

分类号: TG146.21

学校代码: 10363

密 级: 公开

学 号: 2220210102



安徽工程大学

Anhui Polytechnic University

硕士学位论文

题 目

Al-Mg-Mn-Zr合金选区激光熔化成形工艺

及组织性能研究

论 文 作 者

丁 满

指 导 教 师

赵禹 副教授

学 科 (专 业)

材料科学与工程

研 究 方 向

增材制造

论文提交日期: 2025 年 05 月 15 日

分类号: TG146.21

学校代码:10363

密 级: 公开

学 号: 2220210102

Al-Mg-Mn-Zr 合金选区激光熔化成形工艺及组织性能 研究

Study on Selective Laser Melting Forming Process Microstructure and Properties of Al-Mg-Mn-Zr Alloy

学生姓名: 丁满

指导教师: 赵禹 副教授

学 号: 2220210102

专 业: 材料科学与工程

研究方向: 增材制造

论文答辩时间: 2025 年 月 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：

日期： 2025 年 月 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：

指导教师签名：

日期：2025 年 月 日

日期：2025 年 月 日

Al-Mg-Mn-Zr 合金选区激光熔化成形工艺及组织性能研究

摘 要

选区激光熔化（SLM）技术作为先进的金属增材制造技术，在复杂结构件高精度制造领域展现出显著优势，特别适用于航空航天、汽车及医疗等高端制造领域。Al-Mg-Mn-Zr 合金凭借其优异的比强度和比刚度特性，在轻量化构件制造中具有重要应用前景。本研究针对 SLM 成形 Al-Mg-Mn-Zr 合金开展系统性研究，重点探究工艺参数对成形质量的影响规律、微观组织演化机制、热处理强化效应及阳极氧化性能调控策略，旨在为高性能铝镁系合金的增材制造提供理论支撑与工艺指导。

研究首先优化了 SLM 成形工艺参数，通过正交实验法分析了激光功率、扫描间距和扫描速率对致密度、表面质量及内部缺陷的影响。结果表明：当激光功率为 390W、扫描速率为 1300mm/s、扫描间距为 60 μ m、层厚为 30 μ m 时，可获得致密度达 99.983%的致密合金试样，有效避免了未熔合、氧化飞溅等缺陷。

基于优化工艺参数，深入研究了 SLM 成形合金的微观组织特征。发现凝固过程中优先析出 α -Al 初生相，随后在晶界处形成 Al₆Mn 和 Al₃Zr 金属间化合物。超高冷却速率（10⁶-10⁸ K/s）促使熔池快速凝固，形成细小等轴晶区，柱状晶沿<001>择优取向竞争生长，形成具有织构特征的凝固组织。晶界分布的 Al₃(Sc_xZr_{1-x})粒子通过 Zener 钉扎效应显著细化晶粒尺寸。

热处理强化效应研究表明, 经 400°C/6h 时效处理后, 合金综合力学性能达到最佳, 维氏硬度为 143HV (较打印态提升 66.6%), 抗拉强度为 441MPa (提升 47.7%), 屈服强度为 421.67MPa (提升 63.9%), 延伸率为 13.33% (下降 38.9%)。强化机制分析表明, 固溶强化、晶界强化、第二相强化及位错强化协同作用, 其中第二相强化 (Al_6Mn 、 Al_3Zr 析出) 成为主导机制。

阳极氧化性能调控研究发现, 不同热处理工艺对氧化膜性能影响显著。400°C/6h 处理显著提升膜层厚度 (12.88 μm) 和绝缘强度 (40.42 V/ μm), 但导致表面出现不规则纹路和色差; 400°C/1h 处理虽强度提升有限, 但膜层颜色均匀, 外观质量更优。阳极氧化参数 (电流密度、温度、时间) 对膜层致密性和功能性具有显著调控作用, 需根据具体应用需求优化工艺匹配。

本研究揭示了 SLM 成形 Al-Mg-Mn-Zr 合金的工艺-组织-性能关联机制, 为高性能铝镁系合金的增材制造应用提供了重要参考。

关键词: 选区激光熔化; Al-Mg-Mn-Zr 合金; 微观组织; 力学性能; 阳极氧化

RESEARCH ON SELECIVE LASER MELTING FORMING PROCESS AND MICROSTRUCTURE PROPERTIES OF Al-Mg-Mn-Zr ALLOY

Abstract

Selective Laser Melting (SLM) technology, as an advanced metal additive manufacturing technique, demonstrates significant advantages in the high-precision fabrication of complex structural components, particularly in high-end manufacturing sectors such as aerospace, automotive, and medical industries. Al-Mg-Mn-Zr alloys, owing to their excellent specific strength and specific stiffness characteristics, hold promising application prospects in the manufacturing of lightweight components. This study conducts a systematic investigation into the SLM-formed Al-Mg-Mn-Zr alloy, focusing on the influence of process parameters on forming quality, the mechanisms of microstructural evolution, the strengthening effects of heat treatment, and the regulation strategies for anodizing performance, aiming to provide theoretical support and process guidance for the additive manufacturing of high-performance Al-Mg series alloys.

The research initially optimized the SLM process parameters, analyzing the effects of laser power, scan spacing, and scan speed on density, surface quality, and internal defects through orthogonal experimental methods. The results indicate that dense alloy samples with a density of 99.983% can be achieved under the conditions of a laser power of 390W, a scan speed of 1300mm/s, a scan spacing of 60 μ m, and a layer thickness of 30 μ m, effectively avoiding defects such as lack of fusion and oxide spatter.

Based on the optimized process parameters, the microstructural characteristics of the SLM-formed alloy were thoroughly investigated. It was found that the α -Al primary phase preferentially precipitates during solidification, followed by the formation of Al₆Mn and Al₃Zr intermetallic compounds at grain boundaries. The ultra-high cooling rate (10⁶-10⁸ K/s) facilitates rapid solidification of the molten pool, forming fine equiaxed grain zones, with columnar grains competitively growing along the <001> preferred orientation, resulting in a solidified structure with texture characteristics. The Al₃(Sc_xZr_{1-x}) particles distributed at grain boundaries significantly refine the grain size through the Zener pinning effect.

The study on the strengthening effects of heat treatment revealed that the alloy's comprehensive mechanical properties reach their optimum after aging at 400°C for 6 hours, with a Vickers hardness of 143HV (an

increase of 66.6% compared to the as-printed state), a tensile strength of 441MPa (an increase of 47.7%), a yield strength of 421.67MPa (an increase of 63.9%), and an elongation of 13.33% (a decrease of 38.9%). The analysis of strengthening mechanisms indicates that solid solution strengthening, grain boundary strengthening, second-phase strengthening, and dislocation strengthening act synergistically, with second-phase strengthening (precipitation of Al_6Mn and Al_3Zr) being the dominant mechanism.

The research on the regulation of anodizing performance found that different heat treatment processes significantly affect the properties of the oxide film. Treatment at 400°C for 6 hours significantly increases the film thickness (12.88 μm) and insulation strength (40.42 V/ μm), but leads to irregular patterns and color differences on the surface; while treatment at 400°C for 1 hour, although with limited strength improvement, results in a uniform film color and superior appearance quality. The anodizing parameters (current density, temperature, time) have a significant regulatory effect on the density and functionality of the film, necessitating process optimization based on specific application requirements.

This study elucidates the process-structure-property relationship mechanisms of SLM-formed Al-Mg-Mn-Zr alloys, providing important references for the additive manufacturing applications of

high-performance Al-Mg series alloys.

KEY WORDS: Selective Laser Melting; Al-Mg-Mn-Zr alloy;
Microstructure; Mechanical properties; Anodization

目 录

摘 要	III
Abstract	IV
目 录	X
第 1 章 绪论	1
1.1 研究背景及意义	1
1.2 选区激光熔化技 (SLM)	2
1.2.1 SLM 原理及应用	2
1.3 SLM 成型铝合金面临挑战	5
1.4 铝合金阳极氧化表面处理技术	6
1.4.1 阳极氧化成膜机制	6
1.4.2 阳极氧化膜性能关键影响因素	7
1.4.3 主要的阳极氧化工艺	8
1.5 SLM 成型铝合金阳极氧化的发展现状	10
1.6 主要研究内容	12
第 2 章 实验材料、方法及设备	14
2.1 实验流程	14
2.2 Al-Mg-Mn-Zr 合金粉末	15
2.2.1 Al-Mg-Mn-Zr 合金粉末的制备	15
2.2.2 Al-Mg-Mn-Zr 合金粉末的物理性能	16
2.3 打印态样品的制备	17
2.4 Al-Mg-Mn-Zr 合金工艺参数	18
2.5 样品表征	20
2.5.1 光学显微镜分析	20
2.5.2 扫描电子显微镜分析	20
2.5.3 电子背散射衍射分析	20
2.5.4 透射电子显微镜分析	20
2.6 Al-Mg-Mn-Zr 合金的性能分析	21
2.6.1 合金硬度测试	21

2.6.2 合金拉伸性能测试	21
2.6.3 合金阳极氧化工艺测试	22
第 3 章 Al-Mg-Mn-Zr 合金的 SLM 成形工艺优化	24
引言	24
3.1 激光功率对 Al-Mg-Mn-Zr 合金粉末 SLM 成型件致密度的影响	24
3.2 扫描间距对 Al-Mg-Mn-Zr 合金粉末 SLM 成型件致密度的影响	27
3.3 扫描速率对 Al-Mg-Mn-Zr 合金粉末 SLM 成型件致密度的影响	29
3.4 本章小结	32
第 4 章 SLM 成型 Al-Mg-Mn-Zr 微观组织与力学性能	33
4.1 化学成分和相的构成	33
4.2 第二相与晶粒取向分析	35
4.3 显微硬度	40
4.3.1 不同工艺参数 SLM 成形合金试样硬度分析	40
4.3.2 时效处理后 Al-Mg-Mn-Zr 合金硬度	42
4.4 时效处理后 Al-Mg-Mn-Zr 合金力学性能	42
4.5 SLM 成型 Al-Mg-Mn-Zr 合金断裂机制分析	44
4.6 强化机理研究	46
4.6.1 固溶强化	46
4.6.2 细晶强化	47
4.6.3 第二相强化	47
第 5 章 选区激光熔化成型 Al-Mg-Mn-Zr 合金的阳极氧化性能研究	49
5.1 试样打印与准备	49
5.2 阳极氧化前准备工作	49
5.2.1 阳极氧化前处理	49
5.2.2 阳极氧化参数的选择	51
5.3 阳极氧化后性能测试分析与方法	52
5.3.1 外观质量检测	52
5.3.2 膜厚测量	54
5.3.3 绝缘强度测试	55
5.4 本章小结	56

第 6 章 结论	58
参考文献	60
攻读学位期间发表的学术论文目录	68
致 谢	69

第 1 章 绪论

1.1 研究背景及意义

铝合金作为有色金属材料领域关键一员，拥有着仅次于钢铁的巨大产量，在产能优势的基础上^[1-2]，又以其特有物理化学特性在诸多行业实现了大范围使用落地。其比重较轻却又具备良好的机械性能，在成型加工、抗腐蚀、导电导热等方面均展示出良好表现，因而广泛推行应用于消费电子、航空航天、新能源及传统车企、建筑工程等领域。

在增材制造领域，铝合金作为高性能轻质合金材料，在航空航天器关键结构件制造中占据核心地位，典型应用于飞行器主承力框架及航天设备复杂壳体构件的增材成形；在交通载具轻量化设计中，该材料通过激光选区熔化（SLM）等技术实现机动车车身框架、轨道车辆厢体模块及船舶流线型壳体的整体化制造；建筑领域则依托其优异的成型精度和表面质量^[3]，采用熔融沉积成形（FDM）工艺生产定制化门窗框架、参数化幕墙装饰板及模块化建筑围护构件。随着现代科技的快速发展和工业水平的不断提升，市场对铝合金材料的性能指标提出了更高要求，尤其是在高强度、高韧性、耐高温、抗腐蚀等特性方面。

近期，铝合金材料研发领域取得创新性突破，通过多元微合金化设计、热机械处理工艺调控及增材制造技术创新，成功开发出系列高性能新型铝合金体系。Chen 等人^[4-6]研究表明，Mg/Mn/Zr 复合添加可形成多尺度析出强化相，使材料屈服强度提升 40%的同时保持优异的电化学稳定性。在增材制造领域，选区激光熔化（SLM）技术展现出独特优势，huang 等人^[7]研究表明该工艺材料利用率达 92%以上，未熔粉末回收率超过 95%，复杂流道结构成形精度控制在 20-50 μm 区间。

然而，铝合金 SLM 成形面临多重技术挑战：其低激光吸收率（<30%）与高导热系数（>200W/m·K）导致能量耦合效率低，氧化膜动态波动及低沸点元素挥发造成熔池不稳定，快速凝固过程产生的残余应力可达材料屈服强度的 60%，易诱发微裂纹与尺寸畸变。因此，开展 Al-Mg-Mn-Zr 系铝合金 SLM 工艺窗口优化与缺陷控制机制研究，对推动高性能金属增材制造技术发展具有重要价值。

在增材制造铝合金材料研究领域，学者通过多元合金成分设计，系统揭示了

材料微观组织演变机制与力学性能调控规律,取得了多项突破性研究进展。Chen 等人^[4]研究发现,镁元素的微合金化可同步提升材料屈服强度与晶间腐蚀抗力;Zhang 等人^[5]研究表明,锰元素的梯度添加有效改善了材料的高温蠕变性能与打印适配性;锆元素的纳米级分散则显著细化了 α -Al 晶粒,实现了强韧化匹配。然而,面向阳极氧化处理需求的增材制造铝合金研发尚处起步阶段,关键工艺参数与性能调控机制亟待突破。

阳极氧化作为铝合金表面功能化的核心技术, Lee 等人^[8]研究表明,纳米多孔阳极氧化膜可显著提升材料表面能,在耐腐蚀、耐磨及光学装饰性方面展现出优异性能。因此,开发新型 Al-Mg-Mn-Zr 四元合金体系,深入研究选区激光熔化(SLM)过程中热-力耦合作用对合金微观组织演变的影响机制,阐明工艺参数-显微结构-阳极氧化性能的映射关系,将为增材制造铝合金在高端表面处理领域的应用提供理论支撑与技术路径,具有重要的学术价值与应用潜力。

综上所述,铝合金作为战略性工程材料,在航空航天、交通运输等领域具有不可替代性。随着增材制造技术的快速发展,对铝合金材料性能提出了更高要求。近年来,增材制造铝合金研究取得显著进展,选区激光熔化(SLM)技术为复杂结构件制造提供了创新解决方案。然而,铝合金 SLM 成形过程仍存在激光-材料相互作用机制复杂、缺陷控制困难等技术瓶颈。通过开发新型合金体系,系统研究其增材制造工艺特性与性能调控规律,将推动增材制造铝合金在阳极氧化^[9]等高端应用领域的技术进步,具有深远的科学意义与工程应用价值。

1.2 选区激光熔化技(SLM)

1.2.1 SLM 原理及应用

选区激光熔化(Selective Laser Melting, 简称 SLM)技术,作为增材制造领域具有里程碑意义的核心工艺之一,通过高能量密度激光束与金属粉末材料的逐层交互作用,实现了复杂三维结构的无模快速成形。该技术集成了 CAD 模型切片、粉末铺展、激光选区熔凝、层间冶金结合等多环节精密控制,突破了传统减材制造的材料利用率限制,为航空航天、生物医药等领域的高性能金属零件制造提供了革命性解决方案。其独特的快速凝固特性不仅细化了微观组织,更在提升材料力学性能、实现个性化定制生产方面展现出显著优势,已成为推动增材制造

技术产业化的关键力量。

如图 1-1，SLM 设备是由激光器、光束分离器、光束扩展器、X-Y 振镜、f- θ 聚焦镜和打印仓室等结构组成^[10]。其工作原理是先对零件进行 3D 建模，并将模型数据转换为 STL 格式，对模型进行切片处理，以便选区激光熔化成形设备能够构建好每一次激光扫描的轮廓。然后通过刮板将粉料缸的金属粉末均匀的刮到成形缸上的基板上。激光由激光器产生，经过光束分离器和光束扩展器对激光进行处理，通过 X-Y 扫描振镜控制激光在粉床上进行选择性的熔化粉末，每熔化一层，成形缸就会下降一层，粉料缸上升一层，刮刀再将粉末均匀的铺到刚刚熔化的粉末上层，采用高能激光束使金属粉末逐层熔化并堆积，最终促进三维零件的成形。未被熔化粉末经过筛分后还可以重复利用，大大提高材料利用率。

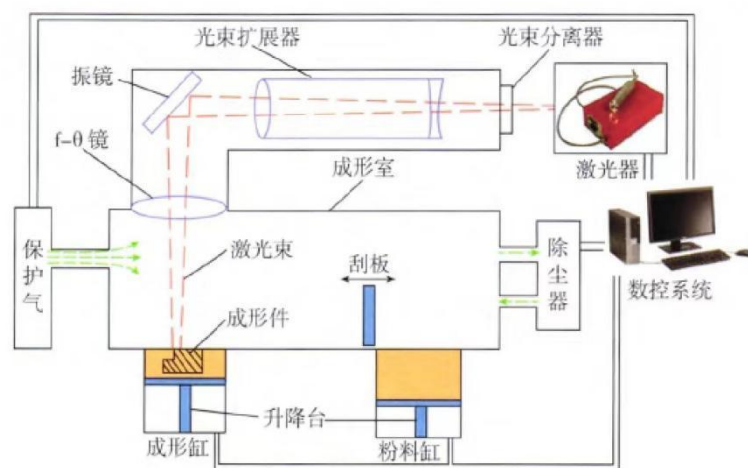


图 1-1 选区激光熔化技术原理

选区激光熔化技术在多个领域具有广泛的应用前景，主要包括航空航天领域、医疗领域、汽车制造领域和其他领域。激光选区熔化技术可用于制造高强度、高硬度的航空航天零部件，其在极端工作环境下需要承受高温、高压等严苛条件^[11]，激光选区熔化技术能够确保其高精度和高质量。美国宇航局（NASA）等机构已采用该技术制造了多种关键部件，显著提高了航空航天器的性能和可靠性。

激光选区熔化技术在医疗领域的应用主要体现在个性化医疗器械和植入体的制造上。通过该技术可以制造出与患者骨骼结构完美匹配的假肢、人工关节等医疗器械，提高手术的精确性和患者的康复效果^[12]。此外，该技术还可以用于制造具有复杂多孔结构的生物支架和修复体，促进细胞生长和组织再生。

在汽车制造中，激光选区熔化技术可用于制造高强度、高硬度的汽车零部件，

如发动机缸体、曲轴等。这些部件对于汽车的性能和安全性至关重要，激光选区熔化技术能够确保它们的制造精度和质量。激光选区熔化技术还可以用于快速制造复杂模具，其需具备良好的耐高温、高压等条件^[13]，激光选区熔化技术能够确保模具的精度和耐用性。

此外，在建筑领域，SLM 技术可用于制造复杂结构的建筑构件；在能源领域可用于制造高效热交换器等部件；在电子领域可用于制造高精度电子元件^[14]等。

1.2.2 SLM 打印参数的研究进展

选区激光熔化（SLM）技术作为增材制造领域的关键工艺，展现出设计自由度宽广、生产周期压缩显著、近净成形能力强、后处理流程精简等突出优势。该技术通过高功率激光束与金属粉末的逐层交互作用，实现了复杂几何结构件的高效精密制造，为铝合金材料加工开辟了创新路径。然而，铝合金固有特性如低激光吸收率、高导热系数、表面氧化倾向及易挥发合金元素的存在，显著增加了 SLM 工艺调控难度，导致组织均匀性与性能稳定性控制成为技术瓶颈。此外，SLM 过程特有的快速凝固特性易在成形件内部诱发残余应力累积，其应力水平可达材料屈服强度的 60%以上，显著增加变形与开裂风险。

在 SLM 工艺参数优化领域，能量密度作为核心控制变量，通过激光功率、扫描速度及光斑直径的协同调控，直接影响粉末熔化状态与熔池动力学行为，进而决定成形试样的致密度与微观组织特征。

激光能量密度的计算公式（E）用公式 1-1 确定：

$$E = \frac{P}{vhl} \quad (1-1)$$

在 SLM 工艺参数体系中，激光功率（P，单位：W）、扫描速率（v，单位：mm/s）、切片厚度（h，单位：mm）及扫描间距（l，单位：mm）共同决定了能量密度（E）的分布特性。通过调控这些参数可实现能量密度的精确控制，进而影响铝合金粉末的熔化行为与成形质量。然而，铝合金粉末的低激光吸收率、粉末流动性不足及易氧化特性，对 SLM 成形过程提出了重大挑战。

陶靖等人^[15]针对 Al-Mg-Sc 合金的 SLM 成形研究揭示，激光功率与致密度呈现非线性关联：当功率从 200W 增至 320W 时，致密度达峰值 99.88%，随后因过熔导致孔隙缺陷增加而下降；在固定功率下，扫描速率从 800mm/s 提升至

1250mm/s 时,致密度先升后降,最优参数组合为 320W/1250mm/s。当切片厚度减薄至 0.06mm 时,激光穿透深度不足导致层间结合缺陷,但致密度仍维持>90%。

李卓峰^[16]等人对 AlSi10Mg 合金的 SLM 工艺优化研究表明,参数敏感性排序为:激光功率>扫描速率>扫描间距,最优参数组合(350W/1200mm/s/0.12mm)下致密度达 99.81%。Yang^[17]等人在研究 7075 铝合金 SLM 成形时发现,即使将基板预热至 200℃,仍无法消除热裂纹缺陷,其根本原因在于快速凝固诱发的残余应力与低熔点共晶相析出导致的微观缺陷协同作用,单纯调整工艺参数难以改善材料性能。

1.3 SLM 成型铝合金面临挑战

如上述内容所述,铝合金在选区激光熔化(SLM)成形铝合金零部件方面面临诸多挑战,这些挑战主要源于铝合金的物理和化学特性^[18]。首先,铝粉对激光具有高反射率,这使得激光能量难以有效被吸收,从而影响熔化效果^[19]。其次,铝粉的流动性较差,这会导致粉末在铺粉过程中分布不均匀,进而影响成形质量。此外,铝极易与氧分子反应生成氧化铝(Al₂O₃),即使在密闭抽真空的激光成型仓内,也难以完全避免氧化层的形成。氧化层的存在会降低熔融物质的润湿性,影响层与层之间的结合强度。同时,铝合金的高热导率和宽凝固范围也增加了 SLM 成形的难度。高热导率使得热量迅速散失,导致熔池稳定性^[20]差;而宽凝固范围则容易引发热裂纹等缺陷^[21]。因此,在 SLM 常用的钛合金、不锈钢等材料中,铝合金的 SLM 成形工艺相对最为困难,对打印工艺、打印环境和设备的要求也更高。

目前,关于 SLM 成形 Al-Si 系铝合金的研究报道较多,主要是因为 Al-Si 合金具有较窄的凝固区间,不易发生糊状凝固,成形过程中热裂纹的倾向较低。然而,对于其他系列的铝合金,如 2xxx、6xxx 和 7xxx 系列^[22],由于其添加元素含量较高,合金凝固区间较宽,SLM 成形时容易出现热裂纹等缺陷。这些合金在传统铸造工艺中表现出色,但在 SLM 成形中却面临较大挑战。尽管如此,通过添加不同元素并利用 SLM 技术,可以显著提高传统铝合金的性能。例如,添加镁、锰、锆等元素可以在 Al 基体中形成第二相,阻碍位错运动,从而提高合金的强度。然而,新型铝合金在 SLM 成形过程中也存在一些问题。第二相与 Al 基体之间的热膨胀系数^[23]差异较大,可能导致界面处产生应力集中,成为裂纹的

源头。此外，SLM 成形过程中的冷却速度极快（106-108 K/s），第二相容易出现团聚现象，导致分布不均匀，从而影响合金的弥散强化^[24]效果。

为突破增材制造铝合金的技术瓶颈，需从多维度进行工艺创新。在粉末特性调控方面，通过优化粒度级配、颗粒形貌及表面改性处理，可显著提升粉末流动性（>95%）与激光耦合效率（吸收率>40%），为高质量成形奠定基础。在工艺参数优化领域，需建立激光功率-扫描速度-层厚-扫描路径的多参数协同控制模型，通过熔池动力学仿真与凝固组织预测，实现热应力场的有效调控，将残余应力降低至材料屈服强度的 30% 以下。同时，热机械处理工艺设计对组织性能调控至关重要，采用分级固溶处理（温度梯度控制）与多级时效工艺（析出相调控），可消除成分偏析^[25]、细化晶粒结构（<5 μm ），使合金屈服强度提升 25% 的同时保持优异的延伸率（>12%）。尽管选区激光熔化技术在成形铝合金方面面临诸多困难和挑战，但其在复杂结构零部件制造方面的优势仍然不可替代。SLM 技术可以实现高自由度、高精度的成形，尤其适用于航空航天、医疗器械等领域对复杂形状和轻量化要求极高的零部件制造。因此，未来需要进一步深入研究铝合金的 SLM 成形机理，探索新型合金设计和工艺优化方法，以解决当前存在的问题。例如，开发新型铝合金粉末材料，研究其在 SLM 成形过程中的行为规律；结合数值模拟和实验研究，优化工艺参数以减少缺陷；探索后处理工艺对成形零件性能的影响等。

