

基于有限元的激光增材过程熔化热积累模拟

唐琪¹, 陈静青¹, 陈鹏¹, 陈勇¹, 赵颖²

(1. 西南交通大学, 成都 610031; 2. 天津工业大学, 天津 300387)

摘要: 采用高斯体热源对 H13 模具钢的单层多道选区激光熔化温度场进行了模拟。研究了 S 型扫描时, 不同扫描长度的热积累及其对熔池形貌的影响, 通过试验验证了模拟结果的正确性, 并提出了减小热积累的措施。结果表明, 扫描长度越短, 热积累越严重, 熔池在第 5 道时的最高温度越高。以不同扫描长度的熔化长度、熔深和熔宽的平均增长率为标准可知, 它们的平均增长率分别为 32.1%, 27.1% 和 13.5%。采用单向扫描的方式可减小热积累的程度, 与 S 形扫描路径相比, 当扫描长度为 6 mm 时, 第 5 道的最高温度由 3 115.6 °C 降低到 2 881.51 °C, 但完成相同道次的扫描所用时间是 S 型扫描的两倍。

关键词: H13 模具钢; 选区激光熔化; 温度场; 热积累

中图分类号: TG 402 文献标识码: A doi: 10.12073/j.hjxb.2019400189

0 序言

近年来, 快速制造以其较低的制造价格和较短的生产周期受到了越来越多的关注, 选区激光熔化(selective laser melting, SLM)作为一种新型快速制造技术, 被广泛运用于工业制造、航空航天、军工产品和生物医学等领域, 它不同于传统的制造技术, SLM 是通过高能激光束熔化金属粉末形成液态熔池, 通过熔池凝固实现点-线-面-体的一种逐层叠加的增材制造技术^[1-2]。得益于以上成形原理, 使得 SLM 对制造对象几乎没有结构限制, 特别适用于薄壁件、多孔件和梯度功能部件的制造。相比于传统的铸造和锻压部件, SLM 制造的部件具有更高的强度, 其致密度达到了 99% 以上^[3-4]。

由于 SLM 加工过程温度分布不均且加热和冷却过程很难通过试验方法得到, 因此越来越多的学者通过数值模拟的方法对 SLM 加工的热过程进行了分析^[5]。Wu 等人^[6]研究了 AlSi10Mg 脉冲激光熔化温度场的分布, Li 等人^[5]研究了不同焊接参数对铝合金粉末选区激光熔化温度场的影响, Hussein 等人^[7]对无支撑的单层选区激光熔化温度场进行了模拟, Hu 等人^[8]对多层单道 SLM 热传递过程进行了研究。然而, 关于激光扫描长度对温度

场及熔池形貌的影响却鲜有报道。

采用高斯体热源, 用有限元软件 ABAQUS 在考虑材料热物理性能随温度变化的情况下, 对 H13 模具钢的单层多道 SLM 温度场进行了模拟, 定量分析了 S 型扫描情况下, 不同扫描长度的热积累大小及其对熔池形貌的影响。同时分析了制件多层扫描时产生裂纹的原因, 并提出改善措施, 为实际生产提供了参考。

1 模型建立

1.1 有限元模型

采用有限元软件 ABAQUS 自带的建模模块, 完成了不同尺寸模型的建立, 主要研究了不同扫描长度多道 SLM 的温度场分布及其对熔池形貌的影响, 激光扫描长度分别为 6, 8 和 10 mm, 图 1 是扫描长度为 6 mm 时的网格模型, 其中基板尺寸为 7 mm × 0.7 mm × 0.5 mm, 粉床尺寸为 6 mm × 0.4 mm × 0.04 mm。扫描长度为 8 和 10 mm 时, 基板和粉床在 z 向和 y 向的尺寸不变, 基板 x 向分别为 9 和 11 mm, 粉床 x 向分别为 8 和 10 mm。为确保计算精度, 同时提高计算效率, 将粉床离散为尺寸 0.02 mm × 0.02 mm × 0.02 mm 的 DC3D8 网格, 基板网格采用渐变过渡。三种模型单元数分别为 48 780 个, 64 665 个和 79 385 个。

