

激光增材制造连续纤维增强金属基复合材料 研究进展及展望

刘义^{1,2}, 吴迪¹, 王玉敏¹, 周亦青¹, 孙晓峰¹, 李金国¹

(1. 中国科学院金属研究所 师昌绪先进材料创新中心, 辽宁沈阳 110016;

2. 中国科学技术大学 材料科学与工程学院, 辽宁沈阳 110016)

摘要: 连续纤维增强金属基复合材料因其高比强度、高比模量、以及优异的耐腐蚀性、抗磨损性及耐高温性能, 在高温结构材料领域展现出广阔的应用前景。近年来, 激光增材制造技术的快速发展为连续纤维增强金属基复合材料的制备提供了新的技术路径。本文综述了当前激光增材制造连续纤维增强金属基复合材料的研究进展, 针对各自的研究现状和应用前景进行了分析, 主要综述激光增材制造连续纤维增强镍基、铁基等高温复合结构材料的工艺参数、显微组织结构及力学性能。通过分析现有研究成果, 总结激光增材制造连续纤维增强金属基复合材料的三大技术挑战, 即连续纤维精准铺设问题和连续纤维存活问题及纤维-基体的界面反应问题, 对关键问题给出研究思路及解决方案, 并对该领域的未来发展进行展望。未来随着激光增材制造技术的不断完善及深入研究, 该技术有望成为高效制备连续纤维增强金属基复合材料的重要发展方向。

关键词: 激光增材制造; 连续纤维; 金属基复合材料; 制备工艺; 研究进展

作者简介:

刘义(1996-), 男, 博士, 主要从事增材制造金属基复合材料组织及性能调控。

E-mail: yliu20s@imr.ac.cn

通信作者:

李金国, 男, 研究员。E-mail: jgli@imr.ac.cn; 吴迪, 男, 项目研究员。E-mail: dwu@imr.ac.cn

中图分类号: TG136

文献标识码: A

文章编号: 1001-4977(2025)

07-0854-14

基金项目:

国家重点研发计划项目
(No.2023YFB4603301)。

收稿日期:

2025-03-21 收到初稿,

2025-06-10 收到修订稿。

金属基复合材料(Metal Matrix Composites, MMCs)的研究始于20世纪60年代初, 因其优异的力学性能、耐高温特性及环境稳定性, 受到了广泛关注^[1-5]。MMCs以金属及其合金作为基体, 通常采用颗粒、晶须、短纤维或连续纤维作为增强相, 以改善其综合性能。由于基体材料的多样性, MMCs的使用温度可高达1 200 °C, 在极端环境下仍能保持较高的结构稳定性^[6-8]。当增强相为颗粒、晶须或短纤维时, 采用传统制造工艺制备复合材料可在一定程度上提升材料的强度、模量及耐磨性能^[9]。然而, 这类增强相的分布均匀性较差, 容易发生偏聚现象, 尤其是颗粒增强体的尖锐化效应可能导致应力集中, 从而降低复合材料的力学性能^[10]。相比之下, 连续纤维因其高强度和高韧性的特点, 在连续纤维增强金属基复合材料(Continuous Fiber Reinforced Metal Matrix Composites, CFRMMCs)领域得到了广泛应用。在CFRMMCs体系中, 连续纤维主要承担载荷传递功能, 而金属基体则在提供结构支撑的同时, 确保纤维的粘结与保护, 并协同承受外部载荷^[11]。CFRMMCs在纤维轴向方向上展现出卓越的力学性能, 尤其在明确受力方向的结构部件中, 其定向强化优异性能的优势能够得到充分发挥, 从而显著提升复合材料在复杂服役环境下的性能表现。此外, CFRMMCs兼具轻质高强、耐高温及优异的抗疲劳性能, 在航空航天、汽车工业和电力传输等高端制造领域展现出巨大的应用潜力, 并在未来高性能工程材料的发展中扮演关键角色^[12]。

当前, 国内外众多研究机构和学者围绕CFRMMCs开展了大量研究, 涵盖连续纤维增强钛基、铝基和镍基等金属基复合材料。研究表明, 与单一金属基体相比, CFRMMCs在力学性能方面均表现出显著提升, 部分研究成果已成功应用于工程实践^[13]。近年来, 激光增材制造(Laser Additive Manufacturing, LAM)技术凭借无需模具、适用于复杂结构制造、材料利用率高及智能化控制等优势, 获得了快速发展, 并为

CFRMMCs的高效制备提供了新的技术路径^[14-15]。本文主要针对现已报道的LAM技术制备CFRMMCs的制备工艺及其综合性能等进行了综述,通过分析现有研究成果,总结三大技术挑战,即连续纤维精准铺设问题、连续纤维存活问题及纤维-基体的界面反应问题。对关键问题给出研究思路及解决方案,并对该领域的未来发展进行了展望。

1 连续纤维增强金属基复合材料强化机理

1.1 纤维强化

连续纤维凭借其卓越的强度和模量,在复合材料中发挥主要的载荷承载作用。当复合材料受外力作用时,由于纤维与金属基体之间形成良好的界面结合,基体能够有效地将载荷传递至纤维^[16]。纤维依靠其自身的高强度与高模量承受并传递载荷,从而显著提升复合材料的整体承载能力。作为增强相,连续纤维的轴向力学性能对复合材料的整体性能起决定性作用,尤其是其热稳定性及高温力学性能,直接影响复合材料结构件的服役温度及应用场景。因此,开发高性能连续纤维是制备高性能金属基复合材料的核心前提和关键基础^[17-18]。

1.2 界面强化

纤维与基体之间的界面在金属基复合材料中起着至关重要的作用,界面反应的适度发生可提高增强体与基体的结合强度,从而提高复合材料的整体性能。优异的界面结合不仅能够有效传递载荷,抑制裂纹扩展,还能优化基体内的应力分布,使材料表现出更优异的力学性能。界面结合强度的选择需权衡材料的增强与增韧特性。较高的界面结合强度有利于跨界面载荷的有效传递,从而提高复合材料的整体强度和刚度;而较低的界面结合强度则有助于裂纹偏转及纤维桥接机制的发挥,从而提升材料的断裂韧性^[18]。Zhicong Gan等制备碳化硅连续纤维增强Ti60 ($\text{SiC}_f/\text{Ti60}$)先驱丝,并经热等静压(HIP)固结工艺,制备出了碳化硅连续纤维增强Ti60复合材料,发现在先驱丝的制备过程中,界面处已经存在一层厚度约为 $0.1\mu\text{m}$ 的反应层(RL)^[16]。热等静压工艺加速了碳涂层与Ti60基体之间的扩散,使得反应层的厚度增加至约 $0.5\mu\text{m}$ 。该反应层主要由细晶TiC层、不连续的硅化物和粗晶TiC层组成。

1.3 裂纹阻碍与偏转机制

在复合材料内部发生裂纹扩展时,连续纤维能够有效阻碍裂纹传播,并显著提升材料的抗断裂性能。

纤维在裂纹扩展过程中发挥桥接作用,使裂纹扩展需克服纤维-基体界面的结合力以及纤维本身的断裂能,从而延缓裂纹的扩展速度。此外,纤维还可诱导裂纹发生偏转,改变其传播路径,使裂纹扩展呈现非线性模式,进而增加裂纹前沿的扩展长度。这一过程中,裂纹扩展所需的能量被显著提高,从而有效增强复合材料的断裂韧性,并改善其整体力学性能。Zhicong Gan等采用热等静压法制备了 $\text{SiC}_f/\text{Ti}_2\text{AlNb}$ 增强Ti17 ($\text{SiC}_f/\text{Ti}_2\text{AlNb}/\text{Ti17}$)复合材料^[17]。发现 $\text{SiC}_f/\text{Ti}_2\text{AlNb}$ 反应层首先发生断裂,裂纹扩展进入 Ti_2AlNb 基体, Ti_2AlNb 基体中的裂纹扩展至相邻的反应层并促使纤维断裂,裂纹扩展到 $\text{Ti}_2\text{AlNb}/\text{Ti17}$ 界面,最终Ti17包覆层发生断裂。

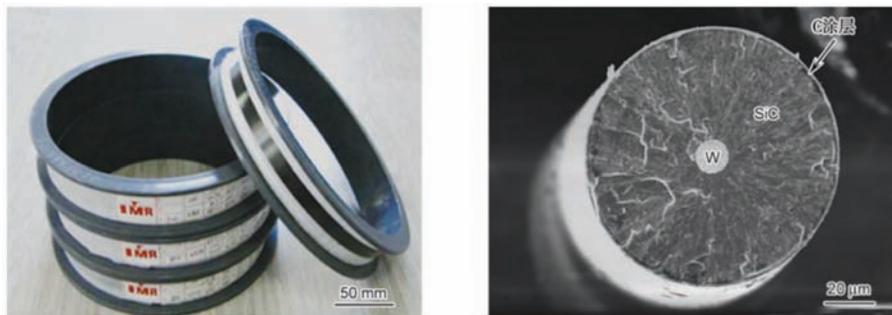
2 连续纤维概况

2.1 碳化硅纤维

连续碳化硅纤维具有高比强度、高比模量、耐腐蚀、抗磨损和热稳定性好等性能优点,使用SiC纤维增强金属基体后,可以得到比强度更高、比模量更高的金属基复合材料^[19-22]。美国textron公司开展从高性能纤维到低风险结构件再到综合集成验证的分阶段持续性研究工作,采用化学气相沉积(CVD)制备C芯SiC纤维,已经实现商品化,牌号主要为SCS系列,如SCS-2, SCS-6, SCS-ultra等^[23]。国内的北京航空材料研究院、西北工业大学和中国科学院金属研究所等单位开展该类材料的研制工作,目前金属所对W芯SiC纤维可以批量化生产,纤维及横截面形貌如图1,典型结构件已通过考核^[24]。