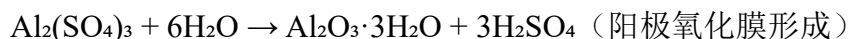
总之，铝合金在 SLM 成形过程中面临高反射率、流动性差、易氧化、高热导率^[26]和宽凝固范围^[27]等多重挑战，这些问题限制了其在大规模制造中的应用。然而，通过优化粉末参数^[28]、调整打印工艺和热处理工艺，可以有效改善 SLM 成形铝合金的质量和性能。未来，随着新材料、新工艺和新技术的不断发展，铝合金在 SLM 成形领域的应用前景将更加广阔。研究人员需要继续深入探索铝合金的 SLM 成形机理，解决现有问题，推动该技术在工业领域的进一步应用和推广。

1.4 铝合金阳极氧化表面处理技术

1.4.1 阳极氧化成膜机制

铝合金阳极氧化是基于电化学原理的表面改性技术，通过阳极氧化工艺在铝

基材表面原位生长纳米级氧化铝陶瓷层。该技术采用铝制品作为阳极，高稳定性铅基或不锈钢材料作为阴极，在酸性电解液^[29]（主要含硫酸、草酸、铬酸等成分）中构建电解回路。在外加电场作用下，铝表面发生选择性氧化反应， Al^{3+} 与 O^{2-} 在固液界面结合生成致密氧化膜，同时阴极表面析出氢气。以硫酸系电解液为例，其阳极氧化反应可表示为：



该过程通过调控电流密度、电解液温度、氧化时间等工艺参数，可精确控制氧化膜层厚度（纳米至微米级）与孔隙结构特征，赋予材料优异的耐腐蚀、耐磨及功能化表面特性。

1.4.2 阳极氧化膜性能关键影响因素

（1）铝合金成分

铝合金的成分对阳极氧化过程及其形成的氧化膜性能有着重要影响。不同成分的铝合金，其表面形成的氧化膜的性质也会有所不同。例如，含铜、硅^[30]等元素的铝合金，其氧化膜的颜色、硬度等性能会有所改变。因此，在选择铝合金材料时，应根据实际需求和用途，选择适合的铝合金成分。

（2）电解质溶液

电解质溶液是阳极氧化过程中的关键因素之一^[31]。溶液的成分、浓度、温度等都会对阳极氧化过程产生影响。在实践实操时，应根据铝合金的成分和所需的氧化膜性能^[32]，选择合适的电解质溶液。此外，溶液中的杂质离子如 Cl^- 、 F^- 、 NO_3^- 等也会影响氧化膜的孔隙、表面粗糙度和抗蚀性。

（3）电流密度

电流密度是阳极氧化过程中的另一个重要因素。电流密度的大小会直接影响氧化膜的生长速度和厚度。电流密度过高，会导致氧化膜生长过快，容易出现裂纹、孔洞等缺陷；电流密度过小，则会导致氧化膜生长缓慢，影响生产效率^[33]。因此，在实际操作中，应根据铝合金的成分、电解质溶液的性质以及所需的氧化膜性能，选择合适的电流密度。

（4）温度

温度是影响阳极氧化过程的另一个重要因素^[34]。温度过高或过低，都会影响氧化膜的生长速度和质量。温度过高，会加速氧化反应的速度，但也可能导致氧化膜的结构变得疏松，影响其耐腐蚀性^[35]；温度过低，则会降低氧化反应的速度，影响生产效率。因此，在实际操作中，应严格控制温度，确保其在合适的范围内。

（5）氧化时间

氧化时间也是影响氧化膜性能的一个重要因素^[36]。氧化时间的长短会直接影响到氧化膜的厚度、耐磨性、染色性和光泽性等性能。过长的氧化时间可能导致氧化膜过厚，反而降低其性能；而过短的氧化时间则可能使氧化膜未能充分形成。因此，应根据实际情况和所需性能，合理控制氧化时间。

（6）操作工艺

操作工艺是影响阳极氧化过程的关键因素之一。在实际操作中，应严格控制操作工艺，确保各个步骤的准确性和稳定性。包括电解液的配制、铝合金的预处理、阳极氧化过程中的搅拌和冷却等，都需要按照规定的工艺进行操作，以确保氧化膜的质量和性能符合要求。

综上所述，影响铝合金阳极氧化膜性能的主要因素包括铝合金成分、电解质溶液、电流密度、温度、氧化时间以及操作工艺等多个方面。在实际操作中，应根据具体需求和用途，选择合适的材料和参数，并严格控制操作工艺，以确保氧化膜的质量和性能符合要求。

1.4.3 主要的阳极氧化工艺

铝合金的阳极氧化工艺主要包括以下几个步骤：

（1）清洗：首先，需要对铝合金表面进行彻底的清洗，以去除油污、粉尘等杂质，确保表面干净，为后续的阳极氧化处理打下良好的基础。

（2）酸洗：将清洗后的铝合金浸泡在酸性溶液中，进行酸洗处理，以去除表面的氧化皮、氧化物等，提高阳极氧化的效果。

（3）阳极氧化：将酸洗后的铝合金放入阳极处理槽中，选择合适的电解液（如硫酸、铬酸、草酸等），并调整温度、浓度等参数。通过施加直流电源^[37]，在阳极处理槽中进行电解反应，使铝合金表面形成一层氧化膜。

（4）着色：根据需要，可以对阳极氧化后的铝合金进行着色处理。着色方

法包括电解着色和化学着色两种，通过不同的着色工艺，可以获得各种美观艳丽的色彩。

(5) 封孔^[38]：最后，将着色后的铝合金放入封孔液中，封闭氧化膜内的微孔，以提高其耐腐蚀性和密封性能。封孔后，用清水清洗干净并干燥。

其中主要阳极氧化工艺特点：

(1) 硫酸阳极氧化

生产成本低：电解液所用的硫酸价格较低，且电解过程中的耗电也相对较少，这使得硫酸阳极氧化成为一种经济高效的工艺。

膜透明度高：硫酸氧化膜通常为无色透明，特别是在铝纯度较高的情况下，膜的透明度会更好。这种高透明度非常适合于需要保持原铝材色泽或进行进一步抛光处理的应用。

耐蚀性和耐磨性好：通过硫酸阳极氧化形成的氧化铝膜在多种大气环境下都表现出较强的耐蚀性，同时也具有较好的耐磨性。

易于着色：硫酸氧化膜的孔隙率适中，平均为 10%~15%^[39]，这使得它非常适合进行电解着色或化学染色。金属离子可以从膜孔底部析出，产生美观且耐光、耐候性好的色泽。

(2) 草酸阳极氧化

草酸阳极氧化技术生成的氧化铝膜层具有显著性能优势，其低溶解性特性促使形成致密均匀的膜层结构，孔隙率较硫酸系膜层降低约 40%。这种结构特性赋予膜层优异的耐腐蚀性能（盐雾试验>500h 无锈蚀）、高耐磨性（摩擦系数<0.2）以及卓越的绝缘强度（击穿电压>300V/ μm ）。

然而，该工艺的经济性面临挑战，其单位面积处理成本约为硫酸工艺的 3-5 倍^[40]，主要源于草酸试剂的高昂采购价格及较低的电解效率。此外，草酸电解体系存在稳定性问题，其在阴阳两极均参与电化学反应，导致溶液 pH 值波动幅度达 1.5-2.0，需频繁监测调整以维持工艺稳定性。

值得注意的是，草酸氧化膜的着色效果对工艺参数极为敏感，色度值 ΔE 在温度波动 $\pm 5^\circ\text{C}$ 时可达 3-5NBS，这对需要严格色彩一致性的工业应用构成限制，需配备精密的温控系统以确保色彩均匀性。

铬酸阳极氧化

膜层薄且保持精度：铬酸阳极氧化形成的膜层较薄^[41]，通常只有 2-5 微米，这有助于保持工件原有的精度和表面粗糙度。

孔隙率低且难染色：由于孔隙率低，铬酸阳极氧化膜难以进行染色处理。然而，这也意味着它不需要进行封孔处理即可使用。

弹性好但耐磨性较差：铬酸阳极氧化膜层相对较软^[42]，因此具有良好的弹性。然而，其耐磨性相对较差，可能不适合在高磨损环境下使用。

耐腐蚀性强：铬对铝的溶解度小，使得残留液对部件的腐蚀较小。这增强了膜层的耐腐蚀性^[43]，使其适用于铸件等结构件。在军事领域，该工艺也得到了广泛应用。

1.5 SLM 成型铝合金阳极氧化的发展现状

选择性激光熔化（SLM）技术作为增材制造领域的前沿工艺，近年来在铝合金复杂零部件制造中展现出显著优势。该技术通过激光与金属粉末的交互作用，实现材料逐点逐层累积成型，不仅能制造传统工艺难以实现的复杂几何结构，更具备材料利用率高、生产周期短的技术特点。然而，SLM 成形铝合金独特的微观组织特性^[44]，使其在阳极氧化等表面处理工艺中表现出与传统铝合金显著差异。

SLM 成形过程特有的快速凝固机制，导致材料内部形成超细等轴晶与柱状晶混合组织，并伴随高密度的位错缠结与残余应力场。这种特殊组织状态对阳极氧化膜的生长行为具有双重影响：一方面，细化的晶粒结构为氧化膜均匀形核提供理想基底^[45]；另一方面，残余应力集中易诱发氧化膜层微裂纹，降低膜层完整性。

此外，快速凝固诱发的元素微观偏析现象，导致 Mg、Mn、Zr 等元素在晶界处形成金属间化合物（如 Mg_2Si 、 Al_3Zr 相）^[46]。这些第二相的分布状态直接影响氧化膜的致密化程度，部分低熔点相在高温阳极氧化过程中可能优先溶解，破坏氧化膜的连续性。

研究表明，SLM 成型铝合金表面的高粗糙度和微观缺陷（如气孔、未熔合区域）也会对阳极氧化膜的生长产生不利影响。例如，表面粗糙度过高可能导致氧化膜局部厚度不均，而气孔和未熔合区域则可能成为氧化膜中的薄弱点，降低其耐腐蚀性和绝缘性能^[47]。

为了优化 SLM 成型铝合金的阳极氧化性能,研究者们提出了多种解决方案,主要包括热处理、工艺参数优化和新型阳极氧化技术的开发。首先,热处理是改善 SLM 成型铝合金微观组织均匀性和减少残余应力的有效手段。通过时效处理或退火处理,可以促进第二相(如 Mg_2Si 、 Al_3Zr 等)的均匀析出^[48],从而提高阳极氧化膜的致密性和均匀性。例如,研究表明,经过 $400^\circ\text{C}/6\text{H}$ 时效热处理的 SLM 成型 Al-Mg-Mn-Zr 合金,其阳极氧化膜的厚度和绝缘强度均显著优于未热处理或高温热处理的试样。时效处理不仅能够减少残余应力,还可以改善合金的力学性能,为阳极氧化提供更均匀的基体表面。其次,通过优化 SLM 工艺参数(如激光功率、扫描速度、层厚等),可以减少表面缺陷(如气孔、未熔合区域)和粗糙度,从而为阳极氧化提供更均匀的基体表面。例如,适当降低激光功率和提高扫描速度可以减少熔池的深度和宽度,从而降低表面粗糙度和微观缺陷的形成。此外,采用多道扫描策略也可以有效改善表面质量。最后,传统的阳极氧化工艺参数(如电解液成分、电压、电流密度等)大多针对传统铝合金开发,对 SLM 成型铝合金的适用性有限。因此,研究者们开发了多种新型阳极氧化技术,以提高 SLM 成型铝合金氧化膜的性能。例如,脉冲阳极氧化技术通过周期性改变电压或电流密度,可以有效控制氧化膜的生长速率,从而提高其致密性和均匀性。此外,采用复合电解液(如硫酸-草酸混合电解液)也被证明可以在 SLM 成型铝合金表面形成更致密且均匀的氧化膜,显著提高其耐腐蚀性和耐磨性。

在应用方面,SLM 成型铝合金阳极氧化技术已在航空航天、汽车制造和医疗器械等领域展现出巨大的应用潜力。在航空航天领域,轻量化和高强度是零部件设计的关键要求。SLM 成型的复杂铝合金部件经过阳极氧化处理后,不仅能够满足这些要求,还能显著提高其耐腐蚀性和抗疲劳性能^[49]。例如,SLM 成型的飞机发动机部件经过阳极氧化处理后,可以在高温和腐蚀性环境下保持优异的性能。在汽车制造领域,SLM 成型铝合金的阳极氧化部件可以用于发动机壳体、散热器等关键部件,以提高其耐久性和热稳定性。例如,SLM 成型的铝合金散热器经过阳极氧化处理后,可以在高温和高湿环境下保持优异的散热性能和耐腐蚀性^[50]。在医疗器械领域,SLM 成型铝合金经过阳极氧化处理后,表面形成的致密氧化膜不仅具有良好的生物相容性,还能有效防止金属离子释放,提高器械的安全性和使用寿命。例如,SLM 成型的骨科植入物经过阳极氧化处理后,可

以在人体内长期保持稳定的性能。

尽管 SLM 成型铝合金阳极氧化技术取得了显著进展，但仍面临一些挑战。首先，SLM 成型铝合金的微观组织复杂性和表面缺陷问题尚未完全解决，这限制了阳极氧化膜的性能进一步提升。其次，现有的阳极氧化工艺参数大多针对传统铝合金开发，对 SLM 成型铝合金的适用性仍需进一步优化。此外，SLM 成型铝合金阳极氧化膜的长期性能（如耐腐蚀性、耐磨性）在实际应用中的表现仍需更多实验数据支持。未来的研究方向可以集中在以下几个方面：一是进一步研究 SLM 成型铝合金的微观组织与阳极氧化膜性能之间的关系，开发针对性的热处理和表面预处理工艺；二是优化阳极氧化工艺参数，开发适用于 SLM 成型铝合金的新型电解液和氧化技术，如脉冲阳极氧化、复合电解液阳极氧化等；三是开展 SLM 成型铝合金阳极氧化膜的长期性能评估，为其在实际应用中的可靠性提供数据支持。

近年来，增材制造领域针对 SLM 成形铝合金的表面阳极氧化技术取得了突破性进展。通过集成热处理工艺、多参数协同优化及新型氧化体系开发，显著提升了氧化膜的防护性能与均匀性指标。然而，该领域仍面临两大技术挑战：一方面，SLM 工艺特有的微观组织非均质性（如晶粒形态梯度、第二相分布差异）对氧化膜生长产生复杂影响；另一方面，成形表面固有的孔隙缺陷与粗糙度波动增加了氧化膜失效风险^[51]。为推进技术实用化进程，需重点开展以下研究：建立基于物理场的工艺参数优化模型，实现微观组织调控与表面形貌控制的动态平衡；开发自适应阳极氧化工艺，通过实时反馈机制补偿材料特性波动；探索复合表面处理新技术，如氧化-涂层协同防护体系，以突破单一工艺的局限性。

随着基础研究的深化与装备技术的升级，SLM 成形铝合金阳极氧化技术有望在航空航天、精密仪器等高端制造领域实现规模化应用，为复杂轻量化构件的高性能表面功能化提供创新解决方案。

1.6 主要研究内容

本研究主要研究一种可选区激光熔化制备的铝合金材料，测试并分析显微组织和力学性能，拓展可阳极氧化铝合金的材料范围和成形方式。目前选区激光熔化铝合金因其成型自由度高，可以制备高密度样品，越来越多的产业方向关注到 3D 打印行业，所以研究出适用选区激光熔化技术的铝合金材料会带动行业的发

展。但是关于可阳极氧化的选区激光熔化成形铝合金的案例非常少，本研究项目可以为研究选区激光熔化成形 Al-Mg-Mn-Zr 铝合金提供力学性能和微观变化的参考内容，同时对选区激光熔化技术制备可阳极氧化铝合金进行多方面研究，具体研究内容如下：

（1）增材制造专用 Al-Mg-Mn-Zr 铝合金金属粉末的制备与表征。

（2）不断优化 Al-Mg-Mn-Zr 铝合金金属粉末的成形工艺。主要通过对成形过程中缺陷的产生机制进行分析，具体包括熔池形貌、晶粒尺寸、晶界角度、位错、析出相等特征。

（3）研究在不同时效温度和时间下，选区激光熔化成形 Al-Mg-Mn-Zr 铝合金的微观组织和力学性能的变化，探究热处理后析出相，形态分布对力学性能的影响，观察断口形貌，分析断裂机理。

（4）研究选区激光熔化成形 Al-Mg-Mn-Zr 铝合金经过阳极氧化处理后的形貌特点，分析不同热处理制度对阳极氧化效果的影响程度。

第2章 实验材料、方法及设备

2.1 实验流程

本文研究路线如图 2-1 所示, 先对 Al-Mg-Mn-Zr 铝合金粉末做各种测试, 测试内容包括物理特性和化学特性; 然后从激光功率、扫描速度和扫描间距三个工艺方向去调整 SLM 成形 Al-Mg-Mn-Zr 铝合金的工艺, 通过观察成形试样件的金相测算致密度、显微组织和力学性能来确定最终打印工艺; 接下来研究不同热处理温度和时间对试样组织演变和力学性能影响的规律, 探讨具体的强化机制; 最后测试 SLM 成形 Al-Mg-Mn-Zr 铝合金试样经过阳极氧化加工后的效果, 通过外观评价、氧化膜性能测试等方法做出评估, 为 SLM 成形产品的应用提供发展方向。

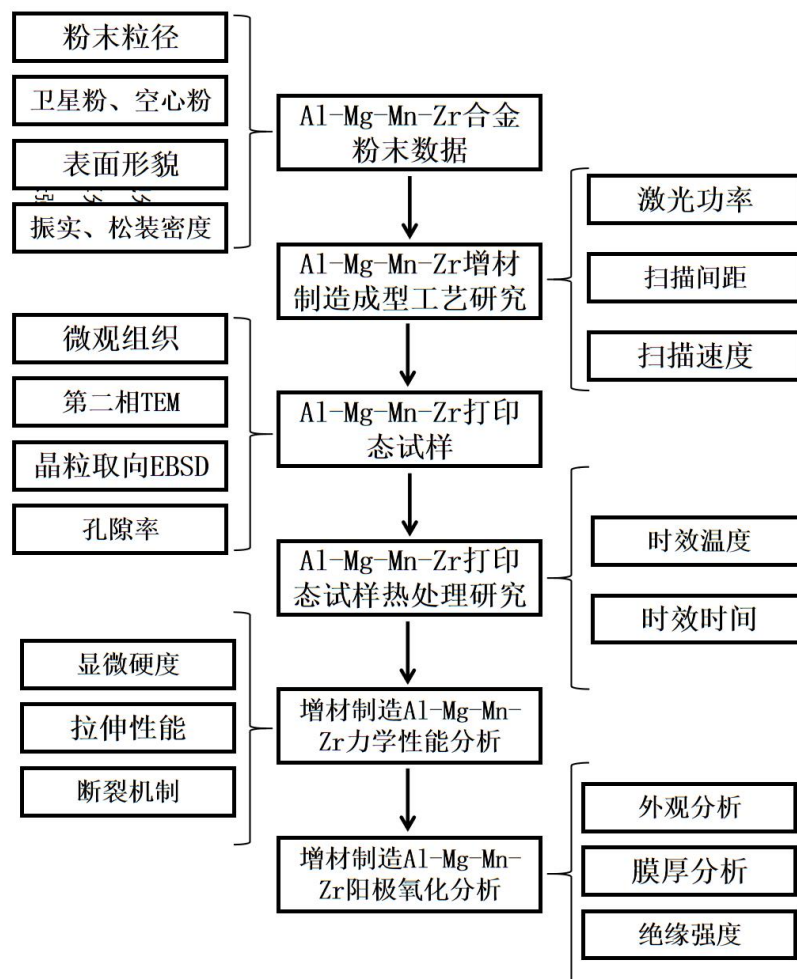


图 2-1 本文技术路线

2.2 Al-Mg-Mn-Zr 合金粉末

2.2.1 Al-Mg-Mn-Zr 合金粉末的制备

本实验选用安徽哈特三维科技有限公司生产的 Al-Mg-Mn-Zr 系铝合金粉末，该粉末采用先进的气雾化技术制备。其工艺原理为：在惰性气体保护环境，通过高温熔炼使金属合金达到熔融状态，熔体经导流系统进入雾化喷嘴。此时，高压气体（通常为氮气或氩气）以超声速喷射，将金属熔流破碎为微米级液滴。这些液滴在冷却介质中快速凝固，形成具有高球形度、尺寸分布集中的金属粉末。

气雾化技术^[52]相比传统制粉方法具有显著优势：粉末粒度可控性强，D50 值可稳定在 20-50 μm 区间；化学成分配比精确，元素偏析度小于 3%；生产效率提升 3-5 倍。特别适用于增材制造领域对粉末流动性、松装密度及成型性能的高标准要求。图 2-2 展示了该粉末的典型形貌特征，其卫星粉含量低于 5%，空心粉率小于 1%，充分验证了制备工艺的稳定性。



图 2-2 气雾化制粉设备

使用 ICP 对金属粉末及打印态试样的化学成分进行了测试（表 2-1）。由表可知，本研究用 Al-Mg-Mn-Zr 铝合金粉末化学成分中 Mg: 2.61%，Mn: 0.74%，Zr: 1.26%，其余为铝元素，表 2-1 可以看到 Al-Mg-Mn-Zr 的打印态样品化学成分中，Mg 元素的含量降低了 21%。这是由于 Mg 作为低沸点元素^[53]，SLM 技术利用高能量密度的激光束对铝合金粉末进行局部快速加热和熔化在这一过程中，激光与铝合金粉末的相互作用会导致 Mg 元素的挥发和烧损。添加 Mg 元素的作

用可以提高合金的耐腐蚀性含 Mg 的铝合金能够表现出更好的耐久性。在此基础上,还能对其流动性做一定程度改善,降低热裂倾向,进一步优化提高其铸造性能。

在铝合金合金化设计中,Zr 元素与 Mn 元素的复合添加展现出显著的协同效应。这两种元素通过形成 Al_3Zr 和 $\text{Al}_{12}\text{Mn}_2\text{Si}$ 等弥散相,有效钉扎晶界迁移,促进再结晶过程的细化,最终获得平均晶粒尺寸小于 $50\mu\text{m}$ 的超细晶组织。这种组织特征不仅使材料屈服强度提升约 20%,延伸率增加 15%以上,更显著改善了其热加工成型性能。

特别值得关注的是 Zr 元素的独特作用,其在基体中形成的 L_{12} 型有序结构能有效阻碍位错运动^[54],使材料在 300°C 高温下的屈服强度保持率仍超过 75%。这种热稳定性增强机制对于提升铝合金在高温服役环境下的结构完整性具有重要意义。通过调控 Zr/Mn 配比及热处理工艺,可实现材料强度与韧性的优化平衡,满足增材制造对粉末冶金铝合金的综合性能需求。

表 2-1 Al-Mg-Mn-Zr 合金的化学成分(wt.%)

测试材质	检测项目	Mg	Mn	Zr	Cu	Fe	C	Al
粉末	ICP 光谱分析	2.61	0.74	1.26	0.077	0.058	0.0188	余量
打印态	ICP 光谱分析	2.06	0.76	1.31	0.081	0.064	0.0146	余量

2.2.2 Al-Mg-Mn-Zr 合金粉末的物理性能

选区激光熔化技术对用到的金属粉末要求严格,具体内容包括粉末粒径、流动性、空心粉、卫星粉以及振实密度等方面,这些性能会影响铺粉的均匀性和打印效果。要掌握这些粉末信息就需要使用特定仪器对粉末特性进行测试。部分测试仪器如图 2-3 所示。

该粉末粒径分布结果如图 2-4 显示,主要分布在 $10\sim 65\mu\text{m}$ 。 $D_v(10)$ 、 $D_v(50)$ 、 $D_v(90)$ 分别为 $18.053\mu\text{m}$ 、 $31.068\mu\text{m}$ 、 $52.754\mu\text{m}$ 。使用 BT-1001 智能粉体物性测试仪测试粉末的振实密度、松装密度、休止角、崩溃角、和平板角数据(表 2-2)。使用 BT-1600 图像颗粒分析系统测试,球形度 0.906,卫星粉率 89.72%,空心粉率 0.12%。因此,该粉末符合增材制造的一般要求。

