

分类号: TG113.25

学校代码: 10363

密 级: 公开

学 号: 2220110175



安徽工程大学

Anhui Polytechnic University

硕士学位论文

题 目 基于晶体塑性理论的 SLM AISi10Mg

合金拉伸与疲劳性能研究

论 文 作 者 张伟

校 内 导 师 王建彬 教授

校 外 导 师 李红伟

专业学位类别 机械

研究方向 (领域) 金属材料的力学性能研究

论文提交日期: 2025 年 5 月 20 日

分类号: TG113.25

单位代码: 10363

密 级: 公开

学 号: 2220110175

基于晶体塑性理论的 SLM AlSi10Mg 合金拉伸与疲劳性能
研究

RESEARCH ON THE TENSILE AND FATIGUE PROPERTIES OF SLM
ALSI10MG ALLOY BASED ON CRYSTAL PLASTICITY THEORY

学生姓名: 张伟

指导教师: 王建彬 教授

校外导师: 李红伟

专 业: 机械

研究方向: 金属材料的力学性能研究

论文答辩日期: 2025 年 5 月 9 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：张伟

日期：2025 年 5 月 16 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：张伟

日期：2025 年 5 月 16 日

指导教师签名：王建树

日期：2025 年 5 月 16 日

基于晶体塑性理论的 SLM AlSi10Mg 合金拉伸与疲劳性能研究

摘 要

金属增材制造工艺因具有设计自由度高、材料利用率高、定制化、成本低等优点而广泛应用于汽车制造、航空工业、医疗设备和模具制造等领域。由于增材制造过程中产生的巨大热梯度，导致材料内部微观组织和晶体取向呈不均匀分布。材料经过快速熔化和冷却，使得在微观尺度上形成高纵横比的柱状晶粒。晶粒在平行于打印方向上呈外延生长和柱状，其生长方向与增材制造热流方向一致。在垂直于打印方向上，主要由形态各异的等轴晶组成。同时，由于显著的热梯度与极高的冷却速率共同作用，导致材料内部存在强织构的特征。这种独特的加工工艺导致材料在微观组织与力学性能上均表现出较强的各向异性。试验也表明，不同打印方向加工的试样在力学性能上存在显著差异。综上所述，晶粒的不均匀分布与择优取向的织构等微观因素可能是导致在材料内部产生疲劳裂纹萌生和扩展的关键因素。

AlSi10Mg 合金因具有良好的铸造性能而在铸造类零件的制造中得到广泛的应用，是增材制造中最常用的铝合金之一。由于微观组织对增材制造材料力学性能具有显著影响，因此本文使用基于位错滑移机制的晶体塑性有限元方法，以选区激光熔化(SLM)AlSi10Mg 合金为研究对象，以微观机理研究为突破点，探究位错滑移、晶体取向、晶粒形貌等因素与宏观拉伸与疲劳塑性变形机制的关联。主要开展了以下工作：

(1) 为 SLM AlSi10Mg 合金的晶体塑性数值模拟研究提供建模和试验依据并了解材料的宏、微观特性，开展了 SLM AlSi10Mg 合金的力学性能

及微观结构表征试验。发现材料微观形貌分布不均匀,晶粒细密,网状 Si 分布在 Al 基体周围,形成过饱和的固溶体。由于细晶强化、固溶强化及沉淀强化共同作用下,使得 SLM AlSi10Mg 合金强度和硬度较高。KAM 图显示,高度应力集中区域处于熔池边界与晶界的周围。

(2) 基于唯象的晶体塑性理论框架,对单调拉伸作用下的 SLM AlSi10Mg 合金展开数值模拟研究工作,主要研究了拉伸前后组织的演化和其他细观力学行为。研究表明,拉伸过程中沉积态试样的组织类型和组织强度未发生明显变化,这一仿真结果与实验现象一致。同时,揭示了晶界因素对位错运动的阻碍作用,符合 Hall-Petch 关系所描述的细晶强化规律。与载荷呈 45 度方向出现应变带,符合 Schmid 定律中的描述。晶界与晶体取向均对位错运动产生影响,进而影响材料在拉伸作用下的力学响应。

(3) 使用非线性随动硬化模型结合基于 EBSD 试验数据建立的多晶代表性体积单元 (RVE) 模型,研究了材料在循环载荷作用下的塑性变形响应机制,通过仿真复现了疲劳试验中出现的滞回特性、包新格效应等现象。研究发现,累积塑性滑移的增长随循环次数增加呈线性增长,反映了材料内部由局部损伤逐步累积加剧的疲劳损伤过程。在三叉晶界处应力集中的现象表现十分明显,累积塑性滑移在晶间分布不均匀,软取向晶粒累积塑性滑移显著,表明晶体取向与晶界对循环塑性变形的影响较大。通过进一步调控组织和晶界的分布可以优化材料的抗疲劳性能。

关键词: 选区激光熔化 AlSi10Mg 合金; 晶体塑性有限元; 拉伸性能; 疲劳性能; 组织演化

RESEARCH ON THE TENSILE AND FATIGUE PROPERTIES OF SLM ALSi10MG ALLOY BASED ON CRYSTAL PLASTICITY THEORY

ABSTRACT

The metal additive manufacturing process is widely used in fields such as automotive manufacturing, aviation industry, medical equipment, and mold manufacturing due to its advantages of high design freedom, high material utilization, customization, and low cost. Due to the huge thermal gradient generated during additive manufacturing, the internal microstructure and crystal orientation of the material are unevenly distributed. The material undergoes rapid melting and cooling, resulting in the formation of high aspect ratio columnar grains at the microscale. The grains grow epitaxially and in a columnar shape parallel to the building direction, and their growth direction is consistent with the heat flow direction of additive manufacturing. In the direction perpendicular to the building direction, it is mainly composed of equiaxed crystals with different shapes. At the same time, due to the significant thermal gradient and extremely high cooling rate, there are strong texture features inside the material. This unique processing technique results in strong anisotropy in both microstructure and mechanical properties of the material. The experiment also showed that there were

significant differences in the mechanical properties of samples processed in different building directions. In summary, the uneven distribution of grains and microstructural factors such as preferred orientation may be key factors leading to the initiation and propagation of fatigue cracks within the material.

AlSi10Mg alloy has been widely used in the manufacturing of cast parts due to its excellent casting performance, and is one of the most commonly used aluminum alloys in additive manufacturing. Due to the significant influence of microstructure on the mechanical properties of additive manufacturing materials, this paper uses a crystal plasticity finite element method based on dislocation slip mechanism to investigate the relationship between dislocation slip, crystal orientation, grain morphology and macroscopic tensile and fatigue plastic deformation mechanisms in AlSi10Mg alloy melted by selective laser melting. The micro mechanism research is taken as the breakthrough point to explore the correlation between dislocation slip, crystal orientation, grain morphology and other factors. The main work carried out is as follows:

(1) To provide modeling and experimental basis for the numerical simulation of crystal plasticity of SLM AlSi10Mg alloy and understand the macroscopic and microscopic characteristics of the material, mechanical properties and microstructure characterization experiments of SLM AlSi10Mg alloy were carried out. It was found that the microstructure distribution of the material was uneven, with fine grains and a network of Si distributed around the Al matrix, forming a supersaturated solid solution. Due to the combined effects of fine grain

strengthening, solid solution strengthening, and precipitation strengthening, SLM AlSi10Mg alloy has higher strength and hardness. The KAM diagram shows that the area of high stress concentration is located around the boundaries of the melt pool and grain boundaries.

(2) Based on the phenomenological crystal plasticity theory framework, numerical simulation research was conducted on SLM AlSi10Mg alloy under monotonic tension, mainly studying the evolution of texture and other micromechanical behaviors before and after tension. Research has shown that there is no significant change in the texture type and texture strength of the deposited samples during the stretching process, which is consistent with the experimental phenomenon. At the same time, the hindering effect of grain boundary factors on dislocation motion was revealed, which conforms to the fine grain strengthening law described by the Hall-Petch relationship. Strain bands appear at a 45 degree angle to the load, consistent with the description in Schmid's law. Both grain boundaries and crystal orientations have an impact on dislocation motion, which in turn affects the mechanical response of materials under tensile stress.

(3) The plastic deformation response mechanism under cyclic loading was studied using a nonlinear kinematic hardening model combined with a polycrystalline representative volume element (RVE) model established based on EBSD test data. The hysteresis characteristics and Bauschinger effect phenomena in fatigue tests were reproduced through simulation. Research has found that the

growth of cumulative plastic slip increases linearly with the number of cycles, reflecting the fatigue damage process in which the material gradually accumulates and intensifies from local damage. The stress concentration phenomenon is obvious at the triple grain boundary, and the cumulative plastic slip is unevenly distributed between grains. The cumulative plastic slip of soft oriented grains is significant, indicating that the influence of crystal orientation and grain boundary on cyclic plastic deformation is significant. By regulating the texture and grain boundary distribution, the fatigue resistance of materials can be optimized.

KEY WORDS: SLM AlSi10Mg alloy; crystal plasticity finite element method; tensile properties; fatigue properties; texture evolution

目录

摘 要.....	I
目录.....	I
插图清单.....	IV
附表清单.....	VI
第 1 章 绪论.....	1
1.1 研究背景与意义.....	1
1.2 选区激光熔化 AlSi10Mg 合金的研究现状.....	3
1.2.1 选区激光熔化技术的加工原理及特点.....	3
1.2.2 选区激光熔化 AlSi10Mg 合金拉伸与疲劳变形的微观机理.....	4
1.2.3 晶体塑性在 SLM AlSi10Mg 合金拉伸与疲劳性能研究中的应用.....	6
1.3 本文主要创新点.....	10
1.4 研究内容与论文思路.....	10
1.4.1 论文研究内容.....	10
1.4.2 论文研究思路.....	11
第 2 章 晶体学基础与晶体塑性本构理论.....	14
2.1 引言.....	14
2.2 晶体学基础.....	14
2.2.1 晶体结构.....	14
2.2.2 晶体取向.....	15
2.2.3 位错运动与滑移规律.....	16
2.3 晶体塑性理论.....	17
2.3.1 晶体塑性本构理论.....	18
2.3.2 硬化模型.....	21
2.3.3 循环本构关系.....	22
2.4 晶体塑性本构模型的数值求解方法.....	23
2.5 本章小结.....	24
第 3 章 选区激光熔化 AlSi10Mg 合金的力学性能及微观组织表征.....	25

3.1 引言.....	25
3.2 试样制备.....	25
3.2.1 试样制备.....	25
3.2.2 化学成分.....	26
3.3 选区激光熔化 AlSi10Mg 合金的力学性能.....	26
3.3.1 硬度.....	26
3.3.2 拉伸性能.....	26
3.3.3 疲劳性能.....	28
3.4 选区激光熔化 AlSi10Mg 合金的微观组织表征.....	29
3.4.1 XRD 物相表征	29
3.4.2 金相表征.....	30
3.4.3 EBSD 表征	31
3.5 本章小结.....	35
第 4 章 选区激光熔化 AlSi10Mg 合金的拉伸力学行为研究.....	36
4.1 引言.....	36
4.2 基于 Neper 建模的拉伸力学行为与织构演化.....	36
4.2.1 建模流程与研究方法.....	36
4.2.2 累积剪切应变分布.....	39
4.2.3 织构演化.....	40
4.3 基于 EBSD 实验数据建模的拉伸变形细观力学行为研究	41
4.3.1 多晶模型的建立与边界条件设置.....	41
4.3.2 细观力学行为对比研究.....	43
4.4 本章小结.....	45
第 5 章 选区激光熔化 AlSi10Mg 合金的疲劳性能研究.....	47
5.1 引言.....	47
5.2 多晶模型微观结构分析与研究方法.....	47
5.2.1 多晶有限元模型的微观结构分析.....	47
5.2.2 边界条件的设置.....	48
5.2.3 晶体塑性参数的确定与滞回特性.....	49

5.3 循环载荷下的细观力学行为研究.....	50
5.3.1 应变幅对疲劳强度的影响.....	50
5.3.2 应变幅对应变分布的影响.....	51
5.3.3 微观结构对裂纹萌生的影响.....	51
5.3.4 累积剪切应变.....	55
5.4 本章小结.....	58
第 6 章 总结与展望.....	59
6.1 研究总结.....	59
6.2 研究展望.....	60
参考文献.....	62
攻读硕士学位期间发表学术论文及参研项目	69
致谢.....	70

插图清单

图 1-1 增材制造典型应用场景	1
图 1-2 SLM 加工原理示意图	3
图 1-3 金属增材制造热循环示意图	5
图 1-4 周期性改变工艺参数示意图	7
图 1-5 不同建造方向的试样样品	7
图 1-6 不同建造方向的微观组织 RVE 模型.....	8
图 1-7 SLM AlSi10Mg 合金的泰森多边形 RVE 模型.....	8
图 1-8 织构对各向异性的影响	9
图 1-9 本文章节安排	11
图 1-10 本文研究思路	12
图 2-1 面心立方晶格结构示意图	14
图 2-2 欧拉角的定义	16
图 2-3 变形的分解	18
图 3-1 打印方向示意图	25
图 3-2 单轴拉伸试样尺寸	26
图 3-3 SLM AlSi10Mg 合金的拉伸试验应力应变曲线	27
图 3-4 金属疲劳试验棒材试样尺寸	28
图 3-5 SLM AlSi10Mg 合金疲劳试验棒材试样	28
图 3-6 R_ϵ 为-1 的应变控制疲劳试验在前 5 周的滞回曲线	29
图 3-7 R_ϵ 为 0.1 的应变控制疲劳试验在前 100 周的滞回曲线.....	29
图 3-8 沉积态试样的 XRD 物相.....	30
图 3-9 SLM AlSi10Mg 合金的光学显微镜图像	31
图 3-10 SLM AlSi10Mg 合金的 IPF 图	32
图 3-11 SLM AlSi10Mg 合金的晶粒尺寸统与晶体取向极图	32
图 3-12 SLM AlSi10Mg 合金的相分布图	33
图 3-13 SLM AlSi10Mg 合金的纵向 KAM 图	34
图 3-14 100×100um 的 SLM AlSi10Mg 合金的 IPF 图	34

图 4-1 试样制备、表征与微观晶粒几何 RVE 模型的建立流程.....	37
图 4-2 微观材料参数的赋予流程	38
图 4-3 试验与仿真应力应变曲线对比	38
图 4-4 总的累积剪切应变分布	39
图 4-5 初始晶体取向极图	41
图 4-6 晶体塑性仿真织构的演化过程	41
图 4-7 SLM AlSi10Mg 合金试样制备-表征-建模-研究流程	42
图 4-8 不同载荷下的应力云图	43
图 4-9 Schmid 定律示意图	44
图 4-10 不同拉伸载荷下的应变云图	45
图 5-1 基于 EBSD 数据的多晶模型微观信息	48
图 5-2 本章施加的周期性循环载荷	48
图 5-3 试验与晶体塑性模拟的滞回曲线对比	49
图 5-4 不同应变幅值的应力分布云图	50
图 5-5 不同应变幅值的应变分布云图	51
图 5-6 不同应变幅值的累积塑性滑移云图	52
图 5-7 不同应变幅值在循环 5 周后的累积塑性滑移	53
图 5-8 不同循环次数的累积塑性滑移	54
图 5-9 0.4%应变幅值下循环 25 周后的累积塑性滑移	55
图 5-10 不同应变幅值下的累积剪切应变	56
图 5-11 0.4%应变幅值下循环不同次数的累积剪切应变	57

附表清单

表 2-1 面心立方体晶格的滑移系	17
表 3-1 SLM AlSi10Mg 合金的加工工艺参数	26
表 3-2 SLM AlSi10Mg 合金的化学成分(wt.%)	26
表 3-3 样品的维氏硬度 (HV)	26
表 3-4 SLM AlSi10Mg 合金的拉伸力学参数	28
表 4-1 本章用到的晶体塑性参数	39
表 5-1 本章使用的晶体塑性参数	50

第1章 绪论

1.1 研究背景与意义

金属增材制造工艺常应用于汽车零件、航空航天、医疗器械、能源行业及模具制造等众多领域^[1-3]。金属增材制造工艺^[4]是一种融合了数字化建模、激光加工和计算机控制的高端装备制造技术，满足了制造业的发展对重大技术装备的需求。目前，在高端装备制造、精密仪器、模具加工等领域，许多高性能、高可靠性、高精度的零部件均通过锻造工艺加工制造而成。由于锻造工艺^[5-7]能够显著改善金属构件材料内部的孔隙等缺陷，这使得金属构件内部缺陷较少，微观组织均匀，致密度较高。因此，锻件具有十分优异的综合力学性能。然而，对于几何形状复杂以及个性化定制的零件，由于锻造过程中金属材料的流动以及变形难以达到高精度控制，这使得加工此类零件的难度显著增加^[8]。金属增材制造工艺基于“离散-堆积”的成形原理^[9, 10]，通过逐点逐层堆积熔化并烧结金属材料，最终构建出计算机建模设计出的三维实体。这种具有增材制造特征的加工原理，使得复杂几何形状的金属零件能够达到高精度成形。该技术具有无模具制造、设计自由度高、加工周期短、高材料利用率的显著优势，能够有效地弥补锻造工艺在复杂形状零件成形中面临的局限。但是，由于金属增材制造成形致密度高、微观组织均匀的零件方面存在一定的难度，使得其在力学性能上还需进一步提高^[11, 12]。

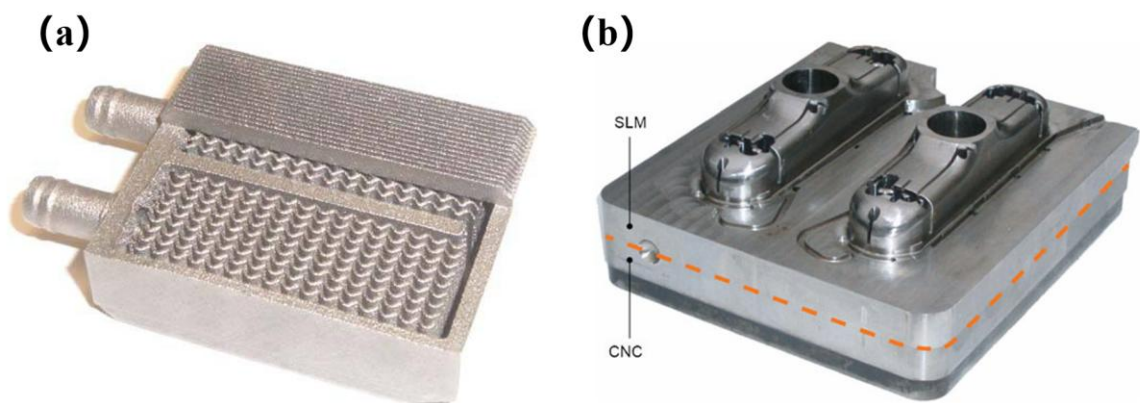


图 1-1 增材制造典型应用场景 (a) 金属增材制造的微型热交换器^[13]; (b) SLM 成型的压铸模具^[14]

金属增材制造技术以金属粉末、金属丝材等为主要原材料，其中金属粉末因成形精度高、材料利用率高而成为增材制造应用最广泛的原材料形态^[15]。目前，增材制造技术

所采用的金属材料体系涵盖钛合金^[16, 17]、铝合金^[18, 19]、高温合金^[20, 21]、钢^[22, 23]和镁合金^[24, 25]等。这些材料因其自身的物理、化学和力学性能，能够满足不同应用场景和特定需求。根据能量源的不同，金属增材制造技术可进一步划分为激光增材制造、电子束增材制造和电弧增材制造。按照打印特征进行分类可以划分为以铺粉为特征的粉末床熔融（Powder bed fusion, PBF）和以送粉或送丝为特征的定向能量沉积（Direct energy deposition, DED）两大类^[26-28]。PBF工艺利用激光、电子束或红外热源选择性熔化或烧结粉末床区域的材料，逐层堆积成形。其代表性技术包括选区激光熔化（Selective laser melting, SLM）和电子束选区熔融（Electron beam melting, EBM）。其中，SLM技术因其高精度、高成形效率和对复杂结构的良好适应性，成为金属增材制造中应用最为广泛的工艺之一。DED工艺则以送粉或送丝为特征，通过聚焦热源（如激光、电子束或电弧）同步熔化并沉积材料，实现零件的快速成形。常见的DED技术包括激光熔粉沉积（Laser metal deposition, LMD）、电子束熔丝沉积（Electron beam freeform fabrication, EBF）^[29, 30]以及电弧熔丝增材制造（Wire arc additive manufacturing, WAAM）^[31, 32]等。

影响金属增材制造材料力学性能的关键因素^[33-35]主要包括：（1）微观晶粒形貌的影响^[36, 37]。受温度梯度的影响，金属增材制造初生相的晶粒形态是呈外延生长的柱状晶，使得沿着打印方向与垂直于打印方向晶粒形貌显著不同，这种不均匀的微观结构会引起增材制造宏观力学性能（如强度、延展性）呈现各向异性；（2）织构对材料的宏观力学性能具有显著影响^[36]。尤其是在增材制造过程中，由于逐层堆积和热梯度的作用，晶粒倾向于沿特定方向择优生长，从而在材料内部存在强织构。织构被认为是材料在大变形条件下力学性能呈现各向异性的根本原因。在材料变形过程中，织构通过调控细观尺度上的位错运动行为，影响滑移系的开动和位错增殖，进而导致宏观力学性能表现出明显的各向异性。这种各向异性主要体现在不同方向上的强度、延展性以及断裂行为的差异上；（3）制造缺陷^[38]（气孔、未熔合缺陷等）导致应力集中现象，降低零件的服役年限。综上所述，为进一步提高增材制造构件的力学性能可以从“制造工艺-微观组织-力学性能”更加本质的关系出发，研究增材制造拉伸与疲劳的损伤机制，为优化工艺参数和改进热处理制度奠定理论基础。通过进一步揭示材料变形损伤的微观机理对提高金属增材制造材料的力学性能具有重要的工程应用价值和意义。

AlSi10Mg合金^[39]具有良好的铸造性能，是铸造铝合金中应用最广泛的合金材料之一。但利用铸造工艺制造的零件，存在精度不高、成品率低的不足。选区激光熔化技术

可以很好的弥补这一局限。但是，由于微观组织的不均匀性使得材料力学性能也表现出一定的各向异性和不足。通过调控微观组织可以进一步提高增材制造材料的综合力学性能。因此，本文以选区激光熔化AlSi10Mg合金为研究对象，以微观机理研究为突破点，研究金属增材制造材料宏观变形损伤的微观机理。

1.2 选区激光熔化 AlSi10Mg 合金的研究现状

1.2.1 选区激光熔化技术的加工原理及特点

选区激光熔化技术^[40, 41] (selective laser melting, SLM) 是目前常用的金属增材制造加工工艺，其核心原理是利用高能激光束作为能量源，基于三维模型的切片数据逐层选择性地熔化/烧结金属粉末，最终构建出复杂的三维实体零件(图1-2)。具体工艺流程如下：首先，水平刮板将一层金属粉末均匀铺展在加工室的基板上；随后，高能激光束根据当前层的二维轮廓的切片信息进行选择性地熔化并烧结金属粉末，最后形成固态层；接着，升降系统调节基板下降一个铺粉厚度的距离，水平刮板再次铺粉，设备对新的粉末层进行加工。如此循环往复，逐层堆积，直至完成整个零件的制造。选区激光熔化技术的成形质量显著依赖于加工工艺参数的优化。关键的工艺参数包括铺粉厚度、扫描速度、激光功率和扫描间距等。这些参数直接影响熔池的形成、冷却速率以及微观结构的均匀性，进而决定零件的致密度、表面质量和力学性能。因此，在金属增材制造加工过程中，合理地选择和调控加工工艺参数对于确保成形零件的质量至关重要。

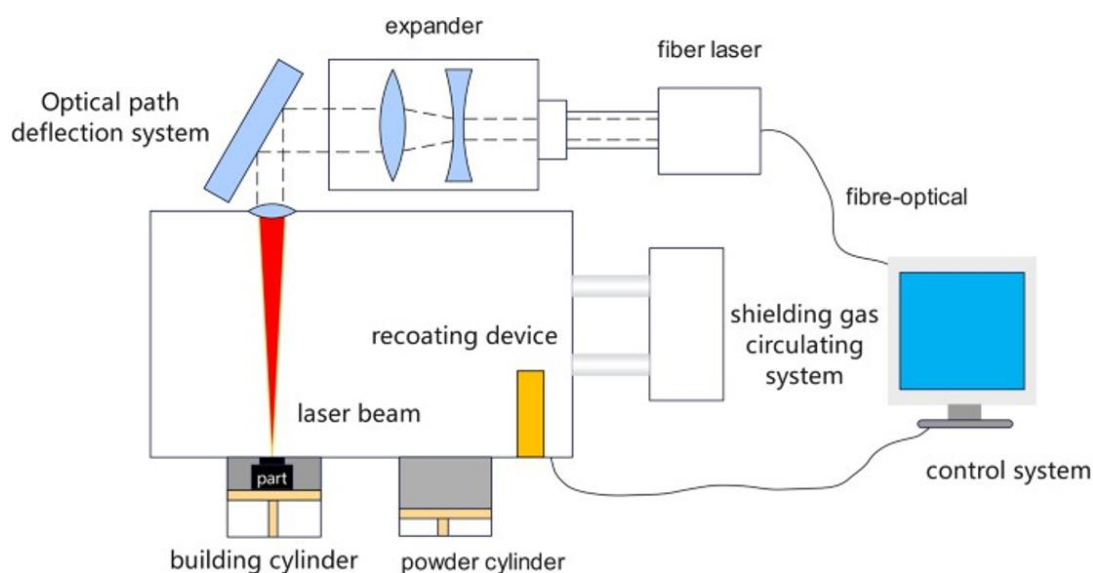


图 1-2 SLM 加工原理示意图

选区激光熔化技术具有诸多优点，由于高能量密度的激光束精细控制熔化并烧结金属材料。这使得成型零件尺寸精度较高、表面质量以及力学性能表现优异。由于上述优

势，使得选区激光熔化技术在航空航天、医疗器械、汽车制造以及武器装备等领域得到广泛的应用。同时，也为设计、制造和装备复杂结构零件提供了新的可能性。

1.2.2 选区激光熔化 AlSi10Mg 合金拉伸与疲劳变形的微观机理

静态承载力的不足以及疲劳失效是工程构件在服役过程中常见的两种失效模式。尤其是疲劳性能对高端装备零件的可靠性和使用寿命具有重要影响^[42]。静态承载力的不足在工程实践中通常表现为材料的塑性变形或断裂。疲劳失效则表现为构件在受到循环载荷工况的作用下，构件表面或内部出现裂纹萌生和扩展。目前，增材制造金属零件因具有良好的力学性能常作为工程机械的主要承力构件使用。能否满足静态承载性能和疲劳性能的要求是衡量其力学性能的主要技术指标。疲劳是指材料以及工程构件在受到交变载荷的作用下，最终导致构件失效的现象。由于材料微观裂纹、孔洞等缺陷，使得在局部缺陷周围应力集中显著，逐渐产生塑性损伤并累积到达一定程度产生宏观微裂纹。大量的工程案例和试验研究显示，机械构件在服役过程中，由于受到循环载荷工况，所发生的绝大多数破坏均是由疲劳失效引起的。材料的疲劳失效过程通常可分为以下三个阶段，研究各个阶段的损伤机理对于提高材料的抗疲劳性能具有非常重要的意义。

(1) 裂纹萌生阶段：在构件受到循环载荷的作用下，由于材料表面存在缺陷、材料内部存在缺陷或夹杂物使得局部区域产生应力集中，最终导致疲劳裂纹的萌生。

(2) 裂纹扩展阶段：微裂纹继续在循环载荷工况的作用下进一步逐步扩展，最终形成宏观裂纹。这一阶段的裂纹扩展速率通常遵循Paris定律，即裂纹扩展速率规律。

(3) 裂纹失稳瞬时断裂阶段：当宏观裂纹扩展到临界尺寸时，零件发生失稳断裂。这一阶段的断裂通常是突然发生的，因此称为裂纹失稳瞬时断裂阶段。这一现象的发生标志着零件的断裂或疲劳失效，零件已无法正常使用。

由于金属增材制造具有广阔的应用前景，选区激光熔化AlSi10Mg合金因其良好的铸造性能，受到越来越多的关注。其静承载能力和疲劳性能的提升一直是该领域致力于解决的问题。在增材制造力学性能的研究中，微观机理的研究是提升力学性能和降低其各向异性的重要因素。调控工艺参数可以进一步优化微观组织的分布进而提高力学性能，因此探索组织-性能之间的联系是该领域研究工作的突破方向。

在增材制造过程中，能量源（如激光或电子束）通过逐点、逐线、逐面熔化丝材或粉材并使其凝固堆积，最终形成三维实体零件。在此过程中，熔池内部经历反复的热循环^[43]（如图1-3所示），由于显著的温度梯度作用，形成了贯穿多个熔覆层的外延生长柱

状晶组织。这种微观晶粒形貌的形成与打印方向密切相关^[44]：沿打印方向，晶粒主要表现为外延生长的柱状晶，这是由于热量沿打印方向传导，导致沿打印方向形成显著的温度梯度，促进了晶粒的定向生长。沿打印方向由于再结晶的存在使得晶粒细化，大量等轴晶与柱状晶交汇的区域，存在高度应力集中，容易成为易于断裂区域，进而影响材料的力学性能。由此可以发现这种不均匀的微观形貌特征对增材制造材料力学性能影响巨大^[45]。此外，反复的热循环也使得材料内部存在微塑性应变和较高程度的残余应力，这对合金的服役性能是不利的；垂直于打印方向，晶粒则主要由等轴晶组成，这一现象与增材制造的热梯度、冷却速率以及熔池的几何特征有关。垂直于打印方向的热梯度相对较小，在快速冷却条件下，熔池边缘的过冷度较大，导致大量晶核同时形成并生长，从而形成等轴晶。较为均匀的微观形貌使得垂直于打印方向制造的样品受到拉伸等载荷时力学性能比较稳定。综上所述，这种各向异性的晶粒形貌直接影响材料的力学性能。