2.2 碳纤维

连续碳纤维兼具传统碳素材料的优异特性,包括耐高温、耐磨损、优良的导电导热性能及耐腐蚀性等,并表现出显著的各向异性。其具有较高的柔韧性,可加工成不同形式的织物,并在纤维轴向方向展现出极高的强度,同时具有低密度特性,使其具备卓越的比强度^[25]。碳纤维复合材料因其优异的轻质高强特性,在航空器结构设计中得到了广泛应用,涵盖机翼、尾翼、机身、起落架、航空发动机部件及内部结构(如舱内装饰和座椅等)。这些应用不仅能够显著降低航空器整体重量,还能提升结构性能,提高燃油效率,从而增强飞行器的经济性与可持续性。Yunfeng Bai等采用液固浸渗挤压法制备碳纤维增强钛/铝($\text{Ti-C}_f/\text{Al-Ti}$)夹层复合材料,与 C_f/Al 复合材料相比,这种夹层复合材料在纤维轴向和径向的拉伸强度分别提高了137.04%和207.55%,同时压缩强度也显著提高,复合材料显微组织如图2所示^[26]。



(a) SiC纤维

(b) 横截面形貌

图1 中国科学院金属研究所生产的SiC纤维及其横截面形貌

Fig. 1 SiC fiber produced by Institute of Metal Research and its cross-sectional morphology

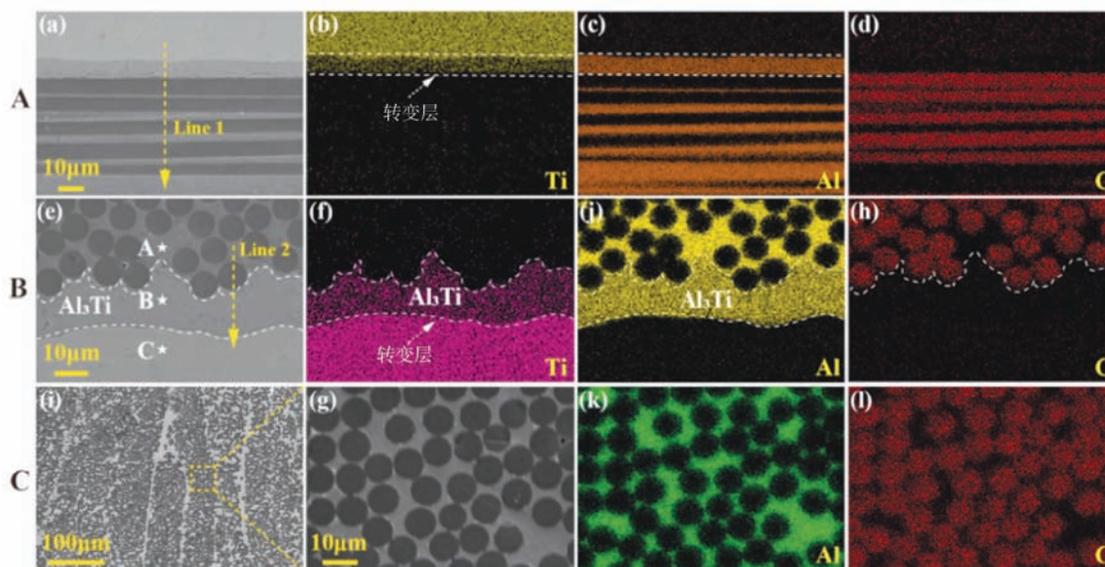
A (a-d) 和B (e-h) 为Ti-C_p/Al-Ti三明治结构径向和轴向界面形貌；C (i-l) 为C_p/Al复合材料面分布图

图2 复合材料的SEM图谱和EDS分析

Fig. 2 SEM images and EDS analysis of the composite

2.3 石英纤维

石英纤维是一种由高纯石英砂或天然水晶制备的无机纤维，具有优异的热稳定性，其长期使用温度可达1 200 ℃，软化点温度高达1 700 ℃。此外，该纤维展现出优异的电绝缘性、耐烧蚀性、抗热震性、优良的介电性能以及卓越的化学稳定性^[27]。凭借其独特的物理化学特性，石英纤维在军事、国防、航空及航天等高端技术领域发挥着关键作用，可用于制造火箭喷嘴、航天器热防护系统、先进战机和导弹的天线罩增强结构等。此外，该材料还在高温工程、能源工业、化工及建筑材料领域得到广泛应用，作为保温和防腐等高性能功能材料，为极端环境下的工程需求提供重要保障^[28-29]。图3为石英纤维在300 ℃空气气氛中处理不同时间的SEM照片，随着热处理时间的延长，石英纤维直径和纤维表面形貌均无显著变化，经历150 h热

氧化后，石英纤维仍具有较光滑的表面形貌^[30]。

2.4 硼纤维

硼纤维是一种高性能增强材料，其直径约为100 μm，密度为2.57 g/cm³，熔点高达2 050 ℃，并具有较低的热膨胀系数(4.5 × 10⁻⁶/℃)。硼原子以共价键结合，使其具备较高的硬度和优异的力学性能^[31-32]。此外，硼纤维展现出优异的耐腐蚀性，能够抵抗大多数酸性溶剂的侵蚀，在极端环境下仍能保持稳定的物理化学特性。基于其卓越的性能，硼纤维增强复合材料被广泛应用于军用和民用航空领域以提升结构强度、刚度及耐久性^[33]。Mizuuchi等采用脉冲电流热压工艺在1 073 K下制备硼纤维增强钛基复合材料，复合材料断面SEM如图4所示，发现没有硼纤维从钛基体中拉出^[34]。这表明在这种条件下制备的复合材料具有良好

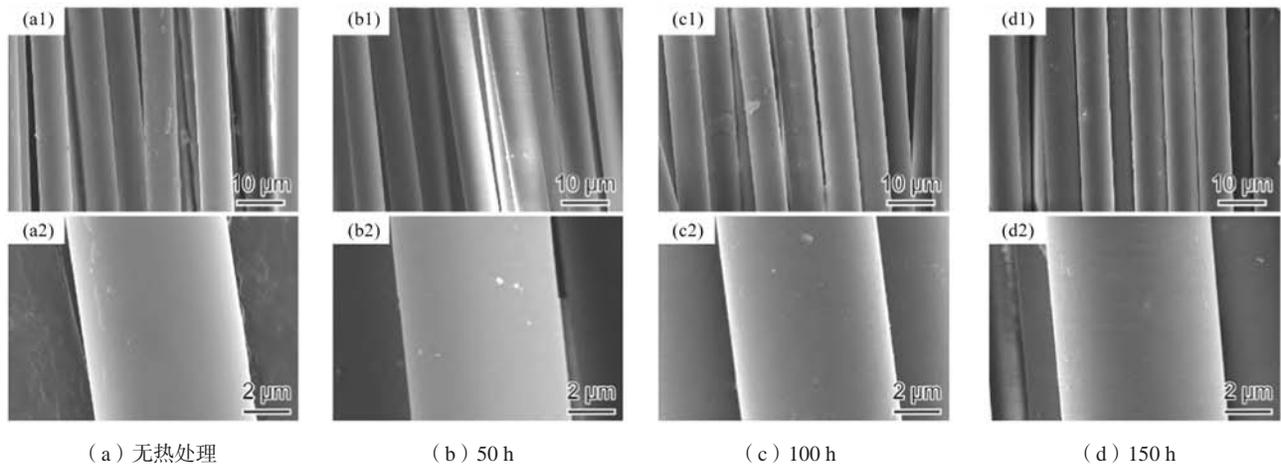


图3 石英纤维在 300 °C 下热处理不同时间后的 SEM 照片
Fig. 3 SEM images of quartz fiber treated at 300 °C for different time

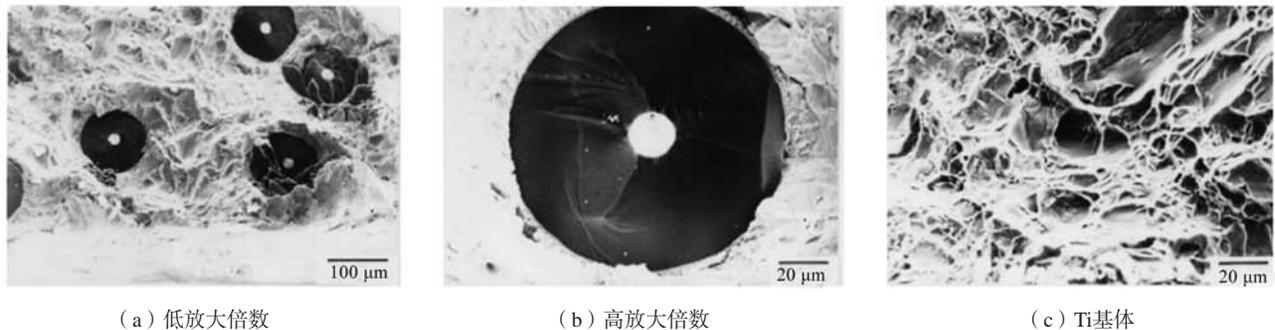


图4 使用脉冲电流热压工艺在 1 073 K 下制备的硼纤维增强钛基复合材料断裂面的 SEM 显微照片

Fig. 4 SEM micrographs of fracture surfaces for boron-fiber-reinforced Ti-matrix composite fabricated at 1 073 K, using pulsed current hot-pressing process