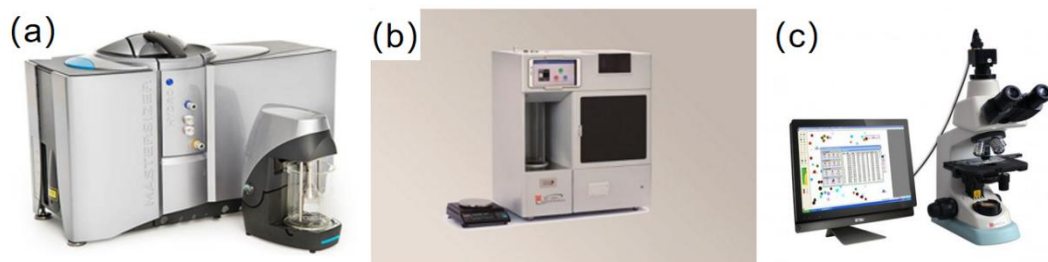


图 2-3 (a)Mastersizer3000E 激光粒径分析仪 (b)BT-1001 智能粉体物性测试仪 (c)BT-1600 图像颗粒分析系统

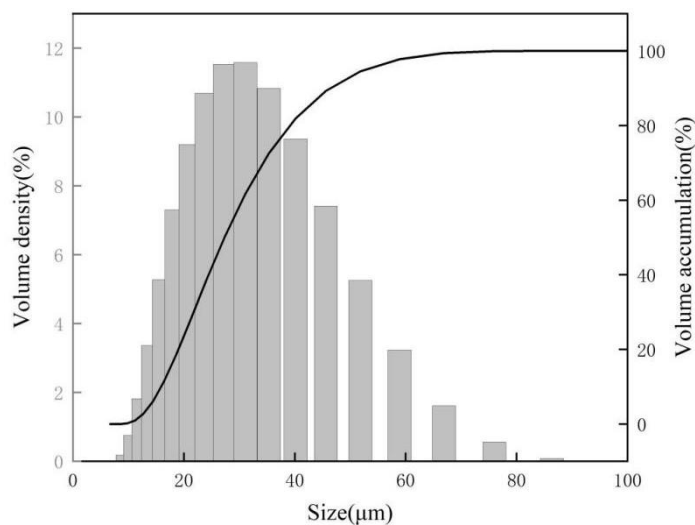


图 2-4 Al-Mg-Mn-Zr 合金粉末粒径分布图

表 2-2 Al-Mg-Mn-Zr 合金的物理特性

振实密度	松装密度	霍尔流速	休止角	崩溃角
1.70g/cm ³	1.47g/cm ³	102s/50g	37.75°	16.20°
平板角	碳含量	球形度	卫星粉率	空心粉率
57.86°	0.0188%	0.906	89.72%	0.12%

2.3 打印态样品的制备

如图 2-5(a), 本实验选用安徽哈特三维科技有限公司生产的 HT-300 型选区激光熔化 (SLM) 装备, 该设备配置了高性能 IPG 光纤激光器, 采用单激光光源设计, 额定功率达 $2 \times 500\text{W}$ 。激光束经光学系统聚焦后, 获得 $70\mu\text{m}$ 的焦点光

斑直径，确保激光与金属粉末的高效能量耦合。打印基板可以预热至 200℃，打印的铺粉层厚根据要求可以在 20-100 μm 之间调整。该设备集成先进的粉末铺展系统与气体保护模块，支持铝合金等活性金属的高质量成型，特别适用于复杂精密构件的增材制造。

首先在专用的切片软件上对需要打印的物品模型进行统一层厚切片，导入进打印机进行识别，激光在铺好的粉末床上根据切片软件数据进行选择性烧结，熔化的粉末与上一层打印层进行冶金融结合，通过层层堆叠形成最终打印件。整个成形过程在密闭的纯氩气保护环境下进行，氧气浓度低于 100ppm。

本次实验打印 15*15*15mm 小方块，60*10*10mm 长方体和 38*7mm 的圆饼模型，分别做力学性能、显微组织和阳极氧化测试。设备照片、打印舱室和成形模型如图 2-5 所示。

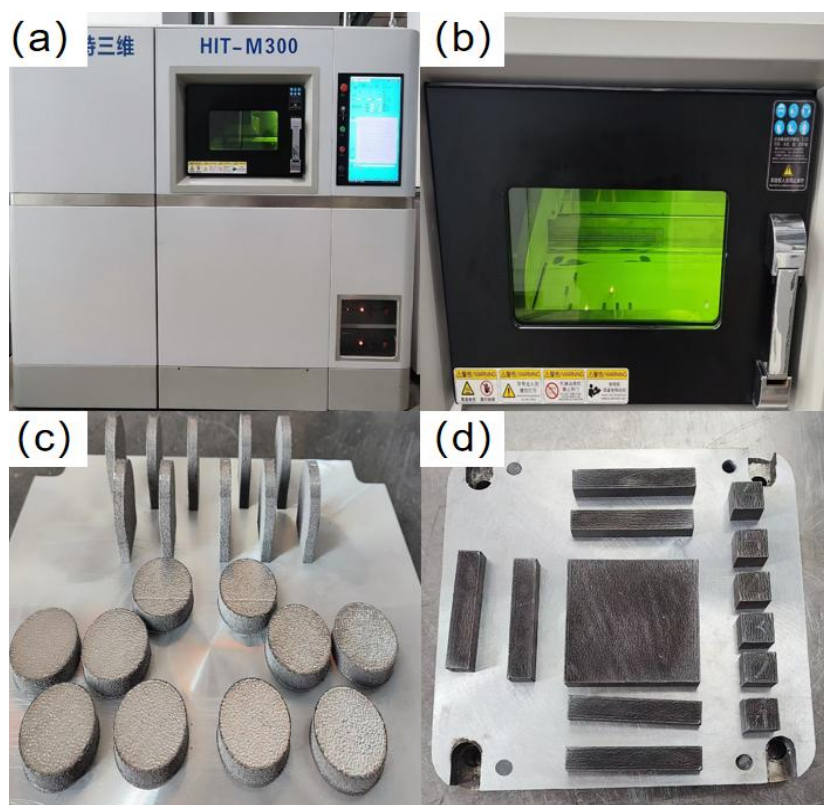


图 2-5 (a)HT-300 打印机 (b)打印舱室 (c)不同成型方式圆饼模型 (d)方块测试件模型

2.4 Al-Mg-Mn-Zr 合金工艺参数

通过优化打印工艺可以获得高致密度、低缺陷的打印件。在增材制造工艺优

化中,通过系统调控层厚、激光功率、扫描速度及扫描间距等关键参数,可实现对激光能量密度的精准控制。根据公式(2-1)所示,能量密度 E 由激光功率 P 、扫描速度 v 、层厚 h 及扫描间距 t 共同决定。

$$E = \frac{P}{v \cdot h \cdot t} \quad (2-1)$$

本次实验通过改变激光功率 P 、扫描速度和扫描间距的工艺,通过光学显微镜对样品缺陷进行分析,计算致密度不断循环调整,最终获得最优质密度。表 2-3 为不同工艺参数表。

表 2-3 SLM 30 μ m 成型工艺参数方案设计,能量密度根据公式 2-1 计算得出

Samp le	Laser power(W)	Scanning speed(mm·s ⁻¹)	Layer thickness(m m)	Hatch spacing(mm)	Energy density (J/mm ³)
A1	330	1300	0.03	0.08	105.7692308
A2	350	1300	0.03	0.08	112.1794872
A3	370	1300	0.03	0.08	118.5897436
A4	380	1300	0.03	0.08	121.7948718
A5	390	1300	0.03	0.08	125
A6	400	1300	0.03	0.08	128.2051282
A7	410	1300	0.03	0.08	131.4102564
A8	420	1300	0.03	0.08	134.6153846
B1	385	1250	30	0.055	186.6666667
B2	390	1300	30	0.06	166.6666667
B3	385	1300	30	0.065	151.8737673
B4	390	1300	30	0.065	153.8461538
B5	390	1300	30	0.07	142.8571429
B6	390	1300	30	0.08	125
B7	390	1300	30	0.09	111.1111111
B8	390	1300	30	0.1	100
B9	390	1300	30	0.11	90.90909091
C1	390	1000	30	0.08	162.5
C2	390	1100	30	0.08	147.7272727
C3	390	1200	30	0.08	135.4166667
C4	390	1300	30	0.08	125
C5	390	1400	30	0.08	116.0714286

为进一步探索热处理制度对 SLM 成形 Al-Mg-Mn-Zr 合金的显微形貌与力学性能的影响,本实验设置了 5 组时效热处理: 550℃保温 6h、400℃保温 6h、400℃保温 3h、400℃保温 1h 和 250℃保温 1h, 每组升温速率 5℃/s。热处理结束随炉冷却后,再将其对比打印态样品,旨在实验出可以获得最佳综合性能的热处理制

度。我们还分析具体的析出相和强化原理，研究热处理对合金性能影响的具体原因。

2.5 样品表征

2.5.1 光学显微镜分析

将 SLM 成形的 Al-Mg-Mn-Zr 合金 15*15*15mm 试样块通过线切割机器从基板上割下来，使用 200#砂纸磨掉 0.5mm 的量，让后用 800#、2000#和 5000#的砂纸逐个打磨，每次更换砂纸后，打磨方向掉转 90°，以磨掉上一个打磨痕迹为标准。然后在抛光绒布上配合 0.1 μ m 规格的金刚石悬浮液抛光打磨过的试样块，直至出现镜面效果。在室温下使用 Keller 试剂（蒸馏水：氢氟酸：盐酸：硝酸=95:1:1.5:2.5（体积比））对抛光部分腐蚀 80-90s，然后在酒精中进行超声清洗，随后立即用吹风机进行干燥。使用基恩士-VHX-5000 型光学显微镜观察经研磨抛光和腐蚀后的试样显微形貌。

2.5.2 扫描电子显微镜分析

使用 EM30AXP 型扫描电子显微镜（SEM）对经过磨抛和腐蚀后的试样组织进行观察，观察拉伸试样断口形貌，对阳极氧化后形成的氧化膜微观形貌进行分析观察，同时使用 SEM 设备自带的能谱扫描仪对磨抛后，腐蚀侯和阳极氧化后的试样进行元素种类和含量进行测量。

2.5.3 电子背散射衍射分析

使用带有电子背散射衍射系统(EBSD)的多功能型场发射扫描电子显微镜（Apreo2S）对样品微观结构进行分析，使用氩离子抛光，观察面为建造方向（Y-Z 方向），EBSD 分析步长为 100nm，在 5000 倍模式下分析。

2.5.4 透射电子显微镜分析

本实验采用 FEI Talos-F200S 型场发射透射电子显微镜进行微观组织观察，工作电压设定为 200kV。该设备集成高分辨透射电子显微（HRTEM）分析模块，

结合选区电子衍射 (SAED) 功能, 可在明场 (BF) 成像模式和高角环形暗场 (HAADF) 成像模式下工作, 分别获取晶格衍射衬度信息和原子序数衬度信息。

样品制备流程如下: 首先通过电火花线切割技术截取 1mm 厚度的原始样品, 经机械研磨至厚度小于 100 μ m 后, 使用 Gatan695 离子减薄仪进行最终减薄处理。离子减薄采用 5%高氯酸+95%甲醇的电解液配方, 工作参数为 5kV 加速电压、0.1mA 束流强度, 样品台倾斜角度保持 15°。选取成型方向显微组织中的细晶区制备电子透明样品, 确保分析区域具有代表性。

成分分析采用配备双硅漂移探测器 (SDD) 的 FEI Super-X®能量色散 X 射线光谱 (EDS) 系统, 该系统具备 0.45srad 的大角度采集能力, 可有效提升元素分析精度和效率。通过 HRTEM 与 EDS 的联合分析, 实现对材料微观结构与化学成分的精准确征。

2.5.5 X 射线衍射分析

使用德国 BRUKER 公司生产的 D8ADVANCE 多功能 X 射线衍射仪对 Al-Mg-Mn-Zr 原始粉末和打印态试样进行物相表征, 使用的靶材为铜靶材, 微区束斑 0.4 $\times$ 12mm, 扫描速率 4°/min, 步长 0.02°, 扫描角度囊括 10°-90°。

将所得衍射图谱对比 MDI Jade 软件中标准衍射峰和标准 PDF 卡片, 测定 Al-Mg-Mn-Zr 合金的物相组成。

2.6 Al-Mg-Mn-Zr 合金的性能分析

2.6.1 合金硬度测试

使用标准维氏硬度计, 用金刚石压头在试样抛光后的表面上施压 200g 的荷载, 持续 15s 进行保压, 通过软件对压痕进行分析得出最终维氏硬度, 总共测量五次取平均值。

2.6.2 合金拉伸性能测试

在模型设计软件上设计 80*10*10mm 形状的长方体试样, 通过 SLM 设备成对 Al-Mg-Mn-Zr 粉末进行打印, 得到所需的 Al-Mg-Mn-Zr 合金试样, 经过 CNC 加工成如图 2-6 所示尺寸的拉伸试样, 原始标距为 32mm, 直径为 6mm, 总长度

为 80mm。使用 HUT106AS 液压万能试验机，拉伸速率为 2mm/min，每种参数试验 3 次拉伸，取平均值。

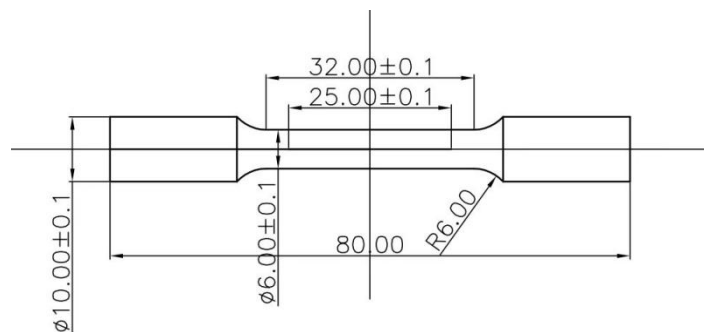


图 2-6 拉伸试样尺寸

2.6.3 合金阳极氧化工艺测试

将 SLM 成形的 Al-Mg-Mn-Zr 合金试样进行阳极氧化处理和热水封孔处理，并对阳极氧化后的氧化膜结构(形貌、厚度、颜色等)和性能做测试、分析，研究不同打印工艺和不同热处理工艺对阳极氧化效果的影响，不断优化各个环节工艺。

(1) 试样的制备

对打印直径 38mm，厚度 7mm 的 Al-Mg-Mn-Zr 合金圆饼试样进行 CNC 加工处理，将阳极氧化验证面去除 1mm 的余量，消除打印侧边轮廓的影响，再用自动磨抛机对圆饼试样进行研磨抛光；使用除油剂在常温至 45℃的环境下对圆饼试样进行 2~5min 的脱脂处理；用 PH 为 8-10 的去离子水对脱脂后的圆饼进行溢流清洁，过程持续 1~2min；清洗过后，对圆饼样品碱蚀处理 2~3min，碱蚀溶液为 5g/L NaOH 溶液，然后再次用去离子水同样的工艺进行水洗；最后用 68% 浓度的 HNO₃ 酸洗出光 30s，水温控制在常温至 35℃，之后再次用去离子水进行重复冲洗，干燥保存。

(2) 阳极氧化处理

试样制备完成后，将铝合金作为阳极，浸入含有电解液的电解槽中。槽中电解液为配置后的硫酸溶液，其中硫酸电解液由硫酸和去离子水混合而成，硫酸浓度为 210±10g/L。

在阳极氧化过程中，需要控制一系列关键参数以确保氧化膜的质量和性能。这些参数包括：电解液温度控制在 18±0.5℃，以保证电解反应的稳定进行；阳极电流密度控制在 1.3±0.1 安/分米²，以控制氧化膜的生成速度和厚度；槽中电压

保持在 14 ± 1 伏之间, 以提供足够的电解驱动力; 氧化时间一般为 30 ± 5 分钟, 以确保氧化膜的完整性和均匀性。

阳极氧化处理使铝合金表面生成厚度为 $6-11\mu\text{m}$ 的致密氧化铝膜层。该陶瓷膜层具有纳米级孔隙结构, 显著提升了基材的耐磨性能和耐腐蚀性能。同时, 氧化膜特有的多孔结构为后续着色处理提供了理想载体, 通过电解着色工艺可呈现金属光泽、哑光等多种装饰效果, 满足高端装备对材料功能性与美学设计的双重需求。

(3) 进行封闭处理

将阳极氧化后的铝合金浸入热水蒸气中或密封液中, 以封闭氧化膜上的微孔, 进一步提高其耐蚀性和密封性。封闭处理后的铝合金表面色泽均匀、美观, 且具有良好的使用性能。

第3章 Al-Mg-Mn-Zr 合金的 SLM 成形工艺优化

引言

SLM 成型技术通过精确控制激光功率 P 、扫描速度 v 、扫描间距 t 等工艺参数，可以实现对 Al-Mg-Mn-Zr 合金微观结构的精确调控。同时，SLM 成型技术相较于传统成型技术具有快速熔化和快速凝固的特征^[55]，可以进一步细化 Al-Mg-Mn-Zr 合金晶粒结构，提高材料的综合性能。通过不断优化打印工艺，减少孔隙、裂纹和球化等缺陷产生，提升打印零件的致密度、强度和韧性。主要成形工艺参数设定为：扫描速率为 1000mm/s~1400mm/s，激光功率为 310W~420W，扫描间距为 0.055mm~0.11mm 固定打印层厚度为 30 μ m，基板预热温度为 100 $^{\circ}$ C，相邻两层间扫描方向夹角为 67 $^{\circ}$ 。

3.1 激光功率对 Al-Mg-Mn-Zr 合金粉末 SLM 成型件致密度的影响

图 3-1 显示了固定扫描速度、扫描间距和铺粉层厚，扫描功率从 330W 到 420W 变化区间的金相图，图 3-2 为对应的熔池腐蚀图，图 3-3 显示了与 SLM 成型 Al-Mg-Mn-Zr 合金激光功率与金相致密度关系。当保持扫描速度、扫描间距及铺粉层厚等参数恒定时，金相分析结果显示，随着激光功率的逐步增加，成型件内部孔隙率呈现非线性增长趋势，导致材料相对致密度相应降低。当扫描速度 1300mm/s，扫描间距 0.08mm，铺粉厚度 0.03mm，激光功率 350W 时相对致密度最高，为 99.92%，当激光功率 390W 时相对致密度为 99.926%，在 390W 时，金相致密度最高，超过 390W 时会导致熔池的局部温度过高，使金属粉末过度熔化，形成较大的熔池。在增材制造过程中，熔池尺寸的控制至关重要。当熔池体积过大时，液态金属在表面张力作用下易产生飞溅^[56]现象，这不仅造成材料利用率下降，还会导致成型表面粗糙度增加。这种表面形貌的劣化会直接影响后续铺粉层的均匀性，降低成型精度。

同时，过高的激光功率会导致热影响区范围扩大，使材料经历更复杂的热循环过程。这种热作用会引起局部区域显微组织转变，导致材料力学性能呈现梯度

分布。此外，熔池内部剧烈的温度梯度会促进气孔和凝固裂纹的形成，最终造成成型件致密度下降。

当激光功率过低时，无法提供足够的、可完全熔化粉末的能量，导致层间或颗粒间未熔合，形成孔隙和缺陷，而且低功率下熔池较小且不稳定，难以有效填充孔隙，进一步降低致密度。

总的来看，激光功率过高可能引起过熔、气孔、裂纹和晶粒粗化，降低致密度和机械性能。激光功率过低会导致未熔合、孔隙和残余应力，同样降低致密度和机械性能。因此，选择一个合适的激光功率对于 SLM 成型而言至关重要，以确保铝合金的致密度和机械性能达到最优。

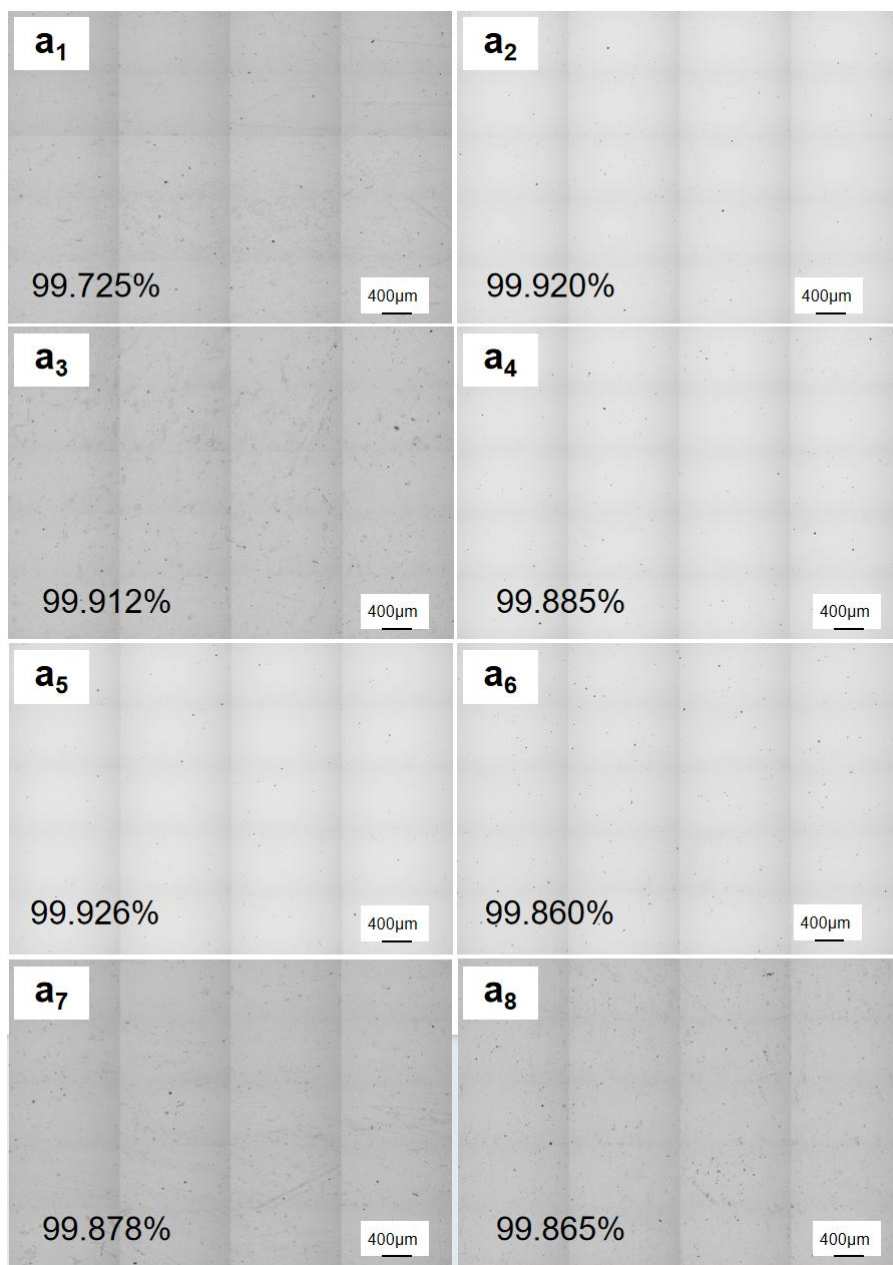


图 3-1 不同激光功率下样品横截面 OM 图 显微照片中标记的值代表相对密度
(a1)330W (a2)350W (a3)370W (a4)380W (a5)390W (a6)400W (a7)410W (a8)420W

