提升弯曲强度与断裂功和空间维型能力。

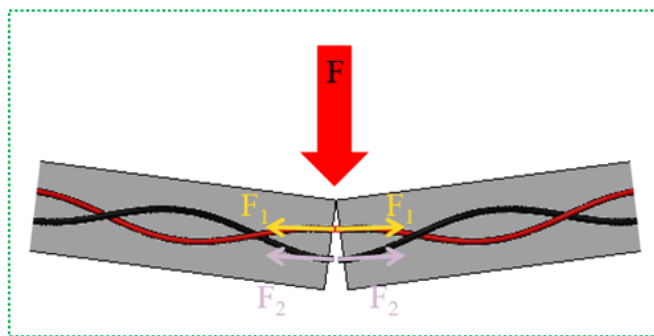


图 5-6 三维螺旋连续纤维增强碳化硅陶瓷基复合材料机制示意图

5.5 本章小结

本章通过材料挤出增材制造，成功实现三维螺旋连续金属纤维（钛/钼双纤维协同）增强碳化硅陶瓷基复合材料制备，系统研究不同纤维圈径与节距对复合材料开孔率与体积密度、弯曲强度与断裂功及宏微观形貌调控规律。通过仿生藕丝等结构，创新地设计三维螺旋纤维增强结构，有效解决二维编织增强体系缺少第三维度问题，同时提升复合材料弯曲强度与断裂功。

（1）实验表明，纤维圈径与节距协同优化对材料性能具有决定性影响。当圈径为 2 mm、节距为 20 mm 时，复合材料表现出最优综合性能：弯曲强度达 106.33 ± 9.28 MPa，较纯碳化硅提升 30.40%；断裂功达 1514.99 ± 215.09 J/m²，较纯碳化硅提升 187.81%。

（2）宏微观形貌分析表明，连续金属纤维通过纤维桥接作用显著延缓裂纹扩展，三维螺旋结构增强连续金属纤维与陶瓷基体嵌合作用，使陶瓷集基体在断裂后仍有连续金属纤维保持空间维型能力，展现出优异损伤容限。

（3）研究揭示三维螺旋增强机制：基体断裂、裂纹偏转、纤维桥接、纤维脱粘、纤维断裂和纤维拔出都吸收能量。螺旋结构通过嵌合作用提升弯曲强度与断裂功和空间维型能力。本研究为高性能陶瓷基复合材料增材制造提供三维增强新范式，在未来应用损伤维型能力中具有重要应用价值。

（4）相较于第 3 章一维 Z 轴连续碳纤维增强碳化硅陶瓷基复合材料和第 4 章二维编织连续碳纤维增强碳化硅陶瓷基复合材料，本章通过三维螺旋钛/钼双金属纤维设计实现更优强韧化协同效果。螺旋结构在 X-Y-Z 三维空间内形成连

续应力传递网络。连续金属纤维突破连续碳纤维增强体系单功能局限，同时实现高强度、高损伤容限与断裂后维型能力。

总结与展望

结论

连续纤维增强碳化硅陶瓷基复合材料在航空、航天、汽车及能源等领域应用日益广泛，随着科学技术和社会生活发展，对复合材料提出更高要求，如精密结构和多功能需求，增材制造发展为实现这些要求提供可能性。增材制造技术是逐层堆叠制造三维物体，材料层间结合强度远远不如非层间结合区域，目前连续纤维增强陶瓷基复合材料主要是共挤出法和分步法。其中，共挤出法中连续纤维和陶瓷浆料始终处于一维平行态，分步法极大限制增材制造直接成型优势。因此，本文开展连续纤维增强碳化硅陶瓷基复合材料增材制造工艺及性能研究。结论如下：

(1) 本研究通过材料挤出增材制造，系统探索一维 Z 轴连续碳纤维、二维编织连续碳纤维及三维螺旋连续金属纤维增强碳化硅陶瓷基复合材料制备工艺、性能调控规律与增强机制，构建从一维到二维到三维多维度连续纤维增强体系。在一维增强体系中，通过定轴旋转抬升同步器实现 Z 轴连续碳纤维垂直引入，优化纤维间距 (2 mm) 与丝数 (6000) 后，复合材料弯曲强度与断裂功较纯碳化硅分别提升 6.10% 和 153.98%，纤维效应显著缓解增材制造层间结合性较差问题。针对二维增强结构，开发多喷嘴协同运动策略，设计编织参数 (波长 12 mm、同层相位差为 π 、相邻层相位差 $\pi/2$)，弯曲强度与断裂功分别提升 28.85% 和 232.48%，揭示编织结构通过裂纹偏转提升复合材料力学性能机制。进一步创新性提出三维螺旋增强策略，结合连续钛/钼双金属纤维协同效应，在圈径 2 mm、节距 20 mm 时，复合材料弯曲强度与断裂功较基体提升 30.40% 和 187.81%，断裂后仍保持空间维型能力，展现出优异损伤容限。

