

引文格式: 孙华, 刘徐颖, 廉清, 等. 激光粉末床熔化成形铝基复合材料结构残余应力与变形研究[J]. 航空制造技术, 2025, 68(20): 42-53.

SUN Hua, LIU Xuying, LIAN Qing, et al. Study on residual stress and deformation of structure of aluminum matrix composite fabricated by laser powder bed fusion[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2025, 68(20): 42-53.

激光粉末床熔化成形铝基复合材料结构残余应力与变形研究*

孙 华, 刘徐颖, 廉 清, 王洪泽, 吴 一, 王浩伟

(上海交通大学, 上海 200240)

[摘要] 面向激光粉末床熔化成形工艺中金属粉末局部熔凝引发的残余应力问题, 以 $TiB_2/AlSi10Mg$ 复合材料为研究对象, 采用多尺度数值模拟技术预测了宏观结构的残余应力和变形特征, 研究了激光功率、扫描速率和扫描方向对拱桥结构残余应力和变形的影响规律。研究表明, 多尺度数值模拟结果与试验测试结果具有良好的一致性。激光功率越大, 熔池尺寸和温度越高, 材料等效固有应变越大, 结构的残余变形越大。激光扫描速率越快, 熔池存在时间越短, 材料等效固有应变越小, 结构的残余变形越小。扫描方向主要通过改变残余应力分布形式对结构变形模式产生影响, 当层间转角为 0° 时, 沿扫描方向的材料固有应变远大于垂直扫描方向的材料固有应变, 因此当激光扫描方向全部为顺桥向时, 拱桥结构转角变形最大, 全部为横桥向时, 拱桥结构转角变形最小; 当扫描层间转角为 45° 、 67° 和 90° 时, 材料固有应变各向异性程度低, 拱桥结构残余变形差异不明显, 转角变形值位于中等水平。

关键词: 激光增材制造; 铝基复合材料; 数值模拟; 残余应力; 残余变形

中图分类号: V261.8

文献标志码: A

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2025.20.042



孙 华

助理研究员, 博士, 研究方向为金属增材制造。

航空航天高端装备对减重增效的极致追求, 使得材料轻量化和结构轻量化具有重要意义。激光粉末床熔化工艺 (Laser powder bed fusion, LPBF) 是一种基于零件三维模型直接进行成形的技术, 由于同时具有高精度、高性能和成形结构复杂等优点, 在航空航天领域展示出巨大应用潜力^[1]。作为 LPBF 专用材料的一种, TiB_2 颗粒增强铝基复合材料较普通铝合金具有更高的粉末激光吸收率, TiB_2 颗粒的引入抑制了共面滑移和裂纹生成, 提高了材料成形性, 限制了成形方向的柱状晶生长, 改善了材料的各向异性, 使材料在强度和韧性方面具有明显优势, 有望替代铝合金成为新一代航空航天材料^[2-3]。

然而, LPBF 成形涉及的非平衡

热物理过程十分复杂, 通过激光扫描金属粉末, 微观熔池在毫秒量级时间内发生瞬态熔凝, 高温梯度引起的残余应力易导致零件翘曲变形和开裂^[4-5]。与铝合金相比, TiB_2 颗粒提升了铝基复合材料的激光吸收率, 改变了材料整体的热导率、热膨胀系数、强度等热物理性能; TiB_2 颗粒与铝基体热膨胀系数不同, 在加热冷却过程中会因热错配现象引发界面附近基体的微区应力集中, 并以位错形式释放^[6]。因此, LPBF 成形铝基复合材料样品表面测得的残余应力分布趋势与铝合金具有一定区别^[7], 需要针对铝基复合材料的残余应力问题开展系统研究, 开发相应的宏观结构残余应力和变形预测方法。目前对于增材制造铝合金及铝基复合材

* 基金项目: 上海市科技计划扬帆专项 (23YF1419400)。

料残余应力的评价多依赖于后期表征,缺乏对其演化过程及物理机制的深入认知,难以针对蓝激光粉末沉积增材制造铝基复合材料构件中的残余应力问题开展定向调控。

针对 LPBF 成形引发的残余应力和变形问题,采用拉曼光谱、X 射线衍射技术等表征手段,可以对残余应力分布特征进行定量评价^[8-9],并通过计算机断层扫描(Computed tomography, CT)、三维扫描等技术手段对宏观结构变形开裂问题进行检测。然而这类试验方法在研究残余应力和变形相关影响因素和作用机制时需投入巨大的时间和经济成本,因此通常需要辅以数值模拟技术,对残余应力和变形的生成演化机制进行系统研究。

目前国内外研究中的金属增材制造残余应力数值仿真方法主要是热-力耦合分析^[10-11],通过模拟激光热源加载后开展热仿真分析,并将得到的温度场结果进一步加载到力学模型中,计算成形过程中的残余应力和变形,但由于热分析过程不考虑液态金属内部对流影响,因此该方法会严重高估熔池峰值温度和冷却速率。Chen^[12]、Liang^[13]等学者因此开发出了针对金属增材制造过程仿真的热-流-固三场耦合数值模拟技术,该方法通过热-流耦合分析模拟熔池尺寸形态和温度场,并将熔池温度场和成形材料轮廓导入有限元模型中进行热-力耦合分析。该方法虽弥补了有限元方法在温度场计算上的不足,但同时会引入庞大的计算量,降低计算效率,因此只能运用于较少数量激光熔道的轮廓形态、熔体流动和应力分布特征的仿真分析,不适用于宏观构件残余应力和变形的预测评价。

宏观构件的增材制造残余应力评价方法面临的关键问题之一是如何将微观尺度增材制造成形工艺对局部熔池和残余应力的影响机制映射至宏观尺度结构上,固有应变法作

为用来模拟焊接构件在焊接后变形的方方法之一,常被运用于增材制造构件的残余应力预测评价,其核心思路是以试验拟合方法获取材料在特定工艺下的等效固有应变值,将之加载在宏观结构上。一些学者将固有应变法应用于多尺度数值模拟技术中,在微观尺度 LPBF 成形过程数值仿真模型中得到材料的固有应变值,并加载到宏观尺度结构上来计算成形过程的残余应力。例如,匹兹堡大学的 Liang^[14-15]和 Chen 等^[16]通过开展微观尺度成形过程的热-结构耦合仿真分析,提取了特定工艺下的材料平均塑性应变作为等效固有应变值,再利用固有应变法计算宏观零件的残余应力和变形。Jia 等^[17]运用该方法成功预测了 LPBF 成形 700 mm 航空发动机风扇叶片的残余应力和变形。同时,该方法也被应用于 LPBF 技术的其他工艺设计流程,如支撑结构设计^[18-19]、结构成形方向摆放^[20]和扫描路径优化^[21]。现有研究中的大部分多尺度方法仅包含微观尺度和宏观尺度^[14,16,22],简化要素过多,计算精度不足;少量文献中也添加了介观尺度^[23-24],但在该尺度上采用的热源常为均布热通量输入,与实际情况具有一定差距。因此,需要开发更为准确的多尺度数值模型,在全面体现 LPBF 成形工艺参数由微观、介观、宏观的层层映射的同时,尽可能提高计算效率。

本研究面向 LPBF 工艺下的 TiB₂/AlSi7Mg 复合材料结构,基于多尺度数值模拟技术,快速预测了宏观拱桥结构的残余应力和变形,并通过试验和数值模拟相结合的手段,研究激光功率、扫描速度和扫描方向对宏

观结构残余变形的影响,为 LPBF 成形宏观构件的成形精度控制提供技术支持。

1 研究方法

1.1 试验测试

1.1.1 试验材料

本试验所用原材料为团队自主研发的原位自生 TiB₂/Al-Si-Mg 复合材料粉末,粉末粒径为 15~53 μm,其化学成分如表 1 所示。

1.1.2 打印设备与工艺

本试验采用 3D System ProX DMP 200A 金属铺粉 3D 打印机,针对宏观拱桥结构进行了 LPBF 成形。设备采用的光斑直径为 75 μm,扫描间距为 100 μm。为了验证激光工艺参数和扫描方向对宏观结构变形的影响,本研究选取了不同激光功率、扫描速度、扫描矢量初始角度、层间转角等工艺参数作为变量,并测量了这些变量下结构的变形状况。具体的激光工艺参数如表 2 所示。