的基体与纤维之间的结合。

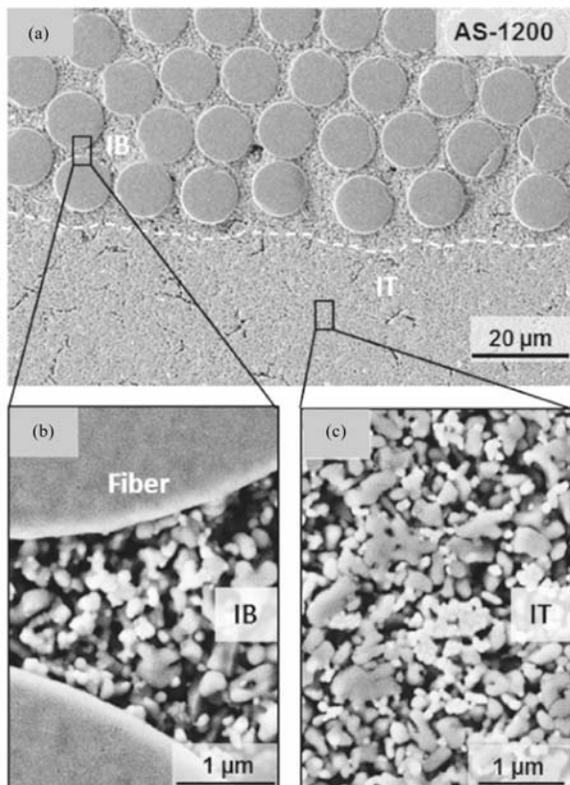
2.5 氧化铝纤维

氧化铝纤维以其优异的力学性能和电化学稳定性而受到广泛关注。其拉伸强度可达 3.5 GPa，弹性模量高达 420 GPa，并表现出卓越的耐高温性、耐腐蚀性及低热变形特性。此外，其热导率仅为传统耐火材料的约 1/6，具备优异的抗热震性能，使其能够在高达 1 400 °C 的极端环境中保持稳定的结构性能。氧化铝纤维的工业化制备始于 1974 年，美国 3M 公司首次采用溶胶-凝胶法成功制备该纤维，并在随后的研究与优化过程中，推出了 Nextel 系列氧化铝纤维。其中，Nextel 610 和 Nextel 720 纤维因其卓越的高温稳定性、力学强度和耐久性，已成为目前应用最为广泛的氧化铝纤维材料，广泛应用于航空航天、能源及高温结构材料领域^[35]。Guglielmi 等利用两步浆料浸渍法制得 Nextel610/Al₂O₃-ZrO₂ 复合材料，基体形貌分为束内和层间两部分，都呈现出非常均匀的微观结构，只有少量与收缩相关的贯穿裂纹，这主要是由于 Al₂O₃-ZrO₂ 基体的收缩率小

于热膨胀率采用了两步浸渍工艺，其微观形貌如图 5 所示^[36]。

2.6 连续纤维增强金属基复合材料性能优势及应用场景

连续纤维增强金属基复合材料由连续纤维和金属基体复合而成，兼具连续纤维和金属材料的性能特点。其中 SiC 纤维增强钛基复合材料可在 800 °C 长时服役，1 000 °C 短时应用。在各类飞行装备设计研制过程中，比强度、弹性模量和比模量为设计所考虑的重要指标。与钛合金基体相比，高强度（超过 3 000 MPa）和高模量（可达 400 GPa）SiC 纤维的引入，使得 SiC_f/Ti 复合材料具有高比强度、高比刚度、优良的抗蠕变和抗疲劳性能。例如，SiC_f/Ti 复合材料轴向强度和模量都可以比基体高出近一倍，而且复合材料还有更低的疲劳裂纹扩展速率和更高的疲劳强度。国内外几种典型 SiC_f/Ti 复合材料的模量和强度都明显高于其对应的基体材料^[37]。目前国外主要有两种 SiC 纤维，即美国的 SCS 和英国的 SM 系列，其中 SCS-6/Ti-6Al-4V 和 SM3256/Ti-



(a) 材料横截面 (虚线表示两种基体之间交界的位置, IB表示纤维束内基体, IT表示纤维织物间基体);
(b) 纤维束间的基体; (c) 纤维布层间的基体

图5 Nextel610/ $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$ 复合材料的SEM图

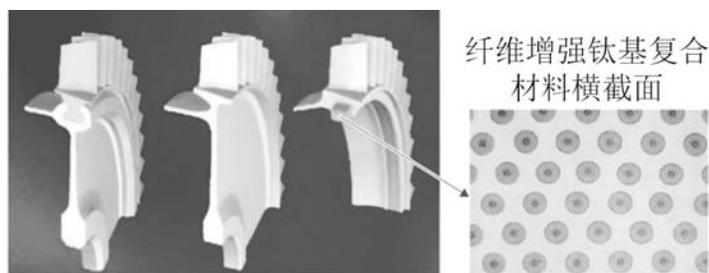
Fig. 5 SEM images of Nextel610/ $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$ composite materials

6Al-4V复合材料室温抗拉强度分别达到1 823 MPa和1 625 MPa, 国内有中国科学院金属研究所开发出IMR系列, IMR-2/Ti-6-4室温抗拉强度达到1 750 MPa, 对比三种纤维增强的Ti6Al4V材料的力学性能, 可以看出国内 $\text{SiC}_f/\text{Ti6Al4V}$ 力学性能指标已经与国外水平相当。

SiC_f/Ti 复合材料在下一代民用和军用发动机中都存在潜在的应用。美国航空航天及宇航总署(NASA)预测, 未来的航空发动机用材料中, 钛基复合材料约占30%, 钛铝基复合材料约占15%^[5]。 SiC_f/Ti 复合材料由于其良好的耐高温性能可以用在航空发动机部件以及超高速飞机蒙皮上, 如低压压气机叶片、低压压气机叶环、高压压气机叶环、矢量喷嘴和涡轮轴等。此外, 由于其具有高比强度和比刚度, SiC_f/Ti 复合材料在要求轻质高强的结构件上也有着广泛应用, 如起落架阻力臂和拉伸杆、液压驱动活塞杆和侧撑、紧固件等。根据构件的应用部位、受力特点以及外形特征, 可分为环类构件、杆类构件以及板类构件三大类, 图6为 SiC_f/Ti 复合材料研制的结构件^[37]。

3 激光增材制造概述

增材制造(additive manufacturing, AM)技术诞生于20世纪80年代末, 是一种新型且极具潜力的先进制造技术^[5, 38-40]。增材制造技术利用计算机进行CAD软件的三维建模、分层抽取、自动路径规划以及模拟仿



(a) 传统榫头结构叶盘至TiMMC叶环结构的演变图, 内插图为最终形式的TiMMC叶环的剖面图



(b) 英国国防部所支持项目研制的EJ200发动机叶环构件



(c) Rolls-Royce公司研制的各类TiMMC发动机构件

图6 采用 SiC_f/Ti 复合材料研制的构件

Fig. 6 Components manufactured by SiC_f/Ti composite material

真修正,利用高能束热源将粉末或丝材分层沉积到基体上,无需模具即可实现复杂结构金属构件的近净成形,在航空装备领域具有广泛的应用前景^[1, 14]。

激光增材制造(Laser Additive Manufacturing, LAM)是当前航空装备领域最具代表性的增材制造方法,主要包括激光选区熔化(selective laser melting, SLM)和激光定向能量沉积(laser directed energy deposition, LDED)。SLM技术是一种基于粉床铺粉的增材制造技术,利用高能激光束选择性熔化预先铺

覆的金属粉末,再凝固成形。成形金属零件的精度较高,且力学性能较好,一般拉伸性能可超铸件,达到锻件水平,但成形效率较低,零件尺寸会受到铺粉工作箱的限制,不适合制造大型的整体零件^[41]。LDED技术通过氩气流将原料粉体运送至加工区,再利用高能激光将粉体熔化,可实现大尺寸零部件的制备,但该技术加工的产品精度较低,需要进行表面处理和产品切割等后续处理。图7为SLM和LDED工作原理示意图^[42-45]。

