

分类号：TG457.1

学校代码：10363

密 级：公开

学号：2210220118

选区激光熔化 AlSi10Mg 数值模拟及其组织 性能研究

Numerical simulation and microstructure properties study
of selective laser melting of AlSi10Mg

学生姓名：_____朱红_____

指导教师：_____余小鲁_____

校外导师：_____沈力_____

专 业：_____材料与化工_____

研究方向：_____金属增材制造_____

论文答辩日期：2024 年 5 月 29 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：朱红

日期：2024 年 5 月 29 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：朱红

指导教师签名：

日期：2024 年 5 月 29 日

日期：2024 年 5 月 29 日

选区激光熔化 AlSi10Mg 数值模拟及组织性能研究

摘要

选区激光熔化(Selective Laser Melting, SLM)作为有别于传统制造的新型制造方法,能够将复杂的零部件快速一体化成型,在航空航天、轨道交通、医疗器械等多领域有着一定的发展和應用。AlSi10Mg 是一种强度高、密度低、导热导电性能较好、具备良好的焊接铸造成形性能的合金。但选区激光熔化过程中具有极大的温度梯度,因温度梯度和熔池凝固带来的材料收缩产生大应力,易发生开裂、变形等缺陷。有限元模拟可以通过模拟 SLM 成形过程中复杂的温度场及应力场演变、节省时间经济、为实验提供指导。本文通过有限元软件 ANSYS 对选区激光熔化 AlSi10Mg 合金成形过程进行了仿真模拟,对制备 AlSi10Mg 合金的工艺参数(功率、扫描速率)进行优化,最佳工艺参数为 300W、1000mm/s。利用显微压痕法对层间残余应力进行测量分析并研究了退火对 SLM 成形 AlSi10Mg 合金组织与性能影响。研究表明:

(1) 熔池尺寸、冷却速率、液相存在时间及熔池最高温度与激光功率增大呈正相关,熔池尺寸、熔池最高温度与扫描速率增大呈负相关,冷却速率随扫描速率增大而增大,相同工艺参数,双层模型上层熔池深度较下层加深明显。激光功率为 300W,扫描速率为 1000mm/s 时,熔池宽度为 (101.3 μm),熔池深度 (39.1 μm),使得熔

道与熔道、熔道与基板之间形成良好的冶金结合。

(2) 激光功率与扫描速率增大均会使得残余应力增大。熔道两端残余应力较大，中间区域应力分布较为平均，熔道之间的重熔搭接区残余应力大于一般区域，最大应力出现在熔化层与基板冶金处。扫描速率为 1200mm/s-1400mm/s 时残余应力变化对扫描速率敏感，同工艺参数基板预热温度增加残余应力减小，预热温度为 200℃时残余应力最小，激光功率为 300W，扫描速率 1000mm/s 时，残余应力最小仅为 78MPa，制备 AlSi10Mg 合金最佳。

(3) 相同退火时间、不同退火温度，随温度增加，残余应力、维氏硬度和抗拉强度下降，延伸率上升，晶粒尺寸变大。在相同退火温度，不同退火时间下，随时间增加残余应力略有下降随后基本保持不变，维氏硬度和抗拉强度逐渐下降，延伸率先上升后下降，晶粒尺寸无变化。退火温度为 400℃、退火时间为 2h 时，SLM 成形 AlSi10Mg 合金性能最佳，残余应力为 2MPa，维氏硬度为 58.96HV，抗拉强度为 191.58MPa，延伸率为 32.9%。

关键词：选区激光熔化，AlSi10Mg，数值模拟，退火，组织性能

Numerical simulation and microstructure properties study of selective laser melting of AlSi10Mg

Abstract

Selective Laser Melting (SLM), as a new manufacturing method that is different from traditional manufacturing, can quickly integrate complex components and has certain development and applications in various fields such as aerospace, rail transit, medical equipment, etc. AlSi10Mg is an alloy with high strength, low density, good thermal conductivity, and excellent Welding and casting formability. However, during the selective laser melting process, there is a significant temperature gradient, which can cause significant stress and easily lead to cracking due to material shrinkage caused by temperature gradient and molten pool solidification. Defects such as deformation. Finite element simulation can save time and economy by simulating the complex temperature and stress field evolution during the SLM forming process, providing guidance for experiments. This article simulates the forming process of selective laser melting of AlSi10Mg alloy using finite element software ANSYS, and optimizes the process parameters (power, scanning rate) for preparing AlSi10Mg alloy. The optimal process parameters are 300W and 1000mm/s. The residual stress between layers was measured and analyzed using micro indentation

method, and the effect of annealing on the microstructure and properties of AlSi10Mg alloy formed by SLM was studied. The research results show that:

(1) The size of the melt pool, cooling rate, time of liquid phase existence, and the highest temperature of the melt pool are positively correlated with the increase of laser power. The size of the melt pool and the highest temperature of the melt pool are negatively correlated with the increase of scanning rate. The cooling rate increases with the increase of scanning rate. With the same process parameters, the depth of the melt pool in the upper layer of the double-layer model is significantly deeper than that in the lower layer. When the laser power is 300W and the scanning rate is 1000mm/s, the width of the melt pool is (101.3 μ m) and the depth of the melt pool is (39.1 μ m), which forms a good metallurgical bond between the melt path and the melt path, as well as between the melt path and the substrate.

(2) An increase in laser power and scanning rate will both lead to an increase in residual stress. Stress distribution: residual stress is relatively high at both ends of the melt, and the stress distribution in the middle area is relatively average. The residual stress in the remelting overlap area between the melt is greater than that in the general area, and the maximum stress occurs at the metallurgical area between the melt layer and the substrate. When the scanning rate is 1200mm/s-1400mm/s, the change in

residual stress is sensitive to the scanning rate. With the same process parameters, the residual stress decreases as the substrate preheating temperature increases. The minimum residual stress is achieved at a preheating temperature of 200°C, with a laser power of 300W. At a scanning rate of 1000mm/s, the minimum residual stress is only 78MPa, making it the best to prepare AlSi10Mg alloy.

(3) With the same annealing time and different annealing temperatures, as the temperature increases, residual stress, Vickers hardness, and tensile strength decrease, elongation increases, and grain size increases. At the same annealing temperature and different annealing times, the residual stress slightly decreases with time and then remains basically unchanged. The Vickers hardness and tensile strength gradually decrease, and the elongation first increases and then decreases. The grain size remains unchanged. When the annealing temperature is 400°C and the annealing time is 2 hours, the SLM formed AlSi10Mg alloy has the best performance, with residual stress of 2MPa, Vickers hardness of 58.96HV, tensile strength of 191.58MPa, and elongation of 32.9%.

Hong Zhu (Materials Science and Engineering)

Supervised by Xiaolu Yu

KEY WORDS: selective laser melting , AlSi10Mg , Numerical simulation, annealing, organization performance

目录

摘要.....	III
Abstract.....	V
第 1 章 绪论.....	1
1.1 研究背景及意义.....	1
1.2 SLM 技术	3
1.2.1 SLM 技术简介	3
1.2.2 SLM 技术应用	4
1.3 SLM 成形国内外研究现状	4
1.4 SLM 成形数值模拟研究现状	6
1.4.1 SLM 成形温度场模拟研究现状	6
1.4.2 SLM 成形应力场模拟研究现状	8
1.5 研究内容及技术路线.....	9
第 2 章 选区激光熔化有限元理论.....	11
2.1 引言.....	11
2.2 选区激光熔化温度场有限元理论.....	11
2.2.1 三维瞬态温度场控制方程.....	11
2.2.2 初始条件及边界条件.....	12
2.2.3 高斯热源模型.....	12
2.2.4 相变潜热的处理.....	13
2.3 选区激光熔化应力场有限元理论.....	14
2.3.1 热-弹-塑性理论	14
2.3.2 屈服准则.....	15
2.3.3 流动准则.....	15
2.3.4 强化准则.....	16
2.3.5 材料属性.....	16
2.4 关键技术.....	18
2.4.1 APDL 命令流	18
2.4.2 生死单元技术.....	18
2.5 本章小结.....	19
第 3 章 SLM 成形 AlSi10Mg 温度场模拟	20
3.1 引言.....	20
3.2 有限元模型.....	20
3.3 单层多道温度场分析.....	22
3.4 温度场结果分析.....	22
3.4.1 工艺参数与熔池温度分布的关系.....	22

3.4.2 工艺参数对温度场分布的影响.....	23
3.4.3 工艺参数与熔池尺寸的关系.....	26
3.4.4 下层热积累对上层材料的影响.....	28
3.5 本章小结.....	30
第 4 章 SLM 成形 AlSi10Mg 应力场模拟	31
4.1 引言.....	31
4.2 选区激光熔化残余应力来源.....	32
4.3 应力场结果与分析.....	33
4.3.1 $t=6s$ 时表面残余应力场云图分布.....	33
4.3.2 粉床与基板冶金面的应力分布.....	34
4.4 不同预热温度基板冶金处残余应力.....	34
4.5 工艺参数对应力场的影响.....	35
4.6 本章小结.....	37
第 5 章 SLM 成形 AlSi10Mg 实验研究	38
5.1 引言.....	38
5.2 模型验证.....	38
5.2.1 残余应力测量.....	38
5.3 退火对 SLM 成形 AlSi10Mg 合金残余应力的影响	41
5.3.1 不同退火温度对残余应力的影响.....	41
5.3.2 不同退火时间对残余应力的影响.....	41
5.4 退火对 SLM 成形 AlSi10Mg 合金微观结构的影响	42
5.4.1 不同退火温度对微观组织结构的影响.....	42
5.4.2 不同退火温度对 AlSi10Mg 合金物相的影响.....	43
5.4.3 不同退火时间对微观组织的影响.....	44
5.5 退火对 SLM 成形 AlSi10Mg 合金力学性能的影响	45
5.5.1 不同退火温度对 SLM 成形 AlSi10Mg 拉伸性能的影响	45
5.5.2 不同退火时间对 SLM 成形 AlSi10Mg 拉伸性能的影响	47
5.5.3 不同退火温度对 SLM 成形 AlSi10Mg 硬度的影响	49
5.5.4 不同退火时间对 SLM 成形 AlSi10Mg 硬度的影响	50
5.6 本章小结.....	51
第 6 章 结论与展望.....	52
6.1 结论.....	52
6.2 展望.....	53
参考文献.....	54
攻读硕士学位期间主要研究成果.....	62
致谢.....	63

第 1 章 绪论

1.1 研究背景及意义

增材制造（3D 打印）是一种具有全新的制造理念、成形方式的零件成形技术，是国家实现经济增长、制造转向智造、产业转型升级的关键技术，为国防建设、经济发展、科技创新等方面提供有力支持^[1]。目前，增材制造技术可以针对传统制造方式如铸造、锻造等不足之处，在零部件三维空间形状自由度、一体化制造无须装配、尺寸精度高和提升零件性能等方面提供了理论依据和技术支持。尽管增材制造技术拥有传统工艺不具备的优势，在高速发展阶段并处于相对较高的地位，相比于拥有先发优势的发达国家来说，我国的增材制造工艺及制造设备仍与发达国家存在一定差距，因此更多资金与研究人才的投入大方向，加快其技术进步和设备的更新换代是我国进发的目标。通过技术创新促进我国增材制造工艺迈上新台阶，对实现新时代工业强国，实现中华民族伟大复兴中国梦大有裨益。

选区激光熔化（Selective Laser Melting, SLM）是一种制造理念新颖，工艺技术成熟的利用金属粉末熔化堆积的成形技术，通过三维切片软件规划并分层，采用高能激光束沿预定规划扫描路径逐层选择性扫描、使得金属粉末熔化，从而制造出结构复杂、一体成形的金属三维实体零部件^[2]。目前，SLM 技术已经广泛应用于汽车零部件制造、建筑业、航空航天、卫生医疗等领域^[5]，相比于传统制造工艺，该技术在工艺流产繁复、外形受传统车床铣床加工约束的零部件方面具有极大的优势，不仅显著缩短了产品的研发周期，而且改善了零部件结构设计的自由度，同时大大提高了材料利用率^[9]。

AlSi10Mg 属于铸造铝合金，在 SLM 领域应用比较广泛，主要使用在质量较轻和壁厚较小的零件，尤其在传统制造方法无法一次性加工的具有复杂空间结构部件中使用广泛^[12]。其具有密度低、强度高、不易腐蚀等优点，广泛应用于精密零件制造、汽车、民用工业等各个领域。且其含 Si 量较高，有助于防止溶体快速凝固过程中的热撕裂^[13]，不易开裂。材料内的 Si 元素含量的提高也可以提高粉末的激光吸收率，一定程度缓解 Al 合金反射率高的痛点^[14]，通过 SLM 技术，可以解决传统铸造工艺的缺点，提高 AlSi10Mg 合金的性能。

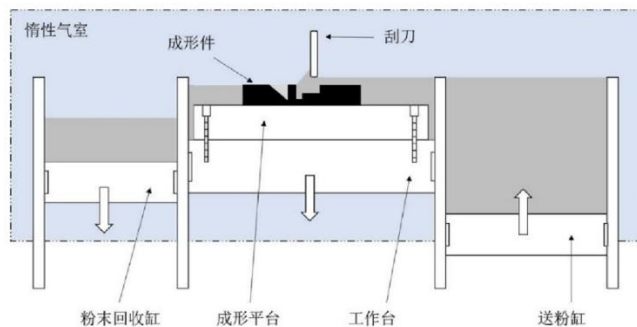
目前,大部分增材制造成形件尺寸受设备限制,不同精度的机器对成形件的性能影响很大,科研工作者大多采取先实验再表征分析的方法进行研究,然而,在现实工作中,实验方法的设计无法充分考虑多物理场效应的相互复杂影响。所以在实际制造过程中,凭借经验操作和不断试错成为了无奈的选择,由于实际加工需要大量的实验来选择制造工艺的最佳参数,这不仅浪费了大量的实验材料、人力、资源,而且造成了制造周期长、材料更换需要从头再来等实际问题^[15]。主要原因是现有传感器无法准确观察成形过程中的微观现象,难以对成形件的微观结构形成过程、内部缺陷形成趋势和裂纹变形趋势进行深入研究和分析,这限制了增材制造大范围应用,也对更多材料应用与增材制造造成了困难。尽管增材制造工艺在高速发展,工艺条件变得成熟,然而,增材制造技术正在与其他生产方法竞争,例如,无法动态掌握实际的成型过程,也无法进一步分析成型过程微观层面的复杂物理和化学变化,不解决增材制造的难点就无法使其更具有竞争力。近年来得益于其他技术的进步尤其是芯片技术领域的进步,计算机的 CPU 核数增加带来计算能力的加强,增材制造数值模拟技术迈入科研人员眼帘。计算机数值模拟以其经济性强、方法多样自由度高、研究制造系统可以只考虑主要因素,简化计算模型,以保证计算结果的效率与精确性等优势特点,成为研究增材制造过程中复杂物理和化学反应的有效方法,因此大量学者使用此方法进行研究。相较于实验方法而言,有限元数值模拟具有更全面的功能,可以显示成形过程中温度场和应力场的复杂变化。该方法广泛应用于增材形成过程的数值模拟。其主要优势是最大节省了工艺参数优化过程的成本^[16]。影响增材制造过程的熔池形成因素很多,有限元数值模拟方法可以在计算机中实时观测熔池的形成消失,填补实际增材成形不能再现熔池的空白,同时能观测熔池不同空间坐标的温度对熔池特点及形成原因进行分析,通过模拟 SLM 成形过程进行分析,对成形件质量的影响因素、材料配比进行推理及成形后可能出现缺陷的地方进行预测等,对增材工艺参数的筛选优化提供预先处理。大量数值模拟与实验验证,数值模拟是研究增材制造成形过程中零部件温度变化规律、残余应力分布和预测缺陷形成的有效方法^[17]。因此,本研究以有限元建模软件 ANSYS 为平台,对 AlSi10Mg 合金选区激光熔化成形过程进行仿真模拟,对温度场和应力场分布进行了研究和分析,分析了工艺参数对温度场分布的影响,总结应力场分布规律,对易发生缺陷位置

进行预测，对工艺参数进行优化以提升 SLM 成形件性能。综上所述，通过数值模拟，可以极大减少实验次数，节省时间、材料与能源，经济实惠、使实验变得便捷，提供实际 SLM 成形过程中无法直观展示如瞬态温度场、应力场等数据，并对其进行分析，从而快速确定最佳工艺参数。

1.2 SLM 技术

1.2.1 SLM 技术简介

增材制造（Additive Manufacturing, AM）技术是利用计算机对零件进行三维建模并分析零件 CAD 模型,通过将切片软件将零件分层制造并逐层堆积的方式,不受零件空间结构限制且一次性成形的制造工艺，其在个性化订制、航空航天、船舶等零部件制造等领域得到广泛应用。激光选区熔化技术（SLM）是一种工艺技术较为成熟金属粉末熔融的增材制造技术，是发展前景广阔、潜力巨大的新型制造工艺。SLM 技术利用高能量密度的激光束充分熔化粉末材料，与传统铸造相比具有数字化成形、尺寸精度高、成形时间短、不受零件形状限制等优势^[18]。SLM 工艺成形原理如图 1-1 所示。SLM 技术成形原理为金属粉末被熔化后新铺粉末又和下层凝固粉末冶金在一起、层层累加的过程。首先使用 CAD 软件建立三维零件模型火直接对实体零件进行三维扫描，将模型导入专用切片软件，针对模型特点，对零件进行分层，设计激光扫描路径并在容易塌陷处设计支撑。随即将规划完毕的模型数据导入 SLM 打印机器，设置打印参数即可开始打印^[19]。通过 SLM 设备中的打印软件对激光功率、扫描速率、铺粉厚度、扫描路径等几个打印参数进行设置。在实际成形前，需要先对成形腔室进行惰性气体的充入，形成保护气氛防止打印过程金属材料被氧化，基板安装校准完成后，关闭成形腔窗口，然后送粉缸升高一个铺粉层厚，刮板移动将粉末均匀铺至基板成形区域，高能激光束通过振镜聚焦在粉床上并移动扫描粉床。依据已设置好的移动路径对粉末进行扫描，当前层的扫描工作完成后，中间基板所在的成形台下降一个层厚的距离，送粉缸继续上升一个层厚的高度，刮板进行铺粉，重复上述步骤直至零件成形完毕由工作人员取出并去除支撑等后续处理。

图 1-1 SLM 成形示意^[19]

1.2.2 SLM 技术应用

目前，增材制造（AM）技术主要在航空航天、汽车、船舶、医疗及工业设计等领域被广泛应用，建筑、艺术等领域的设计者也开始使用 AM 技术，很多设计家不再单纯地依靠手工，而是利用 AM 技术来设计新灵感、新思路^[20]。在世界其他地区，AM 技术在诸多领域都得到应用，主要用于军事科技、建筑行业、汽车零件、医疗材料、航空航天、艺术设计等行业，依靠 AM 效率高，成型快等特点，企业能更快响应社会需求，从而实现更大更高经济效益。

近年来，研究较为深入且工艺技术较为成熟的增材制造技术按照成形方式的区别可分为：基于激光的成形技术，如选区激光烧结技术（Selective Laser Sintering, SLS）^[21]、选区激光熔化技术（Selective Laser Melting, SLM）；基于电子束的成形技术，如电子束熔丝增材制造（Electron Beam Additive Manufacture, EBAM）^[22]，可用于成形大尺寸零件；基于电弧的成形技术，如电弧增材制造（Wire Arc Additive Manufacture, WAAM）^[23]。SLM 工艺是目前潜力最大、发展一日千里的金属增材制造技术之一，具有成形件致密高、尺寸精度高的特点，对零件三维模型复杂，成形精度高等要求，适应良好。

1.3 SLM 成形国内外研究现状

Zhou 等^[24]人，通过对 SLM 成形试样进行 300°C/2h 与 535°C/1h 退火处理，发现前一种方法可以基本消除试样中的残余应力，残余应力有 111MPa 下降至 13Mpa，延伸率上升到 15.3%，但强度下降很多。Yin J 等^[25]人通过分析 SLM 成形过程温度梯度的空间分布与最大热流方向的变化，研究凝固组织的形成机理并分析工艺参数对其的影响，得出结论：熔池周围的热传导环境随着沉积层的增加

而变化,影响了熔池后缘的最大热流方向和温度梯度,10层内达到稳定,导致弯曲的柱状晶粒长大。Chen B 等^[26]通过 SLM 制备出 AlSi10Mg 拉伸试样,试样最大抗拉强度达 455MPa,屈服强度约 300MPa 左右,并对其微观组织进行观察,发现胞界由共晶 Si 相与 Al 相交替组成的尺寸约为 500nm 的晶胞,晶粒尺寸约为 100 μ m。Qian Yan 等^[27]人通过对铸造和 SLM 成形的微观组织与力学性能对比研究,冷却速率的差异会导致含铁相的不同,晶粒尺寸的大小也造成两种工艺方法成形样品的强度硬度等性能存在差异,且析出相的粗大会导致 SLM 制备 AlSi10Mg 合金强度降低。Zhang 等^[28]人研究了时效处理对 SLM 成形 AlSi10Mg 合金的影响,研究发现:当温度为 130-190 $^{\circ}$ C 时并不会使得 SLM 成形的细晶粒长大,反而会促进 Si 相的析出,促进气孔的生长,时效温度进一步升高,导致样品密度变低。Yanhua Guo 等^[29]人通过研究固溶、氢化、时效和脱氢处理的 SLM 成形的 Ti-6Al-4V 钛合金,总结了氢化处理对钛合金微观结构和力学性能的影响。研究表明:氢化降低 β 相转变温度从而让 β 相细化更稳定,对 Ti-6Al-4V 进行固溶处理,其极限抗压强度随氢浓度增加成正相关,随氢浓度增加屈服强度存在最大值。Chunlei Qiu 等^[30]人通过 SLM 工艺成型了 Ti-10V-2Fe-3Al 钛合金,实验表明:SLM 成形的试样屈服强度极高,延展性良好,微观结构表明造成的原因是晶界强化与沉淀强化。刘西河等^[31]人通过选区激光熔化成功制备 AlSi10Mg 合金及添加不同含量碳纳米管的 AlSi10Mg 复合材料。研究发现,当 AlSi10Mg 合金中的碳纳米管质量分数为 0.05% 时,复合材料的抗拉强度、屈服强度均有所提升,但继续添加会导致缺陷增加且致密度小于同工艺 AlSi10Mg。