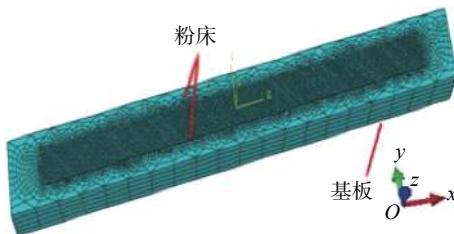


图 1 网格模型
Fig. 1 Mesh model

1.2 计算材料属性

在选区激光熔化中, 由于金属粉末之间存在空隙, 使粉床的热导率与基板存在一定差异, 满足方程^[5, 6, 9], 即

$$k_p = k_s (1 - \phi) \quad (1)$$

式中: k_p 和 k_s 分别为粉床和基板的热导率; ϕ 为粉床孔隙率, 满足方程

$$\phi = \frac{\rho_s - \rho_p}{\rho_s} \quad (2)$$

式中: ρ_p 和 ρ_s 分别为粉床和基板的密度; ρ_s 为 7760 kg/m^3 ; ϕ 为 0.4, 其它热物理参数如图 2 所示^[10]. 另外考虑到液-固相变过程, 取材料的相变热焓为 $2.72 \times 10^5 \text{ J/kg}$.

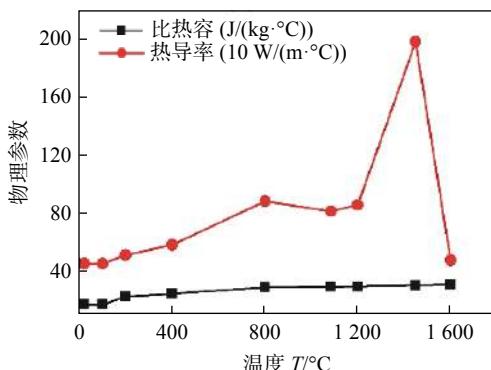


图 2 H13 模具钢的热物理性能
Fig. 2 Thermo-physical properties of H13 steel

1.3 边界条件及热源模型

采用对流换热边界条件, 忽略热辐射对模拟结果的影响, 满足公式^[6]

$$q_c = h(T - T_0) \quad (3)$$

式中: h 为对流换热系数, 为 $15 \text{ W}/(\text{m}^2 \cdot \text{°C})$; T 为当前表面温度; T_0 为室温 (25 °C).

在分析过程中, 假设激光沿 x 正向平移且热流分布符合高斯热流模型, 满足公式^[2]

$$q(x, y, z) = \eta \frac{HI}{s} \quad (4)$$

$$H = \frac{2P}{\pi d^2} e^{-\frac{2(x-vt)^2 + 2y^2}{d^2}} \quad (5)$$

$$I = -\frac{15}{4} \left(\frac{z}{s}\right)^2 + 3 \left(\frac{z}{s}\right) + \frac{3}{4} \quad (6)$$

以上计算采用的激光参数如表 1 所示.

表 1 参数取值
Table 1 Parameter selection

粉床吸收率 η	激光功率 P/W	扫描速度 $v/(\text{m} \cdot \text{s}^{-1})$	光斑直径 $d/\mu\text{m}$	穿透深度 $s/\mu\text{m}$
0.45	400	0.5	100	100

1.4 激光扫描路径设置

采用 S 型扫描的方式, 完成了对不同扫描长度的单层 5 道 SLM 的温度场模拟, 激光行走轨迹如图 3 所示, 在完成第 1 道扫描后, 扫描方向反向, 进行第 2 道的扫描, 激光行走重复上述过程直至完成第 5 道的扫描, 每道之间行间距为 $70 \mu\text{m}$.