(2) 研究揭示纤维空间构型对复合材料性能核心影响：一维垂直结构强化层间结合，二维编织调控裂纹偏转，三维螺旋通过嵌合作用突破空间增强瓶颈，极大发挥增材制造优势。基体断裂、裂纹偏转、纤维桥接、纤维脱粘、纤维断裂和纤维拔出共同构成复合材料强韧化协同机制。本研究为连续纤维增强陶瓷基复

合材料设计与制造提供多维度理论框架和技术范式，具有重要科学与工程价值。

本文创新点

(1) 研究设计了定轴旋转抬升同步器，制定了多喷嘴协同运动策略，攻克了增材制造复合材料层间结合性能较弱、连续纤维编织与陶瓷基体一体化成型和连续纤维三维螺旋结构与陶瓷基体一体化成型的技术难题。

(2) 系统探索一维 Z 轴连续碳纤维、二维编织连续碳纤维及三维螺旋连续金属纤维增强碳化硅陶瓷基复合材料制备工艺、性能调控规律与增强机制，建立“维度-结构-性能”关联关系，为复杂工况下材料设计提供理论支撑。

(3) 重点探讨了纤维构型对连续纤维增强碳化硅陶瓷基复合材料性能的影响规律，揭示了连纤维增强陶瓷基复合材料强韧化协同机制。

工作展望

当前，连续纤维增强陶瓷基复合材料增材制造在自动化、智能化方面仍处于较低水平，未来有望通过集成传感器、执行器和控制系统，实现打印过程实时监测与反馈，提升材料均匀性与结构完整性。同时，4D 打印的引入使得材料具备响应外界刺激、随时间变化形状或性能的能力，增强其在极端环境下的适应性与功能性。此外，界面性能对整体性能至关重要，需通过分子设计或表面处理等手段改善纤维与基体的结合，以减少缺陷。在缺陷控制方面，由于增材制造过程易产生孔隙、裂纹及分层等问题，需深入研究缺陷表征、形成机制及其与力学性能的关系，提升材料致密性和可靠性。应用层面，结构功能一体化是发展趋势，需在设计阶段考虑力学性能与智能功能集成，如嵌入传感器或赋予自修复能力，推动材料向智能化、功能化方向发展。因此，未来应系统开展自动化智能制造、界面优化、缺陷控制及结构功能一体化等方面的研究。

参考文献

- [1] Zhu T, Wu Z, Wang Y, etc. Sintering of silicomanganese slag-reinforced porous SiC ceramic membrane supports with high alkali corrosion resistance[J]. *Ceramics International*, 2024, 50(2): 3921-3929.
- [2] Zhang W, Shi F, Wang J, etc. 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.
- [3] 李天杨, 张垚, 龚小龙, 等. 3D 打印纤维增强碳化硅陶瓷基复合材料研究现状及展望[J]. *精密成形工程*, 2024, 16(12): 14-34.
- [4] 吴澜尔. 我国碳化硅陶瓷产业创新发展路径研究——以宁夏为例[J]. *中阿科技论坛(中英文)*, 2022, (11): 1-9.
- [5] 李冬燕, 周剑, 江倩, 等. 碳化硅陶瓷膜的制备及其应用进展[J]. *化工进展*, 2023, 42(12): 6399-6408.
- [6] Du W, Ren X, Pei Z, etc. Ceramic binder jetting additive manufacturing: A literature review on density[J]. *Journal of Manufacturing Science and Engineering*, 2020, 142(4): 040801-040801.
- [7] Geringer JW, Katoh Y, Gonczy S, etc. Codes and standards for ceramic composite core materials for high temperature reactor applications[J]. *Nuclear Engineering and Design*, 2023, 405: 112158.
- [8] Rouf S, Malik A, Singh N, etc. Additive manufacturing technologies: Industrial and medical applications[J]. *Sustainable Operations and Computers*, 2022, 3: 258-274.
- [9] Dos Santos Gomes D, De Sousa Victor R, De Sousa BV, etc. Ceramic nanofiber materials for wound healing and bone regeneration: A brief review[J]. *Materials*, 2022, 15(11): 3909.
- [10] Mor M, Meiser M, Langhof N, etc. Tribological behavior of carbon fiber reinforced ZrB₂ based ultra high temperature ceramics[J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2023, 43(13): 5413-5424.