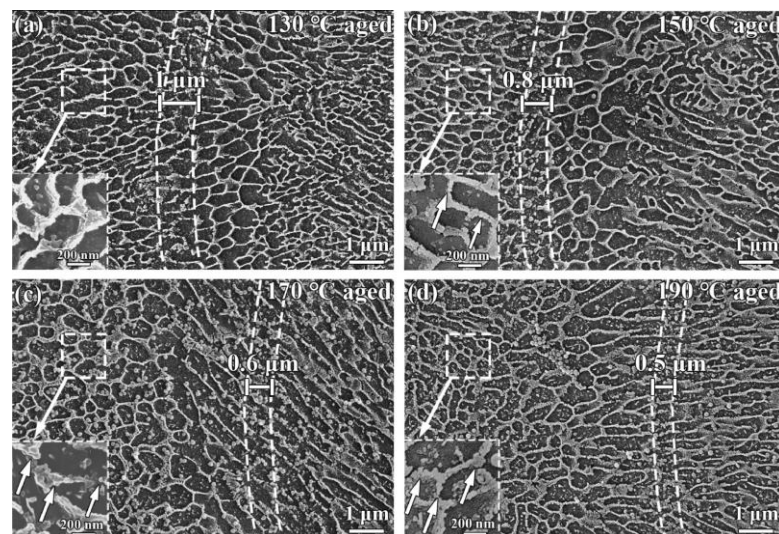


图 1-2 (a) 130 $^{\circ}$ C(b) 150 $^{\circ}$ C(c) 170 $^{\circ}$ C(d) 190 $^{\circ}$ C 下显微组织^[28]

1.4 SLM 成形数值模拟研究现状

1.4.1 SLM 成形温度场模拟研究现状

SLM 成形过程是多物理场交织影响的结果，其中包含了许多复杂物理化学变化。极高的热量形成非平衡态熔池，非平衡态的熔池活泼、易变化、不稳定，SLM 成形具有复杂的热行为，材料膨胀，部分气化损耗并伴随复杂相变，表现在几方面：（1）呈高斯分布激光能量，而不是单位面积上热量接收相同，远离激光中心位置材料热量吸收呈二次方下降，造成局部加热不均匀，热影响区面积较小；（2）成形腔的快速对流换热与极大扫描速率使得材料从熔化到凝固经历极端时间；（3）由于光斑的快速移动，材料的热物理参数随温度变化，热量传递到材料上的过程是非线性的；（4）微观层面，金属粉末由固态熔化为液态熔池，因大量热输入，局部熔池内部发生激荡、对流、飞溅、烧穿等现象，导致熔池不稳定。了解分析总结 SLM 过程的温度场演变规律，对深入理解成形件制备的机理与关键，从而优化工艺，制备性能更加优越的工件具有重要意义。

目前，为了研究总结 SLM 成形过程中的温度场演变规律，世界范围内研究者们通过建立温度场模型来进行探索。Kolossova S 等^[32]通过研究热导率是否随温度变化，从而影响模拟的精确性。参照实际实验数据，随温度变化的热导率模拟结果与实验更接近。Zhu H 等^[33]人建立了一个选择性激光烧结的有限元模型，研究工艺参数对熔池尺寸大小的影响。研究表明：熔池内温度峰值与激光功率增大成正相关，与扫描速率增大呈负相关，进行单道扫描模拟时，随光斑直径减小，温度增加，但光斑外的区域，温度随直径增加而增加，随着功率增加，熔池长度总是大于宽度。余冠群等^[34]人通过 CFD 模拟软件建立微观尺度下有关粉末颗粒有限元模型，观察粉末颗粒在 SLM 成形时的物理状态变化及流动形态，发现激光功率对成形后表面质量影响重大，激光功率过大是成形的表面质量变差的主要因素，这是因为凝固时表面张力作用会造成粉末之间形成烧结颈。孙策等^[35]以 ANSYS 为平台搭建了一个 316L 不锈钢的温度场模型，对在 SLM 过程中的熔池形貌及尺寸变化进行研究并分析，总结工艺参数对温度场演变的影响，研究表明：熔池平稳后，尾部形状为“彗星状”，熔池前段较深，后端较浅。Yuche Wu 等^[36]通过分别采用 FDM 与 DEM 两种模拟仿真，研究了 SLM 蒸发行为对熔池尺寸，

形态及成形后的表面质量的影响。使用 FDM 针对熔化过程中的熔池动、热力学进行模拟，模拟是否考虑蒸发损耗计算出不同结果，发现当考虑蒸发损耗，因材料蒸发带来的多热量损失，熔池形态较深且宽度较小，表面热量散失较多温度较低，两种情况下材料冷却后形成的表面形貌也不一样。后者可以模拟粉末粒径符合正态分布，提高模拟的精确度与实施性。Loong-Ee Loh 等人^[37]以 6061 铝合金粉材为模型材料，以有限元法建立选区激光熔化过程的数值模型，分析了激光功率等工艺参数对温度场参数如熔池尺寸、冷却速度，以及对材料的蒸发比率的影响，同时考虑温度达到熔点后，粉体材料转变为固体材料的情况，给出了有关体积收缩与材料去除处理的办法，研究和分析了工艺参数变化对熔池形态演变及其温度场分布的影响。结果表明：熔池三维形态平稳后，激光热源的中心一般更靠近熔池热源前进方向的熔池一端，同时激光热源照射金属粉末后，由于粉末之间存在间隙，熔化后粉材会产生体积收缩的现象，热量传导方向由熔融状态的金属液指向相邻底部的材料，由于外界的对流换热，发现温度由熔池表面到熔池底部不断降低。袁景光等^[38]通过高斯面热源模型，以 Cu-Sn 粉末为原材料对 SLM 过程进行了模拟，然后使用光电检测技术，监测实际实验过程中的成形温度，模拟结果与实验检测较为接近。Ge 等^[39]人建立三维立体有限元模型，研究了选区激光熔化过程中小孔结构与激光吸收率的变化关系，总结了 SLM 成形过程温度的瞬时变化规律，通过显微镜测量熔池尺寸，仿真结果与实验结果误差较小。

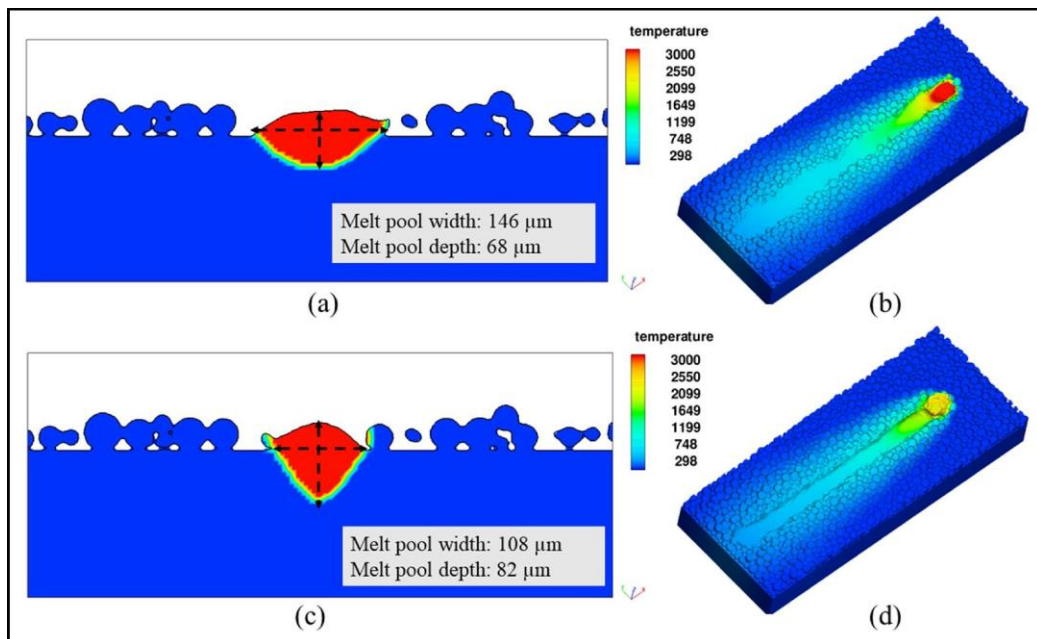


图 1-3 (a)忽略蒸发时熔池 (c)考虑蒸发时熔池^[36]

1.4.2 SLM 成形应力场模拟研究现状

SLM 成形工艺中,材料有粉末态被加热熔化后,快速冷却至固态,是一种典型的非平衡热力学过程,由于热梯度和热流方向不一致,造成材料微观组织不均匀,相变塑性和热塑性同时存在。成形的合金易出现应力残留,从而导致微裂纹与宏观缺陷^[40]。一些研究者发现,工艺参数对 SLM 成形残余应力有较大影响,然而,制件内部残余应力分布复杂多变,常规检测方法对其难有好的效果,而利用有限元模拟可以观察成形过程应力产生与演变,分析其成因,并总结材料冷却后的残余应力分布规律,预测可能出现应力集中的位置。

Marques^[41]建立一种新的 SLM 热力耦合模型,考虑材料有粉末-液态-固态的转变,分析扫描策略差异对应力场影响,研究表明:瞬态温度历史与机械响应之间存在很强的耦合关系。熔池的形状和尺寸可以根据预测的温度分布来估计。制件中的残余应力主要源于不同位置材料的温度差异,由于不同温度材料的热膨胀系数不一致,温度较高的材料膨胀后体积更大,残余应力大小与温度梯度数值大小呈正相关,扫描策略对残余应力数值影响较小。宋等^[42]人建立瞬态 SLM 仿真模型研究不同扫描策略下,SLM 热历史与残余应力分布异同。研究发现:不同的扫描策略,会形成不同的温度分布,但激光功率和扫描速率不变情况下,熔池尺寸基本不变,当扫描道之间旋转角为 15° 时,成型件残余应力最小,与实际实验数据吻合良好。Gu 等^[43]人通过研究分析平行扫描道的不同空间位置应力分布,发现扫描道开始位置及末端残余应力较大,实验验证制样边缘部位易出现裂纹翘曲等不良现象。Ramos D 等^[44]建立 SLM 工艺的热-力单向耦合模型,研究分析扫描方式的改变后,成形零件的残余应力大小及分布的差异。结果显示:扫描向量降低后,冷却后的残余应力也降低:间歇扫描策略的成形件应变最小。王稳等^[45]人利用 COMSOL 软件建立一个 SLM 数值模型,研究发现:平行于短边的“Z”形路径可以获得更均匀的温度及较小的温度梯度,可以减少零件的残余应力和空隙。较大温度梯度及残余应力都出现在零件边界。

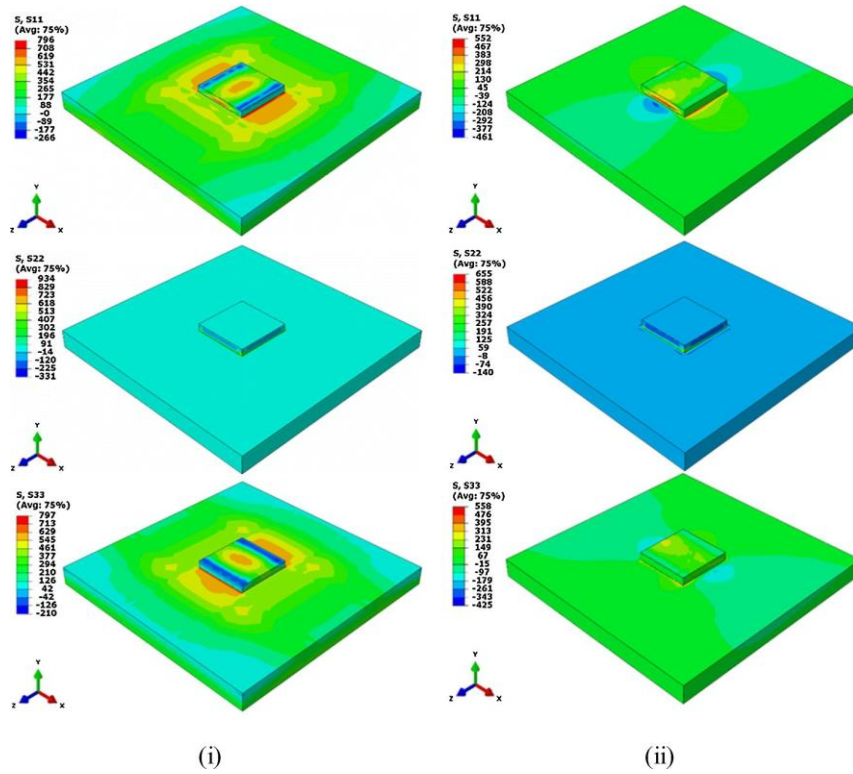


图 1-4 旋转 15° 残余应力(i)约束基板底部(ii)约束基板顶点^[42]

1.5 研究内容及技术路线

本文以 AlSi10Mg 合金粉末为研究对象，采用先进行数值模拟，优化工艺参数后，使用最佳工艺参数进行 SLM 成形，对 SLM 成形 AlSi10Mg 合金温度场与应力场进行研究，主要内容包含：

(1) 以有限元软件 Ansys Workbench 作为分析软件，简化 SLM 成形过程，建立 SLM 模型，处理边界条件，考虑材料参数随温度变化，利用 Ansys 自带程序语言 APDL 实现扫描路径的规划，激光热源的加载与移动。使用‘生死单元’技术模拟增材的过程。

(2) 采用高斯面热源，以不同的激光功率与扫描速率进行模拟，对不同工艺参数下的熔池尺寸，温度分布及变化进行分析，总结激光热源与材料热作用的影响，为实际打印提供参考。

(3) 得出温度场后，以温度场结果作为载荷，使用 Ansys 软件自带的热力耦合对应力场进行分析，研究 SLM 成形的 AlSi10Mg 的应力分布及工艺参数对其的影响，并尝试预测制件容易开裂的方向及区域。

(4) 选取合适的工艺参数进行打印，对打印制件进行残余应力测量以验证

模拟数据，并对试样进行阶梯热处理，分析退火对其微观组织、力学性能、物相变化的影响。

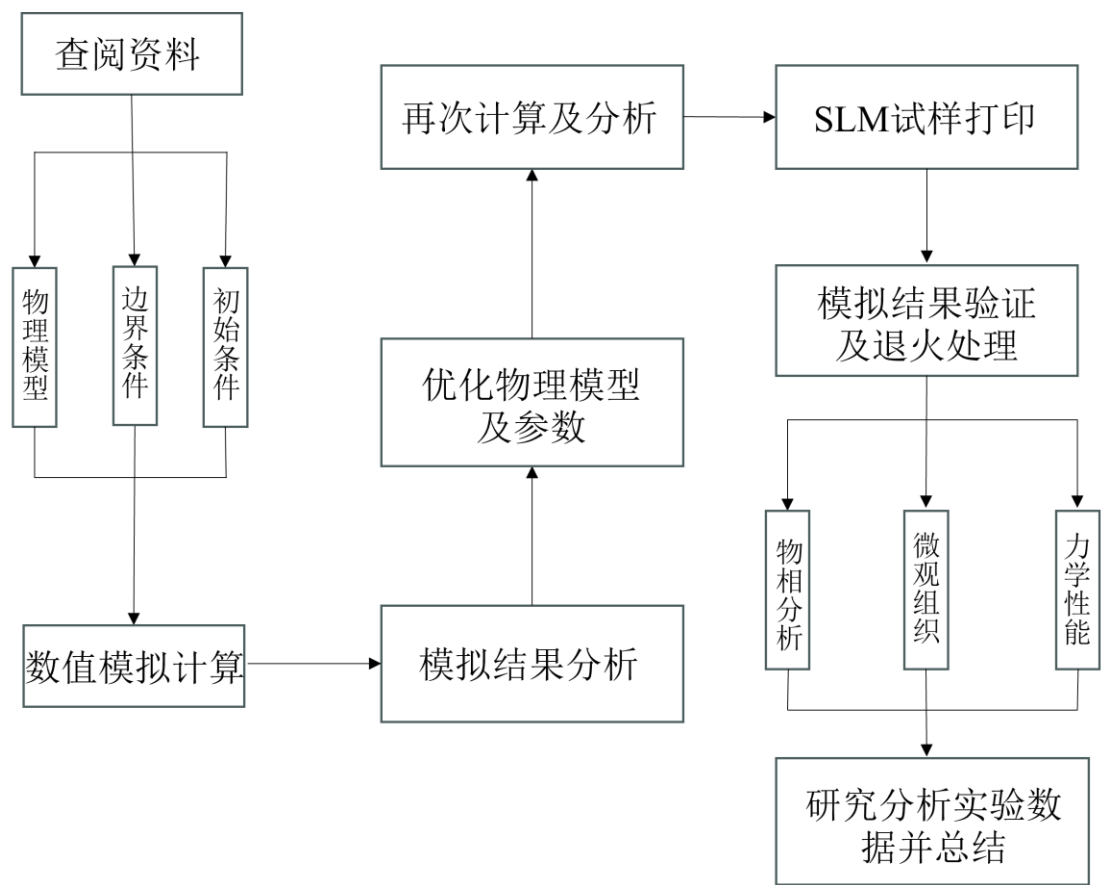


图 1-5 技术路线

第 2 章 选区激光熔化有限元理论

2.1 引言

得益于日新月异的科技发展,有限元软件版本不断更迭,性能愈发优越,计算机芯片处理数据能力和算力更加强大,研究人员对选区激光熔化研究不断深入,越来越多有关 SLM 的仿真模型建立起来。在工艺参数的不断优化和对成形零件性能及缺陷预测有了长足进步。仿真模拟能够全面实际计算 SLM 成形过程多物理场交织耦合作用的情形,能够在计算机中不断模拟最佳工艺参数。对比传统实验的不断试错与依靠经验,使用有限元数值模拟优势诸多,不仅节省时间、材料、提高材料、经济普惠,更可以让成形过程与实验结果互相印证,从而使研究者们对 SLM 成形机理理解更加透彻。

2.2 选区激光熔化温度场有限元理论

2.2.1 三维瞬态温度场控制方程

图 2-1 为选区激光熔化成形热边界条件示意图。由于热源能量高且移动速度快,SLM 成形材料在短时间就经历熔化-凝固,材料状态由粉末颗粒熔化成液体再冷却凝固,性能及形态前后变化巨大,由于热量吸收,该过程通常发生相变。在材料受热冷却这极短的时间内,由于热源分布不均且材料性能随温度变化,导致此过程是非线性瞬态传热过程。高能热源照射粉末,颗粒状粉末熔化成液态在表面张力作用下形成熔池,已熔化的材料为成形层,熔池的热量以主要方式为热传导向熔池下方及侧面相邻低温材料传递,剩下的大部分热量基本以对流换热形式在熔池上表面通过保护气体散发出去,极小一部分通过热辐射形式向四周空间散逸。

选区激光熔化过程中的快速熔化、凝固过程,是非线性三维瞬态热传导过程,符合能量守恒定律与傅里叶定律,其热传导微分方程^[46]为:

$$\rho c \frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial t} \left(k \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(k \frac{\partial T}{\partial y} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left(k \frac{\partial T}{\partial z} \right) + q \quad (2-1)$$

式中， ρ 为粉末材料密度； c 为粉末材料比热容； T 为模型系统环境温度； t 为粉床与基板热传导时间； k 为材料导热系数； q 为单位体积产生的热量。

2.2.2 初始条件及边界条件

在粉末未被熔化时，设置 $t=0$ 时刻初始边界条件基板与粉床的温度都设置与环境温度一致（22°），其公式为：

$$T(x, y, z, t)_{t=0} = T_0 \quad (2-2)$$

高斯热源以热流密度的方式加载到粉末床上表面，在成形过程中，粉床与周围的环境及保护气体都存在热量的传递，单位时间内，粉末吸收的激光能量等于热传导，对流换热，热辐射三者散失能量之和。因此有热传导，对流换热，热辐射三种条件，如图 2.1 所示，其可以表达^[47]为：

$$-k \frac{\partial T}{\partial n} + \alpha(T - T_a) + \sigma \epsilon(T^4 - T_a^4) = q \quad (2-3)$$

式中， k 为导热系数； $\frac{\partial T}{\partial n}$ 是表面的法向量； T_a 为环境温度； α 是表面热对流系数； σ 为波茨坦常量； ϵ 为热辐射系数。

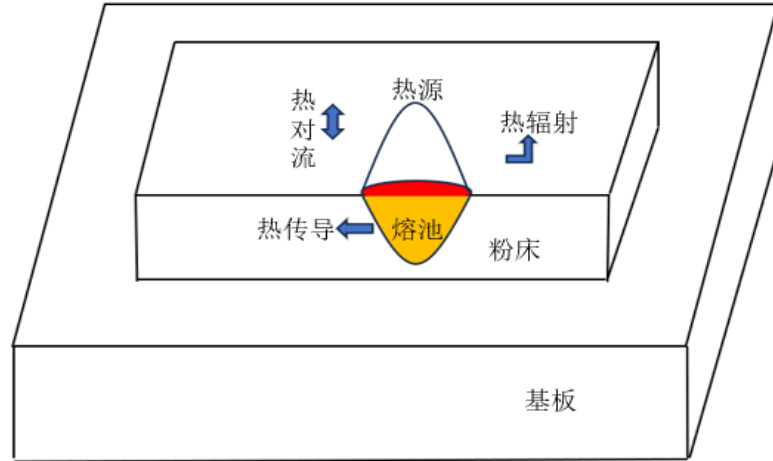


图 2-1 热边界条件

2.2.3 高斯热源模型

若要使得模拟结果与实验数据较为吻合，热源的选择十分重要，模拟中的热

源模型与实际成形的激光器热源必须相符。不同热源不仅影响计算的效率，对硬件的要求也不一致，同一参数更可能计算出差异较大结果。近年来，研究者们应用较多的热源模型主要有解析热源模型、高斯（Gauss）面、体、圆锥热源模型、双椭球热源模型、指数或线性衰减的柱体热源模型^[48]等。本研究采用 Solution 125 型选区激光熔化 3D 打印机对 AlSi10Mg 合金进行 SLM 成形，其装载 IPG 激光器，激光波长为 1.064μm，通过棱镜系统将热源聚焦于成形台，光斑直径可控制为 40-50μm，其热源能量分布为 Gauss 分布。在选区激光熔化的仿真模拟中，合适的热源模型可以提供准确的温度场和应力场模拟结果。不同的热源加载温度的位置不同，面热源在单元面上加载温度，体热源更能深入模型表面对单元内布节点加载温度，Gauss 面热源与本研究采用仪器更符合，公式表达^[49]为：

$$Q = \frac{2AP}{\pi R^2} \exp\left(-2 \frac{(x^2 - vt) + y^2}{R^2}\right) \quad (2-4)$$

其中，Q 为热源的能量；A 是材料能量吸收效率（0.09）；P 为激光热源功率； Π 是圆周率；R 为光斑半径；x 和 y 是光斑中心点在坐标系的横纵坐标；v 是激光移动速度。

2.2.4 相变潜热的处理

在选区激光熔化过程中，温度处于熔点时，材料从固态熔化为液态需要吸收热量但温度并没有改变，凝固时亦然。因为材料发生相变时存在潜热，温度场模拟中需要对相变潜热的进行处理。一般相变潜热的处理方式有等效比热容法、温度回升法、及热焓法^[50]等。