1.1.3 结构变形测试

本研究选取一种拱桥结构来评价宏观尺度残余变形,如图 1(a)所示^[24]。这种结构通过中间挑空的形式使残余应力分布不均匀,在从基板切割后会发底部翘曲变形,如图 1(b)所示。通过测量转角 ω 可快速评估 LPBF 成形结构的残余变形。需要注意的是,电火花线切割(Wire cut electrical discharge machining, WEDM)虽然属于热加工过程,在切割过程中确实会产生额外的残余应力;但已有研究表明,LPBF 成形零件因线切割导致的应力释放引起的变形增加,大约是线切割本身引起变形的 60 倍^[25],因此本研究忽略了电火

表 1 TiB₂/Al-Si-Mg 复合材料粉末化学成分
Table 1 Chemical composition of TiB₂/Al-Si-Mg composite powder %

Si	Mg	Mn	Ti	B	Al
9.81	0.32	0.0085	3.84	1.76	余量

花加工对残余应力分布的影响。

图 1 (c) 为拱桥结构在打印设备里的摆放示意图, 图 1 (d) 为经过线切割后的实物图。由于线切割基面平整度较低, 且结构本身变形较小, 很难直接通过肉眼观察并测量底面的偏转角度。通过测量底面长度 l_{down} 、顶端长度 l_{up} 和模型高度 h , 拱桥变形后转角 ω 可近似由式 (1) 计算。

$$\omega = 2 \arcsin \frac{l_{down} - l_{up}}{2h} \quad (1)$$

表 2 LPBF 成形工艺参数
Table 2 Process parameters of LPBF

工况编号	激光工艺参数		扫描方向参数	
	激光功率 P/W	扫描速度 $V/(mm/s)$	初始角度 $\alpha_0/(\circ)$	层间转角 $\Delta\alpha/(\circ)$
1	200	1200	0	0
2	200	1200	0	45
3	200	1200	0	67
4	200	1200	0	90
5	200	1200	90	0
6	150	1200	0	0
7	250	1200	0	0
8	200	900	0	0
9	200	1500	0	0

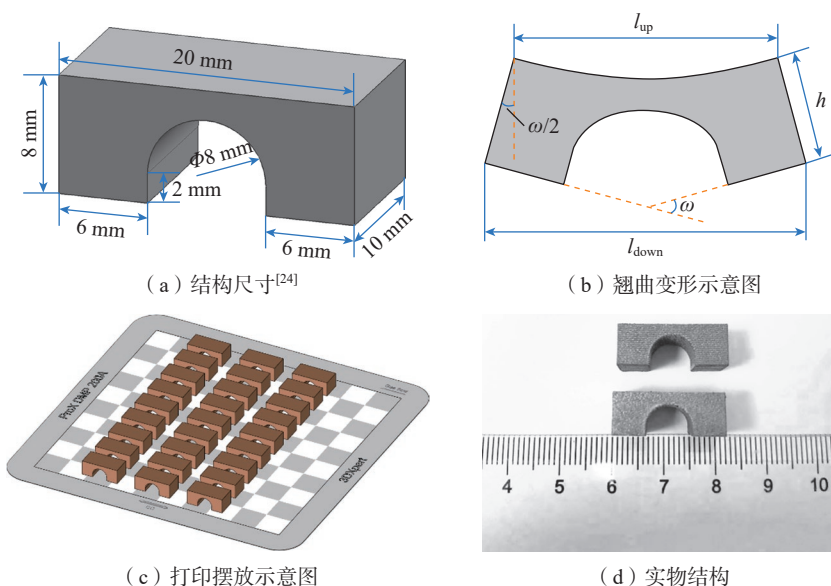


图 1 拱桥结构
Fig.1 Bridge structure

1.1.4 残余应力测量

宏观结构试样采用 X 射线衍射技术来获取表面残余应力分布, 具体方法见团队前期研究^[26]。本文使用的设备为 Proto iXRD 残余应力仪, 在铝的 [311] 晶面采用铬靶 $K\alpha$ 辐射, 衍射角为 139° 。由于原始样品表面粗糙, 在测量前需要对拱桥样品顶部进行物理和化学表面处理, 以保证测量面的质量的同时, 不引入额外的残余应力。为评估铝基复合材料构件在打印完成, 并从基板切除后的表

面残余应力大小和分布特征, 验证多尺度数值模拟方法的准确性, 本文将按照工况 1 中 LPBF 成形工艺参数打印制备的拱桥结构从基板线切割后, 沿拱跨方向选取 5 个测量点, 对每个测量点分别进行 5 次测量, 且每个点测量两个应力分量 (分别平行于拱跨方向和垂直拱跨方向)。

1.2 多尺度数值模型

本研究基于 ANSYS 参数化设计语言 (ANSYS parametric design language, APDL), 采用一种多尺度数值模拟方法预测宏观零件的变形和残余应力, 该方法将 LPBF 成形工艺分为 3 个尺度, 即微观尺度、介观尺度和宏观尺度。在微观尺度模型中, 对激光扫描过程进行了单层单道瞬态热响应分析, 以获取熔池在时间和空间上的温度分布特征; 在介观尺度模型中, 将微观尺度模型得到的温度结果简化应用到多层多道扫描过程, 研究不同扫描方向对残余应力的影响, 并得到材料在该工艺下的等效固有应变; 在宏观尺度模型中, 利用介观尺度模型得到的等效固有应变, 计算实际结构的残余应力和变形。上述方法的主要思路如图 2 所示。

1.2.1 材料属性

表 3 和表 4 分别显示了通过 Jmatpro 软件获得的模拟中使用的 $TiB_2/AlSi10Mg$ 复合材料的热物理性能和力学性能。对于 LPBF 工作过程中由相变引起的潜热, ANSYS 通过定义不同温度下的焓来计算潜热。焓 H 、密度 ρ 和比热容 C 之间的关系表示为^[27]

$$H = \int \rho C(T) dT \quad (2)$$

1.2.2 微观尺度模型

微观尺度模型主要针对单层单道激光扫描过程开展热分析, 预测熔池温度场。如图 3 (a) 所示, 单层单道模型由粉床和基板两部分组成, 粉床尺寸为 $0.8 \text{ mm} \times 0.3 \text{ mm} \times 0.03 \text{ mm}$ (长 \times 宽 \times 高), 基板尺寸为 $0.8 \text{ mm} \times 0.5$

mm × 1.0 mm (长 × 宽 × 高)。粉床的单元大小为 5 μm, 基板则采用变密度网格, 以提升求解效率。粉床和基板的初始温度设置为室温 (295 K)。

本研究采用的激光热源模型为高斯激光热源, 激光束的热流密度 Q 满足如下表达式。

$$Q(x, y) = \frac{\lambda P}{\pi r^2} \exp\left[-\frac{\sqrt{x^2 + y^2}}{r}\right]^n \quad (3)$$

式中, λ 为粉末材料对激光的吸收率; r 为激光光斑半径; x 和 y 分别为粉床位置相对于热源中心点的平面直角坐标系坐标; n 为高斯分布指数因子, 本模型采用热源为标准高斯分布, 即 $n=2$ 。目前研究中获得激光吸收率的方法有很多, Wang 等^[28] 提出了一种计算硬化过程中实际表面激光吸收速率的方法。在本研究中,

激光吸收率被设置为 0.3, 这是通过将模拟熔池尺寸与试验熔池尺寸进行比较验证得来的。

在将激光热流密度加载到粉末床单元过程中, 根据扫描方向, 对不同时间步的激光加载位置进行计算, 并通过 APDL 语言在每个时间步初始阶段改变激光热源加载位置, 然后进行热仿真计算, 即可近似模拟激光热源连续移动下粉床区域的温度变化。

除此之外, 模型涉及的热边界条件包括热对流、热辐射边界条件, 如图 3 (b) 所示。其中, 热对流主要是指外表材料与周围空气进行热交换, 在 ANSYS 软件中主要通过设置材料与空气间的热对流系数实现; 热辐射边界条件则主要通过设置材料热辐射系数来定义。