- [11] Du J, Zhang H, Geng Y, etc. A review on machining of carbon fiber reinforced ceramic matrix composites[J]. *Ceramics International*, 2019, 45(15): 18155-18166.
- [12] He R, Zhou N, Zhang K, etc. Progress and challenges towards additive manufacturing of SiC ceramic[J]. *Journal of Advanced Ceramics*, 2021, 10(4): 637-674.
- [13] Jia C, Xu Z, Luo D, etc. Flexible ceramic fibers: recent development in preparation and application[J]. *Advanced Fiber Materials*, 2022, 4(4): 573-603.
- [14] Cao Y, Xu X, Qin Z, etc. Vat photopolymerization 3D printing of thermal insulating mullite fiber-based porous ceramics[J]. *Additive Manufacturing*, 2022, 60: 103235.
- [15] Clarkson CM, Wyckoff C, Costakis W, etc. Phenolic carbon fiber composite inks for the additive manufacturing of carbon/carbon (C/C)[J]. *Additive Manufacturing*, 2024, 83: 104056.
- [16] Cramer CL, Yoon B, Lance MJ, etc. 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.
- [17] Yan Y, Mei H, Zhang M, etc. Key role of interphase in continuous fiber 3D printed ceramic matrix composites[J]. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2022, 162: 107127.
- [18] Li Z, Wang W, Gao X, etc. Continuous carbon fiber reinforced SiC ceramic matrix composites by vertical fiber laying combined with material extrusion 3D printing[J]. *Advanced Engineering Materials*, 2024, 26: 2400218.
- [19] Zhang L, Wang W, Gao X, etc. 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.
- [20] Dhanasekar S, Ganesan AT, Rani TL, etc. A comprehensive study of ceramic matrix composites for space applications[J]. *Advances in Materials Science and Engineering*, 2022, 2022: 1-9.
- [21] Shrivastava S, Rajak DK, Joshi T, etc. Ceramic matrix composites: Classifications,

- manufacturing, properties, and applications[J]. *Ceramics*, 2024, 7(2): 652-679.
- [22] Zhu T, Wang Z. Research and application prospect of short carbon fiber reinforced ceramic composites[J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2023, 43(15): 6699-6717.
- [23] Agrawaal H, Thompson JE. Additive manufacturing (3D printing) for analytical chemistry[J]. *Talanta Open*, 2021, 3: 100036.
- [24] Jadhav A, Jadhav VS. A review on 3D printing: An additive manufacturing technology[J]. *Materials Today: Proceedings*, 2022, 62: 2094-2099.
- [25] Jiménez M, Romero L, Domínguez IA, etc. Additive manufacturing technologies: An overview about 3D printing methods and future prospects[J]. *Complexity*, 2019, 2019(1): 9656938.
- [26] Ligon SC, Liska R, Stampfl J, etc. Polymers for 3D printing and customized additive manufacturing[J]. *Chemical Reviews*, 2017, 117(15): 10212-10290.
- [27] Prashar G, Vasudev H, Bhuddhi D. Additive manufacturing: expanding 3D printing horizon in industry 4.0[J]. *International Journal on Interactive Design and Manufacturing*, 2022, 17(5): 2221-2235.
- [28] Sujuan W, Tao Z, Bowen H, etc. Analytical model for the prediction of milling forces: a review[J]. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2024, 134(3-4): 1015-1041.
- [29] Zhou Y, Jiang Y, Lu C, etc. A review of 5-axis milling techniques for centrifugal impellers: Tool-path generation and deformation control[J]. *Journal of Manufacturing Processes*, 2024, 131: 160-186.
- [30] Wang W, Guo Q, Yang Z, etc. A state-of-the-art review on robotic milling of complex parts with high efficiency and precision[J]. *Robotics and Computer-Integrated Manufacturing*, 2023, 79: 102436.
- [31] Moritzer E, Elsner CL, Schumacher C. Investigation of metal - polymer composites manufactured by fused deposition modeling with regard to process parameters[J]. *Polymer Composites*, 2021, 42(11): 6065-6079.
- [32] Gulcan O, Gunaydin K, Tamer A. The state of the art of material jetting-A critical

- hr/>
- review[J]. *Polymers*, 2021, 13(16): 2829.
- [33] Lv X, Ye F, Cheng L, etc. Binder jetting of ceramics: Powders, binders, printing parameters, equipment, and post-treatment[J]. *Ceramics International*, 2019, 45(10): 12609-12624.
- [34] Hu S, Feng K, Wang Q, etc. Lightweight C_f/SiC composites with high fiber content fabricated by binder jetting additive manufacturing and liquid silicon infiltration[J]. *Additive Manufacturing Frontiers*, 2024, 3(1): 200116.
- [35] Chen Q, Juste E, Lasgorceix M, etc. Binder jetting process with ceramic powders: Influence of powder properties and printing parameters[J]. *Open Ceramics*, 2022, 9: 100218.
- [36] Kunchala P, Kappagantula K. 3D printing high density ceramics using binder jetting with nanoparticle densifiers[J]. *Materials & Design*, 2018, 155: 443-450.
- [37] Yu T, Zhao Z, Li J. Effect of sintering temperature and sintering additives on the properties of alumina ceramics fabricated by binder jetting[J]. *Ceramics International*, 2023, 49(6): 9948-9955.
- [38] Maurya HS, Kosiba K, Juhani K, etc. Effect of powder bed preheating on the crack formation and microstructure in ceramic matrix composites fabricated by laser powder-bed fusion process[J]. *Additive Manufacturing*, 2022, 58: 103013.
- [39] Kusoglu IM, Doñate-Buendía C, Barcikowski S, etc. Laser powder bed fusion of polymers: Quantitative research direction indices[J]. *Materials*, 2021, 14(5): 1169.
- [40] Florio K, Puccio D, Viganò G, etc. Process characterization and analysis of ceramic powder bed fusion[J]. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2021, 117(7-8): 2105-2116.
- [41] Asad H, Ihsanullah K. A review of laminated object manufacturing (LOM) aspects and various processes used in it[J]. *International Journal of Advanced Engineering Research and Science*, 2023, 10(1): 046-054.
- [42] Cheng L, Sun M, Ye F, etc. Structure design, fabrication, properties of laminated ceramics: A review[J]. *International Journal of Lightweight Materials and Manufacture*, 2018, 1(3): 126-141.