（1）等效比热容法

等效比热容法的原理是将材料相变时的潜热与本身的比热容共同组成熔点（固相线至液相线之间）时的“等效比热容”。因此在仿真软件中定义等效比热容时，平滑的比热容曲线会发生突变。关系式表示如下：

$$C_1 = \frac{Q_L}{T_L - T_s} \quad (2-5)$$

式中， T_L 为液相温度， T_s 为固相温度， Q_L 为熔化潜热， C_1 为等效比热。

（2）温度回升法

温度回升法^[51]的原理为避开跟踪移动热源作用的正在发生相变的区域，其思想为温度补偿，假设材料在发生相变时的温度保持不变，而是当相变过程结束，潜热释放或吸收完全后，以潜热的热量让发生相变的材料以熔点比热容为标准，升高或降低材料 T_L 温度，其数学公式表示为：

$$T_L = \frac{Q_L}{C} \quad (2-6)$$

式中， Q_L 为熔化潜热， C 为比热容。

温度回升法在材料相变发生相变时需要计算机不断迭代以判断相变是否完成，因此其缺点在于难以处理熔点不固定或材料发生相变温度区间过宽的情况，因为当相变温度区间较为宽泛时，对计算机处理器的算力及迭代所需内存要求会提出更高要求，且容易发生计算错误不收敛情况。

(3) 热焓法

采用 Ansys Workbench 默认的热焓法进行潜热的计算，即密度和比热熔的积在温度的积分^[52]。热焓法优点在于将潜热定义在焓上，在固、液相区之间的糊状区建立能量守恒等式，且易收敛，其表达式：

$$H = \int \rho c dT \quad (2-7)$$

式中， H 为焓； ρ 为材料密度； c 为比热。

2.3 选区激光熔化应力场有限元理论

2.3.1 热-弹-塑性理论

根据热力学内容，物质能量增加会导致熵增加，原本处于一定范围的原子会四处震荡甚至发生脱离原本结构的约束即挣脱分子原子间作用力，表现在宏观层面即受热膨胀或物质状态发生改变。假设物体处于不受约束的状态可以任意膨胀，物质的温度变化不会产生力的作用即内应力。在现实世界中，物体在受热时总是受热不均，受热较多温度较高的物质比相邻区域物质膨胀程度高，两者相互挤压就会对膨胀部分产生压应力，反之冷却收缩由于相邻位置物质的约束产生拉应力。约束由两部分组成（1）外部限制，即与物体有力的作用并且限制其在空间 X 、 Y 、 Z 三个方向平移或旋转。（2）物体本身，即物质微观层面分子间作用力来源于温度变化产生分子原子相对空间位置的改变或物体形状的不规则造成不同位

置分子所受相邻分子约束不一致。物质的热膨胀系数通常随温度变化而变化，温度梯度的存在使得温度高的物质膨胀程度大于温度较低的物质即各部分原子偏离原来的位置。由此，热应力产生的原因是物体由于内部物质分布不均匀或均匀物质膨胀程度不同。同样，材料力学性能参数如弹性模量随温度的变化，也将影响成形件内部的应力分布情况。

2.3.2 屈服准则

在材料力学中，屈服准则是判断材料是否处于弹塑性状态的标准，也是某种材料进入屈服的临界状态，即在当前应力状态组合下，材料处于弹性极限的理想情况，例如在拉伸实验中，当等效应力超过屈服点 σ_s 时，材料发生的形变不会再回复到初始状态，判断其发生塑性变形进入屈服。在 SLM 工艺应力场模拟计算中，一般采用 Von-Mises 屈服准则，其数学表达式^[53]如下：

$$\sigma_M = \frac{\sqrt{2}}{2} \sqrt{(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2} \quad (2-8)$$

式中， σ_1 、 σ_2 和 σ_3 为三个空间坐标系正方向上的主应力。

同理，等效应变的表达式为：

$$\varepsilon_M = \frac{\sqrt{2}}{2(1+\mu)} \sqrt{(\varepsilon_1 - \varepsilon_2)^2 + (\varepsilon_2 - \varepsilon_3)^2 + (\varepsilon_3 - \varepsilon_1)^2} \quad (2-9)$$

式中的 ε_1 、 ε_2 、 ε_3 为三个空间坐标系正方向上的主应变， μ 为材料泊松比。

2.3.3 流动准则

材料发生屈服进入塑性状态后，胡克定律不再适用，此时继续施加力的作用会造成材料外形的改变，发生塑性流动。流动准则假定了塑性应变的方向，即流动准则对塑性应变增量多个分量所占总体比例进行定义。塑性应变增量与应力状态的流动准则^[54]如下：

$$\{d\varepsilon\}_p = \xi \frac{\partial \sigma_M}{\partial \{\sigma\}} \quad (2-10)$$

式中 ξ 为数量因子, $\frac{\partial \sigma_M}{\partial \{\sigma\}}$ 为数量函数 σ_M 对向量 $\{\sigma\}$ 的偏导, 这个准则又名法向流动准则, 即在空间坐标系中塑性应变增量向量的方向平行于垂直屈服曲面的法向方向。

2.3.4 强化准则

强化准则指材料超过屈服极限进入塑性变形过程中, 使用应变对屈服准则进行修正。屈服准则包涵随动强化和等向强化两种强化准则^[55]。材料初始屈服面的形状大小保持恒定, 初始屈服面的几何中心移动至后继屈服面且移动方向为外载荷方向, 这种强化称为随动强化。初始屈服面的中心及形状保持不变, 屈服面大小随外界载荷变化而扩大或减小, 两种强化模型如图 2-2 所示。双线性随动强化准则即在加工变形过程中, 假设总的应力范围是初始屈服极限的 2 倍, 更准确的反映材料的本构关系, 在 SLM 成形中, 金属应力场属于均值应变且应变较小, 因此本文选用随动强化模型对 SLM 应力场模拟应变问题进行解释。

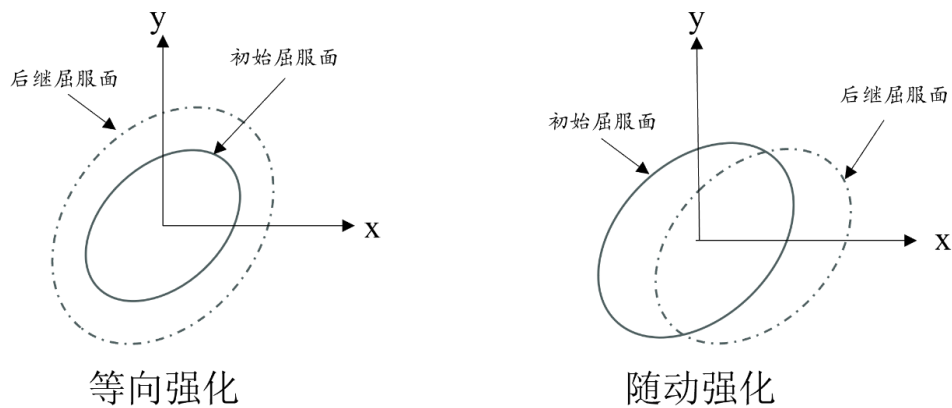


图 2-2 强化方式

2.3.5 材料属性

选区激光熔化过程中, 粉末材料的参数并不是一成不变, 激光热源在传递热量的同时, 材料属性也随温度发生变化, 因此考虑材料的热物性参数, 力学性能参数对计算精度与准确性十分重要。本文以 AlSi10Mg 粉末为材料, 45 号钢为基板, AlSi10Mg 合金熔化温度在 570℃左右, 45 号钢熔化温度在 1420-1460℃之间, 这里取中间值 1440℃, 二者详细热物性参数, 力学性能参数^{[56][57][50]}如表 2-

1, 2-2, 2-3, 2-4 所示。

表 2-1 AlSi10Mg 合金热学参数

温度, T(°C)	22	100	200	300	400	500
热导率, $K_s(W/m^{\circ}C)$	147	155	159	159	155	159
比热容 $c, (J/kg^{\circ}C)$	739	755	797	838	922	1100
密度 $\rho, (kg/m^3)$	2650	/	/	/	/	

表 2-2 AlSi10Mg 合金力学性能参数

温度 T (°C)	22	100	200	300	400	500
弹性模量, E (GPa)	69	67	62	53	41	37
屈服强度 $\sigma, (MPa)$	195	165	105	70	30	20
热膨胀系数 $\theta, (10^{-5}/^{\circ}C)$	2.17	2.25	2.35	2.33	2.55	2.60
泊松比 μ	0.33	/	/	/	/	/

表 2-3 45 号钢热学参数

温度 T (°C)	22	100	200	400	600	800	1000
热导率, $K_s(W/m^{\circ}C)$	47	43	38	34	38	37	54
比热 $c, (J/kg^{\circ}C)$	472	480	524	480	524	615	806
密度 $\rho, (kg/m^3)$	7840	/	/	/	/	/	/

表 2-4 45 号钢力学性能参数

温度 T (°C)	22	100	200	400	600	800	1000
弹性模量, E (GPa)	206	198	190	183	145	118	87
屈服强度 $\sigma, (MPa)$	1520	1380	1270	970	840	680	510

热膨胀系数 θ , ($10^{-5}/^{\circ}\text{C}$)	1.24	1.27	1.30	1.327	1.472	1.50	1.68
泊松比 μ	0.28	0.29	0.28	0.29	0.31	0.4	0.45

2.4 关键技术

2.4.1 APDL 命令流

APDL (ANSYS Parametric Design Language), 全称为 ANSYS 参数化语言设计命令, 它不仅可以提供模型的优化设计提供自适应网格技术, 更能够将模型分析的全过程参数化, 即使用参数对模型尺寸形状、网格划分方法、材料参数、载荷施加、边界条件的定义以及求解和后处理进行设置。使用 APDL 程序语言分析流程参数化的优势还在于方便直观发现分析过程的问题从而可以对其中一些环节进行优化, 本文的扫描路径规划与激光热源的加载与移动需要用到 APDL 参数化语言。

2.4.2 生死单元技术

在 SLM 仿真模拟过程中, 通过施加高斯热源在模型表面模拟激光熔化粉材的过程, 但选区激光熔化是分层制造, 激光需要先加载在下层模型上, 此时上层模型会对模拟计算产生影响, 而粉末材料在凝固后转变固体后, 需要对原来的单元属性进行转换, 因此需要用到生死单元技术 (Element birth and death)。对下层模型进行热源加载时, 先让上层模型进入“死亡”状态, 等热源加载该单元时, 再执行“生存”指令, 使单元复活完成热源对其的加载, 加热后的单元由“死亡”转变为“生存”以模拟材料从粉末到固体的转变。

在软件中, 需要对热源未加载的模型材料施加约束, 执行 E/DEAD 命令, 在其刚度矩阵乘以数字 e^{-6} , 并非对其属性忽略, 因此对下层模型进行热源加载时, 上层单元属性将不受影响。当下层成形完成或热源即将加载到某单元时, 可以再使用激活指令 E/ALIVE 重新将该层单元激活, 具体操作界面如下图所示。激活单元后, 单元三维形状, 体积, 力学热学等属性、约束、外载荷等初始数值参与计算。

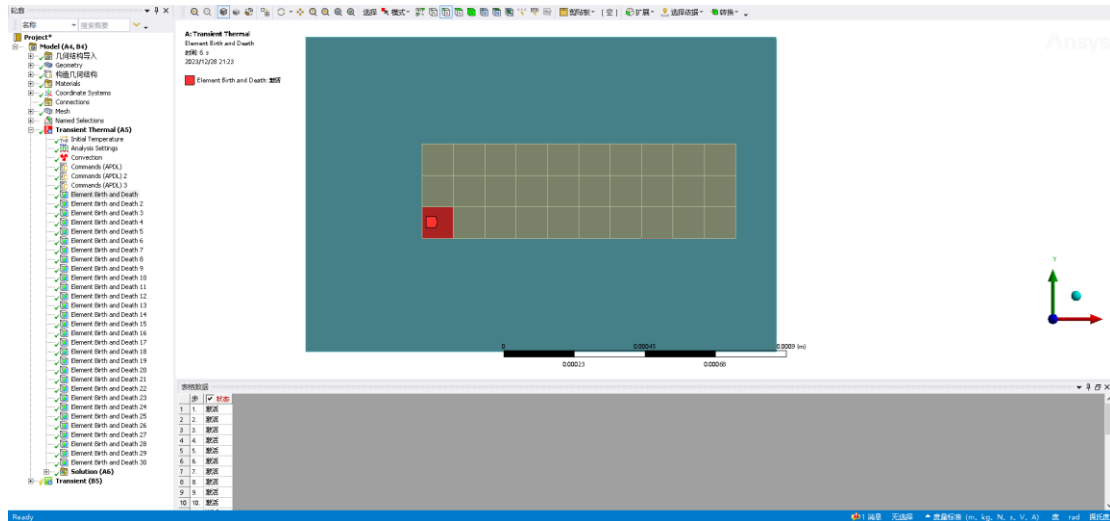


图 2-3 生死单元

2.5 本章小结

本章主要对选区激光熔化建模过程中物理场的计算工具、基本原理与方程进行简单介绍，并描述了如何有效实现有限元模拟的关键技术，主要包涵（1）温度场：空间热传导的基本方程、边界条件的设定、高斯热源模型的建立及特点、相变潜热计算方法。（2）应力场：热弹塑性力学原理、材料如何进入屈服及屈服后的流动准则、材料的强化准则选取、模拟增材过程的“生死单元技术”以及 APDL 程序语言的应用，为进行后续模拟实验提供理论支持与方法指导。

第3章 SLM 成形 AlSi10Mg 温度场模拟

3.1 引言

在 SLM 成形过程中,经历了复杂、剧烈的多物理场互相影响的演变过程,温度场是至关重要的物理场,温度场的演变决定了微观组织的形成和力学性能的高低,因此,对成形过程的温度场演变规律进行深入探索十分必要。温度梯度的大小与方向决定了柱状/等轴晶体的生长方向,冷却速度的不同对晶粒长大的抑制作用不同,产生的晶粒大小也不一样,因此这些参数对 SLM 制备样品的成形性能影响显著,更可能左右选区激光熔化技术的前进方向。对 SLM 成形过程中温度场分布及演变规律的总结和理解可以为优化工艺参数、提高设备性能和进一步扩大 SLM 技术的应用范围提供理论支持。在 SLM 成形中,激光热源由点及线,连线成面,由于热源扫描速率太大,温度场在短时间内变化幅度大。因此,SLM 技术成形过程中的熔池凝固快、尺寸小,使用传统实验方法无法对熔池温度场进行准确分析。目前,很多温度场研究使用数值建模和实验结合的方法。本章将通过 Ansys Workbench 对 AlSi10Mg 合金的 SLM 成形过程进行温度场模拟,分析不同工艺参数下温度场随时间变化过程,及其对熔池尺寸大小、形状和熔池温度及时间空间分布的影响规律。

3.2 有限元模型

本文建立的有限元模型包括粉床与基板两部分,粉床材料为 AlSi10Mg 合金,基板材料为 45 号钢,如图 3-1、3-2 所示为有限元模型及扫描路径规划图,本文仿真将模拟第一、二、三道次,这是因为(1) SLM 过程相同的扫描道拥有相似的热历史循环,可以通过前 3 道的热温度历史对 SLM 整体热循环进行推演(2) 过大的计算量会导致计算机负荷过大,出现无法求解或求解错误现象。

为保证计算精度,在温度场分析中,对粉末床采用扫掠方式进行网格划分,其单元类型为六面体,相较于四面体单元,六面体单元节点数更多也更精确。为提高效率,节省模拟计算时间,基板网格划分方式为四面体主导,在 SLM 成形热源经过粉床时,熔池内部材料温度变化剧烈,因此在基板与粉床接触面及附近采用面网格加密以提升计算精确度,远离这些区域的部分网格划分较为稀疏。本

次 SLM 成形时的光斑半径为 $40\mu\text{m}$ ，对有限元模型中粉床进行网格划分时，其网格尺寸应小于光斑尺寸，同时网格划分的方式及质量高低也会对计算结果的精度及准确性产生影响，划分的网格尺寸越小、数量越多、质量越高、会极大提升计算的精度，但网格数量越多也会对工作站的硬件如处理器和内存要求更严格，同时需要更多的计算时间。因此，有必要在确保计算精度、提高计算效率、减少计算时间和确保计算可行性的同时，对网络单元的数量进行控制。本文所用有限元模型网格划分如图 3-1 所示。本文通过对单层 3 道 SLM 成形进行模拟，模型中粉末床尺寸设置为 $1000\mu\text{m}\times 300\mu\text{m}\times 30\mu\text{m}$ ，为避免基板尺寸过小对模拟结果产生不良影响，基板尺寸设置为： $1500\mu\text{m}\times 800\mu\text{m}\times 300\mu\text{m}$ 。为避免模拟过程模型发生自由位移，在基板底面及其侧面 4 棱添加固定支撑，限制其位移。

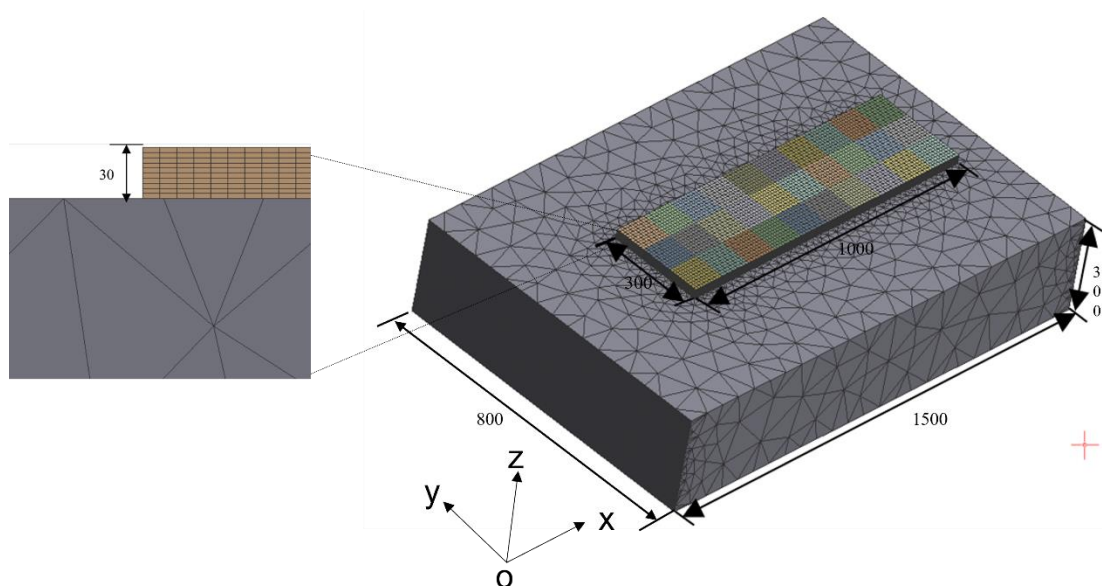


图 3-1 有限元模型

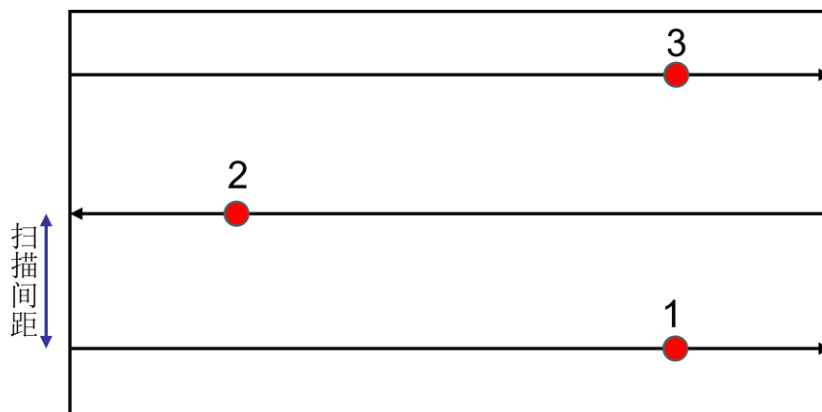


图 3-2 扫描示意图

3.3 单层多道温度场分析

由于 SLM 成形方式为单道拼接成单层成形面，多成型面叠加完成零部件成形加工，单道成形质量时最终形成的基础，但是单层单道模拟不能很好的代表整个 SLM 成形过程，因此选择单层多道模拟代表整个 SLM 过程。有限元模拟可以提前预知实验结果趋势，减少试验次数与成本。据研究，影响 SLM 技术的工艺参数多达 800 多种，但数值计算中主要以激光功率、扫描速率、粉末层厚度、扫描间距、光斑半径、气流对流换热系数、材料能量吸收率为主导因素，由于激光功率、扫描速率在 SLM 成型 AlSi10Mg 温度场影响因素中占主导地位且过多变量不利于筛选最佳工艺，选择激光功率，扫描速率作为变量来研究 AlSi10Mg 温度场。分别选取激光功率为：300W、340W、380W、420W，扫描速率为：800mm/s、1000mm/s、1200mm/s、1400mm/s，其他工艺参数（层厚，扫面间距等）作为定量不变，具体工艺参数见表 3.1。

表 3-1 数值模拟所用参数

工艺参数	参数大小
功率(W)	300、340、380、420
扫描速率(mm/s)	800、1000、1200、1400
激光半径(μm)	40
扫描间距(μm)	100
层厚(μm)	30

3.4 温度场结果分析

3.4.1 工艺参数与熔池温度分布的关系

如图 3-3 所示，a 图为不同功率沿熔池表面宽度方向的温度分布，b 图为熔池中心到熔池底部的温度分布，c 图为不同扫描速率沿熔池表面宽度方向的温度分布，d 图为不同扫描速率熔深方向的温度分布。不同功率熔池相同位置温度变化明显，但不同速度在相同位置温度相差不大，显然功率改变对熔池温度影响更

大。在熔深方向距离为 0.03mm (30 μ m) 时温度变化趋势出现明显改变, 这是因为此时热量穿透层厚, 到达了基板, 基板所用 45 号钢材料与 AlSi10Mg 比热不同^[58], 所以曲线出现折角。