微观尺寸模型主要关注熔池在特定激光工艺参数下的温度场结果, 计算得到的熔池温度时间和空间分布特征将作为介观尺度模型的简化热源参数。

1.2.3 介观尺度模型

介观尺度模型主要对多层多道材料块体开展简化热源下的热-结

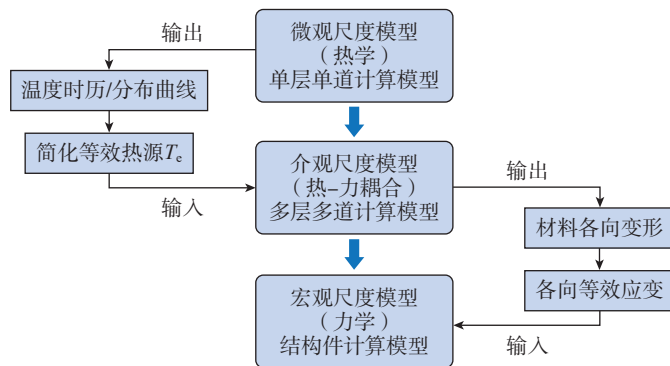


图 2 多尺度模型计算流程图

Fig.2 Flowchart of multi-scale modeling

表 3 TiB₂/AlSi10Mg 的热物理属性

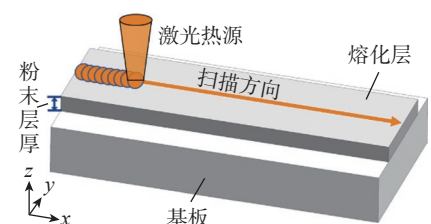
Table 3 Thermophysical properties of TiB₂/AlSi10Mg

温度 T/K	热传导速率 $k_s/(W/(m \cdot K))$	比热容 $C/(J/(kg \cdot K))$
298	170	871
400	170	932
600	161	1020
870	79	1040
1000	83	1162
1100	86	1167
1500	99	1175

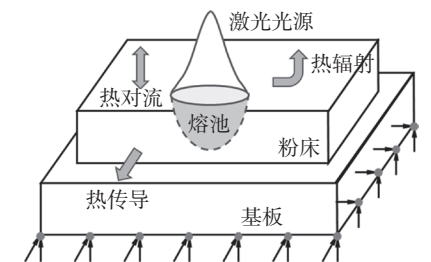
表 4 TiB₂/AlSi10Mg 的力学属性

Table 4 Mechanical properties of TiB₂/AlSi10Mg

温度 T/K	热膨胀系数 $\alpha_s/(10^{-6} K^{-1})$	弹性模量 E/GPa	泊松比	屈服应力 σ_y/MPa
298	20	78	0.32	200
373	20.6	75	0.33	—
473	21.5	71	0.33	105
573	22.5	67	0.33	70
673	23.4	62	0.34	30
830	25.4	47	0.38	—
870	50	1	0.49	1



(a) 单层单道模型



(b) 边界条件

图 3 微观尺度模型示意图

Fig.3 Schematic diagram of the microscale model

构耦合分析,由此获得材料在该工艺参数下的固有应变。模型由粉床和基板两部分组成,粉床尺寸为 $0.5\text{ mm} \times 0.5\text{ mm} \times 0.3\text{ mm}$ (长 \times 宽 \times 高),基板尺寸为 $1.0\text{ mm} \times 1.0\text{ mm} \times 1.0\text{ mm}$ (长 \times 宽 \times 高)。粉床的单元大小为 $15\text{ }\mu\text{m}$,基板则依旧采用变密度网格。

LPBF 工艺下的实际熔池形状被近似认为是半椭圆形。然而,在介观尺度模型中,它被简化为一个有扫描矢量长度、熔池宽度和熔池深度的长方体等效热源,如图 4 (a) 所示。该等效热源 T_e 是根据微观尺度模型中的熔池热时历分布特征获得,其表达式为

$$T_e(y, z, t) = T(y)k_1(z)k_2(t) \quad (4)$$

式中, $T(y)$ 为熔池横截面粉床表面的温度分布曲线; $k_1(z)$ 为熔池中心沿深度方向的温度分布系数; $k_2(t)$ 为熔池中心的温度时历系数。 $T(y)$ 、 $k_1(z)$ 和 $k_2(t)$ 3 个函数是通过微观尺度模型的熔池温度场模拟结果获得的拟合函数。

图 4 (b) 为介观尺度模型扫描方向示意图。该模型中同一层的激光扫描矢量方向保持一致,主要关注扫描矢量的初始角度 α_0 和层间转角 $\Delta\alpha$ 。初始角度 α_0 为第一层扫描矢量与 x 轴的夹角,层间转角 $\Delta\alpha$ 为相邻两层扫描矢量的夹角。

介观尺度模型主要采用“生死单元法”模拟多层多道粉末的成形过程。在温度场计算过程中,首先将粉床材料块体单元全部“杀死”,然后按照自下而上的粉床成形顺序激活当前粉床单元,并沿扫描顺序依次在当前粉床的扫描矢量上加载式 (4) 中的等效热源 T_e ,计算得到温度场。当所有粉床单元激活完毕,即材料块体全部成形后,继续计算模型在热辐射和热对流边界条件下静置 300 s 后的温度场,此时块体温度将逐渐冷却至接近室温。

在应力场计算过程中,同样先将粉床材料块体单元全部“杀死”,在

每个时间步中按扫描顺序激活当前扫描矢量单元,将先前得到的温度场加载在模型上,计算该温度载荷下的材料应力场分布,直至材料冷却至室温状态。

经过上述热-结构耦合数值模拟后,LPBF 成形过程所引起的单元等效固有应变,可通过材料中央区域的平均各向变形量 $\Delta\bar{\epsilon}_i$ 与尺寸 X_i 之比获得,即

$$\bar{\epsilon}^m = \Delta\bar{\epsilon}_i / X_i \quad (5)$$

1.2.4 宏观尺度模型

在宏观结构仿真模型中,本研究采用固有应变法模拟拱门结构在 LPBF 成形过程中的残余应力和变形。该有限元模型仅包含结构本身,单元尺寸为 $25\text{ }\mu\text{m}$; 在结构底部施加固定支撑边界条件,以模拟结构与基板连接状态。

如图 5 所示,在宏观尺度模型的计算过程中,将介观尺度模型得到的固有应变值换算成材料热膨胀系数加载在结构模型上,再通过施加整体温度载荷模拟材料应变状态;然后自下而上在每个时间步依次激活结构单元,模拟结构成形过程,并开展力学仿真分析。在成形阶段

结束后,通过“杀死”最底层单元模拟电火花加工过程,实现将零件从基板切除。通过记录桥梁结构变形底面上所有节点的位移值,计算出弯曲转角 ω 。

2 结果与讨论

2.1 试验与计算结果

2.1.1 微观尺度模型

微观尺度模型中,材料在工况 1 下的单层单道试验和数值模拟的结果如图 6 所示。可知,试验得到的熔池实际宽度为 $131\text{ }\mu\text{m}$,高度为 $38\text{ }\mu\text{m}$ 。数值模拟的单层单道试验结果显示,熔池在该工况下的宽度为 $129\text{ }\mu\text{m}$,高度为 $41\text{ }\mu\text{m}$ 。数值模拟与试验结果保持了较好的一致性。

工况 1 的数值模拟结果中,熔池沿宽度和深度方向的温度分布曲线,以及熔池中心的温度时历分布曲线如图 7 所示。可知,熔池温度随着远离激光热源中心逐渐减小。将熔池在宽度、深度和时间历程上的变化曲线进行拟合,分别得到函数 $T(y)$ 、 $k_1(z)$ 和 $k_2(t)$,将其作为介观尺度模型瞬态热分析阶段的等效热源模型。