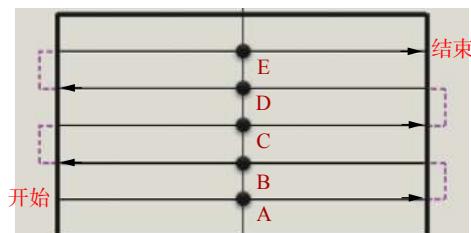


图 3 激光行走轨迹
Fig. 3 Trajectory of laser

2 有限元温度场模拟结果

2.1 激光熔池形貌

为验证热源模型和激光参数的正确性, 首先需要对热源进行校核, 有限元计算得到的熔池形貌和试验的熔池形貌如图 4 所示. 左边为模拟结果, 灰色部分是温度超过 H13 模具钢熔点 1470 °C ^[11] 的区域, 右边是实际熔池截面形貌, 图中虚线代表熔

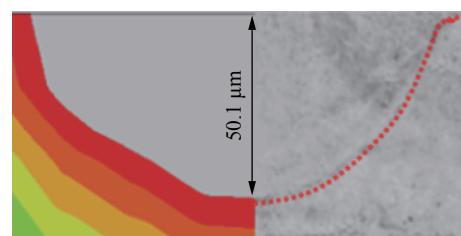


图 4 模拟和试验熔池对比
Fig. 4 Comparison of simulated (left) and experiment (right) melt pool

合线, 熔池深度大于粉床厚度有利于粉床与基板和层间的结合, 避免结合不良而产生裂纹, 通过比较可知, 模拟与试验的熔池截面形貌基本吻合, 证明采用的热源模型是可信的.

2.2 不同扫描长度对温度场的影响

图 3 中点 A~E 分别是第 1~5 道扫描路径的中点, 提取各点温度并绘制图 5 所示的热循环曲线. 由图 5 可知, 热源中心靠近取值点时, 取值点温度急剧升高, 而热源中心离开时, 取值点温度缓慢降低. 随着扫描道次的增加, 取值点最高温度逐渐增大. 当扫描长度为 6 mm 时, 最高温度从第 1 道的 2 576.1 ℃ 增大到第 5 道的 3 115.6 ℃, 增长率为 20.9%; 当扫描长度为 8 mm 时, 最高温度以 16.9%

的增长率从 2 567.9 ℃ 增大到 3 002.2 ℃; 而扫描长度为 10 mm 时, 最高温度由 2 562.5 ℃ 增大到 2 870.7 ℃, 增长率为 12.0%. 这是由于扫描时间随扫描长度增加而增加, 使更多的热量能够传导到周围区域, 从而使各道次的最高温度更低. 由图 5a 可知, 每条曲线有 5 个波峰, 即当前道次的加热和后续或者之前道次的热传导. 在同一时刻, 离当前取值点越远的点峰值温度越低; 整个扫描过程中, 点 A, B 只经历一次熔化, 随着扫描道次增加, 热积累不断增大, 使 C, D 点在扫描第 4, 5 道时发生了重熔, 因此 C, D 点经历两次熔化, 局部重熔有利于相邻焊道之间的结合, 避免气孔的产生, 同样的规律在图 5b, c 中也可以观察到.

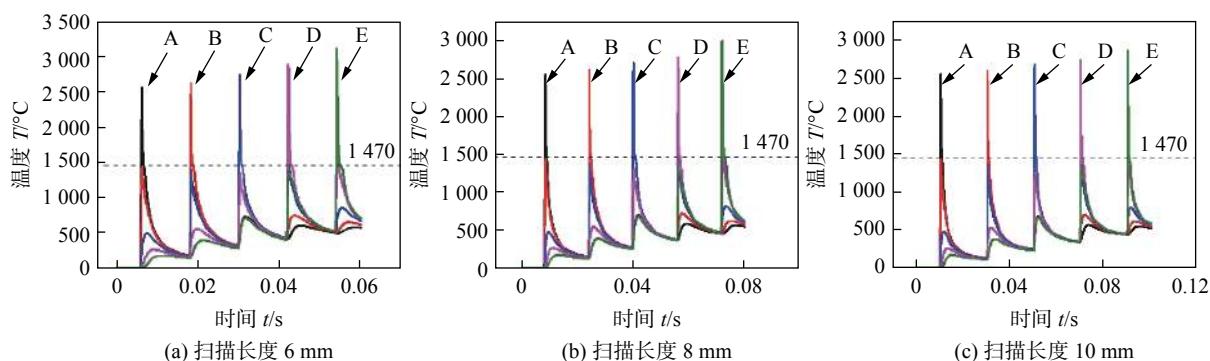


图 5 不同扫描长度热循环曲线

Fig. 5 Thermal cycle curves with different scanning lengths

2.3 不同扫描长度对熔池形貌的影响

图 6 是热源中心到达 6 mm 第 3 道中点时的温度场云图, 灰色部分表示熔池, 熔池前端等温线密集, 这是由于熔池前面为未熔化的粉材, 导热率低, 使熔池前端具有很大的温度梯度; 尾部出现“彗星尾”后拖, 是因为凝固区域导热率高, 使温度梯度逐渐降低. 由于 A, E 两点处于路径两侧, 扫描过程中未能形成完整熔池, 因此只测了中间 3 道的熔池形

