

• 前沿进展 Research Progress •

DOI: 10.16410/j.issn1000-8365.2025.5047

选区激光熔化铝硅合金研究进展

李杭嵘¹, 卜乐¹, 谭永卓¹, 邝海健¹, 盘何毅¹, 万杰^{1,2}, 陈豫增^{1,3,4}

(1. 西北工业大学凝固技术全国重点实验室, 陕西西安 710072; 2. 西北工业大学重庆科创中心, 重庆 401135; 3. 西北工业大学宁波研究院, 浙江宁波 315103; 4. 苏州匀晶金属科技有限公司, 江苏苏州 215024)

摘要: 选区激光熔化(selective laser melting, SLM)是一种基于粉末床熔融的金属增材制造技术,通过高能激光束逐层扫描金属粉末,实现快速熔化与凝固,最终成形具有复杂几何结构的致密金属零件。该技术凭借数字化设计自由度、材料利用率优异以及近净成形等特点,在航空航天、生物医疗和汽车制造领域展现出显著优势。铝硅合金作为轻量化结构材料的代表,其低密度、高比强度以及与 SLM 工艺适配的宽凝固区间特性,使其成为金属增材制造领域的研究热点。然而,SLM 成形铝硅合金的力学性能仍存在显著缺陷:其塑性不足(水平方向伸长率约 7%,垂直方向约 4%)且具有严重的各向异性,难以满足航空航天领域对承力构件高可靠性的要求。本文重点分析了 SLM 不同体系铝硅合金熔池的动态变化,然后综述了 SLM 铝硅合金的微观组织特征、力学性能和热处理对力学性能的影响,并对未来铝硅合金的成分改性进行了展望。

关键词: SLM; 铝硅合金; 熔池; 微观组织; 力学性能; 热处理

中图分类号: TG146.21

文献标识码: A

文章编号: 1000-8365(2025)12-1194-12

Research Progress on Selective Laser Melting Al-Si Alloys

LI Hangrong¹, BU Le¹, TAN Yongzhuo¹, KUANG Haijian¹, PAN Heyi¹, WAN Jie^{1,2}, CHEN Yuzeng^{1,3,4}

(1. State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China; 2. Innovation Center NPU, Chongqing 401135, China; 3. Ningbo Institute of Northwestern Polytechnical University, Ningbo 315103, China; 4. Suzhou Yunjing Metal Technology Co., Ltd., Suzhou 215024, China)

Abstract: Selective laser melting (SLM) is a metal additive manufacturing technology based on powder bed melting that enables rapid melting and solidification by scanning the metal powder layer by layer with a high-energy laser beam and finally forms dense metal parts with complex geometric structures. This technology offers significant advantages in aerospace, biomedical and automotive manufacturing because of its high degree of digital design freedom, excellent material utilization and near-net formation. As representative lightweight structural materials, Al-Si alloys have become a research hotspot in the field of metal additive manufacturing because of their low density, high specific strength and wide solidification interval adapted for the SLM process. However, the mechanical properties of SLM-formed Al-Si alloys still have significant defects: their plasticity is insufficient (approximately 7% in the horizontal direction and approximately 4% in the vertical direction), and they have severe anisotropy, which makes it difficult to meet the requirements of high reliability of load-bearing components in the aerospace field. In this paper, the dynamic changes in the furnace hearth of Al-Si alloys with different SLM systems are analysed, the microstructure characteristics, mechanical properties and effects of heat treatment on the mechanical properties of selective laser melted Al-Si alloys are reviewed, and future composition modifications of Al-Si alloys are proposed.

Key words: selective laser melting; Al-Si alloys; melting pools; microstructure; mechanical properties; heat treatment

收稿日期: 2025-03-24

基金项目: 国家重点研发计划(2022YFB3707103); 重庆市自然科学基金面上项目(CSTB2022NSCQ-MSX0945)

作者简介: 李杭嵘, 2006 年生, 本科生. 研究方向为 Al-Nb-B 细化剂、Sr 变质剂添加对 SLM 成形 AlSi10Mg 合金组织和性能的影响.

Email: hangrong@mail.nwpu.edu.cn

通信作者: 万杰, 1992 年生, 博士, 副教授. 研究方向为高强耐热金属设计与制备. Email: wan@nwpu.edu.cn

陈豫增, 1980 年生, 博士, 教授. 研究方向为先进金属材料及其液-固成形. Email: yzchen@nwpu.edu.cn

引用格式: 李杭嵘, 卜乐, 谭永卓, 邝海健, 盘何毅, 万杰, 陈豫增. 选区激光熔化铝硅合金研究进展[J]. 铸造技术, 2025, 46(12): 1194-1205.

LI H R, BU L, TAN Y Z, KUANG H J, PAN H Y, WAN J, CHEN Y Z. Research progress on selective laser melting Al-Si alloys[J].

Foundry Technology, 2025, 46(12): 1194-1205.

随着航空航天、汽车工业等领域对轻量化、高性能金属材料的迫切需求,铝硅合金因其优异的比强度、耐腐蚀性和成形性备受关注^[1-3]。选区激光熔化(selective laser melting, SLM)技术通过逐层熔融金属粉末实现近净成形,尤其适用于复杂结构件的快速制造。其核心原理是通过高能激光束在保护气氛中精确熔化金属粉末,实现材料的快速熔化和凝固^[4]。该技术利用计算机辅助设计(computer aided design, CAD)软件控制激光束的运动轨迹,使其按照预设的三维模型路径逐层扫描粉末床。由于激光束具有极高的能量密度和扫描速度,金属粉末在瞬间熔化后迅速冷却固化,形成致密的金属层^[5-8]。通过这种逐层叠加的制造方式,最终精确制备出复杂几何形状的三维金属零件。

如图1所示,SLM技术将三维实体模型进行数字化切片处理,转化为二维层状数据,再由计算机控制实现分层制造^[9]。

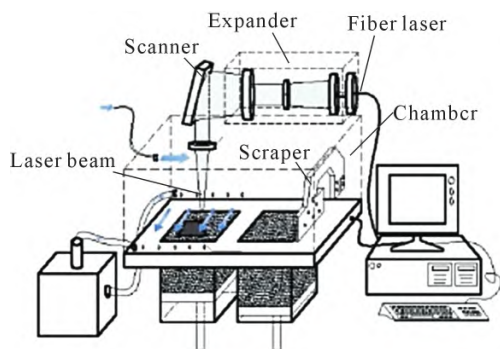


图1 SLM设备原理图^[9]

Fig.1 Schematic diagram of the SLM equipment^[9]

选区激光熔化技术突破传统分层制造模式,开创增材制造新范式。与传统减材工艺不同,该技术通过逐层叠加成形原理直接构建复杂零件,不仅省去专用模具制备环节,更大幅提升材料利用率并缩短产品研发周期,为制造业革新注入强劲动力^[10]。尤其值得关注的是,在制造含复杂内腔结构、微细特征或超薄壁构件的零件时,该技术具有显著优

势。相较于传统加工需多道工序协同的局限,SLM技术可实现复杂几何构件的整体成形,彻底消除焊接、装配等中间环节,简化产品设计与生产流程^[11]。

本文将重点分析 SLM 不同体系铝硅合金熔池的动态变化,综述 SLM 铝硅合金微观组织特征、力学性能和热处理对力学性能的影响,并对未来铝硅合金的成分改性进行展望。

1 熔池动态行为研究

选区激光熔化过程中,激光与金属粉末/基板作用形成的熔池呈现复杂动态特征。当温度梯度形成时,熔体表面张力差异触发 Marangoni 对流,驱使熔融金属由中心向外围迁移^[12-13]。在此过程中,粉末经历吸热-熔融-凝固相变,涉及传导、对流、辐射等多模式传热机制。精准解析熔池形貌演变规律(包括长宽深三维特征)及其传热传质特性成为控制成形质量的关键突破口^[14]。

在激光作用下,金属粉末快速熔融形成熔池,随后在基板散热作用下急速冷却并完成凝固。熔池的凝固行为直接影响 SLM 材料的性能,研究者常结合实验与数值模拟方法构建凝固组织演化模型,用于优化凝固结构设计及工艺参数调控。通过解析 SLM 凝固过程中的晶体形核与生长规律,可定向调控微观组织特征,最终实现材料性能的精准优化^[15]。

1.1 SLM 参数对熔池形成的影响

典型 SLM 熔池呈现椭圆形几何特征,其尺寸参数(长/宽/深)直接影响成形精度。图2显示AlSi10Mg合金单道熔池横截面呈不规则椭圆,而多层堆叠则形成鱼鳞状交叠结构^[14,16]。研究表明,激光功率与扫描速度分别主导熔池宽度与深度:扫描速度恒定时,功率提升同步增大熔宽与熔深;功率固定时,降速则加深熔池。值得注意的是,过大的熔池会降低近净成形精度,因此需通过功率-速度参数协同优化实现形貌精准调控^[17]。