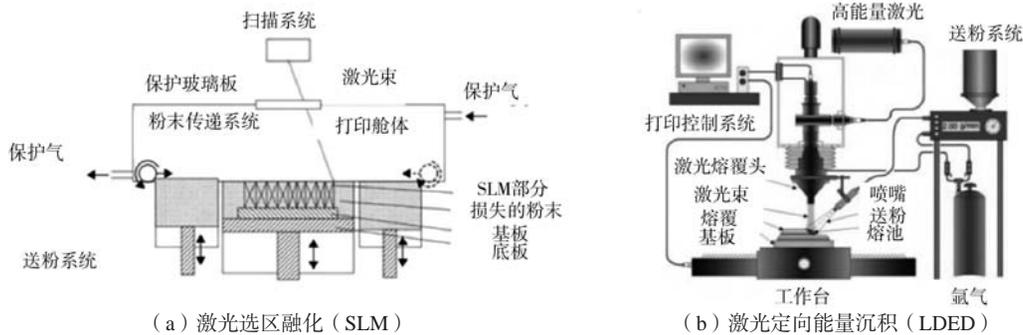


图7 激光增材制造技术示意图

Fig. 7 Schematic diagram of laser additive manufacturing

利用上述激光增材制造技术,国内外科研工作者研究了增材制造连续纤维增强金属基复合材料。激光增材制造是一种非常复杂的非平衡短时冶金过程,存在着较强的热质交互作用,而部件成形过程中瞬态温度场、流场、质量场和应力场以及构件整体质量与工艺参数密切相关。其中激光功率、扫描速率和送粉量等工艺参数与打印过程中的能量密度密切相关,在时间和空间上不断变化,直接影响打印过程中基本的组成单元——熔池的宽度、深度及形状;还有一些空间上不连续,且与成形道次和成形层相关的决定相对位置的几何参数,如搭接率、层厚和扫描策略等,会影响部件的内部组织和形状精度^[46]。

在利用LAM技术制备CFRMMCs时,需在微观与宏观层面精准优化并匹配各关键工艺参数,同时深入探讨连续纤维的铺设稳定性、存活率及纤维-基体界面反应等关键科学问题。其中,连续纤维的精准铺设是增材制造过程中的关键技术难点之一。在制造过程中,保护气体(如氩气)的持续输送可能导致连续纤维发生偏移,使其偏离激光焦点,从而产生离焦效应。这种偏差不仅影响纤维与金属基体之间的冶金结合质量,还可能削弱复合材料的成形精度及力学性能。同时,连续纤维在高能激光作用下的热稳定性亦构成重大挑战。由于合金粉末与纤维对激光能量的吸收率存在差异,因此需通过优化激光功率、送粉速率、层厚及搭接率等工艺参数,合理调控合金粉末与

连续纤维的能量输入比例,以提高纤维的存活率。此外,纤维-基体界面反应直接影响复合材料的组织均匀性及界面结合强度,因此需通过精细调控增材制造工艺参数及后处理工艺,以有效控制界面反应层的形成及演化。具体而言,可在纤维表面设计特定涂层,以调节界面化学反应动力学,优化纤维与基体间的物理相容性及化学匹配性,从而改善复合材料的界面结合质量及服役稳定性。通过上述优化策略,能够有效提升激光增材制造连续纤维增强高温合金基复合材料的结构完整性、力学性能及服役可靠性。

3.1 连续纤维精准铺设

3.1.1 连续纤维规则排布

当前采用增材制造方法制备连续纤维增强金属基复合材料的研究相对较少。纤维的精准铺设是难点之一,目前精准铺设纤维的方式有通过夹取机构拖丝装置固定纤维。石家庄铁道大学齐海波课题组基于纤维铺放法,提出了一种激光熔覆叠层复合成形设备及成形方法,如图8所示^[47]。其实质是结合定向能量沉积技术(LDED)和叠层实体制造技术(laminated object manufacturing, LOM),使用专用的铺丝设备先将纤维层铺放在成形基体上,然后将钛合金粉末熔融沉积在纤维层上,杨海强在此基础上,对纤维缠绕装置和铺丝装置进行设计及优化,发现当激光熔覆头行进方向与纤维夹角为 0° 时(即平行),单根纤维受到持续的

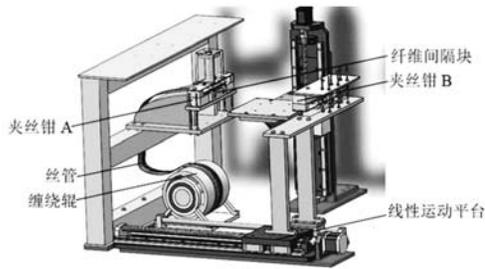


图8 铺拉丝装置

Fig. 8 Laying and drawing fiber device

热载荷，纤维产生累计热效应，容易造成烧损；当激光熔覆头行进方向与纤维夹角为 90° 时（即垂直），单根纤维受到循环的热载荷，纤维受热时间间隔增大，不易烧损；当纤维密度较低时，复合材料中增强相较少，当纤维密度较高时，纤维之间会出现聚集及未熔合缺陷，最优的纤维密度为75%^[48]。

成小乐等提出了一种激光熔化沉积制备连续纤维增强金属基复合材料的新工艺，如图9所示^[49]。基本原理是：运用铺丝设备将预处理好的碳纤维丝束按同向顺序预铺在金属基板上固定，然后在惰性气体保护

下，运用激光头进行金属基粉末与纤维丝束铺丝同向表面熔覆，层层铺丝，层层熔覆，从而成功制备连续碳纤维增强金属基复合材料。制得的连续碳纤维增强铁基复合材料样件及其截面如图10所示。通过对截面进行初步硬度测试发现，硬度提高了约40%。该工艺的优点在于可对复合材料进行针对性局部增强以及纤维铺丝可调，制备效率高且过程可控，参数精确。

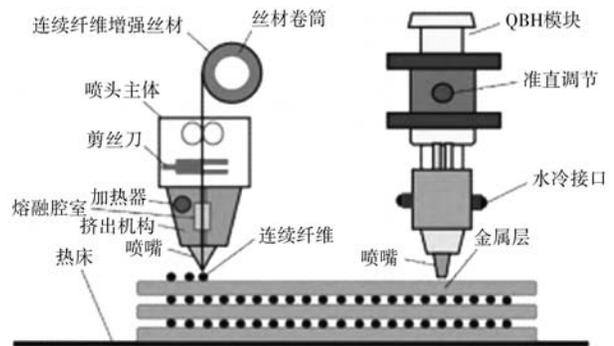
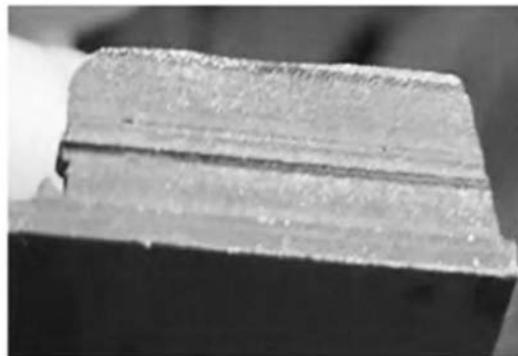


图9 激光熔化沉积连续纤维增强金属基复合材料工艺原理图

Fig. 9 Schematic diagram of laser melting deposition of continuous fiber reinforced metal matrix composites



(a) 样件宏观形貌



(b) 截面

图10 激光熔化沉积连续碳纤维增强铁基复合材料样件宏观形貌及截面

Fig. 10 Macroscopic morphology and cross section of continuous carbon fiber reinforced iron matrix composite sample by laser melting deposition

3.1.2 连续纤维与基体凹凸间隔排布

激光粉末床熔融制备SiC纤维增强Ti基复合材料单一结构件，再将多个单一结构件热等静压复合是一种新颖的制备方法。Andrey Travyanov等将Ti6Al4V合金基板做成凹凸间隔结构，如图11所示^[50]，凹陷处放置SiC纤维，激光粉末床熔融Ti6Al4V粉体制成单一结构件，而后将多个单一结构件做热等静压处理，最终得到组装后的复合材料。图12是激光粉末床熔融叠加热等静压制备SiC纤维增强复合材料流程图。

石川等提出了一种激光熔覆纤维增强金属基复合材料的新工艺，如图9所示^[51]。其基本原理是利用专

用编制模板将纤维均匀分布于切有V型或U型槽的基材内，然后将合金粉末铺在纤维上，在氩气保护环境下，利用高能激光束将合金粉末熔化，当激光束移开后，熔化的合金粉末快速凝固并将纤维包覆起来，形成纤维增强金属基复合材料。当激光功率为3 kW，扫描速度为8 mm/s，预置层厚度为1.5 mm时，可获得表面平整、光滑且无裂纹的熔覆层。图13为激光熔覆B型石英纤维增强镍基复合涂层的显微结构^[51]。可以看出，复合涂层的微观组织形态呈细小的树枝晶，部分石英纤维聚焦于涂层与基材界面附近，如图14(a)所示，大部分石英纤维分布于涂层内，如图14(b)

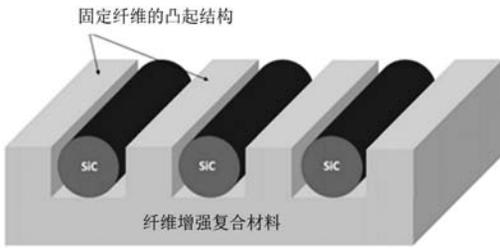


图11 单一结构件凹凸设计

Fig. 11 Concave and convex design of a single structural part

所示^[51]。激光熔覆B型石英纤维增强镍基复合涂层显微硬度如图15所示^[51]。可以看出，复合涂层的硬度呈阶梯状分布，熔覆层表面附近显微硬度值最高（HV 445），约为未加纤维增强相基材硬度值的3倍。