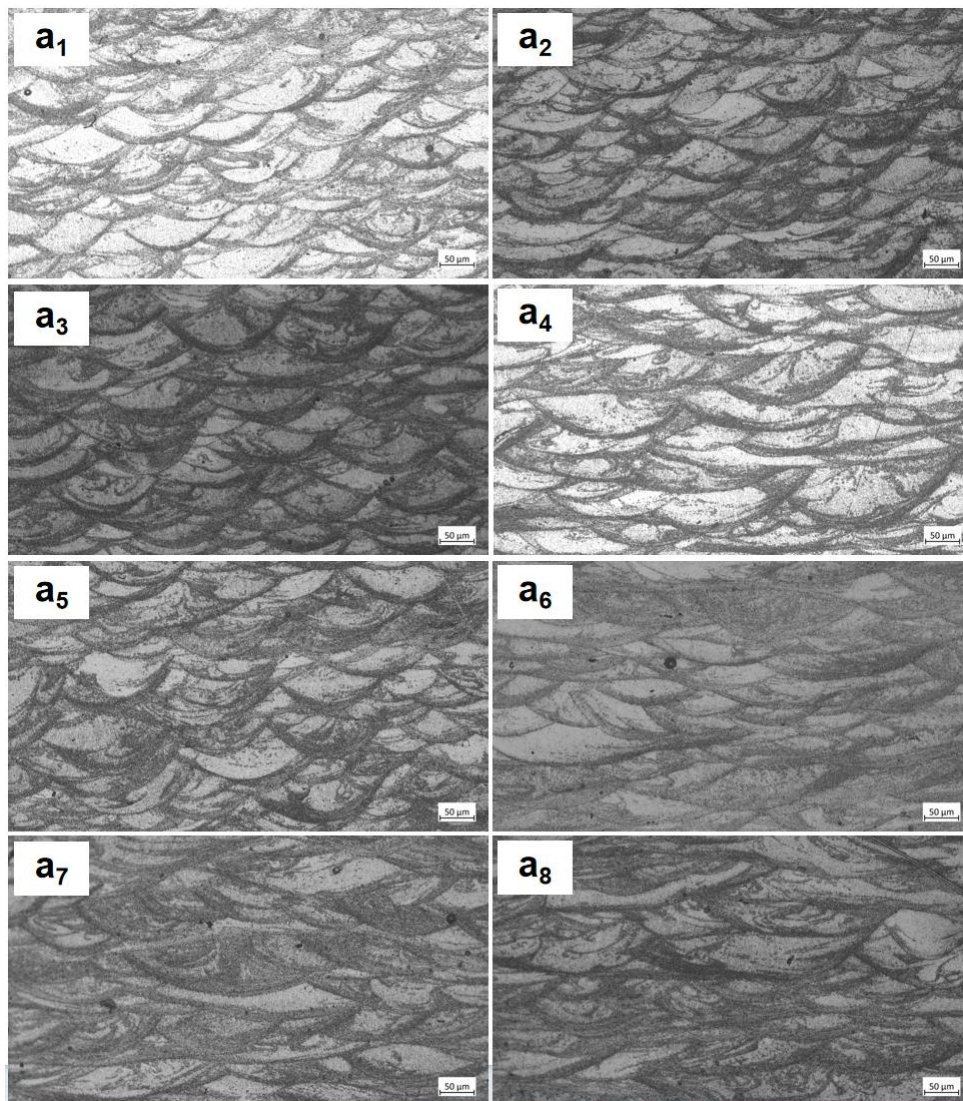


图 3-2 不同激光功率下样品横截面熔池腐蚀图

(a1)330W (a2)350W (a3)370W (a4)380W (a5)390W (a6)400W (a7)410W (a8)420W

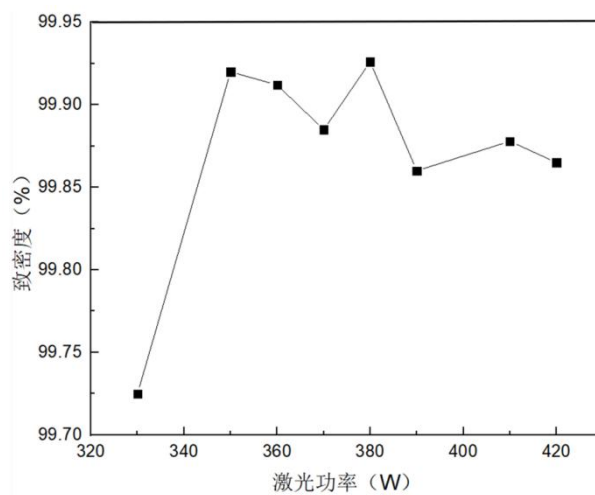


图 3-3 不同激光功率与相对致密度的关系

3.2 扫描间距对 Al-Mg-Mn-Zr 合金粉末 SLM 成型件致密度的影响

扫描间距通过控制激光能量密度分布机制、熔池重叠率机制和热影响区机制来影响打印的致密度。图 3-4 给出了不同扫描间距下 SLM 成型 Al-Mg-Mn-Zr 合金样品表面形貌金相图，固定激光功率 390W，扫描速度 1300mm/s，铺粉层厚 0.03mm 时，合金的相对致密度随着扫描间距的增加呈现先增大后减小的趋势。当扫描间距在 0.06mm 的时候，相对致密度达到 99.983%，近乎完全致密，此时的激光能量密度为 166.67J/mm³，图 3-5 为对应的熔池形貌，从熔池形貌上来看，熔池的重叠率达到 50%左右，有效保证熔池之间的连接，对相邻的熔池缺陷起到润湿填补的效果，能降低 Al-Mg-Mn-Zr 合金内部的缺陷。

在 SLM（选择性激光熔化）成型 Al-Mg-Mn-Zr 合金过程中，0.06mm 的扫描间距对熔池的微观结构及其性能有着显著影响。当扫描间距为 0.06mm 时，激光束的扫描路径更加密集，相邻熔道之间的重叠区域增加，这导致熔池的冷却速率和温度梯度发生变化，在熔池重叠区，相邻熔池被重熔的区域会促进细小的等轴晶和柱状晶的形成^[57]，这是由于较高的冷却速率和温度梯度促进了晶核的快速形核和生长。此外，密集的扫描路径还会增加熔池内部的残余应力，这是由于相邻熔道之间的热收缩不一致所导致的。

图 3-6 为扫描间距与相对致密度的关系图，扫描间距对致密度的影响分析是多层面的。首先，较低的扫描间距会导致熔池的宽度和深度增加^[58]，这是由于相邻熔道之间的热积累效应增强，使得熔池的热输入量增大，熔池的尺寸随之扩大。其次，密集的扫描路径会促进熔池内部的对流和传热过程，使得熔池内的温度分布更加均匀，从而减少气孔、裂纹等缺陷的形成。然而，当扫描间距调整到 0.055mm 时，会导致过度的热积累，使得熔池的温度过高，进而引发 Mg 元素蒸发，内部产生气孔等缺陷。而 0.06mm 的扫描间距虽然也会导致 Mg 元素烧毁将近 21%，但是此时的扫描间距对熔池的润湿性和重叠性可以有效释放出残存的气孔缺陷，提升致密度。因此，在 SLM 成型 Al-Mg-Mn-Zr 合金时，选择合适的扫描间距至关重要，既要保证熔池的微观组织均匀致密，又要避免过度的热积累和残余应力的产生，以获得具有优良力学性能和表面质量的成型件。

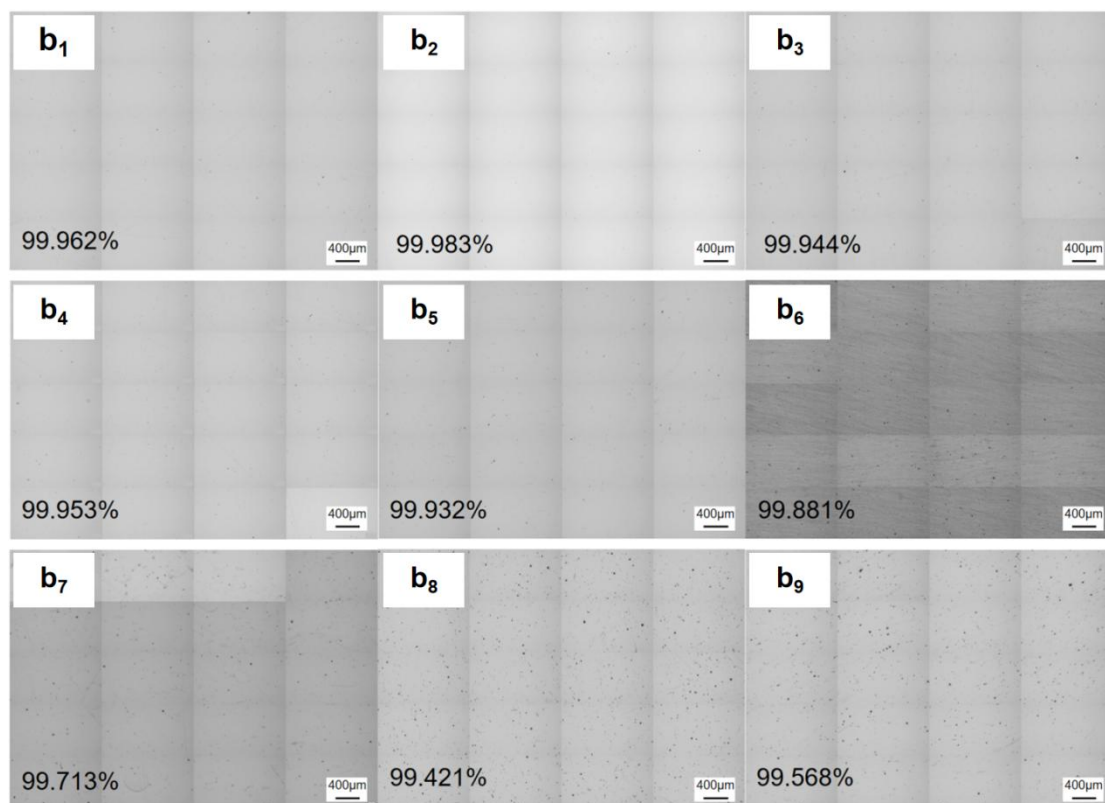


图 3-4 不同扫描间距与相对致密度的关系

(b1)0.055mm (b2)0.06mm (b3)0.065mm (b4)0.065mm (b5)0.07mm (b6)0.08mm (b7)0.09mm
(b8)0.1mm (b9)0.11mm

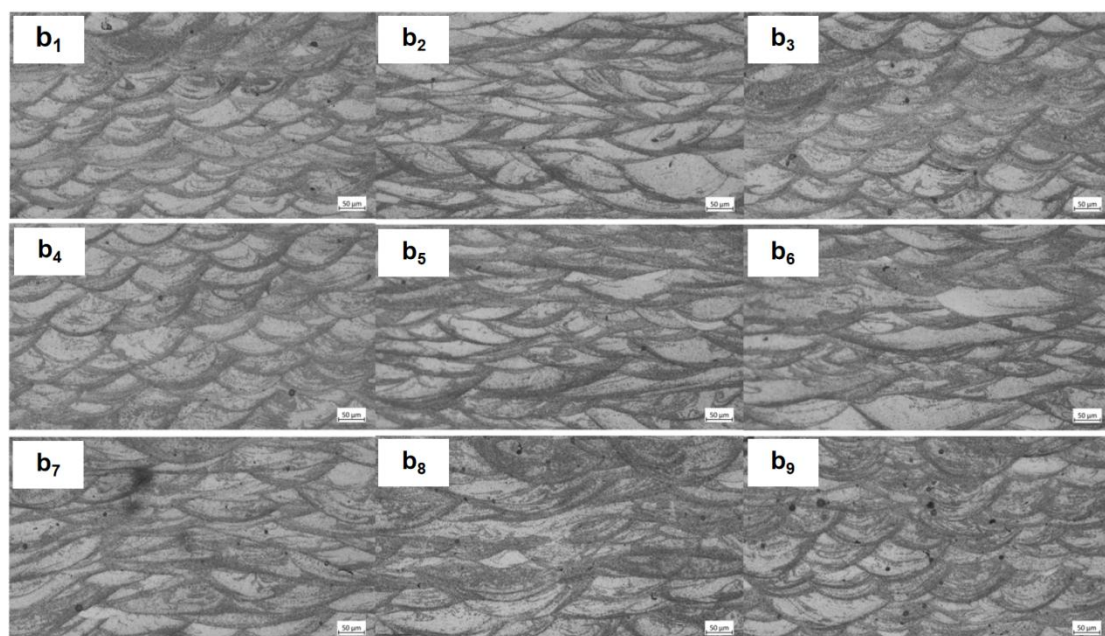


图 3-5 不同扫描间距下样品横截面熔池腐蚀图

(b1)0.055mm (b2)0.06mm (b3)0.065mm (b4)0.065mm (b5)0.07mm (b6)0.08mm (b7)0.09mm
(b8)0.1mm (b9)0.11mm

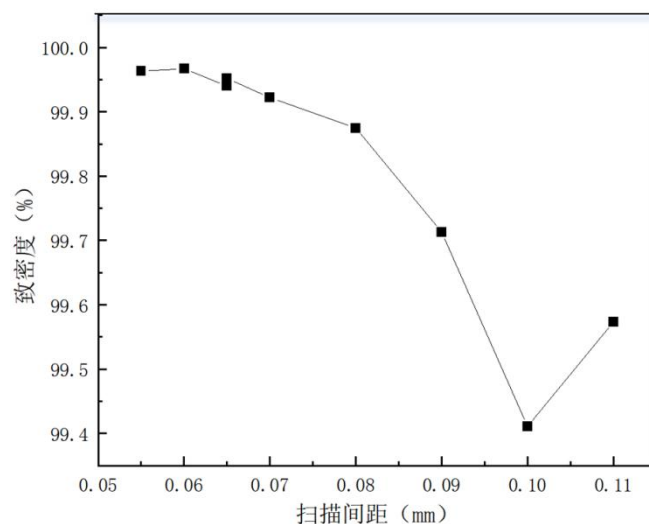


图 3-6 不同扫描间距与相对致密度的关系

3.3 扫描速率对 Al-Mg-Mn-Zr 合金粉末 SLM 成型件致密度的影响

图 3-7 给出了不同扫描速率下 SLM 成型 Al-Mg-Mn-Zr 合金样品的金相形貌图, 不同扫描速率的工艺下, 试样内部可以看到不同程度的孔隙缺陷。固定激光功率为 390W, 扫描间距 0.08mm, 铺粉层厚 0.03mm, 扫描速率区间为 1000~1400mm/s。其中扫描速率为 1000mm/s 时, 样品的金相存在少量孔隙, 致密度为 99.882%, 能量密度为 162J/mm³。在该能量密度下, Al-Mg-Mn-Zr 粉末可以完全熔化, 得到良好润湿性^[59]的金属液体, 铺展和流动性强, 使得打印时层与层之间的结合性更好。图 3-8 可以看到, 熔池深度较大, 能对上一层的打印面起到重熔效果, 能够有效填充微小的孔隙缺陷, 提高致密化程度。

图 3-9 展示了在固定激光功率条件下, 扫描速率与成型件相对致密度之间的关联规律。实验结果表明, 随着扫描速率从 1000mm/s 逐步提升至 1400mm/s, 致密度呈现先下降后上升的态势, 但所有测试样件的相对致密度均保持在 99.8% 以上。

从能量作用机制分析, 扫描速率直接决定了激光与粉末材料的相互作用时间。当扫描速率达到 1400mm/s 时, 激光能量密度降至临界阈值以下, 导致粉末颗粒间出现未熔合现象。此时, 熔池尺寸显著减小且存在时间缩短, 快速凝固过程产生的温度梯度诱发较高残余应力。同时, 熔池内部液态金属的对流效应减弱, 气体产物难以有效逸出, 最终在凝固组织中形成封闭气孔缺陷。这种缺陷形态会

显著降低材料的疲劳性能，需在工艺优化中予以重点关注。

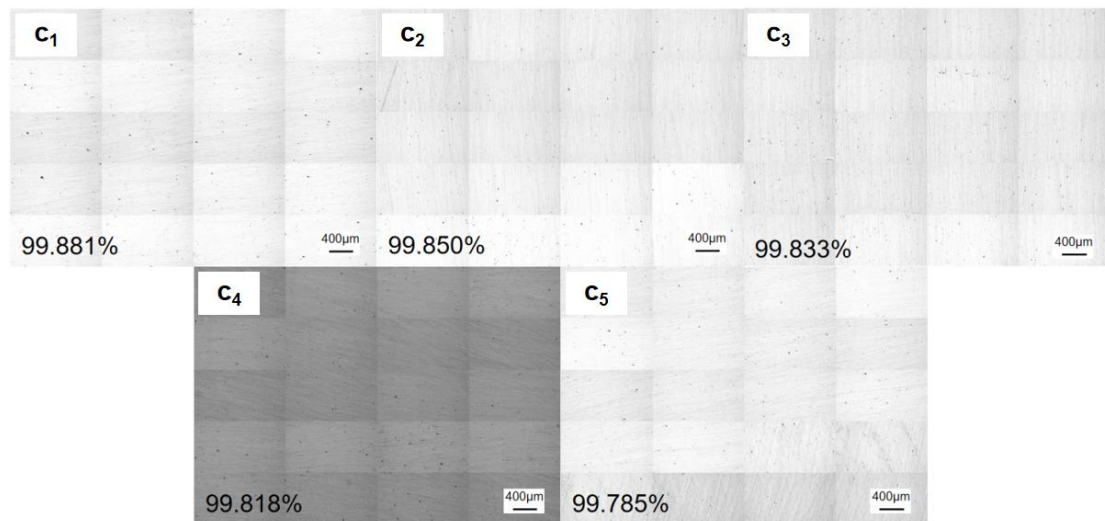


图 3-7 不同扫描速度与相对致密度的关系

(c1)1000mm/s (c2)1100mm/s (c3)1200mm/s (c4)1300mm/s (c5)1400mm/s

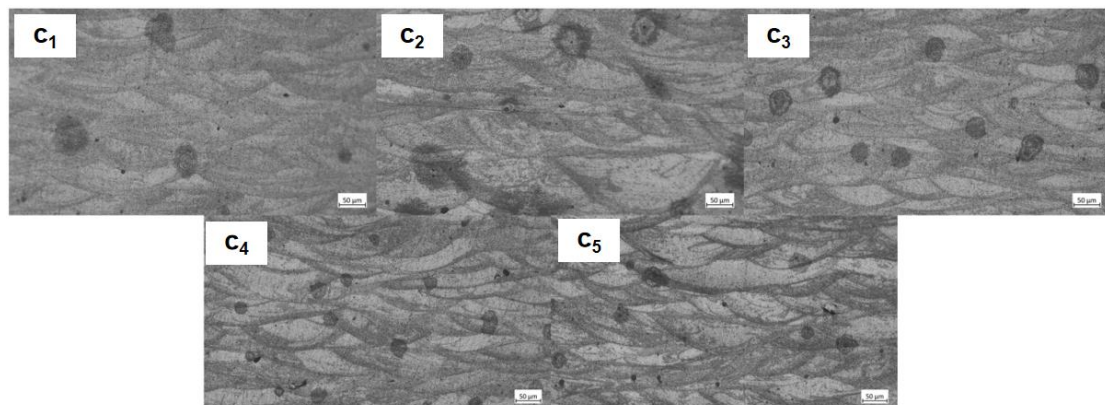


图 3-8 不同扫描速度下样品横截面熔池腐蚀图

(c1)1000mm/s (c2)1100mm/s (c3)1200mm/s (c4)1300mm/s (c5)1400mm/s

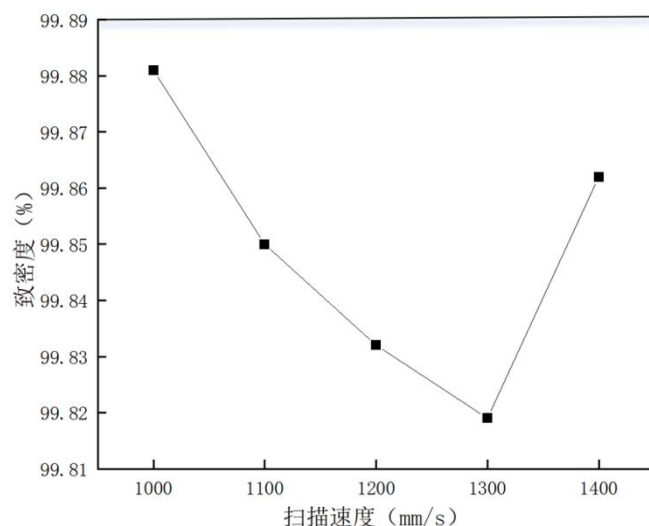


图 3-9 不同扫描速度与相对致密度的关系

图 3-10 给出了增材制造在不同工艺条件下得到的致密度随着体能量密度 (E) 的变化规律。结果显示, 在 $\geq 100\text{J/mm}^3$ 和 $\leq 190\text{J/mm}^3$ 的能量密度范围内, 可获得高于 99.8% 的致密度。可以看出, 随着能量密度的升高, 致密度先增加后减小, 当能量密度在 $110\text{--}190\text{J/mm}^3$ (红色方框内), 获得了致密度更高的试样, 相应致密度高达 99.8% 以上。能量密度过高或过低都不利于成形高致密度的样品, 相比几乎致密的试样 (B2), 高的激光功率和低的扫描间距 (B1) 得到高能量密度。当激光功率较高时, 激光与材料相互作用产生的冲击波效应显著增强。同时, 成型腔内循环保护气体的流动形态与激光诱导的蒸汽反冲力形成耦合作用, 导致熔池内部产生剧烈的对流运动。这种强烈扰动不仅造成液态金属飞溅, 还导致熔池表面形态失稳。

熔池动力学行为的改变直接影响了孔隙缺陷的形成机制。在表面张力^[60]主导作用下, 液态金属内部的气体包裹物倾向于形成球形或椭球形的封闭孔隙。当工艺参数组合偏离最优窗口时, 如采用低激光功率配合大扫描间距 (B9), 激光能量密度将显著降低。这种低能量输入状态导致粉末颗粒间熔融不充分, 层间结合强度不足, 产生典型的球化现象。未充分熔融的颗粒在激光束气流扰动下脱离基体, 不仅造成材料损失, 更会在后续铺粉层中引入未熔合缺陷, 严重降低成型件的整体质量。

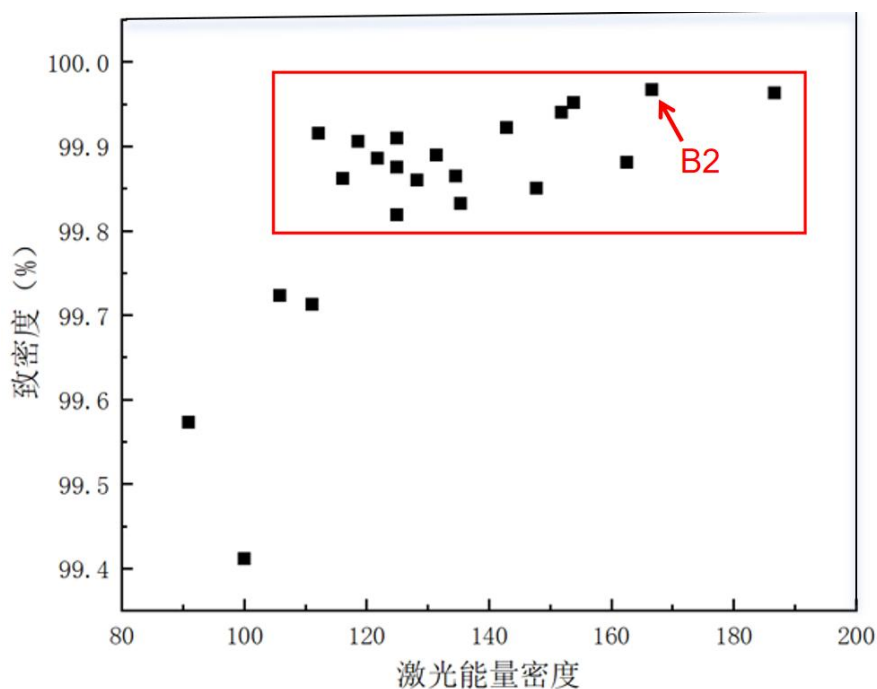


图 3-10 成型工艺激光能量密度与相对致密度的关系

3.4 本章小结

本章通过优化选区激光熔化（SLM）成型工艺参数，研究了激光功率、扫描间距和扫描速率对 Al-Mg-Mn-Zr 合金致密度和微观结构的影响，得出以下结论：

（1）激光功率对致密度的影响：激光功率过高或过低均会降低合金的致密度。过高功率（如 410W）会导致熔池温度过高，引发金属飞溅和气孔缺陷；而过低功率则会导致粉末未完全熔化，形成孔隙。实验表明，激光功率为 390W 时，致密度达到 99.926%，为最优值。

（2）扫描间距对致密度的影响：扫描间距通过影响熔池重叠率和热积累效应来调控致密度。当扫描间距为 0.06mm 时，熔池重叠率适中，致密度达到 99.983%，近乎完全致密。过小的扫描间距（如 0.055mm）会导致热积累过度，引发 Mg 元素蒸发和气孔缺陷。

（3）扫描速率对致密度的影响：扫描速率影响能量输入密度和熔池冷却速率。较低扫描速率（如 1000mm/s）下，能量密度适中，熔池润湿性好，致密度达 99.882%；而较高扫描速率（如 1400mm/s）则因能量密度不足，导致未熔合缺陷和气孔增多。实验表明，能量密度在 110-190J/mm³ 范围内可获得高于 99.8% 的致密度。

第 4 章 SLM 成型 Al-Mg-Mn-Zr 微观组织与力学性能

4.1 化学成分和相的构成

SLM 成型 Al-Mg-Mn-Zr 合金试样成分分析（表 4-1）显示，Mg 元素略有烧损，其他成分几乎不变。这是由于 Mg 的沸点较低（约 1090℃），在 SLM 过程中，激光高温可能导致 Mg 蒸发，SLM 成型采用较高的激光功率（390W）和较低的扫描间距（0.06mm），与熔池作用的能量密度较高。如图 4-1 为粉末及 SLM 成型 Al-Mg-Mn-Zr 合金试样的 XRD 图谱。使用 JADE 软件进行标定，发现合金含有一定量的 Zr 元素，因此图谱中出现了 Al 和 Al₃Zr 的典型衍射峰，这也是 Al-Zr 合金中常有的相。