-
- [43] Hartley O, Shanbhag T, Smith D, etc. The effect of stacking on the accuracy of 3D-printed full-arch dental models[J]. *Polymers*, 2022, 14(24): 5465.
- [44] Kumawat N, Soman SS, Vijayavenkataraman S, etc. Rapid and inexpensive process to fabricate paper based microfluidic devices using a cut and heat plastic lamination process[J]. *Lab on a Chip*, 2022, 22(18): 3377-3389.
- [45] Romanczuk-Ruszk E, Sztorch B, Pakula D, etc. 3D printing ceramics—materials for direct extrusion process[J]. *Ceramics*, 2023, 6(1): 364-385.
- [46] Gonzalez-Gutierrez J, Cano S, Schuschnigg S, etc. Additive manufacturing of metallic and ceramic components by the material extrusion of highly-filled polymers: a review and future perspectives[J]. *Materials*, 2018, 11(5): 840.
- [47] Li B, Xue Z, Jiang B, etc. 3D printing of infrared transparent ceramics via material extrusion[J]. *Additive Manufacturing*, 2023, 61: 103364.
- [48] Clemens F, Sarraf F, Borzi A, etc. Material extrusion additive manufacturing of advanced ceramics: Towards the production of large components[J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2023, 43(7): 2752-2760.
- [49] Wu X, Teng J, Ji X, etc. Research progress of the defects and innovations of ceramic vat photopolymerization[J]. *Additive Manufacturing*, 2023, 65: 103441.
- [50] Zhai X, Chen J, Su R, etc. Vat photopolymerization 3D printing of Al_2O_3 ceramic cores with strip - shaped pores by using polyamide 6 fiber template[J]. *Journal of the American Ceramic Society*, 2024, 107(8): 1-12.
- [51] Chen J, Su R, Zhai X, etc. Improving the accuracy of stereolithography 3D printed Al_2O_3 microcomponents by adding photoabsorber: fundamentals and experiments[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2023, 27: 757-766.
- [52] Gao X, Chen J, Chen X, etc. How to improve the curing ability during the vat photopolymerization 3D printing of non-oxide ceramics: A review[J]. *Materials*, 2024, 17(11): 2626.
- [53] Huang Z, Ma W, Jia C, etc. Gradient design of tubular of the fiber-reinforced composites pressure vessel for diminishing of the edge effect[J]. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, 2021, 192: 104398.

-
- [54] Shariff M, Merodio J, Bustamante R. A non-second-gradient model for nonlinear elastic bodies with fibre stiffness[J]. *Scientific Reports*, 2023, 13(1): 6562.
- [55] Zhu P, Sun W, Liu Y. Improvement of aerosol filtering performance of PLLA/PAN composite fiber with gradient structure[J]. *Nanomaterials*, 2022, 12(22): 4087.
- [56] Ma Y, Wang J, Zhao G, etc. 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.
- [57] Guo Y, Gil Pérez M, Serhat G, etc. A design methodology for fiber layup optimization of filament wound structural components[J]. *Structures*, 2022, 38: 1125-1136.
- [58] Zhang Q, Zhou W, Pang L, etc. Design and numerical studies of microwave absorption structure based on hybrid weave of fibers with different dielectric properties[J]. *Composite Structures*, 2023, 323: 117460.
- [59] Hu P, Shan Z, Zang Y, etc. High temperature thermal conductivity of fiber hybrid ceramic matrix composites with different modes[J]. *Advanced Engineering Materials*, 2024, 10(26): 2301552.
- [60] Li L, Liu Y, Wang Y. Estimate constituent properties of 3D needle-punched C/SiC composites from hysteresis loops[J]. *International Journal of Fatigue*, 2023, 170: 107543.
- [61] Peng Y, Li Z, Li A, etc. Mechanical and tribological properties of C/C–SiC ceramic composites with different preforms[J]. *Science and Engineering of Composite Materials*, 2023, 30(1): 20220205.
- [62] Polozov I, Razumov N, Masaylo D, etc. Fabrication of silicon carbide fiber-reinforced silicon carbide matrix composites using binder jetting additive manufacturing from irregularly-shaped and spherical powders[J]. *Materials*, 2020, 13(7): 1766.
- [63] Mei H, Yan Y, Feng L, etc. First printing of continuous fibers into ceramics[J]. *Journal of the American Ceramic Society*, 2018, 102(6): 3244-3255.
- [64] Li S, Zhang H, Lu Z, etc. 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*, 2024, 208: 92-103.