3.1.3 连续纤维热塑性复合成形

用碳纤维增强热塑性复合材料作为增强相增强Ti基复合材料，是一种固定碳纤维的方法。Xu Ying等提出了一种用激光在Ti6Al4V合金与碳纤维增强热塑性复

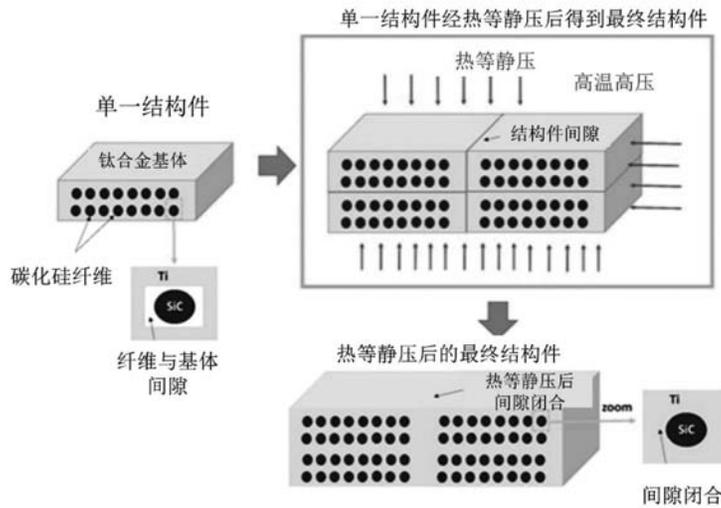


图12 激光粉床熔融叠加热等静压制备SiC纤维增强复合材料流程图

Fig. 12 Flow chart of SiC fiber reinforced composites prepared by laser powder bed melting superposition hot isostatic pressing

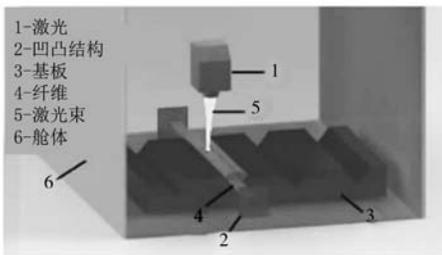
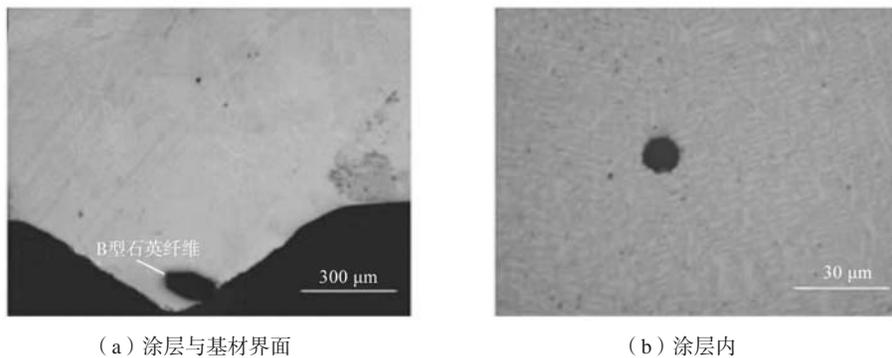


图13 激光熔覆纤维增强MMC示意图

Fig. 13 Schematic diagram of laser cladding fiber reinforced MMCs

合材料（CFRTP）之间嵌入Ti6Al4V合金的连接方法，后续采用热等静压使复合材料致密，提高复合材料的性能，并进行模拟和试验结果分析提高CFRTP与钛合金的力学性能，如图16所示^[52]。结果表明：采用仿真的最优工艺参数，连接处的拉伸破坏载荷超过10 195.6 N时，CFRTP基体发生拉伸断裂。此外，在疲劳循环载荷作用下，试样在Ti6Al4V合金的重叠区断裂，疲劳失效模式为边缘裂纹扩展失效。

此前，国外的研究人员开发出一种创新方案，利用增材制造及加工技术将金属与高温聚合物复合



(a) 涂层与基材界面

(b) 涂层内

图14 激光熔覆石英纤维增强镍基复合材料显微结构

Fig. 14 Microstructure of laser cladding quartz fiber reinforced nickel matrix composites

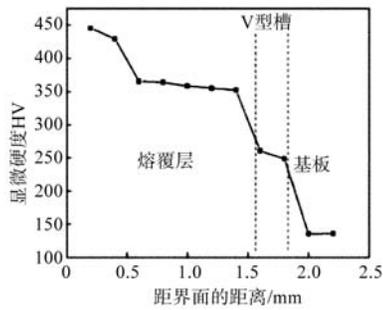


图15 熔覆层显微硬度分布

Fig. 15 Microhardness distribution of cladding layer

材料 (High Temperature Polymer Matrix Composites (HTPMC's)) 连接制备复合材料。美国Thao Gibson等人基于纤维铺放方法, 采用SLM技术进行了碳纤维增强Ti6Al4V的复合成形, 如图17所示^[53], 将Ti6Al4V粉体沉积在固定好的碳纤维布上, 然后在纤维布的底层注入聚合物, 最终得到一面为致密金属, 一面为高温聚合物基复合材料的混合材料^[53]。但是由于其仅进行两层成形研究, 如何实现边铺碳纤维边铺粉末还需研究。需要注意的是, 该方法成形时碳纤维在激光作用下烧损非常严重。

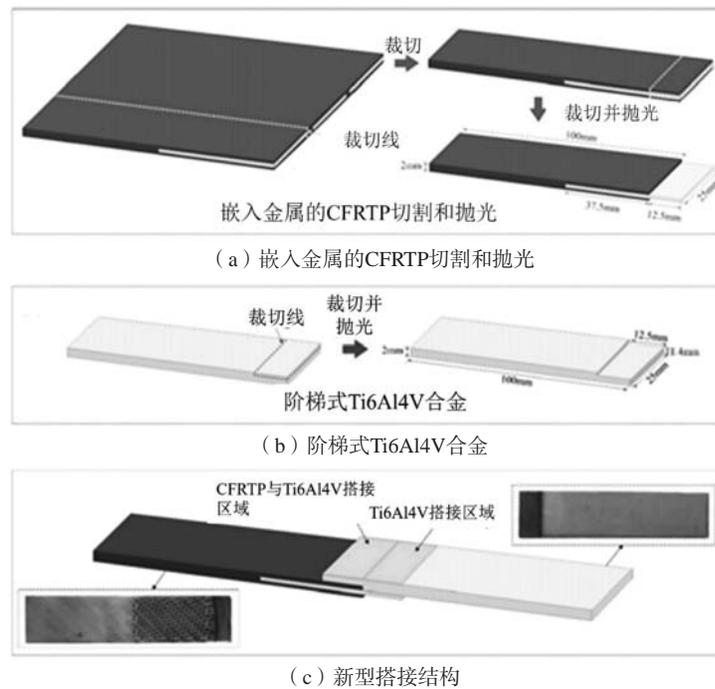


图16 样品制备流程图

Fig. 16 Preparation of specimen

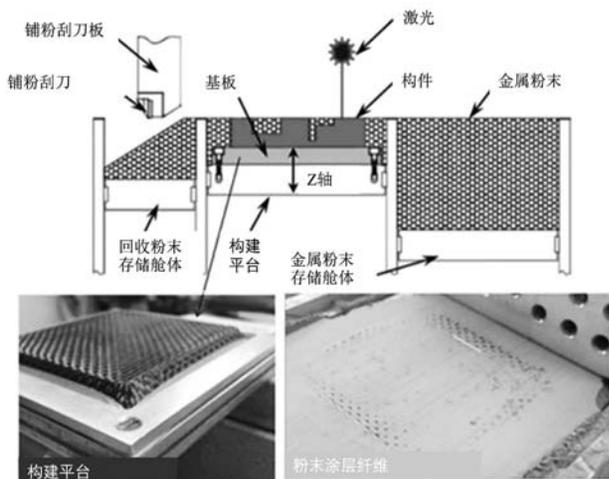


图17 碳纤维和粉末床基板的激光选区熔融原理图及近距离图
Fig. 17 Schematic diagram and proximity diagram of laser selective melting of carbon fiber and powder bed substrate

3.2 连续纤维存活率

纤维作为主要承受载荷的增强相, 其存活率对复合材料力学性能影响极大。杨海强设计正交试验, 评估不同参数下纤维保存情况。主要参数包括激光功率、扫描速度、送粉速度、散焦量和惰性气体流速。结果表明: 保护气体流速和散焦量不影响增材制造复合材料成形, 扫描速度和送粉速度对成形性的影响呈线性关系, 且不随其他因素改变而改变; 成形质量随激光功率的增大而降低, 随送粉速度的增加而升高; 扫描速度对成形性的影响规律, 受激光功率和送粉功率影响; 上述三个因素之间存在两两交互作用, 通过交互作用正交试验, 得出最优的单层工艺参数为激光功率250 W、送粉量2.5 g/min以及扫描速度6 mm/s^[48]。