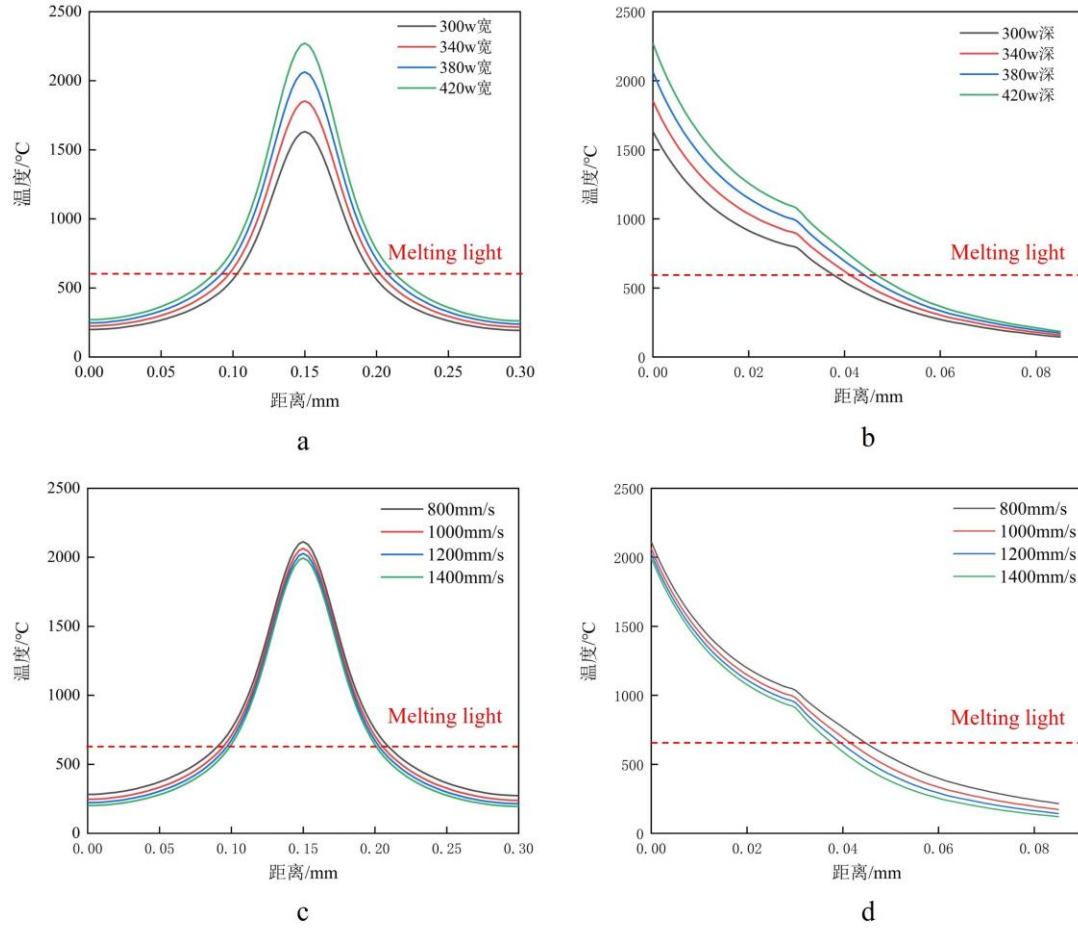


图 3-3 不同工艺参数熔池温度分布

3.4.2 工艺参数对温度场分布的影响

在扫描速率为 1000mm/s, 激光功率分别为 300W、340W、380W、420W, 扫描间距 100 μ m 时, 激光热源移动对探测节点 2 的温度, 随时间变化如图 3-4a 所示。随激光功率增大, 熔池峰值温度越来越高呈正相关, 其温度在 $t=1.75\times 10^{-3}$ s 时温度达到最大, 分别为: 1541.8 $^{\circ}$ C、1848.1 $^{\circ}$ C、2056.7 $^{\circ}$ C、2265.7 $^{\circ}$ C, 最高温度与激光功率增加为正相关, 如图 3-4b 所示。这说明激光功率的增加, 会增加单位时间内对粉材输入的能量^[59], 粉床单位时间接收的能量就越多, 峰值温度就越高。

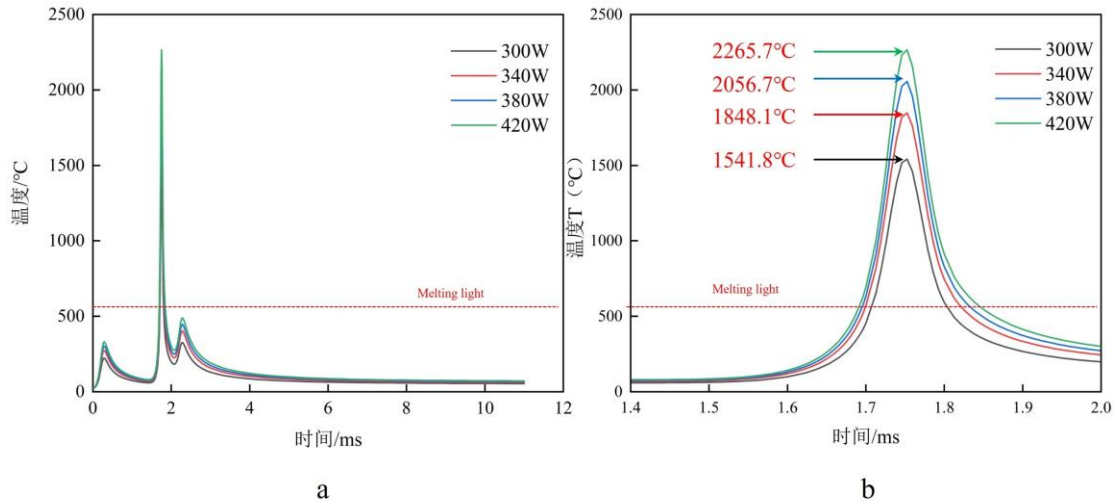


图 3-4 不同功率温度变化

图 3-5 左为第二道温度探测点 2 在激光功率为 380W，扫描速率分别为 800mm/s、1000mm/s、1200mm/s、1400mm/s 时温度随时间变化曲线，由图可得出随扫描速率上升，峰值温度到来时间减少，同时最高温度随扫描速率渐增而减小，随着扫描速率的降低，峰值温度由 800mm/s 时的 2108.5°C 降低到 1400mm/s 时的 1967.1°C，因此，熔池峰值温度与激光扫描速率增大呈负相关，这是因为随着扫描速率的增加，减少了激光热源在单位距离的停留时间，减少了粉床的热量吸收^[60]，凝固速度变快，降低了熔池的峰值温度。为探究激光功率与扫描速率对 SLM 过程熔池温度的变化规律的影响，选取第二道中间位置（扫描面几何中心）温度探测 2，并对其温度-时间曲线进行微分，得到其温度变化率-时间曲线，即升温熔化与冷却凝固速率曲线。如图 3-5 右图所示在曲线中，大于零的值为加热速率，小于零的为冷却速率，其绝对值为温度变化快慢。

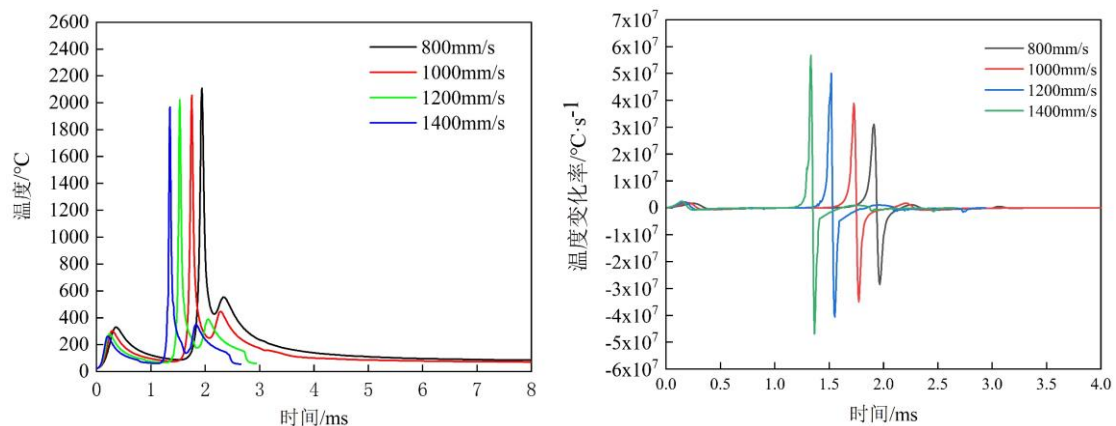


图 3-5 不同扫描速率温度变化及变化率

图 3-7 为扫描速率 1000mm/s, 不同功率温度探测点 2 的温度变化率曲线, 嵌入图分别为加热、冷却部分局部放大, 由图可知, 当激光热源移动到该点附近时, 温度得到升高, 加热速率开始变大, 当激光热源照射该点, $t=1.73\text{ms}$ 时加热速率达到最大, 激光热源在该点完成照射并远去, 加热速率迅速下降, 并在加热速率达到 0, $t=1.75\text{ms}$ 时温度达到峰值温度, 随后加热速率降低到负值熔池开始冷却, 加热阶段结束, 进入冷却阶段。激光功率从 300W 增加到 420W 时, 最大加热速率从 $2.99 \times 10^7 \text{C/S}$ 增加至 $4.29 \times 10^7 \text{C/S}$ 。随着激光功率的上升, 增大了单位时间单位面积的能量输入, 材料吸收的能量变多, 熔池的最高温度也随之上升, 加热速率也逐渐增加。随着功率增加, 热源移走后的冷却速率也随之增加^[62], 从 300W 时的 $-2.74 \times 10^7 \text{C/s}$ 增加到 420W 时的 $-3.82 \times 10^7 \text{C/s}$, 这是因为随着激光功率增加, 熔池尺寸的变大, 会导致相邻搭接区面积的增大, 这会增大热导率和散热, 因此随着激光功率增加, 冷却速率也会增加。在熔池温度较高 $t=1.77\text{ms}$ 时冷却速率达到最大, 经过较短时间熔池温度迅速降低到熔点, 冷却速率逐渐变小, 随着熔池温度与环境温度差变小, 冷却速率逐渐靠近 0。可以看出在 0.3ms 内, 材料经历了加热-熔化-冷却-凝固等温度剧烈变化, 且不同参数变化趋势保持一致, 均为激光热源靠近、照射、远离后, 温度迅速上升随后急速冷却, 符合 SLM 成形基本特性。图 3-5 右为功率 380W, 扫描速率 800mm/s、1000mm/s、1200mm/s、1400mm/s 时的温度变化率曲线, 扫描速率越大, 材料加热速度和冷却速度也随之变大^[61], 1400mm/s 冷却速率达到最大为: $4.71 \times 10^7 \text{C/S}$, 这是因为随着扫描速率增加, 相同距离激光停留时间减少, 单位时间内输入到粉末的能量降低, 如图 3-6, 这会减少该点的液相存在时间^[58], 增大熔池的温度梯度, 使得加热速率与冷却速率得到提高。

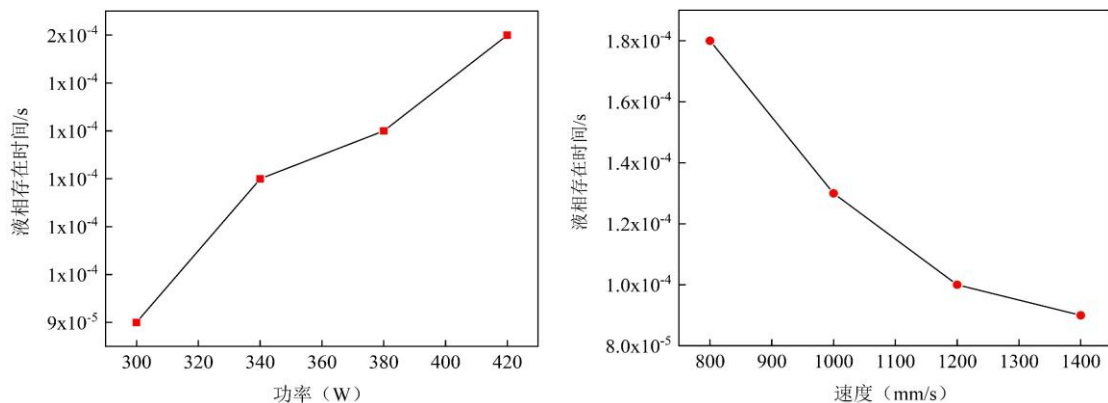


图 3-6 液相存在时间

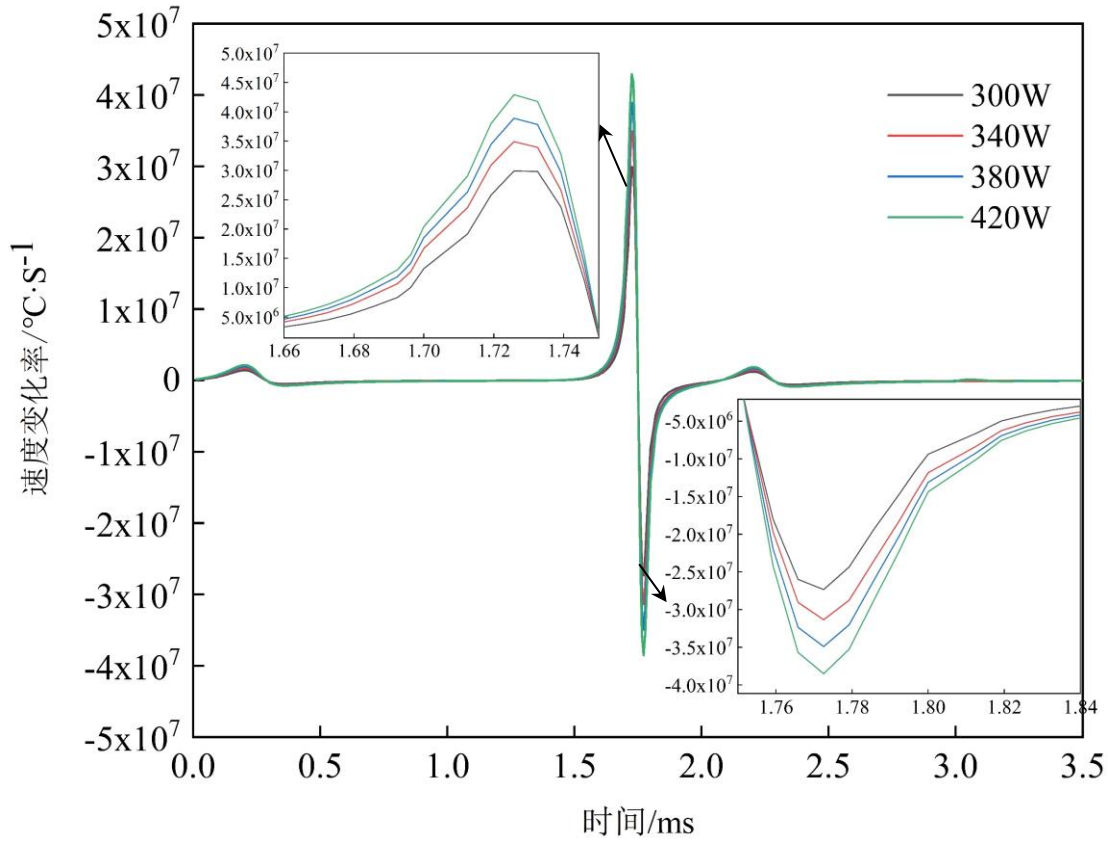


图 3-7 不同功率温度变化率

3.4.3 工艺参数与熔池尺寸的关系

图 3-8 为扫描速率 1000mm/s, 功率 300W、340W、380W、420W 时熔池尺寸及等温线图, 熔池宽度从 101.3 μm 增加到 134.5 μm , 熔池深度从 39.1 μm 增加到 49.0 μm , 总升幅达 25.3%, 可见功率对熔池尺寸影响十分显著, 即随着激光功率的增大, 单位时间内的传递到材料的热量也增加, 熔池尺寸也随之增大^[63]。合适的激光功率是 SLM 成形良好的关键, 功率过大时, 粉床会出现烧透, 飞溅, 金属液体大量蒸发等不良现象, 而功率不足则会出现粉末熔化不完全或熔池流动不充分, 出现夹杂、断道、熔化不均等现象^[64]。从等温线可以看出, 等温线密集处为靠近热源移动方向的头部位置, 而热源移动的反方向等温线越加稀疏, 熔池表面熔化部分成“水滴形”, 这是因为没有熔化的材料导热系数较已熔化的材料低, 已熔化的材料散热快。从侧面等温图可以看出, 熔池的深度超过了层厚, 与基板形成了冶金, 这说明模拟参数可以完全熔化材料, 避免粉末未熔化、夹杂等缺陷。

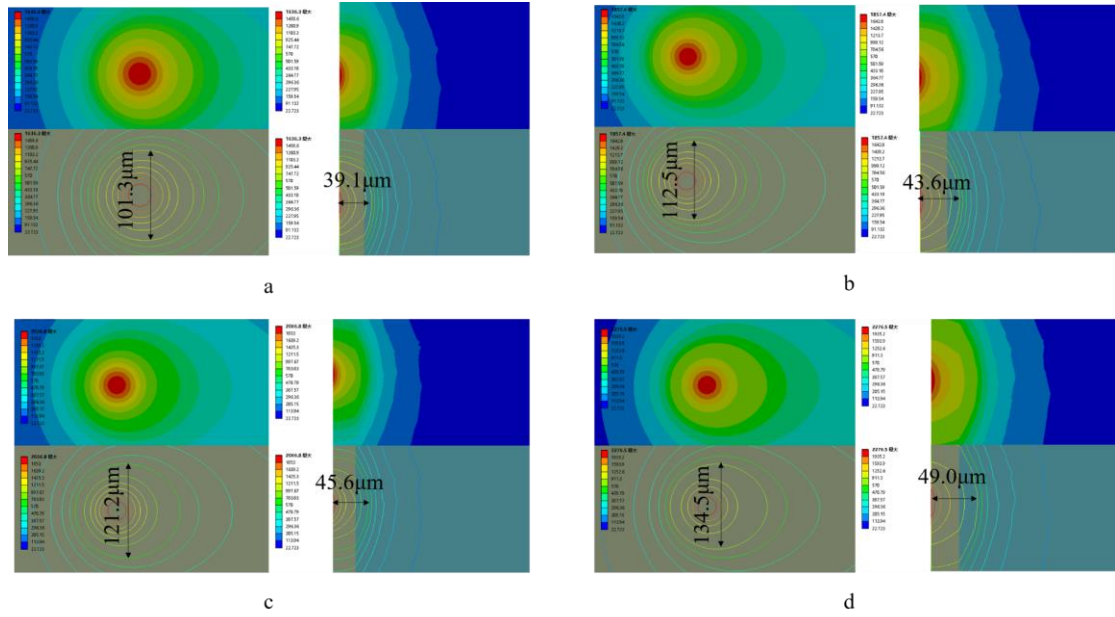


图 3-8 不同功率温度场分布

图 3-9 为功率 380W，扫描速率为 800mm/s、1000mm/s、1200mm/s、1400mm/s 时熔池尺寸与等温线图，随着扫描速率增大，熔池中心温度逐渐降低，导致熔池的几何尺寸变小。主要是随着激光扫描速率的增大，激光热源在单位区域内停留的时间变短，能量较低，增加了温度梯度^[65]，使得 Marangoni 对流减弱，减少液态熔融金属量的形成，导致熔池尺寸减小，熔宽变窄。熔池的宽度由 140.3μm 降低到 110.1μm，深度由 50.3μm 降到了 40.6μm，深宽比由 35.8%增加到 36.9%。

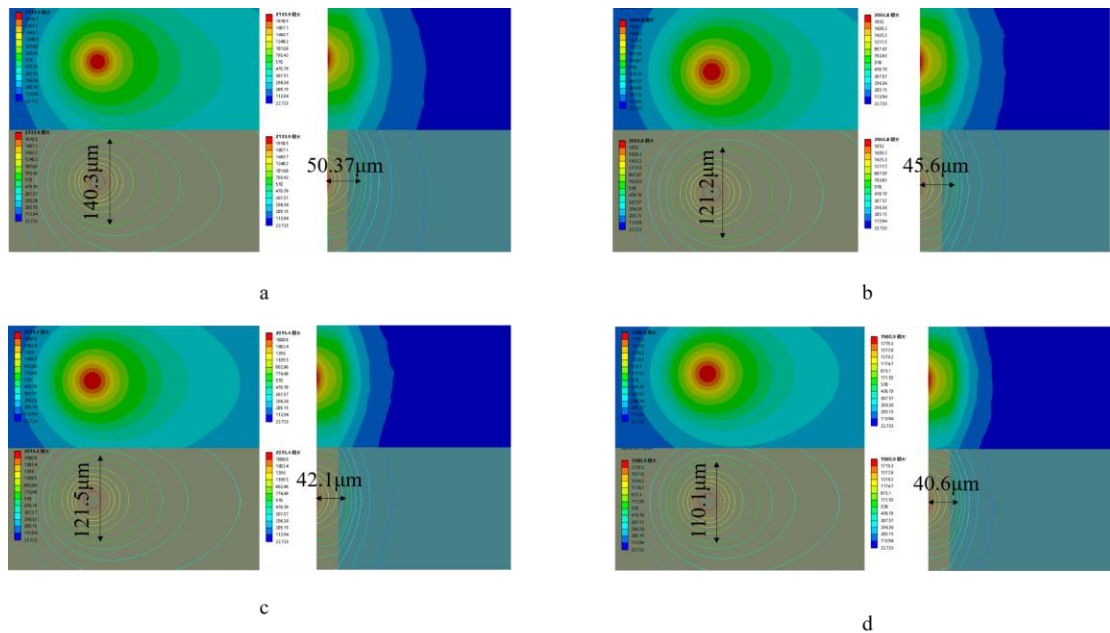


图 3-9 不同扫描速率温度场分布

3.4.4 下层热积累对上层材料的影响

为探究已经成形的下层材料热积累对上层未成形材料的影响,建立除层数其余参数与单层三道模型相同的单道双层模型,第二层生死单元与第一层设定相隔 1.5s 进行铺粉时间的模拟。为提高计算效率,采用部分相同工艺参数进行模拟,模拟结果见图 3-10。

图 3-10a 图为工艺参数为 300W1000mm/s 的熔池温度分布,该熔深为 $49.8\mu\text{m}$,熔池宽度为 $103.3\mu\text{m}$,最高温度为 1612.5°C ,相较于单层模拟,最高温度提高了 20.6°C ,熔深提高了 27.3%,熔宽仅提高了 2.0%。b、c、d 图分别为 340W1000mm/s、380W1200mm/s、380W1400mm/s 的双层熔池分布,相较于单层,熔深分别提高了 47%、61.0%、49%,熔宽提高了 35.9%、27.3%、30.8%。可以看出下层的材料热积累对上层熔池大小有明显增大作用。相较于熔宽,同工艺参数熔深增加幅度较大,这是高斯面热源的热影响区较小,热量堆积到材料熔深方向的原因^[66]。对比单层模型,4 个工艺参数最高温度都增加不多,这是因为单层模拟最高温度是中间道最高温度,双层模型最高温度由于只有一道,与空气接触面积变大,热量流失的加快抑制了最高温度上升,所以最高温度增加不大。