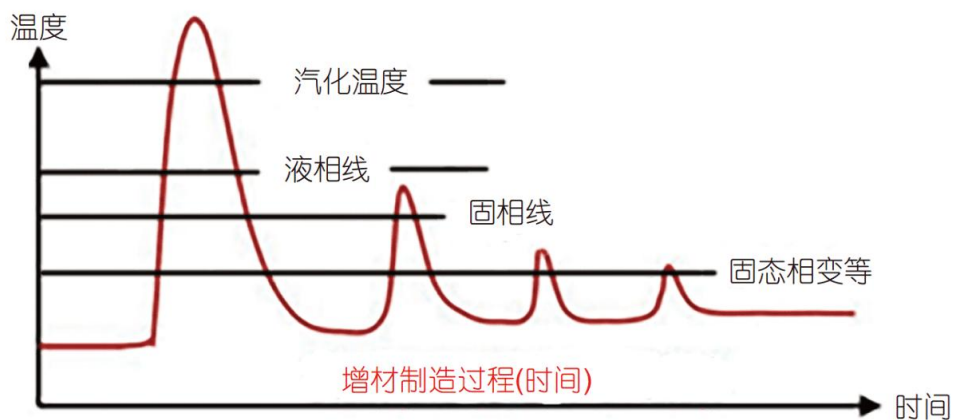


图 1-3 金属增材制造热循环示意图^[43]

织构会显著影响材料的力学性能，尤其是在增材制造过程中，织构的形成与热梯度、冷却速率和逐层堆积的特性密切相关。在增材制造过程中，每一层的熔池底部与已凝固的上一层接触，新熔化的金属在凝固时会以上一层的晶粒为起点呈现外延生长，导致晶粒沿特定的方向择优取向。织构对材料力学性能的显著影响主要体现在各向异性、滑移系的开动、断裂行为和疲劳性能等方面。织构的存在可能导致塑性变形的不均匀性，特别是在多晶材料中，不同晶粒的取向差异会使得某些区域更容易发生塑性变形。织构会影响裂纹的扩展路径，特别是在晶界和滑移面处或在某些方向上，裂纹可能更容易沿着晶界或特定的滑移面扩展。由于位错、熔池特征、微观晶粒形貌、晶体取向等因素^[46]对 SLM AlSi10Mg 合金的服役性能具有极其重要的影响。因此，深入研究增材制造金属材料的微观组织演化规律，探究组织-性能之间的关系，对于揭示其各向异性机理、优化工

艺参数以及提高力学性能具有重要意义。

1.2.3 晶体塑性在 SLM AlSi10Mg 合金拉伸与疲劳性能研究中的应用

综合上一节内容,针对选区激光熔化AlSi10Mg合金力学性能的研究仍存在许多未解释清楚的机理以及尚不清晰的技术问题。增材制造AlSi10Mg合金的拉伸与疲劳塑性变形问题是多尺度多因素耦合的复杂非线性物理问题^[47, 48]。由于显微组织对SLM AlSi10Mg合金力学性能、各向异性、拉伸和疲劳断裂等宏观力学响应具有关键性的影响作用。因此,需要深入探究材料微观组织的演化规律,包括微观结构、位错运动、织构演化和晶界效应等。进一步阐述组织-性能之间的关系,对揭示其塑性变形响应机制具有深刻的影响意义。近年来,随着材料显微表征技术、微细观多晶建模技术和有限元分析计算方法的迅速发展,晶体塑性模拟、分子动力学模拟等多尺度数值模拟方法受到越来越多的关注和应用。由于晶体塑性模拟方法展现了处理复杂微观及细观尺度力学响应问题的强大优势^[48],本文将以选区激光熔化AlSi10Mg合金为研究对象,使用晶体塑性有限元研究方法,深入研究材料微观组织的演化规律,进一步揭示选区激光熔化AlSi10Mg合金微观组织-力学性能之间的内在联系,为增材制造力学研究提供新的思路。

晶体塑性有限元方法(Crystal Plasticity Finite Element Method, CPFEM)^[49]是一种将基于位错滑移的晶体塑性理论与有限元分析理论相结合的计算方法,能够在介观尺度上建立宏观力学响应与微观位错滑移之间的桥梁,从而有效表征材料的疲劳破坏过程。晶体塑性理论的研究最早可追溯至20世纪20年代,1934年,Taylor G.I.^[50]基于剪切变形理论,认为单晶塑性变形的本质是位错滑移引起的晶体切变,并对其进行了定量描述。随后,Hill R和Rice J.R.^[51, 52]建立了晶体塑性理论的基本框架,用于分析单晶体的率无关变形行为。在这些研究的基础上,进一步发展了率相关^[53]以及包含变形孪晶^[54-59]的晶体塑性本构理论,这些研究逐步完善了晶体塑性本构理论体系。目前,针对大变形问题的晶体塑性本构理论已基本成熟。关于晶体塑性本构理论的系统性介绍,可参考Asaro R.J.^[60]、皮华春等^[61]、章海明等^[62]以及Roter S.F.等^[63]的研究工作。这些理论为晶体塑性有限元的发展奠定了坚实的理论基础,使其成为研究材料微观结构与宏观力学性能之间关系的重要工具^[64, 65]。由于晶体塑性理论在多尺度建模和仿真领域的优势^[66, 67],也使得该方法在增材制造力学性能研究领域受到越来越多的关注^[68]。通过使用该方法能够有效且准确的表征复杂微观结构与宏观边界的交互作用^[63]。

针对增材制造微观晶粒形貌对力学性能的影响研究。由于熔池内部温度场的影响,

熔池顶部区域会发生柱状晶向等轴晶的转变，从而形成一定厚度的等轴晶组织。然而，随着下一层材料的沉积，该等轴晶区域会完全重熔，导致等轴晶组织的消失。基于这一现象，Zhang等^[69]在定向能量沉积（DED）Ti-6Al-4V合金的制备过程中，通过周期性改变工艺参数的策略（图1-4），成功保留了材料内部的等轴晶区域，最终获得了全等轴晶的晶粒组织，这一研究为调控增材制造材料的微观组织提供了新的思路。由于增材制造成形过程中存在极高的温度梯度，材料在沿着打印方向的热流作用下形成外延生长的柱状晶粒，而在垂直于打印方向则因快速冷却和高过冷度形成等轴晶组织。这种微观组织的各向异性分布直接导致材料力学性能呈现显著的各向异性特征。为进一步研究不同打

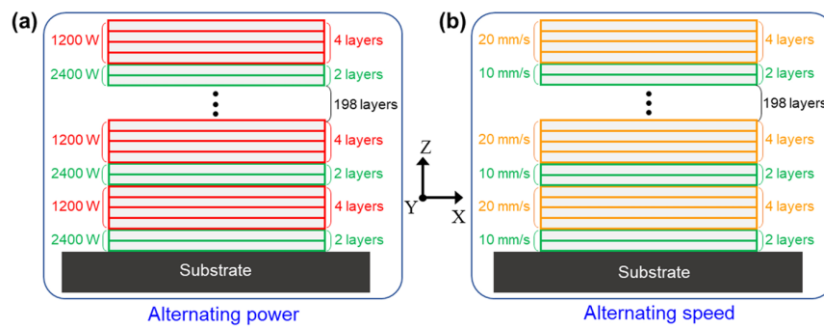


图 1-4 周期性改变工艺参数示意图^[69]

印方向对疲劳性能的影响，Xu等^[70]通过实验制备了不同打印方向的选区激光熔化 AlSi10Mg合金疲劳试样（如图1-5所示），不同打印方向试样的疲劳性能具有显著的差异。Zhang等^[67]基于Neper软件将微观晶粒组织简化为具有高纵横比的立方晶粒多晶代表性体积单元（RVE）模型（如图1-6所示），以表征实际试样的微观晶粒结构，并结合累积塑性滑移和累积能量耗散两种晶体塑性有限元疲劳寿命预测方法，对疲劳寿命进行了预测研究，通过与实验结果对比发现预测结果具有较高的准确性，验证了该方法的可靠性，仿真结果显示垂直于打印方向的试样表现出更优异的疲劳性能。为进一步研究微观

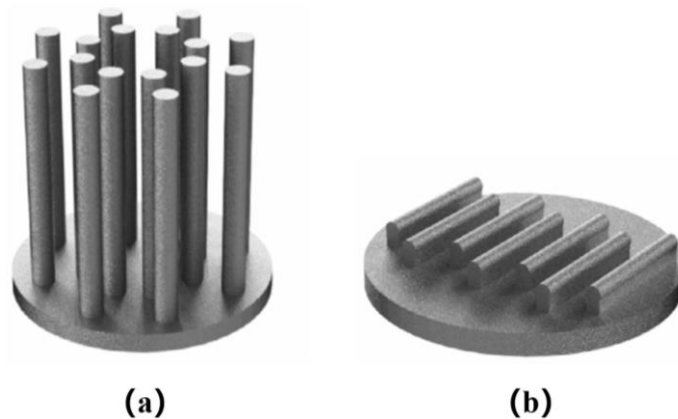
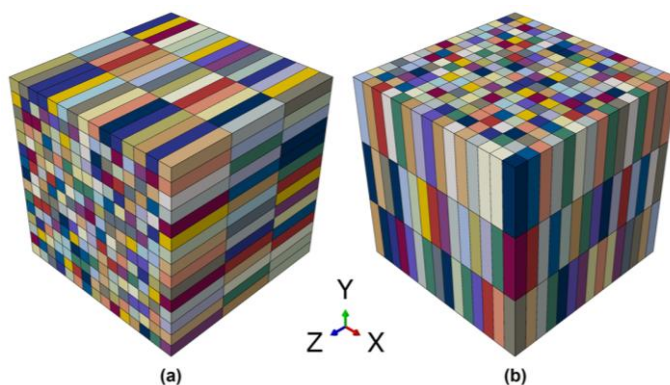
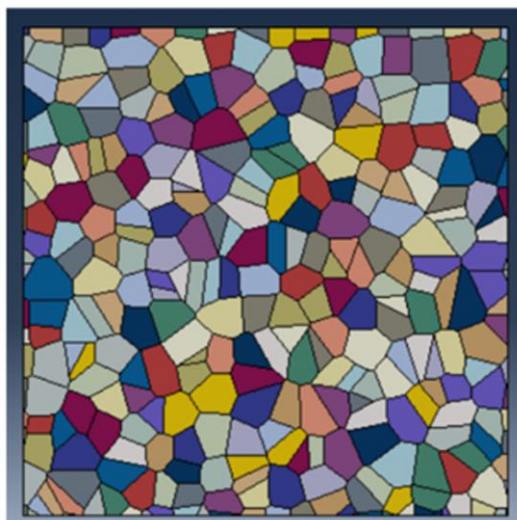


图 1-5 不同建造方向的试样样品^[70]

图 1-6 不同建造方向的微观组织 RVE 模型^[67]

组织与材料高周疲劳（HCF）及超高周疲劳（VHCF）塑性变形机制之间的联系，Zhang 等^[71]基于泰森多边形细观RVE模型（如图1-7所示），结合累积塑性滑移和累积能量耗散两种方法，对选区激光熔化AlSi10Mg合金进行了晶体塑性有限元疲劳寿命预测研究，此外，他们在原始RVE模型的基础上，分别引入了气孔和夹杂物以更全面地反映材料的微观结构特征，研究表明预测结果与实验数据吻合较好。

综上所述，上述文献基于实验表征和晶体塑性理论方法展开有关微观组织等因素对选区激光熔化AlSi10Mg合金塑性变形机理影响的研究，在此基础上开展的晶体塑性数值模拟预测工作均取得了良好的预测效果，揭示了微观组织对宏观力学行为的影响。但上述以晶体塑性理论为依托的研究工作大多使用的是简化的多晶代表性体积单元RVE模型，虽然可以得到比较好的预测结果，但由于模型与材料的真实微观形貌相比存在一定的差异，不能很好地反映材料的真实微观组织特征，很难更准确地表征材料的力学性能。对此，需要进一步优化微观多晶模型，更真实地反映材料的微观结构特征。

图 1-7 SLM AlSi10Mg 合金的泰森多边形 RVE 模型^[71]

针对增材制造材料织构对其力学性能影响的研究, Liu等^[72]通过EBSD表征SLM成型的Ti-6Al-4V合金试样的织构信息, 通过Neper软件建立反映马氏体尺寸和形态的RVE模型, 选取取向分布函数(ODF)中九种具有代表性的织构模型并将织构信息赋予到模型中, 利用晶体塑性有限元方法对SLM Ti-6Al-4V材料进行数值模拟研究, 结果显示, 织构对材料的各向异性影响较大(图1-8), 负各向异性织构能够弱化正各向异性织构, 基于这一发现, 提出了通过调控工艺参数, 使得正各向异性织构与负各向异性织构搭配进而调控材料力学性能的增材制造金属材料各向异性调控策略。另外, 针对织构信息对增材制造力学性能的影响, Tu等^[73]利用晶体塑性模拟的仿真输入输出数据结合深度学习算法, 提出了织构强度预测的深度学习模型, 研究可以比较准确的预测材料的拉伸性能, 这种利用人工智能算法与晶体塑性模拟相结合的方法为增材制造材料力学性能研究提供了新的思路。尽管晶体塑性方法在增材制造材料研究中受到越来越多的关注。同时, 利用晶体塑性理论等多尺度多物理场的数值模拟分析方法引入到增材制造领域的应用研究越来越多, 但是目前针对选区激光熔化AlSi10Mg合金的晶体塑性模拟, 尤其是织构对其力学性能影响的研究仍相对较少, 亟待进一步深入探索。

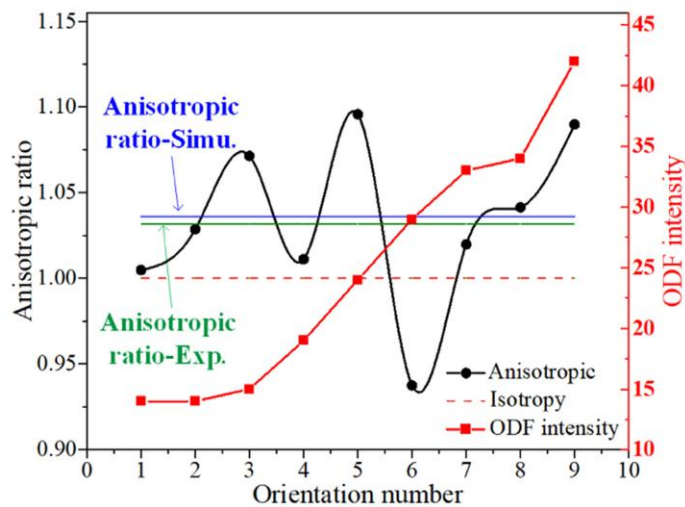


图 1-8 织构对各向异性的影响^[72]

综上所述, 可以认识到微观组织对选区激光熔化AlSi10Mg合金的拉伸、抗腐蚀、耐磨等宏观力学性能、物理性能、化学性能具有重要影响。微观机理的研究是SLM AlSi10Mg合金力学性能研究的关键, 同时是现阶段围绕SLM AlSi10Mg合金力学性能研究的主要方向之一。因此, 本文以SLM AlSi10Mg合金的微观机理研究为突破点, 通过使用晶体塑性有限元方法展开对SLM AlSi10Mg合金宏观变形的细观力学行为研究, 进一步揭示材料组织-性能之间的关系, 为优化选区激光熔化工艺参数提供理论指导。

1.3 本文主要创新点

尽管已有文献通过实验手段对选区激光熔化AlSi10Mg合金在拉伸前后的组织演化进行了表征，但目前尚未有研究通过晶体塑性有限元方法深入阐述其微观机理。此外，针对SLM AlSi10Mg合金疲劳性能的研究，现有文献建立的模型多为简化的多晶RVE模型，限制了其预测精度。此外，经典的晶体塑性模型基于等向强化理论，在描述材料单调变形时具有较高的准确性，但是，难以描述材料循环塑性变形机制这一复杂的非线性物理问题。因此，针对上述问题，为进一步提高预测精度，本文基于晶体塑性理论框架，研究SLM AlSi10Mg合金在拉伸过程中组织的演化规律；并使用考虑疲劳加载过程中包新格效应（Bauschinger effect）、滞回特性的随动硬化模型；同时，结合EBSD实验数据，建立反映真实微观结构的RVE多晶模型，以更准确地预测其拉伸与疲劳性能，为揭示SLM AlSi10Mg合金的微观力学行为提供理论支持。

1.4 研究内容与论文思路

1.4.1 论文研究内容

本文以选区激光熔化AlSi10Mg合金为研究对象，通过金相与电子背散射衍射（EBSD）试验，准确表征了合金的熔池特征、晶粒微观形貌及取向信息，并基于EBSD实验数据建立了反映真实微观晶粒形貌和晶体取向数据的多晶RVE模型。采用唯象的晶体塑性本构模型，通过数值模拟计算得到的应力-应变曲线与实验测得的曲线进行对比，最终验证了晶体塑性参数的可靠性。在此基础上，研究了选区激光熔化AlSi10Mg合金在不同拉伸位移载荷下的累积剪切应变和组织演化规律，其组织演化结果与实验结果一致，并进一步分析了组织演化的微观机理。为更加准确地表征合金的疲劳性能，本文引入了考虑背应力演化的Armstrong-Frederick（AF）模型，并结合基于EBSD实验原始数据建立的晶体塑性有限元微观多晶RVE模型，进一步实现对选区激光熔化AlSi10Mg合金疲劳损伤过程的精确表征及对其疲劳性能的可靠预测。

本文的工作主要从以下几个部分开展：

第1章：介绍了金属增材制造技术的发展背景及研究意义、选区激光熔化技术的加工原理和特点；综述了选区激光熔化AlSi10Mg合金拉伸性能及疲劳破坏机理、晶体塑性有限元方法的理论和应用研究的相关进展以及利用晶体塑性有限元模拟方法针对选区激光熔化AlSi10Mg合金力学性能表征的研究现状。最后，指出现阶段研究的突破点并以此为思路确定本文的研究方向。

第2章：介绍了金属材料研究的晶体学基础以及晶体塑性本构理论，主要包括本构理论、硬化模型和循环本构模型，最后简单介绍通过UMAT子程序引入有限元计算平台的数值实现方法。本章内容为本文的研究工作奠定理论基础。

第3章：本章开展了SLM AlSi10Mg合金的力学性能及微观组织表征试验。力学试验主要包括对拉伸及疲劳性能表征的拉伸试验和疲劳试验，微观组织表征主要开展了针对物相分析的XRD试验和针对微观晶粒度表征的金相、EBSD试验。本章内容为本文的研究工作提供建模和试验依据。

第4章：本章基于唯象的晶体塑性框架，利用经典的各向同性硬化模型对单调拉伸作用下的SLM AlSi10Mg合金展开仿真模拟的相关研究工作，主要研究了拉伸前后晶体取向的演化以及其他细观力学行为。

第5章：利用在PAN硬化方程框架下的背应力演化模型（AF模型），建立基于EBSD试验数据的真实微观多晶模型，研究了循环载荷作用下的细观力学行为，并通过仿真再现了试验过程中的滞回特性、循环硬化等现象。最后，总结了单调加载与循环加载、弹性变形与塑性变形的损伤机理。

第6章：概括并总结了本文开展的工作内容，同时对未来的后续研究工作进行展望。

综上，本文对选区激光熔化 AlSi10Mg 合金拉伸及疲劳性能展开晶体塑性仿真研究，根据上述研究内容，全文共分六章论述，章节安排如图 1-9 所示。

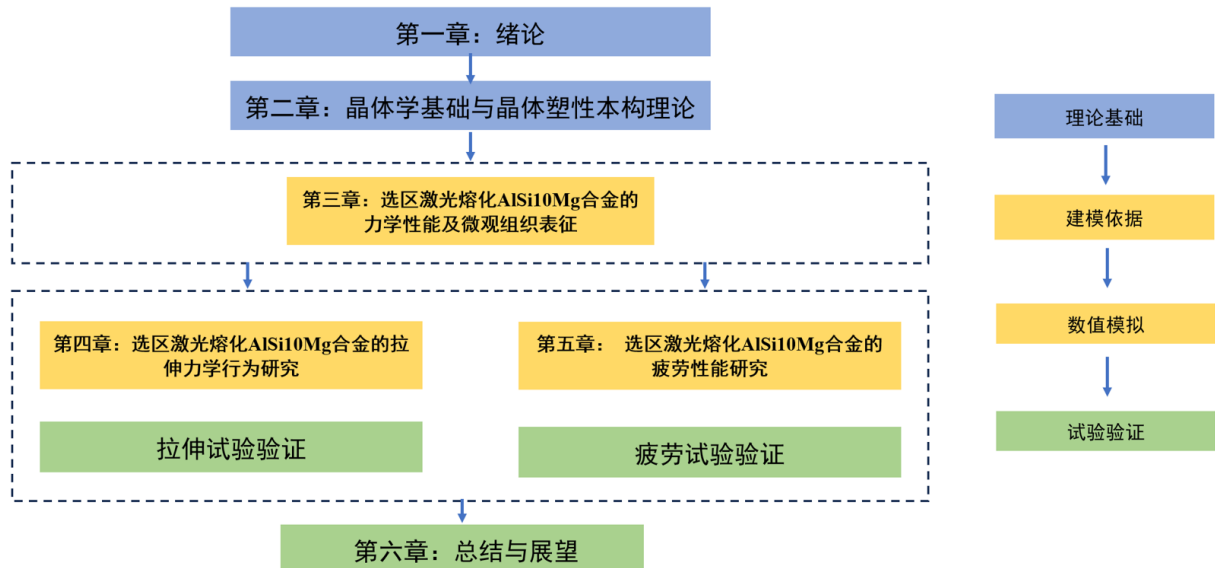


图 1-9 本文章节安排

1.4.2 论文研究思路

本文使用晶体塑性有限元进行细观尺度的数值模拟研究。针对SLM AlSi10Mg合金

进行多晶建模和仿真等研究工作，本章将本文的技术路线和实验方案安排如下。如图1-10所示为本文的研究方案。

(1) 本文通过实验对SLM AlSi10Mg合金进行力学性能及微观信息的表征，为建立基于EBSD实验的真实微观模型和拟合晶体塑性参数提供依据。

(2) 通过(1)实验验证后的晶体塑性参数，在唯象的晶体塑性框架内开展拉伸力学行为的研究，主要研究了不同应变幅下的累积剪切应变及织构演化规律，分析总结了SLM AlSi10Mg合金拉伸变形过程的微观机理，总结了微观因素，如晶体取向、晶界等因素对拉伸塑性变形响应的影响。

(3) 使用了考虑背应力演化的Armstrong-Frederick模型(AF模型)，通过(1)实验验证后的晶体塑性参数和背应力参数，采用累积塑性滑移等准则预测了不同加载工况下的疲劳性能，分析了多因素耦合作用下的循环塑性变形响应机制。

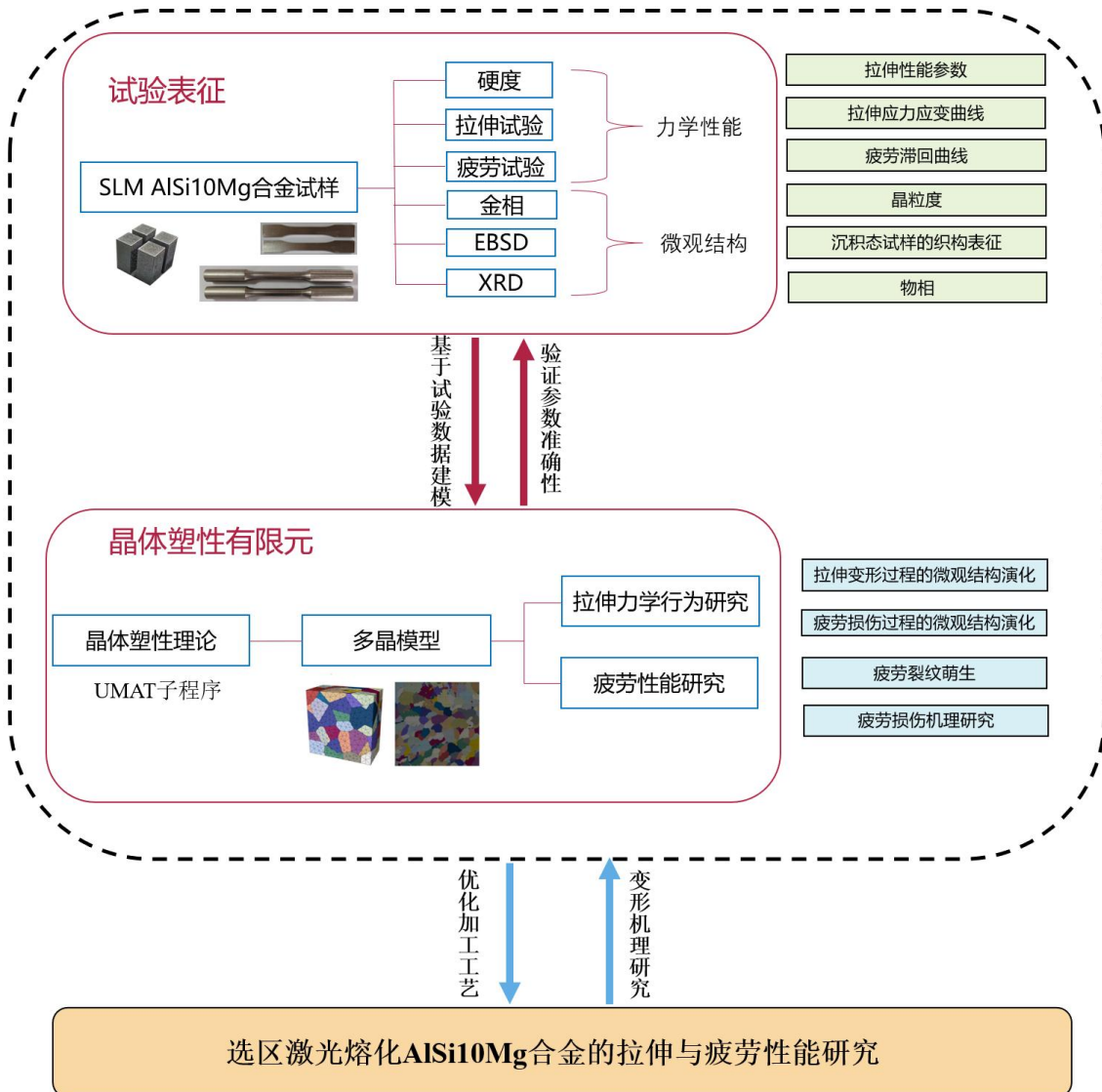


图 1-10 本文研究思路

本章介绍了本课题的研究背景与意义，阐述了选区激光熔化 AlSi10Mg 合金拉伸与疲劳变形的微观机理，系统综述了利用试验和晶体塑性理论方法研究 SLM AlSi10Mg 合金力学性能的研究现状，指出现阶段围绕 SLM AlSi10Mg 合金研究的主要问题，并以此确定本文的研究方向。最后，本章列出全文的详细思路和研究内容。

第2章 晶体学基础与晶体塑性本构理论

2.1 引言

晶体塑性理论框架从材料介观尺度的角度将位错滑移与宏观变形联系起来,为进一步深化对材料损伤机理的研究提供思路。晶体塑性本构理论由基于连续介质力学框架下的应变分解、本构方程的推导和硬化模型所组成。本章将系统性介绍晶体塑性及其相关理论,主要包括晶体学的基础理论、晶体塑性理论、循环硬化模型以及将晶体塑性理论引入到有限元计算平台的数值实现方法。本章的内容对于后续研究工作起到至关重要的作用,为本文的研究工作奠定理论基础。

2.2 晶体学基础

2.2.1 晶体结构

晶体中的原子、离子或者分子在三维空间中遵循周期性规律进行有序排列。晶体结构是指原子在空间中具有周期性重复规律的排列方式。晶格表示原子排列的几何框架,晶格中的每一个格点都代表一个原子、离子或者分子的位置。晶胞是构成空间点阵的最基本单元。典型的晶体结构有面心立方晶格结构(Face-centered cubic, FCC)、体心立方晶格结构(body-centered cubic, BCC)和密排六方晶格结构(Hexagonal close-packed, HCP)。选区激光熔化AlSi10Mg合金的晶体结构为面心立方晶格结构(见图2-1)。晶体结构、晶格和晶胞是材料科学中的核心概念,是研究和分析材料微观结构与物理性质的基本要素。FCC、BCC和HCP是三种典型的晶体结构,不同晶体结构所具有的微观几何特征以及力学、物理、化学性质各不相同。通过对晶体结构的深入研究,将更加有利于加深对材料力学、物理、化学性能、电学性能的认识,并且可以为材料研究和设计提供理论依据。