唐会聪采用激光熔覆叠层增材制造技术 (Laser Cladding & Laminated Deposition, LCLD) 制备SiC_t/

Ti6Al4V复合材料。如图18所示，其进行了一维成形和二维成形，一维成形结果表明：送粉速率越大，纤维保持度越高；激光功率和扫描速率对纤维的烧损影响越大，且随着激光功率增加，纤维烧损的临界扫描速率逐渐增加；当激光功率为360 W时，纤维烧损的临界

扫描速率为6 mm/s。二维成形结果表明：重熔能够减少道间缺陷；界面厚度随重熔扫描速度增加而减小；Ti和Si元素在界面反应层中的含量线性变化，且变化趋势相反；由基体到纤维，纤维与基体界面可能存在TiC、 Ti_3SiC_2 及SiC等物相^[54]。

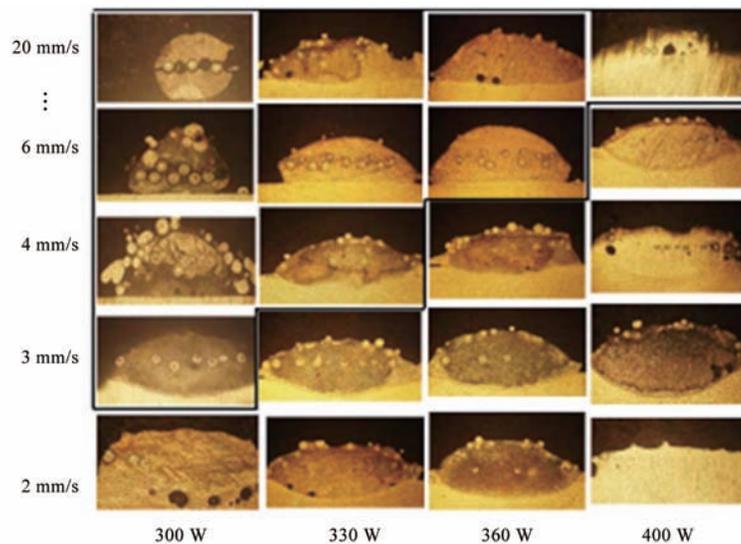


图18 不同工艺参数下激光熔覆层中SiC纤维分解情况

Fig. 18 Decomposition of SiC fibers in laser cladding layer under different process parameters

3.3 连续纤维与基体界面反应

复合材料的力学性能取决于金属基体和增强体，以及它们之间用于载荷传递和应力协调的界面反应层。界面反应层的厚度和界面剪切强度对断裂行为有重要的影响。通常而言，适中的界面结合强度有利于充分发挥纤维和基体材料的优势。为了获得充分黏合的界面，有必要了解界面的微观结构以及热稳定性、界面力学性能以及加工和使用条件^[37]。韩振中针对激光熔覆叠层制备SiC_f/Ti6Al4V复合材料过程中反应时间短和扩散时间短的问题，开展了不同真空热暴露条件下SiC_f/Ti6Al4V复合材料界面特性和微观力学性能的研究^[55]。研究发现，激光熔覆叠层技术制备复合材料过程中增强体、C涂层和基体之间会发生界面反应，

其主要界面反应产物为TiC。短时真空热暴露会使得界面反应层厚度增加，C涂层厚度减小，随着热暴露时间延长，反应层的生长符合抛物线规律，反应的动力学参数频率因子 $k_0=6.005 \times 10^{-3} \text{ m} \cdot \text{s}^{-1/2}$ ，反应激活能 $Q=143.13 \text{ kJ} \cdot \text{mol}^{-1}$ 。对900 °C下经不同真空热暴露时间的SiC_f/Ti6Al4V复合材料试样进行了纳米压痕测试。如图19所示，弹性模量和硬度值从左到右是逐渐降低，但SiC纤维、C涂层、界面反应层及基体的弹性模量和硬度值随热暴露时间延长波动不大。根据反应扩散原理和Ti-C相图可知，C和Si向基体中扩散与Ti反应生成脆性和硬度较大的TiC和 Ti_5Si_3 而导致硬度随着距基体距离减小而降低。经900 °C短时真空热暴露，纤维、C涂层、基体及界面反应层的硬度和弹性模量没有发生明

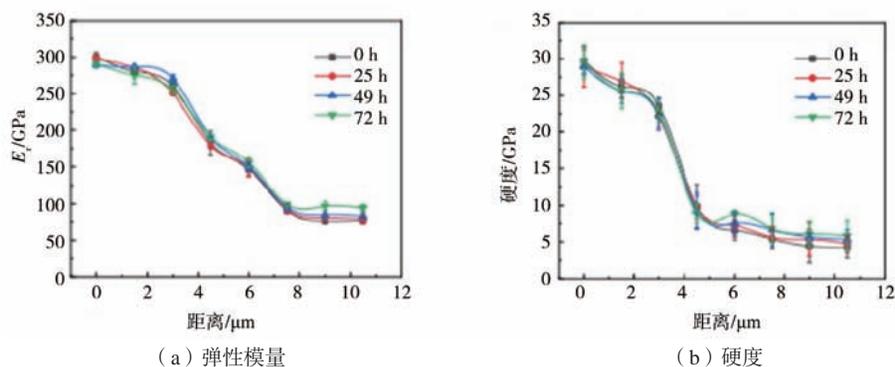


图19 弹性模量和硬度与热暴露时间之间的关系

Fig. 19 Relationship between elastic modulus, hardness and heat exposure time

显的变化,表明该材料在900 ℃及以下温度具有良好的短时热稳定性。

Andrey Travyanov等对激光粉床熔融叠加热等静压制备的复合材料进行断层X射线影像分析,观察到纤维没有发生移位,且纤维与基体之间的缝隙被钛合金填充,纤维没有发生明显的损坏^[50]。观察显微组织发现,Ti6Al4V基体包含 $\alpha + \beta$ 相,热等静压后复合材料组织致密、均匀,钛合金分布在SiC纤维周围。EBSD结果表明,基体表现出动态多边形化和再结晶,基体晶粒长大没有明显的径向取向,晶粒主要取向沿打印方向,单一结构件内部的晶粒尺寸大于两个单一结构件缝隙的晶粒尺寸。作者采用三点弯曲试验得到载荷-位移曲线,如图20所示。结果表明:复合材料弹性模量相比基体提高10%,可以用复合材料混合定律来解释。

Gorunov研究了激光熔化沉积技术制备的连续碳纤维增强铁基复合材料,其制得的样件侧面蚀刻后内部结构如图21所示^[56]。经过研究分析,碳纤维与铁基

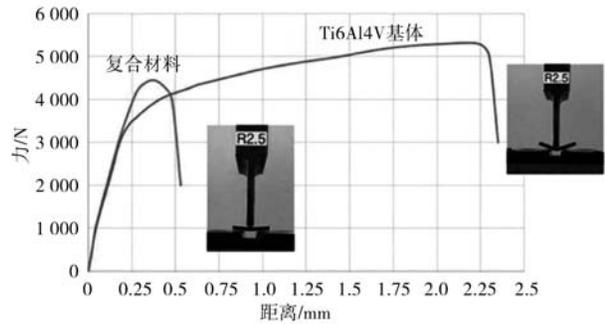
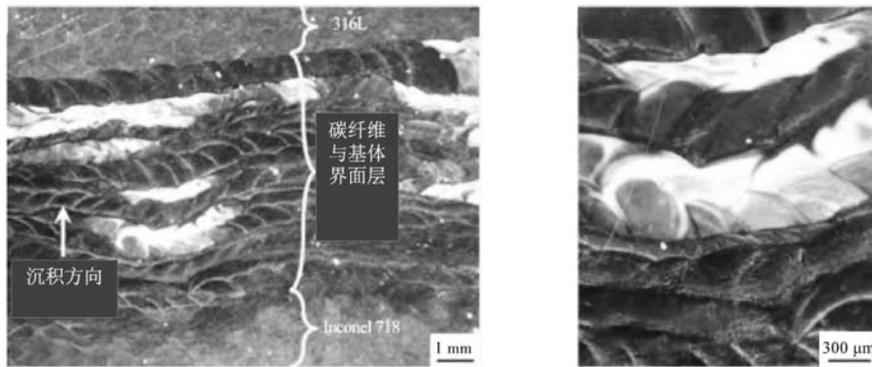


图20 复合材料与基体材料三点弯曲试验结果

Fig. 20 Three-point bending test results of composite material and matrix material

合金粉中的Cr相互作用后生成六方 Cr_{23}C_6 单晶,试样中 Cr_{23}C_6 单晶的生长取决于碳纤维的堆积方向和碳纤维的尺寸,且由于碳化物的形成,材料Inconel718/CFs/316L的硬度相较于316L增加了2倍,相较于Inconel718增加了1.5倍。