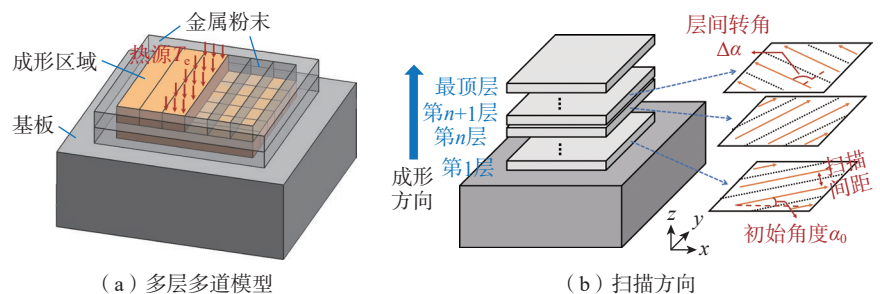


图 4 介观尺度模型示意图

Fig.4 Schematic diagram of the mesoscale model

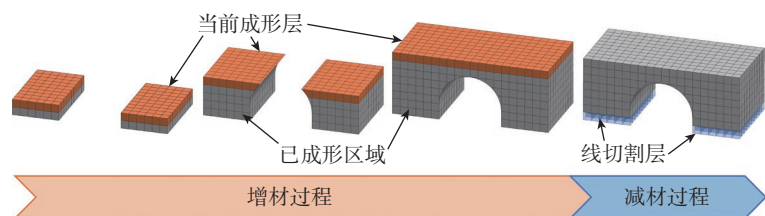


图 5 宏观尺度模型计算流程

Fig.5 Calculation process of the macroscale model

2.1.2 介观尺度模型

图8为工况1下介观尺度多层多道材料块体经热-结构耦合分析后的应力分布云图。由于工况1的初始转角和层间转角均为0°,即扫描矢量方向统一沿x轴方向,因此在

水平面上,扫描方向(x向)应力大于垂直扫描方向(y向)应力;竖直面应力则主要来源于成形方向(z向)应力。此外,应力集中位于结构与基板连接处。

基于热-结构耦合数值模拟计

算结果,通过式(5)计算中间区域的平均固有应变,得到x向固有应变 $\epsilon_x=-0.00787$,y向固有应变 $\epsilon_y=-0.00175$,该结果将作为工况1下宏观尺度结构模型中的固有应变输入值。

2.1.3 宏观尺度模型

图9显示了工况1下宏观尺度拱桥结构在LPBF成形过程的Von Mises应力云图。图9(a)为前3层单元激活时的应力分布特征。通过将单元逐层向上激活,模拟结构增材

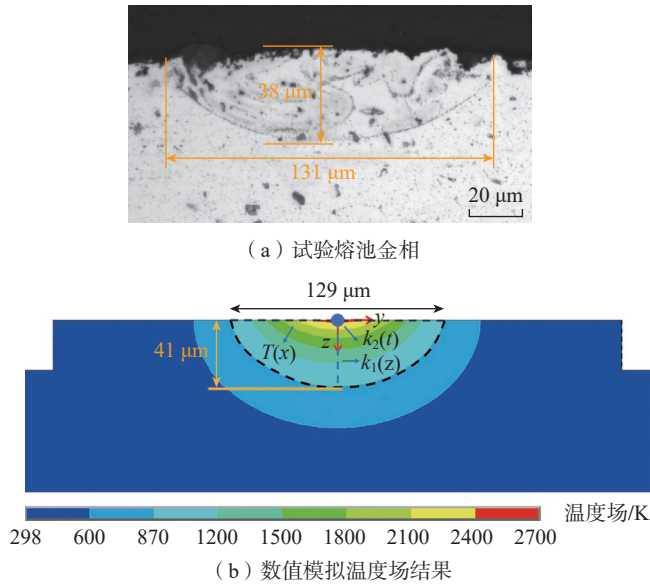


图6 微观尺度试验和数值模拟结果

Fig.6 Microscale experimental and numerical simulation results

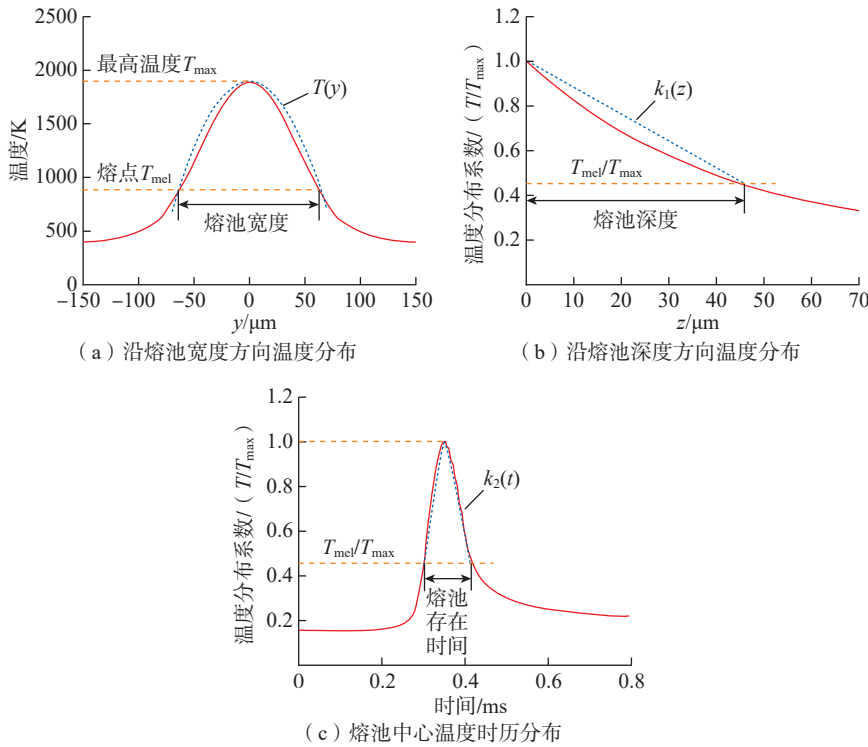


图7 工况1微观熔池的温度分布曲线

Fig.7 Temperature distribution curves of microscale molten pool in case 1

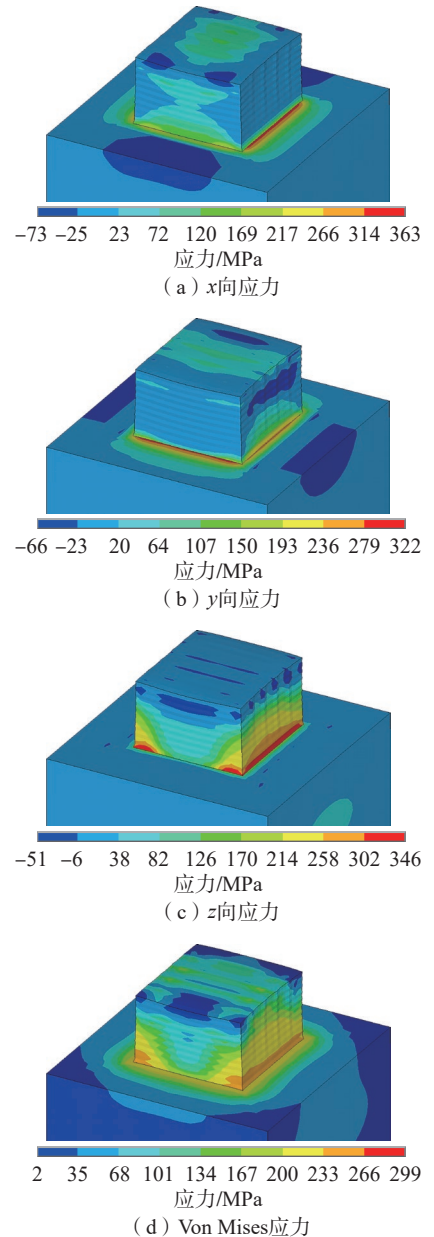


图8 工况1中介观尺度模型的应力分布云图

Fig.8 Stress distribution cloud map for mesoscale model in case 1

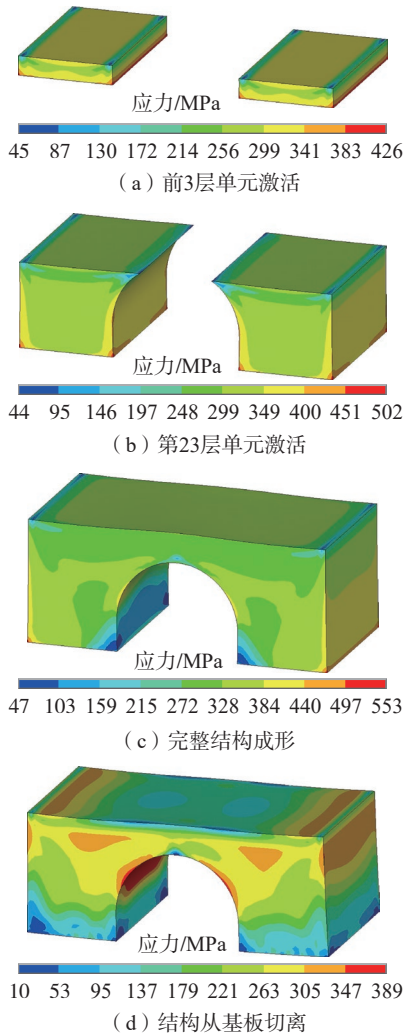


图9 工况1中宏观尺度拱桥结构在LPBF成形过程的 Von Mises 应力云图
Fig.9 Von Mises stress cloud map for macroscale bridge structure during LPBF process in case 1