SLM 成型 Al-Mg-Mn-Zr 合金材料共晶反应^[61]过程为 $\alpha\text{Al}+\beta\rightarrow\text{Al}_3\text{Zr}$ ，随着温度的降低，Zr 在 Al 基体中的溶解度降低。选区激光熔化（SLM）技术特有的快速凝固特性显著影响了 Zr 元素的分布状态。在成形过程中，部分 Zr 原子与 Al 基体发生共晶反应，形成纳米尺度初生相。剩余 Zr 元素则以过饱和状态固溶于 $\alpha\text{-Al}$ 晶格间隙，形成非平衡态固溶体。这种特殊的元素分布为后续热处理提供了强化潜力，在热处理加热阶段，过饱和固溶体中的 Zr 元素通过扩散机制重新排列，形成均匀分布的次生纳米粒子。这些弥散分布的硬质颗粒有效阻碍位错运动，产生显著的沉淀强化效果，使材料屈服强度提升约 15-20%，同时保持良好的塑性变形能力。

表 4-1 Al-Mg-Mn-Zr 合金粉末和 SLM 成型试样化学成分

状态	测试项目	Cu	Fe	Mg	Mn	Zr	Al
粉末	ICP 光谱 分析	<0.05	<0.2	2.61	0.74	1.26	余量
试样块	ICP 光谱 分析	<0.05	<0.15	2.06	0.76	1.31	余量

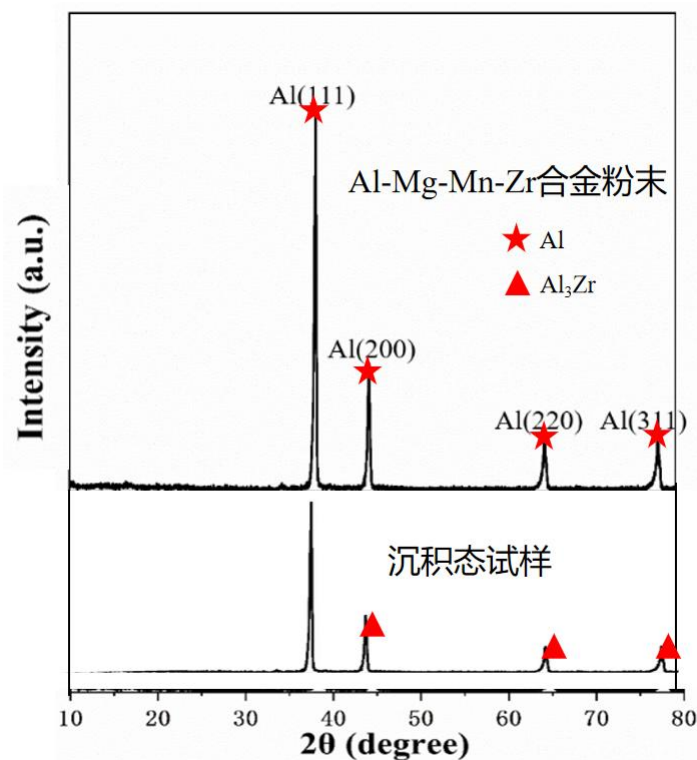


图 4-1 Al-Mg-Mn-Zr 合金粉末和试样 XRD 图

本研究对雾化制备的 Al-Mg-Mn-Sc-Zr 合金粉末进行微观成分分析，其能谱检测结果如图 4-2 所示。通过扫描电子显微镜搭载的能谱仪（SEM-EDS）实施面扫描分析，结果表明各合金元素在粉末颗粒内部呈现均匀分布状态。这得益于先进的熔炼工艺与雾化制粉技术的协同作用，在快速凝固过程中有效抑制了金属间化合物的析出，使合金元素以过饱和固溶体形式均匀固溶于基体晶格中。这种特殊的元素分布状态为后续 SLM 成形过程中的组织调控提供了有利条件。

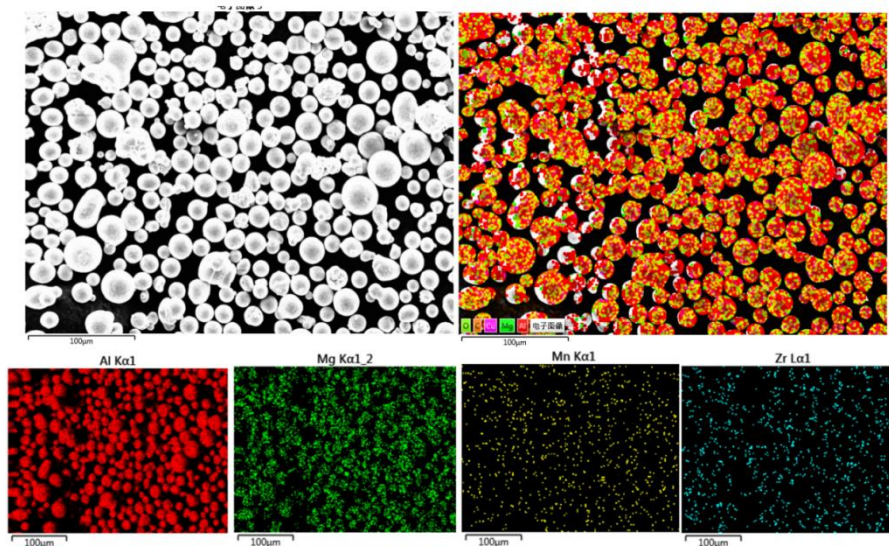


图 4-2 Al-Mg-Mn-Zr 合金粉末 SEM-EDS 图谱

4.2 第二相与晶粒取向分析

为研究 SLM 成型 Al-Mg-Mn-Zr 合金的非平衡凝固行为及热裂倾向, 采用 Pandat 软件基于 CALPHAD 方法进行了热力学计算和凝固模拟。如图 4-3 和 4-4 所示, 通过 Scheil^[62]凝固模型模拟了合金在快速冷却条件下的非平衡凝固过程, 分析了凝固路径、相组成及热裂倾向。结果表明, Al-Mg-Mn-Zr 合金在凝固过程中首先析出 α -Al 初生相, 随后在晶界处形成 $\text{Al}_6(\text{Mn,Fe})$ 和 Al_3Zr 等金属间化合物。随着凝固的进行, 残余液相中 Mg 元素富集, 最终形成低熔点共晶相^[63](如 Al-Mg 共晶)。凝固温度区间 (Free zing Range) 较宽, 表明合金在 SLM 成型过程中存在一定程度的热裂倾向。此外, 通过热裂倾向图分析发现, 合金在凝固后期的脆性温度区间较宽, 佐证了其具有一定程度的热裂敏感性。为降低热裂倾向, 需要控制 Mg 和 Mn 的含量, 缩减凝固温度区间。

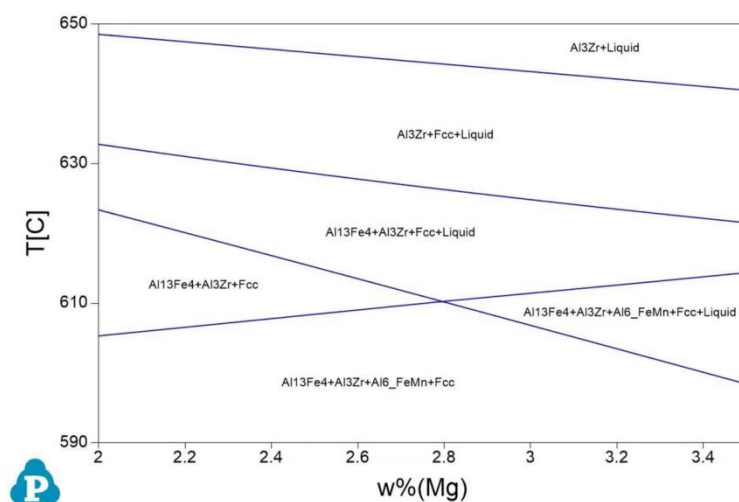


图 4-3 Al-Mg-Mn-Zr 合金非平衡凝固相图

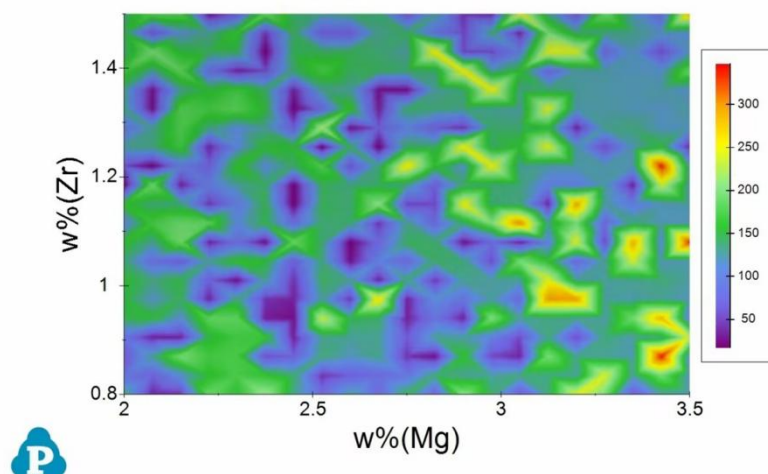


图 4-4 Al-Mg-Mn-Zr 合金热裂倾向分析图

选区激光熔化（SLM）技术独特的快速凝固特性（冷却速率达 106-108 K/s）显著影响了熔池的结晶行为。在熔池凝固初期，边界区域优先形核，极高的冷却速度限制了晶粒的充分生长，促使大量细小等轴晶的形成。如图 4-5 所示，随着凝固过程的推进，柱状晶沿熔池内部择优生长，形成典型的柱状晶区。晶体学分析表明， $\langle 001 \rangle$ 取向的晶粒因具有最低的表面能，在热梯度方向（即最大热流方向）呈现竞争优势，其生长前沿可贯穿整个熔池深度。

值得注意的是，在 SLM 成形态合金的晶界处观察到密集的初生 $\text{Al}_3(\text{Sc}_x, \text{Zr}_{1-x})$ 相粒子。这些纳米级第二相通过 Zener 钉扎机制有效阻碍晶界迁移，将平均晶粒尺寸控制在亚微米尺度（ $<1\mu\text{m}$ ），显著提升了材料的强度性能。这种独特的微观组织特征是 SLM 成形铝合金区别于传统铸造材料的重要优势之一。

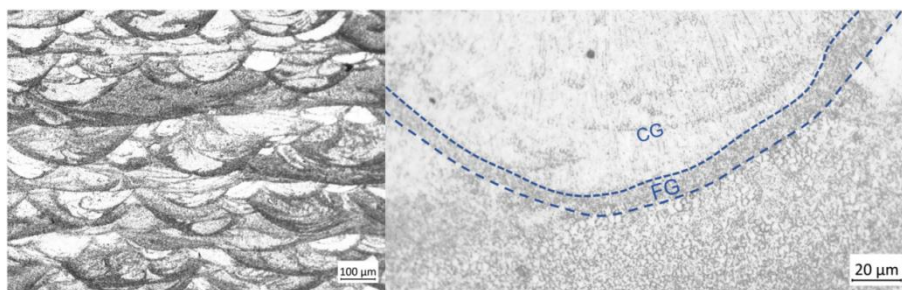


图 4-5 Al-Mg-Mn-Zr 合金沿着成形方向的组织 OM 图和 SEM 图

图 4-6 为 SLM 成形 Al-Mg-Mn-Zr 合金经过 400°C 保温 6 小时后的 STEM-HAADF 图及其能谱图，通过高角度环形暗场（HAADF）分析得到了不同合金元素的分布情况。

由于 SLM 工艺的冷却速度极快，Mn 和 Mg 更易于在晶界处析出，除此之外

还能观察到部分 Sc 和 Zr 元素于晶界处的析出, 可以看到 Sc 和 Zr 的析出位置也是几乎完全一致的, 因此推测该位置所存在的第二相为 $\text{Al}_3(\text{Sc}_x, \text{Zr}_{1-x})$ 相。这些初生 $\text{Al}_3(\text{Sc}_x, \text{Zr}_{1-x})$ 的形成主要是由于 Sc 原子对 Al_3Zr 的取代所生成, 于晶界处析出的 $\text{Al}_3(\text{Sc}_x, \text{Zr}_{1-x})$ 粒子会通过钉扎作用^[64]抑制变形过程中带来的位错运动, 从而带来合金力学性能的提高。

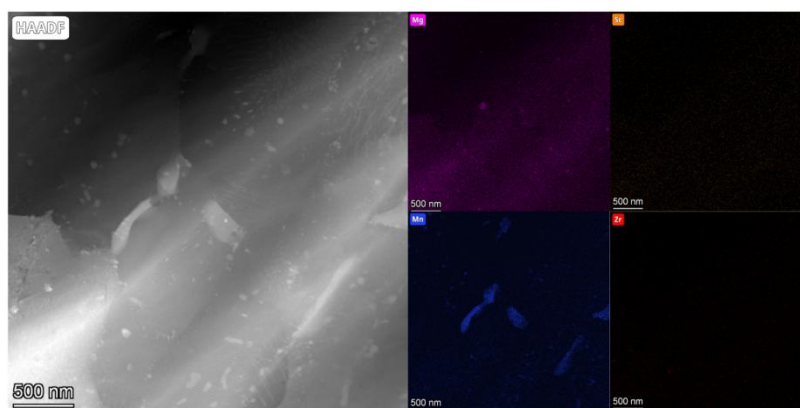


图 4-6. SLM 成形 Al-Mg-Mn-Zr 材料的 STEM-HAADF 图像以及主要组成元素 (Al, Mg, Mn, 和 Zr) 的对应 EDX 能谱。

图 4-7 所示为 SLM 成形 Al-Mg-Sc 合金柱状晶的 STEM-HAADF 图及其能谱分析结果如图所示。其中, Mg 元素在晶粒内部和外部均有部分 Mg 元素的聚集, 这可能是含有 Mg 元素的尖晶石颗粒^[65]。

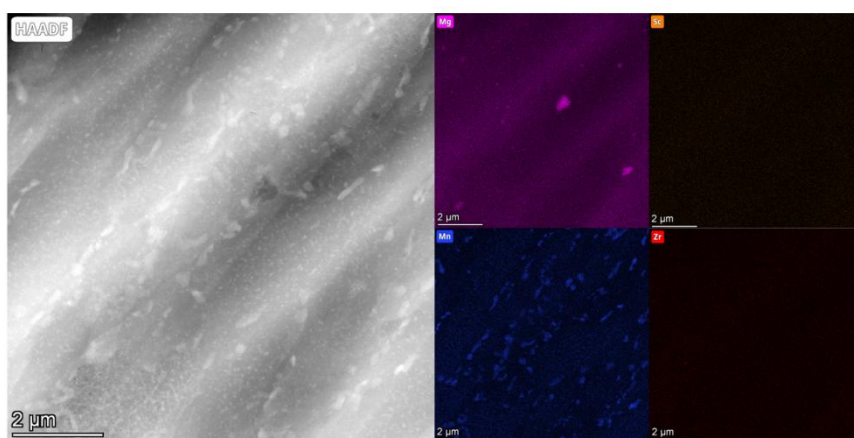


图 4-7. SLM 成形 Al-Mg-Mn-Zr 材料的 STEM-HAADF 图像以及主要组成元素 (Al, Mg, Mn, 和 Zr) 的对应 EDX 能谱。

图 4-8 是工艺参数 390W, 扫描间距 0.06mm, 扫描速度 1300mm 时, SLM 成形 Al-Mg-Mn-Zr 合金堆积面 SEM-EDS 图。SLM 成形 Al-Mg-Mn-Zr 合金具有独特的扇形熔池, 即粗晶区和细晶区交替的晶粒组织特征, 这在上文中已有所提

及。根据图中对打印成形试样进行的能谱面扫，并未发现明显的 Zr 的元素聚集，可能 Zr 以固溶体形式存在 Al 基体中。

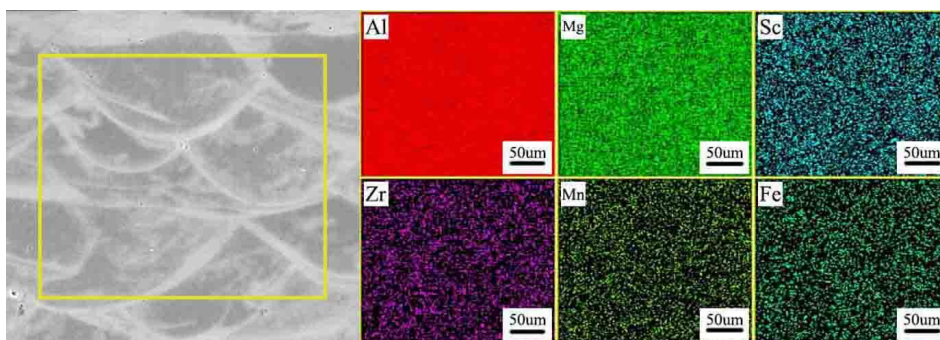


图 4-8 Al-Mg-Mn-Zr 合金 SEM-EDS 面扫描

下图 4-9 是激光功率 390W，扫描速度 1300mm/s，扫描间距 0.06mm 的 SLM 成形 Al-Mg-Mn-Zr 合金的反极图极图和 EBSD 图，图中的颜色分布代表试样在成形方向上的最大织构指数、织构强弱、应力数值和晶粒取向。SLM 合金中织构的形成机制主要取决于易生长方向、构筑方向和择优取向(面心立方晶体为 100)之间的关系。图 4-13(a)中的织构显示在(100)处的最大强度为 5.68，反极图织构显示在(001)处的最大强度为 4.38。这种织构是由 67° ^[66]旋转引起的连续层内熔池中心不重叠和温度梯度影响下平行于成形方向的柱状胞晶生长引起的。SLM 过程中的最大冷却速度产生较大的温度梯度，局部冷却速度导致不同的形貌显微组织。柱状晶粒平行于成形方向生长，因为它们对应于最大温度梯度的方向。柱状晶区在构筑方向上表现出典型的晶粒取向，在(100)方向上晶粒取向一致。由此可见，在 SLM 制备的合金中，晶体的择优取向与熔池边界垂直，这将使材料的力学性能出现各向异性^[67]。

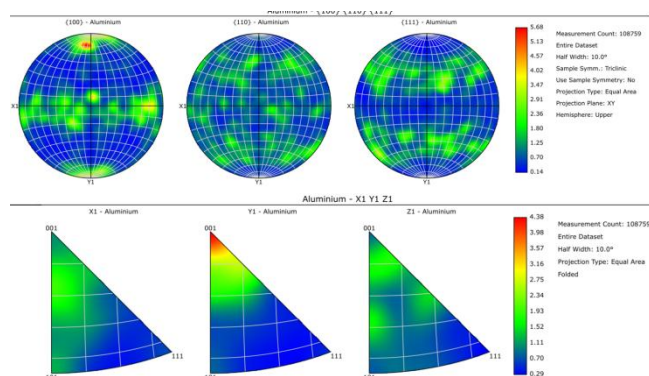


图 4-9 Al-Mg-Mn-Zr 合金极图和反极图

如图 4-10(a)，SLM 过程中，激光束快速扫描和熔化金属粉末，熔池在极短的时间内经历快速冷却和凝固。熔池边界远离熔池中心，根据熔池的温度梯度来

看，熔池边界冷却速度更快，晶粒来不及长大，导致晶粒分布形态为熔池边缘区域为细小的等轴晶，其他区域为粗大等轴晶。细晶区由于晶粒细小，冷却速率更快，导致局部温度梯度更大，从而产生较大的热应力，非均匀的冷却和收缩行为使得细晶区与其他区域（如粗晶区）之间产生应力集中。而且细晶区的晶粒尺寸较小，晶界密度较高，晶界对位错运动的阻碍作用更强。从图中可以看到细晶区存在一下 Al_6Mn 的相，如图 4-10(b)，这些相的体积变化与基体不一致，也会使得晶界间存在残余应力^[68]。

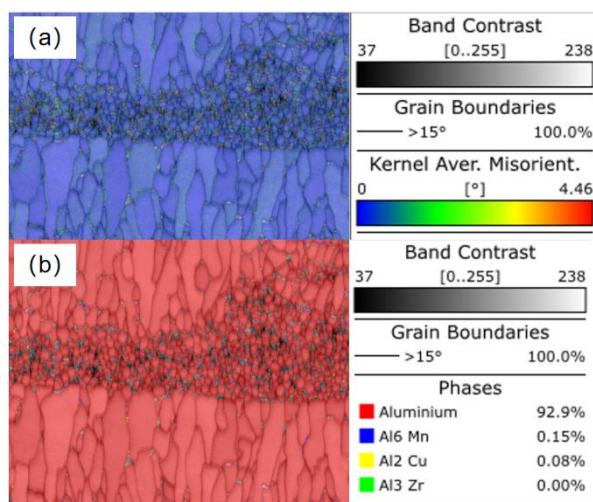


图 4-10 Al-Mg-Mn-Zr 合金 EBSD 应力分布图和第二相分布图

图 4-11 可以看到合金在 SLM 过程中，熔池内的温度梯度方向通常与热流方向一致，即从熔池底部向顶部延伸， Al_3Zr 倾向于沿温度梯度方向析出，形成柱状或针状结构，在柱状晶区，第二相通常沿柱状晶的生长方向 $\langle 001 \rangle$ 方向分布，与 $\alpha\text{-Al}$ 基体的生长方向一致。

第二相的取向分布对 SLM 成形 Al-Mg-Mn-Zr 合金的力学性能和微观组织稳定性具有重要影响，第二相在晶界处析出，能够阻碍晶界迁移，提高材料的强度和硬度，纳米级第二相（如 $\text{Al}_3(\text{Sc}_x, \text{Zr}_{1-x})$ ）在晶内均匀分布，能够钉扎位错^[69]，提高材料的屈服强度和抗拉强度，第二相与基体的取向关系会影响材料的各向异性，沿特定方向如 $\langle 001 \rangle$ 方向的强化效果更显著。

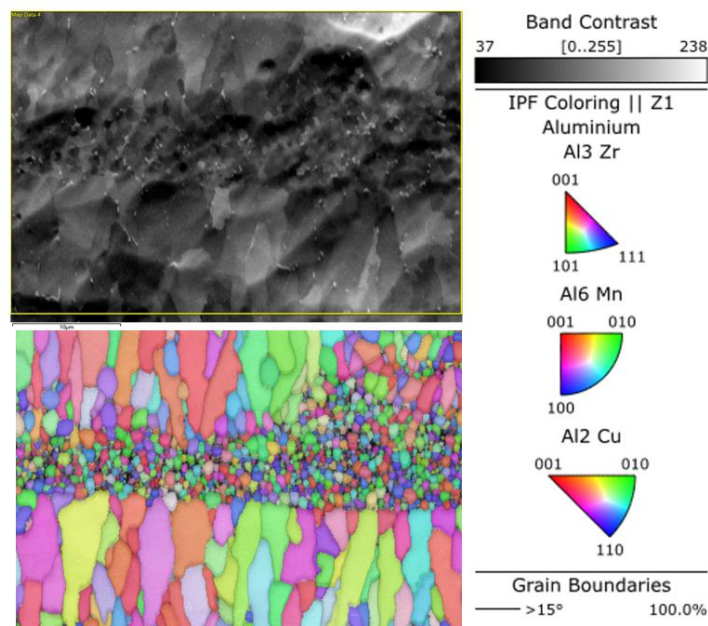


图 4-11 第二相在熔池内部生长取向图

4.3 显微硬度

4.3.1 不同工艺参数 SLM 成形合金试样硬度分析

将不同激光功率、扫描间距和扫描速率下 SLM 成形 Al-Mg-Mn-Zr 合金试样进行硬度测试。结果如图 4-12 所示，总体而言，硬度的分布特征与相对密度分布一致。SLM 制备的 Al-Mg-Mn-Zr 合金的硬度在 74~87HV 范围内。在相同的扫描速度和扫描间距下，合金的硬度随着激光功率的增加而降低，当激光功率和扫描间距恒定时，合金硬度随着扫描速率的增加呈现先上升后下降的趋势。如图 4-13，在相同的激光功率和扫描速度下，合金硬度随着扫描间距的增大呈现先增大后减小的趋势。

如图 4-14，当激光功率和扫描间距恒定时，合金硬度随着扫描速率的增加呈现先下降后上升的趋势。由于 SLM 独特的工艺，快速冷却获得了很大的温度梯度，不仅形成了非常细小的晶粒，而且大大提高了 Mg、Sc、Zr 等元素在基体中的固溶度，有效增加了合金元素的固溶强化效果。从图中可以看出，SLM 制备的 Al-Mg-Mn-Zr 合金的硬度在激光功率为 390W，扫描间距为 0.06mm，扫描速度为 1300mm/s 时达到峰值，约为 86.1HV，随着扫描间距的适当减小，单位面积金属粉末获得的激光能量越高，熔池熔化效果较好，熔池间搭接率增加。在接下