亚共晶铝合金 AlSi10Mg 凭借其高硅含量实现

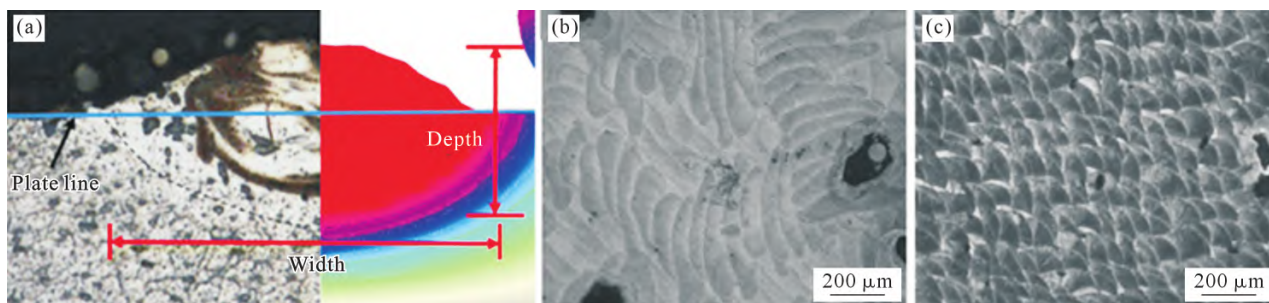


图2 SLM 熔池:(a) SLM 成形产生的熔池形貌;(b) 平行于激光扫描平面;(c) 垂直于激光扫描平面^[14,16]

Fig.2 SLM molten pool: (a) molten pool morphology generated by SLM; (b) parallel to the laser scanning plane; (c) perpendicular to the laser scanning plane^[14,16]

轻量化优势,较窄的凝固温区有效抑制热裂纹缺陷,加之优异流动性与激光吸收特性^[18],使其成为SLM领域成熟材料体系。向召伟等^[19]系统考察了激光功率、扫描速率及光斑直径对熔池形貌的调控规律(图3)。实验结果表明,功率提升与扫描降速协同作用下,熔池纵向扩展尤为显著。但需注意,过高能量密度易引发材料飞溅缺陷^[20]。光斑直径的增大会轻微缩减熔池长度,但对宽度和深度影响较小^[12],当扫描速度恒定在0.5 m/s时,功率从100 W增至200 W,熔池宽度从80 μm 增至150 μm ,深度从50 μm 增至120 μm ;而当功率固定为150 W时,扫描速度从0.3 m/s降至0.1 m/s,熔池深度从80 μm 增至180 μm ^[19]。

1.2 SLM 铝硅合金的凝固过程

铝硅合金熔池动态凝固过程中,熔池中Marangoni对流可以促进合金元素快速扩散,而激光扫描形成的底部-心部温度梯度主导了凝固进程。如图4c所示^[21-23],决定微观组织演化的关键凝固参数——温度梯度 G 与冷却速率 R (达 $10^5\sim 10^6\text{ K/s}$ ^[24])呈现显著空间异质性:熔池底部及上部高 G 区域形成柱状晶,心部低 G 区域则析出等轴晶。从图4a和b中观察到柱状晶粒为主要晶粒结构,图4d显示等轴晶优先在堆垛中心富集,而柱状晶则占据表层优势生长区域。Liu等^[25]通过AlSi10Mg织构分析指出,这种双态晶粒结构源于熔池边界的形核效应与柱状晶向等轴晶的转变机制。

1.3 纳米颗粒添加对铝硅合金的凝固影响

目前SLM成形铝硅合金存在塑性不足(水平伸

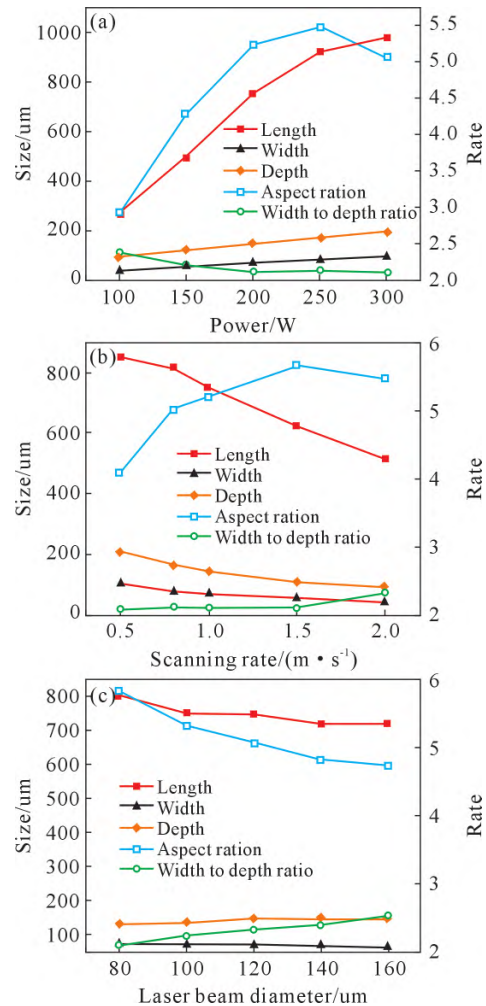


图3 熔池长、宽和深及长宽比和宽深比:(a)不同激光功率;(b)不同扫描速率;(c)不同激光束直径^[19]

Fig.3 Length, width and depth of the molten pool, aspect ratio and width-to-depth ratio: (a) different laser powers; (b) different scanning rates; (c) different laser beam diameters^[19]

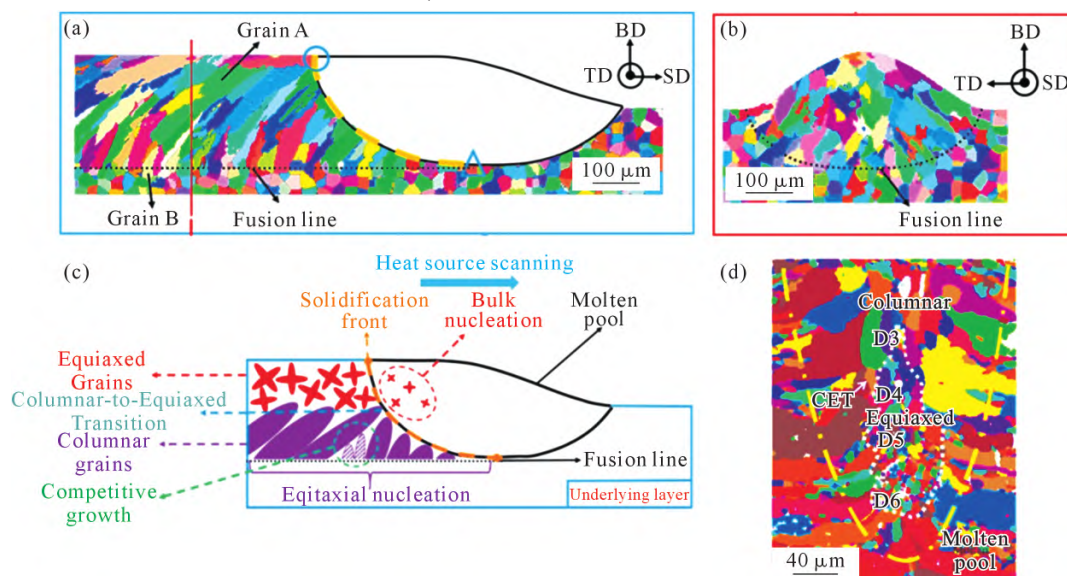


图4 铝硅合金熔池动态凝固:(a)沿扫描方向晶粒组织模拟;(b)沿扫描方向的凝固行为;(c)沿扫描方向晶粒组织模拟;(d)EBSD分析沿堆垛方向晶粒图^[21-23]

Fig.4 Dynamic solidification of the aluminium-silicon alloy molten pool: (a) grain structure simulation along the scanning direction; (b) solidification behaviour along the scanning direction; (c) grain structure simulation along the scanning direction; (d) EBSD analysis along the stacking direction of the grain map^[21-23]

长率约 7%,垂直约 4%)、各向异性显著等问题,为突破这些性能瓶颈,学界通过颗粒掺杂策略开发复合材料体系^[26]。在铝基复合材料体系中,SiC 作为经典增强体展现出独特优势。Simchi 与 Godlinski^[27]的研究表明,添加 5%(体积分数)SiC 可显著提高 SLM 成形铝合金的相对密度,其机理在于熔融过程中 SiC 颗粒能提高铝合金的稳定性,改善表面成形质量。