[65] Liu Y, Cheng Y, Ma D, etc. Continuous carbon fiber reinforced ZrB₂-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.

[66] Zhao Z, Zhou G, Yang Z, etc. Direct ink writing of continuous SiO₂ fiber reinforced wave-transparent ceramics[J]. *Journal of Advanced Ceramics*, 2020, 9(4): 403-412.

[67] Cheng Y, Zhang Y, Zhang F, etc. Using flexible hydrothermal carbon-coated continuous carbon fiber to fabricate C_f/ZrB₂-SiC composites by fused deposition modeling and precursor infiltration pyrolysis[J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2024, 44(2): 721-728.

[68] Chen Z, Li Z, Li J, etc. 3D printing of ceramics: A review[J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2019, 39(4): 661-687.

[69] Hwa LC, Rajoo S, Noor AM, etc. Recent advances in 3D printing of porous ceramics: A review[J]. *Current Opinion in Solid State and Materials Science*, 2017, 21(6): 323-347.

[70] Lamnini S, Elsayed H, Lakhdar Y, etc. Robocasting of advanced ceramics: ink optimization and protocol to predict the printing parameters - A review[J]. *Heliyon*, 2022, 8(9): e10651.

[71] Lin T, Zhao Z, Wang T, etc. Three-dimensional printing of large ceramic products and process simulation[J]. *Materials*, 2023, 16(10): 3815.

[72] Roopavath UK, Malferrari S, Van Haver A, etc. Optimization of extrusion based ceramic 3D printing process for complex bony designs[J]. *Materials & Design*, 2019, 162: 263-270.

[73] Lotfizarei Z, Mostafapour A, Barari A, etc. Overview of debinding methods for parts manufactured using powder material extrusion[J]. *Additive Manufacturing*, 2023, 61: 103335.

[74] Chen R, Bratten A, Rittenhouse J, etc. 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.

[75] Chen R, Bratten A, Rittenhouse J, etc. 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.

[76] Liu K, Qiu L, Zhang Y, etc. Additive manufacturing of continuous carbon fiber-reinforced silicon carbide ceramic composites[J]. International Journal of Applied Ceramic Technology, 2023, 20(6): 3455-3469.

[77] Ge M, Xie D, Yang Y, etc. Sintering densification mechanism and mechanical properties of the 3D-printed high-melting-point-difference magnesium oxide/calcium phosphate composite bio-ceramic scaffold[J]. Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials, 2023, 144: 105978.

[78] Rodríguez-Rojas F, Zamora V, Guiberteau F, etc. Effect of the degree of densification on the unlubricated sliding-wear behaviour of monolithic B₄C ceramics[J]. Tribology International, 2023, 186: 108656.

[79] Cao Z, Sun J, Meng L, etc. Progress in densification and toughening of high entropy carbide ceramics[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2023, 161: 10-43.

[80] Chavez LA, Ibave P, Wilburn B, etc. The influence of printing parameters, post-processing, and testing conditions on the properties of binder jetting additive manufactured functional ceramics[J]. Ceramics, 2020, 3(1): 65-77.

[81] Sun G, Zhang C, Zhang Q, etc. Microstructure and mechanical properties of SiC_f/SiC composite prepared by chemical vapor infiltration[J]. Ceramics International, 2022, 48(24): 36983-36991.

[82] Hofbauer PJ, Raether F. Effects of oxygen on the Liquid Silicon Infiltration (LSI) process[J]. Open Ceramics, 2023, 14: 100337.

[83] Lyu Y, Du B, Chen G, etc. Microstructural regulation, oxidation resistance, and mechanical properties of C_f/SiC/SiHfBOC composites prepared by chemical vapor infiltration with precursor infiltration pyrolysis[J]. Journal of Advanced Ceramics, 2021,

11(1): 120-135.

[84] Weng Y, Yang X, Chen F, etc. Effect of CVI SiC content on ablation and mechanism of C/C-SiC-ZrC-Cu composites[J]. *Ceramics International*, 2022, 48(6): 7937-7950.

[85] Li S, Fang Y, Cheng L, etc. Porous silicon carbide ceramics with directional pore structures by CVI combined with sacrificial template method[J]. *Ceramics International*, 2023, 49(5): 8331-8338.

[86] Zhao K, Ye F, Cheng L, etc. ZrC-SiC closed-cell ceramics with low thermal conductivity: Exploiting unique spherical closed-cell structure through tape casting and CVI techniques[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2024, 184: 101-110.

[87] Venkatachalam V, Esser B, Binner J. Processing and performance of ultra high temperature ceramic matrix composite (UHTCMCs) using radio frequency assisted chemical vapour infiltration (RF-CVI)[J]. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2024, 185: 108358.