貌, 如图 7 所示, 随着扫描长度的增加, 热积累逐渐减小, 使熔池体积减小, 但对应的增长率波动不大; 而在相同长度的扫描过程中, 熔池体积逐道增大. 以不同扫描长度的平均增长率为标准, 热积累对熔化长度的影响较大, 平均增长率为 32.1%; 对熔深的影响次之, 平均增长率为 27.1%; 对熔宽的影响较小, 平均增长率为 13.5%.

2.4 试验验证

在进行多道扫描时, 扫描当前道次必将使之前道次的边缘发生局部重熔, 观察到熔池形貌不完整, 测量时通常采用人为延长搭接区的熔池轮廓线^[12], 而单道扫描不存在重熔的问题, 熔池测量相对容易. 图 4 已经对单道熔池尺寸进行了测量, 得到模拟结果与试验结果基本吻合, 证明了单道模拟的准确性. 由模拟结果可知, 6 mm 扫描长度的热积累最明显, 为证明多道模拟的正确性, 同时说明热积累对制件成形的影响. 采用 H13 粉末和与模拟完全

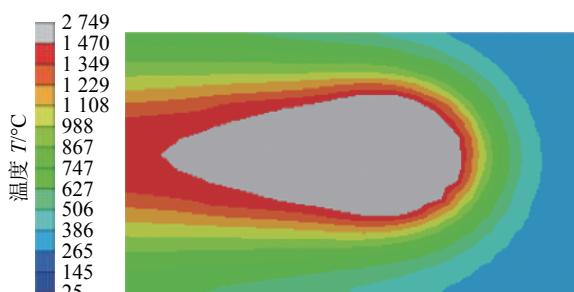


图 6 温度场云图

Fig. 6 Contour of temperature field

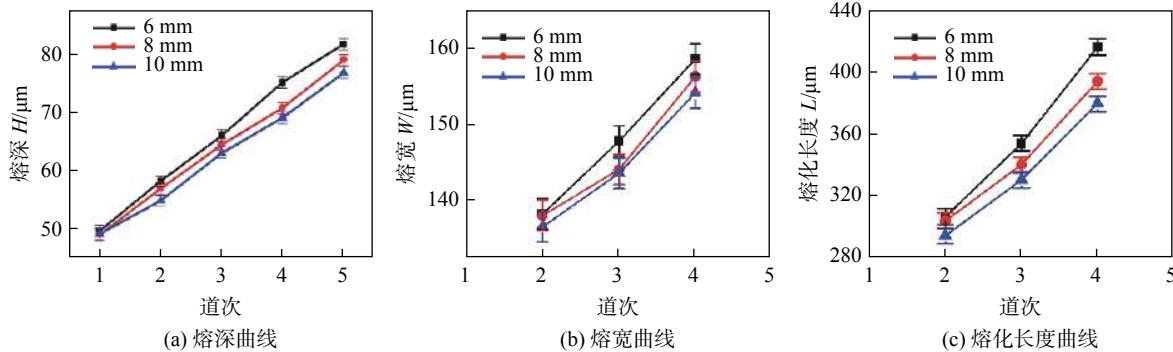


图 7 熔池形貌曲线

Fig. 7 Weld pool profile

相同的激光参数(表 1), 在惰性气体的保护下进行了扫描长度为 6 mm 的 SLM 多层多道试验, 得到了 H13 的块状试样.