(a) 宏观组织图

(b) IN718/碳纤维/316L不锈钢叠层激光熔覆层

图21 样品侧面蚀刻图

Fig. 21 Etching on the side of the sample

4 问题与展望

综上所述,利用激光增材制造技术制备的连续纤维增强金属基复合材料展现出优异的力学性能,并能够实现复杂结构零部件的精准制造。作为一种先进的制造工艺,该技术在未来具有广阔的发展前景和应用潜力。然而,现有研究表明,与传统制备方法相比,激光增材制造连续纤维增强金属基复合材料仍面临诸多技术挑战。本文系统综述了激光增材制造方法制备连续纤维增强金属基复合材料的关键工艺参数、显微组织特征及力学性能,并重点探讨了限制该技术发展的三大核心问题及其潜在的调控策略。

(1) 连续纤维精准铺设问题。在增材制造过程中,连续纤维的精准定位与稳定性对最终复合材料的成形质量和力学性能具有至关重要的影响。由于增材制造过程中保护气体的流动及熔池动态特性,纤维易偏离初始铺设位置,导致焦点偏移(离焦量变化),

进而影响纤维受热均匀性及冶金结合质量。目前,采用铺拉丝装置可对纤维进行固定,但该方法受限于纤维排布间距的影响,使得复合材料的纤维体积分数难以达到传统制备方法的水平,从而限制了力学性能的进一步提升。因此,需要优化纤维排布方式,结合精确的闭环控制系统,实现高精度纤维铺设,提高增材制造复合材料的纤维体积分数。

(2) 连续纤维保存问题。作为增强相,连续纤维的存活率直接决定复合材料的最终性能及制造成本。然而,在激光增材制造过程中,纤维极易因高能量输入而发生烧损,同时,在随后的冷却过程中,纤维与基体之间可能发生剧烈的界面反应,导致界面脆性相的形成,影响材料的整体性能。调控工艺参数可有效提升纤维的存活率,其中,激光功率是影响纤维烧损的主要因素,而扫描速度和送粉量则起间接调控作用。在确保金属粉末充分熔化的前提下,合理调控热

输入可有效减少纤维的热损伤。此外,在纤维表面施加功能性涂层不仅可降低裂纹敏感性,还可充当应力缓冲层,提高纤维的热稳定性和存活率。

(3) 连续纤维与金属基体的界面反应问题。复合材料的界面结合质量对载荷传递和力学性能至关重要。然而,由于连续纤维与金属基体的润湿性较差,同时二者的热膨胀系数及弹性模量存在显著差异,导致界面存在物理相容性与化学相容性问题。在高温至室温冷却过程中,这些差异会引发界面残余应力的积累,从而增加内裂纹形成的风险。为改善界面结合质量,可通过优化增材制造工艺参数、调整纤维及基体成分来调控界面反应层的形成。此外,在纤维表面引入适当的界面改性涂层,可有效提高界面润湿性,优

化界面微观结构,降低界面残余应力,从而提升复合材料的整体性能。

总体而言,激光增材制造技术作为连续纤维增强金属基复合材料制备的新兴制造策略,具备诸多独特优势,特别是在材料利用率、结构复杂性及定制化制造方面展现出广阔的应用前景,已在连续纤维增强金属基复合材料领域取得显著进展,如通过铺丝装置优化使纤维体积分数提升至60%,界面反应层厚度控制在0.5 μm 以内。该方法在航空航天、汽车船舶和精密机械制造等高端制造领域具有巨大的发展潜力,未来仍将是高效制备连续纤维增强金属基复合材料的重要研究方向之一。

参考文献:

- [1] SONG W, WANG X, LI J, et al. Influence of Ta/Al ratio on the microstructure and creep property of a Ru-containing Ni-based single-crystal superalloy [J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2021, 89: 16–23.
- [2] KONG X, WANG Y, YANG Q, et al. Damage identification in fiber reinforced titanium matrix composites using acoustic emission [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2020: 826–829.
- [3] LI X, ZHANG W. Interfacial reaction in SiC_f/TiAl matrix composites [J]. *Journal of Materials Research and Technology-Jmr & T*, 2021, 12: 1227–1234.
- [4] WANG X, TIAN X, YIN L, et al. 3D printing of continuous fiber reinforced low melting point alloy matrix composites: mechanical properties and microstructures [J]. *Materials*, 2020, 13 (16) : 3463–3477.
- [5] DONG L L, TANG Y, FAN W D, et al. Design strategy of TiC reinforced heterogeneous Ti-composites with an induced α slip system for achieving high strength-ductility [J]. *Materials Research Letters*, 2024, 12 (4) : 298–305.
- [6] MURIBWATHOHO O, MSOMI V, MABUWA S. Metal matrix composite fabricated with 5000 series marine grades of aluminium using fsp technique: state of the art review [J]. *Applied Sciences-Basel*, 2022, 12 (24) : 418–438.
- [7] SUN F B, ZHANG R, MENG F C, et al. Interconnected microstructure and flexural behavior of Ti_2C -Ti composites with superior Young's modulus [J]. *International Journal of Minerals Metallurgy and Materials*, 2024, 31 (9) : 2088–2101.
- [8] 张珂, 许平, 张超, 等. 国产 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}_2\text{O}_3$ 复合材料的室温和1 000 $^\circ\text{C}$ 拉伸性能 [J]. *材料工程*, 2025, 53 (1) : 195–201.
- [9] YANG Z Y, FAN J Z, LIU Y Q, et al. Effect of the particle size and matrix strength on strengthening and damage process of the particle reinforced metal matrix composites [J]. *Materials*, 2021, 14 (3) : 675–685.
- [10] ANANDARAJ T, SETHUSUNDARAM P P, CHANAKYAN C, et al. Influence of different reinforcements on properties of metal matrix composites: A review [C]// *Proceedings of the International Conference on Newer Trends and Innovations in Mechanical Engineering (ICONTIME) -Materials Science, Electr Network*, 2020: 15–16.
- [11] JIA Q, WANG Y, ZHANG X, et al. Failure mechanism of continuous fiber-reinforced titanium matrix composite bling under rotational loading [J]. *Journal of Materials Research and Technology-Jmr&T*, 2022, 18: 788–799.
- [12] WANG F, JIANG H, YAO Z H, et al. Interface instability of SiC_f -reinforced superalloy matrix composites [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2022: 917–924.
- [13] JIANG H, WANG F, LI X, et al. Feasibility analysis of sic fiber reinforced superalloy-based composite [J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2021, 50 (1) : 349–360.
- [14] LI N, LIU W, WANG Y, et al. Laser additive manufacturing on metal matrix composites: a review [J]. *Chinese Journal of Mechanical Engineering*, 2021, 34 (1) : 38–53.
- [15] 孙传文, 李伟, 孙锐, 等. 激光增材镍基合金内部疲劳失效行为研究 [J]. *工程科学学报*, 2024, 46 (12) : 2207–2216.
- [16] GAN Z C, WANG Y M, ZHANG X, et al. Microstructure evolution of interface and matrix during the preparation of $\text{SiC}_f/\text{Ti60}$ composites [J]. *Materials Characterization*, 2024, 214: 111–120.
- [17] GAN Z C, ZHANG X, WANG Y M, et al. Tensile behavior of the designed $\text{SiC}_f/\text{Ti2 AlNb}/\text{Ti17}$ composites [J]. *Journal of Materials Research and Technology-Jmr&T*, 2024, 30: 1148–1158.
- [18] WANG M, CHEN Y, QI J, et al. Study on tensile behavior of continuous SiC fiber reinforced titanium matrix composites under off-axis