Gu 等^[28]通过数值模拟对比发现,SiC/AlSi10Mg 与 TiB₂/AlSi10Mg 复合粉末的激光吸收率(分别为 0.37~0.59 和 0.34~0.49)显著高于基体合金。增强相通过强化激光-粉末耦合效应,使复合材料的熔池尺寸明显增大;如图 5 所示,AlSi10Mg 合金熔池最小,而 SiC 增强体系的熔池扩展最为显著^[29]。这种界面效应为熔池动力学调控提供了新思路。

相较于 SiC,TiB₂ 展现出更优的增强潜力,其纳米级颗粒可有效降低复合材料孔隙率^[30]。Tan 等^[31]开发的 TiB₂ 表面修饰 AlSi10Mg 粉末成功制备出高致密材料。这种增强体兼具弥散强化与作异质形核剂双重功能^[32-33],通过晶粒细化显著提升材料硬度、塑性及抗拉强度。Xi 等^[34]的系统研究揭示当 TiB₂ 含量从 1%增至 5%时,复合材料晶粒尺寸从 6.32 μm 锐减至 1.55 μm,高含量下更形成均匀等轴晶结构,其抗拉强度较基体提升 25%。孙苗等^[35]通过纳米 ZrO₂ 颗粒增强 AlSi10Mg 合金,发现 0.3% ZrO₂ 的添加采用 SLM 成形复合材料,经 180 °C/2 h 热处理后获得最佳强塑性匹配,抗拉强度达 481.74 MPa,屈服强

度达 331.03 MPa,伸长率达 8.56%,且横向和纵向性能均优于基体合金,强化机制包括纳米颗粒的弥散强化与异质形核细化晶粒作用。叶寒等^[36]在 WC/Al-Si10Mg 体系中发现 Al 基体中存在大量过饱和固溶 Si,为后续性能优化提供新视角。Thijs 等^[37]通过 EBSD 分析(图 6),结果显示熔池中呈现出沿热流方向生长的粗大柱状晶,且由熔池边界向熔池中心生长,垂直于成形方向的熔池边界处,晶粒大多为呈随机取向的细小等轴晶。Xiao 等^[38]EBSD 分析(图 7)证实,TiB₂ 的引入不仅促进柱状晶向等轴晶转变,还实现晶粒尺寸数量级缩减。

研究表明,在铝基复合材料基体中添加至少两种类型的增强颗粒可以实现多相协同增强效果,并获得优异的力学性能。

2 SLM 成形铝硅合金的国内外研究现状

铝硅铸造合金如 AlSi10Mg、AlSi7Mg 等被广泛应用于汽车和航空航天工业^[39]。如图 8 所示^[40],其成分接近共晶点,熔点较低,凝固温度范围较窄。因此,近共晶铸造合金具有良好的铸造性能和较少的缩孔率,更适合于加工^[41]。通过 SLM 成形的 Al-Si 合金兼具细晶强化与快速凝固优势,显著提升了综合力学性能,但其微观组织特征与力学性能仍存在优化空间。

2.1 Al-Si 合金的微观组织特征

在 SLM 过程中,Al-Si 合金的微观组织受到快

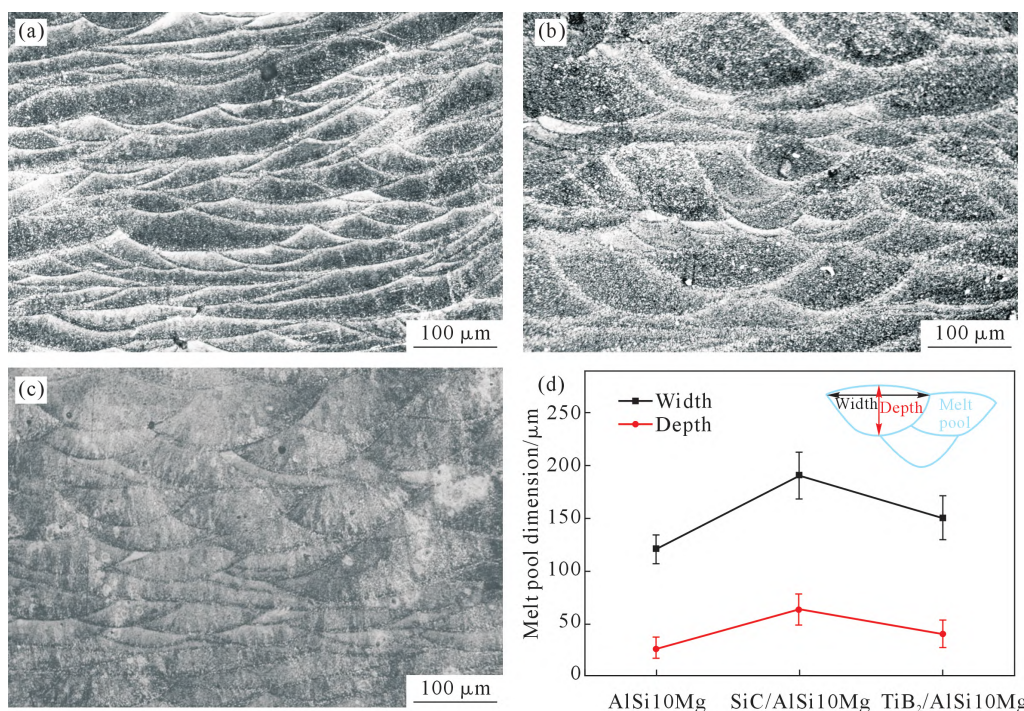
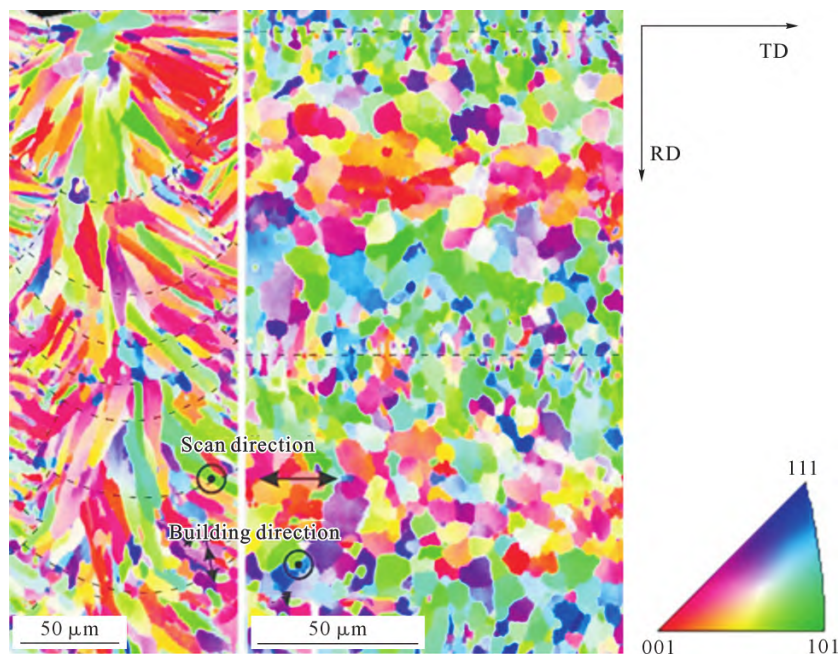
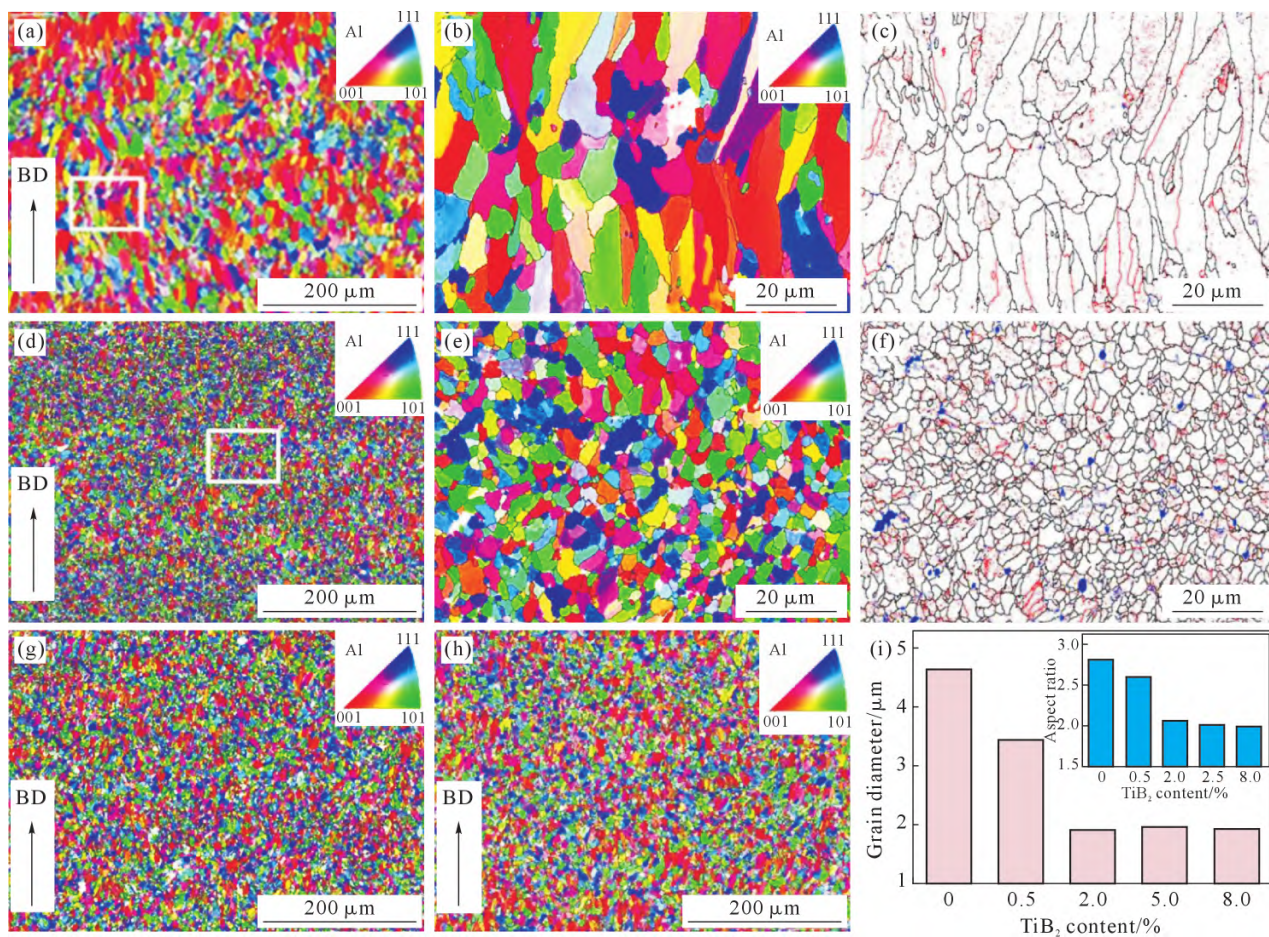
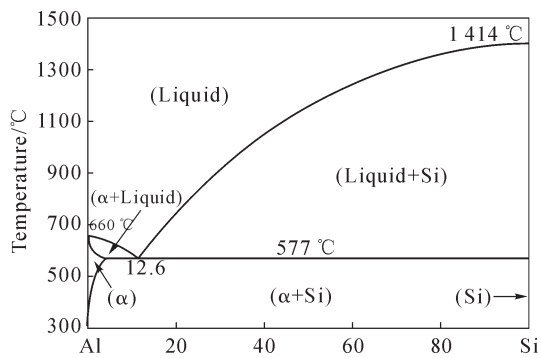
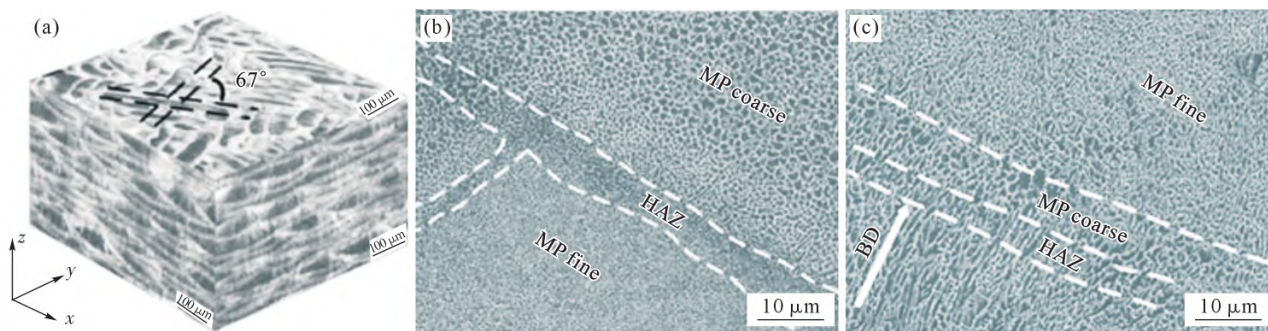
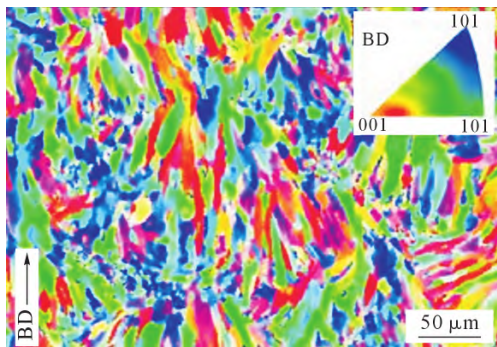