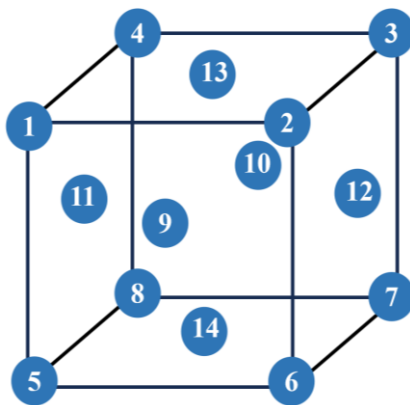


图 2-1 面心立方晶格结构示意图

面心立方晶格结构（FCC），其结构特点是在立方体的每个顶点和每个面心都有一个原子，每个晶胞包含4个原子。典型面心立方晶格结构材料有：铝（Al）、铜（Cu）、镍（Ni）、金（Au）、银（Ag）。体心立方晶格结构（BCC）材料，其结构特点是在立方体点阵的每个顶点和体心都有一个原子，每个晶胞包含2个原子。典型的体心立方晶格结构材料主要包括：铁（Fe，在室温下为 α -Fe）、钨（W）、钼（Mo）、铬（Cr）。密排六方晶格结构（HCP），其结构特点是六角晶胞顶角包含12个原子，并且在晶胞内部半高处包含3个原子，每个底面中心处有一个原子。典型密排六方晶格结构金属材料有：镁（Mg）、钛（Ti）、锌（Zn）、铍（Be）。

本文中研究的选区激光熔化 AlSi10Mg 合金主要由 Al 和 Si 组成，其晶体结构是面心立方晶格结构，晶胞具有以下特征：

- (1) 晶格常数： $a=b=c$ ， $\alpha=\beta=\gamma=90^\circ$ ；
- (2) 晶胞原子数： $\frac{1}{8} \times 8 + \frac{1}{2} \times 6 = 4$ ；
- (3) 原子半径： $r = \frac{\sqrt{2}}{4}a$ ；
- (4) 致密度：74%；

2.2.2 晶体取向

晶体取向是描述晶体中晶格相对于外部参考坐标系（如样品坐标系）的空间方位关系的重要概念。在材料科学中，晶体取向通常用于表征多晶材料中晶粒内部中晶格的排列方向，晶体取向信息对材料的物理性质、化学性质、宏观力学性能有着重要的影响。晶体取向的描述方法主要包括密勒指数、方向余弦矩阵、欧拉角和取向矩阵等。具体地，晶体坐标系中的三个坐标轴（[100]轴、[010]轴、[001]轴）与样品坐标系中三个方向（轧向、横向、法向）的相对方位称为晶体取向。

由于密勒指数和欧拉角在本文研究中具有重要应用，通过这两种方法可以全面描述晶体取向的几何特征和空间方位关系。由于这两种晶体取向表示方法在晶体塑性有限元中应用较多，以下将对这两种方法进行详细描述：密勒指数通过采用某一晶面（ hkl ）的法线以及晶面的晶向（ uvw ）在参考坐标系上的方向进行晶体取向的描述，材料在空间内在参考坐标系上的三个方向包括轧制方向（RD）、轧制面的法线方向（ND）和轧板的横向（TD）。欧拉角法作为一种直观且简洁的数学描述方法，在晶体取向的分析中具有广泛的应用。欧拉角法是一种从“动态”角度描述晶体取向的方法，通过对材料参考坐标系进行相应的旋转操作最终使得参考坐标系（样品坐标系）与晶体坐标系重合而进行的晶体取向变化过程的描述。通过三个旋转角度（ $\varphi_1, \phi, \varphi_2$ ）来描述晶体取向，具体步

骤如下：如图2-2 所示，从参考坐标系出发，第一次旋转：绕[001]（ND）转动 ϕ_1 角度；第二次旋转：绕[001]（RD）转动 ϕ 角度；绕[001]（ND）转动 ϕ_2 角度。经过三次旋转即可描述在三维空间内任意的晶体取向。

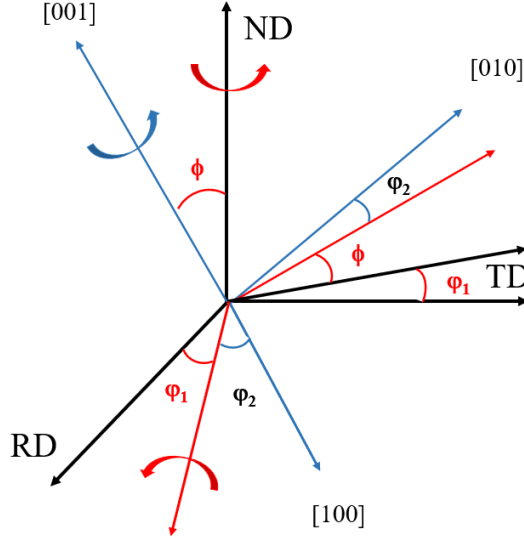


图 2-2 欧拉角的定义

表达空间内任意取向的取向矩阵 g 可由旋转矩阵按顺序相乘表示，即

$$g = g_{\phi_1} g_{\phi} g_{\phi_2} = \begin{bmatrix} \cos \phi_1 & \sin \phi_1 & 0 \\ -\sin \phi_1 & \cos \phi_1 & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{bmatrix} \begin{bmatrix} 1 & 0 & 0 \\ 0 & \cos \phi & \sin \phi \\ 0 & -\sin \phi & \cos \phi \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \cos \phi_2 & \sin \phi_2 & 0 \\ -\sin \phi_2 & \cos \phi_2 & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{bmatrix} \quad (2-1)$$

$$= \begin{bmatrix} \cos \phi_1 \cos \phi_2 - \sin \phi_1 \sin \phi_2 \cos \phi & \sin \phi_1 \cos \phi_2 + \cos \phi_1 \sin \phi_2 \cos \phi & \sin \phi_2 \sin \phi \\ -\cos \phi_1 \sin \phi_2 - \sin \phi_1 \cos \phi_2 \cos \phi & -\sin \phi_1 \sin \phi_2 + \cos \phi_1 \cos \phi_2 \cos \phi & \cos \phi_2 \sin \phi \\ \sin \phi_1 \sin \phi & -\cos \phi_1 \sin \phi & \cos \phi \end{bmatrix}$$

晶体取向的准确描述对于理解材料的各向异性行为、织构演化以及力学性能具有重要意义。此外，多晶材料晶体取向在统计学上按照特定方向聚集的现象称为择优取向，这种择优取向称为织构。常见的有丝织构与板织构两类。

2.2.3 位错运动与滑移规律

位错可以在晶粒内部或穿越晶界运动，位错的运动导致晶体中的原子发生相对滑移，从而使材料发生永久性变形（即塑性变形）。位错包括两种基本运动方式，滑移与攀移。滑移是指晶体内部的一部分相对于另一部分在特定的晶面或者特定的晶向上发生相对的滑动。滑移是位错运动的结果。滑移系则是指晶体中发生滑移的特定晶面和晶向组合。不同晶体结构（如FCC、BCC和HCP）的滑移系开动规律不同，这直接影响了材料的塑性变形行为、加工硬化行为以及其他力学性能。滑移系的数量越多，材料的塑性变形能

力通常越强。本文研究的对象为SLM AlSi10Mg合金属于面心立方结构，具有12个滑移系，由 $\{111\}$ 滑移面族和 $\langle 110 \rangle$ 晶向族组成。面心立方晶体的12个滑移系如表2-1所示。滑移系的启动主要由作用在滑移系上的分切应力的的大小决定的，Schmid定律是描述滑移系启动的规律。当分切应力达到临界值，则滑移系开始启动。通过研究滑移系开动规律，可以深入理解材料塑性变形机制的微观机理。

表 2-1 面心立方体晶格的滑移系

滑移面	滑移方向
(111)	$[0\bar{1}1]$
	$[10\bar{1}]$
	$[\bar{1}10]$
$(\bar{1}11)$	$[101]$
	$[110]$
	$[0\bar{1}1]$
$(1\bar{1}1)$	$[110]$
	$[011]$
	$[10\bar{1}]$
$(11\bar{1})$	$[011]$
	$[101]$
	$[\bar{1}10]$

2.3 晶体塑性理论

晶体塑性本构理论包括唯象的晶体塑性模型和基于物理机制的晶体塑性模型^[74]。唯象的晶体塑性模型通过基于大量的实验现象和经验模型建立的，基于物理机制的晶体塑性模型则是基于材料宏观塑性变形的微观物理的本质规律推导而来，更加准确的解释材料在变形过程中的力学行为^[75]。目前，基于物理机制的晶体塑性模型主要考虑了微米-亚微米尺度位错密度^[76, 77]的演化，通过状态变量^[78]的形式建立起描述弹塑性变形机制的晶体塑性模型。在微米-亚微米尺度上，晶体塑性理论通过本构理论、流动模型、硬化模型以及内变量模型可以更加精确的表征多晶金属晶粒内部以及晶粒间的变形过程，由于晶体塑性理论在多尺度建模与表征方面的优势，使得晶体塑性理论在固体力学、材料学领域受到越来越广泛的关注。率相关的晶体塑性理论能够比较准确地描述多晶材料塑性

变形与加载路径之间的关系。此外，针对滑移系与滑移系之间的交互作用，率相关的晶体塑性模型通过在理论模型中引入自硬化和潜硬化速率，能够比较准确的表征金属材料变形过程中织构的演化以及强度的变化规律。针对多晶塑性本构理论，多晶塑性响应可以转化为单个晶体之间塑性变形的共同作用，由单晶体塑性本构理论推广到多个晶体弹塑性力学响应的过渡理论即晶体塑性本构理论的均匀化方法。以下是本文研究中所用到的晶体塑性本构理论及随动硬化模型。

2.3.1 晶体塑性本构理论

在包含位错滑移和变形孪晶理论的连续介质力学中，变形梯度张量 F 可以用来表示材料的变形。单晶体塑性变形可以通过乘法进一步分解为塑性部分 F^p 和弹性部分 F^e (图 2-3)。因此，总的变形梯度张量 F 可以用以下公式表示:

$$F = F^e F^p \quad (2-2)$$

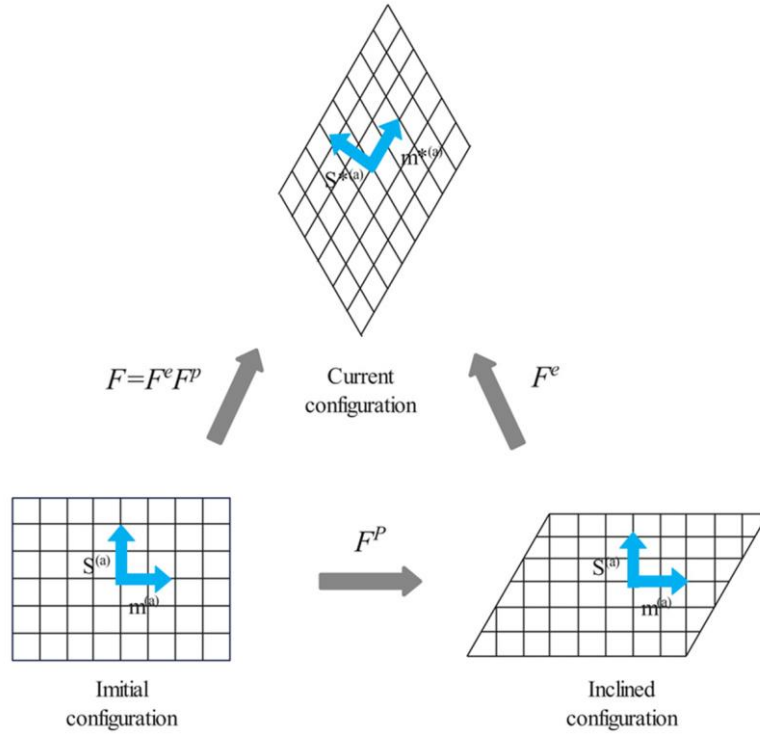


图 2-3 变形的分解

引入速度梯度张量，用 L 表示。可以将速度梯度分解为塑性部分和弹性部分：

$$L = \frac{\partial v}{\partial x} = \frac{\partial v}{\partial X} \frac{\partial X}{\partial x} = \dot{F} \cdot F^{-1} = L^e + L^p \quad (2-3)$$

式中：

x 表示当前构型的质点位置；

X 表示初始构型的质点位置。

将 (2-3) 代入 (2-2) 可得:

$$L = L_e + L_p = \dot{F}^e \cdot \dot{F}^{-1} + \dot{F}^e \cdot \dot{F}^p \cdot \dot{F}^{p-1} \cdot \dot{F}^{e-1} \quad (2-4)$$

其中, $L_e = \dot{F}^e \cdot \dot{F}^{-1}$, $L_p = \dot{F}^e \cdot \dot{F}^p \cdot \dot{F}^{p-1} \cdot \dot{F}^{e-1}$ 。

在矩阵理论中, 任意 n 阶矩阵都可以写作一个对称矩阵和一个反对称矩阵之和。通过计算推导, 可以将速度梯度张量分解为变形率张量 D 和表示旋转部分的旋率张量 W 。

$$L = D + W \quad (2-5)$$

$$D = \frac{1}{2}(L + L^T) = D^e + D^p \quad (2-6)$$

$$W = \frac{1}{2}(L - L^T) = W^e + W^p \quad (2-7)$$

当材料发生变形时, 晶格发生变形及旋转, 因此需要对晶体取向及时更新。涉及晶体取向计算的变量主要包括 $s^{(\alpha)}$ 和 $m^{(\alpha)}$ 两个变量。在第 α 个滑移系中滑移方向的单位向量可以用 $s^{(\alpha)}$ 表示, 滑移面的单位法向量可以用 $m^{(\alpha)}$ 表示。如图 2-3 所示, 塑性变形由于只在滑移方向上发生剪切, 因此不改变 $s^{(\alpha)}$ 和 $m^{(\alpha)}$ 的方向。但是, 在材料发生弹性变形时, 则会导致晶格的旋转和变形, 会改变 $s^{(\alpha)}$ 和 $m^{(\alpha)}$ 的大小和方向。变形后的滑移方向和滑移面的法方向分别可以用如下公式表示

$$s^{*(\alpha)} = F^e \cdot s^{(\alpha)} \quad m^{*(\alpha)} = m^{(\alpha)} \cdot F^{e-1} \quad (2-8)$$

文献^[79]可以证明, 在中间构型的塑性变形速度梯度可以用如下公式表示

$$\dot{F}^p \cdot F^{p-1} = \sum_{\alpha=1}^N \dot{\gamma}^{(\alpha)} s^{(\alpha)} \otimes m^{(\alpha)} \quad (2-9)$$

式中:

$\dot{\gamma}^{(\alpha)}$ 表示第 α 个滑移系引起的切应变率。

在最终构型的塑性速度梯度可以表示为

$$L^p = \sum_{\alpha=1}^N \dot{\gamma}^{(\alpha)} s^{*(\alpha)} \otimes m^{*(\alpha)} \quad (2-10)$$

塑性速度梯度还可表示为

$$L^p = D^p + W^p \quad (2-11)$$

$$D^p = \frac{1}{2} \sum_{\alpha=1}^N (s^{*(\alpha)} \otimes m^{*(\alpha)} + m^{*(\alpha)} \otimes s^{*(\alpha)}) \dot{\gamma}^{(\alpha)} \quad (2-12)$$

$$W^p = \frac{1}{2} \sum_{\alpha=1}^N (s^{*(\alpha)} \otimes m^{*(\alpha)} - m^{*(\alpha)} \otimes s^{*(\alpha)}) \dot{\gamma}^{(\alpha)} \quad (2-13)$$

可以对 $s^{(\alpha)} \otimes m^{(\alpha)}$ 进行分解, 重新定义两式, 引入 $P^{(\alpha)}$ 和 $W^{(\alpha)}$

$$P^{(\alpha)} = \frac{1}{2} (s^{*(\alpha)} \otimes m^{*(\alpha)} + m^{*(\alpha)} \otimes s^{*(\alpha)}) \quad (2-14)$$

$$W^{(\alpha)} = \frac{1}{2} (s^{*(\alpha)} \otimes m^{*(\alpha)} - m^{*(\alpha)} \otimes s^{*(\alpha)}) \quad (2-15)$$

则有

$$D^p = \sum_{\alpha=1}^N P^{(\alpha)} \dot{\gamma}^{(\alpha)} \quad W^p = \sum_{\alpha=1}^N W^{(\alpha)} \dot{\gamma}^{(\alpha)} \quad (2-16)$$

由上述公式进一步推导并建立晶体滑移系上的剪切应力速率与剪切应变速率之间的关系, 即晶体塑性本构关系, 用来描述晶体的变形过程。由文献^[52]得出的单晶弹性本构关系可以用如下公式表示

$$\hat{\sigma}^e = \dot{\sigma} - W^e \sigma + \sigma W^e = C : D^e \quad (2-17)$$

式中:

$\hat{\sigma}^e$ ——基于中间构型的 Kirchhoff 应力的 Jaumann 导数;

C ——四阶弹性模量张量;

$\dot{\sigma}$ ——Kirchhoff 应力张量 σ 的物质导数。

基于 W 的 Kirchhoff 应力张量的 Jaumann 导数表示为

$$\hat{\sigma} = \dot{\sigma} - W \sigma + \sigma W \quad (2-18)$$

因此则有

$$\hat{\sigma}^e = \dot{\sigma} + W^p \sigma - \sigma W^p \quad (2-19)$$

由于式 (2-16), 则有

$$\hat{\sigma}^e = \hat{\sigma} + \sum_{\alpha=1}^N B^{(\alpha)} \gamma^{(\alpha)} \quad (2-20)$$

式中:

$$B^{(\alpha)} = W^{(\alpha)} \sigma - \sigma W^{(\alpha)} \quad (2-21)$$

基于 Cauchy 应力的 Jaumann 率表达式进一步推导，联立式 (2-6)、(2-16)、(2-17) 和 (2-19) 可得单晶本构方程

$$\dot{\sigma} = C : D - \sum_{\alpha=1}^N (C : P^{(\alpha)} + B^{(\alpha)}) \dot{\gamma}^{(\alpha)} \quad (2-22)$$

2.3.2 硬化模型

由式 (2-23) 可知，通过求解剪切应变率可以进一步求解应力率。通常采用率相关的晶体塑性模型^[53]可以用如下幂函数的形式公式计算在第 α 个滑移系中的剪切应变率

$$\dot{\gamma}^{(\alpha)} = \dot{\gamma}_0 \left| \frac{\tau^{(\alpha)}}{g^{(\alpha)}} \right|^{1/m} \text{sign}(\tau^{(\alpha)}) \quad (2-23)$$

式中：

$\tau^{(\alpha)}$ 表示滑移系 α 的分剪切应力；

$\dot{\gamma}_0$ 表示参考剪切应变速率；

$g^{(\alpha)}$ 表示应变硬化状态函数；

m 表示应变速率敏感指数。

反映多晶金属材料塑性加工硬化行为的硬化方程采用 Peirce-Asaro-Needleman 硬化模型^[80]。 $g^{(\alpha)}$ 假设为关于滑移总变形量 γ 的函数，实际的应变硬化状态十分复杂，为了简化计算，用以下公式来表征材料的应变硬化状态

$$g^{(\alpha)} = g^{(\alpha)}(\gamma) \quad (2-24)$$

$$\gamma = \sum_{\alpha=1}^N |\gamma^{(\alpha)}| \quad (2-25)$$

$\gamma=0$ 时，令 $g^{(\alpha)}$ 的初始值为 τ_0

$$\dot{g}^{(\alpha)} = \sum_{\beta=1}^N h_{\alpha\beta} |\dot{\gamma}^{(\alpha)}| \quad (2-26)$$

式中：

$h_{\alpha\beta}$ 表示硬化模量矩阵。

$$h_{\alpha\beta} = h_0 [q + (1-q)\delta_{\alpha\beta}] \text{sech}^2\left(\frac{h_0\gamma}{\tau_s - \tau_0}\right) \quad (2-27)$$

式中：

q 表示描述自硬化和潜硬化相对水平的系数,一般取值 $1 < q < 1.4$;

$\delta_{\alpha\beta}$ 表示 Kronecker 符号;

h_0 表示初始硬化率;

τ_0 表示屈服剪切应力;

τ_s 表示饱和强度。

其中,所有滑移系总的累积剪切应变的计算公式可以表示为:

$$\gamma_\alpha = \sum_\alpha \int_0^t |\dot{\gamma}_\alpha| dt \quad (2-28)$$

2.3.3 循环本构关系

Bauschinger效应是某些金属材料由于正向载荷导致的应变强化导致在反向加载的时候呈现屈服强度降低的现象。大量金属疲劳实验证明多晶金属材料在受到循环载荷下会呈现Bauschinger效应、滞回特性、循环硬化（软化）、记忆特性、循环蠕变、棘轮与应力松弛等循环特性。晶体塑性模型有助于揭示微观位错滑移机制与宏观变形之间的关系。材料随载荷增加发生变形时,应力空间内的应力矢量的方向或应力分量的比值变化范围较小的情况下,这种单调变形适用于等向强化模型。经典的晶体塑性理论基于各向同性假设,能够比较准确的预测单调变形行为,然而难以合理的描述金属在循环载荷下的塑性变形。本文使用描述随动硬化行为的背应力演化模型^[81]: Armstrong-Frederick模型(AF模型),该模型可以比较准确的揭示金属在疲劳过程中的Bauschinger效应。

$$\dot{\gamma}_\alpha = \dot{\gamma}_0 \operatorname{sgn}(\tau_\alpha - \chi_\alpha) \left\{ \left[\frac{\tau_\alpha - \chi_\alpha}{g_\alpha} \right] \right\}^n \quad (2-29)$$

$$\dot{\chi}_\alpha = C \dot{\gamma}_\alpha - D \chi_\alpha |\dot{\gamma}_\alpha| \quad (2-30)$$

式中, χ_α 为对应滑移系的背应力, C 和 D 表示背应力参数。

基于临界累积塑性滑移的疲劳裂纹萌生准则^[82]认为金属材料微观组织受循环载荷下的塑性滑移是可以累积的,当达到临界值时材料便发生裂纹萌生。这一准则是基于位错滑移与应力集中理论所建立的,通过假定的晶粒形核及生长关系预测初始裂纹的萌生,解释疲劳裂纹的萌生机理,对研究金属疲劳损伤、裂纹萌生和预测疲劳寿命都有重要意义。本文基于该公式研究了 SLM AlSi10Mg 合金在受到循环载荷下材料微观结构的响应情况,深入剖析其疲劳裂纹的萌生机理。

$$\dot{p} = \left(\frac{2}{3} L_p : L_p \right)^{1/2} \quad (2-31)$$

$$p = \int_0^t \dot{p} dt \quad (2-32)$$

式中， P 为累积塑性滑移。

2.4 晶体塑性本构模型的数值求解方法

唯象的晶体塑性本构关系通过隐式或者显式应力更新算法^[83, 84]实现应力的更新计算从而进行晶体塑性有限元数值模拟分析计算。本文采用率相关的晶体塑性本构模型，在基于细观滑移系尺度上引入内部变量以及SLM AlSi10Mg合金的材料宏观、细观参数，在ABAQUS有限元计算平台对SLM AlSi10Mg合金的拉伸及疲劳载荷下的塑性变形机制进行研究。本文使用ABAQUS有限元计算平台，将晶体塑性本构理论通过用户材料UMAT子程序（UMAT, User-defined Material Mechanical Behavior）按照一定格式编写FORTRAN程序进行求解。UMAT子程序在ABAQUS有限元计算过程中主要执行两种功能：首先，在增量计算分析结束时更新应力以及依赖结果的状态变量；第二，可以为本构模型的数值计算提供雅可比矩阵。晶体塑性本构模型的数值积分算法如下，该积分算法通过引入当前时刻和下一时刻的剪切应变率保证了数值计算的收敛性。

引入时间增量 Δt ，剪切应变 $\gamma^{(\alpha)}$ 与时间增量之间的关系可以用以下公式计算

$$\Delta \gamma^{(\alpha)} = \gamma^{(\alpha)}(t + \Delta t) - \gamma^{(\alpha)}(t) \quad (2-33)$$

引入线性插值

$$\Delta \gamma^{(\alpha)} = \Delta t \left[(1 - \theta) \dot{\gamma}^{(\alpha)} + \theta \dot{\gamma}_{t+\Delta t}^{(\alpha)} \right] \quad (2-34)$$

式中， θ 表示时间参数。

对 $t + \Delta t$ 时刻的剪切应变率进行 Taylor 展开,其中 $\dot{\gamma}^{(\alpha)}$ 是关于 $\tau^{(\alpha)}$ 和 $g^{(\alpha)}$ 的函数

$$\dot{\gamma}_{t+\Delta t}^{(\alpha)} = \dot{\gamma}_t^{(\alpha)} + \frac{\partial \dot{\gamma}_t^{(\alpha)}}{\partial \tau^{(\alpha)}} \Delta \tau^{(\alpha)} + \frac{\partial \dot{\gamma}_t^{(\alpha)}}{\partial g^{(\alpha)}} \Delta g^{(\alpha)} \quad (2-35)$$

对公式进行重组后可得

$$\Delta \gamma^{(\alpha)} = \Delta t \left[\dot{\gamma}_t^{(\alpha)} + \theta \frac{\partial \dot{\gamma}_t^{(\alpha)}}{\partial \tau^{(\alpha)}} \Delta \tau^{(\alpha)} + \theta \frac{\partial \dot{\gamma}_t^{(\alpha)}}{\partial g^{(\alpha)}} \Delta g^{(\alpha)} \right] \quad (2-36)$$

根据上述推导可以得到以下两式，其中硬化函数增量 $\Delta g^{(\alpha)}$ 如下

$$\Delta g^{(\alpha)} = \sum_{\beta} h_{\alpha\beta} \Delta \gamma^{(\beta)} \quad (2-37)$$

$$\Delta \tau^{(\alpha)} = \left[L_{ijkl} \mu_{kl}^{(\alpha)} + \omega_{ik}^{(\alpha)} \sigma_{jk} + \omega_{jk}^{(\alpha)} \sigma_{ik} \right] \cdot \left[\Delta \varepsilon_{ij} - \sum_{\beta} \mu_{ij}^{(\beta)} \Delta \gamma^{(\beta)} \right] \quad (2-38)$$

$$\sum_{\beta} \left\{ (\delta_{\alpha\beta} - \theta \alpha_1 \frac{\partial \dot{\gamma}^{(\alpha)}}{\partial \tau^{(\alpha)}}) \left[L_{ijkl} \mu_{kl}^{(\alpha)} + \omega_{ik}^{(\alpha)} \sigma_{jk} \right] \mu_{ij}^{(\beta)} - \theta \Delta t \frac{\partial \dot{\gamma}^{(\alpha)}}{\partial \tau^{(\alpha)}} h_{\alpha\beta} \right. \\ \left. \text{sign}(\dot{\gamma}_t^{(\beta)}) \right\} = \dot{\gamma}_t^{(\alpha)} \Delta t + \theta \Delta t \frac{\partial \dot{\gamma}^{(\alpha)}}{\partial \tau^{(\alpha)}} \left[L_{ijkl} \mu_{kl}^{(\alpha)} + \omega_{ik}^{(\alpha)} \sigma_{jk} + \omega_{jk}^{(\alpha)} \sigma_{ik} \right] \Delta \varepsilon_{ij} \quad (2-39)$$

通过求解该线性方程组即可求得 $\Delta \gamma^{(\alpha)}$ ，可以进一步求得 $\Delta \sigma_{ij}$ 。

材料内部晶体发生变形的过程中，随着晶格的变形和旋转，有限元分析需要对晶体取向做实时更新。关于晶体取向的变量包括 $s^{(\alpha)}$ 和 $m^{(\alpha)}$ 。两个变量的变化速率表示如下

$$\dot{s}^{*(\alpha)} = (D^* + \Omega^*) \cdot s^{*(\alpha)} \quad (2-40)$$

$$\dot{m}^{*(\alpha)} = -m^{*(\alpha)} \cdot (D^* + \Omega^*) \quad (2-41)$$

式中，两个变量相应的增量形式可以由应变增量 $\Delta \varepsilon_{ij}$ 和剪切应变增量 $\Delta \gamma^{(\alpha)}$ 给出：

$$\Delta s_i^{*(\alpha)} = \left\{ \Delta \varepsilon_{ij} + \Omega_{ij} \Delta t - \sum_{\beta} \left[\mu_{ij}^{(\beta)} + \omega_{ij}^{(\beta)} \right] \Delta \gamma^{(\beta)} \right\} s_j^{*(\alpha)} \quad (2-42)$$

$$\Delta m_i^{*(\alpha)} = -m_j^{*(\alpha)} \left\{ \Delta \varepsilon_{ij} + \Omega_{ji} \Delta t - \sum_{\beta} \left[\mu_{ji}^{(\beta)} + \omega_{ji}^{(\beta)} \right] \Delta \gamma^{(\beta)} \right\} \quad (2-43)$$

式中， $\mu_{ij}^{(\alpha)}$ 表示当前状态的“施密特因子”。

建立在晶体微观变形基础上的晶体塑性理论提供了研究细观尺度上晶体材料微观响应的方法。在求解非线性隐式方程的数值方法时，使用上述迭代方法由于收敛速度快，迭代速度快而在数值模拟中得到广泛应用。

2.5 本章小结

本章主要介绍了晶体学的基本概念、晶体塑性本构理论、随动硬化模型以及将晶体塑性理论引入有限元计算平台的数值实现方法。本章的内容为全文后续的研究工作包括材料参数的计算、数值模拟的计算、后处理分析奠定理论基础。