- loading [J]. *Aeronautical Manufacturing Technology*, 2024, 67 (8) : 45–53.
- [19] BELEI C, POMMER R, AMANCIO-FILHO S T. Optimization of additive manufacturing for the production of short carbon fiber-reinforced polyamide/Ti-6Al-4V hybrid parts [J]. *Materials & Design*, 2022: 219–225.
- [20] FAN Y, ZHOU X. Investigation of interface debonding behaviour in a unidirectional SiC fibre reinforced Ti-17 composite by a single fibre push-out technique [J]. *Journal of Composite Materials*, 2021, 55 (27) : 3945–3953.
- [21] ZHANG H, LIU L, PEI Z, et al. An effective strategy towards construction of CVD SiC fiber-reinforced superalloy matrix composite [J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2020, 49: 179–185.
- [22] 马浩林, 吴晓晨, 甄霞丽, 等. SiC/SiC陶瓷基复合材料增韧机理及界面相微区性能测试方法研究进展 [J]. *航空材料学报*, 2024, 44 (5) : 174–186.
- [23] CHENG X, YIN J, QU Y, et al. A Review of the state-of-art preparation techniques and interface characteristics of continuous-silicon-fiber-reinforced titanium matrix (SiC/Ti) composites [J]. *Materials Review*, 2018, 32 (3A) : 796–807.
- [24] 王玉敏, 张国兴, 张旭, 等. 连续SiC纤维增强钛基复合材料研究进展 [J]. *金属学报*, 2016, 52 (10) : 1153–1170.
- [25] ZHANG G, YANG W, DING J, et al. Influence of carbon fibers on interfacial bonding properties of copper-coated carbon fibers [J]. *Carbon Letters*, 2024, 34 (3) : 1055–1064.
- [26] BAI Y F, ZHOU J M, ZHAO C T, et al. An experimental strategy and investigation of preparing high-strength and low-expansion carbon fiber reinforced Al matrix composite [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2024: 999–1007.
- [27] HAGOPIAN V. Radiation damage of quartz fibers [J]. *Nuclear Physics B-Proceedings Supplements*, 1999, 78: 635–638.
- [28] MORAMPUDI P, NAMALA K K, GAJJELA Y K, et al. Review on glass fiber reinforced polymer composites [C]// *Proceedings of the 1st International Conference on Energy, Materials Sciences and Mechanical Engineering (EMSME)*, Delhi, INDIA, 2020.
- [29] ZHONG B, WANG X, YU J. Shear post-buckling behavior of quartz fiber and carbon fiber hybrid stiffened panels [J]. *Journal of Nanjing University of Aeronautics and Astronautics*, 2023, 55 (6) : 1111–1117.
- [30] 鹿海军, 刘晓丽, 李学山, 等. 石英纤维增强聚酰亚胺透波复合材料的高温热氧老化性能 [J]. *航空材料学报*, 2022, 42 (5) : 127–134.
- [31] GOLYSHEV A, MALIKOV A, VITOSHKIN I. The use of boron fibers and particles for creating functionally graded material based on Ti64 using the laser additive manufacturing method [J]. *Crystals*, 2023, 13 (7) : 1112–1122.
- [32] SINGHA K, ANUPAM K, DEBNATH P, et al. 硼纤维的研究概述 [J]. *国际纺织导报*, 2013, 41 (9) : 24–30.
- [33] OKAFOR A C, SINGH N, ENEMUOH U E, et al. Design, analysis and performance of adhesively bonded composite patch repair of cracked aluminum aircraft panels [J]. *Composite Structures*, 2005, 71 (2) : 258–270.
- [34] MIZUUCHI K, INOUE K, SUGIOKA M, et al. Microstructure and mechanical properties of boron-fiber-reinforced titanium-matrix composites produced by pulsed current hot pressing (PCHP) [J]. *Materials Science and Engineering a-Structural Materials Properties Microstructure and Processing*, 2006, 428 (1–2) : 175–179.
- [35] 孙敬伟, 王洪磊, 周新贵, 等. 氧化铝纤维增强氧化铝基复合材料研究进展 [J]. *硅酸盐通报*, 2023, 42 (11) : 4092–4112.
- [36] GUGLIELMI P O, BLAESE D, HABLITZEL M P, et al. Microstructure and flexural properties of multilayered fiber-reinforced oxide composites fabricated by a novel lamination route [J]. *Ceramics International*, 2015, 41 (6) : 7836–7846.
- [37] 王敏涓, 黄浩, 王宝, 等. 连续SiC纤维增强钛基复合材料应用及研究进展 [J]. *航空材料学报*, 2023, 43 (6) : 1–19.
- [38] QU Z, ZHANG Z, LIU R, et al. High fatigue resistance in a titanium alloy via near-void-free 3D printing [J]. *Nature*, 2024: 626–632.
- [39] PEDRAZZINI S, PEK M E, ACKERMAN A K, et al. Effect of substrate bed temperature on solute segregation and mechanical properties in Ti-6Al-4V produced by laser powder bed fusion [J]. *Metallurgical and Materials Transactions a-Physical Metallurgy and Materials Science*, 2023, 54 (8) : 3069–3085.
- [40] SONG W, YANG J Y, LIANG J J, et al. A new approach to design advanced superalloys for additive manufacturing [J]. *Additive Manufacturing*, 2024, 84: 98–117.
- [41] 王天元, 黄帅, 周标, 等. 航空装备激光增材制造技术发展及路线图 [J]. *航空材料学报* 2023, 43 (1) : 1–17.
- [42] CHLEBUS E, KUZNICKA B, KURZYNOWSKI T, et al. Microstructure and mechanical behaviour of Ti-6Al-7Nb alloy produced by selective laser melting [J]. *Materials Characterization*, 2011, 62 (5) : 488–495.
- [43] 王琪, 李智, 张海军, 等. 增材制造Ti6Al4V基复合材料研究进展 [J]. *中国材料进展*. 2023, 42 (5) : 375–390.
- [44] SOKOLOV P, ALESHCHENKO A, KOSHMIN A, et al. Effect of hot rolling on structure and mechanical properties of Ti-6Al-4V alloy parts produced by direct laser deposition [J]. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2020, 107 (3–4) : 1595–1603.
- [45] LUO Y W, MA T, SHAO W W, et al. Effects of heat treatment on microstructures and mechanical properties of GH4169/K418 functionally graded material fabricated by laser melting deposition [J]. *Materials Science and Engineering a-Structural Materials Properties Microstructure and Processing*, 2021: 821.
- [46] 孙晓峰, 宋巍, 梁静静, 等. 激光增材制造高温合金材料与工艺研究进展 [J]. *金属学报*, 2021, 57 (11) : 1471–1483.

- [47] 齐海波, 唐会聪, 林齐, 等. 纤维铺设装置及复合材料增材制造设备及铺丝方法, CN108675811A [P/OL].
- [48] 杨海强. 碳化硅纤维增强钛基复合材料激光熔覆成形工艺及装置研究 [D]. 石家庄: 石家庄铁道大学, 2021.
- [49] 成小乐, 彭耀, 杨磊鹏, 等. 连续碳纤维增强金属基复合材料研究进展及展望 [J]. 复合材料科学与工程, 2022 (10): 119-128.
- [50] TRAVYANOV A, PETROVSKIY P, LOGACHEV I, et al. Manufacturing of Ti6Al4V alloy part reinforced by silicon carbide fibers by laser powder bed fusion with following hot isostatic pressing [J]. International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2022, 119 (1-2): 1331-1341.
- [51] 石川, 雷剑波, 周圣丰, 等. 连续纤维增强金属基复合材料研究进展及其激光熔覆 [J]. 激光与光电子学进展, 2017, 54 (6): 30-40.
- [52] XU Y, BU H, WANG F, et al. Numerical simulation and experimental investigation of laser joining Ti6Al4V alloy and CFRTP with embedded Ti6Al4V alloy [J]. Optics and Laser Technology, 2022, 156: 433-447.
- [53] GIBSON T, TANDON G P, HICKS A, et al. Hybrid joining through additive manufacturing [C]// Proceedings of the Annual Conference and Wxposition of the Society-for-Experimental-Mechanics on Experimental and Applied Mechanics, Costa Mesa, CA, 2015: 8-11.
- [54] 唐会聪. SiC_f/Ti-6Al-4V复合材料激光熔覆增材制造装置设计及工艺研究 [D]. 石家庄: 石家庄铁道大学, 2020.
- [55] 韩振中, 赵琪, 冉庆选, 等. 激光熔覆SiC_f/Ti-6Al-4V复合材料界面特性与微观力学性能研究 [J]. 稀有金属材料与工程, 2022, 51 (9): 3360-3365.
- [56] GORUNOV A I. Investigation microstructure of carbon fibers reinforced composite on Fe and Ni-based obtained by laser metal deposition [J]. Surface & Coatings Technology, 2019, 364: 279-288.

Research Progress and Prospect of Continuous Fiber Reinforced Metal Matrix Composites by Laser Additive Manufacturing

LIU Yi^{1,2}, WU Di¹, WANG Yu-min¹, ZHOU Yi-zhou¹, SUN Xiao-feng¹, LI Jin-guo¹

(1. Shi-changxu Innovation Center for Advanced Materials, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, Liaoning, China; 2. School of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology of China, Shenyang 110016, Liaoning, China)

Abstract:

Due to their high specific strength, high specific modulus, corrosion resistance, wear resistance and high temperature resistance, continuous fiber reinforced metal matrix composites are effective materials to reduce the weight of high temperature parts and improve mechanical properties. It has developed rapidly in the field of advanced materials and shows important application prospects in the aerospace field. Laser additive manufacturing processes and comprehensive properties of continuous fiber reinforced metal matrix composites are summarized in this paper. The process parameters, product microstructure and properties of continuous fiber reinforced titanium, nickel and iron matrix composites prepared by laser additive manufacturing are mainly reviewed. It is concluded that the limitation of laser additive manufacturing method to prepare continuous fiber reinforced metal matrix composites contains three aspects: (1) the fixation of continuous fiber. As the additive manufacturing process advances, the fiber departs from the initial position and the defocusing magnitude deviates, thereby influencing the heat input received by the fiber; (2) the preservation of fiber. As the reinforcing phase, the volume fraction of the fiber is not only associated with the properties of the composite materials but also directly determines the manufacturing cost of the composite materials; (3) the interface bonding between fiber and metal matrix. The interface of the composite material plays a decisive role in the load transfer process. Due to poor wettability, significant differences in the thermal expansion coefficient and elastic modulus between the fiber and the metal matrix, there exist issues of physical and chemical compatibility. Residual stress is generated from high-temperature cooling to room temperature, and internal cracks are prone to occur. The research ideas and solutions to the key problems include the utilization of wire laying devices to secure fiber and the regulation of additive manufacturing parameters to enhance the survival rate of the fiber. The future development of this field is prospected. Laser additive manufacturing technology has many advantages and great application potential, so this technology can be presented as one of the development directions of efficient preparation of continuous fiber reinforced metal matrix composites in the future.

Key words:

laser additive manufacturing; continuous fiber; metal matrix composites; preparation process; research progress