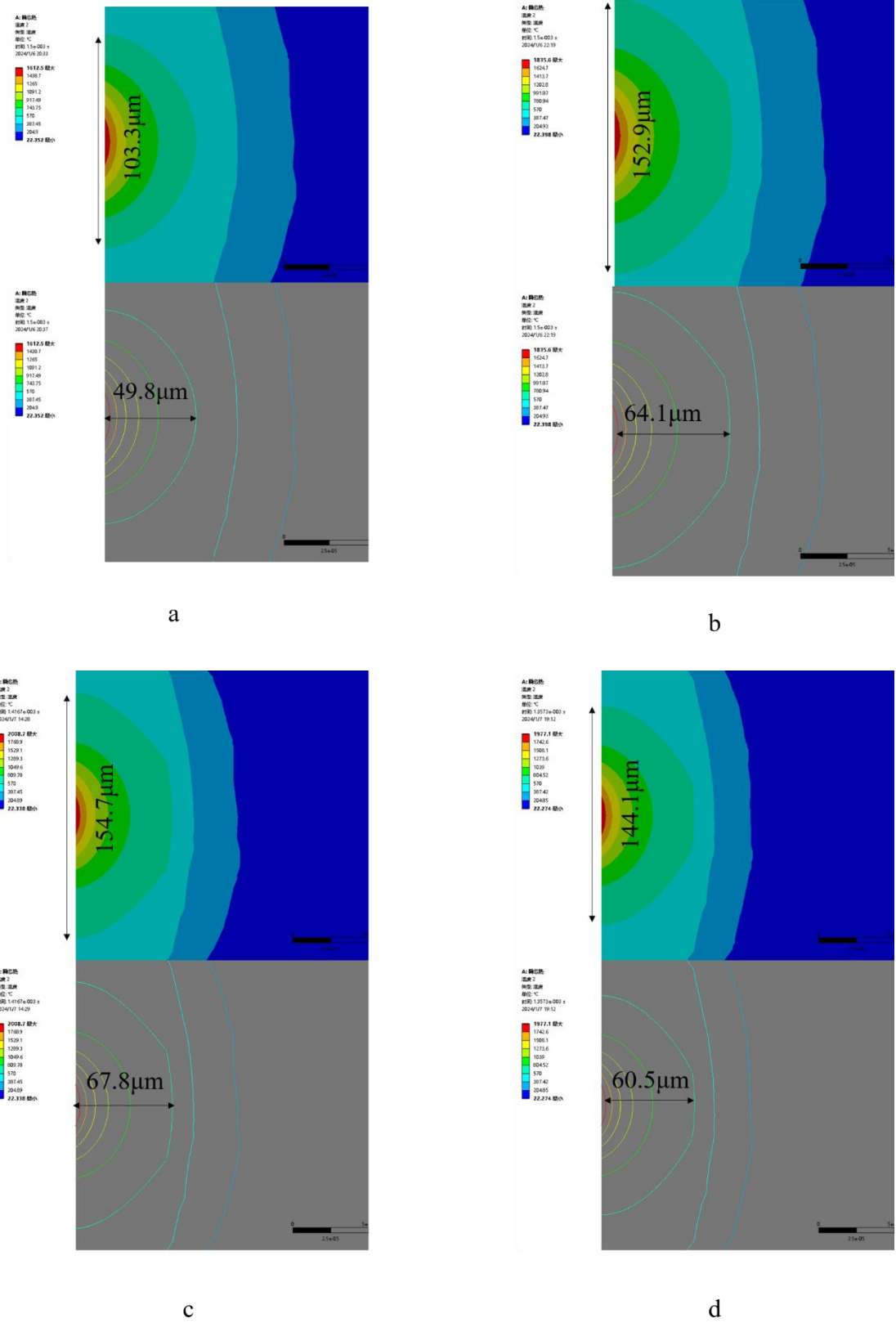


图 3-10 双层温度场分布 (a) 300W1000mm/s (b) 340W1000mm/s (c) 380W1200mm/s
(d) 380W1400mm/s

3.5 本章小结

本章在 Ansys 软件里采用 APDL 命令流与生死单元技术, 对 SLM 成形 AlSi10Mg 合金过程进行了分析, 粉层厚度 $30\mu\text{m}$, 扫描间距 $100\mu\text{m}$, 重点分析了单层多道情况下, 激光功率, 扫描速率对温度场的影响规律。

(1) 不同功率熔池相同位置温度变化明显, 但不同速度在相同位置温度相差不大, 显然功率改变对熔池温度影响更大。

(2) 在扫描速率 1000mm/s 下, 随着激光功率的增加熔池尺寸逐渐增大, 熔池宽度由 $101.3\mu\text{m}$ 增加至 $134.5\mu\text{m}$, 熔池深度由 $39.1\mu\text{m}$ 增加至 $49\mu\text{m}$, 熔池中心最大温度由 1541.8°C 增加至 2265.7°C , 增幅达 46.9%。冷却阶段, 冷却速率随着激光功率的增加呈上升趋势, 最大冷却速率由 $-2.74\times 10^7^\circ\text{C/s}$ 增加至 $-3.82\times 10^7^\circ\text{C/s}$, 增幅达 39.4%。

(3) 在激光功率 380W 下, 随扫描速度增加, 熔池宽度及深度均有所减小, 熔池宽度由 $140.3\mu\text{m}$ 降低到 $110.1\mu\text{m}$, 熔池深度由 $50.3\mu\text{m}$ 降到了 $40.6\mu\text{m}$, 熔池深宽比由 35.8% 增加到 36.9%, 可见扫描速率比激光功率更能影响熔池尺寸。温度-时间曲线中温度检测点最高温度随着扫描速率的增加而降低, 由 2108.5°C 降低到 1967.1°C 。材料凝固时, 扫描速率的增加会导致冷却速率的增大, 最大冷却速率增幅 62.4%。

(4) 下层热积累对上层熔池尺寸有明显增大作用, 高斯面热源对熔池深方向作用明显, 但对熔池宽作用不显著。

第 4 章 SLM 成形 AlSi10Mg 应力场模拟

4.1 引言

本次对 AlSi10Mg 合金粉末 SLM 成形过程进行模拟研究,其熔点温度为 570℃ 左右,若要避免出现因能量不够导致材料熔化不充分的情况,需要足够高的能量输入使得短时间内材料温度从常温到达熔点之上。短时间内材料经历熔化凝固过程,温度变化较大,造成 SLM 成形制件都具有大的温度梯度,较大温度梯度会造成较大热应力、部分部位产生较大应变累积,不仅制件表面与内部可能出现裂纹、翘曲等大变形,更会严重影响制件使用寿命,对零件的良品合格率造成影响。根据实际需求,SLM 成形零件空间形状各有不同,内部残余应力分布因三维形状与成形工艺不同十分复杂且普遍存在,成形件的缺陷大小分布都会对使用性能与寿命造成不良影响^[67]。因传感器技术限制,难以在实际 SLM 成形时对瞬时温度、应力应变等进行数值监测,因此,使用有限元数值模拟对 SLM 成形过程难以测量的数值进行研究分析,以温度场结果作为载荷,计算应力场结果及分布情况,为实际成形预测缺陷可能出现位置及原因提供参考^{[68][69]}。

应力场的模拟采用瞬态热-结构耦合的方法,该方法是在温度场完成计算后,方能继续进行对应力场的分析,以温度场计算结果作为热载荷导入应力场。如图 4-1 所示,以计算温度场时的网格划分方式同样对应力场模型进行网格划分并设置相同变化的生死单元。实际求解过程中,由于网格单元节点数目多,应力场的计算花费时间更多,本数值模型应力计算时间为 14 小时左右。在应力分析中,易出现计算不收敛情况,要考虑力、力矩、位移三者收敛,由于硬件条件限制,完整的 SLM 过程模拟由于模型体积大、计算节点多、热变形幅度大等易出现计算错误或位移不收敛情况。各层扫描路径不变时,单层多道扫描可以一定程度反应多层多道扫描的结果的规律,各层之间热循环行为相似^[70]。因此本文以第 3 章的温度场计算结果为载荷对单层三道进行模拟,研究工艺参数对残余应力的影响及残余应力分布的规律。

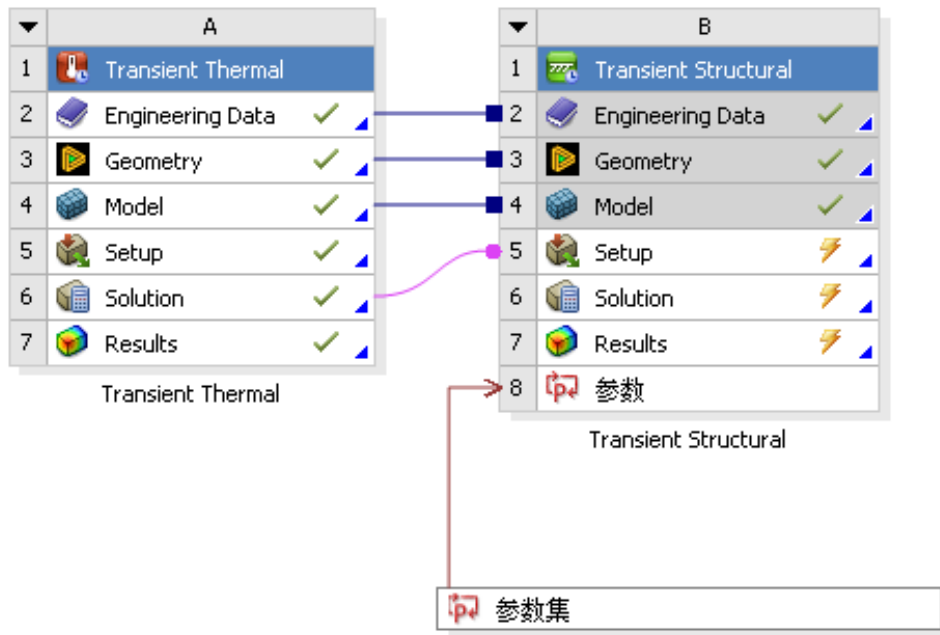


图 4-1 热力耦合

4.2 选区激光熔化残余应力来源

在 SLM 成形过程的有限元模拟过程中，由于非线性的热源模型与材料非线性的热量传播，造成较大温度梯度，温度高的材料比温度低的膨胀更为显著，从而产生应变积累，应力即是制件内部材料为了抵抗这种变形而产生的内力。正应力即是成型面的法向方向的应力，正应力有空间坐标系 X 轴、Y 轴、Z 轴三个方向的应力，用 σ_x 、 σ_y 、 σ_z 表示；平行与成型面的应力称为切应力，以 τ_x 、 τ_y 、 τ_z 表示 X、Y、Z 轴三个方向的切应力；由于材料的热胀冷缩特性，当激光热源能量到达加工材料区域时，粉床温度急剧上升，受热温度上升的部分材料受热膨胀，周围温度较低的材料膨胀较小或无膨胀，就会对已膨胀部分产生约束，限制其膨胀，周围区域压缩高温区域产生应力称为压应力；由于力的相互作用，温度较高区域与低温区域之间也会产生拉应力，这种拉应力通常在热源经过后的冷却凝固区域产生，该区域已经冷却凝固温度较低，正在受热的相邻高温区域相比，冷却凝固区域收缩时临近高温区域材料膨胀，容易造成较大变形和缺陷如开裂或翘曲断裂等^[71]。由奥地利力学家提出的 Von Mises 等效应力是一种屈服准则^[72]，当成形件冷却凝固后，由于温度梯度产生的材料相互约束，热应力的残留是

不可避免的，若残余应力数值在材料的屈服强度之上，处于屈服状态的材料就会产生应变，Von Mises 等效应力即为判断该区域材料是否屈服的准则，若等效应力原大于屈服应力，该区域成形后可能会产生缺陷，通过有限元模拟中 Von Mises 应力值的大小，对发生缺陷可能性较大的位置进行形状与工艺优化，为后续实验提供预警作用。

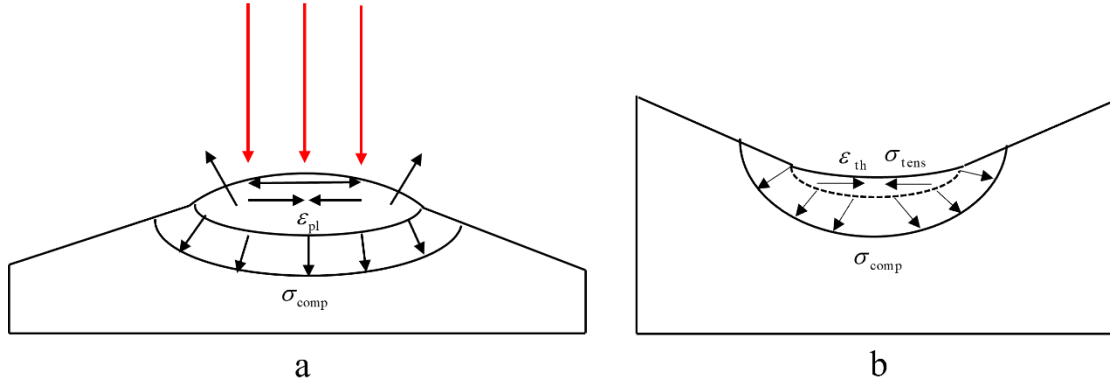


图 4-2 SLM 热应力来源示意 (a) 受热时 (b) 冷却时

4.3 应力场结果与分析

4.3.1 $t=6s$ 时表面残余应力场云图分布

下图是功率 300W，扫描速率为 1000mm/s，冷却到 $t=6.0s$ 时粉床等效应力分布，其平均应力值为 78MPa 左右，由图 (a) 可以看出，每个扫描道表面最大残余应力出现在两端，这是因为 (1) 块体模型棱角处出现的应力集中 (2) 扫描道两端为热源进入和离开的地方，此处对流换热快导致热梯度变大，从而导致残余应力较大。由图 (b) 不难得出整个粉末床最大应力出现在粉床与基板的冶金区域，这是 AlSi10Mg 与 45 号钢的膨胀系数不同造成的^[73]。

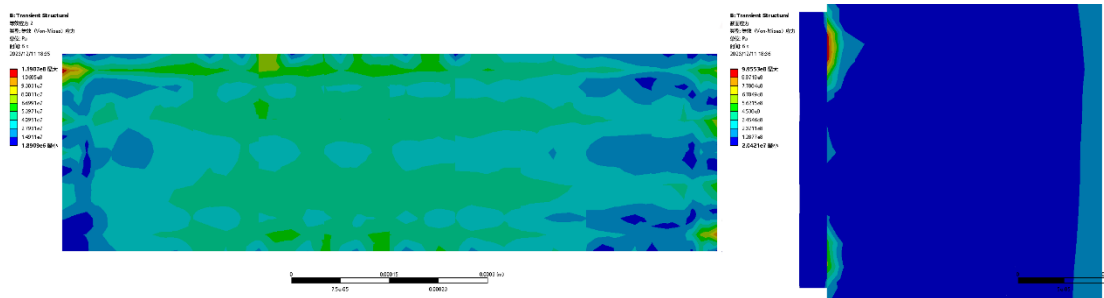


图 4-3 $t=6.0s$ 残余应力分布

4.3.2 粉床与基板冶金面的应力分布

如下图所示为功率为 380W 扫描速率 1200mm/s 时粉末床与基板冶金处的应力分布，可见第三扫描道等效应力较大值分布面积最多，第一道次之，第二道最少。造成这样的原因是激光热源扫描第一道时对第二道区域基板进行了预热^[74]，但当热源经过第二道时，第三道基板被预热两次，造成热积累过多。

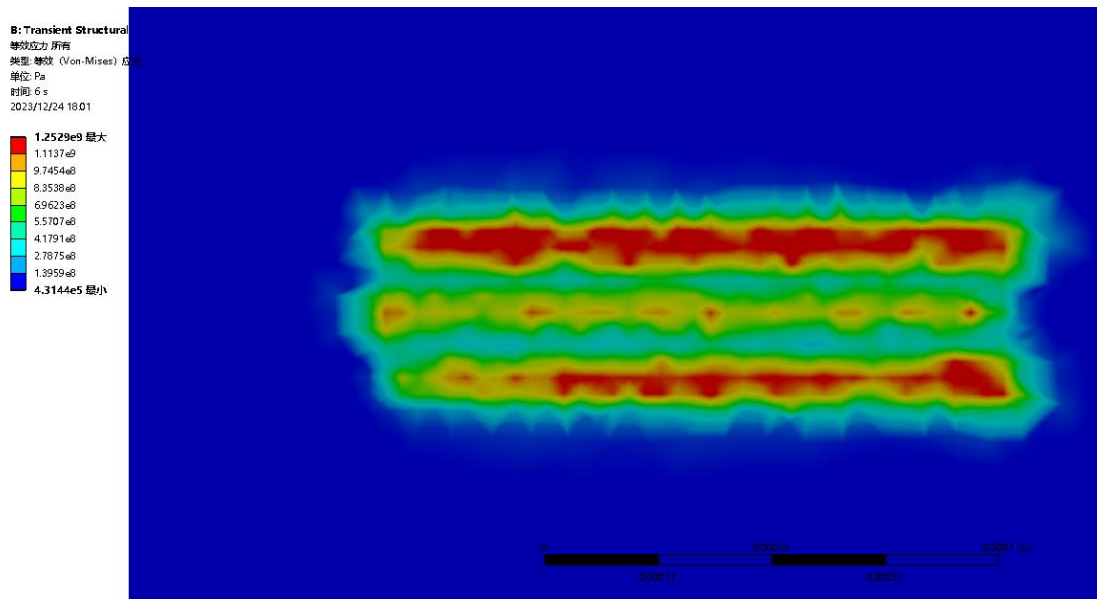


图 4-4 基板冶金处残余应力分布

4.4 不同预热温度基板冶金处残余应力

由于成形基板与材料的密度、膨胀系数等物理性质不一，基板与制件冶金处易出现大的残余应力，这对靠近基板附近的材料成形质量产生了不好的影响。因此探索如何尽可能消减基板附近的应力十分重要。在工艺参数为 380W、1400mm/s 的模拟中，采用对基板进行 50℃、100℃、150℃、200℃进行预热，计算结果如图 4-5。在未预热的情况下（22℃）最大应力达 $1.67 \times 10^9 \text{Pa}$ ，经 50℃预热，最大残余应力下降到了 $1.2534 \times 10^9 \text{Pa}$ ，预热温度为 100℃、150℃时残余应力最大值分别为 $1.25 \times 10^9 \text{Pa}$ 、 $1.24 \times 10^9 \text{Pa}$ ，其变化不大。当预热温度达到 200℃，最大残余应力仅为 $9.9 \times 10^8 \text{Pa}$ ，对比常温下残余应力下降了 40.7%。这说明基板预热能有效减少残余应力，最佳预热温度在 200 摄氏度左右，这与^[75]文献的结论是相似的。

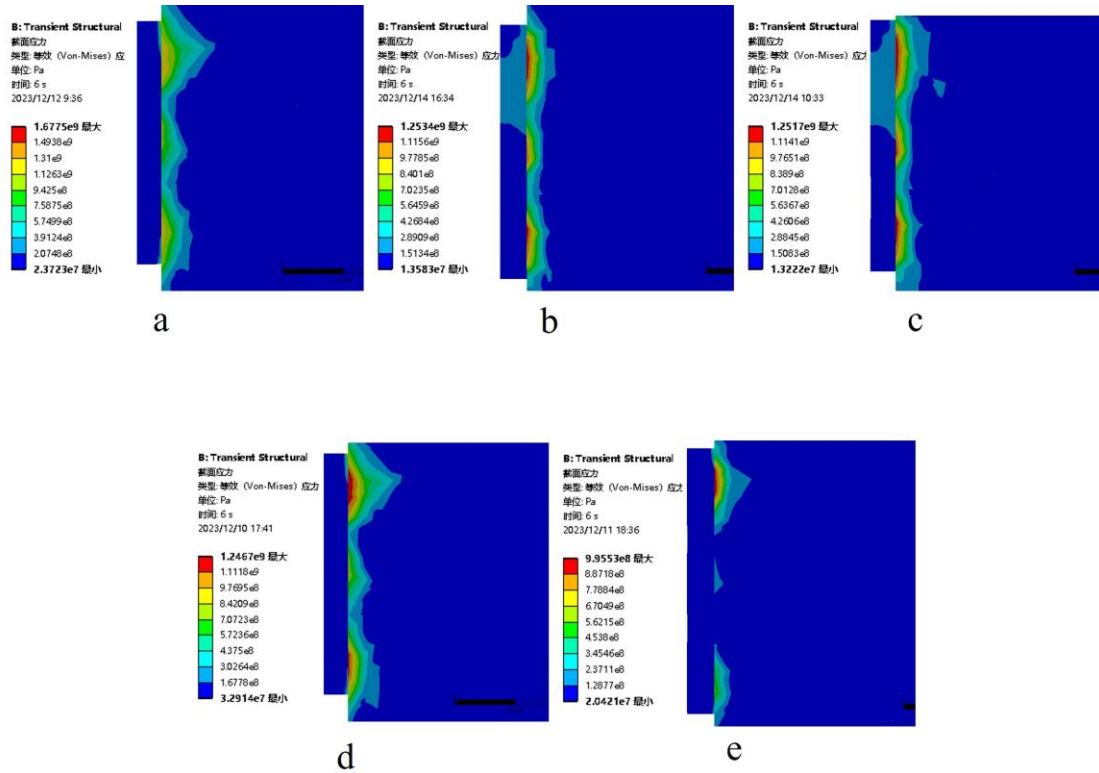


图 4-5 不同预热温度基板残余应力 (a) 常温 (b) 50°C (c) 100°C (d) 150°C
(e) 200°C

4.5 工艺参数对应力场的影响

图 4-8 是扫描速率为 1000mm/s，功率 300W、340W、380W、420W，第二扫描道中心线关于不同 y 位置的等效应力分布。可以看出靠近两端应力值较大，中间区域应力较小，分布也较为平均，中间区域等效应力最大值分别为： 4.76×10^7 Pa、 5.31×10^7 Pa、 7.05×10^7 Pa、 8.70×10^7 Pa。可以发现随着功率变大，中间区域的等效应力也随之增大，这是因为功率的增加增大了温度梯度，材料的结合力增大，造成残余应力的变大^[76]。图 4-8(c)为功率 380W，扫描速率 800mm/s、1000mm/s、1200mm/s、1400mm/s 的第二扫描道中心线关于不同 y 方向位置的等效应力分布，等效应力分布趋势与其他工艺参数一致，中间区域等效应力最大值分别为： 5.96×10^7 Pa、 7.05×10^7 Pa、 1.18×10^8 Pa、 1.26×10^8 Pa。不难看出随扫描速率增加，等效应力随之变大，这是因为随着扫描速率的增大，冷却速率与熔池温度梯度变大。扫描速率 800mm/s 与 1000mm/s 时中间区域等效应力较为接近，扫描速率 1200mm/s 与 1400mm/s 时中间区域等效应力较为接近，而扫描速率在 1000mm/s-1200mm/s 之间的等效应力相差较大，说明在 1000mm/s-1200mm/s 之

间等效应力变化对扫描速率更加敏感。图 4-8 (b) (d) 是同时第一扫描道与第二扫描道搭接区的关于不同 y 位置的等效应力分布，可以看出，不同功率，速度的应力分布，两端应力大小较为接近，但是中心区域相较一般区域等效应力更大，可以得出重熔会导致等效应力变大^[77]，这是因为经过二次熔化，熔体较旁边材料温度较高形成了温度差，与周边材料冷却速率不同，不能同时凝固造成的。