制造成形过程。图9(b)为第23层单元激活时的 Von Mises 应力云图,底部应力随着成形高度增加逐渐积累。图9(c)为所有单元激活后拱桥结构的 Von Mises 应力云图,此时结构底部仍为固支边界条件,即拱桥结构与基板处于连接状态。在图9(d)中,通过杀死拱桥结构底层单元模拟线切割工艺过程,结构残余应力进行了重新分配。从基板切除前,最大 Von Mises 应力主要分布在与基板连接处,而线切割后该位置应力得到了全部释放,结构发生变形, Von Mises 应力集中在了桥拱内侧。

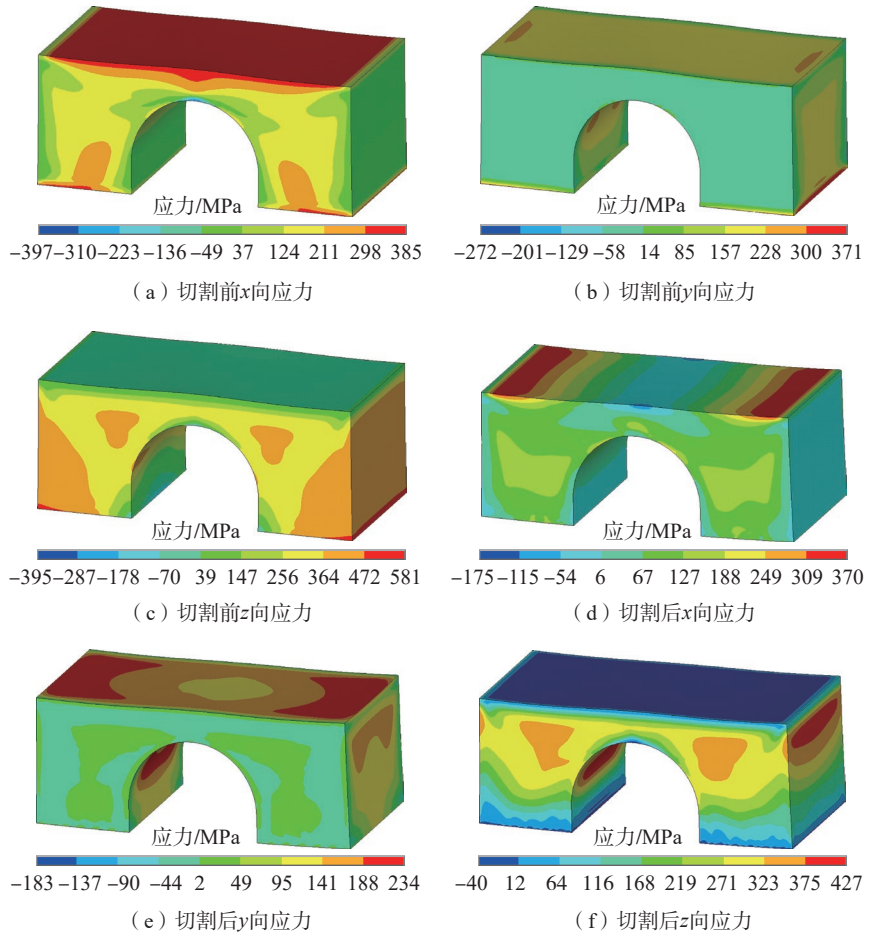


图10 工况1中拱桥结构线切割前后的应力云图
Fig.10 Stress cloud map of bridge structures before and after WEDM in case 1

工况1中宏观尺度拱桥结构从基板切除前后的 x 向、 y 向和 z 向应力分布云图,如图10所示。拱桥从基板切除前受底部基板约束,单向应力分布服从激光成形引起的残余应力分布特征。拱桥结构顶面主要为 x 向和 y 向的面内拉应力, z 向拉应力主要分布在拱桥结构侧面。当结构从基板切除后,拱形桥柱向两侧张开,整体结构向两端翘曲,顶部的 x 向应力靠中间区域显著减小, y 向应力增加,同时由于底部应力释放和结构整体变形,应力集中位置变更到桥拱。因此可以推断,宏观结构从基板切除后的残余应力与其几何形状特征密切相关。

图11为工况1中采用X射线衍射法得到的拱桥结构顶部残余应力与数值模拟计算的残余应力对比图。

可知,数值模拟与试验结果相比具有一定误差,但整体规律基本相同。对于 x 和 y 向应力,从两侧到中间均遵循着先增大后减小的规律。其中, x 向的应力变化更加剧烈,其峰值和谷

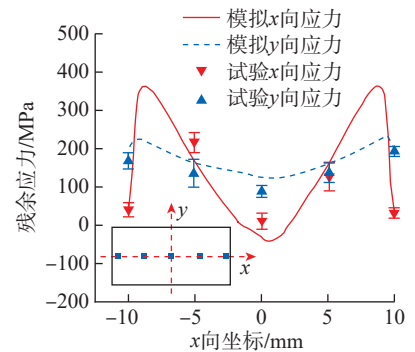


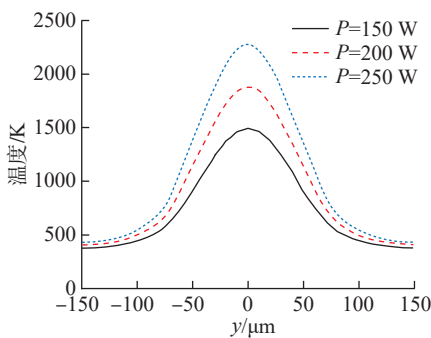
图11 工况1中拱桥结构切割后顶部残余应力分布曲线
Fig.11 Residual stress distribution curve of the top of the bridge structure after WEDM in case 1

值均超过了 y 向应力,这是由于工况 1 的激光扫描方向沿 x 方向,该方向应力水平大于垂直扫描方向,另一方面是因为 x 方向为结构变形主要方向,因此应力在该方向的变化更加剧烈。

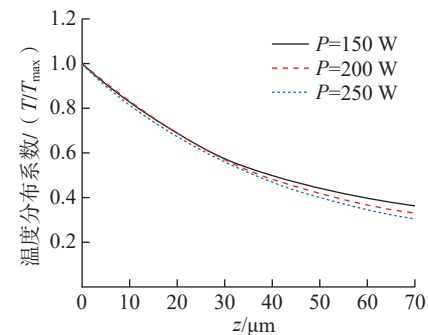
2.2 分析与讨论

2.2.1 激光功率对宏观结构变形的影响

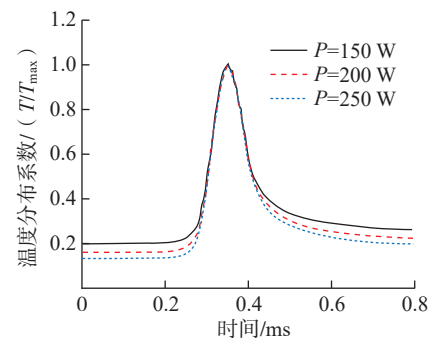
针对激光功率对宏观结构变形的影响,首先对比了工况 1、6、7 中,150 W、200 W 和 250 W 这 3 种激光功率的多尺度模型计算结果。图 12



(a) 沿熔池宽度方向温度分布



(b) 沿熔池深度方向温度分布



(c) 熔池中心温度时历分布

图 12 不同激光功率下微观熔池的温度分布曲线

Fig.12 Temperature distribution curves of microscale molten pool under different laser powers

为微观尺度模型中不同激光功率下的温度及其相关系数的空间分布和时历曲线。可知,激光功率主要影响的是熔池在宽度方向的温度分布函数 $T(y)$ 。激光功率越高,相同位置的 $T(y)$ 值越大,而 $k_1(z)$ 和 $k_2(t)$ 变化并不明显。