图 5 SLM 合金与复合材料的熔池形貌:(a) AlSi10Mg 合金;(b) SiC/AlSi10Mg;(c) TiB₂/AlSi10Mg;(d) 熔池尺寸变化^[29]
Fig.5 Molten pool morphology of SLMed alloy and composite materials: (a) AlSi10Mg alloy; (b) SiC/AlSi10Mg; (c) TiB₂/AlSi10Mg; (d) change in size of the molten pool^[29]

图6 SLM成形 AlSi10Mg 合金平行和垂直于成形方向的EBSD图^[37]Fig.6 EBSD diagram of the SLM-formed AlSi10Mg alloy parallel and perpendicular to the forming direction^[37]图7 SLM成形 $x\% \text{TiB}_2/\text{AlSi10Mg}$ 复合材料侧视图中观察到的微观组织:(a~c) 0.5%;(d~f) 2%;(g) 5%;(h) 8%;(i) 平均晶粒直径随 TiB_2 颗粒含量的变化,插图为对应的晶粒长径比演变^[38]Fig.7 Microstructure observed in the side view of SLMed $x\% \text{TiB}_2/\text{AlSi10Mg}$ composite: (a~c) 0.5 wt.%; (d~f) 2 wt.%; (g) 5 wt.%; (h) 8 wt.%; (i) average grain diameter changes with TiB_2 and particle content. The illustration shows the evolution of the corresponding grain length-diameter ratio^[38]

速熔化和快速冷却的影响,形成了独特的网状共晶结构。如图9^[42],这种结构主要由细晶区(MP fine)和

粗晶区(MP coarse)组成,细晶区位于熔池中心,保留了完整的网状共晶 Si 结构,占据绝大部分的晶粒且

图 8 Al-Si 合金相图^[40]Fig.8 Al-Si alloy phase diagram^[40]图 9 SLM-ZrO₂/AlSi10Mg 的微观结构:(a) ZrO₂/AlSi10Mg 三维构建;(b) *xy* 平面的 SEM 像;(c) *xz* 平面的 SEM 像^[42]Fig.9 Microstructure of SLM-ZrO₂/AlSi10Mg: (a) three-dimensional construction of ZrO₂/AlSi10Mg; (b) SEM image of the *xy* plane; (c) SEM image of the *xz* plane^[42]图 10 SLM-AlSi10Mg 沿打印方向的 EBSD 反极图^[45]Fig.10 EBSD IPF map of SLM-AlSi10Mg along the printing direction^[45]

粒取向的柱状晶,使材料出现明显的各向异性,影响材料性能^[30]。

Al-Si 合金在熔化和凝固过程中有两个特征温度:溶解温度(T_d)和分支温度(T_b)^[46-47]。当温度低于 T_d 时,液相中含有从粉末中分离出来的富铝和富硅颗粒。当温度高于 T_d 时,这些粒子开始熔化。当温度高于 T_b 时,熔融 Al 和 Si 均匀分布在液相中。 T_d (AlSi10Mg: $1\,020\,^{\circ}\text{C} \pm 30\,^{\circ}\text{C}$, AlSi12: $1\,080\,^{\circ}\text{C} \pm 30\,^{\circ}\text{C}$) 和 T_b (AlSi10Mg: $1\,170\,^{\circ}\text{C} \pm 30\,^{\circ}\text{C}$, AlSi12: $1\,090\,^{\circ}\text{C} \pm 30\,^{\circ}\text{C}$) 都显著高于 Al-Si 合金的共晶温度($577\,^{\circ}\text{C}$)^[48-49]。在熔池中,大部分区域的温度在 T_d 和 T_b 之间,因此大部分熔体处于过热状态,导致 Al 和 Si 分布不均匀。此外,激光与材料相互作用时间短、液相扰动和毛细作用也导致了微观结构的不均匀性^[49]。Al-Si 相图表