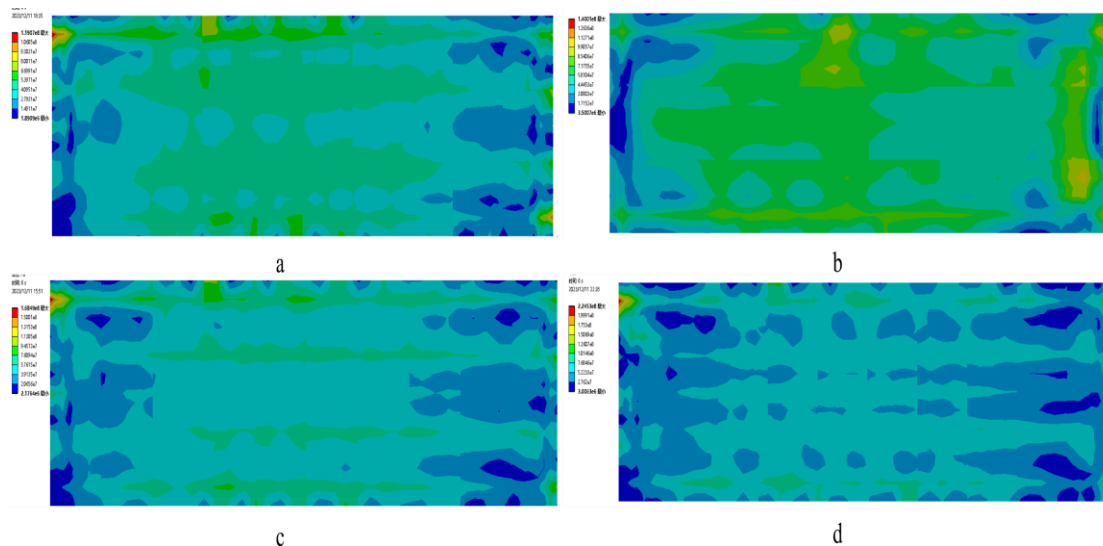


图 4-6 扫描速率 1000mm/s 残余应力云图 (a) 300W (b) 340W (c) 380W (d) 420W

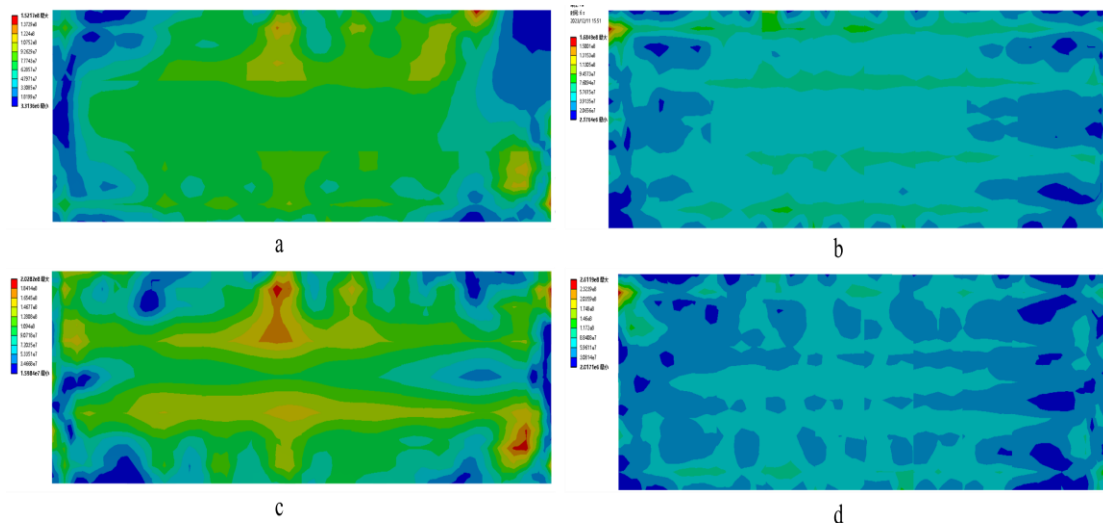


图 4-7 激光功率 380W 残余应力云图 (a) 800mm/s (b) 1000mm/s (c) 1200mm/s (d)

1400mm/s

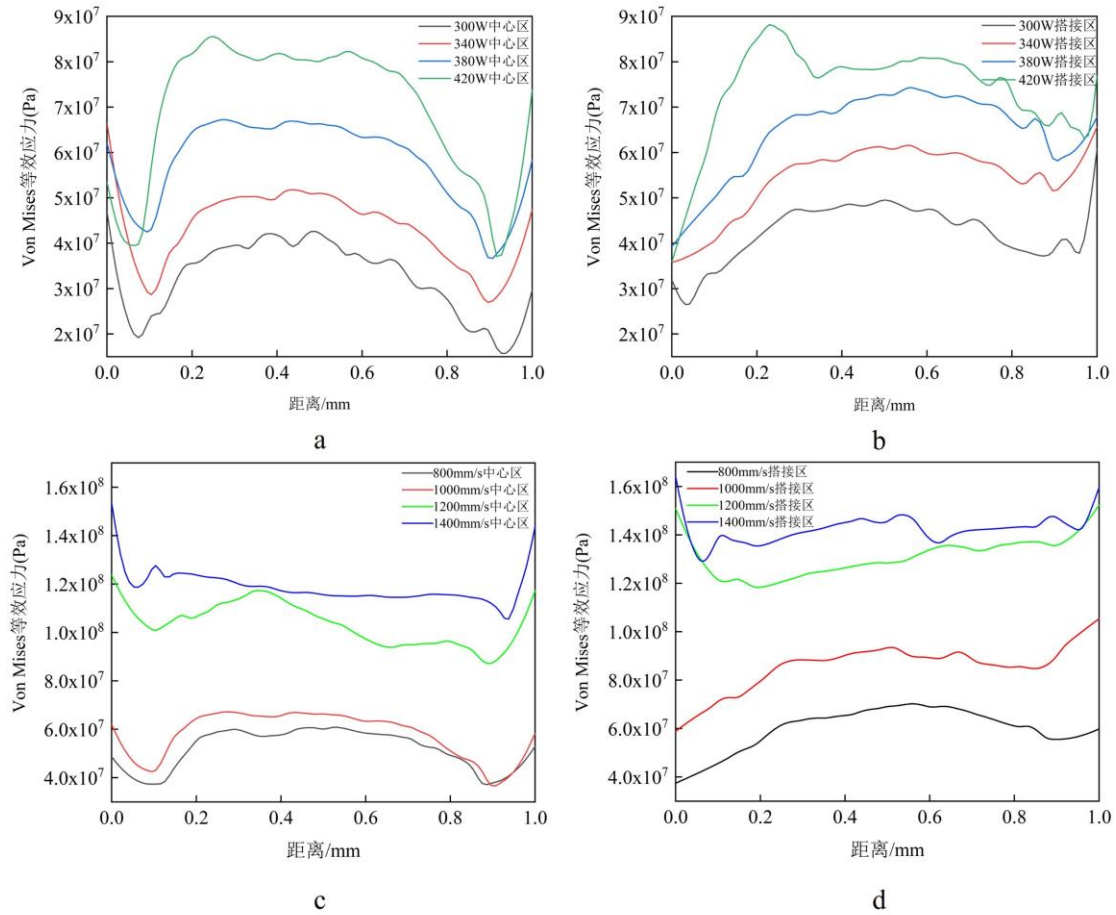


图 4-8 不同工艺参数沿 y 方向应力分布

4.6 本章小结

(1) 在粉床上表面，熔道两端残余应力较大中间应力分布较为均衡，判断可能出现缺陷处为扫描道起始与末尾。由于材料膨胀系数不同，最大残余应力出现在基板与粉末交界冶金处。工艺参数为 300W、扫描速率为 1000mm/s 时平均残余应力大小为 78MPa。

(2) 时间顺序靠后的扫描道基板冶金处残余应力较大，这是前面扫描道热源的热积累效应造成的，基板预热能有效降低基板冶金处残余应力，基板预热温度为 200℃时，比常温下最大残余应力减少 40.7%。

(3) 激光功率与扫描速率增大均会导致残余应力增大，由于二次熔化导致重熔搭接区残余应力比一般区域等大。在扫描速率 1000mm/s-1200mm/s 时等效残余应力对速度变化更敏感。

第 5 章 SLM 成形 AlSi10Mg 实验研究

5.1 引言

本课题研究的 AlSi10Mg 合金熔点为 570℃左右,在 SLM 成形过程中,激光热源与金属粉末接触时间极短,粉材经历瞬间加热熔化与凝固,极大的冷却速率会抑制晶粒的长大,因此 SLM 构件具有特殊的晶粒组织和结构。如果工艺参数不合适,有可能造成球化、飞溅、孔隙等现象,同时内部广泛存在的高温梯度复杂残余应力会导致成形件易发生变形,造成翘曲、开裂等缺陷,其表面质量、外形尺寸和性能寿命也将受到很大的影响。合理的工艺参数能保证熔池的稳定性,熔池的尺寸也与相应的扫描间距配合良好,确保单道成形熔道的质量较好,从而减少整体的缺陷数量,减少应力集中。由上文第 3、4 两章研究可知,工艺参数为 300W,扫描速度 1000mm/s 时,可以实现扫描道之间的良好冶金结合和残余应力最小,其表面残余应力平均值为 78MPa,因此实验参数确定。分析有限元模型的合理性的同时,需要验证模型的准确性,通过具体实验与模拟结果进行对比,并通过实验结果与模拟结果的拟合对模型与工艺参数进行优化。退火能有效消减残余应力,提升制件的使用寿命,因此最后研究退火对 SLM 成形 AlSi10Mg 合金组织性能影响。

5.2 模型验证

5.2.1 残余应力测量

实际生产过程中,工件中残余应力的分布受三维结构等因素是复杂多样的,影响工件性能的形式多种多样,因此如何探明不同部位的残余应力分布十分关键,通常通过模拟计算或采取实验测定方法得到。然而结构复杂的构建受硬件条件限制或材料属性限制很难通过计算方法得到,因此,有必要通过实验测量应力。

残余应力的测量方法一般分为有损的机械法和无损的物理法^{[78][79]}。有损的机械法即为应力释放测量法,该方法的测量原理是在需要测量的表面引入微裂纹,这些裂纹会对应力进行释放,通过测量释放后的应变与实验前进行对比,通过计算得出残余应力的具体数值。应力释放法常见的有盲孔法、钻孔法及切槽法^[80]等。

机械法测量残余应力精度较高，但是该方法经济性低且浪费严重，残余应力测量完毕后工件往往遭到破坏，尺寸较小的制件难以使用，所以测量尺寸较大的工件的残余应力时通常使用此法。无损物理法测量残余应力原理为通过金属微观结构与无应力对比，来间接测量其残余应力的大小。较典型的测量方法有同步辐射法、中子衍射法等。尽管使用该类方法的制件，其性能基本没有损伤，可以继续使用，但是无损法测量范围小，深度低，且只能测量表面应力，还需要借助关键设备，一般实验室没有条件进行测量。近年来，学者们对一种新的残余应力测量方法——显微硬度压痕法^[81]越来越关注。对比有损机械法，该方法对待测件表面损伤较小，且基本对制件力学性能没有影响，而且使用限制少，操作简单方便，节省经济。因此，本研究使用此方法对 SLM 制备样品进行残余应力的测量。

研究发现：硬度压头在测试表面形成的应力场及层间面残余应力会综合影响压痕的面积形状及大小，因此残余应力值可通过其面积的变化来求得。假设压头与材料的实际接触面积为 A_0 ，压头对受压面的投影面积为 A_{norm} ，定义面积比 $c^2 = A_0/A_{norm}$ 。当制件表面不存在残余应力时，压痕形状大小接近压头在测量面的投影，边缘形状近似直线， A_0 与 A_{norm} 相等，即 $c^2=1$ 。当制件表面残余应力为拉应力时，压头离开待测件表面时，在拉应力作用下，压痕四周的材料发生凹陷，边缘线条向外凸起，即 $c^2 < 1$ 。反之，当制件表面残余应力为压应力时，压痕四周的材料凸起，边缘线条向内凹陷，即 $c^2 > 1$ ，如图 5-1 所示。

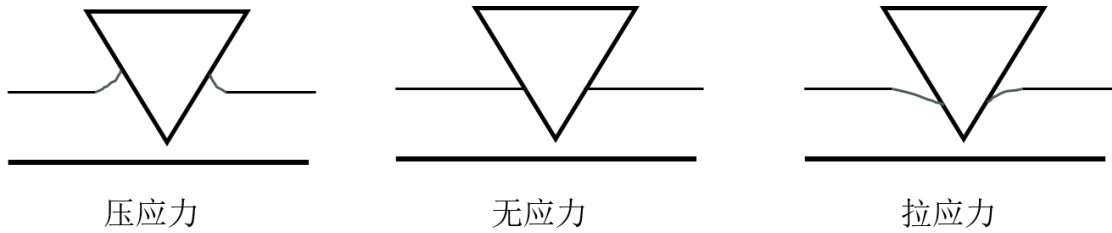


图 5-1 残余应力示意图

计算应力与应变的公式为^[82]：

$$\varepsilon_{res} = \left(\frac{H_m}{3.4 * 1021.17} \right)^{\frac{1}{0.1924}} - 0.08 \quad (5-1)$$

$$\sigma_{res} = 1021.17 * |\varepsilon_{res}|^{0.1924} * \left[e^{\frac{1-c^2}{0.32}} - 1 \right] \quad (5-2)$$

式中， H_m 为 Meyer 硬度，可通过维氏硬度转换获得， $H_m = P/A_0$ (P 为压头施

加的力)。 ε_{res} 为等效塑性应变, σ_{res} 为等效应力, 本次实验所用仪器加载力为 200g (1.96N)。

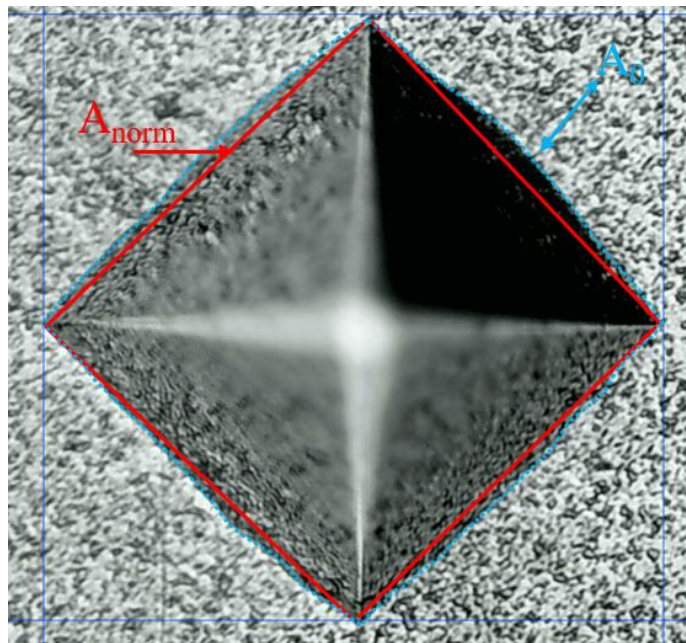


图 5-2 压痕示意图

为验证数值模拟模型的准确性, 将工艺参数为 300W, 1000mm/s 的打印样品进行打磨, 抛光后进行显微压痕法测试残余应力, 下图表分别为压痕与各参数:

表 5-1 残余应力测试值

测量总数	均值(MPa)	标准差	最小值(MPa)	最大值(MPa)	中位数(MPa)
9	-71.37	9.89	-55.31	-82.41	-76.25

表 5-1 中, 残余应力的正负无意义, 此处只考虑其绝对值, 去掉一个最大值一个最小值后, 测量的应力值平均值为: 71.37MPa, 且大多在 78MPa 左右徘徊。尽管同一工艺参数测量数值有所波动, 但是本文基于 SLM 过程的弹塑性理论进行模拟, 并未考虑在实际 SLM 打印过程中, 包括缺陷, 致密度, 不均匀组织等对残余应力分布的影响, 因此实验结果与模拟数据有较小偏差。但是总体上模拟结果与实验数据吻合较为良好。

5.3 退火对 SLM 成形 AlSi10Mg 合金残余应力的影响

5.3.1 不同退火温度对残余应力的影响

为探究退火对试样表面的残余应力影响,对 5.2 节同工艺参数试样分别进行 100℃、200℃、300℃、400℃时长为 1h 的退火保温处理,每个样品分别进行测量 9 个残余应力点,其平均值如图 5-3 所示,当退火温度为 100℃时,残余应力大小从 72MPa 左右下降到 28.9MPa 左右,应力消减率达 59.8%,当退火温度为 200℃、300℃时,残余应力大小为 12.5MPa、5.8MPa,退火温度进一步升高到 400℃,残余应力仅为 3MPa,残余应力基本消除,可见相同保温时间里,随温度升高,残余应力消减更显著。原因是:金属吸收热能后,达到了该条件下的应力松弛热激活能^[81],使得应力松弛释放,该水平下的应力释放完成,必须升到更高温度,才能对更高水平的应力松弛激活能进行松弛。

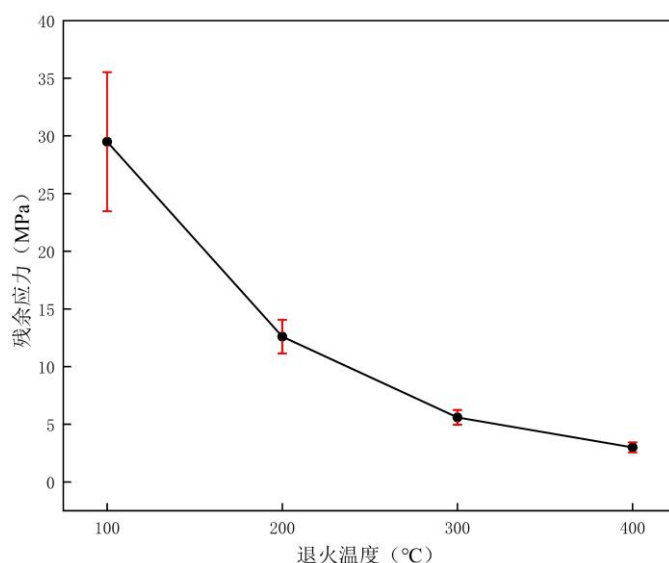


图 5-3 退火温度对残余应力的影响

5.3.2 不同退火时间对残余应力的影响

在上一步的实验基础上,为探究退火保温时间对残余应力的影响,对试样进行退火温度为 200℃与 400℃,保温时间为 1h、2h、3h、4h 的保温处理,其测量平均值如图 5-4 所示,退火温度为 200℃,保温时间延长到 4h,残余应力从 12.5MPa,下降到 6MPa,而 400℃残余应力变化很小。不难看出,退火温度为

200℃残余应力下降较快。其原理与提高退火温度释放应力相同，不同的是通过时间的延长来让金属材料吸收足够的能量越过松弛能垒，释放应力。虽然继续延长应力消除会更彻底，但是消除的效果已不明显^[83]。

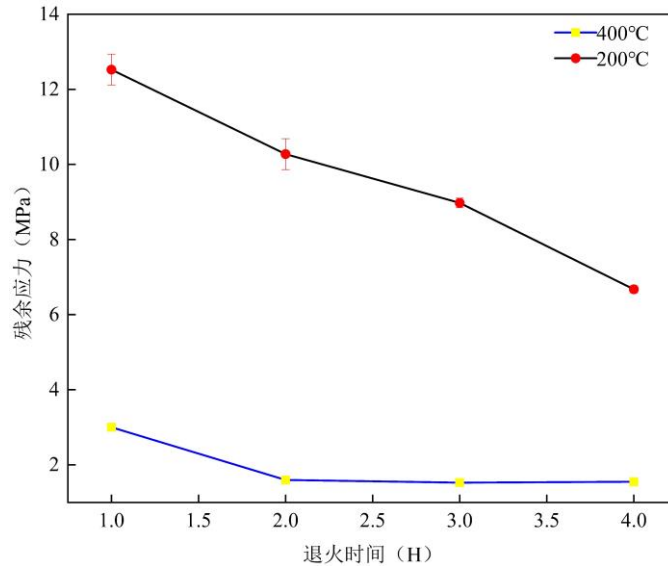


图 5-4 退火时间对残余应力的影响

5.4 退火对 SLM 成形 AlSi10Mg 合金微观结构的影响

5.4.1 不同退火温度对微观组织结构的影响

对试样进行温度为 100℃、200℃、300℃、400℃的退火处理并随炉保温 1h，用以研究退火温度上升，SLM 成形 AlSi10Mg 合金显微组织的变化。如图 5-6 为退火处理后其熔池面微观组织的扫描电镜照片。热处理温度对合金微观组织的影响较大，低温时微观结构差异基本消失，如熔池消失不见，大部分晶粒尺寸分布趋近统一、热影响区减少等，形成了 α -Al 基体内均匀分布着圆形共晶 Si 的形貌。由图 5-5a、b 可以得出，试样经过较低温度（100℃-200℃）退火保温 1h 后，AlSi10Mg 的微观形貌基本没有变化，共晶 Si 组织以连续网状结构为主要形态未被改变，依旧可以在电镜下观察到热影响区和粗晶区。当退火温度达到 200℃时，微观组织大体保持不变，但部分共晶 Si 开始消解，不再连续。由图 5-5c 可知，当退火温度为 300℃时，AlSi10Mg 合金形成过饱和固溶体，从过饱和基体中开始析出 Si，枝杈形共晶 Si 组织发生熔断不再形成封闭形状，熔断后的 Si 组织转变为细小的颗粒状在基体中较为均匀的分布。当退火温度进一步升高至 400℃时，

随着 Si 的不断析出, 部分共晶 Si 颗粒不断互相融合长大粗化, 出现大尺寸 Si 颗粒且数目显著增加。同时尺寸较小共晶 Si 颗粒数目减少, 单位面积密度分布显著下降并开始出现明显的球化和粗化现象。

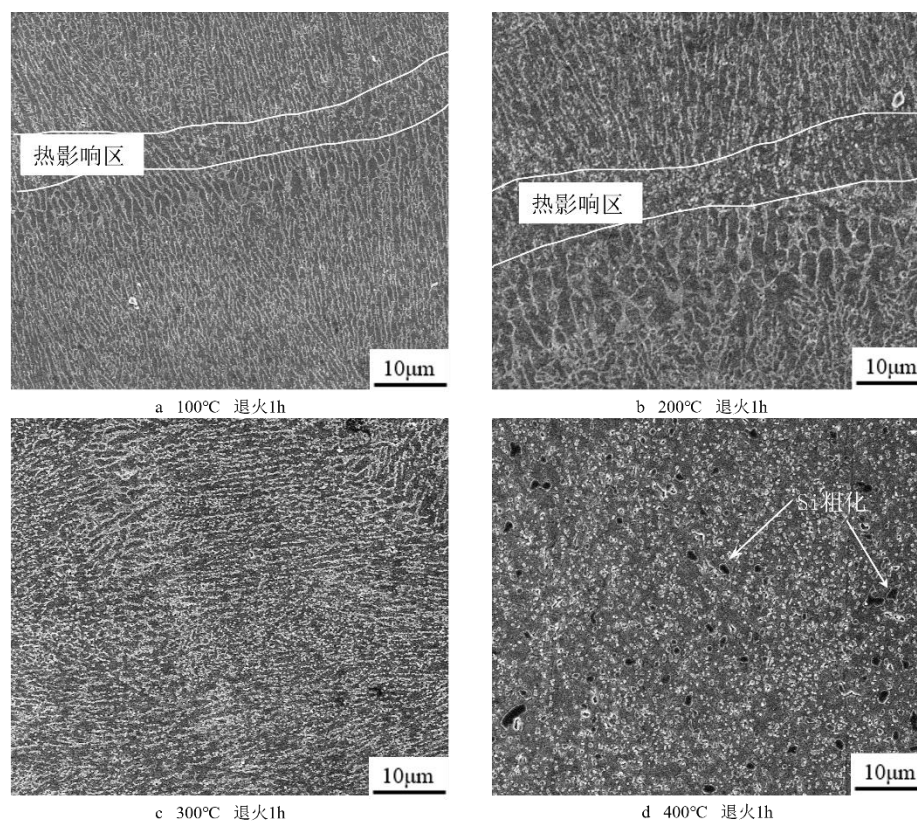


图 5-5 不同退火温度 AlSi10Mg 组织

5.4.2 不同退火温度对 AlSi10Mg 合金物相的影响

如图 5-6 为不同退火温度处理 SLM 成形 AlSi10Mg 试样 XRD 图谱, 由图中何以得到退火后的 AlSi10Mg 合金主要物相组成仍然是大部分的 Al 元素基体保持不变, 经退火处理后, Si 元素的衍射峰强度明显增加, 这说明随着退火温度增加, Si 元素不断析出, 这是因为随温度增加, 由于 Si 的原子半径 (0.1172nm) 小于 Al 的原子半径 (0.1413nm) [84], Si 原子以置换固溶体形式存在晶格中, 形成了过饱和固溶体, Si 在 Al 基体的固溶强度不断降低。另外, 由于材料中 Mg 元素含量低, 且 Mg 元素易在 SLM 成形过程中蒸发, 因此图谱中未能发现 Mg 衍射峰。