第3章 选区激光熔化 AlSi10Mg 合金的力学性能及微观组织表征

3.1 引言

为了深入了解选区激光熔化AlSi10Mg合金的力学性能及微观结构,为后续进一步使用晶体塑性有限元法研究SLM AlSi10Mg合金的变形机理提供建模依据,本章对SLM AlSi10Mg合金开展了一系列力学及微观表征试验。力学性能试验包括单轴拉伸试验和疲劳试验,微观表征试验包括XRD、金相和EBSD试验。通过单轴拉伸试验获得相应的力学参数,如屈服强度、弹性模量等。通过拟合材料的单轴拉伸应力应变曲线可以获得准确的晶体塑性参数。通过疲劳试验获得的应力应变滞回曲线,可以用于拟合背应力参数。微观表征试验有利于了解材料的物相组成、晶体取向和晶粒度等信息,为建立真实准确的多晶有限元RVE模型提供实验依据。

为建立晶体塑性有限元模型和进一步研究SLM AlSi10Mg合金力学性能,对材料微观组织与力学性能进行初步了解,本章的研究工作为本文提供了建模和试验的依据。

3.2 试样制备

3.2.1 试样制备

本文使用EOS M290增材制造设备制备了研究所需的SLM AlSi10Mg合金试样,所使用的金属粉末粒径范围在15~53 μm ,加工工艺参数见表3-1。如图3-1所示,以沿着打印方向定义为横向,垂直于打印方向为纵向。由于横向打印试样的晶粒组织比较均匀,其力学性能较好,本文制备的拉伸、疲劳试样主要以横向打印为主,同时也制备了少量纵向打印实验样品用于本文的研究工作。打印制备完成后利用线切割将工件和基板分离,并使用其他机械加工方法制备成所需要的尺寸。

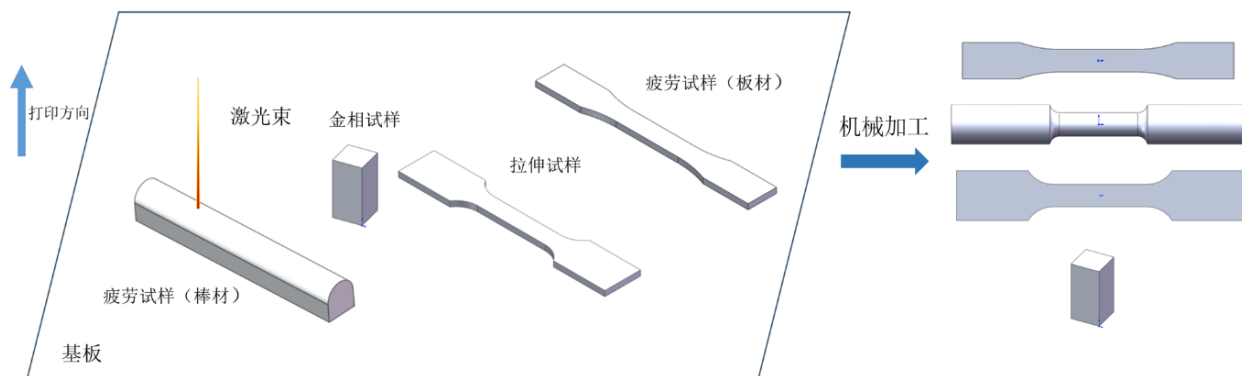


图 3-1 打印方向示意图

表 3-1 SLM AlSi10Mg 合金的加工工艺参数

参数	功率	扫描速度	扫描间距	层厚	粉末
数值	370W	1300mm/s	0.13mm	30um	15~53um

3.2.2 化学成分

AlSi10Mg合金因具有良好的铸造性能，是铸造铝合金中常见的金属材料之一。主要化学成分由Al元素和Si元素组成，本文对合金化学成分进行测定如表3-2所示。

表 3-2 SLM AlSi10Mg 合金的化学成分(wt.%)

Cu	Mg	Fe	Mn	Ni	Pb	Si	Ti	Zn	Al
0.005	0.33	0.14	0.0076	0.012	<0.10	10.42	0.0061	0.0014	balance

3.3 选区激光熔化 AlSi10Mg 合金的力学性能

3.3.1 硬度

显微硬度是材料主要的力学性能之一。本章对合金试样进行硬度测试，结果见表3-3。沉积态的SLM AlSi10Mg合金的平均硬度为109.23HV，由于选区激光熔化冷却速率较快，过冷度较大，晶粒形核率较快，使得晶粒数量较多，晶粒来不及长大而形成细密晶粒，提高了合金的硬度，使得平均硬度高于铸造工艺制造的AlSi10Mg合金。此外，通过多个位置测试可以发现SLM AlSi10Mg合金的硬度分布比较均匀，数值变化范围较小。

表 3-3 样品的维氏硬度（HV）

测试点 1	测试点 2	测试点 3	平均值
109.2	110.4	108.1	109.23

3.3.2 拉伸性能

为了解SLM AlSi10Mg合金的力学性能以及获取晶体塑性模拟研究所需要的力学参数，本文做了SLM AlSi10Mg合金的拉伸性能试验，获得弹性模量、屈服强度、抗拉强度和断后伸长率（见表3-4）。图3-2所示，为拉伸试样尺寸，试样厚度为3mm。

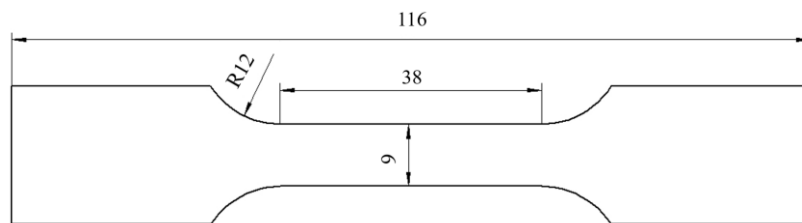


图 3-2 单轴拉伸试样尺寸

通过7组样品的拉伸性能对比试验可以发现，本文制备的样品拉伸曲线变化范围较小，拉伸性能比较稳定。SLM AlSi10Mg合金相对于铸造铝合金，综合力学性能显著提升。铸造铝合金的延伸率几乎接近于脆性材料，而利用选区激光熔化工艺制备的

AlSi10Mg合金延伸率显著高于铸造铝合金。

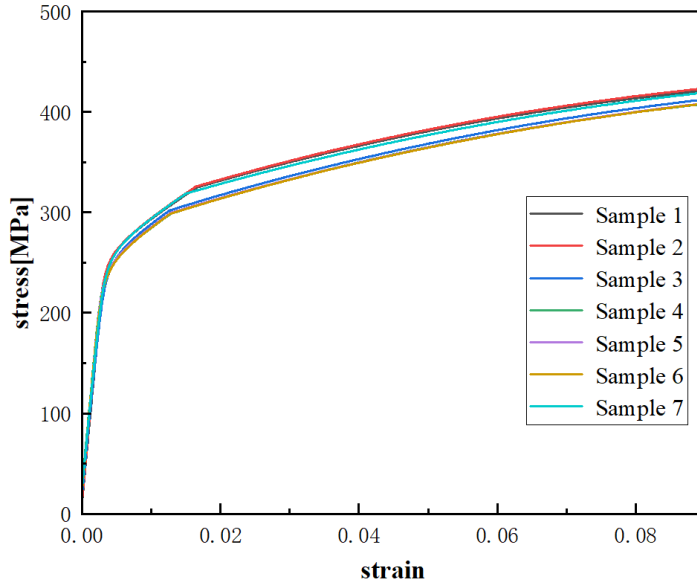


图 3-3 SLM AlSi10Mg 合金的拉伸试验应力应变曲线

针对后续晶体塑性模拟研究，本章通过拉伸力学性能试验测试获得的弹性模量可以用于计算晶体塑性数值模拟的三个弹性参数 C_{11} 、 C_{12} 、 C_{44} 。为晶体塑性有限元数值模拟研究奠定基础。试验获取的多组拉伸应力应变曲线（图3-3）可以用于拟合并验证准确的晶体塑性参数。SLM AlSi10Mg合金的原子排布为面心立方体晶格，弹性阶段的拉伸曲线可以由以下弹性刚度矩阵确定， C_{11} 、 C_{12} 、 C_{44} 计算公式表示为：

$$C = \begin{bmatrix} C_{11} & C_{12} & C_{12} & & & \\ C_{12} & C_{11} & C_{12} & & & \\ C_{12} & C_{12} & C_{11} & & & \\ & & & C_{44} & & \\ & & & & C_{44} & \\ & & & & & C_{44} \end{bmatrix} \quad (3-1)$$

$$C_{11} = \frac{E(1-\nu)}{(1+\nu)(1-2\nu)} \quad (3-2)$$

$$C_{12} = \frac{E\nu}{(1+\nu)(1-2\nu)} \quad (3-3)$$

$$C_{44} = \frac{A}{2}(C_{11} - C_{12}) \quad (3-4)$$

式中， C_{11} 、 C_{12} 、 C_{44} 为3个独立的弹性常数， E 表示材料的弹性模量， ν 表示泊松比， A 为齐纳系数，表示材料的各向同性程度。

表 3-4 SLM AlSi10Mg 合金的拉伸力学参数

参数	抗拉强度	屈服强度	弹性模量	断后伸长率
数值	447MPa	265MPa	76GPa	10.5%

3.3.3 疲劳性能

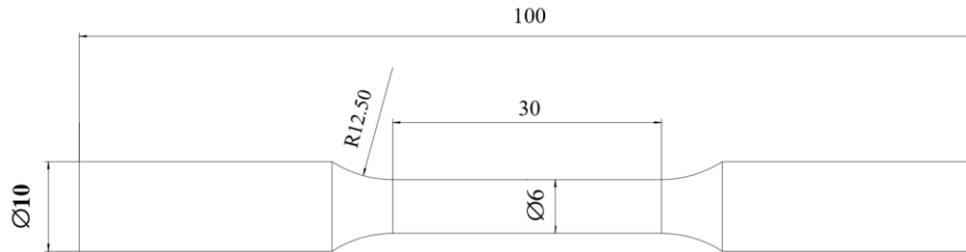


图 3-4 金属疲劳试验棒材试样尺寸



图 3-5 SLM AlSi10Mg 合金疲劳试验棒材试样

本文采用应变控制方法，采集了不同应变幅的SLM AlSi10Mg合金应力-应变响应原始数据，绘制了应力-应变滞回曲线。应力-应变滞回曲线反映了SLM AlSi10Mg合金在循环载荷反复加载和卸载的过程中应力与应变的变化情况。所施加载荷超过了材料的屈服极限值时，材料进入塑性变形阶段，滞回曲线会形成封闭的滞回环。如图3-6所示，在SLM AlSi10Mg合金应变控制疲劳试验中，实验条件设置为：应变比（ R_e ）为-1，施加0.5%和0.6%的应变幅时，可以观察到，滞回曲线呈现出明显的屈服平台和滞回环，表明材料已进入塑性变形阶段。通过对滞回曲线的深入分析，可以观察到材料在循环加载下的多种力学现象，例如循环硬化和循环软化等现象。在拉伸载荷反复加载和卸载的过程中，能够发现材料的塑性流动特性会发生显著变化。具体表现为循环硬化、循环软化等现象。在金属材料应变疲劳控制实验中，循环硬化现象是指在应变控制疲劳实验中保持应变幅值载荷一定的工况下，随着循环次数不断增加，材料应力逐渐增加的现象。金属材料循环软化现象是指在保持应变幅值不变的情况下，随着循环次数的增加，材料应力不断减小的现象，两种现象反映了材料在受到循环加载时的弹塑性特性。

如图3-7所示，在应变比（ R_e ）为0.1的应变控制疲劳实验条件下，不同应变幅下材料在前100个循环周期的滞回曲线中，可观察到SLM AlSi10Mg合金的循环硬化现象。其原

因主要是循环加载造成位错缠结、位错密度增大，从而引起位错塞积，导致材料循环硬化现象。通过上述试验可以发现，SLM AlSi10Mg合金的疲劳塑性变形机制较为复杂。根据第二章所述，考虑循环特性的随动硬化模型能够更准确地分析和描述金属材料的循环塑性变形行为。本章的疲劳试验有助于加深对材料疲劳塑性变形规律的理解，同时也为后续开展晶体塑性有限元仿真研究工作，完成材料疲劳实验数据的积累，以便于更加准确地预测SLM AlSi10Mg合金材料在循环载荷作用下的塑性变形响应。

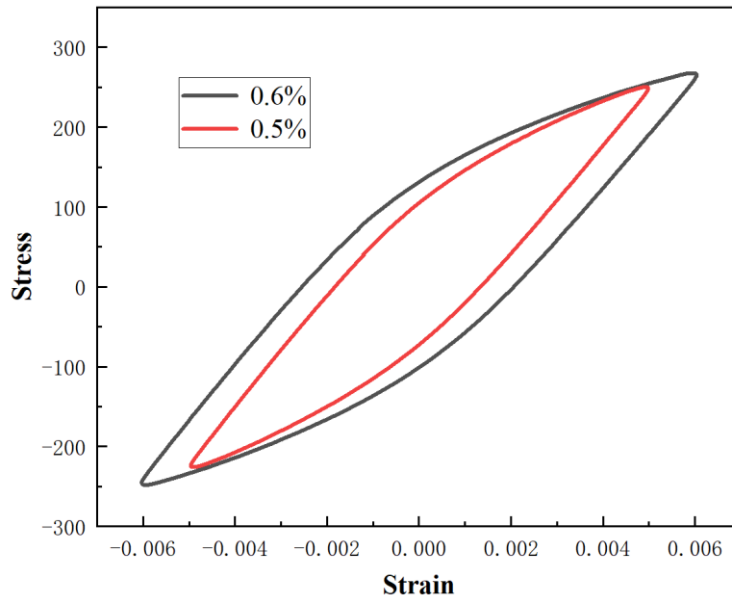


图 3-6 R_ϵ 为-1 的应变控制疲劳试验在前 5 周的滞回曲线

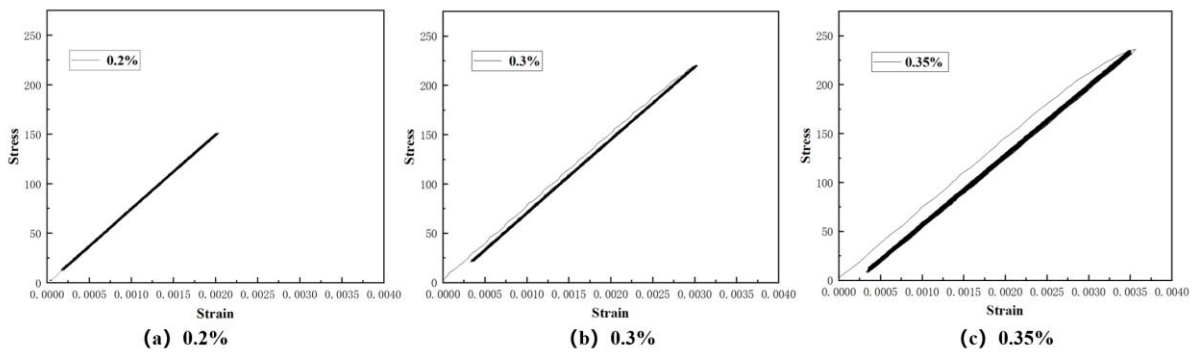


图 3-7 R_ϵ 为 0.1 的应变控制疲劳试验在前 100 周的滞回曲线

3.4 选区激光熔化 AlSi10Mg 合金的微观组织表征

3.4.1 XRD 物相表征

图3-8为横向组织的XRD物相衍射峰图谱，物相结果表明SLM AlSi10Mg合金的微观组织中主要存在的是 α -Al、Si和 Mg_2Si 相的衍射峰， Mg_2Si 相衍射峰强度较低，这可能与AlSi10Mg合金中Mg元素含量较低有较大的关联。在衍射峰图谱中可以发现Si相的衍射

峰包括Si (220) 和Si (311) 相。可以发现, Si相的衍射峰比较微弱, 这与选区激光熔化成形工艺极快的冷却速率导致Si原子无法及时的析出, 固溶于Al基体形成过饱和固溶体有关。网状的Si骨架为主要强化相, 进一步提高了合金的强度。同时较高的冷却速率, 导致晶粒来不及长大而形成细小的晶粒, 从而提高了强度和硬度, 这一现象与Hall-Petch关系所描述的细晶强化规律一致。Si相和Mg₂Si相两相从Al基体相中析出, 是选区激光熔化AlSi10Mg合金的主要第二相。

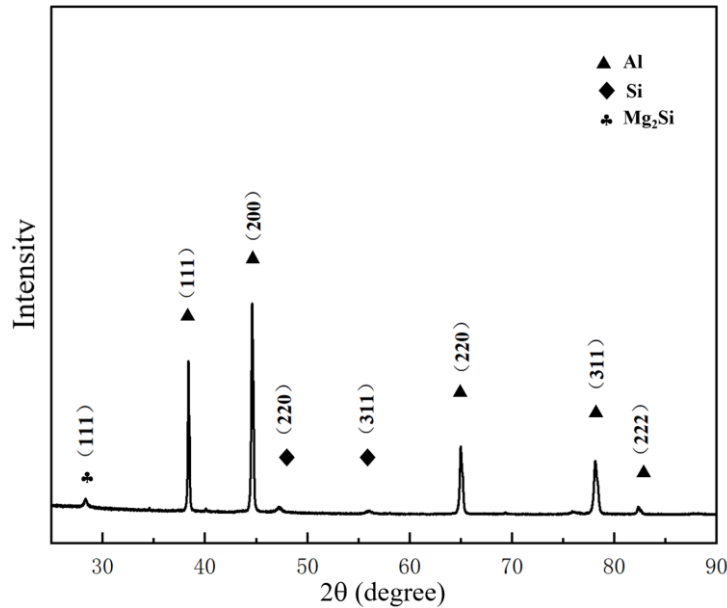


图 3-8 沉积态试样的 XRD 物相

3.4.2 金相表征

使用光学显微镜观察合金试样的显微组织如图3-9所示, 可见冶金熔合效果良好, , 表明选区激光熔化工艺能够有效地将金属粉末熔合在一起, 形成致密的微观组织。通过对不同放大倍数 (25×、50×、100×) 下的显微组织观察结果对比可以看出, 未发现明显的夹杂和裂纹, 这表明本文选取的工艺参数在控制微观缺陷方面表现良好。尽管冶金熔合效果良好, 但仍存在一定数量的微观缺陷, 如气孔和未熔合空隙, 这些缺陷是选区激光熔化工艺的固有特征。气孔和未熔合空隙是应力集中区域, 会严重影响材料的疲劳性能和断裂韧性, 对材料的力学性能造成一定程度的影响。SLM AlSi10Mg合金的共晶组织细小, 这与选区激光熔化工艺的快速冷却速率有关。细小的共晶组织能极大程度的增加材料强度硬度, 但是也会一定程度上降低材料韧性。相比于传统铸造工艺, 选区激光熔化工艺制备的AlSi10Mg合金因具有更细小的共晶组织, 从而显著提高了材料的强度。纵向组织呈现出“鱼鳞状”形貌, 该现象是由于沉积方向决定的。这种熔池形貌反映了选

区激光熔化工艺加工过程中的层间熔合情况。横向组织呈现出不规则椭圆形，并表现为“棋盘状”的微观形貌。这种形貌与打印过程中的扫描间距有关。借助于光学显微镜对横向、纵向截面的微观组织观察，从横向的金相图可以得到打印过程中的扫描间距；从纵向的金相图可以得到层厚和层间熔池宽度的信息，有利于分析选区激光熔化过程中熔池的形成及层间结合状态。通常而言，熔池边界处因微观结构复杂导致应力集中，容易产生裂纹，通过金相图能够深入分析其微观形貌，对其力学性能进行评估。

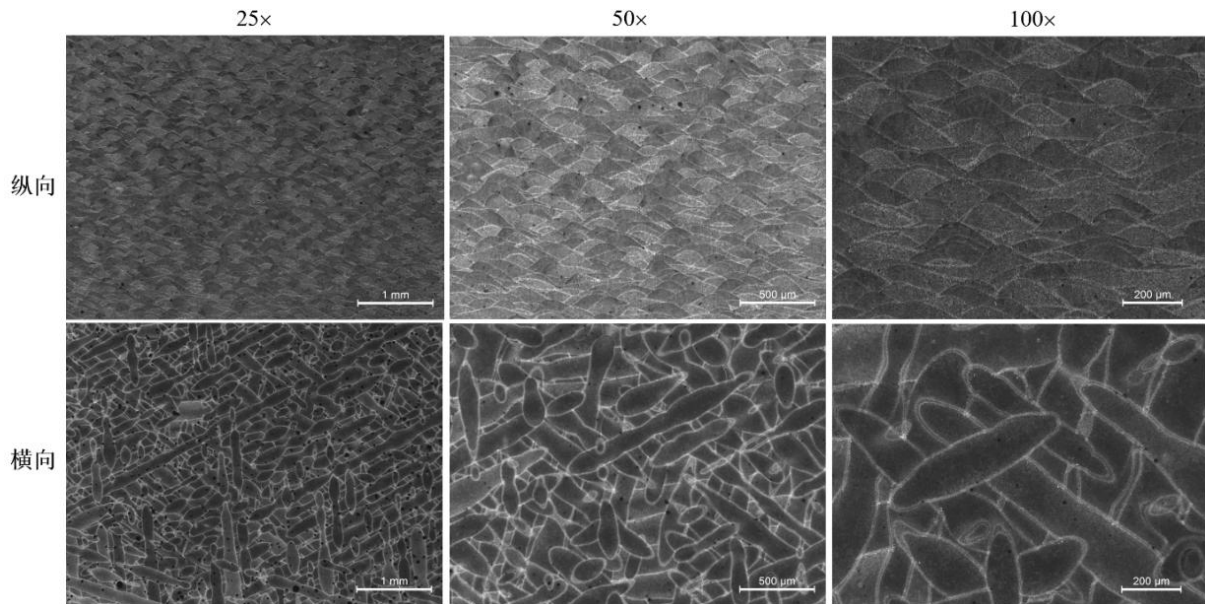


图 3-9 SLM AlSi10Mg 合金的光学显微镜图像

3.4.3 EBSD 表征

为进一步表征熔池内部和熔池边界处的微观组织并为后续晶体塑性有限元建模提供依据，本章对SLM AlSi10Mg合金进行EBSD表征实验。如图3-10所示，选区激光熔化工艺制备的AlSi10Mg合金横向主要由等轴晶粒组成，纵向组织主要由柱状晶粒和细小的等轴晶粒组成，细小的等轴晶区域处于熔池边界处。由于纵向和横向微观晶粒形貌的显著差异，导致不同打印方向的合金试样力学性能具有各向异性。沿着不同方向加载，合金的塑性变形行为不同，横向试样的综合力学性能优于纵向试样。图3-11所示，由晶粒的尺寸分布图可以发现，晶粒尺寸分布极不均匀，尺寸较小的晶粒数量占比较大，晶粒细密有助于提高合金的综合力学性能。

利用EBSD可以表征熔池内部及边界处复杂的微观组织。如图3-10所示，熔池内部主要可以划分为细晶区、粗晶区和热影响区。这种晶粒区域的形成与SLM工艺的热循环过程有关。冷却速度快、热梯度大导致材料内部的微观结构分布极不均匀。纵向面的柱状

晶粒平行于打印方向。此外，在热影响区由于能量较高，容易产生空隙。所以，一般认为断裂路径通常出现在热影响区。

由于SLM工艺的热梯度和快速冷却的影响，导致沉积态试样的组织具有各向异性以及微观组织分布不均。图3-11中显示了择优取向的 $\langle 100 \rangle$ 晶粒，主要由于FCC材料在制备过程中，易于形成 $\langle 100 \rangle$ 晶体结构。这表明微观组织中与打印方向平行的 $\langle 100 \rangle$ 晶粒存在组织。晶体取向的各向异性也会对力学性能的各向异性产生重要影响。

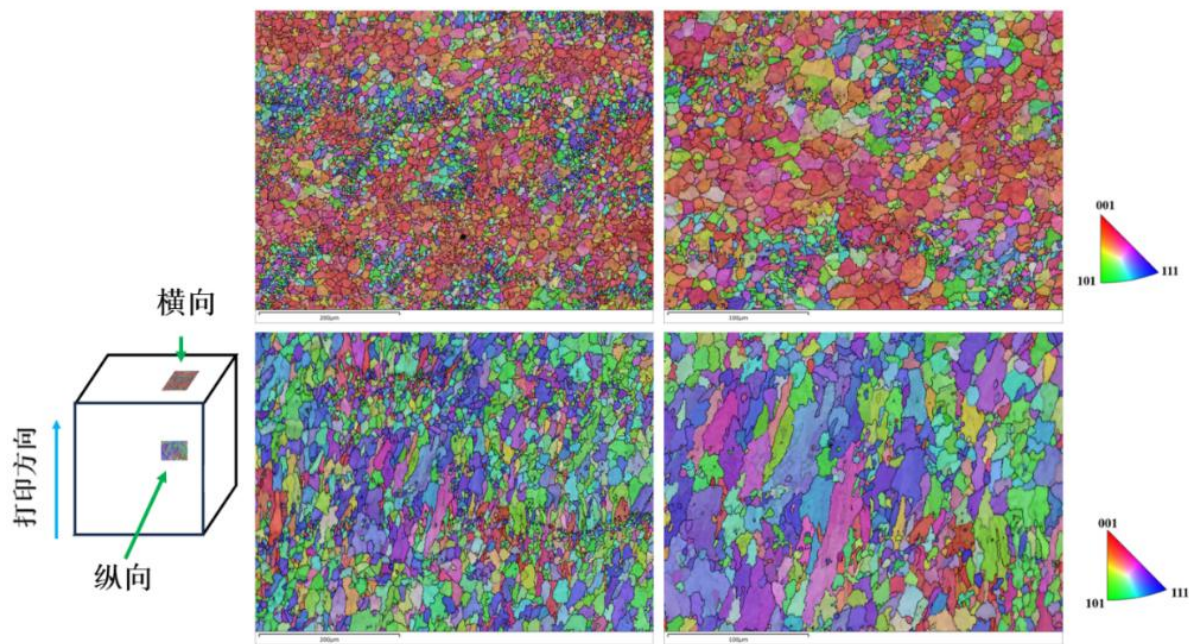


图 3-10 SLM AlSi10Mg 合金的 IPF 图

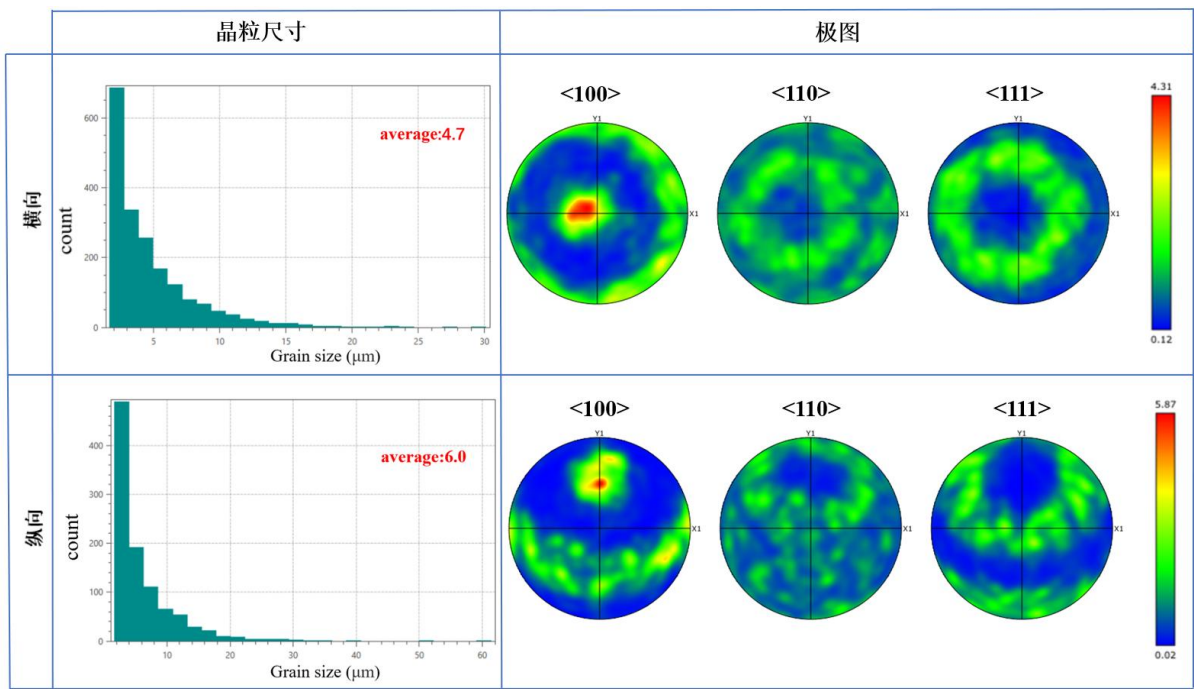


图 3-11 SLM AlSi10Mg 合金的晶粒尺寸统计图与极图

图3-12为SLM AlSi10Mg合金的相分布图，可以发现AlSi10Mg合金主要由Al相和Si相组成。Al为基体相，Si以共晶方式存在。并且Al相被共晶Si包围形成胞状结构。主要由于快速冷却的原因使得部分共晶Si从 α -Al基体析出，并聚集到Al相周围，最终形成独特的胞状结构。其中Si相的网状分布有利于提高合金的强度，网状的Si相通过共晶强化可以改善该合金的力学性能，但是由于网状Si相的存在会使得SLM AlSi10Mg合金的强度大大提高，同时也会使SLM AlSi10Mg合金脆性显著提高，从而影响合金的韧性。胞状结构以及网状Si相的形成，源于快速冷却使共晶Si相析出和聚集在Al相周围。在实际生产中要充分考虑到加工工艺参数的影响。利用合理的扫描策略（如：扫描间距、层厚、冷却速度等）来改善SLM AlSi10Mg合金的微观结构，达到增强材料性能的目的。