都具有较小尺寸,而具有较大尺寸以及具有网状结构的粗晶区和网状组织完全被破坏的热影响区(heat affected zone, HAZ)则位于熔池边缘,由于受到相邻熔池的热量输入,原有的网状结构被破坏^[43-44]。这种网状共晶 Si 结构赋予了 SLM Al-Si 合金比传统铸造 Al-Si 合金更优异的力学性能。然而,热影响区的存在使材料在这些区域容易萌生裂纹,成为材料的脆弱区域。此外,由于 SLM 过程中的温度梯度,Al-Si 合金的晶粒取向存在各向异性,如图 10 所示^[45]。在选区激光熔化 Al-Si 合金中存在着大量的具有相似晶

明,AlSi10Mg 在凝固过程依次经历了匀晶反应 $L \rightarrow \alpha$ 和共晶反应 $L \rightarrow \alpha + \text{Si}$,在 SLM 过程中, Si 和 Al 基体中的固溶度可达到 8.89%(原子分数)^[46],远超过平衡溶解度。在凝固过程中,由于热过冷导致 α -Al 的异质形核, α -Al 的连续凝固导致残余液相中 Si 的浓度逐渐增加,使液相成分逐渐向共晶范围移动,最终在 α -Al 周围形成 Al-Si 共晶网络^[50-52]。图 11a 和 b 为超细胞状结构网络,其平均直径约 50 nm,这在 SLM 成形 Al-Si 合金研究中经常能观察到^[53-54]。从 EBSD 可以看出,平均晶粒尺寸约为 10 μm (图 11c),这比胞状结构尺寸大了一个数量级。铸态 Al-Si 合金的 Si 相呈棒状或针状,组织较粗(图 11d)。与传统方法制备的 Al-Si 合金相比,SLM 制备的超细共晶组织具有更好的力学性能。

2.2 SLM 成形 Al-Si 合金的力学性能

SLM 成形 Al-Si 合金的力学性能优势与其超细亚稳态胞状结构密切相关。研究表明,这种独特的微观组织可通过细晶强化效应显著提升材料硬度和强度^[55]。如表 1 所示^[56-63],SLM 成形 AlSi10Mg 的维氏硬度达到 130~150 HV,较 EN 1706 标准压铸合金提升约 100%^[64]。值得注意的是,残余应力对性能的影响具有双重性:当控制在合理范围内时,其诱导的位错增殖效应可进一步强化材料,成为硬度提升的附加机制^[65],同时也有助于增强零件的耐磨性能。

SLM 工艺的快速凝固特性促使合金产生显著

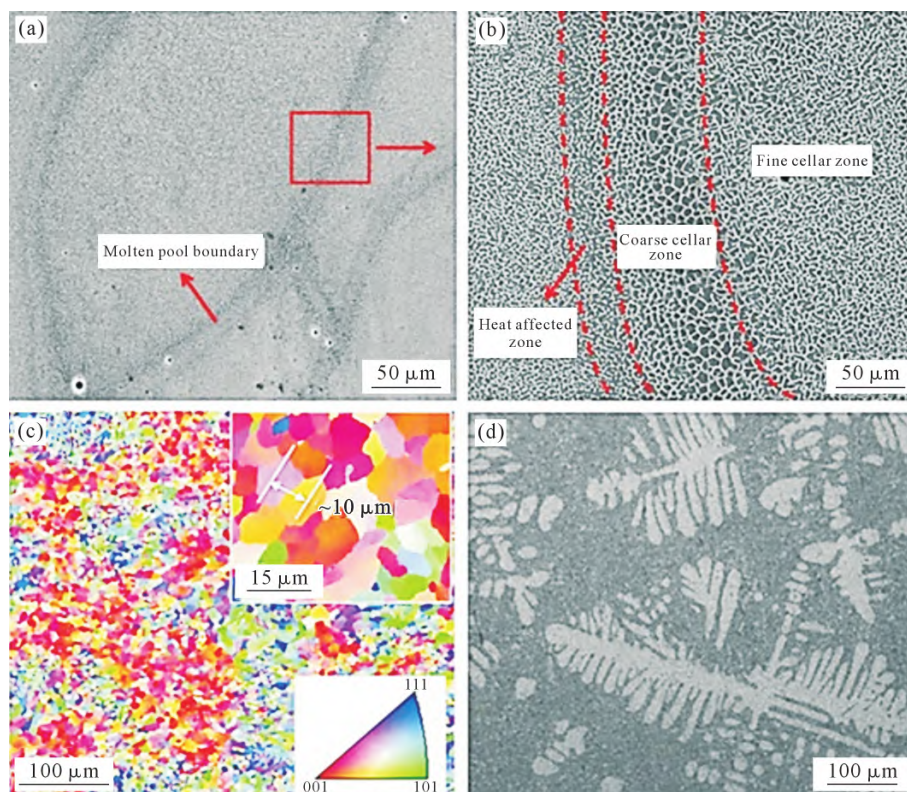


图 11 SLM 成形与铸造 Al-Si 合金组织对比:(a) SLM 成形 Al-Si 合金低倍显微组织;(b) SLM 成形 Al-Si 合金高倍显微组织;(c) SLM 成形 Al-Si 合金 EBSD 图;(d) 铸造 Al-Si 合金显微组织^[53-54]

Fig.11 Microstructure comparison between selective laser melted and cast Al-Si alloys: (a) low-magnification microstructure of an Al-Si alloy formed via SLM; (b) high-magnification microstructure of an Al-Si alloy formed via SLM; (c) EBSD diagram of an Al-Si alloy formed via SLM; (d) microstructure of a cast Al-Si alloy^[53-54]

表 1 不同文献中 SLM 成形 Al-Si 合金的力学性能

Tab.1 Mechanical properties of SLM-fabricated Al-Si alloys reported in different studies

Materials	Condition	Hardness(HV)	YS/MPa	UTS/MPa	Ef/%	Reference
AlSi10Mg	As-SLMed	-	~270	~375	~4	[56]
	As-SLMed	~136	-	~396	~3.5	[57]
	As-SLMed	139~146	-	~360	~6	[58]
	As-SLMed	~133	~322	~434	~5.3	[46]
	SLM+solution at 450 °C	~90	~196	~282	~13.4	[46]
	SLM+solution at 550 °C	~60	~90	~168	~23.7	[46]
	SLM+T6	~78	-	~187	~19.5	[46]
	As-SLMed	125	~268	~333	~1.4	[59]
	SLM+T6	~103	~239	~292	~3.9	[59]
	As-SLMed	-	~255	~377	~1.2	[60]
	SLM+annealing	-	~158	~256	~9.9	[60]
	SLM+T6	-	~210	~284	~4.9	[60]
AlSi12	SLM+solution	-	~110	~190	~25	[50]
	As-SLMed	-	~260	~380	~3	[61]
AlSi7Mg0.3	SLM+annealing	-	~95	~140	~15	[61]
	As-SLMed	-	~200	~400	12~17	[62]
AlSi7Mg0.75	As-SLMed	~150	354.9	427.7	2.54	[63]
	SLM+annealing	~110	275.4	360.2	4.57	[63]

的细晶强化与固溶强化效应,使成形试样的屈服强度(YS=250~350 MPa)和极限抗拉强度(UTS=380~450 MPa)全面超越传统铸造^[54]及粉末冶金制备的 Al-Si 合金^[56]。但需指出,不同研究报道的强度差异

主要源于 SLM 工艺参数波动导致的微观结构变化,包括致密度波动(孔隙缺陷)、织构强度差异及胞状结构尺寸分布等^[66]。

尽管具备高强度特征,SLM 成形铝硅合金的塑

性表现仍存在明显缺陷:其水平与垂直方向的伸长率分别仅为7%和4%,呈现出严重的各向异性特征。这种低塑性不仅增加了构件在极端载荷下的脆性断裂风险,还会降低疲劳寿命,直接影响航空航天部件的服役可靠性。更为严峻的是,自冲铆接等关键装配工艺要求材料伸长率 $\geq 10\%$,而现有SLM铝硅合金难以达标。深入分析表明,塑性不足的根源在于:①柱状晶主导的组织特征。晶粒沿热梯度方向外延生长,形成贯穿多熔池的粗大柱状晶,严重限制位错滑移。②微观组织梯度。熔池边界的热影响区与中心区存在显著结构差异,导致变形协调性降低。③残余应力集中。快速冷却引发的内应力在柱状晶界处富集,成为裂纹优先萌发位点。