[88] Luo X, Zhang Q, Ye F, etc. Microstructure, mechanical, wave-transparent and heat insulation properties of Si₃N₄ foam ceramic by organic foam impregnation combined with CVI[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2023, 23: 1332-1346.

[89] Hu X, Liu Q, Chen L, etc. Damage analysis of CVI SiC_f/SiC_m ceramic matrix composites under thermal shock[J]. *International Journal of Fatigue*, 2025, 194: 108842.

[90] Liu Z, Zhang W, Bu H, etc. Antioxidant performance and oxidation mechanism of a liquid silicon infiltration (LSI) SiC-Si coating at an ultra-high temperature of 1873 K[J]. *Ceramics International*, 2023, 49(21): 34038-34052.

[91] Feng K, Hu S, Li L, etc. 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.

[92] Süß F, Schneider T, Frieß M, etc. Combination of PIP and LSI processes for SiC/SiC ceramic matrix composites[J]. *Open Ceramics*, 2021, 5: 100056.

[93] Riva M, Airolidi A, Caporale AM, etc. Interlaminar Response of LSI-Produced C/SiC Ceramic Matrix Composites: Experiments and Modelling[J]. *Composites Part A:*

- Applied Science and Manufacturing, 2023, 175: 107774.
- [94] Wang Y, Hou Y, Zhang L, etc. Silicon carbide ceramics formed by binder jetting: A study focusing on the printing layer thickness and the PIP densification process[J]. Ceramics International, 2024, 50(17): 30894-30905.
- [95] Sokolowski K, Pszczola I, Blazewicz S, etc. Effect of various methods of pre-treatment of carbon fibers on the mechanical properties of PIP-based ceramics/carbon composites[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2023, 43(14): 5972-5985.
- [96] Gong Z, Xu Z, Zhang J, etc. The microstructure and mechanical properties of $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{BN}/\text{SiBCN}$ microcomposites fabricated by the PIP process[J]. Materials (Basel), 2024, 17(10): 2457.
- [97] Tian Y, Hu J, Feng Z, etc. Mechanical properties and high temperature failure mechanism of carbon fibers reinforced polysilazane-derived SiCN ceramic matrix composites via PIP process[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2022, 42(3): 890-897.
- [98] Zhang K, Chen Y, Weng L, etc. Fabrication of dense C/SiC ceramic matrix composites using 3D printing and PIP with short carbon fibre as a toughening material[J]. Virtual and Physical Prototyping, 2024, 19(1): e2425381.
- [99] Li S, Zhang H, Han Y, etc. Thermally assisted extrusion-based 3D printing of continuous carbon fiber-reinforced SiC composites[J]. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 2023, 172: 107593.
- [100] Huang L, Chen R, Li S, etc. 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.
- [101] Wang W, Gao X, Li Z, etc. 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.
- [102] Wang W, Gao X, Li Z, etc. Effects of ceramic layer height on the mechanical properties of C/SiC ceramic matrix composites fabricated by fiber-laying-assisted material extrusion 3D printing[J]. Composites Communications, 2024, 48: 101926.

- [103] Sun J, Yu S, Wade-Zhu J, etc. 3D printing of layered ceramic/carbon fiber composite with improved toughness[J]. Additive Manufacturing, 2022, 50: 102543.
- [104] Zhang P, Qiu Y, Ye C, etc. Anisotropically conductive phase change composites enabled by aligned continuous carbon fibers for full-spectrum solar thermal energy harvesting[J]. Chemical Engineering Journal, 2023, 461: 141940.
- [105] Tofangchi A, Han P, Izquierdo J, etc. Effect of ultrasonic vibration on interlayer adhesion in fused filament fabrication 3D printed ABS[J]. Polymers, 2019, 11(2): 315.
- [106] Babafemi AJ, Kolawole JT, Miah MJ, etc. A concise review on interlayer bond strength in 3D concrete printing[J]. Sustainability, 2021, 13(13): 7137.
- [107] Cui K, Mao H, Zhang Y, etc. Microstructure, mechanical properties, and reinforcement mechanism of carbide toughened ZrC-based ultra-high temperature ceramics: A review[J]. Composite Interfaces, 2022, 29(7): 729-748.
- [108] Jiang R, Sun X, Liu H, etc. Microstructure and mechanical properties improvement of the Nextel™ 610 fiber reinforced alumina composite[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2021, 41(10): 5394-5399.
- [109] Lu G, Chen Y, Yan Q, etc. Investigation of microstructure and properties in short carbon fiber reinforced silica-based ceramic cores via atmosphere sintering[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2021, 41(14): 7339-7347.
- [110] Niu S, Xu X, Li X, etc. Microstructure evolution and properties of silica-based ceramic cores reinforced by mullite fibers[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2020, 829: 154494.
- [111] Patel DK, Parthasarathy T, Przybyla C. Predicting the effects of microstructure on matrix crack initiation in fiber reinforced ceramic matrix composites via machine learning[J]. Composite Structures, 2020, 236: 111702.
- [112] Freudenberg W, Wich F, Langhof N, etc. Additive manufacturing of carbon fiber reinforced ceramic matrix composites based on fused filament fabrication[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2022, 42(4): 1822-1828.
- [113] Sun M, Yu Y, An K, etc. Active frequency selective rasorber based on fiber-reinforced SiO₂ ceramic matrix composite[J]. IEEE Transactions on Electromagnetic

Compatibility, 2022, 64(5): 1593-1601.