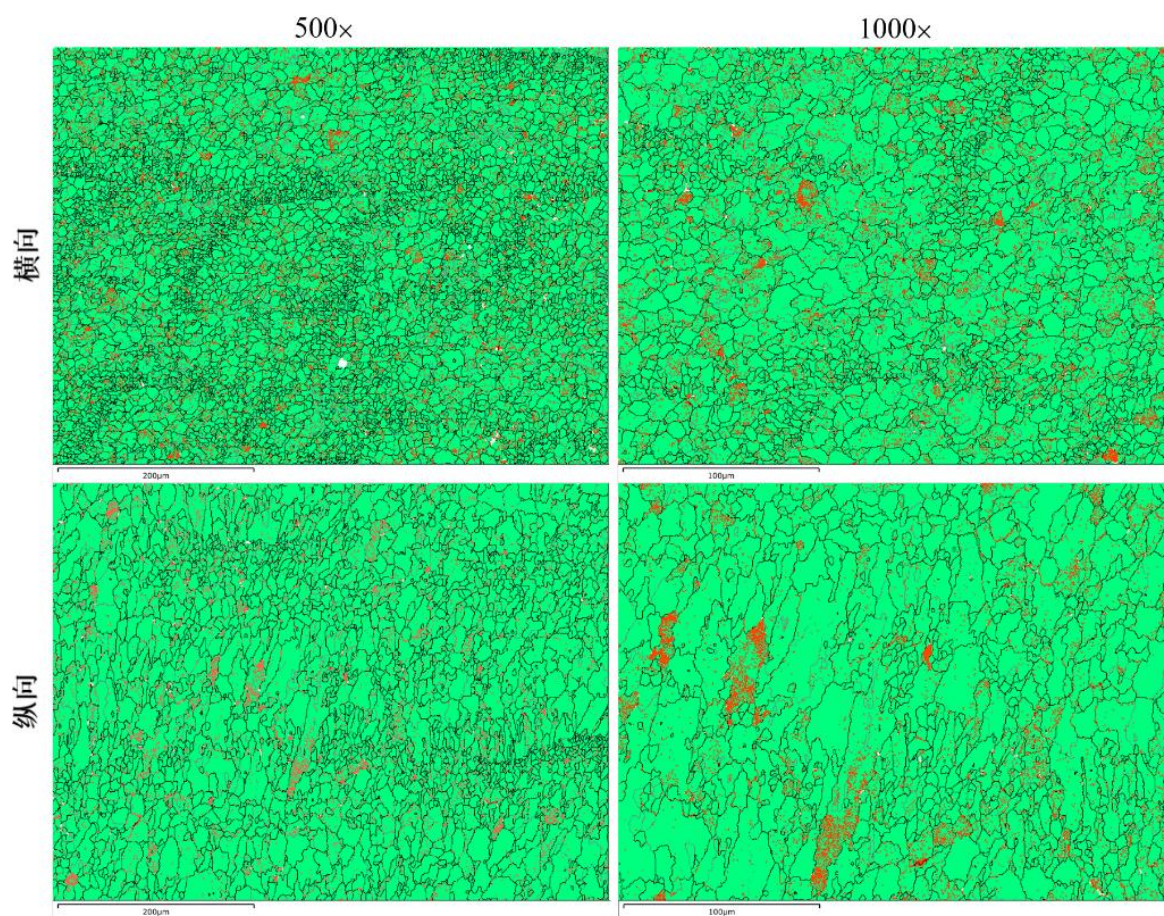


图 3-12 SLM AlSi10Mg 合金的相分布图

SLM AlSi10Mg 合金材料内部存在较高的残余应力，因此有必要对残余应力进行表征。图 3-13 为 SLM AlSi10Mg 合金的纵向 Kernel Average Misorientation (KAM) 图。KAM 图可以表现出残余应力的具体分布情况，具体来说，KAM 图反映的是局部晶体取向的变化，而其主要是由残余应力及位错密度的变化引起的。一般来说，KAM 值越高说明该处残余应力越大。熔池边界处有大量细密的等轴晶，把所有细密的等轴区域

相连所围绕的区域，即可以表示熔池的整体轮廓。在熔池边界处，由于微观形貌、晶体取向等微观信息比较复杂，织构存在各向异性，导致高度的应力集中。这些区域往往 KAM 值较高。熔池内部的应力分布也并不均匀，在晶界处也出现了明显的应力集中。晶界处的 KAM 值比较高，说明晶界处残余应力较高。晶界处的应力集中现象显著，这可能是由于晶界处的位错堆积和晶格畸变导致的。这些区域容易出现裂纹源并产生裂纹开裂。熔池边界处的应力集中与快速冷却和热梯度有关。这些区域的残余应力可能对材料的疲劳强度和断裂韧性等带来不利的影响。

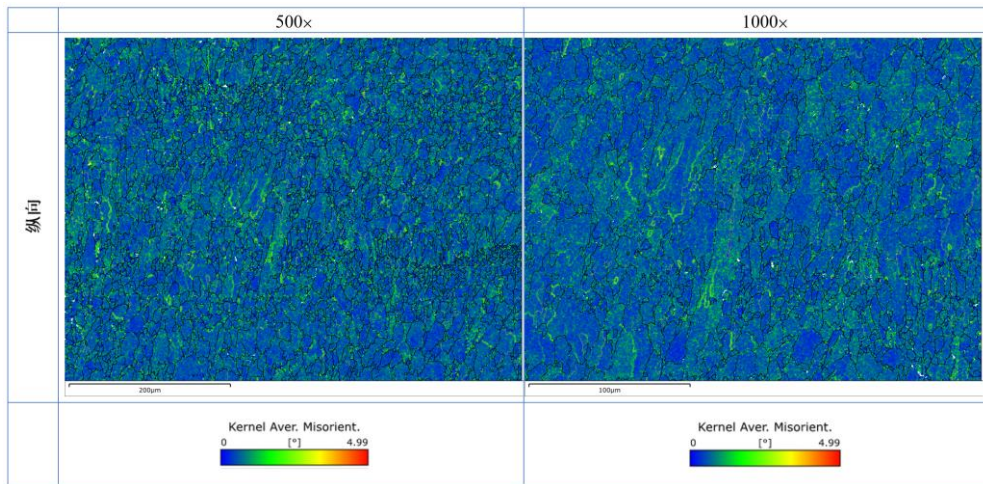


图 3-13 SLM AlSi10Mg 合金的纵向 KAM 图

为后续建立基于EBSD数据反映真实微观晶粒形貌的多晶模型，本章对横向进行了 EBSD 表征实验，采集了 $100 \times 100 \mu\text{m}$ 的 EBSD 数据，如图 3-14 所示。能够发现，横向区域的晶粒主要由细密的等轴晶粒组成，这种相对比较均匀的微观结构使得横向试样在受到外部载荷的作用下，其力学性能相对比较稳定。

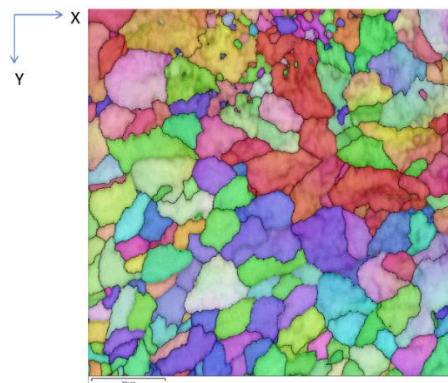


图 3-14 $100 \times 100 \mu\text{m}$ 的 SLM AlSi10Mg 合金的 IPF 图

综上所述，由于细晶强化、固溶强化及沉淀强化使得选区激光熔化工工艺制备的 AlSi10Mg 合金综合力学性能相比于铸造工艺得到显著提高。

3.5 本章小结

CPFEM考虑了晶体取向、晶界效应和位错运动等因素，可以模拟材料在微观尺度下的塑性变形行为。本章通过试验研究了SLM AlSi10Mg合金的力学性能和微观组织，为进一步开展SLM AlSi10Mg合金的晶体塑性有限元计算提供材料参数和微观信息。同时，通过试验表征也进一步加深了对材料性能的了解。基于上述试验对材料表征，通过分析可以得出以下结论：

（1）通过力学试验表征获得的弹性模量、应力应变曲线、疲劳试验滞回曲线为进一步开展晶体塑性有限元计算提供材料参数。

（2）通过微观组织表征获得的晶体取向、微观晶粒形貌等信息，为后续晶体塑性有限元建模提供依据。

（3）细晶强化、固溶强化及沉淀强化共同作用下，使得SLM AlSi10Mg合金的力学性能显著高于铸造铝合金。通过KAM图可以发现，熔池内部应力分布不均匀，在晶界处存在高度应力集中。通过试验表征进一步了解了材料的宏微观特性，为后续采用晶体塑性有限元方法分析研究内容奠定基础。

第4章 选区激光熔化 AlSi10Mg 合金的拉伸力学行为研究

4.1 引言

合金材料在拉伸加载过程中在材料内部容易产生形变织构，且其细观力学行为较为复杂。然而，目前对选区激光熔化工艺制备的AlSi10Mg合金在拉伸过程中的塑性变形机制和织构演化机理的研究仍不够深入。本章对SLM AlSi10Mg合金试样进行了电子背散射衍射（EBSD）表征，以获取其微观组织信息，并建立了反映真实微观结构的晶体塑性有限元模型。通过拉伸试验获得的应力-应变曲线，对晶体塑性模型的关键参数进行了标定，确保了模型的准确性和可靠性。基于Neper软件和EBSD实验原始数据构建的晶体塑性有限元微观RVE模型并结合晶体塑性理论框架，本章研究了SLM AlSi10Mg合金在拉伸过程中的细观力学行为和织构演化过程。

拉伸性能是评价金属材料最重要的力学性能之一，对拉伸变形的晶体塑性有限元仿真研究有助于深化对SLM AlSi10Mg合金拉伸变形微观机理的理解。本章重点研究了不同加载条件对织构演化过程及塑性变形机制的影响。结合实验数据与数值模拟展开的SLM AlSi10Mg合金的拉伸性能研究，为后续开展增材制造铝合金的材料设计、工艺优化及服役性能等方面的研究工作提供理论依据。

4.2 基于 Neper 建模的拉伸力学行为与织构演化

4.2.1 建模流程与研究方法

本章利用电子背散射衍射（EBSD）技术对选区激光熔化（SLM）制备的AlSi10Mg合金的纵向显微组织进行了表征。图4-1为样品打印与EBSD表征示意图，图4-1（a）表示增材制造逐层堆积的过程。由于选区激光熔化制备的AlSi10Mg合金力学性能受打印方向影响很大。因此为区分表征方向带来的力学性能差异，本章按照图4-1（b）所示的角度表征了纵向显微组织。图4-1（c）为沉积态AlSi10Mg合金的相分布图，合金由Al相和Si相所组成，绿色表示Al相。Al相作为基体相，构成了材料的主要部分。红色表示Si相，这种网状分布的Si相在Al基体中形成了连续的强化相，对材料的力学性能（如强度、硬度和耐磨性）具有显著的影响。纵向显微组织主要由柱状晶和许多细密的等轴晶组成。由于高纵横比晶粒的影响，因此在受到相同外部载荷时，与横向试样相比纵向打印试样的力学性能具有显著各向异性。图4-1（d）对晶粒尺寸分布进行了统计，结果显示晶粒

尺寸分布范围较广，表明晶粒尺寸分布极不均匀，既包含尺寸较大的晶粒（通常位于熔池中心区域），也包含大量尺寸细微的细密等轴晶晶粒（主要位于熔池边界区域）。这种熔池边界大量尺寸细微的晶粒分布反映了选区激光熔化工艺在快速凝固过程中存在的温度梯度使得晶粒形核率显著提高。

通过对SLM AlSi10Mg合金的微观组织进行表征，本文建立了反映真实微观形貌的代表性体积单元模型，其尺寸为100×100微米，包含100颗晶粒，晶粒尺寸和形状均为随机分布，如图4-1（e）所示。该模型旨在反映材料微观晶粒形貌的几何特征，为后续准确表征材料的拉伸力学行为研究奠定基础。

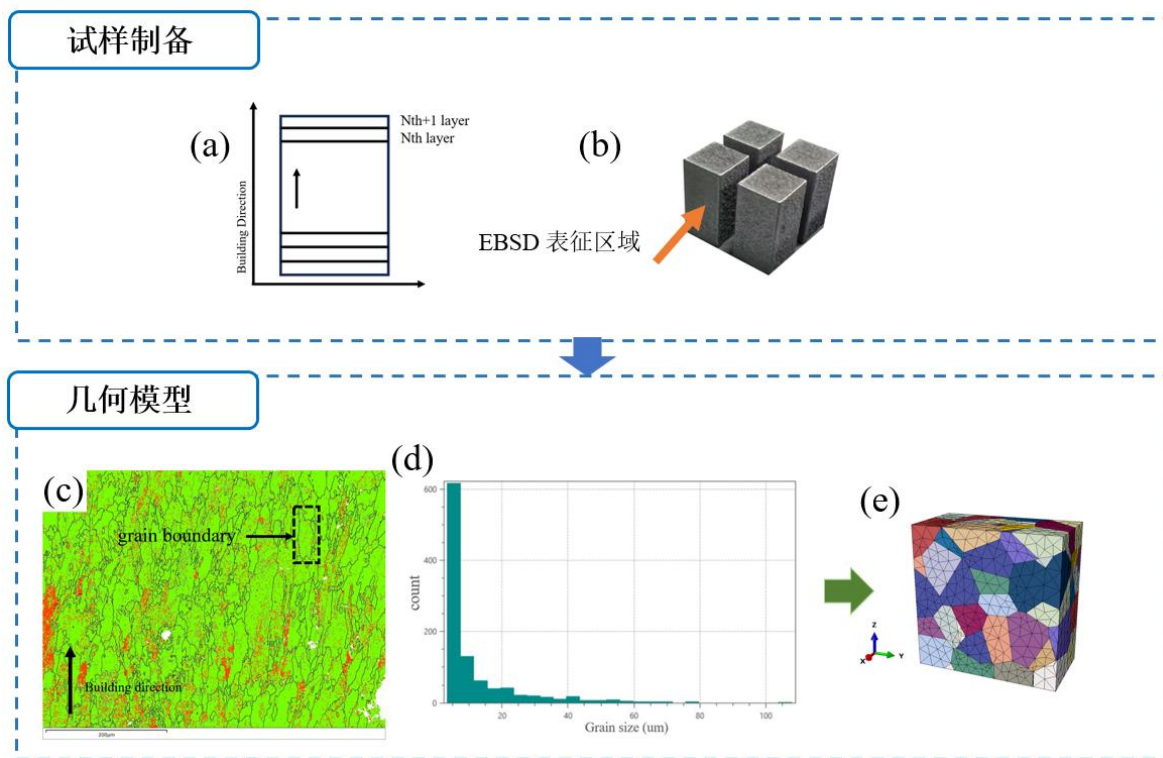


图 4-1 试样制备、表征与微观晶粒几何 RVE 模型的建立流程 （a）3D 打印方向示意图；（b）

EBSD 表征方向；（c）相分布图；（d）晶粒尺寸统计；（e）微观几何模型

此外，本文对试样的晶体取向信息进行了统计分析。图4-2表示材料微观晶体取向信息赋予到微观几何模型的流程。如图4-2(d)和(e)所示，对极图和反极图分析表明，SLM AlSi10Mg合金具有 $\{100\} \langle 001 \rangle$ 织构。同时，本文还统计了反极图信息，以全面表征材料的晶体学取向特征。通过对实验测得的晶体取向数据与文中多晶模型的晶体取向数据通过极图对比，可以发现极图的信息是一致的，说明建立的多晶模型能够准确反映SLM AlSi10Mg合金的真实微观信息，验证了模型的可靠性。AlSi10Mg合金具有面心立方（FCC）晶体结构，其滑移系统由 $\{111\}$ 滑移面族和 $\langle 110 \rangle$ 晶向族组成，共包含12个滑

移系。将FCC滑移系的参数及晶体取向参数赋予到RVE模型中，更真实的反映材料的微观信息，为研究SLM AISi10Mg合金的拉伸力学响应奠定基础。

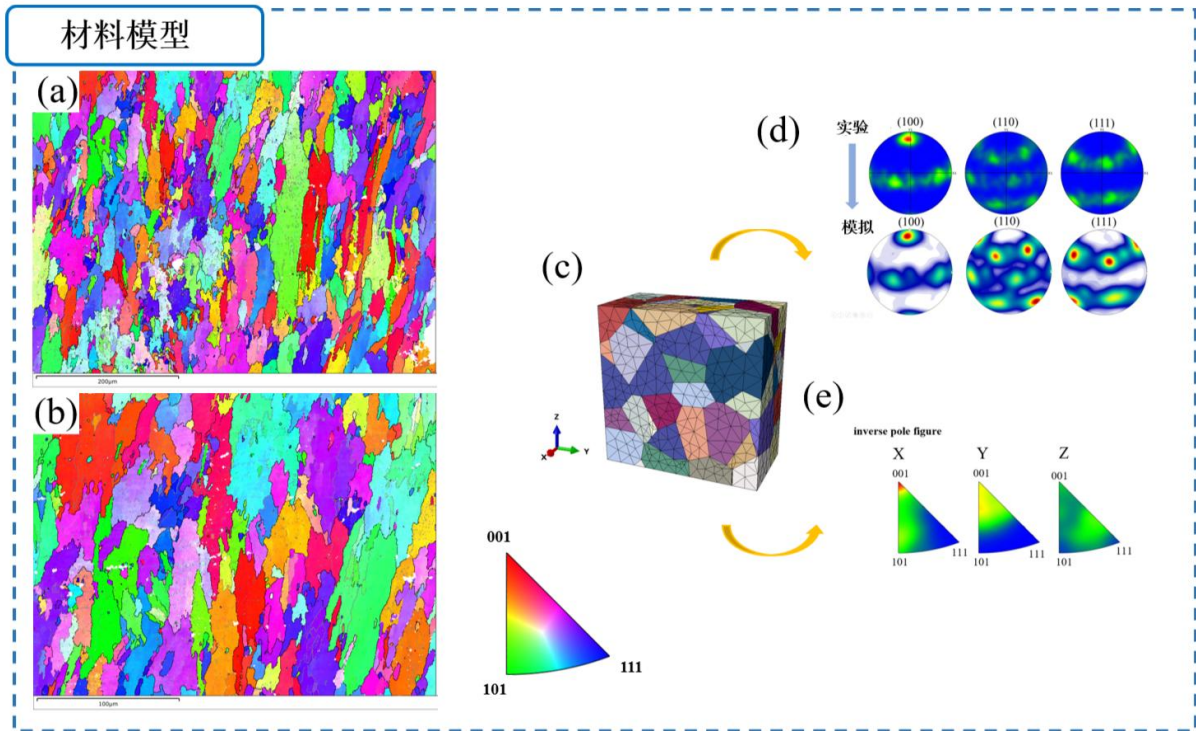


图 4-2 微观材料参数的赋予流程 (a) 纵向 1000×IPF 图; (b) 纵向 500×IPF 图; (c) EBSD 表征的微观信息赋予后的微观模型; (d) 试验极图与仿真极图对比; (e) 反极图

晶体塑性参数由弹性参数、塑性参数和硬化参数等组成。通过第三章的公式计算可以得出 C_{11} 、 C_{12} 、 C_{44} ，由于 γ_0 的变化很小，通过文献^[85]可以大致确定 γ_0 的值。通过实验获得的拉伸应力应变曲线，本文最终确定了本文研究所需的晶体塑性参数，见表4-1。拟合后的单轴拉伸应力应变曲线如图4-3所示。

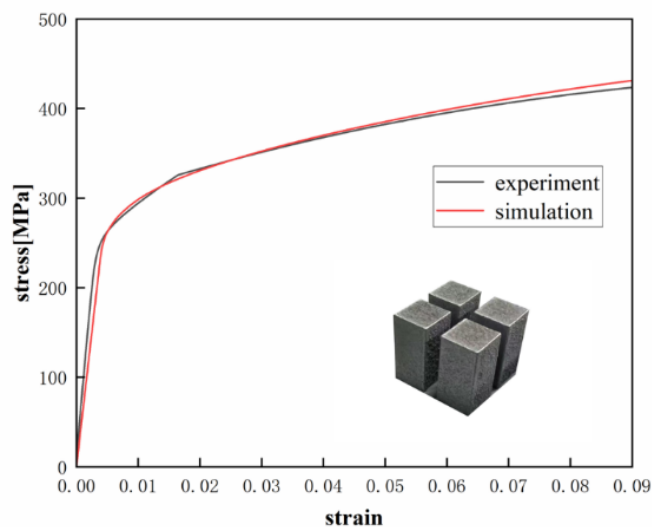


图 4-3 试验与仿真应力应变曲线对比

表 4-1 本章用到的晶体塑性参数

C_{11}/GPa	C_{12}/GPa	C_{44}/GPa	n	γ_0	h_0	τ_0	τ_s
112.605	55.462	32.168	1400	0.001	220	117	300

4.2.2 累积剪切应变分布

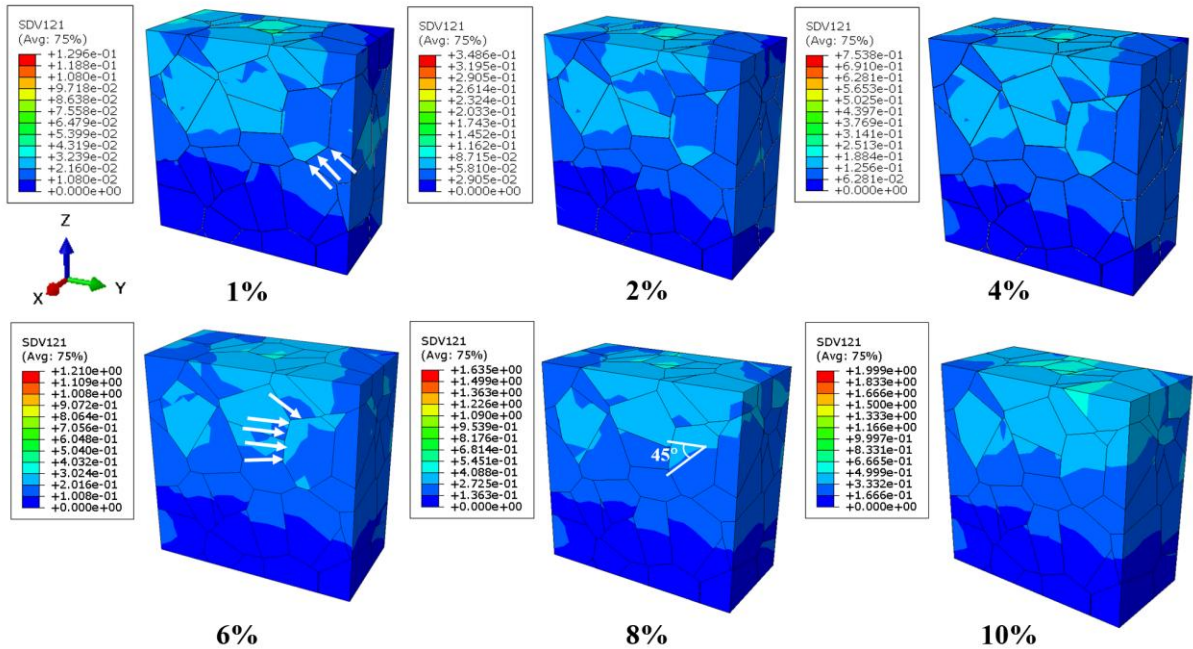


图 4-4 总的累积剪切应变分布

图4-4显示了在单轴拉伸加载过程中，位移载荷分别为1%、2%、4%、6%、8%和10%时的累积塑性应变分布。该图通过不同位移载荷下的累积剪切应变云图，揭示了材料在单轴拉伸加载过程中的细观力学行为。随着位移载荷的增加，累积剪切应变逐渐增大，高累积剪切应变区域从局部扩展到更多晶粒中，表明材料从弹性变形逐渐过渡到塑性变形阶段。施加1%位移载荷后，累积剪切应变分布较为均匀，高累积剪切应变区域较少，表明材料处于弹性变形为主的阶段。施加2%位移载荷，高累积剪切区域开始增多，局部塑性变形逐渐显现。施加4%位移载荷，高应变区域显著增加，表明材料进入塑性变形阶段。施加6%、8%和10%位移载荷，高累积剪切应变区域进一步扩展，局部累积剪切应变集中现象更加明显，表明材料进入塑性硬化阶段。高累积剪切应变区域主要集中在晶界（图中用白色箭头标出）附近或特定晶粒内部，累积剪切应变值较高，表明这些区域发生了显著的塑性变形。低累积剪切应变区域主要分布在晶粒中心或取向不利于滑移的晶粒中，累积剪切应变值较低。图4-4中，所有滑移系统的累积剪切应变值不断增加，在晶界处存在集中分布的现象，这主要由于晶界对位错具有显著的阻碍作用。从图中可以看出，在不均匀分布的累积剪切应变的作用下，位错密度在晶粒内部分布不均匀，在晶界

处大量塞积。此外，不同晶粒中的滑移系统激活程度不同，这是由于晶体取向不同导致的。由于不同晶粒内部滑移系开动的难易不同近而导致累积剪切应变分布不均匀。弹性变形阶段，位错运动主要在晶粒内部传递，塑性变形阶段位错运动穿越晶粒，在晶间传递。塑性阶段，每颗晶粒的位错运动同时受到晶界以及相邻晶粒间的变形协调作用。通过观察累积剪切应变云图可以发现，滑移方向与拉伸方向大约呈45度，这一现象可以说明沿着45度方向滑移系更容易激活。

由于晶界效应和晶体取向对位错运动的影响起到显著的作用，本章在后续研究中着重分析这两个因素对其他细观力学响应的影响。

4.2.3 组织演化

选区激光熔化AlSi10Mg合金存在力学性能的各向异性，这种各向异性存在的原因与呈“鱼鳞状”分布的熔池边界有关，由于重熔现象导致熔池边界熔合质量较低，因此熔池边界处微观组织复杂。未熔合的空隙与复杂的微观组织共同作用下导致力学性能较差。同时，由于激光制造快速冷却也导致微观组织中出现织构和呈外延生长的柱状晶粒。由于晶粒生长的特点，导致沿着不同的打印方向晶粒形状不同，横向打印试样为细密的等轴晶组织，纵向打印试样则为柱状晶粒为主。由于横向试样均匀的微观组织，使得其力学性能高于纵向试样。此外，FCC晶体结构的生长方式呈现出沿着<100>取向生长的特征，在激光熔化的制备过程中，沿着择优结晶方向生长为<100>取向的织构。研究表明，由于增材制造织构的各向异性会导致材料力学性能的各向异性问题。综上所述，这些因素是导致SLM AlSi10Mg合金力学性能存在各向异性的主要原因。

选区激光熔化制备过程中存在巨大的热梯度且冷却速度极快，这导致了沉积态试样存在择优取向的晶体织构。晶体织构对合金力学性能具有重要的影响。本文通过晶体塑性有限元计算对SLM AlSi10Mg合金沉积态试样拉伸前后的晶体织构进行研究。如图4-5所示，本章对赋予材料信息的多晶模型进行了晶体取向的验证，初始取向与试验极图一致。对多晶模型分别施加4%、6%、8%、10%的位移载荷，通过与初始晶体取向对比，所施加的单轴拉伸并不会改变沉积态试样的织构类型，并不会导致形变织构。同时，也不会显著改变织构的强度。由此可见，单轴拉伸前后织构的变化非常小。文献^[86]对SLM AlSi10Mg合金沉积态试样进行了拉伸前后的EBSD试验表征，本章复现了在该试验中的这一现象。由于SLM AlSi10Mg合金的塑性较差，因此，在受到单轴拉伸载荷的作用下出现快速的脆性断裂。由于快速的脆性断裂，导致了材料拉伸前后织构的变化并不显著。