来的重熔过程中，液态金属具有良好的流动性来填充微孔等缺陷，密度和硬度相对更高。

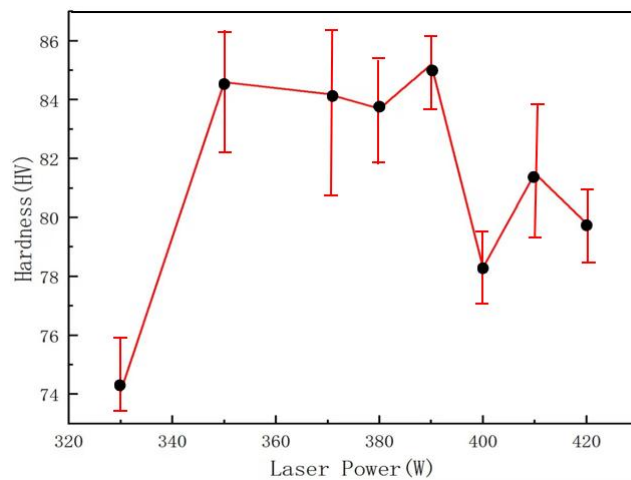


图 4-12 不同激光功率下 Al-Mg-Mn-Zr 合金平均硬度

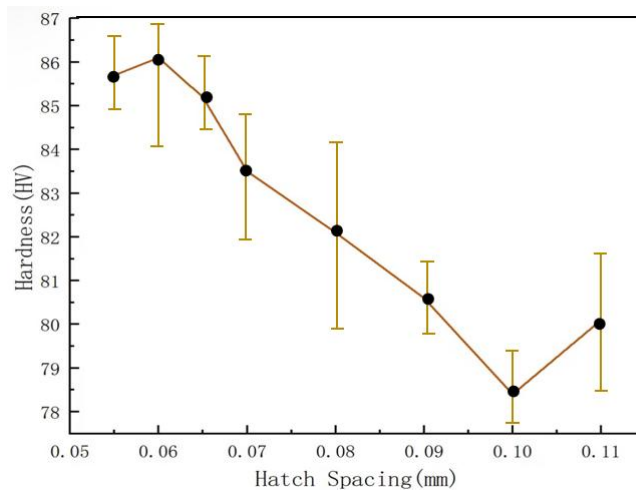


图 4-13 不同扫描间距下 Al-Mg-Mn-Zr 合金平均硬度

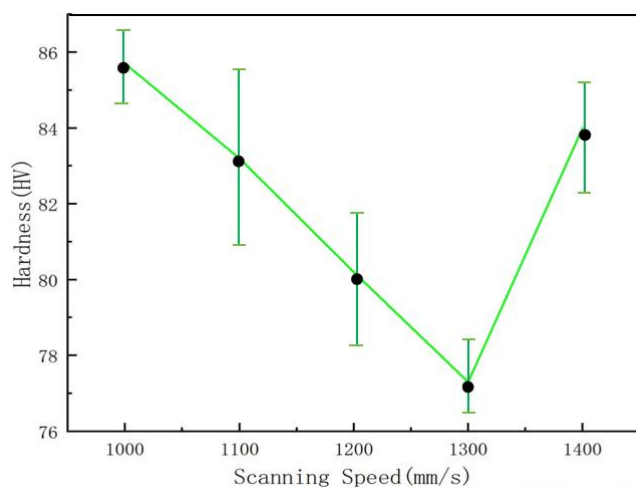


图 4-14 不同扫描速度下 Al-Mg-Mn-Zr 合金平均硬度

4.3.2 时效处理后 Al-Mg-Mn-Zr 合金硬度

本节研究了不同时效温度对 SLM 成形 Al-Mg-Mn-Zr 合金硬度的影响，图 4-15 表示经过不同温度的时效热处理，沿扫描方向上的试样，硬度测试平均值曲线。可以看出，打印态试样经时效处理后硬度得到很大提升，五组热处理工艺分别在温度和时间上存在区别，经过不同温度和时间时效处理后的试样，平均硬度值高于打印态（86.1HV）。时效温度为 400°C3 小时时试样硬度达到最大值，为 145HV。另一方面，时效温度高于 400°C 时，硬度呈现快速降低的趋势，当时效温度为 550°C 时，合金试样热处理后的硬度和打印态相当，基本没有增强作用。出现这种现象的原因是：随着时效温度和时间的提升，起到共格强化效果^[70]的第二相粒子开始大量析出，当时效温度到达 400°C，此时的第二相粒子的数量达到顶峰，起到的析出强化作用也最好。当温度和时间超过 400°C 和 3 小时后，合金硬度大幅下降，一方面是由于第二相粒子停止析出，Ostwald 熟化^[71]导致 $\text{Al}_3(\text{Sc}_x, \text{Zr}_{1-x})$ 和 Al_6Mn 颗粒的粗化以及共格失效。生长的 $\text{Al}_3(\text{Sc}_x, \text{Zr}_{1-x})$ 颗粒在颗粒/基体界面失去了凝聚力，导致强化效果减弱。另一方面是母相晶粒持续长大，形成再结晶，导致合金的硬度持续下降。

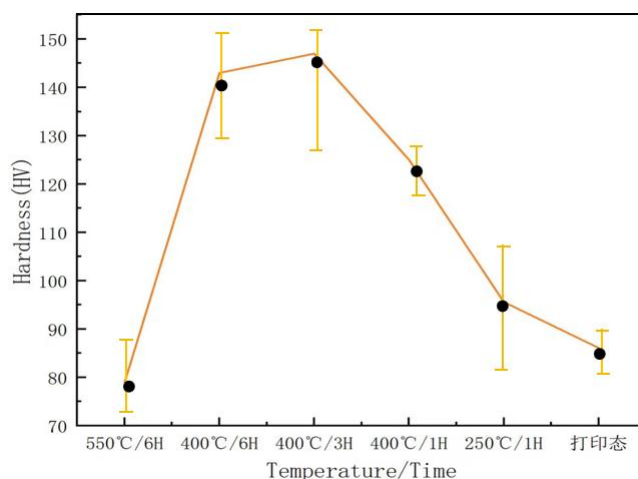


图 4-15 不同时效热处理下的 Al-Mg-Mn-Zr 合金平均硬度

4.4 时效处理后 Al-Mg-Mn-Zr 合金力学性能

图 4-16 展示了 SLM 成形 Al-Mg-Mn-Zr 合金在不同时效工艺参数下的拉伸性能演变规律。从应力-应变曲线（图 4-16a）可见，随着时效温度从 250°C 逐步升

高至 550℃，合金的抗拉强度呈现先升后降的趋势，而塑性变形能力则持续降低。具体力学性能数据汇总于表中，当时效工艺为 400℃/6h 时，合金达到峰值抗拉强度 441MPa，较打印态的 298.67MPa 提升约 47.65%，但断后伸长率下降至原值的 60.13%。

这种强度与塑性的反向变化可通过显微组织演变机制解释。时效温度低于 400℃时， $\text{Al}_3(\text{Sc}_x, \text{Zr}_{1-x})$ 纳米粒子保持与基体的共格关系，有效阻碍位错运动；当温度超过 400℃，析出相发生 Ostwald 粗化，逐渐转变为半共格或非共格状态，失去对位错的有效钉扎作用，导致强度急剧下降。同时，粗化粒子与基体界面的失配位错密度增加，促进微孔聚集型断裂机制，显著降低了材料的塑性变形能力。

综合显微硬度和拉伸性能随时效温度的变化规律，本课题进一步提高了 SLM 成形 Al-Mg-Mn-Zr 合金的力学性能，还需要对其强韧机制进行分析总结，从而得出不同强化机制对力学性能的影响。

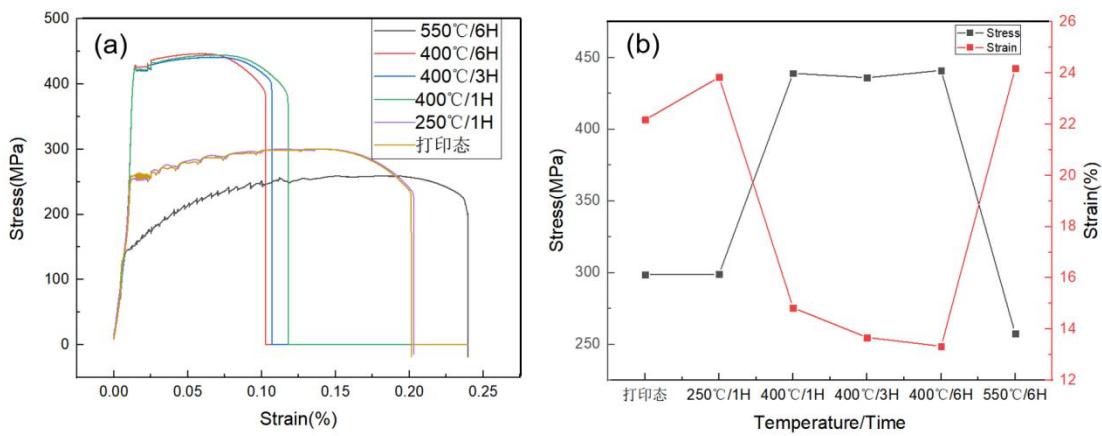


图 4-16 SLM 成形 Al-Mg-Mn-Zr 合金经不同热处理工艺时效处理后的拉伸数据：(a)拉伸曲线；
(b)抗拉强度与断后伸长率

表 4-1 不同时效热处理工艺下合金硬度、抗拉强度和延伸率对比

Table 4-1 Comparison of	Hardness	UTS(MPa)	YTS(MPa)	$\epsilon(\%)$
SLMed	86.1	298.67	257.33	22.17
250°C/1H	95.6	299	250.33	23.83
400°C/1H	125	439	419	14.83
400°C/3H	147	436	417.67	13.67

400°C/6H	143	441	421.67	13.33
550°C/6H	79	257.67	145	24.17

4.5 SLM 成型 Al-Mg-Mn-Zr 合金断裂机制分析

图 4-17 展示了在特定工艺参数（激光功率 390W、扫描速度 1300mm/s、扫描间距 0.06mm）下，SLM 成型 Al-Mg-Mn-Zr 合金经不同热处理后的拉伸断口形貌特征。断口分析表明，沉积态合金呈现典型的韧性断裂特征，断口表面分布着不均匀的韧窝结构，局部区域可观察到微孔聚集现象，这些微孔在拉伸过程中逐渐扩展并相互连接，最终导致材料失效，试样的断裂方向与拉伸方向成 45°角^[72]。

图(b1)-(b3)为时效工艺为 400°C/6h 时，断口形貌以密集的深韧窝为主，韧窝^[73]内部嵌套着细小韧窝，表现出优异的塑性变形能力。值得注意的是，韧窝底部存在破碎的第二相颗粒，这些颗粒在变形过程中与基体发生脱离，形成微孔并促进韧窝的形成。

相比之下，图(a1)-(a3)的 550°C/1h 时效试样的断口形貌发生显著变化，韧窝结构基本消失，取而代之的是离散的圆形凹坑和柱状粗晶。这种脆性断裂特征表明，粗大的晶粒降低了晶界结合强度，在拉伸应力作用下，晶界处优先萌生裂纹并快速扩展，导致材料过早失效。

进一步分析发现，随着时效温度升高，第二相颗粒发生粗化现象。粗大的颗粒与基体界面结合强度下降，在应力作用下容易成为裂纹源。这些裂纹沿着晶界扩展，导致材料塑性显著下降。这种断裂机制的转变与析出相的尺寸和分布密切相关，为优化 SLM 成型铝合金的力学性能提供了理论依据。

密集的韧窝可增加断裂面的面积，在断裂过程中吸收更多的形变能，延缓了断裂过程从而提高了塑性。另一方面，由于致密度高，孔隙等缺陷少，晶粒细小，超细等轴晶粒提高了抗拉强度。Al-Mg 合金的变形机制主要是晶格位错沿滑移面的运动。根据 Orowan 强化机制^[74]，铝合金的强度归因于位错与第二相粒子的相互作用。SLM 成型 Al-Mg-Mn-Zr 合金中的 $Al_3(Sc_x, Zr_{1-x})$ 粒子显著提高了位错滑移和晶界迁移的阻滞力，双峰晶粒特征使得材料力学性能优越，此外，在双

峰合金的断裂表面上观察到粗晶（CG）区域内的局部塑性变形（颈缩）和双峰晶粒界面处的分层，表明断裂前存在广泛的塑性变形，超细等轴晶提高材料抗拉强度，细长柱状晶可以容纳更多的位错，参与塑性变形，延缓裂纹的萌生和扩展。

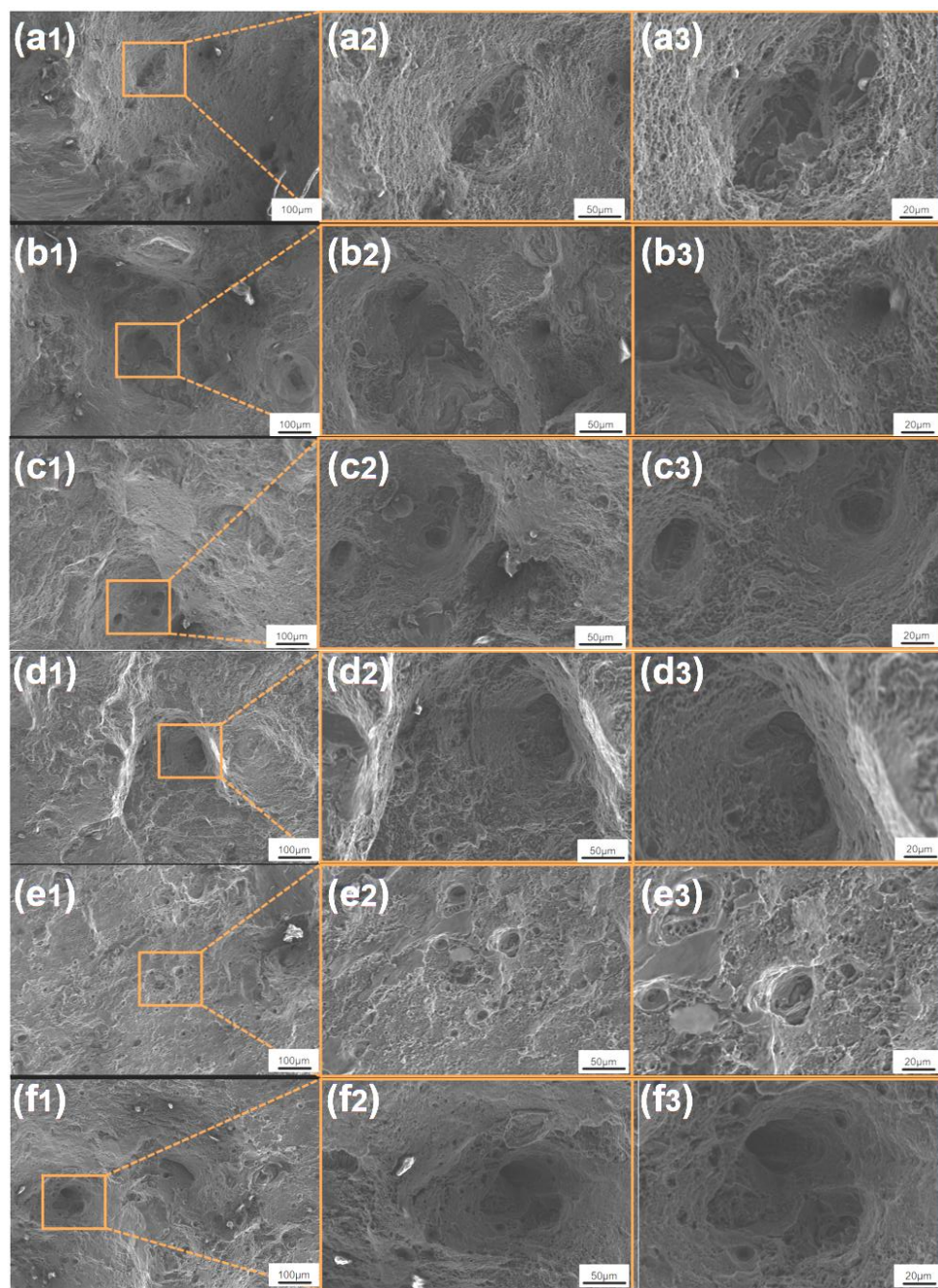


图 4-17 不同热处理工艺下 SLM 成形 Al-Mg-Mn-Zr 合金拉伸试样断口形貌 SEM 图
(a1)-(a3) 550°C/6H、(b1)-(b3) 400°C/6H、(c1)-(c3) 400°C/3H、(d1)-(d3) 400°C/1H、
(e1)-(e3) 250°C/1H、(f1)-(f3) Printed state

4.6 强化机理研究

Al-Mg-Mn-Zr 铝合金因其优异的强度、耐腐蚀性和成形性能，成为 SLM 技术的重要研究对象。时效热处理作为提升 SLM 成型铝合金性能的关键工艺，其强化机理主要包括固溶强化、细晶强化和第二相强化。本节将从三个方面深入分析时效热处理对 SLM 成型 Al-Mg-Mn-Zr 铝合金的强化机理。

4.6.1 固溶强化

固溶强化是铝合金重要的强化机制之一，其本质在于合金元素以置换或间隙形式溶入铝基体晶格，引发晶格畸变场，有效阻碍位错运动，从而提升材料屈服强度。选区激光熔化（SLM）技术的超快冷却特性为固溶强化提供了独特条件，在成形过程中，Mg、Mn、Zr 等合金元素被冻结在 α -Al 晶格间隙，形成非平衡过饱和固溶体。

后续时效热处理时，这些过饱和固溶体发生分解，纳米级析出相从基体中均匀析出。值得注意的是，即使经过时效处理，基体中仍保留一定量的残余固溶元素。这些残余元素继续通过固溶强化机制贡献材料强度，与析出强化形成协同效应。研究表明，Mg 和 Mn 在 Al 基体中具有较高的固溶极限，能够产生显著的固溶强化效果，而 Zr 元素的添加通过增加晶格畸变程度和降低空位扩散速率，进一步提升了固溶强化效率，如图 4-18 所示，Zr 元素在 Al 基体中呈现均匀分布状态。

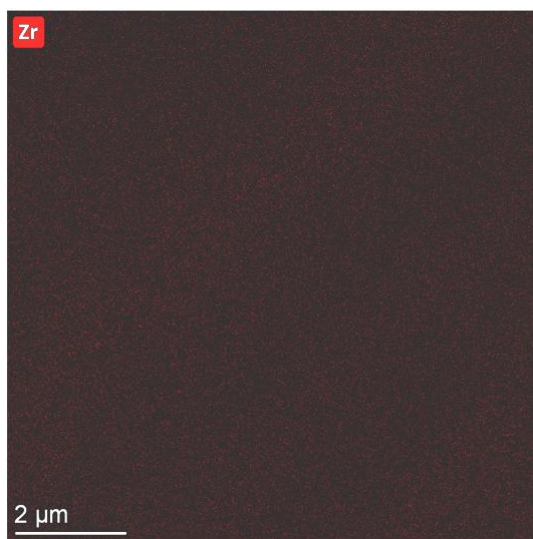


图 4-18 Zr 元素元素在 Al-Mg-Mn-Zr 合金中的分布

4.6.2 细晶强化

细晶强化是通过细化晶粒尺寸，增加晶界数量，从而阻碍位错运动，提高材料强度的机制。SLM 成型过程中，快速冷却和高热梯度导致晶粒细化，形成细小等轴晶和柱状晶的双峰结构。时效热处理进一步促进了晶粒的细化，特别是在晶界处形成的 Al_6Mn 和 $\text{Al}_3(\text{Sc,Zr})$ 纳米颗粒，能够有效抑制晶粒长大。 $\text{Hall-Petch}^{[75]}$ 关系表明，晶粒尺寸的减小会显著提高材料的屈服强度。如图 4-19，SLM 成型的 Al-Mg-Mn-Zr 铝合金经过时效热处理后，晶粒尺寸可细化至微米级，显著提升了材料的力学性能。

在 SLM 成型过程中，快速冷却和高热梯度导致晶粒细化，形成细小等轴晶和柱状晶的双峰结构。时效热处理进一步促进了晶粒的细化，特别是在晶界处形成的 Al_6Mn 和 $\text{Al}_3(\text{Sc,Zr})$ 纳米颗粒，图(b)能看到晶界边缘分布许多 Al_6Mn 。能够有效抑制晶粒长大。 Hall-Petch 关系表明，晶粒尺寸的减小会显著提高材料的屈服强度。实验表明，SLM 成型的 Al-Mg-Mn-Zr 铝合金经过时效热处理后，晶粒尺寸可细化至微米级，显著提升了材料的力学性能。

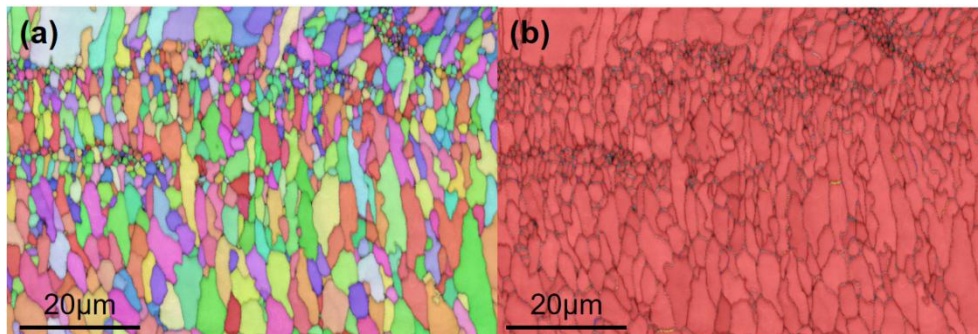


图 4-19 SLM 成型 Al-Mg-Mn-Zr 合金晶粒和第二相分布关系

4.6.3 第二相强化

第二相强化是铝合金重要的强化机制之一，其原理在于利用时效热处理过程中析出的纳米级第二相颗粒，有效阻碍位错运动，从而提升材料强度。在 Al-Mg-Mn-Zr 系铝合金中，Mg、Mn 元素通过时效反应形成 Al_6Mn 相，而 Zr 元素则与 Sc 元素协同作用生成 $\text{Al}_3(\text{Sc,Zr})$ 相。如图 4-20 所示，这些纳米级析出相均匀分布在晶界和晶内，通过 Zener 钉扎效应显著阻碍位错运动。

研究表明， $\text{Al}_3(\text{Sc,Zr})$ 相具有优异的热稳定性，在高温环境下仍能保持有效

的强化作用。这种特性源于其特殊的晶体结构和界面关系，使得该相在高温下不易发生粗化或回溶，从而持续发挥强化效果。这种稳定的第二相强化机制为提升铝合金的高温性能提供了重要保障。

此外，第二相颗粒的尺寸和分布对强化效果有显著影响，时效热处理通过优化析出相的数量和分布，进一步提升了材料的强度。

在 Al-Mg-Mn-Zr 铝合金中，Mg 和 Mn 元素在时效过程中形成 Al_6Mn 相，而 Zr 元素形成 $\text{Al}_3(\text{Sc},\text{Zr})$ 相。这些纳米颗粒均匀分布在晶界和晶内，能够有效钉扎位错，阻碍其运动。研究表明， $\text{Al}_3(\text{Sc},\text{Zr})$ 相具有较高的热稳定性，能够在高温下保持其强化效果。此外，第二相颗粒的尺寸和分布对强化效果有显著影响，时效热处理通过优化析出相的数量和分布，进一步提升了材料的强度。

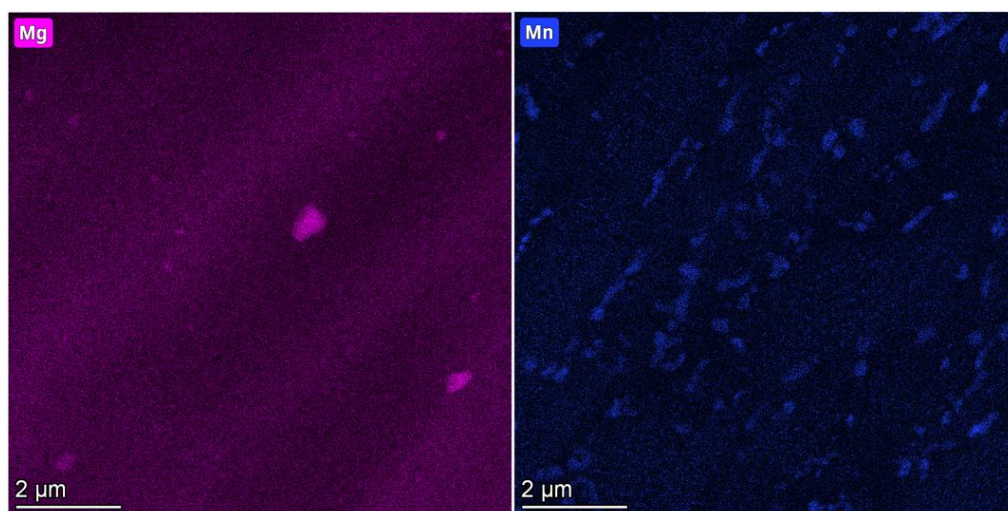


图 4-20 Mg 和 Mn 的第二相在合金中分布

第5章 选区激光熔化成型 Al-Mg-Mn-Zr 合金的阳极氧化性能研究

5.1 试样打印与准备

本次用于打印试样的 Al-Mg-Mn-Zr 合金具备独特的材料特性。在化学成分方面，该合金以铝为基体，Mg、Mn、Zr 作为主要合金元素。

镁（Mg）作为铝合金的主要合金元素之一，其适量添加可显著提升合金的力学性能。镁原子通过置换固溶方式溶入铝基体，引发晶格畸变，有效阻碍位错运动，从而提高合金的屈服强度和抗拉强度。同时，镁元素还能在合金表面形成致密的氧化膜，提升合金的耐腐蚀性能。