将图 12 中的曲线进行拟合,得到不同激光功率下的简化热源模型,代入介观尺度模型中进行热-结构耦合分析,进而得到不同激光功率下成形材料 x 向和 y 向固有应变值,如表 5 所示。

将表 5 中的计算结果应用于宏观尺度模型,开展不同激光功率下 LPBF 成形拱桥结构的转角变形 ω 分析,并通过试验手段对仿真结果进行

了进一步验证。表 6 显示了试验测量和数值模拟方法下 3 种激光功率的 LPBF 成形拱桥结构的转角变形,同时图 13 展示了 150 W 和 250 W 两种激光功率下宏观拱桥模型的 Von Mises 应力计算结果。

拱桥结构通过试验得到的转角变形和数值模拟方法计算的转角变形具有良好的一致性。随着激光功率增大,介观尺度模型得到的 x 向和 y 向的等效固有应变值越大,对应的宏观拱桥结构的转角变形也越大。同时,对比微观、介观和宏观尺度模型的计算结果可知,激光功率对宏观尺度结构残余应力和变形的影响,主要通过改变微观熔池温度实现;而熔池存在时间本身变化不大,可推测其

表 5 不同激光功率下成形材料的固有应变值

Table 5 Inherent strains of materials fabricated under different laser powers

激光功率 P/W	x 向固有应变	y 向固有应变
150	-0.00704	-0.00152
200	-0.00787	-0.00175
250	-0.00852	-0.00198

表 6 不同激光功率下宏观拱桥结构转角变形

Table 6 Curling angles of macroscale bridge structure fabricated under different laser powers

激光功率 P/W	试验转角 $\omega/(\circ)$	模拟转角 $\omega'/(\circ)$
150	2.352	2.638
200	2.438	2.675
250	2.497	2.699

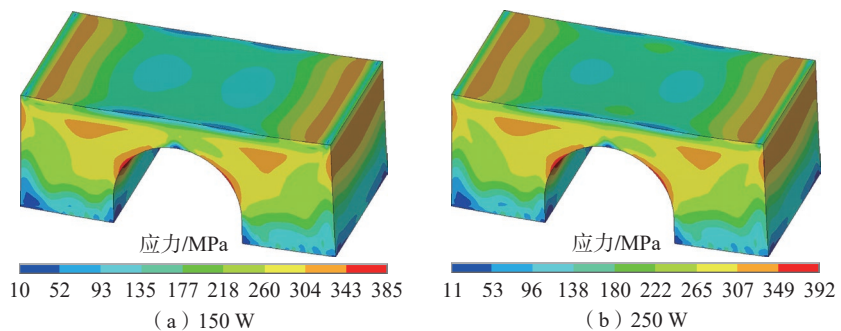


图 13 不同激光功率下宏观尺度拱桥结构在线切割后的 Von Mises 应力云图

Fig.13 Von Mises stress cloud map of macroscale bridge structure fabricated under different laser powers after WEDM

对残余应力和变形的影响并不显著。结合图 13 中的应力分布云图可知,激光功率对残余应力分布规律的影响并不明显,主要影响的是应力和变形值的大小。激光功率越高,同一位置的残余应力越高,结构变形越大。

2.2.2 扫描速度对宏观结构变形的影响

针对激光扫描速率对宏观结构变形的影响,对比了工况 1、8、9 中,900 mm/s、1200 mm/s 和 1500 mm/s 3 种激光扫描速率的多尺度模型计算结果。图 14 为微观尺度模型中不同激光扫描速率下的温度及其相关系数的空间分布和时历曲线。可知,激光扫描速率主要影响的是熔池的温度时历系数 $k_2(t)$,扫描速率越高,熔池出现的时间越早,存在时间越短,而其余参数 $T(y)$ 和 $k_1(z)$ 变化并不明显。

将图 14 中的曲线进行拟合,得到简化热源模型,并代入介观尺度模型中进行热-结构耦合分析,进而得到不同激光扫描速率下 x 向和 y 向的固有应变值,如表 7 所示。

将表 7 中的计算结果代入宏观尺度模型,开展不同激光扫描速率下 LPBF 成形拱桥结构的转角变形 ω 的分析。表 8 展示了 3 种激光扫描速率下试验测量和数值模拟方法的 LPBF 成形拱桥结构转角变形。图 15 展示了 900 mm/s 和 1500 mm/s 两种激光扫描速率下宏观拱桥模型的 Von Mises 应力计算结果。

随着激光扫描速率增大,介观尺度得到的 x 和 y 向的等效固有应变值越小,对应的宏观拱桥结构的转角变形也越小,但变化幅度比激光功率变化引起的幅度更小。对比微观、介观和宏观尺度的计算结果可知,激光扫描速率对宏观结构残余应力及变形的影响主要通过改变熔池存在的时间实现;而熔池尺寸和温度的变化幅度较小,可推断其对应力和变形的影响不显著。结合图 15 中的应力分布

云图可知,激光扫描速率对应力分布规律的影响不明显,激光扫描速率越高,残余应力越小,使结构变形越小。

2.2.3 扫描方向对宏观结构变形的影响

为了研究扫描方向对宏观结构变形的影响,首先针对工况 1~4 中

不同层间转角 $\Delta\alpha$ 的介观尺度模型进行热-结构耦合计算。由于这些工况下的激光功率和扫描速率不变,微观尺度模型得到的简化热源函数维持恒定;介观尺度模型则主要通过改变扫描熔道激活顺序及热源加载位置来模拟不同层间转角的扫

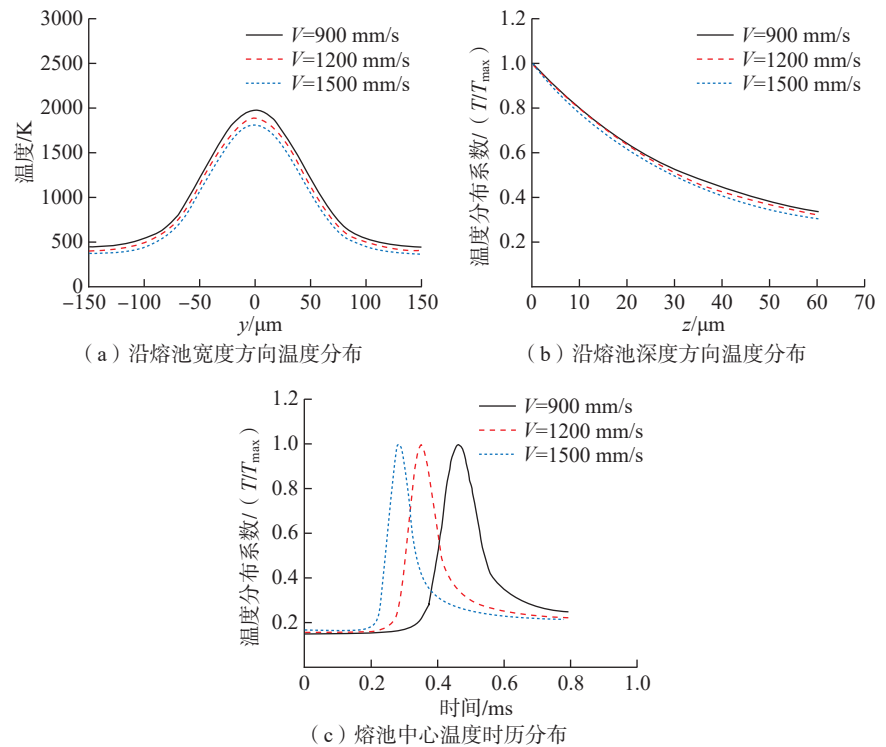


图 14 不同激光扫描速率下微观熔池的温度分布曲线

Fig.14 Temperature distribution curves of microscale molten pool under different laser scanning velocities

表 7 不同激光扫描速率下成形材料的固有应变值

Table 7 Inherent strains of materials fabricated under different laser scanning velocities

扫描速率 $V/(mm/s)$	x 向固有应变	y 向固有应变
900	-0.00801	-0.00188
1200	-0.00787	-0.00175
1500	-0.00762	-0.00164

表 8 不同激光扫描速率下宏观拱桥结构转角变形

Table 8 Curling angles of macroscale bridge structure fabricated under different laser scanning velocities