将块状试样经过研磨、抛光和腐蚀后, 在光学显微镜下对试样截面熔池形貌进行了观察, 并且同时测量了熔池的熔宽和熔深^[13], 如图 8 所示. 在多层次扫描中, 第一层的熔池形貌可以验证模拟结果, 激光扫描顺序为从左到右逐道扫描, 虚线表示同一扫描层不同道次的熔池轮廓, 取与模拟相同位置的第 2~4 道熔池与模拟结果进行对比, 底部浅灰色区域表示基板, W 表示熔宽, h 表示熔深, 试验结果与模拟结果如表 2 所示. 由表 2 可知, 随着扫描道次的增加, 熔宽和熔深都逐渐增大, 模拟结果与试验结果存在一定误差, 其中熔深误差平均值为 16.9%, 熔宽误差平均值为 5.8%, 总的来说, 模拟结果与试验结果基本吻合, 可以通过数值模拟的方法研究 SLM 过程中的热积累问题. 由于 8 和 10 mm 的模型只与 6 mm 的模型在扫描长度上不同, 因此可推断其它两个模拟结果也具有一定的可信度. 从左下角局部放大图可看到, 过大的热积累使制件内应力增加, 过大的内应力将使制件在进一步加工时

产生裂纹, 严重影响制件的使用性能, 因此在实际生产中必须考虑热积累的问题.

表 2 模拟与试验熔池尺寸对比

Table 2 Comparison of calculated and measured molten pool dimensions

道次	参数	模拟	试验	误差
第2道	熔宽 $W/\mu\text{m}$	138.4	144.3	4.1%
	熔深 $h/\mu\text{m}$	59.5	74.3	19.9%
第3道	熔宽 $W/\mu\text{m}$	147.9	156.2	5.3%
	熔深 $h/\mu\text{m}$	67.7	79.4	14.7%
第4道	熔宽 $W/\mu\text{m}$	158.6	172.5	8.1%
	熔深 $h/\mu\text{m}$	77.3	92.1	16.1%

2.5 减小热积累的方法

由小节 2.2 和小节 2.3 可看出, 在 S 型扫描路径的情况下, 虽然可以通过增大扫描长度减小热积累对熔池形貌的影响, 但减小幅度较小. 因此, 为进一步减小热积累的影响, 采用单向扫描^[10]的方式研究了不同扫描路径对热积累的影响, 就是将图 3 中偶数道扫描方向反向, 激光在扫描完当前道次后回到下一道起点继续扫描, 直至任务完成. 各道次取值点位置与图 3 相同, 扫描长度为 6 mm 各取值点热循环曲线如图 9 所示. 比较图 9 和图 5a 热循环曲线, 基本规律相同, 但图 9 中各取值点的最高温度均小于图 5a. 第 5 道最高温度由 S 型扫描的 3 115.6 °C 降低到单向扫描的 2 881.51 °C, 约等于 S 型扫描 10 mm 时第 5 道的最高温度, 这是由于单向扫描有效的避免了 S 型扫描相邻焊道拐点处的反复热输入, 因此可以通过改变扫描方式来减小热积累. 但相比 S 型扫描, 单向扫描完成相同道次所用的时间是前者的两倍.

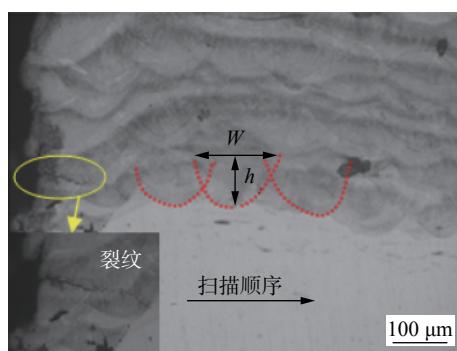


图 8 熔池轮廓示意图 (6 mm)