[114] Wang F, Teng X, Hu X, etc. Damage and failure analysis of a SiC_f/SiC ceramic matrix composite using digital image correlation and acoustic emission[J]. *Ceramics International*, 2022, 48(4): 4699-4709.

[115] Wang W, Zhang L, Dong X, etc. Additive manufacturing of fiber reinforced ceramic matrix composites: advances, challenges, and prospects[J]. *Ceramics International*, 2022, 48(14): 19542-19556.

[116] 陈晓旂, 李刘颂, 郭欢, 等. 墨水直写技术制造纤维强韧陶瓷基复合材料的研究进展与挑战[J/OL]. *复合材料学报*, 2024, 1-15.

[117] Shi W, Zhang C, Wang B, etc. Mode I interlaminar fracture toughness of two-dimensional continuous fiber reinforced ceramic matrix composites using wedge-loaded double cantilever beam method[J]. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2023, 168: 107466.

[118] 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(03): 53-62.

[119] Hu X, Huang M, Kong N, etc. Enhancing the electrical insulation of highly thermally conductive carbon fiber powders by SiC ceramic coating for efficient thermal interface materials[J]. *Composites Part B: Engineering*, 2021, 227: 109398.

[120] Rueschhoff LM, Carney CM, Apostolov ZD, etc. Processing of fiber - reinforced ultra - high temperature ceramic composites: A review[J]. *International Journal of Ceramic Engineering & Science*, 2019, 2(1): 22-37.

[121] Zhang X, Wang X, Jiao W, etc. Evolution from microfibers to nanofibers toward next-generation ceramic matrix composites: A review[J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2023, 43(4): 1255-1269.

[122] Zhang X, Zhou S, Xie B, etc. Thermal interface materials with sufficiently vertically aligned and interconnected nickel-coated carbon fibers under high filling loads made via preset-magnetic-field method[J]. *Composites Science and Technology*, 2021, 213: 108922.

[123] Xu Z, Sun X, Xiong K, etc. A review of the research progress on the interface

between oxide fiber and oxide ceramic matrix[J]. *Ceramics International*, 2021, 47(5): 5896-5908.

[124] Sun J, Ye D, Zou J, etc. A review on additive manufacturing of ceramic matrix composites[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2023, 138: 1-16.

[125] Best J, Freudenberg W, Langhof N, etc. Processing-microstructure correlations in material extrusion additive manufacturing of carbon fiber reinforced ceramic matrix composites[J]. *Additive Manufacturing*, 2024, 79: 103888.

[126] Zhang F, Zhou S, You H, etc. 3D printing of ceramic matrix composites: Strengthening and toughening strategies[J]. *Composites Part B: Engineering*, 2025, 297: 112335.

[127] 张俊敏, 蔡飞燕, 靳喜海, 等. 连续纤维增强陶瓷基复合材料研究与应用进展[J]. *陶瓷学报*, 2023, 44(02): 195-207.

[128] 马昕, 刘海韬, 孙逊. 连续纤维增强陶瓷基复合材料连接件的研究进展[J]. *材料工程*, 2023, 51(08): 1-11.

[129] 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+51.

[130] 崔巍, 彭欢玲, 王红伟, 等. 连续纤维增强陶瓷基复合材料层间 I 型断裂损伤演化及其电阻率响应分析[J/OL]. *复合材料科学与工程*, 2025,: 1-10.

[131] 张荣耀, 钱波, 刘钢. 连续碳纤维 3D 打印的路径规划研究进展[J]. *复合材料科学与工程*, 2023, (09): 112-120.

[132] 张稳, 向阳, 彭志航, 等. 连续纤维增强 ZrO_2 陶瓷基复合材料研究进展[J]. *现代技术陶瓷*, 2021, 42(03): 170-180.

[133] Rashid AB, Haque M, Islam SMM, etc. Breaking boundaries with ceramic matrix composites: A comprehensive overview of materials, manufacturing techniques, transformative applications, recent advancements, and future prospects[J]. *Advances in Materials Science and Engineering*, 2024, 2024(1): 2112358.

[134] Li Y, Wang J, Wang Y, etc. Advanced electrospun hydrogel fibers for wound healing[J]. *Composites Part B: Engineering*, 2021, 223: 109101.

[135] Wang D-C, Lei Y, Jiao W, etc. A review of helical carbon materials structure,

synthesis and applications[J]. *Rare Metals*, 2020, 40(1): 3-19.

[136] Li X, Ma X, Li S, etc. Deformation and failure of a novel fiber-metal hybrid lamina composite under quasi-static and impact loading[J]. *Composites Science and Technology*, 2021, 216: 109067.