扫描速率 $V/(mm/s)$	试验转角 $\omega/(\circ)$	模拟转角 $\omega'/(\circ)$
900	2.454	2.683
1200	2.438	2.675
1500	2.411	2.666

描过程。最终,层间转角 $\Delta\alpha$ 为 0° 、 45° 、 67° 和 90° 时,计算得到 x 向和 y 向平均固有应变值,如表 9 所示。

在介观尺度模型中,层间转角 $\Delta\alpha$ 极大地影响了 x 向和 y 向的等效固有应变。当层间转角为 0° 时,沿扫描方向的固有应变(x 向)远大于垂直扫描方向的固有应变(y 向),而对于 45° 、 67° 和 90° 的层间转角,不同方向的材料残余应力和变形更加均匀,等效固有应变的各向异性程度更低。

基于表 9 中的结果,开展了不同扫描方向下 LPBF 成形拱桥结构的数值仿真。表 10 展示了试验测量和数值模拟方法下不同扫描方向的 LPBF 成形拱桥结构转角变形。

由表 10 可知,层间转角 $\Delta\alpha=0^\circ$ 时, x 向和 y 向固有应变差别很大,此时扫描初始角度 α_0 对宏观拱桥变形具有很大影响,当扫描方向全部为顺桥向时 ($\alpha_0=0^\circ$),结构转角变形最大,而全部为横桥向 ($\alpha_0=90^\circ$) 时,结构变形反而最小;层间转角

$\Delta\alpha=45^\circ$ 、 67° 和 90° 时,由于 x 向和 y 向的等效固有应变差别不大,宏观拱桥变形的差别也不明显,其值小于初始角度 0° 、层间转角 0° 的工况,大于

初始角度 90° 、层间转角 0° 的工况。

图 16 展示了工况 2~5 中不同扫描方向下 LPBF 成形宏观拱桥结构的 Von Mises 应力云图,结合图 9 (d) 的

表 9 不同扫描层间转角下结构各向固有应变值
Table 9 Inherent strains of materials fabricated under different rotation angles between successive layers

层间转角 $\Delta\alpha/(\circ)$	x 向固有应变	y 向固有应变
0	-0.00787	-0.00175
45	-0.00489	-0.00438
67	-0.0044	-0.00453
90	-0.00427	-0.00443

表 10 不同激光扫描方向下宏观拱桥结构转角变形
Table 10 Curling angles of macroscale bridge structure fabricated different laser scanning strategies ($^\circ$)

初始角度 α_0	层间转角 $\Delta\alpha$	试验转角 ω	模拟转角 ω'
0	0	2.438	2.675
	45	1.987	2.12
	67	1.912	2.02
	90	1.894	2.011
90	0	0.963	0.97

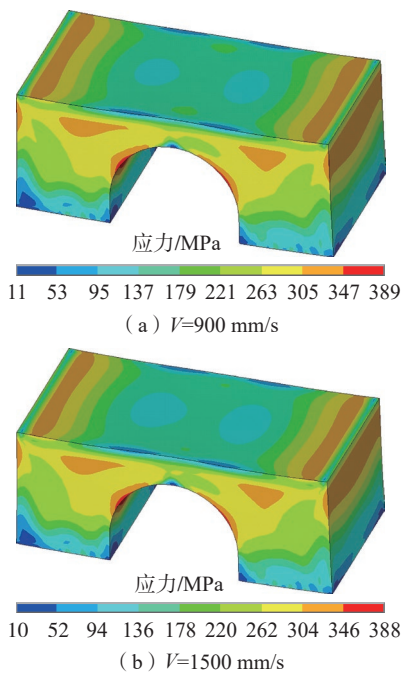


图 15 不同激光扫描速率下宏观尺度拱桥结构在线切割后的 Von Mises 应力云图

Fig.15 Von Mises stress cloud map of macroscale bridge structure fabricated under different laser scanning velocities after WEDM

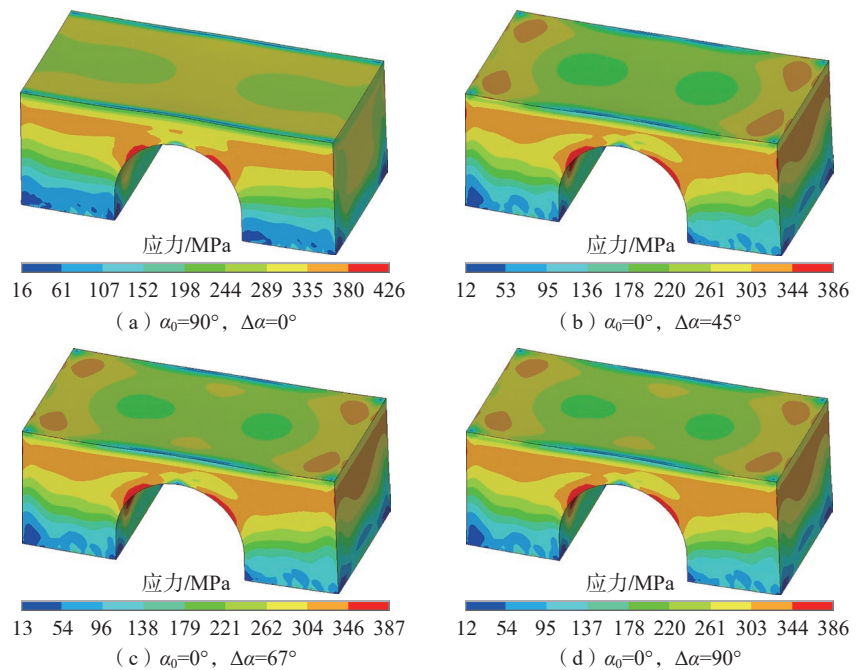


图 16 不同激光扫描方向下宏观尺度拱桥结构在线切割后的 Von Mises 应力云图
Fig.16 Von Mises stress cloud map of macroscale bridge structure fabricated under different laser scanning strategies after WEDM

工况 1 结果可知,扫描方向对应力整体分布规律具有较大影响。其中,层间转角为 45°、67° 和 90° 时的应力分布规律基本一致,而初始角度 0°、层间转角 0° 和初始角度 90°、层间转角 0° 时,应力分布规律各不相同,导致拱桥结构的残余变形差别很大。

综上所述,扫描方向不改变热源本身特性,而主要是通过改变应力和变形分布形式,结合结构本身几何特征,对宏观结构变形模式产生影响。

3 结论

本研究针对 LPBF 工艺过程采用了一种多尺度建模方法,通过微观尺度到宏观尺度的层层映射,快速预测了宏观拱桥结构的残余应力和变形,并通过试验和数值模拟相结合的方式,讨论了激光功率、扫描速率和扫描方向对宏观结构残余应力和变形的影响,得到如下结论。

(1) 多尺度数值模型与试验结果具有良好的一致性,通过不同尺度仿真结果映射,可以系统研究激光工艺参数与扫描方向对宏观构件的残余应力和变形的影响。

(2) 激光功率对宏观结构残余应力和变形的影响主要通过改变微观熔池温度实现,激光功率越大,微观尺度熔池尺寸和温度越高,介观尺度材料等效固有应变值越大,宏观尺度拱桥结构的转角变形越大。

(3) 激光扫描速率对宏观结构残余应力和变形的影响主要通过改变熔池存在时间实现。扫描速率越高,微观尺度熔池存在时间越短,介观尺度材料等效固有应变值越小,宏观尺度拱桥结构的转角变形也越小。

(4) 激光扫描方向对结构变形影响很大,主要通过改变材料应力分布特征对结构变形模式产生影响。当层间转角为 0° 时,沿扫描方向的固有应变(x 向)远大于垂直扫描方向的固有应变(y 向),而对于 45°、67° 和 90° 的层间转角, x 向和 y 向

的固有应变更加均匀。因此,当激光扫描方向全部沿顺桥向时,拱桥结构转角变形最大,而全部沿横桥向时,拱桥结构转角变形最小。45°、67° 和 90° 层间转角的固有应变值差别不大,因此拱桥结构变形差异不明显,变形值处于中等水平。

上述研究结果表明,本文提出的多尺度数值模拟方法,可以较好地预测宏观拱桥结构在不同 LPBF 成形工艺参数和扫描方向下的残余变形值。在实际工程应用中,该方法同样可以快速获取 LPBF 成形构件在多种工艺下的变形趋势,从中选择较优工艺,控制构件成形精度。同时,本数值模拟方法也可以结合传统优化方法或人工智能算法,以结构成形工艺参数为优化变量,以构件残余应力或变形值最小化为目标,开展结构成形工艺参数优化设计,为 LPBF 成形大型构件的几何精度调控提供技术支撑。

参考文献

[1] HERZOG D, SEYDA V, WYCISK E, et al. Additive manufacturing of metals[J]. *Acta Materialia*, 2016, 117: 371–392.