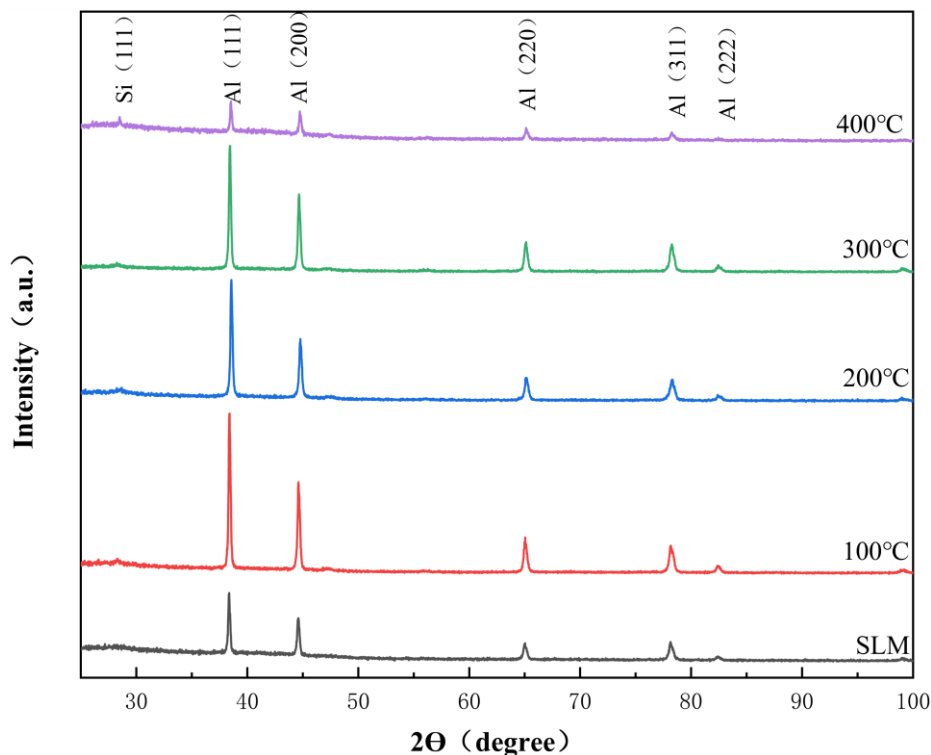


图 5-6 不同退火温度 AlSi10Mg 合金 XRD 图谱

5.4.3 不同退火时间对微观组织的影响

为研究延长保温时间对选区激光熔化 AlSi10Mg 合金显微组织的影响,对试样进行温度为 200°C,保温时间为 1h、1.5h、2h、3h 的随炉冷却保温处理。AlSi10Mg 合金试样经退火保温后,其熔池面微观组织的 SEM 照片如图 5-7 所示,退火时间延长对其微观组织改变不大,退火 1h 时存在粗晶区,1.5h 时能够观察到热影响区圆点状消解后 Si 颗粒,但并未发现粗晶区,退火时间达到 2h 热影响区隐约可见,达到 3h 基本消失不见,退火 1h 时,网状共晶 Si 组织依然可见,随着保温时间增加,封闭岛屿状 Si 晶有一部分开始消解,出现点状 Si 颗粒,在图 d 中出现最多的点状 Si 颗粒,但并未出现颗粒长大,大尺寸 Si 颗粒粗化现象。

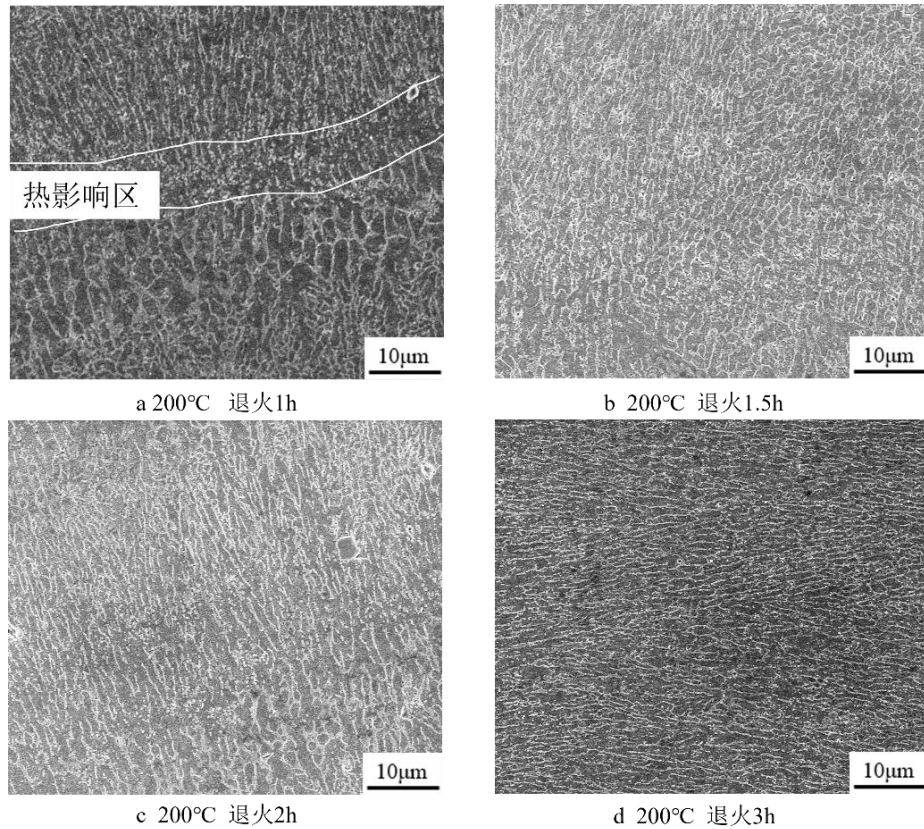


图 5-7 不同退火时间 AlSi10Mg 组织

5.5 退火对 SLM 成形 AlSi10Mg 合金力学性能的影响

5.5.1 不同退火温度对 SLM 成形 AlSi10Mg 拉伸性能的影响

图 5-8 为不同退火温度保温时间 1h 的拉伸断口形貌，a 图显示在沉积态断口形貌明显能看出河流花样的解理台阶与撕裂岭、在退火为 100°C-300°C 时观察出人字纹、撕裂岭与韧窝存在，同时具有河流花样，说明此断裂为准解理断裂与塑性断裂的混合断裂^[86]。而 400°C 退火断裂面布满大大小小的韧窝，断裂方式为韧性断裂。

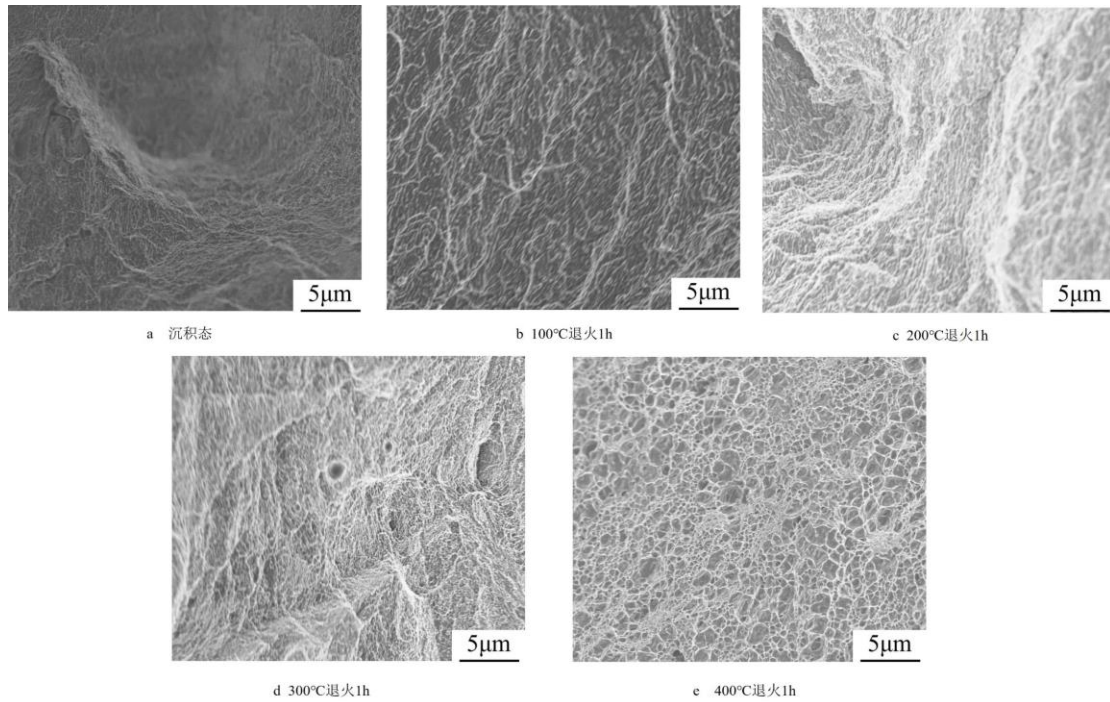


图 5-8 不同退火温度 AlSi10Mg 合金断口形貌

如图 5-9 所示为 AlSi10Mg 合金沉积态及 100°C-400°C 退火温度处理后拉伸试样的拉伸应力应变曲线，原始成形 AlSi10Mg 抗拉强度最高达 461.73MPa，但延伸率为 3.8%，经过 100°C1h 退火处理，抗拉强度降低至 430.90MPa，较沉积态降低了 6.7%，延伸率达到 4.12%，较沉积态提升了 8.4%，经过 200°C1h 退火处理后，抗拉强度为 427.05MPa，延伸率为 5.41%。当退火温度达到 400°C，抗拉强度达到最低为 192.53MPa，延伸率达到最大为 15.91%。可见随退火温度增加，SLM 成形 AlSi10Mg 合金抗拉强度随之下降，延伸率得到提升。

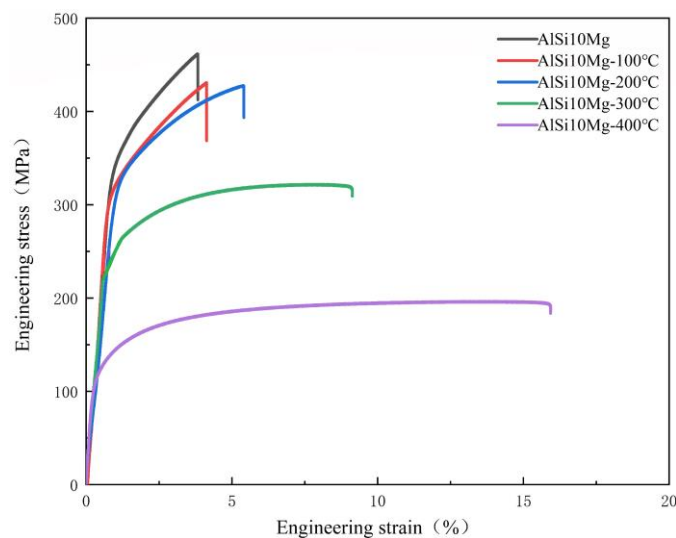


图 5-9 不同退火温度 AlSi10Mg 合金应力应变曲线

由前文对热处理后微观组织的研究, 分析 AlSi10Mg 合金退火后强度降低, 延伸率提高的原因。1、在退火温度为 100°C 左右时, 合金内部组织主要为回复阶段, 位错密度减少有限, 强度、硬度下降较少, 残余应力基本得到释放, 塑性、延伸率有所提升。当退火温度升高, 内部组织主要经历了再结晶阶段, 针状柱状晶粒变成粒状晶粒, 位错密度显著下降, 阻碍晶粒运动的力削弱, 导致抗拉强度大幅下降, 组织均匀后, 塑性得到提升^[85]。2、固溶强化减弱, 经历较高温度退火处理, 封闭网状共晶 Si 组织消解, Si 颗粒融合变粗, 从而位错阻碍力大大减小, 甚至消失。3、弥散强化减弱, 随退火温度升高, 小尺寸弥散 Si 颗粒减少消失, 析出 Si 颗粒长大, 对 Al 基体产生割裂作用。

5.5.2 不同退火时间对 SLM 成形 AlSi10Mg 拉伸性能的影响

根据上文的退火温度对拉伸性能的影响、400°C 退火处理延伸率最高, 为研究保温温度为 400°C 时, 保温时间对拉伸性能的影响, 对拉伸试样分别进行 1h、2h、3h、4h 的保温处理。图 5-10 为 AlSi10Mg 合金不同时间退火处理的拉伸断口形貌, 经过 1-4h 保温处理, 试样断口布满了韧窝, 皆为韧性断裂且尺寸较小, 表示经 400°C 退火后, AlSi10Mg 试样塑性得到较大提升。保温时间 1h、2h 时韧窝大小不一分布不均, 保温时间延长至 3h、4h, 尺寸较小韧窝数量减少, 大尺寸韧窝增多且分布也变得均匀。

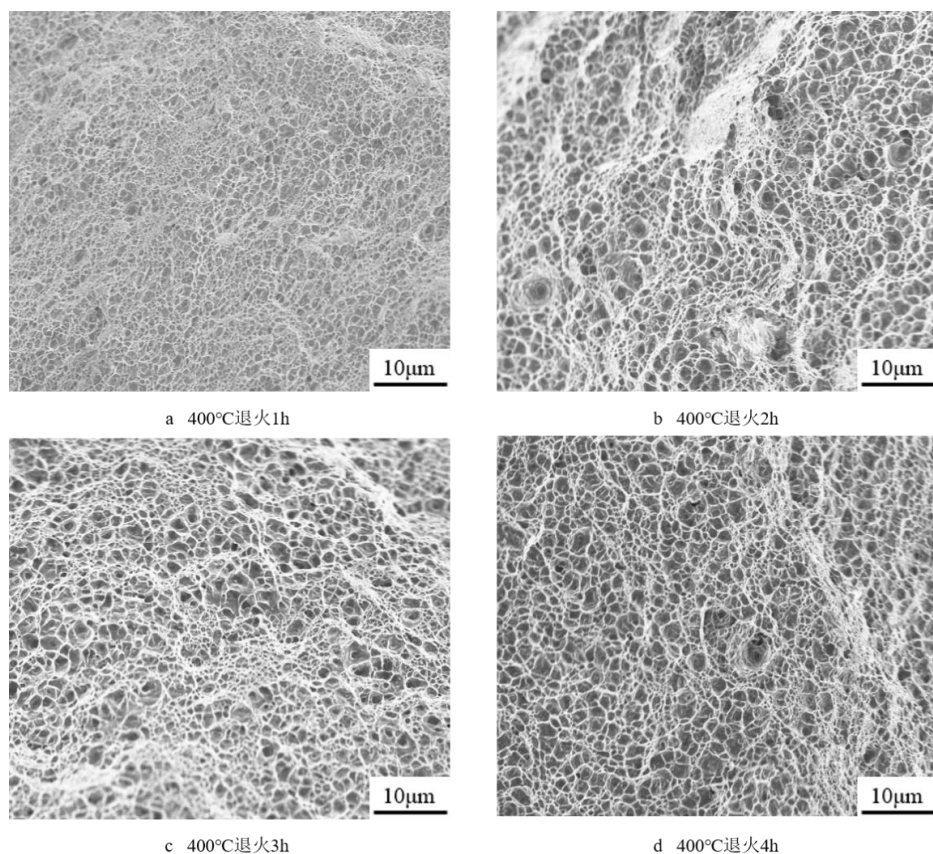


图 5-10 不同退火时间 AlSi10Mg 合金断口形貌

如图 5-11 为 AlSi10Mg 合金的拉伸应力应变曲线, 经过 1h 退火保温处理, 合金抗拉强度最大为 196.46MPa, 延伸率为 15.86%。经过 2h 保温, 合金抗拉强度降低为 191.58MPa, 仅仅下降 5MPa 左右, 但延伸率大大提升, 最大达到 32.9%, 退火时间进一步提高到 3h 与 4h 时, 抗拉强度分别为 177.08MPa 与 187.28MPa, 延伸率达到 18.14%与 11.71%。抗拉强度基本随着保温时间延长而下降, 而延伸率则随之增加。这是因为随着保温时间增加, 给予金属再结晶的充分时间, 使得组织内部缺陷减少, 提高了延伸率^[87]。结合之前的实验, 得出结论: 当 AlSi10Mg 合金进行 400°C2h 热处理时延伸率最高达 32.9%。

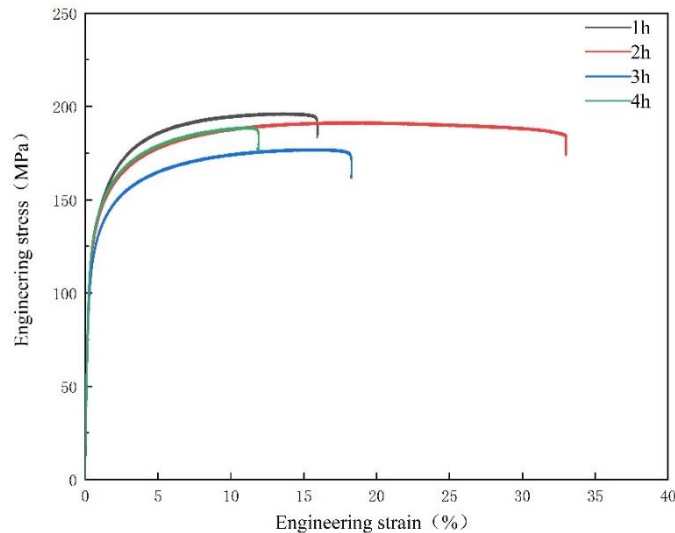


图 5-11 不同退火时间 AlSi10Mg 合金应力应变曲线

5.5.3 不同退火温度对 SLM 成形 AlSi10Mg 硬度的影响

为了探究退火对 SLM 成形 AlSi10Mg 试样的硬度的影响，使用 TMVS-1 数显显微维氏硬度仪进行硬度测试，施加载荷为 2N(200g)，保压时间 10s。为防止压头对待测件表面损坏对实验造成影响，减少实验误差，选中 9 个测试点进行测量且不同测量点距离大于 10 个自身压痕宽度，舍弃最大值、最小值后取平均值。相较于传统制造的 AlSi10Mg 合金，SLM 成形的 AlSi10Mg 合金硬度更高，这是由于 SLM 冷却速度快，抑制了晶粒长大，造成了细晶强化，以及第二相固溶元素强化。

对功率为 300W，扫描速率为 1000mm/s 成形的 AlSi10Mg 试样进行时间 1h，温度分别为 100℃、200℃、300℃、400℃退火保温并随炉冷却。沉积态 AlSi10Mg 试样最高硬度达到 139.04HV，随着退火温度不断提高，试样的硬度不断降低，100℃退火时硬度为 137.26HV，硬度只有轻微下降，退火温度达到 200℃时，硬度为 120.75HV，随着温度增加到 300℃与 400℃，试样硬度下降到 90.05HV 与 66.54HV。退火后成形试样硬度下降的原因是（1）随着 Si 的析出，固溶强化减弱，直至消失。（2）较高温度退火使得材料发生 Ostwald 熟化，小尺寸 Si 粒子减少，大尺寸 Si 粒子数量变多^[88]，共晶 Si 的网状结构被溶解，断裂，消失，位错密度减少，位错的阻碍作用减弱，造成试样表面硬度变小。

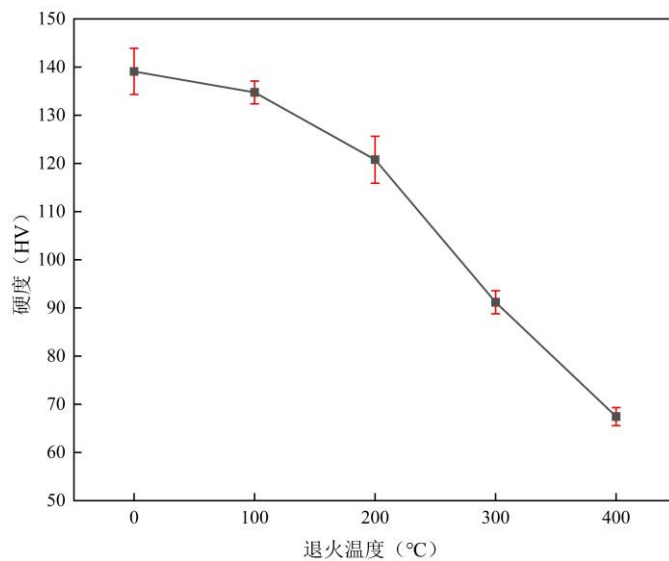


图 5-12 不同退火温度 AlSi10Mg 硬度

5.5.4 不同退火时间对 SLM 成形 AlSi10Mg 硬度的影响

试样经 400°C 不同保温时间退火后硬度,如图 5-13 所示。保温时间为 1h 时,试样硬度为 66.54HV, 延长至 2h 时, 硬度下降幅度最大, 仅有 58.96HV, 保温时间分别为 3h, 4h 时, 试样硬度为 59.10HV 与 59.06HV, 基本趋于稳定。