上述缺陷本质上是SLM逐层成形机制与Al-Si合金凝固特性的共同作用结果,需要通过成分设计与工艺创新实现突破。

2.3 热处理对SLM成形Al-Si合金力学性能的影响

热处理是调控SLM成形Al-Si合金性能的核心手段,其作用主要体现在组织优化与力学性能协同提升两方面。如图12所示,Li等^[48]的研究表明,热处理促使过饱和 α -Al基体中的Si元素析出,并通过Ostwald熟化机制实现Si颗粒的粗化与球化。随着处理时间延长(15 min $\rightarrow$ 4 h)或温度升高,Si颗粒平均尺寸从亚微米级增至1~2 μm ,数量密度降低,熔池形貌特征逐渐消失^[61]。这种组织演变显著影响材料的力学性能。

研究表明^[67],T6处理使网状Si相溶解、断裂并最终转变为弥散分布的近球形颗粒。这种形貌的显著改变能产生优异的应力分散效应,从而在提升材料塑性的同时,保留大部分由细晶和过饱和固溶体贡献的强度,实现强塑性的良好匹配。共晶Si相的演变过程受多重因素调控。除Al/Si界面能外,熔体局部浓度梯度与(111)Si/(200)Al的取向关系共同主导Si相的形核与生长^[48]。高温热处理时,热激活促使Si沿密排面(111)择优生长,形成尺寸均匀的球形颗粒(图12d),其应力分散效应显著优于传统铸造的片状/针状Si相。值得注意的是,过度热处理($>300\text{ }^{\circ}\text{C}$)可能诱发第二相析出:弥散分布的 Mg_2Si 相可强化合金,而针状 AlFeSi 相则会损害塑性^[63],需通过成分设计精确控制。

当前研究聚焦于AlSi10Mg、Al-12Si等近共晶合金,其中SLM成形AlSi10Mg已实现接近全致密($>99.9\%$)、抗拉强度 $>400\text{ MPa}$ 的优异性能。然而,其本质仍属铸造铝合金体系,即便经过优化,也难以替代7000系(高强度)或2000系(耐热性)锻造铝合金,在航空航天高承载部件中的应用仍受限。未来需通过微合金化与多尺度组织调控,突破强度-塑性-各向异性的协同优化瓶颈。

3 结论与展望

3.1 结论

(1)选区激光熔化过程中,激光功率与扫描速度

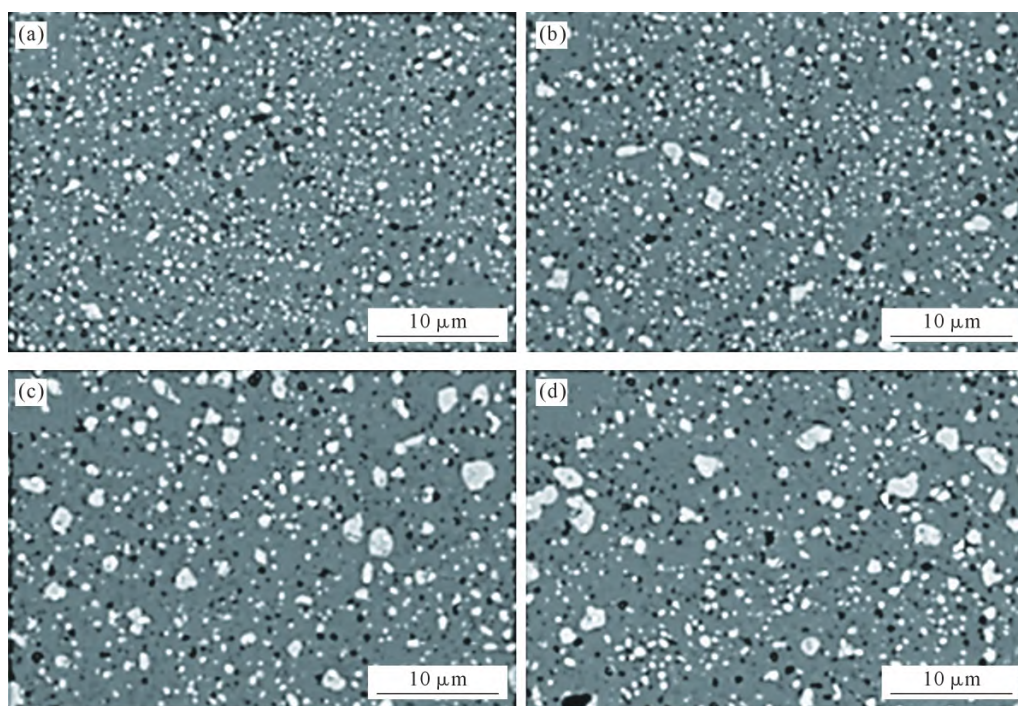


图12 SLM成形Al-12Si热处理后的组织:(a) 15 min;(b) 30 min;(c) 2 h;(d) 4 h^[47]

Fig.12 Microstructure of Al-12Si formed by SLM after heat treatment: (a) 15 min; (b) 30 min; (c) 2 h; (d) 4 h^[47]

对铝硅合金熔池尺寸具有差异化调控作用,激光功率主导熔池宽度,扫描速度决定熔池深度,二者协同优化可有效控制熔池形貌以保障成形精度。熔池内温度梯度($10^5 \sim 10^6$ K/s)与冷却速率的空间异质性导致柱状晶(高梯度区)与等轴晶(低梯度区)双态晶粒结构形成,是材料力学性能各向异性的关键成因。

(2)SLM 成形铝硅合金因快速凝固形成独特的网状共晶结构,细晶强化与固溶强化使其力学性能显著优于传统铸造合金:维氏硬度达 130~150 HV,屈服强度 250~350 MPa,极限抗拉强度 380~450 MPa。然而,其塑性不足(水平/垂直伸长率 7%/4%)且各向异性严重,主要源于柱状晶织构主导、微观组织梯度及残余应力集中等问题。

(3)热处理通过 Ostwald 熟化机制促进过饱和 α -Al 基体中 Si 相的析出、粗化与球化,可将伸长率提升至 23.7%,但会伴随强度下降(约 168 MPa)。过度热处理(>300 °C)可能诱发强化相(如 Mg_2Si)或脆性相(如 $AlFeSi$)析出,需通过成分设计精准控制第二相演化。

(4)当前近共晶铝硅合金(如 $AlSi10Mg$)虽在致密度($>99.9\%$)和强度(>400 MPa)上表现优异,但受限于铸造合金本质,难以满足航空航天高承载需求。未来需聚焦微合金化(如 $Al-Nb-B$ 细化剂、 Sr 变质剂)与多尺度组织调控,突破强度-塑性-各向异性的协同优化瓶颈,推动改性合金的工程化应用与标准化认证。

3.2 展望

根据国内外研究现状,作者认为未来研究方向可从以下方面进行。

(1)选择 $Al-Nb-B$ 细化剂处理 $AlSi10Mg$ 合金,与 $Al-Ti-B$ 相比,可预防 Si 中毒,并且微量添加不会形成陶铝复合材料。

(2)选择 Sr 变质剂处理 $AlSi10Mg$ 合金,通过 Sr 元素的添加对合金微观组织进行调控,改善合金组织中 Si 的形貌与分布,并引入 $Al_xSi_ySr_{1-x-y}$ 共晶相增塑。

(3)针对航空航天工业的应用需求,开展 $AlSi10Mg$ 的合金优化及成分设计,并利用选区激光熔化制备高强 $AlSi10Mg$ 合金,研究方向具有鲜明特色。

通过 $Al-Nb-B$ 细化剂与 Sr 变质剂的协同作用,可有效改善 SLM 成形铝硅合金的塑性与各向异性。本研究不仅为航空航天领域提供高性能材料解决方案,也为其他金属增材制造材料的成分设计提供理论参考。未来需进一步探索多组元微合金化策略,并推动改性合金的标准化认证。

参考文献:

- [1] WILLIAMS J C, STARKE E A JR. Progress in structural materials for aerospace systems[J]. Acta Materialia, 2003, 51(19): 5775-5799.
- [2] HEINZ A, HASZLER A, KEIDEL C, MOLDENHAUER S, BENEDICTUS R, MILLER W S. Recent development in aluminium alloys for aerospace applications[J]. Materials Science and Engineering: A, 2000, 280(1): 102-107.
- [3] XU W F, LUO Y X, ZHANG W, FU M W. Comparative study on local and global mechanical properties of bobbin tool and conventional friction stir welded 7085-T7452 aluminum thick plate [J]. Journal of Materials Science & Technology, 2018, 34(1): 173-184.
- [4] KIMURA T, NAKAMOTO T, OZAKI T, SUGITA K, MIZUNO M, ARAKI H. Microstructural formation and characterization mechanisms of selective laser melted Al-Si-Mg alloys with increasing magnesium content[J]. Materials Science and Engineering: A, 2019, 754: 786-798.
- [5] 高超峰. 激光选区熔化成形 TiN/AlSi10Mg 复合材料组织性能与强韧化机理[D]. 广州:华南理工大学,2020.
GAO C F. Study on microstructure, properties and strengthening-toughening mechanism of TiN/AlSi10Mg composites formed by selective laser melting[D]. Guangzhou: South China University of Technology, 2020.
- [6] ZHANG S Z, CHEN Z, WEI P, HUANG K, ZOU Y T, YAO S, LI M, LU B H, XING J D. Microstructure and properties of a nano-ZrO₂-reinforced AlSi10Mg matrix composite prepared by selective laser melting[J]. Materials Science and Engineering: A, 2022, 838: 142792.
- [7] 张家莲,李发亮,张海军. 选区激光熔化技术制备金属材料研究进展[J]. 激光与光电子学进展,2019, 56(10): 35-44.
ZHANG J L, LI F L, ZHANG H J. Research progress on preparation of metallic by selective laser melting[J]. Laser & Optoelectronics Progress, 2019, 56(10): 35-44.
- [8] BARTKOWIAK K, ULLRICH S, FRICK T, SCHMIDT M. New developments of laser processing aluminium alloys via additive manufacturing technique [J]. Physics Procedia, 2011, 12(A): 393-401.
- [9] 白玉超. 马氏体时效钢激光选区熔化成型机理及其控性研究 [D]. 广州:华南理工大学,2018.
BAI Y C. Research on the Mechanism and properties controllability of selective laser melting of maraging steel[D]. Guangzhou: South China University of Technology, 2018.
- [10] OLAKANMI E O, COCHRANE R F, DALGARNO K W. A review on selective laser sintering/melting (SLS/SLM) of aluminium alloy powders: Processing, microstructure, and properties [J]. Progress in Materials Science, 2015, 74: 401-477.
- [11] MURR L E, GAYTAN S M, RAMIREZ D A, MARTINEZ E, HERNANDEZ J, AMATO K N, SHINDO P W, MEDINA F R, WICKER R B. Metal fabrication by additive manufacturing using laser and electron beam melting technologies[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2012, 28(1): 1-14.
- [12] YADROITSEV I, GUSAROV A, YADROITSAVA I, SMUROV I. Single track formation in selective laser melting of metal powders [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2010, 210(12), 1624.

- [13] XIA M J, GU D D, YU G Q, DAI D H, CHEN H Y, SHI Q M. Influence of hatch spacing on heat and mass transfer, thermodynamics and laser processability during additive manufacturing of Inconel 718 alloy[J]. International Journal of Machine Tools and Manufacture, 2016,109: 147-157.
- [14] WEI P, WEI Z Y, CHEN Z, LI J F, ZHANG S Z, DU J. Numerical simulation and parametric analysis of selective laser melting process of AlSi10Mg powder[J]. Applied Physics A, 2017, 123(8): 540.
- [15] YASA E, DECKERS J, KRUTH J P. The investigation of the influence of laser re-melting on density, surface quality and microstructure of selective laser melting parts[J]. Rapid Prototyping Journal, 2011, 17(5): 312-327.
- [16] 王学才. 选择性激光熔化 AlSi10Mg 合金组织与性能研究[D]. 马鞍山: 安徽工业大学, 2017.
- WANG X C. Microstructure and properties of selective laser melting AlSi10Mg alloy[D]. Maanshan: Anhui University of Technology, 2017.
- [17] 于天彪, 宋博学, 郗文超, 马哲伦. 激光熔覆工艺参数对熔覆层形貌的影响及优化[J]. 东北大学学报(自然科学版), 2019, 40(4): 537-542.
- YU T B, SONG B X, XI W C, MA Z L. Influence of laser cladding process parameters on morphology of cladding layer and its optimization[J]. Journal of Northeastern University (Natural Science), 2019, 40(4): 537-542.
- [18] LALAS C, TSIRBAS K, SALONITIS K, CHRYSSOLOURIS G. An analytical model of the laser clad geometry[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2007, 32: 34-41.
- [19] 向召伟, 殷鸣, 殷国富, 王玲. 激光选区熔化关键工艺参数对热物理过程的影响[J]. 工程科学与技术, 2020, 52(1): 134-142.
- XIANG Z W, YIN M, YIN G F, WANG L. Influence of critical process parameters on the thermal physical process in selective laser melting[J]. Advanced Engineering Sciences, 2020, 52(1): 134-142.
- [20] BIDARE P, BITHARAS I, WAND R M, ATTALLAH M M, MOORE A J. Fluid and particle dynamics in laser powder bed fusion[J]. Acta Materialia, 2018, 142: 107-120.
- [21] CHEN S J, GUILLEMOT G, GANDIN C A. Three-dimensional cellular automaton-finite element modeling of solidification grain structures for arc-welding processes[J]. Acta Materialia, 2016, 115, 448-467.
- [22] LI X X, TAN W D. Numerical investigation of effects of nucleation mechanisms on grain structure in metal additive manufacturing[J]. Computational Materials Science, 2018, 153: 159-169.
- [23] WEI L S, ZHANG X X, QIAN M F, MARTIN P G, GENG L, SCOTT T B, PENG H X. Compressive deformation of polycrystalline Ni-Mn-Ga alloys near chemical ordering transition temperature[J]. Materials & Design, 2018, 142: 329-339.
- [24] ABOULKHAIR N T, SIMONELLI M, PARRY L, ASHCROFT I, TUCK C, HAGUE R. 3D printing of aluminum alloys: Additive manufacturing of aluminium alloys using selective laser melting[J]. Progress in Materials Science, 2019, 106: 100578.
- [25] LIU X H, ZHAO C C, ZHOU X, SHEN Z J, LIU W. Microstructure of selective laser melted AlSi10Mg alloy[J]. Materials & Design, 2019, 168: 107677.
- [26] 蔡志勇, 刘海江, 王日初, 彭超群. 激光选区熔化铝合金及其复合材料的进展[J]. 中国有色金属学报, 2022, 32(1): 50-65.
- CAI Z Y, LIU H J, WANG R C, PENG C Q. Progress in aluminum alloys and composites fabricated by selective laser melting[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2022, 32(1): 50-65.
- [27] SIMCHI A, GODLINSKI D. Effect of SiC particles on the laser sintering of Al-7Si-0.3Mg alloy[J]. Scripta Materialia, 2008, 59(2): 199-202.
- [28] WOO Y, HWANG T, OH I, SEO D. Analysis on selective laser melting of WC-reinforced H13 steel composite powder by finite element method[J]. Advances in Mechanical Engineering, 2019, 11(1): 1-11.
- [29] GU D D, YANG Y, XI L X, YANG J K, XIA M J. Laser absorption behavior of randomly packed powder-bed during selective laser melting of SiC and TiB₂ reinforced Al matrix composites[J]. Optics & Laser Technology, 2019, 119, 105600.
- [30] WANG P, ECKERT J, PRASHANTH K, WU M W, KABAN I, XI L X, SCUDINO S. A review of particulate-reinforced aluminum matrix composites fabricated by selective laser melting[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2020, 30(8): 2001-2034.
- [31] TAN H, HAO D P, AL-HAMDANI K, ZHANG F Y, XU Z K, CLARE A T. Direct metal deposition of TiB₂/AlSi10Mg composites using satellited powders[J]. Materials Letters, 2018, 214: 123-126.
- [32] MENG C, CUI H C, LU F G, TANG X H. Evolution behavior of TiB₂ particles during laser welding on aluminum metal matrix composites reinforced with particles[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2013, 23(6): 1543-1548.
- [33] GREGSON P J, HARRIS S J. Aluminum alloys 2002[M]. Switzerland: Trans Tech Publications Ltd, 2002.
- [34] 李瑞迪. 金属粉末选择性激光熔化成形的关键基础问题研究[D]. 武汉: 华中科技大学, 2010.
- LI R D. Research on the key basic issues in selective laser melting of metallic powder[D]. Wuhan: Huazhong University of Science and Technology, 2010.
- [35] 孙苗, 杨倩, 华文娟, 张建勋. 激光选区熔化 ZrO₂/AlSi10Mg 复合材料热处理显微组织与力学性能[J]. 材料开发与应用, 2024, 39(1): 38-46, 118.
- SUN M, YANG Q, HUA W J, ZHANG J X. Microstructure and mechanical properties of laser selective melting ZrO₂/AlSi10Mg composites after heat treatment[J]. Materials Development and Application, 2024, 39(1): 38-46, 118.
- [36] 叶寒, 张坚强, 黄俊强, 刘勇. 选区激光熔化 WC/AlSi10Mg 复合材料的微观组织和疲劳性能[J]. 材料导报, 2019, 33(22): 3789-3794.
- YE H, ZHANG J Q, HUANG J Q, LIU Y. Microstructure and fatigue properties of selected laser-melted WC/AlSi10Mg composites[J]. Materials Reports, 2019, 33(22): 3789-3794.
- [37] THUIS L, KEMPEN K, KRUTH J P, VAN HUMBEECK J. Fine-structured aluminium products with controllable texture by selective laser melting of pre-alloyed AlSi10Mg powder[J]. Acta Materialia, 2013, 61(5): 1809-1819.