[2] XIAO Y K, CHEN H, BIAN Z Y, et al. Enhancing strength and ductility of AlSi10Mg fabricated by selective laser melting by TiB₂ nanoparticles[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2022, 109: 254–266.

[3] DING H, XIAO Y K, BIAN Z Y, et al. Effect of in-situ TiB₂ particles on microstructure and mechanical properties of Al-Fe-Ni manufactured by selective laser melting[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2022, 845: 143065.

[4] BARTLETT J L, CROOM B P, BURDICK J, et al. Revealing mechanisms of residual stress development in additive manufacturing via digital image correlation[J]. *Additive Manufacturing*, 2018, 22: 1–12.

[5] GANERIWALA R K, STRANTZA M, KING W E, et al. Evaluation of a thermomechanical model for prediction of residual stress during laser powder bed fusion of Ti-6Al-4V[J]. *Additive Manufacturing*, 2019, 27: 489–502.

[6] SUN H, LIAN Q, SHI Y, et al.

Numerical analysis of the effects of reinforcing particles on the residual stress of TiB₂/Al-Si composites fabricated by laser powder bed fusion[J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2024, 33(15): 7465–7478.

[7] 陈煜炯. 增材制造铝合金结构中残余应力的研究[D]. 上海: 上海交通大学, 2020.

CHEN Yujiong. Study of residual stresses in additive manufactured aluminum alloy structure[D]. Shanghai: Shanghai Jiao Tong University, 2020.

[8] MISHUROVA T, CABEZA S, ARTZT K, et al. An assessment of subsurface residual stress analysis in SLM Ti-6Al-4V[J]. *Materials*, 2017, 10(4): 348.

[9] THIEDE T, CABEZA S, et al. Residual stress in selective laser melted inconel 718: Influence of the removal from base plate and deposition hatch length[J]. *Materials Performance and Characterization*, 2018, 7(4): 717–735.

[10] CHEN W, XU L Y, HAN Y D, et al. Control of residual stress in metal additive manufacturing by low-temperature solid-state phase transformation: An experimental and numerical study[J]. *Additive Manufacturing*, 2021, 42: 102016.

[11] DING D H, ZHANG S M, LU Q H, et al. The well-distributed volumetric heat source model for numerical simulation of wire arc additive manufacturing process[J]. *Materials Today Communications*, 2021, 27: 102430.

[12] CHEN F, YAN W T. High-fidelity modelling of thermal stress for additive manufacturing by linking thermal-fluid and mechanical models[J]. *Materials & Design*, 2020, 196: 109185.

[13] LIANG L J, HU R Z, WANG J S, et al. A thermal fluid mechanical model of stress evolution for wire feeding-based laser additive manufacturing[J]. *Journal of Manufacturing Processes*, 2021, 69: 602–612.

[14] LIANG X, CHEN Q, CHENG L, et al. Modified inherent strain method for efficient prediction of residual deformation in direct metal laser sintered components[J]. *Computational Mechanics*, 2019, 64(6): 1719–1733.

[15] LIANG X, CHENG L, CHEN Q, et al. A modified method for estimating inherent strains from detailed process simulation for fast residual distortion prediction of single-walled structures fabricated by directed energy deposition[J]. *Additive Manufacturing*, 2018, 23: 471–486.

[16] CHEN Q, LIANG X, HAYDUKE D, et al. An inherent strain based multiscale modeling

framework for simulating part-scale residual deformation for direct metal laser sintering[J]. Additive Manufacturing, 2019, 28: 406–418.

[17] JIA H L, SUN H, WANG H Z, et al. Size effect in selective laser melting additive manufacturing of 700 mm large component[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2022, 75: 125–137.

[18] CHENG L, LIANG X, BAI J X, et al. On utilizing topology optimization to design support structure to prevent residual stress induced build failure in laser powder bed metal additive manufacturing[J]. Additive Manufacturing, 2019, 27: 290–304.

[19] TRAN H T, LIANG X, TO A C. Efficient prediction of cracking at solid-lattice support interface during laser powder bed fusion via global-local J-integral analysis based on modified inherent strain method and lattice support homogenization[J]. Additive Manufacturing, 2020, 36: 101590.

[20] CHENG L, TO A. Part-scale build orientation optimization for minimizing residual

stress and support volume for metal additive manufacturing: Theory and experimental validation[J]. Computer-Aided Design, 2019, 113: 1–23.

[21] CHEN Q, LIU J K, LIANG X, et al. A level-set based continuous scanning path optimization method for reducing residual stress and deformation in metal additive manufacturing[J]. Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering, 2020, 360: 112719.

[22] KELLER N, PLOSHIKHIN V. New method for fast predictions of residual stress and distortion of AM parts[C]//Solid Freeform Fabrication Symposium. Austin, 2014.

[23] LI C, LIU J F, FANG X Y, et al. Efficient predictive model of part distortion and residual stress in selective laser melting[J]. Additive Manufacturing, 2017, 17: 157–168.

[24] LI C, GUO Y B, FANG X Y, et al. A scalable predictive model and validation for residual stress and distortion in selective laser melting[J]. CIRP Annals, 2018, 67(1): 249–252.

[25] WU A S, BROWN D W, KUMAR M,

et al. An experimental investigation into additive manufacturing-induced residual stresses in 316L stainless steel[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2014, 45(13): 6260–6270.

[26] CHEN Y J, SUN H, LI Z C, et al. Strategy of residual stress determination on selective laser melted Al alloy using XRD[J]. Materials, 2020, 13(2): 451.

[27] LUO C, QIU J H, YAN Y G, et al. Finite element analysis of temperature and stress fields during the selective laser melting process of thermoelectric SnTe[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2018, 261: 74–85.

[28] WANG H Z, KAWAHITO Y, YOSHIDA R, et al. A model to calculate the laser absorption property of actual surface[J]. International Journal of Heat and Mass Transfer, 2018, 118: 562–569.

通信作者: 廉清, 助理实验师, 研究方向为铝基复合材料。

Study on Residual Stress and Deformation of Structure of Aluminum Matrix Composite Fabricated by Laser Powder Bed Fusion

SUN Hua, LIU Xuying, LIAN Qing, WANG Hongze, WU Yi, WANG Haowei
(Shanghai Jiao Tong University, Shanghai 200240, China)

[ABSTRACT] This study focuses on the residual stress caused by local melting and solidification of metal powder in the laser powder bed melting forming process. The residual stress and deformation of the macroscale structure of TiB₂/AlSi10Mg composite were predicted by multi-scale numerical simulation method. The influence of laser power, scanning speed, and scanning direction on the residual stress and deformation of the structure was investigated. The multi-scale numerical results are in good agreement with those of the experimental measurements. An increase in laser power results in a proportional increase in the dimensions and temperature of the melt pool, as well as the equivalent inherent strain of the material and residual deformation of the structure. An increase in the laser scanning speed results in a reduction in the duration of the molten pool, a decrease in the equivalent inherent strain of the material and residual deformation of the structure. The laser scanning strategy exerts a significant influence on the deformation mode of the structure, primarily through its influence on the stress distribution. When the rotation angles between successive layers is 0°, the inherent strain of the material along the scanning direction is higher than that perpendicular to the scanning direction. Therefore, the rotation deformation of the bridge structure is maximum when all the laser scanning vectors are in the longitudinal direction and minimum when they are in the transverse direction. When the rotation angles between successive layers are 45°, 67°, and 90°, the anisotropy of the inherent strain of the material is comparatively reduced. Their residual deformations differences of the bridge structure are not significant, and the rotation deformation values are intermediate.

Keywords: Laser additive manufacturing; Aluminum matrix composite; Numerical simulation; Residual stress; Residual deformation

(责编 阳光)