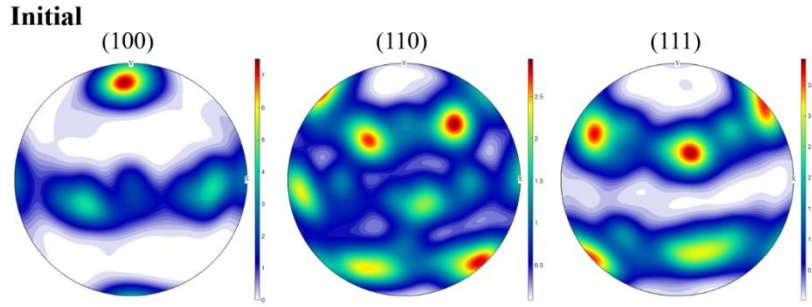


图 4-5 初始晶体取向极图

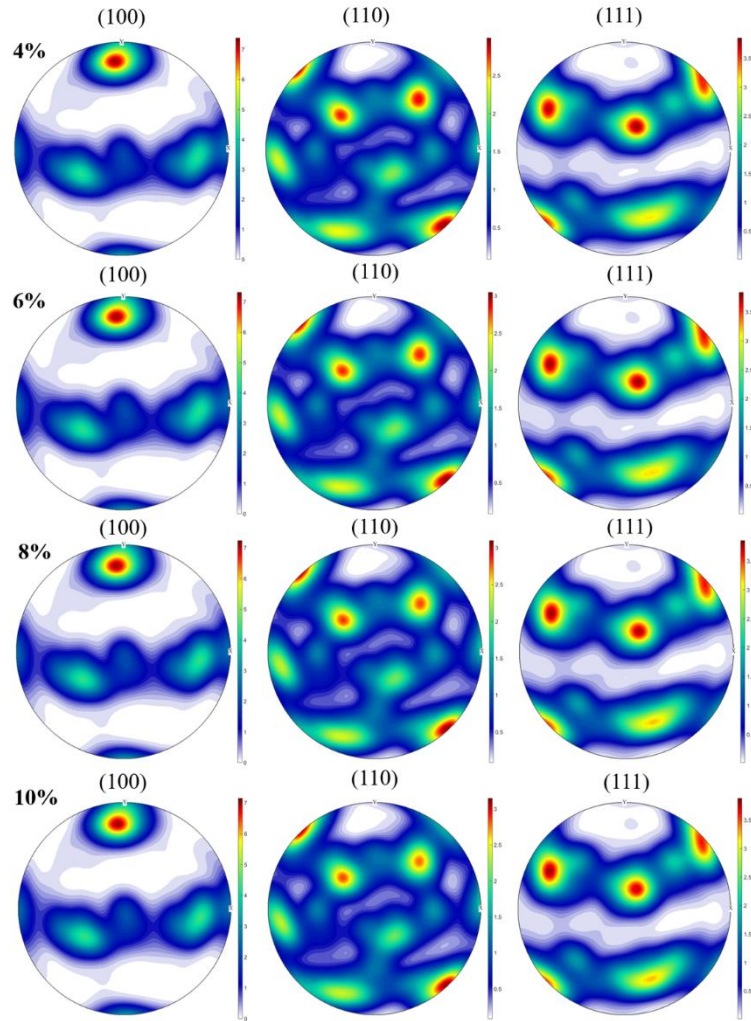


图 4-6 晶体塑性仿真织构的演化过程

4.3 基于 EBSD 实验数据建模的拉伸变形细观力学行为研究

4.3.1 多晶模型的建立与边界条件设置

前文中通过EBSD表征出选区激光熔化AlSi10Mg合金的微观晶粒尺寸分布极不均匀。在金属材料学中，微观晶粒几何形貌对力学性能的影响较大，这是由于晶界对位错起到一定的阻碍作用。通过试验研究也发现，不同微观晶粒几何形貌的SLM AlSi10Mg合金

力学性能差别显著。这进一步验证了晶粒尺寸和晶界的分布对材料的力学性能的关键影响作用。为进一步准确研究拉伸细观力学行为的变化过程，本文基于EBSD原始实验数据建立了与试验测得的晶粒尺寸、形貌相一致的多晶模型。图4-7为横向试样的制备、EBSD表征、拉伸试验和边界条件设置的全过程。

晶界是不同晶体取向的晶粒间的分界线，在金属塑性变形过程中发挥着重要作用。通过对图4-7(c)和(e)对比可以看出，在试验过程中检测出的晶界与多晶模型中的晶界完全一致，说明模型是可靠的。合理的晶体塑性RVE模型能够充分准确描述在材料变形过程中应力场、应变场分布和力学性能的变化规律。该章节所建立的微观晶体RVE模型大小为 100×100 微米，边界条件设置为：固定模型左、下和前侧(即 $UX=0,UY=0,UZ=0$)，并对模型右侧面施加0.4%、0.5%、0.6%、1%、2%、4%、6%和8%的单轴拉伸位移载荷，通过研究不同变形量的应力场、应变场分布可以进一步了解拉伸加载过程中材料的细观力学行为及晶粒形貌与晶界对塑性变形的影响。

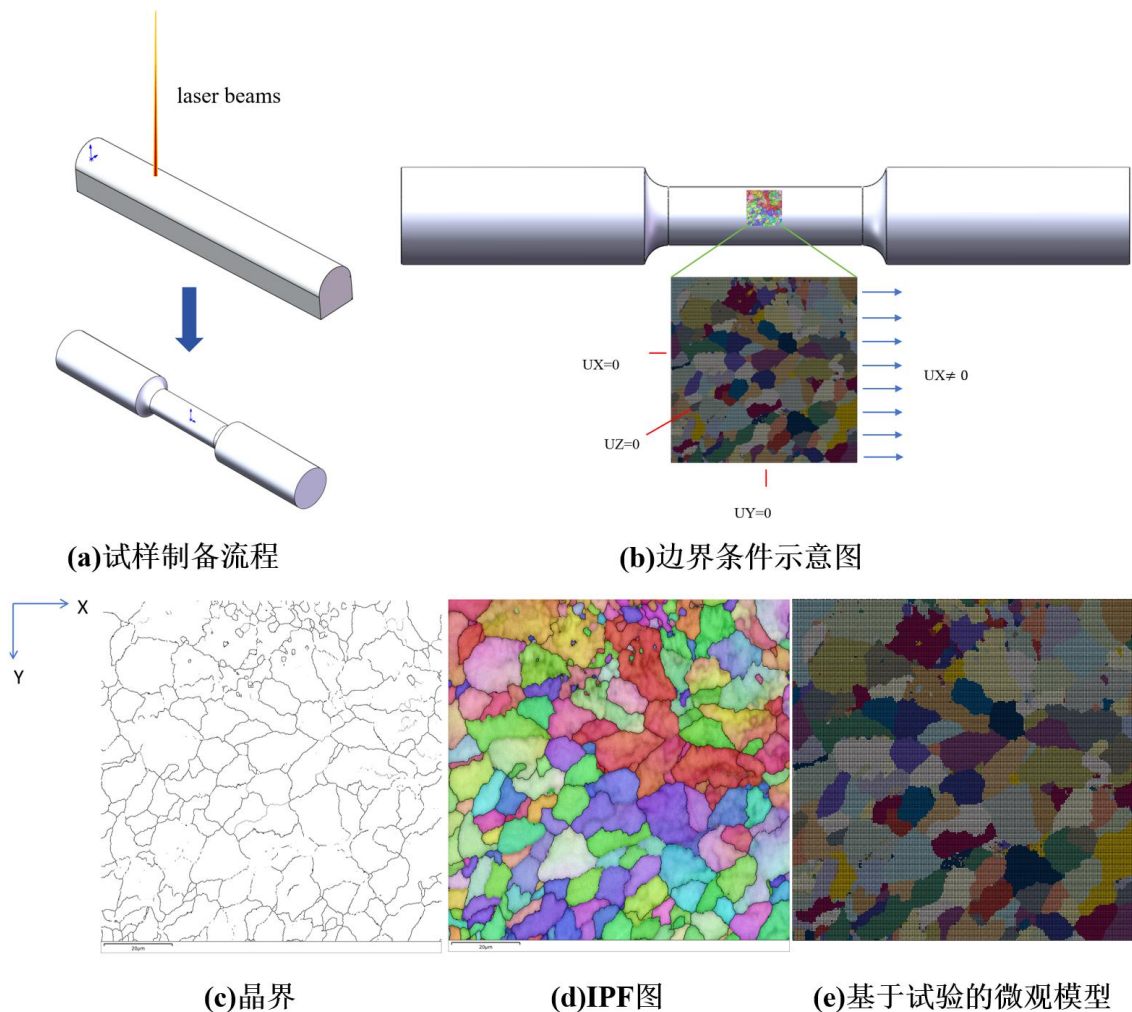


图 4-7 SLM AlSi10Mg 合金试样制备-表征-建模-研究流程

4.3.2 细观力学行为对比研究

在8组不同位移载荷下分析不同变形量对晶体塑性拉伸细观力学行为的研究中，晶体塑性有限元计算结果如图4-8所示。能够发现，施加不同的位移载荷的应力分布极不均匀。随着载荷的增大，应力集中主要存在于晶界处（图中用白色箭头标出），这是由于位错滑移传递到晶界处受到晶界的阻碍作用。随着所施加载荷的增大，应力呈现增大的趋势。在0.4%、0.5%、0.6%的拉伸过程中，载荷在数值上应力递增趋势显著，施加1%、2%、4%、6%和8%的位移载荷时，应力递增逐步放缓。在0.4%~0.6%的拉伸过程中，材料由弹性变形逐渐进入塑性变形。弹性变形阶段，高应力区域（图中用白色圆圈标出）主要集中在晶粒内部，晶粒间变形协调的作用不大。0.6%~8%为材料的塑性硬化阶段，随着载荷增加，应力集中逐渐从局部的若干晶粒逐步分散到周围更多晶粒中。由此也可以说明，晶界具备抵抗变形的能力，同时晶粒又受到周围晶粒形变的影响。细晶强化规律是由于材料内部存在更多数量的晶界可以使得金属材料在抵抗变形的能力上得以提高。这一现象符合Hall-Petch公式中所描述的规律。

$$\sigma_s = \sigma_0 + k d^{-\frac{1}{2}} \quad (4-1)$$

式中， k 为晶界对变形的影响系数。

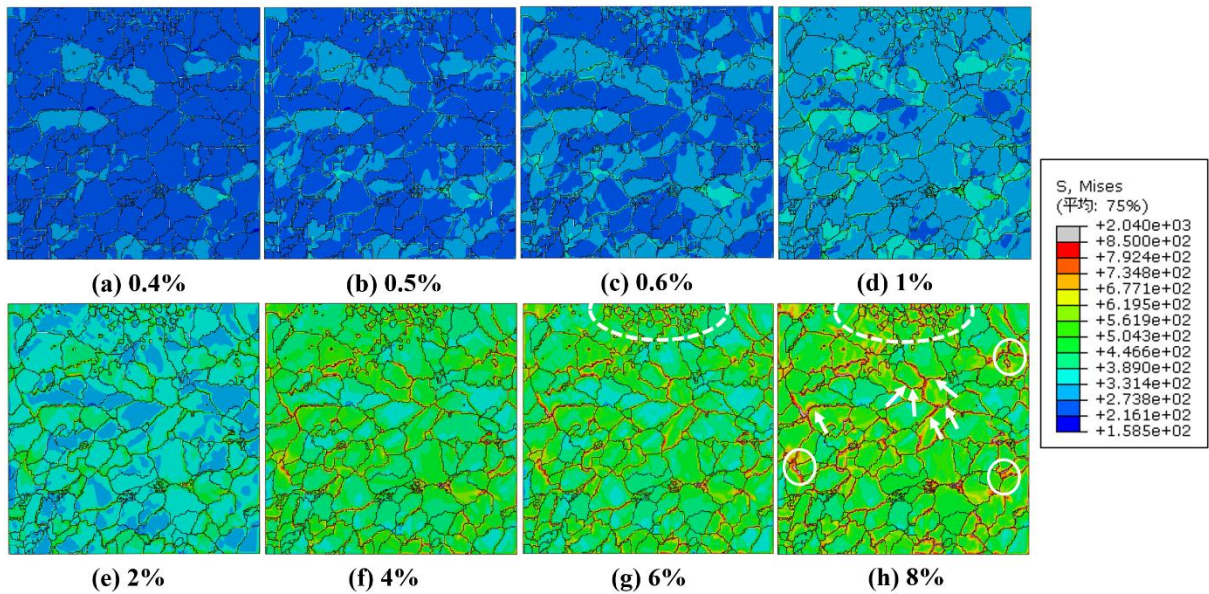


图 4-8 不同载荷下的应力云图

上述研究可以证明，不同打印方向的合金试样，即使外部所施加的变形条件一致，但力学性能依然呈现各向异性的根本原因。横向试样由于晶粒细密，晶粒形貌主要由等轴晶构成。例如，图中细晶区域（图中用椭圆虚线框标出）在受到相同载荷时，可以承

受更大的应力。纵向试样由于主要由柱状晶粒和许多细密的等轴晶粒构成，存在显著的各向异性，因此性能略低于横向试样。通过应力云图的分布解释了增材制造材料由于打印方向导致力学性能差异的内在联系。

滑移系的启动是由作用在该滑移系上的分剪切应力决定的。在滑移面上沿着滑移方向的分切应力达到临界值时，滑移系开始启动。引起滑移系启动的分切应力的临界值称为临界分切应力。这种用来描述滑移系启动的临界分切应力定律称为Schmid定律。如图4-9所示，在单晶体中假设只有一组滑移面，拉力为F，横截面积为A。

Schmid定律用公式可以表述为：

$$\tau = \frac{F \cos \lambda}{A / \cos \varphi} = \frac{F}{A} \cos \lambda \cos \varphi = \sigma \cos \lambda \cos \varphi \quad (4-2)$$

式中， $\cos \lambda \cos \varphi$ 为Schmid因子， φ 为滑移面的法线方向N与F的夹角， λ 为滑移方向与F的夹角 $\varphi = 45^\circ$ 时，Schmid因子最大，容易产生滑移。

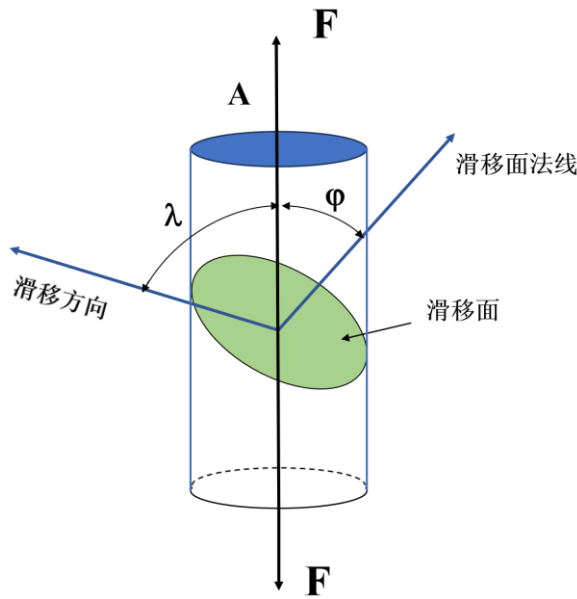


图 4-9 Schmid 定律示意图

随着施加1%、2%、4%、6%和8%的位移载荷，应变逐渐增加。在晶体内部，由于位错滑移的启动和位错运动，局部区域出现了显著的高应变集中现象，这些高应变区域（图中白色圆圈所示）通常集中于晶界（白色箭头所示）附近。晶界对晶体材料变形过程中的位错运动起到阻碍作用，位错在传递至晶界时会受到阻碍，这导致应变在晶界处积累，同时应变在晶间扩散和传递需要克服晶粒间变形协调的阻力，这种阻力主要源于相邻晶粒取向差异和晶界结构的复杂特征。然而，由于横向试样具有均匀的微观组织，

其应变分布相对较为均匀，这一现象表明：均匀的晶粒尺寸有助于缓解局部应变集中，从理论上验证了横向试样均匀的微观组织对力学性能的提高具有有利的作用。如图4-10所示，根据Schmid定律，滑移系的激活取决于滑移面法向与加载方向的夹角以及滑移方向与加载方向的夹角，当这两个夹角接近45度时，滑移系极易发生激活。因此，应变条带（图中用黑色虚线框标出）的形成与滑移系的择优启动密切相关。本章通过单轴拉伸变形过程的晶体塑性仿真进一步验证了晶体塑性变形过程中滑移系统启动的规律。此外，这一现象也可说明：晶体材料在细观尺度下的塑性变形不仅受外部载荷的影响，也受到材料内部晶粒尺寸、晶界分布与晶体取向等因素的影响。细化晶粒会使晶界数量增多，进而起到阻碍位错运动的作用，这种细化晶粒的方法可以达到材料强化的目的，与Hall-Petch关系所描述的规律相符合。同时，晶界的形貌、晶粒之间变形协调也会显著影响材料应变分布的均匀性。综上，通过调控材料的微观组织可以使材料的力学性能得到进一步优化，在实际的工程应用中，可以进一步提高构件的服役性能。

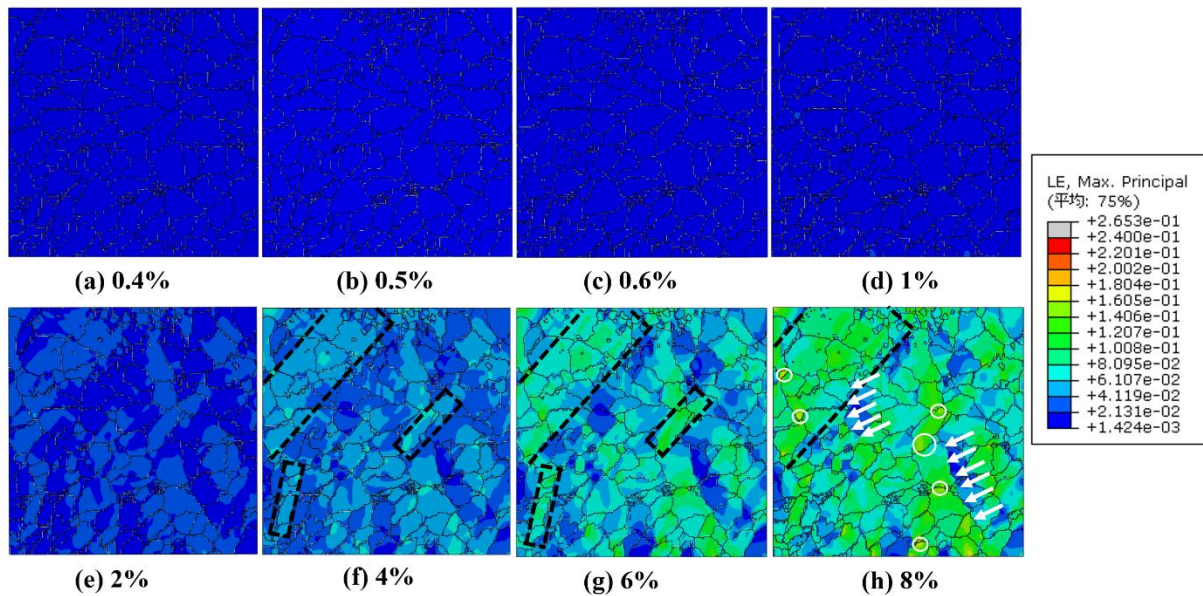


图 4-10 不同拉伸载荷下的应变云图

4.4 本章小结

各向同性的晶体塑性模型能够有效描述材料在单调加载条件下的变形行为。在本章研究中，基于Nepher软件和电子背散射衍射（EBSD）实验数据，分别构建了反映真实晶体取向信息的代表性体积单元RVE模型，并结合各向同性的晶体塑性理论模型进行数值模拟研究。通过对选区激光熔化AlSi10Mg合金的单轴拉伸试验获得应力-应变曲线，通过拉伸曲线对晶体塑性模型的关键参数进行了标定，该模型能够准确预测材料的宏观力

学响应。通过拉伸模拟，最后可以得出以下结论：

（1）从织构演化的角度来看，单轴拉伸载荷对沉积态试样的织构类型和强度并未产生显著影响。相关文献中的实验结果表明，在单轴拉伸作用下，未观察到明显的形变织构形成，且具有织构的晶粒在数量上亦未发生显著变化。这种现象可能与沉积态材料本身较高的脆性特性密切相关，导致其在单轴拉伸过程中难以发生显著的晶体取向变化。本文通过晶体塑性模拟复现了实验中的这一现象。

（2）在晶界处有明显的应力、累积剪切应变集中分布的现象，晶界处的变形也较大。应力在晶界集中的现象进一步揭示了晶界对位错滑移的阻碍作用以及晶粒尺寸对金属强化机制的内在关系，与Hall-Petch关系所描述的规律具有一致性。同时，也从细观角度验证了打印方向影响晶粒形状近而导致宏观拉伸力学性能具有各向异性。通过优化SLM工艺参数（如激光功率、扫描速度、层厚等），可以调控晶粒尺寸和晶界分布，从而提高材料的力学性能。

（3）在沿着载荷45度方向出现应变滑移带，仿真的现象符合Schmid定律中对滑移系启动规律的详细描述，同时应变带的分布又受到晶界的影响。

第5章 选区激光熔化 AlSi10Mg 合金的疲劳性能研究

5.1 引言

金属材料在循环载荷的作用下具有非线性硬化现象，并呈现出Bauschinger效应、滞回特性、循环硬化（软化）、棘轮与应力松弛等循环特性。经典的晶体塑性理论揭示了位错滑移机制与宏观力学性能的关系。由于经典的晶体塑性理论基于各向同性硬化假设，更加适用于描述金属材料的单调变形行为，无法准确描述循环加载过程的随动硬化现象。疲劳试验结果表明，金属材料受到循环载荷作用具有非线性的随动硬化现象。所以，需要在原始的晶体塑性模型基础上引入考虑循环特性硬化关系的力学描述。此外，针对晶体塑性有限元的多晶体建模方法，目前大多数文章使用基于Neper等开源的建模软件建立相对简化的晶体塑性有限元模型，简化模型与金属材料真实的微观形貌相比还有一定的差距，尤其是描述晶界效应对力学性能的作用时，存在一定差距。

本章使用考虑随动硬化现象的晶体塑性模型，并建立基于EBSD数据的真实微观形貌晶体塑性有限元模型。通过试验和数值模拟，研究SLM AlSi10Mg合金在循环载荷下的非线性塑性变形力学行为并通过仿真复现了Bauschinger效应、滞回特性等试验现象。

5.2 多晶模型微观结构分析与研究方法

5.2.1 多晶有限元模型的微观结构分析

本章在第四章RVE晶体几何模型的基础上进行疲劳性能的研究，为深入探讨微观组织对疲劳性能的影响，本章对EBSD原始数据晶粒几何尺寸的分布情况、晶体取向进行分析。通过上文试验可以明确金属增材制造制备的铝合金微观晶粒尺寸存在各向异性。在第四章的仿真以及大量试验中可以发现这种由打印方向不同带来的晶粒度差异会引起材料拉伸性能呈现各向异性。通过金属疲劳试验可以发现晶粒度的差异对金属在循环载荷下的塑性变形响应具有显著影响。

除了增材制造成形过程中微观组织呈现外延生长的柱状晶外，也有学者认为金属微观的组织信息对其疲劳性能也具有重要影响。本章为确保分析结果的准确性，通过EBSD表征试样的晶体取向信息并将微观信息赋予到晶体塑性有限元RVE几何模型中。使得多晶几何模型具有与EBSD表征区域基本一致的组织信息。如图5-1（b）和（c）所示，EBSD试验表征区域的极图、反极图可以发现SLM AlSi10Mg合金，在选区激光熔化过程中，

快速凝固和热梯度导致晶粒的择优生长，形成一定的组织。

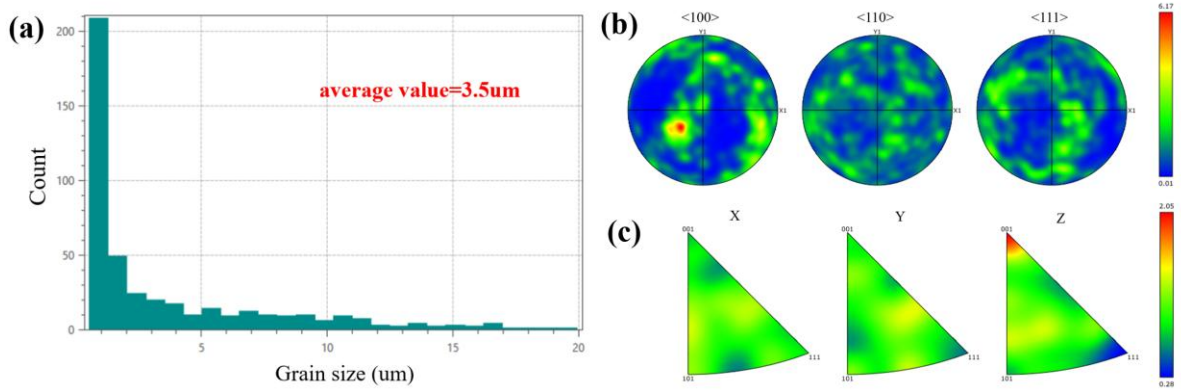


图 5-1 基于 EBSD 数据的多晶模型微观信息 (a) 晶粒尺寸统计; (b) 极图; (c) 反极图

众多学者采用试验、理论计算或者宏观数值模拟的方法研究了微观形貌、晶体取向对材料塑性变形机制、抗腐蚀等性能的影响。本章从细观尺度出发，建立反映晶粒微观形貌和晶体取向的RVE有限元模型，深入探讨晶粒几何形貌、晶体取向对增材制造金属材料疲劳塑性变形响应的影响。

5.2.2 边界条件的设置

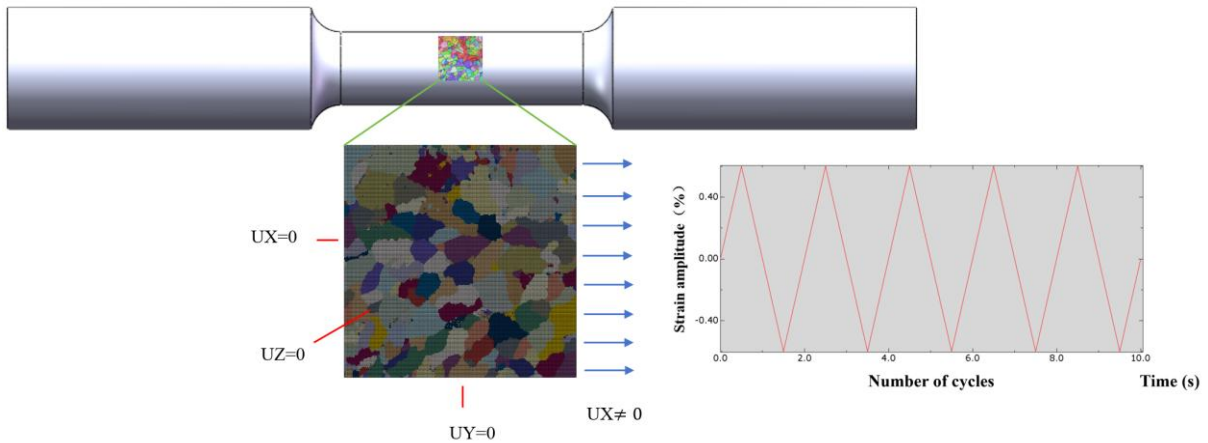


图 5-2 本章施加的周期性循环载荷

本章使用第四章表征的晶体RVE模型，为进一步简化仿真计算，模型未考虑缺陷、析出物等因素的影响。完成RVE模型的建立后，需要根据实际宏观疲劳试验的工况情况进行RVE模型加载条件的设置，以确保细观尺度的力学表征能够合理描述受循环载荷的宏观力学响应。如图5-2所示，固定模型左侧，底部和正面，即 $UX=0$ ， $UY=0$ ， $UZ=0$ ，并对模型右侧面施加周期性的循环载荷。由于使用应力控制的加载条件，分析计算的收敛性较差，因此本章采用应变控制加载方式。工况为 $R_\epsilon=-1$ 、三角波形、应变幅值为0.6%

的周期性对称循环载荷，仿真工况与实际疲劳试验的工况保持一致。

5.2.3 晶体塑性参数的确定与滞回特性

选区激光熔化制备的AlSi10Mg合金在循环载荷作用下表现出复杂的塑性响应机制。由于循环载荷具有周期性的加载和卸载特性，材料的微观变形行为受到多种机制的影响，例如位错滑移带的启动、位错密度的增加以及位错塞积等现象，由于上述因素共同导致了循环硬化现象的出现。随着循环周期的增加，材料的循环响应进一步变化，表现出更加显著的疲劳塑性变形特征。通过试验可以发现位错滑移对疲劳塑性变形机制具有重要影响。如果材料在发生变形时，一个方向屈服强度提高，同时其他方向的屈服强度也提高，这种材料的变形机制适用于等向强化（硬化）模型；如果一个方向屈服强度提高，其他方向的屈服强度下降，则适用于随动强化（硬化）模型。因此，在静力问题分析中，一般采用等向强化模型，循环加载问题一般采用随动硬化模型。通过研究可以发现，疲劳试验监测的滞回曲线与单轴拉伸应力应变曲线对比，显著不同。通过拉伸应力应变曲线难以准确描述循环塑性变形行为，因此可以通过材料疲劳应力应变滞回曲线对其疲劳塑性变形行为进行合理描述。本章在理论方面使用了考虑Bauschinger效应的随动硬化模型。第三章以应变控制的方式对选区激光熔化AlSi10Mg合金施加波形为三角波的周期性对称循环载荷，通过循环应力应变曲线确定背应力参数。在相同的加载条件下，对晶体塑性数值模拟结果的循环应力应变滞回曲线与试验的滞回曲线对比。确定的背应力参数数值见表5-1。图5-3为晶体塑性仿真的应力应变滞回曲线与试验曲线对比结果，本章使用的随动硬化模型复现了疲劳试验的滞回特性。通过确定可靠的晶体塑性背应力参数可以为精确描述材料循环变形力学行为奠定基础。