Fig. 8 Sketch map of molten pool

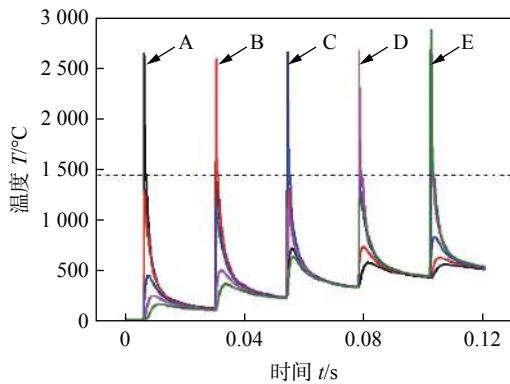


图 9 单道扫描热循环曲线

Fig. 9 Thermal cycle curve of single pass scanning

3 结 论

(1) 当扫描长度为 6 mm 时, 最高温度从第 1 道的 2 576.1 °C 增大到第 5 道的 3 115.6 °C, 增长率为 20.9%; 当扫描长度为 8 mm 时, 最高温度以 16.9% 的增长率从 2 567.9 °C 增大到 3 002.2 °C; 而扫描长度为 10 mm 时, 最高温度由 2 562.5 °C 增大到 2 870.7 °C, 增长率为 12.0%.

(2) 以三种不同扫描长度的熔化长度、熔深和熔宽的平均增长率 as 标准可知, 热积累对熔化长度的影响较大, 熔化长度平均增长率为 32.1%; 对熔深的影响次之, 平均增长率为 27.1%; 对熔宽的影响较小, 平均增长率为 13.5%.

(3) 采用单向扫描的方式, 扫描长度为 6 mm 时, 第 5 道的最高温度由 3 115.6 °C 降低到 2 881.51 °C, 有效的减小了多道扫描时的热积累问题, 但完成相同道次的扫描所用时间是 S 型扫描的两倍.

参考文献:

- [1] Ding X, Wang L. Heat transfer and fluid flow of molten pool during selective laser melting of AlSi10Mg powder: simulation and experiment[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2017, 26: 280–289.
- [2] Cheng B, Shrestha S, Chou K. Stress and deformation evaluations of scanning strategy effect in selective laser melting[J]. Additive Manufacturing, 2016, 12: 240–251.
- [3] Shi X, Ma S, Liu C, et al. Parameter optimization for Ti-47Al-2Cr-2Nb in selective laser melting based on geometric characteristics of single scan tracks[J]. Optics & Laser Technology, 2017, 90: 71–79.

- [4] Denlinger E R, Pan M. Effect of stress relaxation on distortion in additive manufacturing process modeling[J]. Additive Manufacturing, 2016, 12: 51–59.
- [5] Li Y, Gu D. Parametric analysis of thermal behavior during selective laser melting additive manufacturing of aluminum alloy powder[J]. Materials & Design, 2014, 63(2): 856–867.
- [6] Wu J, Wang L, An X. Numerical analysis of residual stress evolution of AlSi10Mg manufactured by selective laser melting[J]. Optik-International Journal for Light and Electron Optics, 2017, 137: 65–78.
- [7] Hussein A, Hao L, Yan C, et al. Finite element simulation of the temperature and stress fields in single layers built without-support in selective laser melting[J]. Materials & Design, 2013, 52(24): 638–647.
- [8] Hu H, Ding X, Wang L. Numerical analysis of heat transfer during multi-layer selective laser melting of AlSi10Mg[J]. Optik-International Journal for Light and Electron Optics, 2016, 127(20): 8883–8891.
- [9] 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(6): 221–232.
- [10] Tang T, Felicelli S D. Numerical analysis of thermo-mechanical behavior of laser cladding process[C]/TMS Meeting & Exhibition, 2014: 211–218.
- [11] Chen J, Xue L. Laser cladding of wear resistant CPM 9V tool steel on hardened H13 substrate for potential automotive tooling applications[J]. Materials Science & Technology, 2010(10): 2459–2470.
- [12] Lee Y S, Zhang W. Modeling of heat transfer, fluid flow and solidification microstructure of nickel-base superalloy fabricated by laser powder bed fusion[J]. Additive Manufacturing, 2016, 12: 178–188.
- [13] Pinkerton A J, Li L. Direct additive laser manufacturing using gas- and water-atomised H13 tool steel powders[J]. International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2005, 25(5-6): 471–479.

第一作者简介: 唐琪, 男, 1993 年出生, 硕士研究生. 主要从事焊接数值模拟和激光增材制造仿真分析. Email: tq_swjtu@163.com

通信作者简介: 陈静青, 女, 讲师, Email: simweld@163.com