攻读硕士学位期间发表论文与申请发明专利成果清单

论文

- [1] Zengchan Li, etc. Continuous carbon fiber reinforced SiC ceramic matrix composites by vertical fiber laying combined with material extrusion 3D printing[J]. Advanced Engineering Materials. 2024, 26(12): 2400218.
- [2] 李增产, 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.
- [3] Zengchan Li, etc. 3D Printing of Continuous Fiber Reinforced Ceramic Matrix Composites: New Advances[J]. Journal of the European Ceramic Society. Under Review.

专利

- [1] 王刚, 李增产, 等. 一种自平衡拐杖[P]: 中国, CN117205052A, 2023-10-19.
- [2] 王刚, 李增产, 等. 一种落叶清扫机[P]: 中国, CN117431885A, 2023-10-24.
- [3] 何汝杰, 李增产, 等. 一种与打印平面垂直的连续纤维增强陶瓷基复合材料增材制造成型方法[P]: 中国, CN118146015A, 2024-01-16.

致谢

在论文即将完成之际，回首这几年的学习与研究历程，我心中满怀感激。感谢安徽工程大学王刚老师、北京理工大学何汝杰老师。

我衷心感谢安徽工程大学王刚老师。在研一期间，王老师为我奠定坚实专业基础，并在科研兴趣培养上起到至关重要的作用。王老师治学严谨，待人和蔼，无论是在课程学习还是科研训练中，总是给予我耐心细致指导。每当我在研究中遇到困难时，王老师都会与我深入探讨，帮助我厘清思路、解决问题。他的鼓励和支持让我在科研的道路上充满信心。正是王老师悉心培养，我才能顺利适应研究生阶段学习，为后续研究工作打下坚实基础。

我特别感谢北京理工大学何汝杰老师。作为我科研生涯中重要导师，何老师在我论文选题、研究方法以及成果展示等方面都给予宝贵建议。每次开组会时，何老师总能敏锐地指出我研究中不足，并提出建设性改进方案。他的批评与建议使我不断反思和成长，也让我在科研道路上愈发坚定。何老师专心科研、追求卓越的精神深深感染我，使我在求学过程中始终保持对知识渴望和探索热情。

正是两位老师始终以严谨治学的态度和渊博浩大的学识为我树立榜样，言传身教，使我受益匪浅，也激励着我不断追求卓越。两位老师同样在生活上都给予我无微不至的关怀与鼓励。在这段求学旅程中，两位老师不仅是我学术上的导师，更是我人生引路人，对此我将铭记于心，感恩不尽。

感谢王文清师兄在实验和论文方面全程提供帮助。感谢张学勤师姐在综述方面提供帮助。感谢张路师兄在一维 Z 轴实验方面提供指导，感谢吴晗泰师姐在一维 Z 轴连续纤维铺设设计方面提供帮助。感谢罗骞师兄在二维编织方面提供帮助，感谢赵鹏真师兄在电磁方面提供帮助。感谢高雄师兄在三维螺旋烧结方面提供帮助，感谢苏茹月师姐在能谱、构思、绘图等方面提供帮助。感谢舒旗师兄在热电方面提供帮助。感谢苏伯昂师弟在抛光方面帮助，感谢苏真师兄在实验操作方面提供帮助。感谢李素云师姐、万杰师姐在 PPT 及论文格式方面提供帮助。排名不分先后，仅以本文结构为基准。此外。由于本科机械，感谢韩澳、戴必胜在材料学习方面提供帮助。感谢安徽工程大学室友张恒、冷杨在生活方面提供帮助，

感谢北京理工大学室友胡森师兄、杨朔师兄照顾。

感谢同课题组史增钦师兄、陈晓彤师姐、陈婧祎师姐、翟小菲师姐、王亚茹师姐、罗镇远师兄、王晓震师兄、张帅师兄、李素文师兄、吴剑琴师姐、周晴师姐、董星杰师兄、卢俊杰师兄、丁慕晗师兄、王荣沛师兄、蒋建师兄、李源师弟、王艺轩师妹、张高举师弟。正是有你们的陪伴与鼓励，这段求学旅程才充满温暖与力量。一起生活了无数个日日夜夜，记忆中的故事谈不上惊艳，也铭记于心。一起讨论学术问题，分享生活中的点滴，相互鼓励，共同进步。感谢一直以来的陪伴和支持，让我在研究生阶段生活充满温暖和快乐。

感谢安徽工程大学和北京理工大学为我提供了良好的学习和研究环境，让我在两地度过充实而难忘的研究生时光。我将永远铭记在这里所学到的知识和所经历的一切，感恩于心，回报于行。

岁月流转，时时代迁。正是这一路上所有人的关爱与支持，让我不断前行，最终完成了这篇论文。再次向所有给予我帮助、指导和鼓励的人致以最诚挚的感谢。

再次感谢安徽工程大学王刚老师、北京理工大学何汝杰老师、王文清师兄。
感谢党和国家。

尚德敏学 唯实惟新