- [38] XIAO Y K, CHEN H, BIAN Z Y, SUN T T, DING H, YANG Q, WU Y, LIAN Q, CHEN Z, WANG H W. Enhancing strength and ductility of AlSi10Mg fabricated by selective laser melting by TiB₂ nanoparticles[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2022, 109, 254-266.
- [39] YE H Z. An overview of the development of Al-Si-alloy based material for engine applications[J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2003, 12(3): 288-297.
- [40] 关杰仁. 铝合金选择性激光熔化成形工艺控制与组织性能研究[D]. 昆明: 昆明理工大学, 2019
- GUAN J R. Process control, microstructure and properties of selective laser melted aluminium alloy[D]. Kunming: Kunming University of Science and Technology, 2019
- [41] WANG Q G, DAVIDSON C J. Solidification and precipitation behaviour of Al-Si-Mg casting alloys[J]. *Journal of Materials Science*, 2001, 36: 739-750.
- [42] 朱海红, 廖海龙. 高强铝合金的激光选区熔化成形研究现状[J]. *激光与光电子学进展*, 2018, 55(1): 22-28.
- ZHU H H, LIAO H L. Research status of laser selective melting forming of high-strength aluminum alloy[J]. *Laser & Optoelectronics Progress*, 2018, 55(1): 22-28.
- [43] ZHANG S Z, CHEN Z, WEI P, HUANG K, ZOU Y T, YAO S, LI M, LU B H, XING J D. Microstructure and properties of a nano-ZrO₂-reinforced AlSi10Mg matrix composite prepared by selective laser melting[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2022, 838: 142792.
- [44] DELAHAYE J, TCHUINDJANG J T, LECOMTE-BECKERS J, RIGO O, HABRAKEN A M, MERTENS A. Influence of Si precipitates on fracture mechanisms of AlSi10Mg parts processed by Selective Laser Melting[J]. *Acta Materialia*, 2019, 175: 160-170.
- [45] 贾增庆, 高通, 王桂龙, 刘相法, 赵国群, 王协彬. 激光选区熔化 2024 改性 AlSi10Mg 合金[J]. *中国有色金属学报*, 2022, 32(11): 3258-3267.
- JIA Z Q, GAO T, WANG G L, LIU X F, ZHAO G Q, WANG X B. Laser selective melting 2024 modified AlSi10Mg alloy[J]. *Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2022, 32 (11): 3258-3267.
- [46] LI W, LI S, LIU J, ZHANG A, ZHOU Y, WEI Q S, YAN C Z, SHI Y S. Effect of heat treatment on AlSi10Mg alloy fabricated by selective laser melting: Microstructure evolution, mechanical properties and fracture mechanism[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2016, 663: 116-125.
- [47] LI X P, WANG X J, SAUNDERS M, SUVOROVA A, ZHANG L C, LIU Y J, FANG M H, HUANG Z H, SERCOMBE T B. A selective laser melting and solution heat treatment refined Al-12Si alloy with a controllable ultrafine eutectic microstructure and 25% tensile ductility[J]. *Acta Materialia*, 2015, 95: 74-82.
- [48] CALVO-DAHLBORG M, POPEL P S, KRAMER M J, BESSER M, MORRIS J R, DAHLBORG U. Superheat-dependent microstructure of molten Al-Si alloys of different compositions studied by small angle neutron scattering[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2013, 550: 9-22.
- [49] LIU W D, YE L M, LIU K X. Micro-nano scale ripples on metallic glass induced by laser pulse[J]. *Journal of Applied Physics*, 2011, 109(4): 043109-043109-5.
- [50] MCDONALD S D, NOGITA K, DAHLE A K. Eutectic nucleation in Al-Si alloys[J]. *Acta Materialia*, 2004, 52(14): 4273-4280.
- [51] GREMAUD M, ALLEN D R, RAPPAZ M, PEREPEZKO J H. The development of nucleation controlled microstructures during laser treatment of Al-Si alloys[J]. *Acta Materialia*, 1996, 44(7): 2669-2681.
- [52] PEI Y T, DE HOSSON J T M. Functionally graded materials produced by laser cladding[J]. *Acta Materialia*, 2000, 48(10): 2617-2624.
- [53] SURYAWANSHI J, PRASHANTH K G, SCUDINO S, ECKERT J, PRAKASH O, RAMAMURTY U. Simultaneous enhancements of strength and toughness in an Al-12Si alloy synthesized using selective laser melting[J]. *Acta Materialia*, 2016, 115: 285-294.
- [54] CHEN B, MOON S K, YAO X, BI G, SHEN J, UMEDA J, KONDOH K. Strength and strain hardening of a selective laser melted AlSi10Mg alloy[J]. *Scripta Materialia*, 2017, 141: 45-49.
- [55] LADOS D A, APELIAN D, MAJOR J F. Fatigue crack growth mechanisms at the microstructure scale in Al-Si-Mg cast alloys: Mechanisms in the near-threshold regime[J]. *Acta Materialia*, 2006, 54(8): 1475-1486.
- [56] READ N, WANG W, ESSA K, ATTALLAH M M. Selective laser melting of AlSi10Mg alloy: Process optimisation and mechanical properties development[J]. *Materials & Design*, 2015, 65: 417-424.
- [57] KEMPEN K, THIJS L, VAN HUMBEECK J, KRUTH J P. Processing AlSi10Mg by selective laser melting: Parameter optimisation and material characterisation[J]. *Materials Science and Technology*, 2015, 31(8): 917-923.
- [58] WEI P, WEI Z Y, CHEN Z, DU J, HE Y Y, LI J F, ZHOU Y T. The AlSi10Mg samples produced by selective laser melting: Single track, densification, microstructure and mechanical behavior[J]. *Applied Surface Science*, 2017, 408: 38-50.
- [59] ABOULKHAIR N T, MASKERY I, TUCK C, ASHCROFT I, EVERITT N M. The microstructure and mechanical properties of selectively laser melted AlSi10Mg: The effect of a conventional T6-like heat treatment [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2016, 667: 139-146.
- [60] FOUISOVÁ M, DVORSKÝ D, MICHALCOVÁ A, VOJĚCH D. Changes in the microstructure and mechanical properties of additively manufactured AlSi10Mg alloy after exposure to elevated temperatures [J]. *Materials Characterization*, 2018, 137: 119-126.
- [61] PRASHANTH K G, SCUDINO S, KLAUSS H J, SURREDDI K B, LÖBER L, WANG Z, CHAUBEY A K, KÜHN U, ECKERT J. Microstructure and mechanical properties of Al-12Si produced by selective laser melting: Effect of heat treatment[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2014, 590(2): 153-160.
- [62] KIMURA T, NAKAMOTO T. Microstructures and mechanical properties of A356 (AlSi7Mg0.3) aluminum alloy fabricated by selective laser melting[J]. *Materials & Design*, 2016, 89: 1294-1301.
- [63] BAI Y C, YANG Y Q, XIAO Z F, ZHANG M K, WANG D. Process optimization and mechanical property evolution of AlSiMg0.75 by selective laser melting[J]. *Materials & Design*, 2018, 140: 257-266.
- [64] BUCHBINDER D, SCHLEIFENBAUM H, HEIDRICH S, MEIN-

- ERS W, BÜLTMANN J. High power selective laser melting (HP SLM) of aluminum parts[J]. Physics Procedia, 2011, 12(A): 271-278.
- [65] GU D D, MEINERS W. Microstructure characteristics and formation mechanisms of in situ WC cemented carbide based hard-metals prepared by selective laser melting[J]. Materials Science and Engineering: A, 2010, 527(29-30): 7585-7592.
- [66] CALIGNANO F, LORUSSO M, PAKKANEN J, TREVISAN F, AMBROSIO E P, MANFREDI D, FINO P. Investigation of accuracy and dimensional limits of part produced in aluminum alloy by selective laser melting[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2017, 88: 451-458.
- [67] 闫成鑫. 热处理对选区激光熔化成形 Al-Si-Mg 合金组织与性能的影响[D]. 沈阳: 沈阳工业大学, 2020.
- XIN Y C. The Influence of heat treatment on the microstructure and properties of Al-Si-Mg alloy formed by selective laser melting [D]. Shenyang: Shenyang University of Technology, 2020.
- (责任编辑: 宫文婧)