锰（Mn）元素在铝合金中主要发挥细化晶粒的作用。在凝固过程中，锰元素与铝反应生成 $\text{Al}_{12}\text{Mn}_3\text{Si}_2$ 等化合物，这些化合物作为异质形核核心，促进 $\alpha\text{-Al}$ 晶粒的细化。细化的晶粒不仅提高了合金的塑性变形能力，还有助于改善合金的冷热加工性能。此外，锰元素还能与合金中的杂质元素形成稳定化合物，减少杂质元素对合金耐蚀性的不利影响。

锆（Zr）元素对铝合金的组织稳定性具有显著影响。在熔炼和凝固过程中，锆元素与铝反应生成 Al_3Zr 等金属间化合物。这些化合物在基体中呈弥散分布状态，有效钉扎晶界和位错，抑制再结晶过程中的晶粒长大。这种组织稳定性不仅提高了合金的高温性能，还有助于保持合金在热加工过程中的尺寸精度和力学性能稳定性。

5.2 阳极氧化前准备工作

5.2.1 阳极氧化前处理

在打印过程中，多个参数对试样质量有着关键影响。激光功率、扫描间距和扫描速度在前文中主要探讨的工艺参数，设置激光功率 390W，扫描间距 0.06mm，扫描速度 1300mm/s 以及 0.03 的铺粉层厚打印参数去打印阳极氧化测试样，通过

平躺成型和竖直成型均可以获得高致密度的阳极氧化测试样,如图 5-1 为打印的直径 38.83mm,厚度 7.6mm 的铝合金圆饼,两种成型方式可以验证熔池面和熔道面的阳极氧化性能的具体差别。

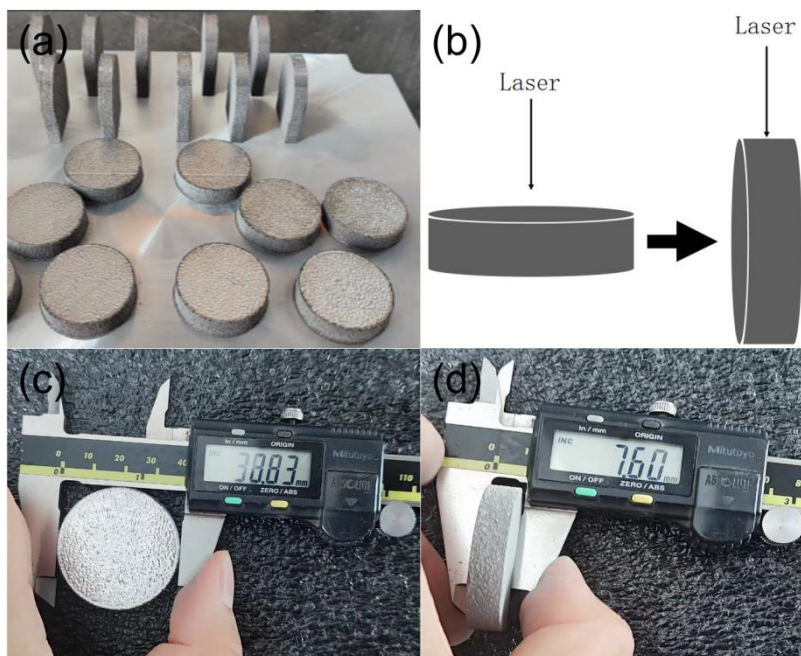


图 5-1 SLM 成型 Al-Mg-Mn-Zr 合金阳极氧化测试样

对打印后的 Al-Mg-Mn-Zr 合金试样进行五组热处理和打印态做对比,在提升性能的同时,观察合金热处理后微观组织和成分的变化对阳极氧化的影响。选区激光熔化成型过程中,由于快速凝固和热应力等因素的影响,合金内部会形成不均匀的组织结构,存在较大的残余应力,这在一定程度上限制了合金性能的发挥。

本研究采用时效热处理工艺对 Al-Mg-Mn-Zr 合金进行处理,通过控制时效温度和时间,促使固溶体中的溶质原子发生脱溶沉淀,形成细小弥散的强化相。这些强化相均匀分布在合金基体中,有效阻碍位错运动,从而显著提高合金的强度和硬度。具体时效工艺参数已在前文详述,该工艺能够在合金内部形成高密度强化相,实现材料力学性能的全面提升。为进一步探究热处理工艺对合金表面性能的影响,本研究通过阳极氧化测试分析不同工艺条件下合金的阳极氧化性能,为优化热处理工艺提供实验依据。

热处理过程中,Al-Mg-Mn-Zr 合金的显微组织发生显著演变。时效处理阶段,固溶体中的 Mg、Mn、Zr 等溶质原子逐渐脱溶,形成金属间化合物强化相,如 Al_3Mg_3 、 Al_6Mn 等。这些强化相在基体中呈弥散分布状态,不仅提高了合金的力

学性能，还改变了合金的表面电化学特性。阳极氧化处理后，不同成分的强化相在相同工艺条件下表现出颜色差异，这为后续研究热处理工艺与合金表面性能的关系提供了可视化线索。

晶粒细化和均匀分布的强化相使得合金的强度和硬度显著提高，满足工程应用中对力学性能的要求，经过时效热处理后，合金的抗拉强度相比未处理前提高了 47.5%，硬度也有明显提升。此外，均匀的组织结构减少了合金内部的电化学不均匀性，提高了合金的耐蚀性。正如所指出，合适的热处理工艺能够改善合金的表面膜质量，增强其对腐蚀介质的抵抗能力。

如图 5-2，将 Al-Mg-Mg-Zr 合金通过 SLM 成型为 38mm*7mm 的片状试样；依次采用 CNC 降面 0.5mm，去除试样外围影响，并将降面后的试样用自动压制磨抛机进行抛光处理，去除表面氧化膜，最后使用 200 目的陶瓷砂进行喷砂处理，保证表面颜色均匀统一。随后将处理完的试样碱蚀处理 600s，碱蚀溶液为 5g/L NaOH 溶液，随后立即在 30 vol% HNO₃ 溶液进行酸洗活化处理 30s，碱蚀和酸洗的温度为 25℃。碱蚀和酸洗之后均需要用去离子水冲洗至少 60s，最后用冷风吹干样品表面，干燥保存。

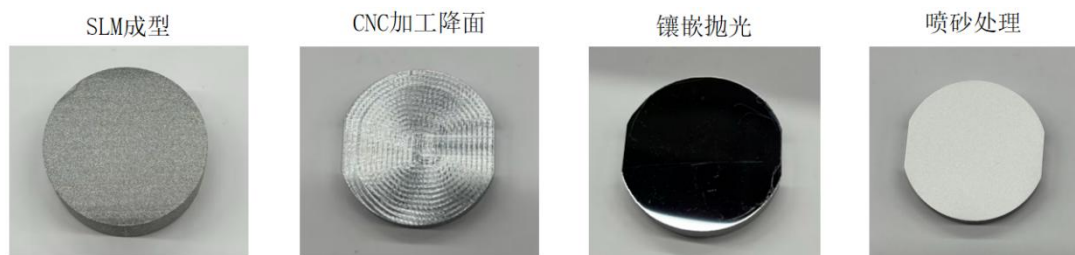


图 5-2 Al-Mg-Mn-Zr 阳极氧化前的准备阶段

5.2.2 阳极氧化参数的选择

阳极氧化处理涉及多个关键工艺参数，本研究在保持电解液成分和浓度一致的前提下，系统考察了氧化温度、电流密度及氧化时间对 Al-Mg-Mn-Zr 合金阳极氧化膜性能的影响。通过调控这些参数，对不同热处理状态的合金试样进行阳极氧化处理，重点评估其耐蚀性、氧化膜厚度、显微硬度及表面形貌等关键性能指标。

具体实施过程中，采用相同的基础电解液配方，通过精确控制氧化温度梯度（如 20℃、25℃、30℃）、电流密度范围（如 1.5A/dm²、2.0A/dm²、2.5A/dm²）

及氧化时间节点（如 20min、30min、40min），构建多组实验对照。针对不同热处理工艺制备的合金试样，通过上述参数组合进行阳极氧化处理，全面表征氧化膜的耐蚀性（通过盐雾试验或电化学测试）、膜层厚度（采用涡流测厚仪）、显微硬度（纳米压痕测试）及表面质量（光学显微镜及 SEM 观察），为优化阳极氧化工艺与热处理工艺的匹配性提供数据支撑。

众多研究表明，在硫酸电解液中进行阳极氧化，能够获得较为致密、均匀的氧化膜，本研究中使用浓度为 $210\pm 10\text{g/L}$ 的硫酸电解液。电流密度对阳极氧化的膜厚起主要影响^[76]，电流密度意味着电荷通过电极表面，在一定程度的电流密度下，对氧化膜的生长速度和时间有影响，本研究中的阳极氧化电流密度为 3.5A/dm^2 。氧化温度和时间是阳极氧化过程中不容忽视的重要参数，它们对阳极氧化效果有着显著影响。

氧化温度在阳极氧化反应中扮演着关键角色，当氧化温度过低时，离子的活性降低，迁移速度减慢，导致氧化反应速率下降，氧化膜生长缓慢。相反，若氧化温度过高，氧化反应过于剧烈，会导致氧化膜的溶解速度加快。此时，氧化膜的生长与溶解处于不平衡状态，使得氧化膜难以增厚，甚至可能出现氧化膜局部溶解过度，造成表面不平整、有缺陷等问题。本研究的氧化温度控制在 $18^\circ\text{C}\pm 0.5^\circ\text{C}$

氧化时间同样对阳极氧化效果至关重要，如果氧化时间过短，氧化膜厚度不足，无法有效保护合金基体，在实际使用中容易被破坏，降低合金的耐蚀性和耐磨性。而当氧化时间过长时，虽然氧化膜厚度会继续增加，但可能会出现氧化膜过度生长的情况。过度生长的氧化膜可能会变得疏松、脆弱，与基体的结合力下降，甚至可能出现起皮、脱落等现象。这不仅无法提高氧化膜的防护性能，反而会对合金的整体性能产生负面影响。本研究的氧化时间设置为 $1800\text{s}\pm 100\text{s}$ 。

5.3 阳极氧化后性能测试分析与方法

5.3.1 外观质量检测

如图 5-3 为不同时效热处理后和打印态的阳极氧化后的 Al-Mg-Mn-Zr 合金试样，从表面颜色来看，都是浅灰色的氧化膜，但是 $550^\circ\text{C}/6\text{H}$ 和 $400^\circ\text{C}/6\text{H}$ 的 Al-Mg-Mn-Zr 合金试样的氧化膜存在色差，有不规则纹路和不均匀色块差异。主

要原因是较高温度和较长时间的时效热处理后，合金内部会析出较多的 Al_6Mn 第二相和 Al_3Zr 第二相颗粒，在阳极氧化处理时， Al_6Mn 这种第二相会产生不同于 Al 基体颜色的氧化膜，主要表现为暗灰色^[77]，阳极氧化处理后试样的氧化膜表面呈现不规则材料纹。

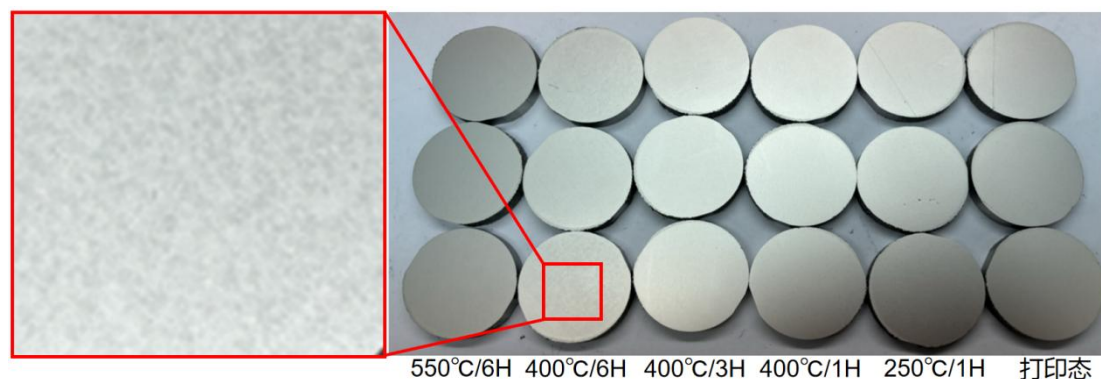


图 5-3 热处理工艺与阳极氧化结果的关系

如图 5-4，通过 SEM 扫描可以发现，图 a 是经过时效热处理工艺为 $400^\circ\text{C}/6\text{H}$ 的阳极氧化 Al-Mg-Mn-Zr 合金圆饼扫描电镜下的氧化膜，可以看到氧化膜的形貌，图 a 的氧化膜上有零星的小孔，而且可以看到更明显的色差，部分区域颜色更暗。前文的分析结论中介绍了 Al-Mg-Mn-Zr 合金经过 $400^\circ\text{C}/6\text{H}$ 的时效热处理后得到相对最好的力学性能，内部存在 Al_6Mn 第二相和 $\text{Al}_3(\text{Sc},\text{Zr})$ 颗粒，这些第二相和第二相颗粒在阳极氧化过程中会成为氧化膜的成核点，促进氧化膜的生长。

小孔缺陷的形成主要与阳极氧化过程中的电流密度控制密切相关。当电流密度超过临界阈值时，氧化膜的生长速率显著加快，导致膜层在样品表面快速堆积。这种快速氧化过程伴随着剧烈的放热反应，使样品表面温度急剧升高，进而引起局部电阻值增大。当局部电压超过氧化膜的介电强度时，膜层发生电击穿现象，形成微孔通道。这些微孔在电解液的持续作用下不断扩展，最终发展为肉眼可见的孔洞缺陷。因此，精确控制电流密度参数对于抑制小孔缺陷的产生至关重要。

图 b 为 $400^\circ\text{C}/1\text{H}$ 时效热处理后的 Al-Mg-Mn-Zr 合金圆饼氧化膜，氧化膜形态均匀且致密，膜的色差情况较为统一，受到热处理的时间较短，因此析出的第二相较少，对阳极氧化膜颜色均匀性的影响较小。

时效处理温度优化实验表明，在 400°C 附近调整时效热处理时间，时效析出强化相数量发生变化。时间在 6H 时，强化相析出最多，分布更均匀，合金强度有所提升，但是阳极氧化的表面存在不规则材料纹，影响阳极氧化的外观效果；

低于该时间，强化相析出不充分，强度提升有限，但是受到第二相的颜色差异影响较小，外观颜色表现为统一的浅灰白色。时效温度和时间实验显示，在一定范围内延长时效时间，强度持续上升，但时效热处理设置成 $550^{\circ}\text{C}/6\text{H}$ 时，强度出现峰值并开始下降，这是由于过度时效导致强化相聚集长大，失去弥散强化效果。

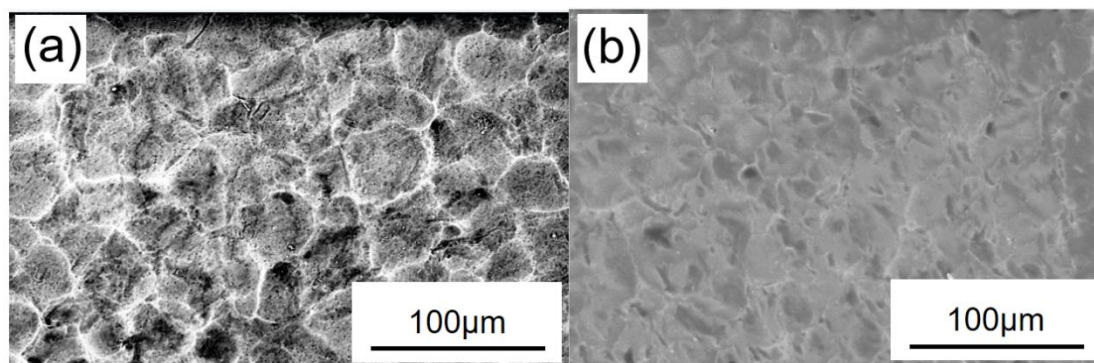


图 5-4 不同热处理工艺下阳极氧化膜的 SEM 图

5.3.2 膜厚测量

图 5-5 是使用膜厚仪测量两种不同热处理后的膜厚结果，图(a)为时效热处理 $400^{\circ}\text{C}/6\text{H}$ 的测量结果，膜厚为 $12.88\mu\text{m}$ ，图(b)为时效热处理 $400^{\circ}\text{C}/1\text{H}$ 的测量结果，膜厚为 $9.91\mu\text{m}$ ，两种热处理试样经过阳极氧化处理后膜厚存在明显差别。相比之下， $400^{\circ}\text{C}/1\text{H}$ 时效热处理时间较短，第二相析出不充分，局部区域的 Mg、Mn 等元素固溶在 Al 基体中。图(d)为 $400^{\circ}\text{C}/1\text{H}$ 时效热处理后 SEM 的 EDS 面扫描，可以看到相对于图(c)的 SEM 的 EDS 面扫描结果， $400^{\circ}\text{C}/6\text{H}$ 时效热处理后元素分布更加均匀。这种情况会导致阳极氧化过程中电流密度分布不均，局部区域的氧化膜生长速率较快，而其他区域较慢，从而限制了整体氧化膜的厚度。此外，短时间时效处理可能无法完全消除 SLM 成型过程中引入的残余应力，这些应力在阳极氧化过程中会引发局部氧化膜破裂或生长受阻，进一步降低了氧化膜的厚度。而 $400^{\circ}\text{C}/6\text{H}$ 时效热处理通过充分均匀化合金的微观组织和化学成分，为阳极氧化提供了更稳定的基体条件，促进了氧化膜的均匀生长，从而形成较厚的氧化膜。

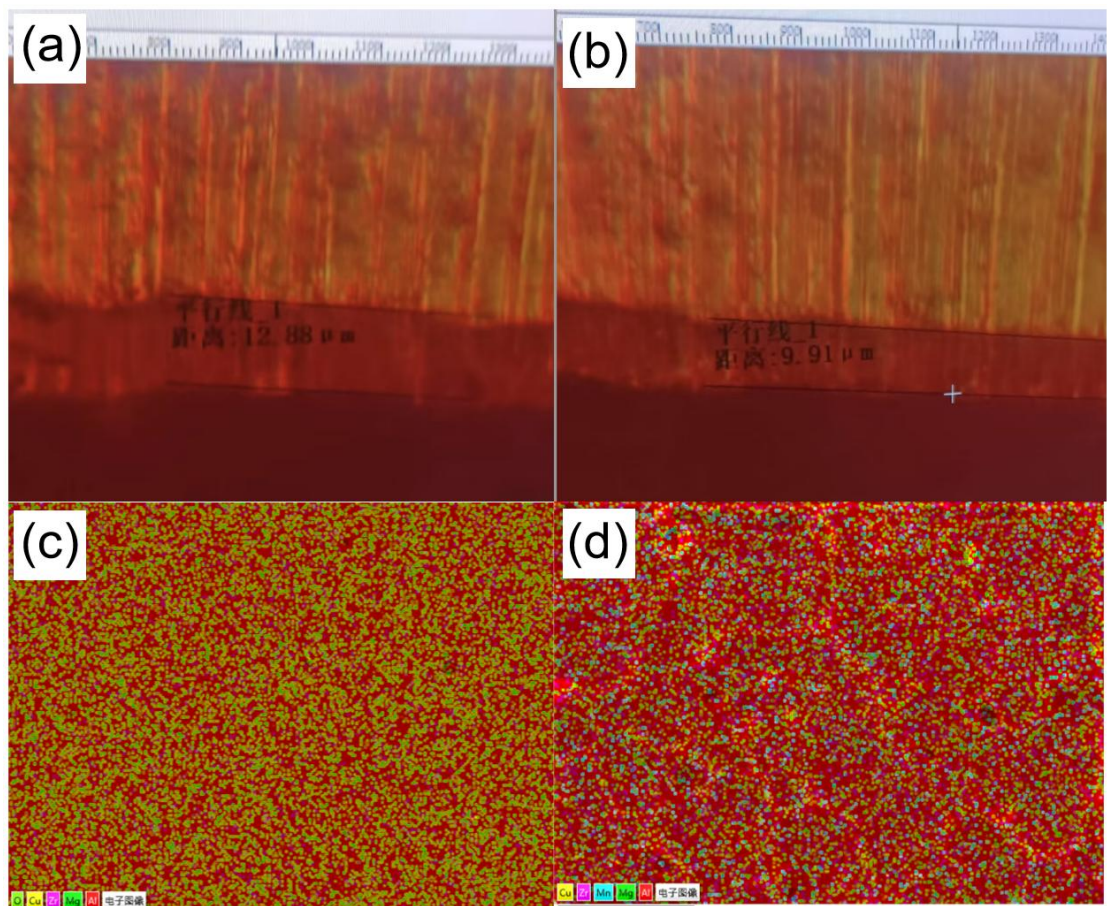


图 5-5 不同热处理工艺下的膜厚及膜的元素分布 EDS 图

5.3.3 绝缘强度测试

阳极氧化铝合金的耐电压测试是评估其绝缘性能和氧化膜质量的重要手段。耐电压测试是通过施加一个逐渐升高的直流或交流电压到阳极氧化膜上，直到氧化膜发生击穿。击穿电压（Breakdown Voltage）是衡量氧化膜绝缘性能的关键指标，它与氧化膜的厚度、致密性、均匀性以及缺陷密度密切相关。测试过程中，设置电压增长步长为 50V/s，击穿电流阈值为 1 mA，仪器会记录击穿时的电压值，并根据该值得氧化膜的绝缘强度。强度计算公式如式 5-1^[78]。

$$\text{绝缘强度} = \frac{\text{击穿电压 (V)}}{\text{膜厚 (}\mu\text{m)}} \tag{5-1}$$

6 组不同时效热处理工艺的经过阳极氧化处理后的氧化膜绝缘强度测试结果如表 5-1。

表 5-1 不同热处理工艺下的膜厚和绝缘强度

热处理工艺	膜厚(μm)	击穿电压(V)	绝缘强度(V/μm)
-------	--------	---------	------------

550°C/6H	9.37	350.33	37.38847385
400°C/6H	12.88	520.67	40.42468944
400°C/3H	11.15	455.67	40.86726457
400°C/1H	9.91	400.67	40.4308779
250°C/1H	9.48	367.67	38.78375527
打印态	8.59	320.67	37.330617

随着氧化膜厚度的增加，其绝缘性能通常也会增强，但这种关系并非简单的线性增长，而是受到多种因素的影响。首先，氧化膜的厚度增加意味着电子在膜中迁移的路径变长，击穿所需的电压也随之提高，因此绝缘强度在理论上会随着膜厚的增加而增加。然而，氧化膜的致密性和均匀性对绝缘强度的影响更为关键。在 400°C/6H 的时效热处理时，由于存在第二相的析出，导致有些区域的氧化膜以第二相为兴和点，导致氧化膜的增长速度和厚度大于别的区域，影响了氧化膜的均匀性，对绝缘强度和膜厚之间的线性关系也造成里影响。因此，只有当氧化膜致密且均匀时，膜厚与绝缘强度之间才会呈现正相关关系。

5.4 本章小结

本章研究了选区激光熔化（SLM）成型的 Al-Mg-Mn-Zr 合金的阳极氧化性能，重点探讨了试样打印、热处理工艺及阳极氧化处理对合金性能的影响，得出以下结论：

（1）试样打印与热处理优化：采用 HT-M300 设备打印试样，优化工艺参数（激光功率 390W、扫描间距 0.06mm、扫描速度 1300mm/s）获得高致密度试样。通过时效热处理（400°C/6H），合金的强度和硬度显著提升，抗拉强度提高 47.5%，同时形成弥散分布的强化相（如 Al_6Mn 、 Al_3Zr ），为阳极氧化提供了稳定的基体条件。