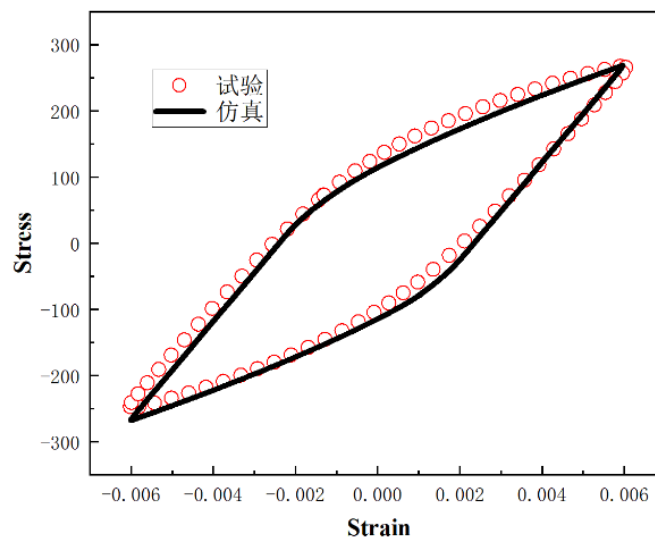


图 5-3 试验与晶体塑性模拟的滞回曲线对比

表 5-1 本章使用的晶体塑性参数

n	γ_0	h_0	τ_0	τ_s	C	D
45	0.001	200	55	200	23000	90

5.3 循环载荷下的细观力学行为研究

5.3.1 应变幅对疲劳强度的影响

基于EBSD试验数据建立的RVE多晶模型在周期性对称循环载荷的作用下的应力云图如图5-4所示。图中分别描述了SLM AlSi10Mg合金RVE模型在0.2%、0.3%、0.4%、0.5%、0.6%应变幅值循环5周作用下应力变化情况。由图中可以发现，应力在RVE模型中分布极不均匀。由于横向试样主要由等轴晶构成，在等轴晶的交汇处形成大量三叉晶界，如图白色圆圈所示为三叉晶界。随着对RVE模型所施加应变幅值的增加，应力不断增加，同时应力集中现象越来越明显。应力集中区域主要体现在晶界（如图白色箭头所示）、三叉晶界处。尤其，在三叉晶界处应力集中更加显著。在材料受循环载荷时，晶粒间受到变形协调的作用，由于材料内部应力的不均匀分布，在三叉晶界处更容易由于应力集中而导致在材料内部产生裂纹，从而严重影响产品的服役性能。

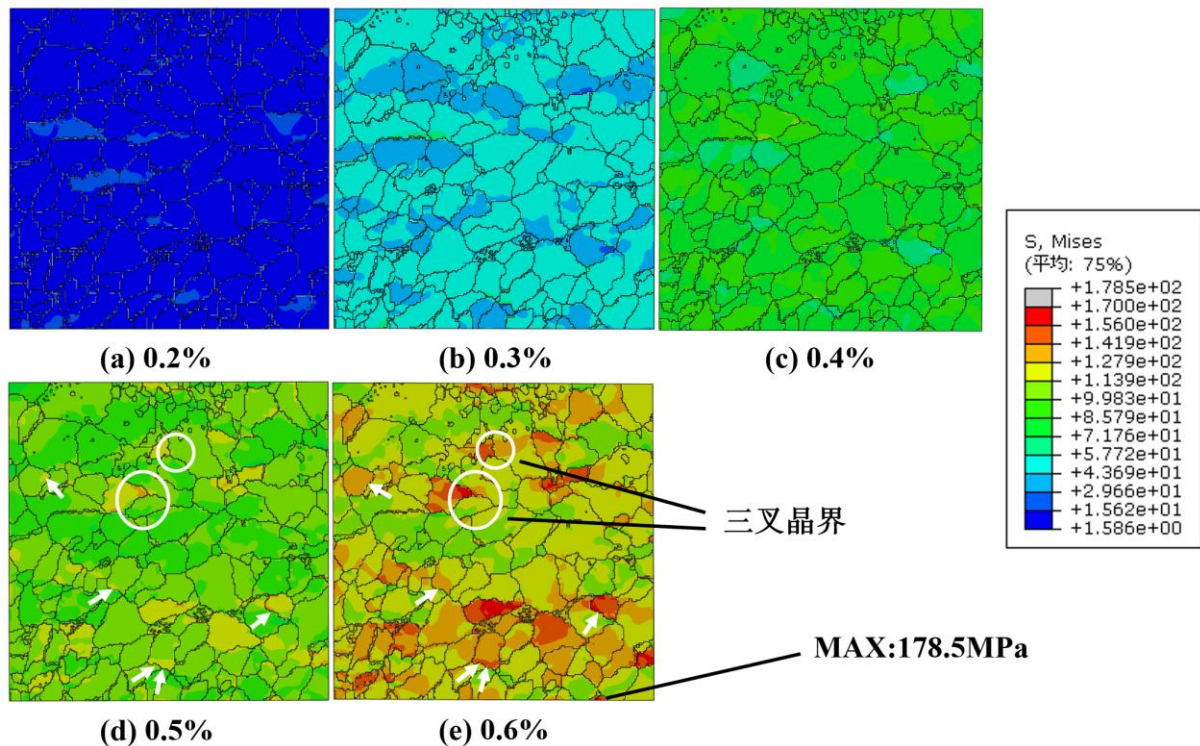


图 5-4 不同应变幅值的应力分布云图

此外，在第四章中，对拉伸变形进行数值模拟，通过相同载荷的拉伸与疲劳晶体塑性有限元计算结果进行对比。可以发现，在施加循环载荷5周的情况下，拉伸变形中晶界

处的应力集中现象更加明显。

5.3.2 应变幅对应变分布的影响

每个晶粒具有相同的弹塑性参数，但是，晶体取向并不一致。晶体取向的差异会导致材料虽然在宏观尺度上所受载荷相同，但是体现在细观尺度上的应变分布并不均匀。由于位错滑移会沿着特定晶面和晶向进行，同时滑移在传递时会受到晶界的阻碍，又受到周围晶粒变形的制约作用，这些因素都会对各向异性造成影响。图5-5可以看出，不同晶粒的应变分布情况不一致。白色虚线框所示位置为剪切带，应变强度大于周围的晶粒。局部高应变区域容易形成剪切带（白色虚线框所示为剪切带），对材料疲劳性能造成不利影响。随着应变幅值的增加，应变强度随之增加，高应变区域位置随载荷增加基本保持一致。高应变区域在图中用白色椭圆虚线框标出。部分晶粒存在较高的应变强度以及密集的应变条带。这种晶间应变的不均匀主要是由不同的滑移模式造成的。同时，晶粒内部应变条带和应变强度同样呈现不均匀分布，图5-5所示，如白色箭头所示，晶界处尤其在三叉晶界处局部应变强度较大，具有显著的应变集中现象。晶界处的应变集中容易导致宏观疲劳性能的降低以及裂纹的形成。

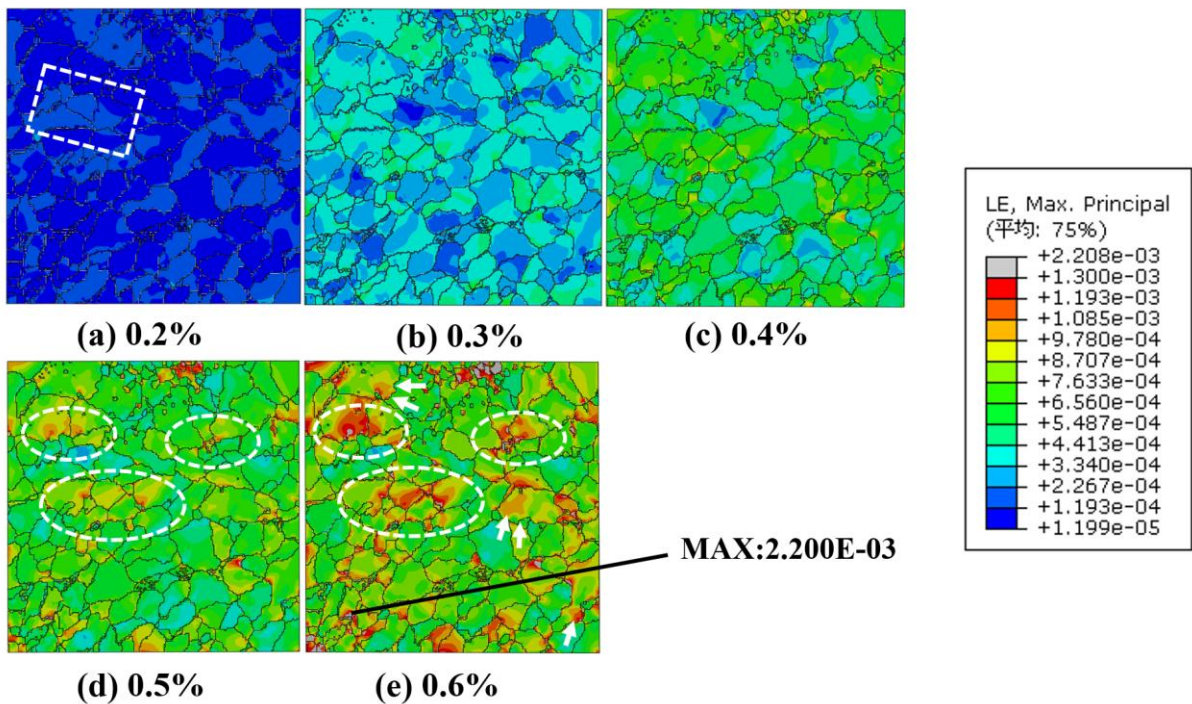


图 5-5 不同应变幅值的应变分布云图

5.3.3 微观结构对裂纹萌生的影响

累积塑性滑移反映了材料在细观尺度上的塑性变形行为，是疲劳损伤的重要表征参

数。疲劳失效的主要原因由于循环载荷的作用下在材料内部或者材料表面产生许多微裂纹，微裂纹由于应力集中逐渐扩展形成宏观裂纹，随着裂纹的进一步扩展直到构件出现损坏。在细观尺度上，累积塑性滑移通过考虑晶界、织构、位错等因素的影响能够预测循环加载下的疲劳裂纹萌生。累积塑性滑移准则主要以晶间三叉晶界处的应力集中作为依据，该准则认为塑性滑移呈线性累积，当达到临界值时，材料内部发生微观的裂纹萌生。同时，本研究也考虑了多晶金属在循环载荷作用下的滞回特性、循环硬化等现象。

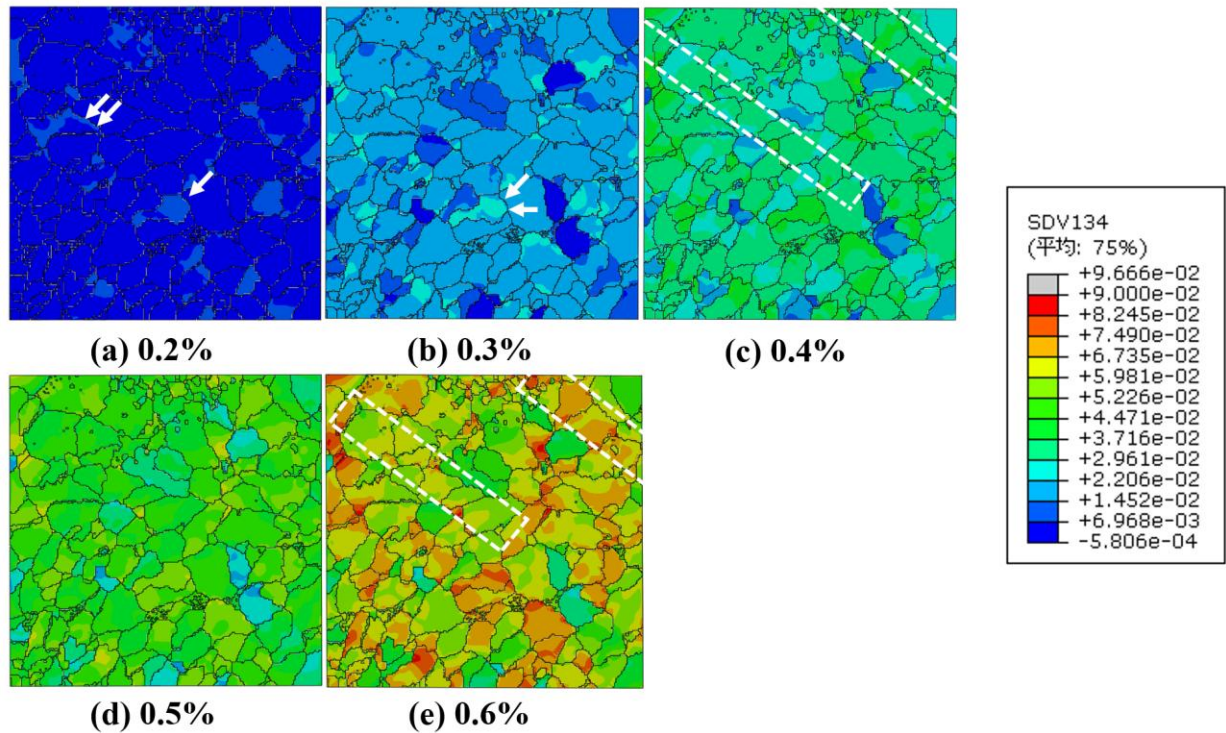


图 5-6 不同应变幅值的累积塑性滑移云图

图5-6所示，分别对模型施加0.2%、0.3%、0.4%、0.5%和0.6%应变幅值的循环载荷，从不同应变幅的累积塑性滑移云图可以发现，累积塑性滑移呈不均匀的分布现象。如白色箭头所示，高累积塑性滑移区域出现在三叉晶界以及滑移带处，随着施加载荷的增加，这种现象也越发显著。这种塑性流动失效带对材料失效具有重要影响。在模型中，随着载荷增加滑移带区域的面积表现出逐渐增大的趋势，滑移带的位置未发生太大变化。通常认为疲劳损伤优先出现在滑移带和晶界处。此外，分析由晶体取向带来的微观力学响应的变化可以发现：如白色虚线框所示，施加0.4%、0.5%、0.6%应变幅值载荷，沿着载荷施加的方向与滑移方向成45度出现滑移带，符合Schmid定律预测的情况。在滑移带处极易发生滑移系的启动。在0.2%、0.3%应变幅值的条件下，累积塑性滑移带不明显，这可能是由于材料处于弹性变形阶段，滑移系启动未在晶间传递，累积塑性滑移主要受到

晶体取向的影响。在塑性阶段，累积塑性滑移同时受到晶体取向和晶界作用的双重制约，使得微观出现穿越晶粒沿着载荷约45度方向受到晶界影响的不规则条状滑移带。

图5-7所示为RVE模型不同应变幅值下循环5周次的累积塑性滑移的变化情况。通过图中可以定量的分析累积塑性滑移的变化。可以明显发现，塑性滑移随着循环次数的增加而呈线性增加，累积塑性滑移增量由不稳定逐渐趋于稳定。在施加循环载荷初期，累积塑性滑移的增量较大且不稳定，随后逐渐趋于稳定，表明材料进入累积损伤相对平衡的变形状态。对比不同载荷下的累积塑性滑移数值可以发现，随着应变幅值的增加，累积塑性滑移的数值显著增大。这表明，较高的应变幅值会导致每个循环周期内更大的疲劳损伤增量，从而加速材料的疲劳损伤进程。这一现象从细观尺度上解释了材料疲劳损伤的累积过程，从累积塑性滑移云图上能够直观准确地描述驻留剪切带和晶间应力集中现象，为预测疲劳裂纹的萌生提供了理论支持。通过对比其数值的大小可以揭示应变幅值对疲劳损伤的影响。研究结果进一步表明，较高的应变幅会加速材料疲劳损伤的累积，促进裂纹的萌生，从而显著缩短材料的疲劳寿命；而较低的应变幅虽然损伤累积较慢，但长时间循环加载仍会导致疲劳失效。这为材料疲劳性能的优化设计和寿命预测提供重要理论依据。也进一步证明了：应变幅值增加，材料累积疲劳损伤在每个循环次数下累积塑性滑移增量也相应增加。载荷大的损伤大，增加疲劳载荷促进了材料裂纹的萌生，缩短了材料的疲劳寿命。通过上述研究可以进一步建立循环载荷与疲劳损伤之间的内在联系，揭示增加载荷导致疲劳损伤速率增加这一现象的微观机理。

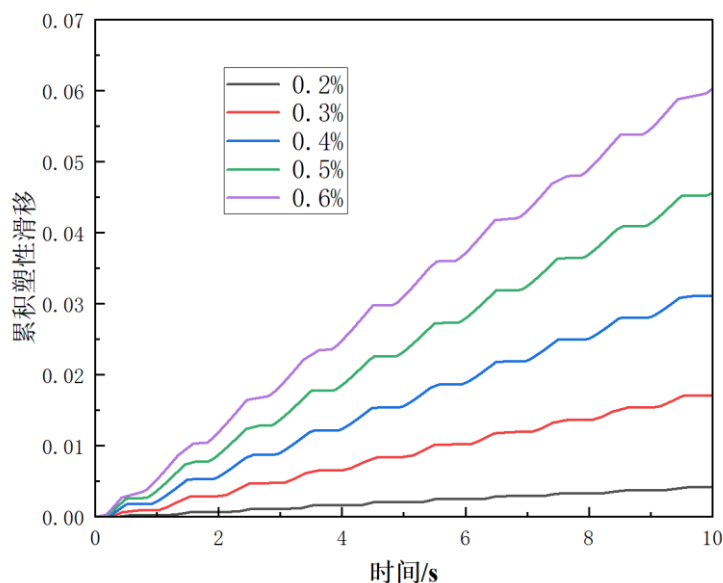


图 5-7 不同应变幅值在循环 5 周后的累积塑性滑移

为说明RVE模型随着循环次数增加累积塑性滑移的变化，本章对RVE模型施加0.4%的应变幅值，对循环5周以后做了不同周数的仿真研究，设置循环周数分别为10周、15周、20周和25周。调节云图的最大、最小值，以便于观察不同循环次数的累积塑性滑移变化趋势，如图5-8所示为累积塑性滑移云图。循环10周次后，累积塑性滑移集中于晶界、三叉晶界处，出现局部高累积塑性滑移区域。随着循环次数增加至15周次、20周次后，滑移区域逐渐扩展，高累积塑性滑移区域增多，滑移带穿越周围晶粒，出现明显沿着与载荷加载方向呈45度方向的累积塑性滑移带。由此可以说明，随着循环次数的逐渐增加，高滑移区域逐渐扩大，这些区域极易出现微裂纹，并扩展成为宏观裂纹。也进一步解释了，材料随着所受循环次数的增加，疲劳损伤逐渐增加。疲劳损伤是一个逐渐积累的过程。从局部损伤累积，到产生裂纹萌生，最终导致疲劳失效。

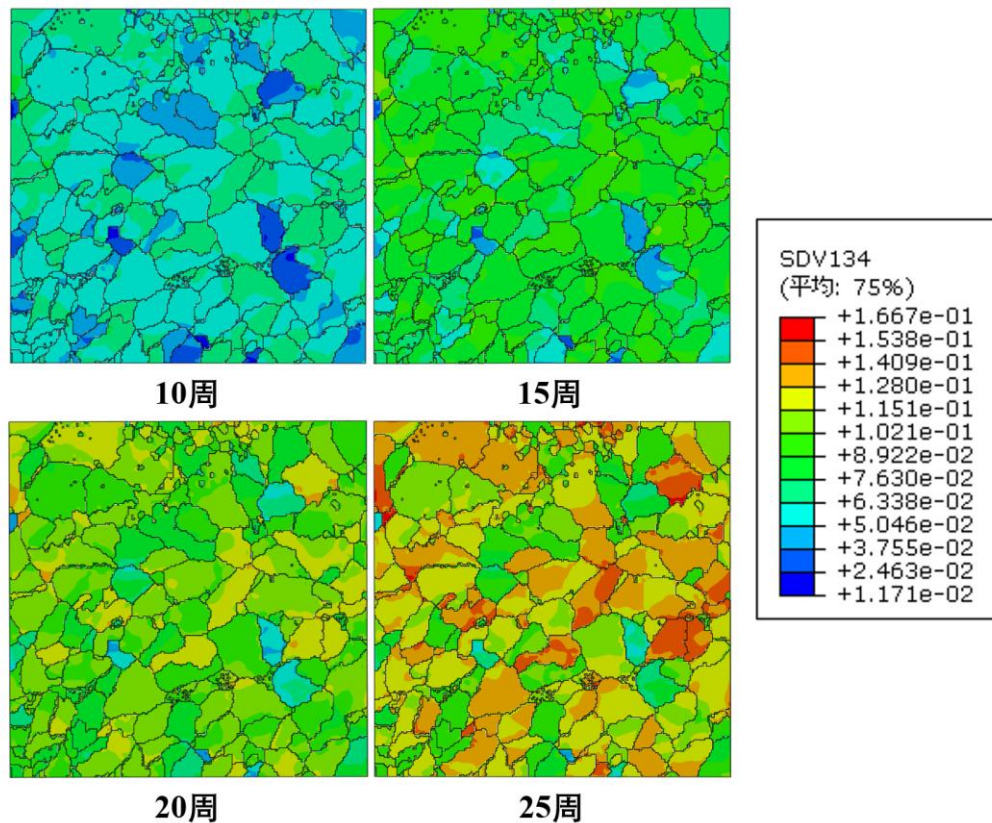


图 5-8 不同循环次数的累积塑性滑移

为进一步说明累积塑性滑移与疲劳损伤的定量关系，本章对不同循环次数的累积塑性滑移变化情况进行研究，见图5-9。随着循环次数的增加，累积塑性滑移整体呈线性增加的趋势，循环到5周后增量趋于稳定。在循环加载的初期（前5周），累积塑性滑移随循环次数线性增加，表明材料在细观尺度上发生了显著的塑性变形，疲劳损伤逐渐累积。

在循环到5周后，累积塑性滑移的增量趋于稳定，表明材料的塑性变形行为达到平衡状态，疲劳损伤的累积速率减缓。通过分析不同循环次数累积塑性滑移的变化规律，可以进一步明晰疲劳损伤与循环周次的关系，实现疲劳损伤的预测研究。累积塑性滑移的变化趋势揭示了材料在循环加载下的塑性变形机制，有助于理解疲劳裂纹的萌生和扩展行为。综上，随着循环周数增加，材料在细观尺度的疲劳损伤逐渐累积，这一现象可以通过累积塑性滑移的变化规律清晰地展现出来。可以进一步总结这一演化规律为，在循环加载的初期，累积塑性滑移增长并不稳定，材料内部微观塑性变形不断加剧，疲劳损伤逐步积累。随着循环次数的进一步增加，累积塑性滑移的增量趋于稳定，材料疲劳损伤持续稳定积累，并呈线性增加。最终，当损伤积累达到临界值时，材料内部出现裂纹萌生，并逐渐扩展，直至发生疲劳失效。这一过程揭示了疲劳损伤从微观塑性变形到宏观失效的演变机制，建立起材料循环次数与损伤演化的定量关系模型，为材料性能的优化提供了重要的理论依据。

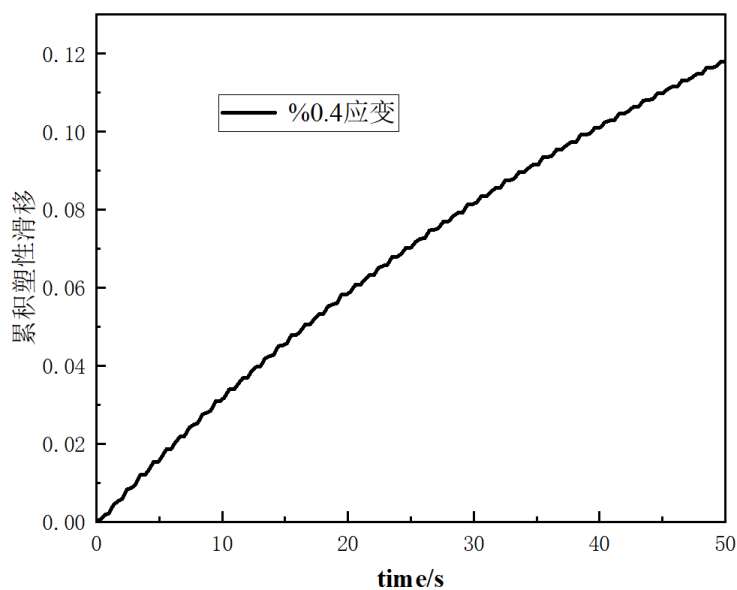


图 5-9 0.4%应变幅值下循环 25 周后的累积塑性滑移

5.3.4 累积剪切应变

累积剪切应变是描述晶体变形的关键参数，通过这一指标可以更好的帮助理解微观组织中晶格畸变和位错密度的变化。图5-10展示了不同应变幅值（0.2%、0.3%、0.4%、0.5%、0.6%）下的累积剪切应变分布云图。图中，高应变区域主要集中在晶界附近或特定晶粒内部，低应变区域主要位于晶粒中心或取向不利于滑移的晶粒中。0.2%应变幅值时累积剪切应变分布较为均匀，高应变区域较少，表明材料处于弹性变形为主的阶段。

0.3%应变幅值，高累积剪切应变区域开始增多，局部塑性变形逐渐显现。尽管在宏观尺度下，材料整体表现为弹性变形（即施加的应力低于材料的宏观屈服强度），但在微观尺度上，由于应力分布的不均匀性，部分晶粒（尤其是具有高施密特因子的软取向晶粒）会优先发生塑性变形。0.4%应变幅值，高应变区域显著增加，表明材料进入塑性变形阶段。0.5%和0.6%应变幅值，高应变区域进一步扩展，局部应变集中现象更加明显，表明材料进入塑性硬化阶段。随着应变幅值的增加，高累积剪切应变区域逐渐扩展，表明局部塑性变形加剧。由于晶界效应的作用，高累积剪切应变区域主要集中于晶界附近。图中，白色箭头已标出晶界，晶界处具有显著的累积剪切应变集中分布现象。这表明晶界对位错滑移起到阻碍作用，导致累积剪切应变集中分布，位错在晶界处塞积。

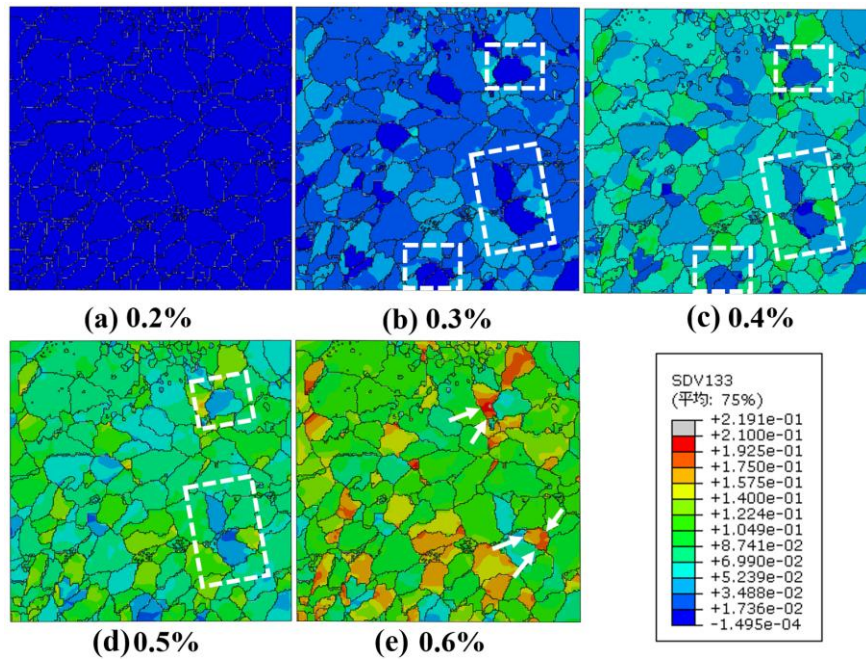


图 5-10 不同应变幅值下的累积剪切应变

此外，在特定晶粒内部，累积剪切应变值较高，表明这些区域发生了显著的塑性变形。具有高施密特因子的晶粒，其滑移系统在外加载荷作用下更容易激活，表现出较低的屈服强度和较高的塑性变形能力，这些容易发生滑移的晶粒，称为软取向晶粒。在外加载荷作用下，软取向晶粒会优先发生塑性变形，导致局部应变集中。软取向晶粒中容易形成滑移带，这些滑移带是疲劳裂纹萌生的潜在位置。这些局部剪切应变集中可能成为疲劳裂纹的萌生点，降低材料的疲劳寿命。图5-10中，用白色虚线框标出的为硬取向晶粒。通过云图可以发现，硬取向晶粒随着载荷增加，晶粒内部累积剪切应变值变化幅度不大。硬取向晶粒由于滑移系统不易激活，能够有效抵抗塑性变形，提高材料的强度和刚度。硬取向晶粒能够有效阻碍裂纹的扩展，提高材料的断裂韧性。同时，也发现滑

移方向与加载方向有呈约45度的现象，这也表明循环加载工况下，对材料内部位错运动的晶体塑性数值模拟预测符合Schmid定律的描述。

该图通过不同应变幅值下的累积剪切应变云图，揭示了材料在疲劳加载过程中由晶界效应以及晶体取向效应对微观力学行为带来的影响。随着应变幅值的增加，累积剪切应变逐渐增大，高应变区域从局部扩展到更多晶粒中，表明材料从弹性变形逐渐过渡到塑性变形阶段。研究结果为疲劳裂纹萌生预测和材料优化设计提供了重要依据。

图5-11所示为10周、15周、20周和25周循环次数下的累积剪切应变分布。随着循环次数的增加，软取向晶粒中的累积剪切应变显著增加，表明其优先发生塑性变形。硬取向晶粒中的累积剪切应变变化较小，表明其塑性变形能力较低。循环10周后，累积剪切应变分布较为均匀，高应变区域较少。循环15周，高应变区域开始增多，局部塑性变形逐渐显现，软取向晶粒的滑移系统开始激活。循环20周，高应变区域显著增加，软取向晶粒的塑性变形加剧。循环25周，高累积剪切应变区域进一步扩展，局部应变集中现象更加明显，硬取向晶粒逐渐参与塑性变形。