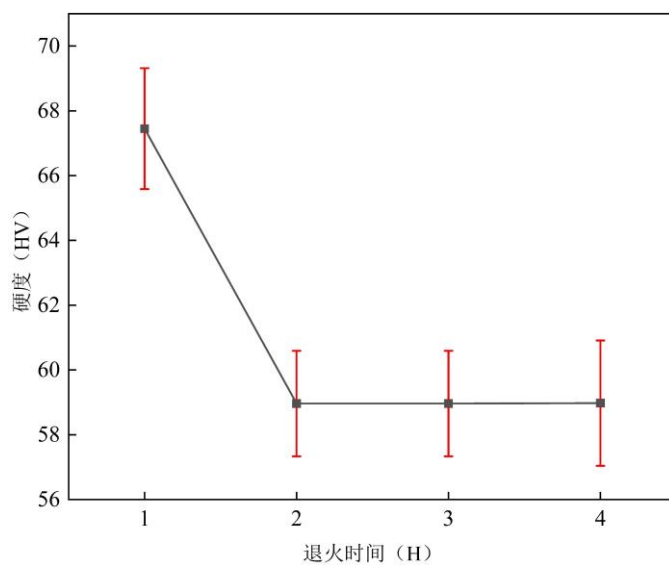


图 5-13 不同退火时间 AlSi10Mg 硬度

5.6 本章小结

本章主要对 SLM 成形的试样层间残余应力进行测量，并对试样进行退火处理，研究退火对试样的微观结构，力学性能，物相构成的影响。得出以下结论：

(1) 使用显微压痕法测量残余应力与模拟结果较为吻合。

(2) 退火能有效消减残余应力，退火温度为 200℃时残余应力大幅减少，400℃残余应力基本消失。延长退火时间有助于消减残余应力，但效率不佳。

(3) 退火温度上升，XRD 图谱中 Si 元素衍射峰凸起，Si 在基体中固溶度降低。退火温度为 300℃-400℃时，AlSi10Mg 合金共晶网状 Si 组织被消解，细小 Si 颗粒析出变少，大尺寸 Si 颗粒数目增加。

(4) 退火温度为 100-300℃时，SLM 成形 AlSi10Mg 合金断裂方式为混合断裂，400℃时为韧性断裂。制件抗拉强度随退火温度增高而降低，最高达 461.73MPa，塑性随之增加，退火温度 400℃保温时间 2h 时，延伸率最高达 32.9%。

(5) 随退火温度升高，SLM 成形 AlSi10Mg 合金硬度逐渐减小，退火温度达到 400℃时，硬度仅为 66.54HV，合金硬度减弱的原因是固溶强化效果的减弱和细晶带来的位错密度减少。

第 6 章 结论与展望

6.1 结论

本文对工艺参数对 SLM 温度场与应力场的影响进行研究，使用显微压痕法测量残余应力与模拟结果作为比对，吻合良好。分析了不同温度与时间退火保温处理对 AlSi10Mg 合金的微观结构，物相组成、力学性能的影响并分析其变化的内在原理得出的主要结论：

(1) 功率对熔池最高温度影响明显，熔池最高温度出现在表面靠近热源移动方向的中心位置。熔池最高温度随功率的增加和扫面速率降低呈正相关，最高温度为 420W 时的 2265.7℃。由于对流换热的加强，冷却速率随功率增加，扫描速率增加而增加最大冷却速率为扫描速率为 1400mm/s 的 $4.71 \times 10^7 \text{℃/S}$ 。扫描速率的改变对熔池宽深比影响不大。由于下层的热量剩余，新的成形层熔池尺寸变大且熔深升幅比熔宽更大。

(2) 冷却后的残余应力呈现熔道两端存在应力集中，中间部位分布较为平均的现象，由于不同 AlSi10Mg 与 45 号钢材料的热膨胀系数不一致，最大残余应力出现在基板与粉床的冶金结合处最大为 $1.24 \times 10^9 \text{Pa}$ 。基板处残余应力呈现中间道较小，两侧较大的现象，原因是开始的熔道对下一道产生预热作用，最后的熔道会由于上一熔道的热积累产生较大应力。基板预热能有效减少残余应力，最佳预热温度在 200℃左右。残余应力随激光功率和扫描速率增大而增大，熔道之间的重熔搭接区残余应力大于一般区域，这是重熔导致材料不能同时冷却造成的。

(3) 显微压痕法测量残余应力值与模拟值较为吻合，退火能极大消减残余应力，但延长退火时间效果一般。随着退火温度增加，AlSi10Mg 合金组织变得均匀，并有 Si 析出，XRD 图谱也有 Si 的衍射峰出现，温度为 400℃共晶 Si 消解，Si 颗粒变得粗大且单位面积密度减少。退火温度为 100-300℃时，SLM 成形 AlSi10Mg 合金断裂方式为混合断裂，400℃为韧性断裂。最大延伸率为 32.9%。沉积态 AlSi10Mg 合金硬度最高达：139.04HV，随着退火温度增加，硬度减小，延长退火时间对硬度影响不大。

6.2 展望

本文优化了选区激光熔化工艺 AlSi10Mg 工艺参数，探究温度场和应力场演变规律并实际打印试样做退火处理，对试样的微观结构，物相分析，力学性能进行分析，但还存在不足之处。

(1) 温度场方面，未考虑材料蒸发与熔池流动，后续工作可在微观层面上，对不同粒径分布的粉末熔化对缺陷形成机理和成形表面质量的影响做出探究。由于热源模型的不同会对温度场影响很大，后续工作常识比较不同热源模型或混合热源之间的模拟结果的差异。

(2) 影响 SLM 成形质量的因素很多，在后续工作中可以考虑扫面策略和热流方向对组织演变的形貌，晶粒尺寸进行预测。

参考文献

- [1] 卢秉恒.增材制造技术——现状与未来[J].中国机械工程,2020,31(01):19-23.
- [2] J. Gunasekaran, P. Sevvel, I. John Solomon, Metallic materials fabrication by selective laser melting: A review[J]. Materials Today: Proceedings, 2021, 37 : 252-256.
- [3] 郭正华,陈正,曾一达等.选区激光熔化制备难熔高熵合金的研究现状与展望[J/OL].航空学报, 2023,12,19: 1-24
- [4] 张超,周雷,赵聪等.轻量节能型液压阀块设计与增材制造[J].机械工程学报,2021,57(24):123-131.
- [5] 张海洲,白洁,马瑞等.激光选区熔化成形技术在航空航天发动机制造领域的研究与应用现状[J].推进技术,2023,44(03):6-21.
- [6] Joel C. Najmon, Sajjad Raeisi, Andres Tovar, Review of additive manufacturing technologies and applications in the aerospace industry[M]. Additive Manufacturing for the Aerospace Industry, 2019, 7-31.
- [7] E.O. Olakanmi, R.F. Cochrane, K.W. Dalgarno, A review on selective laser sintering/melting (SLS/SLM) of aluminium alloy powders: Processing, microstructure, and properties[J]. Progress in Materials Science, 2015; 74: 401-477.
- [8] 王龙.基于熔融沉积技术的金属 3D 打印机研制[D].南京邮电大学,2016.
- [9] Tobias Maconachie, Martin Leary, Jianjun Zhang. Effect of build orientation on the quasi-static and dynamic response of SLM AlSi10Mg[J]. Materials Science and Engineering.2020, 788:139445.
- [10] HaoWen Z, JiaWei S, Youjie G. Effects of post heat treatment on the microstructure and mechanical properties of selective laser melted AlSi10Mg alloys[J]. Materials Science and Engineering, 2024, 894: 146-195
- [11] F. Bathae, A. Zarei-Hanzaki, A. On the cyclic deformation behavior and correlated damage mechanism of selective laser melted AlSi10Mg alloy holding different initial microstructures[J]. Journal of Materials Research and Technology.

- 2023, 27: 1908-1921.
- [12] Srinivasa Rakesh Ch, A. Influence of Working environment and built orientation on the tensile properties of selective laser melted AlSi10Mg alloy[J]. Materials Science and Engineering, 2019, 750: 141-151.
- [13] Yan Yang, Yang Chen, Junxi Zhang, Improved corrosion behavior of ultrafine-grained eutectic Al-12Si alloy produced by selective laser melting[J]. Materials & Design, 2018, 146: 239-248.
- [14] I. Rosenthal, A. Stern, N. Frage, Strain rate sensitivity and fracture mechanism of AlSi10Mg parts produced by Selective Laser Melting[J]. Materials Science and Engineering, 2017, 682:509-517.
- [15] 李海洋,宋建丽,唐彬等.H13 钢表面激光熔覆 Stellite6 合金的温度场数值模拟[J].应用激光,2020,40(04):571-578.
- [16] Shu W, Anping D. Finite Element Simulation of the Temperature Field and Residual Stress in GH536 Superalloy Treated by Selective Laser Melting [J].Acta Metall Sin, 2017, 54(3): 393-403.
- [17] Gu D, He B. Finite element simulation and experimental investigation of residual stresses in selective laser melted Ti–Ni shape memory alloy[J]. Computational Materials Science, 2016, 117: 221-232.
- [18] 冯庆晓,李多生,宋胜利等.SLM 成形义齿支架在模拟口腔环境下的耐腐蚀性能[J].材料导报,2021,35(06):6107-6113.
- [19] 孔丹.选区激光熔化成形 $Al_{1.8}CrCuFeNi_2$ 高熵合金组织和性能研究[D].山东农业大学,2020.
- [20] 马苏常,刘学斌.机械制造技术[M]北京航空航天大学出版社 , 2010.02.
- [21] Charoo N A, Ali S F B, Mohamed E M, et al. Selective laser sintering 3D printing - an overview of the technology and pharmaceutical applications[J]. Drug Development and Industrial Pharmacy, 2020, 46(6): 869-877.
- [22] Zhang L C, Liu Y, Li S, et al. Additive Manufacturing of Titanium Alloys by Electron Beam Melting: A Review[J]. Advanced Engineering Materials, 2018, 20(5): 1-16.

- [23] Bermingham M J, Nicastro L, Kent D, et al. Optimising the mechanical properties of Ti-6Al-4V components produced by Wire arc additive manufacturing With post-process heat treatments[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2018, 753: 247-255.
- [24] Zhuo L, Wang Z, Zhang H, etc. Effect of post-process heat treatment on microstructure and properties of selective laser melted AlSi10Mg alloy[J]. Materials Letters, 2019, 234: 196-200.
- [25] Yin J, Peng G, Chen C, et al. Thermal behavior and grain growth orientation during selective laser melting of Ti-6Al-4V alloy[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2018, 260: 57- 69.
- [26] Chen B, Moon S K, Yao X, etc. Strength and strain hardening of a selective laser melted AlSi10Mg alloy[J]. Scripta Material, 2017, 141: 45-49.
- [27] Yan Q, Song B, Shi Y. Comparative study of performance comparison of AlSi10Mg alloy prepared by selective laser melting and casting[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2020, 41: 199-208.
- [28] Zhang H, Wang Y, Wang J J, etc. Achieving superior mechanical properties of selective laser melted AlSi10Mg via direct aging treatment[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2022, 108: 226-235
- [29] Guo Y H, Fang Y Z, Dai G Q, et al. The effect of hydrogen treatment on microstructures evolution and mechanical Properties of Titanium Alloy fabricated by selective laser melting[J], Journal of Alloys and Compounds, 2022, 890: 161642.
- [30] Qiu C, Liu Q, Ding R. Significant enhancement in yield strength for a metastable beta titanium alloy by selective laser melting[J]. Materials Science and Engineering A, 2021, 816: 141291.
- [31] 刘西河,赵聪聪,周鑫等.添加碳纳米管对选区激光熔化 AlSi10Mg 合金缺陷的影响[J].稀有金属材料与工程,2019,48(05):1637-1644.
- [32] Kolossov S, Boillat E, Glardon R, et al. 3D FE simulation for temperature evolution in the selective laser sintering process[J]. International Journal of

- Machine Tools and Manufacture, 2004, 44(2): 117-123.
- [33] Yin J, Zhu H, Ke L, et al. Simulation of temperature distribution in single metallic poWder layer for laser micro-sintering[J]. Computational Materials Science, 2012, 53(1): 333-339.
- [34] Yu G, Gu D, Dai D, et al. Influence of processing parameters on laser penetration depth and melting/re-melting densification during selective laser melting of aluminum alloy[J]. Applied Physics A, 2016, 122(10): 891.
- [35] 孙策.激光选区熔化（SLM）增材制造过程熔池结构研究[D].山东理工大学,2020.
- [36] Wu Y C, San C H, Chang C H, et al. Numerical modeling of melt-pool behavior in selective laser melting With random poWder distribution and experimental validation[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2018, 254: 72-78.
- [37] Loong-Ee L, Chee-Kai C, Wai-Yee Y, et al. Numerical investigation and an effective modelling on the selective laser melting(SLM)process With aluminium alloy 6061[J]. International Journal of Heat and Mass Transfer, 2015, 80(80): 288-300
- [38] 袁景光,李宇,刘京南等.选区激光熔化金属成型熔池温度的在线检测[J].中国激光,2020,47(03): 158-166.
- [39] Ge W J, Fuh J. Y.H, Joo N S. Numerical modelling of keyhole formation in selective laser melting of Ti6Al4V[J]. Journal of Manufacturing Processes,2021, 62: 646-654.
- [40] Fang Z C, Wu Z L, Huang C G, et al. RevieW on residual stress in selective laser melting additive manufacturing of alloy parts[J]. Optics & Laser Technology, 2020, 129: 1-15.
- [41] Marques B M, Andrade C M, Neto D M, et al. Numerical analysis of residual stresses in parts produced by selective laser melting process[J]. Procedia Manufacturing, 2020, 47: 1170-1177.
- [42] Song J, Wu W, Zhang L, et al. Role of scanning strategy on residual stress distribution in Ti-6Al-4V alloy prepared by selective laser melting[J]. Journal of

- Materials Science & Technology, 2018, 170: 342-352.
- [43] Gu D, He B. Finite element simulation and experimental investigation of residual stresses in selective laser melted Ti-Ni shape memory alloy[J]. Computational Materials Science, 2016, 117: 221-232.
- [44] Ramos D, Belblidia F, Sienz J. NeW scanning strategy to reduce Warpage in additive manufacturing[J]. Additive Manufacturing, 2019, 28: 554-564.
- [45] 王稳,赵增亚等.扫描路径对选区激光熔化温度场的影响[J].激光与光电子学进展,2020,57(05):156-164.
- [46] Saeed Moaveni[美],李继荣,王蓝婧等译.有限元分析—Ansys 理论与应用[M].第四版,电子工业出版社,2015.8.
- [47] 刘成柱等.Ansys Workbench 热力学分析实例演练[M].北京:机械工业出版社,2015.5.
- [48] 罗心磊.选区激光熔化过程不同热源模型温度场的研究[D].昆明理工大学,2021.
- [49] 杨化动等.增材制造产品性能预测技术[M].北京:机械工业出版社,2022.01
- [50] 李雅莉.选区激光熔化 AlSi10Mg 温度场及应力场数值模拟研究[D].南京航空航天大学,2015.
- [51] 姜毅.选区激光熔化成形过程的应力场模拟及实验研究[D].华中科技大学,2012.
- [52] Zhonghua Li, Shuai Yang, Bin Liu, Simulation of temperature field and stress field of selective laser melting of multi-layer metal poWder[J]. Optics & Laser Technology, 2021, 140: 106782.
- [53] 张会莹.选区激光熔化 IN738 合金成形温度场、应力场的数值模拟及实验研究[D].兰州理工大学,2022.
- [54] 吴迪.合金钢激光熔化沉积成形温度场和应力场有限元分析[D].北京交通大学,2019.
- [55] 洪杰.7XXX 铝合金焊接微区力学行为及数值建模[D].上海交通大学,2020.
- [56] 杜洋,乔凤斌,郭立杰等.AISI10Mg 粉末激光选区熔化温度场的数值模拟[J].电焊机,2018,48(08):34-43.

- [57] 杜洋,乔凤斌,郭立杰等.AISi10Mg 粉末激光选区熔化残余应力场数值模拟[J]. 电焊机,2019,49(01):103-109.
- [58] Zhanyong Z, Jianbin W, Wenbo D. et al. Numerical simulation and experimental study of the 7075 aluminum alloy during selective laser melting[J]. Optics & Laser Technology, 2023, 167: 109814.
- [59] Gan L, XinWei L, Chuan G, et al. Investigation into the effect of energy density on densification, surface roughness and loss of alloying elements of 7075 aluminium alloy processed by laser poWder bed fusion[J]. Optics & Laser Technology, 2022,147: 107621.
- [60] Qiang C, Lianyong X, Lei Z, et al. Effect of scanning speed on microstructure and mechanical properties of as-printed Ti–22Al–25Nb intermetallic by laser poWder bed fusion[J]. Materials Science and Engineering: A, 2023, 885: 145652.
- [61] Yanfang W, Xin L, Yufan Z, et al. Cracking mechanism and its susceptibility to scanning speed during laser poWer bed fusion processed high-strength 2024Al alloy[J]. Materials Characterization, 2022, 194: 112344.
- [62] Jie L, Hao W, Kun L, et al. Effect of laser poWer on the microstructure and property of ZrB₂/ZrC in-situ reinforced coatings on zirconium alloy by laser cladding[J]. Vacuum, 2023, 213: 112104.
- [63] Dongju C, Gang L, Peng W, et al. Numerical simulation of melt pool size and floW evolution for laser poWder bed fusion of poWder grade Ti6Al4V[J]. Finite Elements in Analysis and Design. 2023, 223: 103971.
- [64] Dieter T, Henry K, Thomas S, A multi-parameter control of track geometry and melt pool size for laser metal deposition [J]. Procedia CIRP, 2020, 94: 430-435.
- [65] Xiaohui L, Cornelis Bos, Marcel Hermans. et al. Influence of the temperature gradient and the pulling velocity on solidification cracking susceptibility during Welding: A phase field study[J]. Materials & Design, 2023, 235: 112424.
- [66] Ying W, Patricio F. Mendez. Isotherm penetration depth under a moving Gaussian surface heat source on a thick substrate[J]. International Journal of Thermal Sciences, 2022, 172: 107334.

- [67] Alessandro S, Eleonora A, Luca I. et al. Experimental Analysis of Residual Stresses on AlSi10Mg Parts Produced by Means of Selective Laser Melting (SLM)[J]. Procedia CIRP, 2017, 62: 458-463.
- [68] 郭小萍,刘淑凤,马通达等.金属增材制造残余应力研究现状[J].金属功能材料,2024,31(01):99-107.
- [69] 成雅徽.GH4169 合金粉末选区激光熔化成形数值模拟及试验研究[D].中北大学,2016.
- [70] 杨季鑫.电子束选区熔化 TA15 钛合金显微组织演变及力学性能[D].哈尔滨工业大学,2022.
- [71] 孙婷,李娜,孙书刚等.选区激光熔化成形工艺缺陷的研究[C].香港新世纪文化出版社.2023 年第六届智慧教育与人工智能发展国际学术会议论文集（第二卷）.南通理工学院,;2023:2.
- [72] 运新兵.金属塑性成形原理[M].北京冶金工业出版社.2012.03
- [73] 张万.SLM 工艺成形件残余应力与变形仿真分析及工艺参数研究[D].武汉科技大学,2023.
- [74] 郭耀旗,唐敏,马红林等.预热温度对激光选区熔化成形 30%SiC_p/AlSi10Mg 复合材料力学性能的影响[J].材料导报,2024,38(03):158-164.
- [75] Norbert W, Jochen G, Aziz H. Material properties of AISI H10 (32CrMoV12-28) hot Work tool steel processed by Laser PoWder Bed Fusion With 200°C substrate preheating temperature[J]. Procedia Computer Science, 2023, 217: 1008-1017.
- [76] 徐蓉蓉.选区激光熔化成形 Mg-Y-Sm-Zn-Zr 应力场数值模拟[D].西安建筑科技大学,2023.
- [77] 宜亚丽,武红波,贾长治等.层间激光重熔对激光选区熔化成形件内部残余应力的影响[J].中国激光,2023,50(24):135-147.
- [78] 王泽溪,郭逸轩.焊接残余应力检测与调控技术研究现状[J].现代制造技术与装备,2023,59(09):14-17.
- [79] GB/T 26140-2023,无损检测残余应力测量的中子衍射方法[S].
- [80] 田永武,赵志谦,李伟东等.盲孔法测定 Ti700SR 钛合金焊接件残余应力实验研究[J].中国设备工程,2023,(18):145-147.

- [81] 周崎,戴华.显微压入硬度试验的残余应力测定方法[J].理化检验(物理分册),2007,(06):290-292+304.
- [82] 冯庆晓.选区激光熔化 Ti-6Al-4V 合金的有限元模拟及实验研究[D].南昌航空大学,2021.
- [83] 易全伟,房菲.消除应力时间对换热器管板与环形支承板焊缝显微组织和力学性能的影响[J/OL].上海金属,1-5[2024-02-27]
- [84] Kong D, Dong C, Ni X, etc. Mechanical properties and corrosion behavior of selective laser melted 316L stainless steel after different heat treatment processes[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2019, 35(7): 1499-1507.
- [85] 崔忠圻.金属学与热处理[M]. 北京: 机械工业出版社 , 2011.06.
- [86] 崔约贤,王长利.金属断口分析[M].哈尔滨工业大学出版社 , 1998.04
- [87] 赵倩,闫丽珍,李锡武等.退火热处理对 5056 铝合金线材微观组织与力学性能的影响[J].稀有金属,2023,47(10):1359-1368.
- [88] 闫泰起,唐鹏钧,陈冰清等.退火温度对激光选区熔化 AlSi10Mg 合金微观组织及拉伸性能的影响[J].机械工程学报,2020,56(08):37-45.

攻读硕士学位期间主要研究成果

- [1] 朱红, 余小鲁, 张恒. 选区激光熔化 AlSi10Mg 数值模拟研究[J]. 安徽工程大学学报 (已录用)

致谢

悠悠二十载求学路，即将画上句号。在安徽工程大学的三年硕士时光，已为数不多。临近毕业，心里有说不出的愉悦与惆怅，开心于即将走向社会，建设祖国。惆怅于即将离开平静宁和的校园，悠闲宁静地时光一去不返，对于帮助过我的老师朋友，衷心的对你们说声谢谢。

首先要感谢我的导师余小鲁老师，余老师在学业上是领路明灯，在生活上经验长者。他为人热诚，待人亲和，在学术上治学严谨，知识渊博。在开题，中期，答辩给予了许多建议，使我受益良多。由于他的指导，让我少走了许多弯路，提高了工作效率。这里再次对我的恩师说声谢谢。

其次，我要感谢增材制造研究院的老师，感谢刘桐老师在我实习时给与的帮助，不论是平时的疑难解答还是仿真工作站的硬件支持，都让我节省许多力气。

我还要感谢三年来的益友们，这三年我们欢声笑语，一起讨论研究内容，论文写作，投稿等相关事项。感谢我的师兄、杨天鑫、许杨、周陈巍，师兄们在指导书推荐、实验和论文写作上帮了我许多忙。感谢我的室友蒋建、刘浩、刘广奥。他们会提醒我学院关于学院的通知与通告。感谢胡继月同学在找工作方面提供的信息和面试的相关经验。感谢增材院的汪国成、朱本章、江平，我们平时在一起工作，在研究方向上相近，在研究内容知识的相关讨论让我受益匪浅。

最后，我要感谢的我家人朋友，感谢爸爸妈妈，生育抚养，伴我成长，供我读书，让我成才。一路走来，风霜雨雪，不胜艰辛，岁月渐去，日益衰老，殷切期望，记在心上，接下来的时间里，我会加倍努力，报答你们的养育之恩。

感谢参与答辩及论文审阅的专家们，感谢你们的无私付出与辛劳汗水，祝各位老师身体健康，工作顺利。