（2）阳极氧化性能分析：阳极氧化处理后，400°C/6H 时效处理的试样氧化膜厚度最大（12.88 μm ），绝缘强度最佳（40.42 V/ μm ），但表面存在不规则纹

路和色差；而 400°C/1H 处理的试样氧化膜颜色均匀，外观质量较好，但膜厚较薄（9.91 μm ）。氧化温度（18°C $\pm$ 0.5°C）和氧化时间（1800s $\pm$ 100s）的优化确保了氧化膜的致密性和均匀性。

（3）热处理工艺优化：时效处理温度和时间对合金性能有显著影响。400°C/6H 处理可获得较高的膜厚和绝缘强度，但外观质量较差；400°C/1H 处理则更适合对外观要求较高的应用场景。过度时效（如 550°C/6H）会导致强化相聚集，降低性能。

第 6 章 结论

本文以 Al-Mg-Mn-Zr 合金材料为研究对象,系统地研究了 SLM 工艺参数对合金试样致密化的影响,确定了最佳工艺参数范围。在此基础上,详细描述了 SLM 试样的显微组织特征,建立了工艺参数-显微组织-力学性能间的关系,揭示 SLM 成形过程的凝固行为特点,并对其拉伸性能、断裂行为和阳极氧化处理后的性能进行了研究。得到 SLM 成形 Al-Mg-Mn-Zr 系高强铝合金的强化机制。具体得出结论如下:

(1) 激光功率一定时,随着扫描间距的增大,SLM 成形 Al-Mg-Mn-Zr 合金致密度呈现先增大后减小的趋势,当扫描间距一定时,SLM 成形 Al-Mg-Mn-Zr 合金致密度随着激光功率的增高呈现先上升再整体下降的趋势。且致密度随着能量密度的升高逐渐升高。能量密度低于 $110\text{J}/\text{mm}^3$ 时,致密度会低于 99.8%,最佳致密度是通过固定激光功率、扫面速度时,调整扫描间距测试出来的,扫面间距为 0.06mm 时,激光能量密度为 $166.66\text{J}/\text{mm}^3$,相对最优致密度为 99.983%。

(2) SLM 成型 Al-Mg-Mn-Zr 合金的微观组织受快速冷却和高能量密度的影响,形成了细小的等轴晶和柱状晶的双峰结构,同时由于 Mg、Mn、Zr 等元素的加入,合金中析出了 Al_3Zr 、 Al_6Mn 等第二相颗粒,这些颗粒通过钉扎效应抑制晶界迁移和位错运动,显著提高了合金的力学性能。然而,SLM 成型过程中 Mg 元素的烧损和残余应力的存在对合金性能产生了不利影响。通过时效热处理(如 $400^\circ\text{C}/6\text{H}$),可以促进第二相(如 $\text{Al}_3(\text{Sc},\text{Zr})$ 和 Al_6Mn)的均匀析出,优化晶粒尺寸和分布,从而显著提升合金的硬度(从 86.1HV 提升至 143HV)和抗拉强度(从 298.67MPa 提升至 441MPa)。此外,时效热处理还能改善合金的断裂机制,从脆性断裂转变为韧性断裂,断口形貌显示出密集的韧窝,表明材料在断裂前经历了显著的塑性变形。

(3) SLM 成型 Al-Mg-Mn-Zr 合金的强化机理主要包括固溶强化、细晶强化和第二相强化。时效处理后,第二相强化成为主要强化机制。然而,当时效温度过高(如 550°C)时,第二相颗粒粗化,共格失效,导致强化效果减弱,合金硬度和强度显著下降。因此,优化时效热处理工艺参数(如温度和时间)是进一步提升 SLM 成型 Al-Mg-Mn-Zr 合金性能的关键。

(4) 试样打印、热处理、阳极氧化前处理、阳极氧化过程到阳极氧化后性能测试,各环节对最终的阳极氧化效果性能都会产生影响。打印参数影响试样致密度;热处理通过改变合金组织结构,影响阳极氧化性能;阳极氧化前处理为氧化过程提供良好条件;阳极氧化参数决定氧化膜质量;性能测试全面评估阳极氧化效果。400°C/6H 时效热处理后的合金试样,阳极氧化后的膜厚、绝缘强度的性能表现最好。

(5) 明确了热处理工艺对阳极氧化性能的作用并实现优化:研究表明,时效处理能显著改变合金的组织结构和性能,进而影响阳极氧化效果。通过对不同时效热处理参数的实验研究,发现时效温度和时间对阳极氧化性能有重要影响。400°C/6H 时可获得较好的膜厚和绝缘强度,400°C/1H 时能获得较好的阳极氧化外观颜色。

参考文献

- [1] Ji Y ,Zhang L ,Dong Q , et al.Microstructure and tensile properties of 6061 aluminum alloy prepared by friction rolling additive manufacturing[J].Journal of Materials Research and Technology,2025,355464-5474.
- [2] Tong M ,Chen C ,Zhu J , et al.Mechanical properties and microstructure evolutions of the SLM fabricated Al-Mg-Mn-Sc-Zr alloy when deforming at elevated temperatures[J].Materials Characterization,2025,222114832-114832.
- [3] 曾亮.铝合金结构在建筑工程中的应用与研究[J].城市建筑,2025,22(06):187-190.DOI:10.19892/j.cnki.csjz.2025.06.50.
- [4] Chen Z ,Cai C ,Jin X , et al.Effect of Zr element on the microstructure and mechanical properties of laser fusion welded Ti/Al thin-plate lapped joints[J].Optics and Laser Technology,2025,183112318-112318.
- [5] Zhang J ,Hong M ,Hong X , et al.Study on the effect of Mg and Ag trace elements on the properties of Al-Cu-Mn alloy[J].Journal of Physics: Conference Series,2024,2783(1):
- [6] Zhang A ,Li R ,Lu H , et al.Effects of Mn and Fe elements on the electrochemical hydrogen storage properties of the A5B19-type La-Y-Mg-Ni-Al alloy for nickel metal hydride battery[J].Journal of Alloys and Compounds,2024,992174229-.
- [7] 黄建国,任淑彬.选区激光熔化成型铝合金的研究现状及展望[J].材料导报,2021,35(23):23142-23152.
- [8] Lee S ,Cho J Y .Phosphoric Acid Anodizing Effect on Morphology and Corrosion Resistance of Nanostructured Anodic Oxide Layers on 6061 Aluminum Alloy[J].Metals and Materials International,2025,(prepublish):1-11.
- [9] 薛合,刘灿灿,唐大兴,等.铝合金阳极氧化方法及成膜机理的研究进展[J].表面技术,2024,53(09):1-10.DOI:10.16490/j.cnki.issn.1001-3660.2024.09.001.
- [10]GeY ,GongY ,HouM , et al.Optimization Design, Mechanical Properties, and Energy Absorption Characteristics of Thin-Walled Porous Structures Manufactured by Selective Laser Melting[J].Advanced Engineering Materials,2024,27(1):2401786-2401786.
- [11]Velayutham R ,Behera S ,Patel M , et al.Fatigue and Fretting Wear Behaviors of Friction Stir Powder Additive-Manufactured AA7075 Aluminum Alloy[J].Journal of Materials Engineering and Performance,2025,(prepublish):1-11.

- [12]Saini S J ,Singh S ,Pathania A .Parametric Analysis of the Selective Laser Melting Process on the Mechanical and Corrosion Properties of the CoCr Alloy[J].Journal of Materials Engineering and Performance,2024,(prepublish): 1-13.
- [13]Martin B .Die Casting or Sheet Metal Forming: A Comparison of Car Body Manufacturing in Times of the "Giga Press"[J].Tehnički glasnik,2025,19(1): 58-61.
- [14]Doyle J .Laser-Based NDT Methods for Precise Inspection of High-Value, Safety-Critical Components[J].Quality,2024,63(8):44.
- [15]陶靖.选区激光熔化Al-Mg-Sc系铝合金组织与性能研究[D].安徽工程大学,2023.DOI:10.27763/d.cnki.gahgc.2023.000286.
- [16]李卓峰.选区激光熔化AlSi10Mg合金的工艺优化研究[D].大连交通大学,2023. DOI:10.26990/d.cnki.gsltc.2023.000074.
- [17]Yang J ,Tian Y ,Wang Z , et al.Research on the anisotropy of soft magnetic performance of SLM-fabricated NiFeMo alloys[J].Journal of Alloys and Compounds,2025,1018179264-179264.
- [18]Petukhova V V ,Ogorodnikova M O .Modeling of the Thermophysical Properties of Molding Materials by Solving the Inverse Heat Conduction Problem[J].Inorganic Materials,2025,60(4):413-419.
- [19]Zhou L ,Wu H ,Ma G , et al.The influence of high-speed laser cladding process parameters on the interfacial structure of nickel-based single-track cladding layers on copper surface[J].Optics and Laser Technology,2025,183112348-112348.
- [20]Jianmin L ,Ping J ,Shaoning G , et al.Numerical and experimental study on keyhole dynamics and pore formation mechanisms during adjustable-ring-mode laser welding of medium-thick aluminum alloy[J].International Journal of Heat and Mass Transfer,2023,214
- [21]Zhang D ,Han Y ,Sun Z , et al.Study on the laser selective melting and forming process and organizational properties of a TiSi2-modified 7075 aluminum alloy[J].Materials Today Communications,2025,42111110-111110.
- [22]Shao S ,Liang Z ,Yin P , et al.Microstructure and Mechanical Properties of Al-Li Alloys with Different Li Contents Prepared by Selective Laser Melting.[J].Materials (Basel, Switzerland),2024,17(3):
- [23]Xianyin D ,Xinyue C ,Kunpeng Z , et al.The Thermo-Mechanical Coupling Effect in Selective Laser Melting of Aluminum Alloy Powder[J].Materials,

- 2021,14(7):1673-1673.
- [24]Yang Z ,Yang J ,Gu X , et al.Excellent strength and thermal expansion behavior of Invar alloy fabricated by in-situ rolling-assisted laser directed energy deposition[J].Materials Science & Engineering A,2025,923147691-147691.
- [25]Chen Z ,Zhou Y ,Wang Y , et al.Microstructure evolution and wear behavior at room and high temperatures of Mo₂C particle reinforced CoCrFeNiMn high-entropy alloys composite coatings prepared by induction cladding[J].Surface & Coatings Technology,2025,503132001-132001.
- [26]Cai Y ,Liu K ,Dong Y , et al.Enhanced intragranular precipitation strengthening in Sc-microalloyed ultrafine-grained SiCp/Al-Cu-Mg composites via retrogression and re-ageing heat treatment[J].Materials & Design,2025,252113789-113789.
- [27]刘怡然,李磊,李芸瑾,等.热处理对SLM Al-Mg-Er-Zr合金性能的影响[J/OL].粉末冶金工业,1-8[2025-03-23].<https://doi.org/10.13228/j.boyuan.issn1006-6543.20240140>.
- [28]Rajendren B V ,Ahmad F ,Khan U S , et al.Effect of different heat treatment on thermal and electrical conductivity, and microhardness of Erbium-reinforced in-situ processed (ZrB₂/Al₂O₃) 7085 AA nanocomposites for high temperature applications[J].Ceramics International,2025,51(1):885-907.
- [29]Shao S ,Liang Z ,Yin P , et al.Microstructure and Mechanical Properties of Al-Li Alloys with Different Li Contents Prepared by Selective Laser Melting[J].Materials (Basel, Switzerland),2024,17(3):
- [30]罗润娟,张一鸣,赵振,等.铝合金硫酸阳极氧化表面点蚀问题分析[J].微电机,2022,55(05):97-101.DOI:10.15934/j.cnki.micromotors.2022.05.013.
- [31]瞿溢呈.Al-Zn-Mg-X系合金及其阳极氧化膜耐蚀性研究[D].哈尔滨工程大学,2023.DOI:10.27060/d.cnki.ghbcu.2023.001270.
- [32]V. E L ,A. S S ,I. A D .Effect of Passive Oxide Film Structure and Surface Temperature on the Rate of Anodic Dissolution of Chromium-Nickel and Titanium Alloys in Electrolytes for Electrochemical Machining: Part 2. Anodic Dissolution of Titanium Alloys in Nitrate and Chloride Solutions[J].Surface Engineering and Applied Electrochemistry,2023,59(3):255-263.
- [33]喻岚,袁景追,喻天健,等.7075铝合金表面HEDP阳极氧化膜的微观结构及耐蚀、耐磨性能[J].电镀与涂饰,2024,43(11):71-79.DOI:10.19289/j.1004-227x.2024.11.010.

- [34]Miramontes C J ,Miramontes C N ,Mendoza N D , et al.Anodizing of AA 2024 Aluminum–Copper Alloy in Citric-Sulfuric Acid Solution: Effect of Current Density on Corrosion Resistance[J].Coatings,2024,14(7):816-816.
- [35]Shilkamy S E A H ,Khatib E M R ,Dehnyebi F M , et al.Green corrosion inhibitors for nickel in acidic media utilizing novel imine ligand and its Zn (II) metal chelate supported by DFT calculation[J].Journal of Molecular Liquids,2024,416(PB):126468-126468.
- [36]Huspek L A ,Akdogan B ,Akhmadeev H Y , et al.Enhancing Microhardness and Corrosion Resistance of Anodic Oxides Grown on Hypoeutectic Al–Si Alloys Pretreated by Low-Energy High-Current Electron Beams[J].Journal of Surface Investigation: X-ray, Synchrotron and Neutron Techniques,2024,18(5):1135-1145.
- [37]Pecherskaya E ,Konovalov S ,Golubkov P , et al.Study of optical characteristics of microdischarges in the micro-arc oxidation process[J].Vacuum,2024,229:113558-113558.
- [38]Wang R ,Li P ,Zhou W , et al.Study on oxidation mechanism of aluminum surface under applied electric field[J].Materials Chemistry and Physics,2024,318:129224-.
- [39]V. S K ,Christian G ,Stefania P , et al.Sealing of cerium oxide coating primers on anodized AA2024-T3 alloy by boiling in Lourier buffers[J].Journal of Electrochemical Science and Engineering,2024,14(5):559-582
- [40]Pecherskaya E ,Konovalov S ,Golubkov P , et al.Study of optical characteristics of microdischarges in the micro-arc oxidation process[J].Vacuum,2024,229:113558-113558.
- [41]Shah W M S ,Khushbash S ,Khan A H , et al.Investigating the failure mechanism of an aircraft longeron fitting and devising the mitigation techniques[J].Engineering Failure Analysis,2025,168:109115-109115.
- [42]Balkundhi M ,Baloor S S ,Bolar G .Assessment of surface treatment methods for strengthening the interfacial adhesion in CARALL fiber metal laminates[J].Scientific Reports,2024,14(1):30909-30909.
- [43]Junming L ,Heng Z ,Bobo C , et al.Structure and properties of aluminum alloy composite conversion coating[J].Surface Engineering,2024,40(11-12):1088-1097.
- [44]Yin A ,Yu W ,Li W , et al.Microstructural and thermal relaxation of residual stress in dual peened TA15 titanium alloy fabricated by SLM[J].Material

- s Characterization,2024,218(P1):114496-114496.
- [45]Razzouk E ,Horváth K D ,Török I T .Critical Challenges in the Anodizing Process of Aluminium–Silicon Cast Alloys—A Review[J].Crystals,2024,14(7):617-617.
- [46]雷洋,隋金江,梅长春.铝合金时效析出强化机制及其对力学性能的影响[J].冶金与材料,2025,45(02):178-180.
- [47]Li B ,Jie B ,Zeng H , et al.Mechanical and anti-icing performance of superhydrophobic aluminum conductor by anodized oxide technique[J].Journal of Physics: Conference Series,2024,2846(1):012043-012043.
- [48]Yamashita T ,Gholizadeh R ,Yoshida S , et al.Effect of Deformation and Subsequent Heat Treatment on Sigma-Phase Precipitation and Mechanical Property of CoCrFeMnNi High Entropy Alloy:Special Issue on Materials Science on High-Entropy Alloys II[J].MATERIALS TRANSACTIONS,2024,65(9):1015-1024.
- [49]Zhang P ,Jiang X ,Zhang T , et al.Study on Fatigue Performance and Dislocation Evolution Mechanism of Nanoscale Nickel-Based Superalloys in Cryogenic Conditions[J].Nano,2024,(prepublish):
- [50]Hou M ,Pan C ,Wang M , et al.Improving the cavitation corrosion resistance of 6061 aluminum alloy by anodizing[J].Electrochimica Acta,2024,503144890-144890.
- [51]邵建波,任治倪,荣婷,等.激光选区熔化Al-Mg-Sc-Zr合金薄壁件显微组织与拉伸性能的均匀性[J].机械工程材料,2024,48(12):39-43.
- [52]Hu X ,Xu Z ,Jia X , et al.Microstructure and magnetic properties of AlCoCrCuFeNi high-entropy alloy prepared by selective laser melting[J].Journal of Alloys and Compounds,2025,1010177740-177740
- [53]Xin M ,Li S ,Li W , et al.Study on the laser self-fusion welding process, microstructure, and properties of 6082 aluminum alloy[J].Journal of Physics: Conference Series,2025,2954(1):012014-012014.
- [54][1]张喜龙,周永军,郭鹏程,等.基于机器学习和数值模拟的选区激光熔化Al-Mg-Sc-Zr合金成形工艺优化[J].中国有色金属学报,2025,35(02):487-502.
- [55][1]Wang Y ,Shi J .Influence of laser scan speed on micro-segregation in selective laser melting of an iron-carbon alloy: A multi-scale simulation study [J].Procedia Manufacturing,2018,26941-951.
- [56]Chenglong L ,Meiping W ,Weipeng D , et al.Effect of laser power on the forming quality of Al6061 alloy manufactured via selective laser melting[J].

- Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers,2024,238(1):363-371.
- [57]Chenglong L ,Meiping W ,Weipeng D , et al.Effect of laser power on the forming quality of Al6061 alloy manufactured via selective laser melting[J]. Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers,2024,238(1):363-371.
- [58]Wang Y ,Jing X ,Li Z , et al.Molecular dynamics research on the effect of selective laser melting parameters on porosity and properties of parts[J].Materials Today Communications,2024,41110626-110626.
- [59]Guan ,Jieren,Wang , et al.The effect of a remelting treatment scanning strategy on the surface morphology, defect reduction mechanism, and mechanical properties of a selective laser-melted Al-based alloy[J].Journal of Materials Science,2022,57(21):1-11.
- [60]Ge Y ,Qiao J ,Chang Z , et al.Multi-scale numerical simulation of the thermodynamic characteristics of Nb particles reinforced Zr-based amorphous composites by SLM[J].Materials Today Communications,2024,39108597-.
- [61]Wu Y ,Zhao J ,Zhang Z , et al.Improving interface joining strength of Ti6Al4V/AZ91D bimetal prepared by compound casting via Ni-coated Ti6Al4V lattice structure[J].Journal of Materials Research and Technology,2024,336114-6129.
- [62]Pourkhorshid E ,Rometsch P ,Chen G X .Laser-Based Additive Manufacturing Processability and Mechanical Properties of Al-Cu 224 Alloys with TiB Grain Refiner Additions[J].Materials,2025,18(3):516-516.
- [63]Zhang D ,Han Y ,Sun Z , et al.Study on the laser selective melting and forming process and organizational properties of a TiSi2-modified 7075 aluminum alloy[J].Materials Today Communications,2025,42111110-111110.
- [64]Yu C ,Wei L ,Lehui Z , et al.Preparation and properties of CoCrMo-Ni@Al₂O₃ composite by selective laser melting[J].Materials Characterization,2022,194
- [65]Lee K P ,Yu S .Identification of solid phase speciation of trace elements in dust dry deposition using focused ion beam and selected area electron diffraction[J].Journal of Trace Elements and Minerals,2024,9100174-.
- [66]Rajabi S ,Khodabandeh A ,Sadeghi S M , et al.Efficient utilization of remelt strategy for improving relative density and surface integrity to eliminate necessity of performing post-processing of additively manufactured 316L stainless steel[J].Progress in Additive Manufacturing,2024,10(1):1-18.
- [67]Deng H ,Wang Y ,Lv L , et al.Orientation dependence of microstructure an

- d mechanical property in selective laser-melted Inconel 718 alloy[J].*Materials Characterization*,2025,220114664-114664.
- [68]Xinzhi H ,Shubo X ,Xiaoyu J , et al.Effects of Heat Treatment on the Mechanical and Corrosion Resistance Properties of 316L NRHH Porous Bone Scaffolds by Selective Laser Melting[J].*Metallurgical and Materials Transactions A*,2024,55(5):1626-1642.
- [69]Zhang L ,Wang M ,Li H , et al.Influence of layer thickness and heat treatment on microstructure and properties of selective laser melted maraging stainless steel[J].*Journal of Materials Research and Technology*,2024,333911-3927.
- [70]Shenghua D ,Longxia W ,Hongjin Z , et al.Microstructure and mechanical properties of selective laser melted Al-Zn-Mg-Si-Sc-Zr alloy with high hot-cracking resistance[J].*Journal of Alloys and Compounds*,2024,973
- [71]韩英,吴雨航,赵春禄,等.选区激光熔化成形Al-Si-Fe-Mn-Ni合金的高温蠕变行为[J].*金属学报*,2025,61(01):154-164.
- [72]Tianchun Z ,Minying C ,He Z , et al.Effect of Heat Treatments on Microstructure and Mechanical Properties of AlSi7Mg Fabricated by Selective Laser Melting[J].*Journal of Materials Engineering and Performance*,2021,31(3):1791-1802.
- [73]Xu S ,Lu Q ,Ou Y , et al.Effect of Heat Treatment on the Anisotropic Mechanical Properties of AlSi10Mg Fabricated by Selective Laser Melting[J].*Journal of Materials Engineering and Performance*,2023,33(19):10401-10414.
- [74]Zhang X ,Chen S ,Wang Z , et al.Effect of cooling rates and heat treatment time on Si phase of AlSi10Mg alloy manufactured by selective laser melting: Microstructure evolution and strengthening mechanism[J].*Journal of Alloys and Compounds*,2024,1007176494-176494.
- [75]Reztsov B R ,Ovchinnikov V V .Friction Stir Welding of the AlSi10Mg Aluminum Alloy Produced by Selective Laser Melting[J].*Russian Metallurgy (Metally)*,2025,2024(3):555-560.
- [76]Xue H ,Shi L ,Liu C , et al.Effect of process parameters on the growth and microstructure of anodic films on 6061 aluminum alloy in alkaline electrolytes[J].*Surface Engineering*,2025,41(1):55-64.
- [77]Khorshidi S ,Zarbakhsh A ,Lawaf S , et al.In Vitro Effect of Anodization of Titanium Abutments on Color Parameters and Color Difference of Lithium Disilicate All-Ceramic Crowns.[J].*Clinical and experimental dental research*

h,2024,10(5):e70002.

- [78]Li B ,Jie B ,Zeng H , et al.Mechanical and anti-icing performance of superhydrophobic aluminum conductor by anodized oxide technique[J].Journal of Physics: Conference Series,2024,2846(1):012043-012043.

攻读学位期间发表的学术论文目录

- [1] 丁满,刘桐,陶靖,等, 热处理工艺对增材制造高强 Al-Mg-Sc 合金组织与力学性能的影响[J], 热加工工艺

致 谢

行文至此，落笔为终。回首求学岁月，恍如一场漫长的跋涉，沿途有风雨兼程，亦有繁花相送。那些在实验室里挑灯夜战的时光，那些被困惑与顿悟交织的日子，都在此刻化作心底最温暖的珍藏。

首先，衷心感谢我的导师刘桐教授和赵禹教授。刘老师渊博的学识、严谨的治学态度和开阔的学术视野，为我指明了研究方向；赵老师春风化雨般的耐心指导和不厌其烦的悉心点拨，让我在迷茫时总能找到前行的勇气。两位导师亦师亦友，不仅教会我如何做学问，更以豁达的人生态度感染着我。同时，感谢王朦朦老师在日常学习和科研中给予的宝贵建议与无私帮助，您的鼓励是我坚持的动力。

感谢师兄陶靖和吕四振，从初入课题时的倾囊相授，到论文写作时的细致斧正，你们的经验与关怀让我少走了许多弯路。同窗之谊，终生难忘。感谢同学王允杰、吴俊杰和王立鹏，难忘我们一起讨论、互相扶持的日夜，你们的智慧与幽默为这段旅程增添了太多亮色。

感谢师妹陶文惠，你的乐观与勤勉始终激励着我，愿你在未来的科研路上绽放更耀眼的光芒。此外，特别感谢实习期间李思雨等同事的真诚相助，你们让我在实践中领悟了团队协作的力量，也让我对行业有了更深刻的理解。

最后，感恩所有未曾提及却默默支持我的师长、亲友。是你们的陪伴，让这段岁月有了温度；是你们的期待，让我在疲惫时仍能仰望星空。学术之路漫漫，唯愿以此刻为起点，怀揣感激与热爱，继续奔赴下一场山海。

山水一程，三生有幸。谨以此文，致敬所有照亮我生命的光。