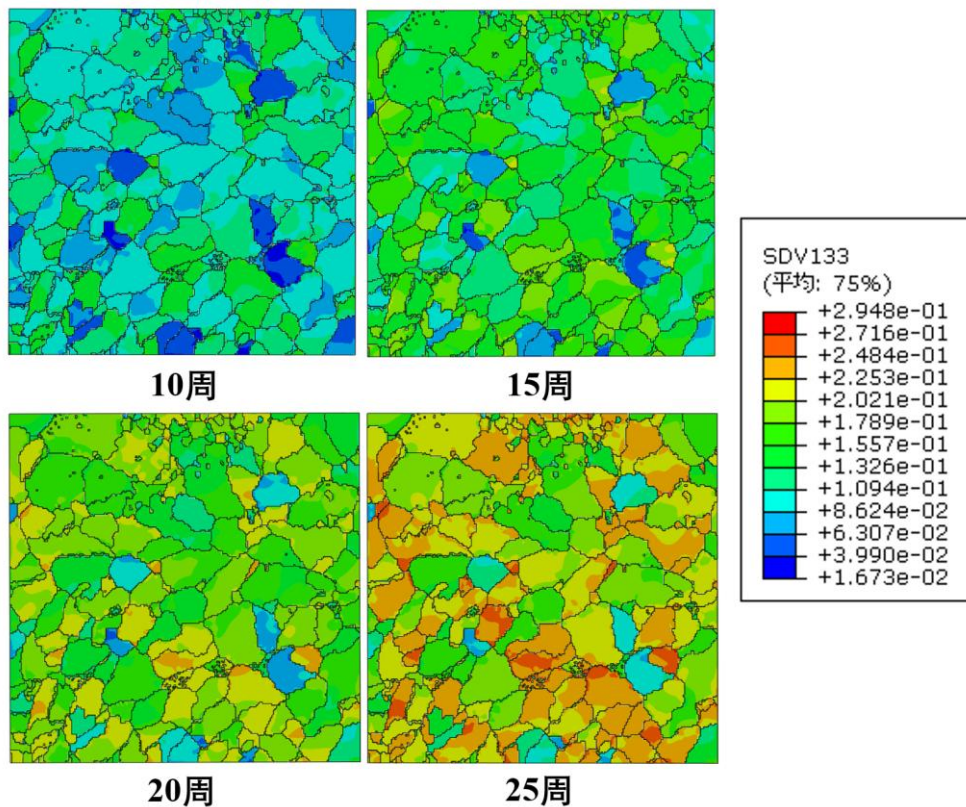


图 5-11 0.4%应变幅值下循环不同次数的累积剪切应变

此外，晶界效应也随着循环次数的增加更加显著。在循环加载过程中，位错滑移至晶界时会受到阻碍，导致位错在晶界附近堆积。在循环加载的初期，晶界效应相对较弱，

位错滑移主要集中在晶粒内部，累积剪切应变分布较为均匀。随着循环次数的增加，位错在晶界附近的堆积加剧，导致晶界附近的累积剪切应变集中分布现象更加明显。在循环加载的后期，晶界附近的应变集中达到临界值，可能导致微裂纹的萌生和扩展，最终引发材料的疲劳失效。

综上所述，进一步揭示了循环次数影响下的SLM AlSi10Mg合金微观力学响应。由不同循环次数下的累积剪切应变云图可以发现晶界效应和晶体取向对材料疲劳性能的影响十分显著。晶界效应和晶体取向共同影响材料的疲劳行为。例如，软取向晶粒在晶界附近出现更集中的累积剪切应变分布，导致疲劳裂纹的萌生。晶界与晶体取向的共同作用，体现了增材制造材料的疲劳变形是多尺度复杂因素耦合影响下的力学行为。晶界效应主要在微观尺度上影响材料的疲劳行为，而晶体取向则在细观尺度上决定滑移系统的激活和塑性变形。通过调控织构特征，可以优化材料的疲劳性能。

5.4 本章小结

本章采用随动硬化的晶体塑性有限元理论模型研究了应变幅载荷以及循环次数对SLM AlSi10Mg合金疲劳变形过程中材料疲劳裂纹萌生及循环塑性响应的影响。本章使用EBSD原始数据建立的晶体塑性RVE模型结合背应力演化的随动硬化方程，建立起不同应变幅、不同循环次数与循环塑性损伤演化之间关系的细观晶体塑性有限元模型。可以得到以下结论：

(1) 晶界与晶体取向的共同作用导致应力、应变、累积塑性滑移等细观力学响应云图呈不均匀分布。疲劳损伤可以归因于局部塑性损伤的累积。在循环载荷作用下，局部塑性应变的累积导致微观损伤的逐步加剧。这种损伤的演化过程包括位错滑移、位错堆积以及晶界处的应力集中，最终引发疲劳裂纹的萌生和扩展。

(2) 本章建立起循环周次与累积塑性滑移的定量分析模型。累积塑性滑移的增长随载荷循环周次呈线性增长。具体而言，随着循环周次的增加，位错滑移在晶粒内部的激活和位错堆积的逐渐累积，导致塑性滑移量持续增加。位错滑移的激活和运动是累积塑性滑移的主要驱动力，其线性增长反映了疲劳损伤的逐步累积过程。

(3) 本文所建立的疲劳模型与实验结果相符合，从微观机理的角度解释了疲劳裂纹的萌生机理，通过研究局部塑性变形的积累规律，可以预测裂纹萌生的主要位置和疲劳塑性变形响应的演化过程。通过分析可以得出一般规律：调控织构和晶界分布可以进一步优化材料的抗疲劳性能。

第6章 总结与展望

金属材料的拉伸与疲劳强度对构件的服役性能具有重要影响，因此对拉伸与疲劳破坏机理的研究一直是学者们研究的重点。微观组织对SLM AlSi10Mg合金拉伸与疲劳变形塑性响应机制具有关键性的影响作用。因此，本文以微观结构、晶体取向、位错滑移等因素为突破点，使用晶体塑性有限元方法，展开对SLM AlSi10Mg合金拉伸与疲劳变形过程的微观机理研究。

6.1 研究总结

本文通过探索拉伸与疲劳破坏的微观机制，采用晶体塑性数值模拟与试验研究相结合的方法，使用基于位错滑移机制的晶体塑性理论结合基于EBSD数据的RVE多晶模型进行分析研究，可以得出以下结论：

(1) 本文开展了SLM AlSi10Mg合金的力学性能及微观组织表征试验。通过力学试验获得了后续晶体塑性数值模拟的重要数据，也进一步了解了材料的宏观拉伸和疲劳性能。通过微观组织表征实验为晶体塑性数值模拟提供建模依据。通过实验研究，本文发现，由于快速的冷却速率和显著的热梯度导致Si固溶于Al基体形成过饱和固溶体，网状的Si进一步提高了材料的强度。同时较高程度的过冷度导致晶粒成核较多，生长细密，这符合Hall-Petch关系所描述的细晶强化规律。此外，沿着打印方向显著的热梯度也会使得在材料的内部具有强织构的存在。

(2) 使用晶体塑性模型研究SLM AlSi10Mg合金拉伸前后的细观力学行为，主要包括拉伸前后晶体取向的演化以及其他细观力学行为。研究发现，单轴拉伸不会显著改变沉积态试样的织构类型和强度。这一仿真结果与实验结果一致，这种现象可能与沉积态材料自身脆性较高有关。进一步阐释了晶界效应对位错运动的阻碍，从而解释了晶粒形貌对拉伸力学性能的影响作用，与Hall-Petch细晶强化规律所描述的现象一致。在沿着载荷45度方向出现应变带，符合Schmid定律的描述，织构和晶界效应的共同作用使得应变带与载荷呈约45度方向分布并且在晶界处应变集中现象显著。这种不规则的局部损伤累积极易导致材料力学性能的不稳定和大变形条件下的断裂现象。

(3) 建立基于EBSD试验数据的真实微观多晶模型，使用晶体塑性随动硬化模型，进行SLM AlSi10Mg合金的疲劳性能试验和仿真研究，通过仿真复现了试验过程中的应力应变滞回现象。建立起不同应变幅、不同循环次数与裂纹萌生过程两者之间关系的细

观晶体塑性有限元模型。研究发现，三叉晶界处的应力集中现象显著。此外，使用基于晶界应力集中、位错滑移建立的累积塑性滑移疲劳裂纹萌生预测准则可以进一步发现，局部塑性损伤的累积导致疲劳损伤在材料内部持续积累。在循环载荷的作用下，局部塑性应变的累积使得疲劳损伤逐步加剧，最终导致裂纹的萌生和扩展。累积塑性滑移随载荷循环周次增加呈线性增长，这反映了疲劳损伤在材料内部逐步累积的过程。通过研究累积剪切应变分布可以发现，有些晶粒容易滑移，有些晶粒不容易出现滑移变形，这证明晶体取向对材料疲劳性能和局部损伤累积具有重要影响。通过优化工艺参数，调控组织和晶界分布可以进一步优化材料的抗疲劳性能。

6.2 研究展望

本文针对SLM AlSi10Mg合金利用晶体塑性有限元方法探讨了细观尺度下拉伸与疲劳变形的塑性变形响应机制。本文对SLM AlSi10Mg合金的晶体塑性有限元研究仍不够全面，在后续的研究工作中还需从以下几个方面着重探讨：

（1）考虑更加复杂的微观组织因素

本文在建立RVE晶体模型时，忽略了析出相、缺陷、梯度晶粒等复杂微观组织特征对合金力学性能的影响。但是，在实际工况中这些因素会对SLM AlSi10Mg合金的力学产生重要的影响。例如，析出相在合金中的分布、尺寸和形态；缺陷（如孔隙、裂纹、熔合不良等）；缺陷的尺寸、分布和相互作用；晶粒的梯度分布等。后续研究可以通过引入考虑这些因素的RVE模型，更加准确地模拟材料在拉伸和疲劳加载下的力学响应。

（2）考虑复杂工艺参数的影响

实际生产及研究中发现，由于增材制造加工过程中的工艺参数（如激光功率、扫描速度、层厚等）会对合金性能起到很大影响，然而，本文未能充分考虑这些工艺参数对合金性能的作用。所以在后续有关使用晶体塑性有限元方法对SLM AlSi10Mg合金力学性能的研究工作中，需要更深入探讨不同的工艺参数对其力学性能的影响情况。

（3）考虑残余应力和表面粗糙度的影响

在采用选区激光熔化工艺制备零件的过程中，由于高能激光束导致材料的快速加热和冷却，材料内部容易出现残余应力，在一定程度上会影响材料的力学性能，尤其是对材料疲劳性能具有显著影响。与此同时，表面粗糙度也是影响材料力学性能的重要因素。本文并未对这些因素进行深入探讨，未来可以通过引入考虑残余应力和表面粗糙度的晶体塑性有限元模型，进一步提高仿真结果的准确性，以获得更好的仿真效果。

（4）建立多物理场耦合的本构理论

本文所使用的晶体塑性模型，虽然能有效描述材料的复杂力学行为，但实际材料的变形可能更为复杂。后续研究可以考虑在大变形晶体塑性理论体系中引入再结晶、相变和更为复杂的物理场等影响因素。通过建立多物理场耦合的本构理论能够更好地预测材料的拉伸断裂、疲劳寿命、裂纹扩展路径等力学行为。

参考文献

- [1]许玉婷, 李玉泽, 王建元. 选区激光熔化铝合金及其复合材料的研究进展[J]. 材料导报, 2024,38(15): 41-53.
- [2]马尹凡, 樊江昆, 唐璐瑶, 等. 激光选区熔化成形高强钛合金研究现状及展望[J]. 稀有金属材料与工程, 2025,54(01): 280-292.
- [3]杜心伟, 魏艳红, 沈泳华, 等. 电弧增材制造装备系统与应用的发展现状[J]. 机械工程学报, 2025(06): 92-102.
- [4]任永明, 林鑫, 黄卫东. 增材制造Ti-6Al-4V合金组织及疲劳性能研究进展[J]. 稀有金属材料与工程, 2017,46(10): 3160-3168.
- [5]DZIUBIŃSKA A, SURDACKI P, MAJERSKI K. The analysis of deformability, structure and properties of AZ61 cast magnesium alloy in a new hammer forging process for aircraft mounts[J]. Materials, 2021,14(10): 2593.
- [6]FERNÁNDEZ D S, WYNNE B P, CRAWFORTH P, et al. The effect of forging texture and machining parameters on the fatigue performance of titanium alloy disc components[J]. International Journal of Fatigue, 2021,142: 105949.
- [7]FERNÁNDEZ D S, WYNNE B P, CRAWFORTH P, et al. Titanium alloy microstructure fingerprint plots from in-process machining[J]. Materials Science and Engineering: A, 2021,811: 141074.
- [8]王华明. 激光快速成形TA15钛合金切削加工性能研究[J]. 航空制造技术, 2010(15): 77-81.
- [9]TAN C, LI R, SU J, et al. Review on field assisted metal additive manufacturing[J]. International Journal of Machine Tools and Manufacture, 2023: 104032.
- [10]KEICHER D. Beyond rapid prototyping to direct fabrication: Forming metallic hardware directly from a CAD solid model[J]. Materials Technology, 1998,13(1): 5-7.
- [11]朱继宏, 曹吟锋, 翟星玥, 等. 增材制造316钢高周疲劳性能的微观力学研究[J]. 力学学报, 2021,53(12): 3181-3189.
- [12]张纪奎, 孔祥艺, 马少俊, 等. 激光增材制造高强高韧TC11钛合金力学性能及航空主承力结构应用分析[J]. 航空学报, 2021,42(10): 467-477.

- [13]NEUGEBAUER R, MÜLLER B, GEBAUER M, et al. Additive manufacturing boosts efficiency of heat transfer components[J]. *Assembly Automation*, 2011,31(4): 344-347.
- [14]ARMILLOTTA A, BARAGGI R, FASOLI S. SLM tooling for die casting with conformal cooling channels[J]. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2014,71(1-4): 573-583.
- [15]SRIVASTAVA M, RATHEE S, PATEL V, et al. A review of various materials for additive manufacturing: Recent trends and processing issues[J]. *journal of materials research and technology*, 2022,21: 2612-2641.
- [16]LI J, YUAN H, CHANDRAKAR A, et al. 3D porous Ti6Al4V-beta-tricalcium phosphate scaffolds directly fabricated by additive manufacturing[J]. *Acta Biomaterialia*, 2021,126: 496-510.
- [17]LIU S, SHIN Y C. Additive manufacturing of Ti6Al4V alloy: A review[J]. *Materials & Design*, 2019,164: 107552.
- [18]MISHRA R S, THAPLIYAL S. Design approaches for printability-performance synergy in Al alloys for laser-powder bed additive manufacturing[J]. *Materials & Design*, 2021,204: 109640.
- [19]KOTADIA H R, GIBBONS G, DAS A, et al. A review of Laser Powder Bed Fusion Additive Manufacturing of aluminium alloys: Microstructure and properties[J]. *Additive Manufacturing*, 2021,46: 102155.
- [20]MOSTAFAEI A, GHIAASIAAN R, HO I, et al. Additive manufacturing of nickel-based superalloys: A state-of-the-art review on process-structure-defect-property relationship[J]. *Progress in Materials Science*, 2023,136: 101108.
- [21]PARK J, JUN S, LEE B H, et al. Alloy design of Ni-based superalloy with high γ' volume fraction suitable for additive manufacturing and its deformation behavior[J]. *Additive Manufacturing*, 2022,52: 102680.
- [22]SADAF M, BRAGAGLIA M, NANNI F. A simple route for additive manufacturing of 316L stainless steel via Fused Filament Fabrication[J]. *Journal of Manufacturing Processes*, 2021,67: 141-150.
- [23]KÜRNSTEINER P, WILMS M B, WEISHEIT A, et al. High-strength Damascus steel by additive manufacturing[J]. *Nature*, 2020,582(7813): 515-519.

-
- [24]KARUNAKARAN R, ORTGIES S, TAMAYOL A, et al. Additive manufacturing of magnesium alloys[J]. *Bioactive Materials*, 2020,5(1): 44-54.
- [25]ZENG Z, SALEHI M, KOPP A, et al. Recent progress and perspectives in additive manufacturing of magnesium alloys[J]. *Journal of Magnesium and Alloys*, 2022,10(6): 1511-1541.
- [26]OBEIDI M A. Metal additive manufacturing by laser-powder bed fusion: Guidelines for process optimisation[J]. *Results in Engineering*, 2022,15: 100473.
- [27]SING S L, YEONG W Y. Laser powder bed fusion for metal additive manufacturing: perspectives on recent developments[J]. *Virtual and Physical Prototyping*, 2020,15(3): 359-370.
- [28]SVETLIZKY D, DAS M, ZHENG B, et al. Directed energy deposition (DED) additive manufacturing: Physical characteristics, defects, challenges and applications[J]. *Materials Today*, 2021,49: 271-295.
- [29]CUI R, WANG L, YAO L, et al. On the solidification behaviors of AlCu5MnCdVA alloy in electron beam freeform fabrication: Microstructural evolution, Cu segregation and cracking resistance[J]. *Additive Manufacturing*, 2022,51: 102606.
- [30]ZHU G, WANG L, WANG B, et al. Multi-materials additive manufacturing of Ti64/Cu/316L by electron beam freeform fabrication[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2023,26: 8388-8405.
- [31]JAFARI D, VANEKER T H, GIBSON I. Wire and arc additive manufacturing: Opportunities and challenges to control the quality and accuracy of manufactured parts[J]. *Materials & Design*, 2021,202: 109471.
- [32]LIN Z, SONG K, YU X. A review on wire and arc additive manufacturing of titanium alloy[J]. *Journal of Manufacturing Processes*, 2021,70: 24-45.
- [33]GOCKEL J, SHERIDAN L, KOERPER B, et al. The influence of additive manufacturing processing parameters on surface roughness and fatigue life[J]. *International Journal of Fatigue*, 2019,124: 380-388.
- [34]CHERN A H, NANDWANA P, YUAN T, et al. A review on the fatigue behavior of Ti-6Al-4V fabricated by electron beam melting additive manufacturing[J]. *International journal of fatigue*, 2019,119: 173-184.

- [35] LEWANDOWSKI J J, SEIFI M. Metal additive manufacturing: a review of mechanical properties[J]. Annual review of materials research, 2016,46: 151-186.
- [36] 易敏, 常珂, 梁晨光, 等. 增材制造微结构演化及疲劳分散性计算[J]. 力学学报, 2021,53(12): 3263-3273.
- [37] 王华明, 张述泉, 王韬, 等. 激光增材制造高性能大型钛合金构件凝固晶粒形态及显微组织控制研究进展[J]. 西华大学学报(自然科学版), 2018,37(4): 9-14.
- [38] 吴圣川, 胡雅楠, 杨冰, 等. 增材制造材料缺陷表征及结构完整性评定方法研究综述[J]. 机械工程学报, 2021,57(22): 3-34.
- [39] 龚弟亮, 卞华康, 潘登, 等. 基于粉末床技术的增材制造AlSi10Mg合金研究进展[J]. 中国有色金属学报, 2024,34(04): 1091-1112.
- [40] 张朝瑞, 钱波, 张立浩, 等. 金属增材制造工艺、材料及结构研究进展[J]. 机床与液压, 2023,51(09): 180-196.
- [41] 辛如意, 兰亮, 何博. 选区激光熔化增材制造钛合金的疲劳性能研究进展[J]. 材料科学与工程学报, 2022,40(4): 706-716.
- [42] 袁熙, 李舜酩. 疲劳寿命预测方法的研究现状与发展[J]. 航空制造技术, 2005(12): 80-84.
- [43] 陈嘉伟, 熊飞宇, 黄辰阳, 等. 金属增材制造数值模拟[J]. 中国科学:物理学 力学天文学, 2020,50(09): 104-128.
- [44] 王利卿, 凌子涵, 赵占勇, 等. 增材制造Ti-6Al-4V合金晶粒形貌调控研究进展[J]. 材料导报, 2023,37(22): 167-173.
- [45] 焦泽辉, 于慧臣, 吴学仁, 等. 激光选区熔化TC4钛合金的室温及高温拉伸各向异性与断裂机制研究[J]. 材料导报, 2023,37(S2): 439-444.
- [46] 田根, 王文字, 王晓明, 等. 增材制造成形件中位错的研究进展[J]. 材料导报, 2024,38(01): 164-174.
- [47] 张哲峰, 刘睿, 张振军, 等. 金属材料疲劳性能预测统一模型探索[J]. 金属学报, 2018,54(11): 1693-1704.
- [48] 王秀锐, 李凯尚, 谷行行, 等. 基于晶体塑性理论的高-低周疲劳寿命预测统一准则[J]. 航空学报, 2022: 1-14.
- [49] ROTERS F, EISENLOHR P, BIELER T R, et al. Crystal plasticity finite element methods: in materials science and engineering[M]. John Wiley & Sons, 2011.

-
- [50] TAYLOR G I. The mechanism of plastic deformation of crystals. Part I. Theoretical[J]. Proceedings of the Royal Society of London Series A, 1934,145(855): 362-387.
- [51] HILL R. Generalized constitutive relations for incremental deformation of metal crystals by multislip[J]. Journal of the Mechanics and Physics of Solids, 1966,14(2): 95-102.
- [52] HILL R, RICE J R. Constitutive analysis of elastic-plastic crystals at arbitrary strain[J]. Journal of the Mechanics and Physics of Solids, 1972,20(6): 401-413.
- [53] PEIRCE D, ASARO R J, NEEDLEMAN A. Material rate dependence and localized deformation in crystalline solids[J]. Acta metallurgica, 1983,31(12): 1951-1976.
- [54] Van HOUTTE P. Simulation of the rolling and shear texture of brass by the Taylor theory adapted for mechanical twinning[J]. Acta Metallurgica, 1978,26(4): 591-604.
- [55] DOQUET V. Twinning and multiaxial cyclic plasticity of a low stacking-fault-energy fcc alloy[J]. Acta metallurgica et materialia, 1993,41(8): 2451-2459.
- [56] TOMÉ C N, LEBENSOHN R A, KOCKS U F. A model for texture development dominated by deformation twinning: application to zirconium alloys[J]. Acta metallurgica et materialia, 1991,39(11): 2667-2680.
- [57] SCHLÖGL S M, FISCHER F D. The role of slip and twinning in the deformation behaviour of polysynthetically twinned crystals of TiAl: a micromechanical model[J]. Philosophical Magazine A, 1997,75(3): 621-636.
- [58] LEBENSOHN R A, TOMÉ C N. A self-consistent anisotropic approach for the simulation of plastic deformation and texture development of polycrystals: application to zirconium alloys[J]. Acta metallurgica et materialia, 1993,41(9): 2611-2624.
- [59] KALIDINDI S R. Incorporation of deformation twinning in crystal plasticity models[J]. Journal of the Mechanics and Physics of Solids, 1998,46(2): 267-290.
- [60] ASARO R J. Crystal plasticity[J]. 1983.
- [61] 皮华春, 韩静涛, 薛永栋, 等. 金属塑性成形的晶体塑性学有限元模拟研究进展[J]. 机械工程学报, 2006,42(3): 15-21.
- [62] 章海明, 徐帅, 李倩, 等. 晶体塑性理论及模拟研究进展[J]. 塑性工程学报, 2020,27(5): 12-32.
- [63] ROTERS F, EISENLOHR P, HANTCHERLI L, et al. Overview of constitutive laws, kinematics, homogenization and multiscale methods in crystal plasticity finite-element

- p modeling: Theory, experiments, applications[J].
- Acta materialia*
- , 2010,58(4): 1152-1211.
- [64]任斯远, 王凯, 刘斌超, 等. 增材制造钛合金的裂纹扩展行为的晶体塑性有限元分析[J]. *航空科学技术*, 2019,30(09): 81-86.
- [65]徐宇飞, 胡殿印, 毛建兴, 等. 一种结合晶体塑性及扩展有限元的短裂纹扩展模拟方法[J]. *中国有色金属学报*, 2023,33(2): 435-444.
- [66]CONG T, LI R, ZHENG Z, et al. Experimental and computational investigation of weathering steel Q450NQR1 under high cycle fatigue loading via crystal plasticity finite element method[J]. *International Journal of Fatigue*, 2022,159: 106772.
- [67]ZHANG J, LI J, WU S, et al. High-cycle and very-high-cycle fatigue lifetime prediction of additively manufactured AlSi10Mg via crystal plasticity finite element method[J]. *International Journal of Fatigue*, 2022,155: 106577.
- [68]冯振宇, 张宏宇, 马佳威, 等. 晶体塑性有限元方法在增材制造金属材料力学性能研究中的应用[J]. *材料导报*, 2024,38(01): 181-190.
- [69]ZHANG G, LU X, LI J, et al. In-situ grain structure control in directed energy deposition of Ti6Al4V[J]. *Additive Manufacturing*, 2022,55: 102865.
- [70]XU Z W, WANG Q, WANG X S, et al. High cycle fatigue performance of AlSi10mg alloy produced by selective laser melting[J]. *Mechanics of Materials*, 2020,148: 103499.
- [71]ZHANG W, HU Y, MA X, et al. Very-high-cycle fatigue behavior of AlSi10Mg manufactured by selected laser melting: Crystal plasticity modeling[J]. *International Journal of Fatigue*, 2021,145: 106109.
- [72]LIU Y, YU F, WANG Y. Mechanical Anisotropy of Selective Laser Melted Ti-6Al-4V Using a Reduced-order Crystal Plasticity Finite Element Model[J]. *Chinese Journal of Mechanical Engineering: Additive Manufacturing Frontiers*, 2023,2(1): 100062.
- [73]TU Y, LIU Z, CARNEIRO L, et al. Towards an instant structure-property prediction quality control tool for additive manufactured steel using a crystal plasticity trained deep learning surrogate[J]. *Materials & Design*, 2022,213: 110345.
- [74]郑松林. 晶体塑性有限元在材料动态响应研究中的应用进展[J]. *高压物理学报*, 2019,33(3): 30101-30108.
- [75]YU C, KANG G, KAN Q, et al. Physical mechanism based crystal plasticity model of NiTi shape memory alloys addressing the thermo-mechanical cyclic degeneration of shape

- memory effect[J]. *Mechanics of Materials*, 2017,112: 1-17.
- [76]JEONG J, VOYIADJIS G Z. A physics-based crystal plasticity model for the prediction of the dislocation densities in micropillar compression[J]. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 2022,167: 105006.
- [77]PATRA A, CHAUDHARY S, PAI N, et al. ρ -CP: Open source dislocation density based crystal plasticity framework for simulating temperature-and strain rate-dependent deformation[J]. *Computational Materials Science*, 2023,224: 112182.
- [78]POTIRNICHE G P, HORSTEMEYER M F, LING X W. An internal state variable damage model in crystal plasticity[J]. *Mechanics of materials*, 2007,39(10): 941-952.
- [79]RICE J R. Inelastic constitutive relations for solids: an internal-variable theory and its application to metal plasticity[J]. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 1971,19(6): 433-455.
- [80]PEIRCE D, ASARO R J, NEEDLEMAN A. An analysis of nonuniform and localized deformation in ductile single crystals[J]. *Acta Metallurgica*, 1982,30(6): 1087-1119.
- [81]易敏, 胡文轩. 晶体塑性模型及其在金属疲劳寿命预测中的应用[J]. *南京航空航天大学学报*, 2023,55(1): 12-27.
- [82]郑战光, 覃里杜, 谢昌吉, 等. 晶体塑性疲劳指示因子研究方法综述[J]. *机械工程学报*, 2022,58(8): 105-116.
- [83]杨秦政, 杨晓光, 石多奇. 线搜索增强的率相关晶体塑性本构积分算法及数值实现[J]. *推进技术*, 2022,43(03): 325-333.
- [84]HUANG Y. A user-material subroutine incorporating single crystal plasticity in the ABAQUS finite element program[M]. Harvard Univ. Cambridge, UK, 1991.
- [85]LUO Z, LI D, OJHA A, et al. Prediction of high cycle fatigue strength for additive manufactured metals by defects incorporated crystal plasticity modeling[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2023,870: 144832.
- [86]姜自豪. AlSi10Mg选区激光熔化试样组织结构与力学性能特点研究[D]. 贵州大学, 2022.

攻读硕士学位期间发表学术论文及参研项目

一、发表学术论文

- [1] **Zhang W**, Wang A, Wang J, etc. Advances in Fatigue Performance of Metal Materials with Additive Manufacturing Based on Crystal Plasticity: A Comprehensive Review[J]. Materials, 2024, 17(5):1019.

致谢

行文至此，思绪万千。首先感谢我的导师王建彬老师以及课题组王安恒老师。感谢两位老师三年来提供的指导。

特别感谢我的父母，对我求学之路的支持。他们用他们的心血为我撑起了一把伞，让我能够追逐自己的梦想。我也希望能够成为他们的骄傲。

同时，再次向关心、帮助过我及我家人的各位师长、朋友、同学表示感谢。

回顾十九载求学路，令人百感交集。写完这篇硕士学位论文，也意味着我将离开校园。未来是令人迷茫的，但我相信，这十九载求学生涯，所学到的勇气、坚定，会始终伴随着我。我相信拥有这些品格，将来一定会克服人生道路上许多的艰难险阻。

我自知这篇硕士学位论文还有许多的不完美之处，但在课题的研究、论文的撰写过程中也付出了非常多的心血。希望对后续做晶体塑性理论以及增材制造力学性能研究的学者们提供一点帮助。

最后，谨以此文献给奋斗路上的你我。

尚德敏学 唯实惟新

