



激光体能量密度对选区激光熔化成形的有限元分析

冯庆晓¹, 李多生¹, 叶寅¹, 熊孝经², 王国波¹, 王凯¹

(1. 南昌航空大学 材料科学与工程学院, 南昌 330063;

2. 季华实验室, 佛山 528000)

摘 要: 建立 Ti-6Al-4V 合金三维有限元模型, 探究低功率密度下不同的激光体能量密度对选区激光熔化多层沉积成形过程热行为及热应力演变的影响。本模拟采用热-结构间接耦合的方式计算应力场, 利用 Sqrse/PCG 自动求解器增加其收敛性。结果表明: 随着低功率密度下激光体能量密度从 37.04 J/mm³ 增加至 74.07 J/mm³, 温度分布具有相似的变化趋势, 熔池深度及宽度先增大后趋于平稳, 实验熔宽与模拟结果基本一致。随着激光体能量密度的增加, 整体残余应力呈减小趋势, 降幅 6.30%。表面应力呈“条带状”周期性分布, 应力集中处于扫描轨道的搭接区域, 基板层边缘处应力较大。通过对比模拟与实验层间残余应力结果, 可见随着体能量密度的增加两者具有相同的变化趋势, 最大偏差 6.28%。在能量密度为 37.04~74.07 J/mm³ 范围内, 经线性拟合后, 模拟/实验层间残余应力与硬度值呈反比关系。

关键词: 激光体能量密度; SLM; Ti-6Al-4V; 热应力演变; 层间残余应力

文章编号: 1004-0609(2022)-02-0445-11

中图分类号: TG146; TG404

文献标志码: A

引文格式: 冯庆晓, 李多生, 叶寅, 等. 激光体能量密度对选区激光熔化成形的有限元分析[J]. 中国有色金属学报, 2022, 32(2): 445–455. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-40063

FENG Qing-xiao, LI Duo-sheng, YE Yin, et al. Finite element analysis of laser volume energy density on selected laser melting forming[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2022, 32(2): 445–455. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-40063

选区激光熔化(Selective laser melting, SLM)是一种增材制造工艺, 可通过逐层铺粉直接成形复杂零件, 目前已广泛应用于航空航天、医疗等领域^[1]。SLM 成形的局限性之一是快速加热、冷却过程产生的热变形可能会导致零件断裂或翘曲^[2-4]。成型件的成形质量、力学性能主要受激光功率、扫描速率、扫描间距等因素影响^[5], 而激光体能量密度作为几种参数的综合影响因素, 探究体能量密度对成型件性能的影响显得尤为重要。有限元模拟是预测 SLM 成形过程的温度梯度及残余应力的预测方法之一。FU 等^[6]、谭树杰等^[7]通过建立有限元模型对熔池尺寸进行预测, 并通过实验验证了模拟的正确性。

WANG 等^[8]利用有限元软件模拟激光功率及扫描速率对残余应力的影响, 发现随着功率及扫描速率的增加, 沿扫描方向的应力有增加的趋势。GU 等^[9]研究不同扫描轨道节点的应力分布, 结果表明扫描开始及每一轨道末端产生应力集中, 经过实验验证固体边缘处易产生裂纹及翘曲。宗学文等^[10]研究表明, 随着激光能量密度的增加, 316L 成形件熔池形态平整, 晶粒生长取向明显, 能量密度为 65~85 J/mm³ 时抗拉强度最佳, 因此, 利用激光能量密度探究零件性能具有重要意义。姜毅^[11]使用盲孔法和显微硬度法测残余应力, 测得两种方法具有相同的变化趋势。XIAO 等^[12]探究不同工艺对选区激光熔

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(51562027); 江西省重点研发计划资助项目(20201BBE51001); 江西省省级优势科技创新重点团队项目(20181BCB24007)

收稿日期: 2020-12-01; **修订日期:** 2021-07-22

通信作者: 李多生, 副教授, 博士; 电话: 18170089973; E-mail: duosheng.li@nchu.edu.cn

化 Ti-6Al-4V 的残余应力影响, 结果表明扫描速率的影响大于功率及扫描间距。残余应力的存在影响成型件性能, 有些研究者采用预热法和后热处理法去除残余应力, 但通常会增加制造成本和生产时间^[13-14]。

目前, 国内外研究学者对激光功率、扫描速度、扫描间距等参数的研究较多, 但多种参数的改变本质上是激光体能量密度的改变。XIAO 等^[12]认为扫描速度的影响要大于激光功率, 大功率激光器代表着成本的增加。因此, 为降低成形成本, 本文作者针对低功率密度下的激光体能量密度进行研究, 采用半定量分析的方法模拟低功率下能量密度对 SLM 多层沉积成形 Ti-6Al-4V 合金的热行为及热应力演变研究, 分析不同体能量密度下熔池及层间残余应力的变化趋势, 并采用硬度(压痕)法测得实际层间应力对比模拟结果进行分析, 研究结果可为 SLM 成形 Ti-6Al-4V 合金的层间残余应力研究提供参考。

1 物理模型

1.1 有限元模型

本文采用有限元软件建立间接热-结构耦合模型, 在模拟过程中, 首先进行非线性瞬态热的分析, 将计算所得的温度作为应力分析的热载荷, 实现间接耦合从而获得应力分析结果。图 1(a)所示为两层

结构有限元模型的网格划分, 其中粉床部分尺寸为 $960\ \mu\text{m} \times 480\ \mu\text{m} \times 60\ \mu\text{m}$, 层厚 $30\ \mu\text{m}$, 基板部分尺寸为 $1160\ \mu\text{m} \times 680\ \mu\text{m} \times 300\ \mu\text{m}$ 。为了提高计算精度, 增加收敛性, 激光直接作用的粉床部分采用六面体网格, 远离激光的基板部分采用粗化的四面体网格, 粉床与基板过渡部分采用细化的四面体网格以便更准确地进行热传导。在此网格划分的条件下, 单元及节点数分别为 68630 和 181463。扫描策略采用 S 型扫描及层间相位角 90° 的扫描方式, 如图 1(c)所示。

1.2 热分析基本理论

选区激光熔化是一个快速加热和快速冷却的复杂过程, 材料热物理性能产生剧烈变化, 伴随着熔化及相变, 该过程符合非线性热传导。Ti-6Al-4V 合金的热物性参数如图 2 所示。热平衡方程满足下列经典条件三维热传导方程^[15], 如式(1)所示:

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

式中: ρ 为材料密度; c 为比热容; T 为热力学温度; t 为传热时间; k 为导热系数; Q 为体热源强度。

选区激光熔化成形采用 IPG 连续激光器, 波长 $1.064\ \mu\text{m}$, 其激光能量符合高斯分布如图 1(b)所示, 选用沿深度方向呈指数衰减的高斯体热源模型^[16],

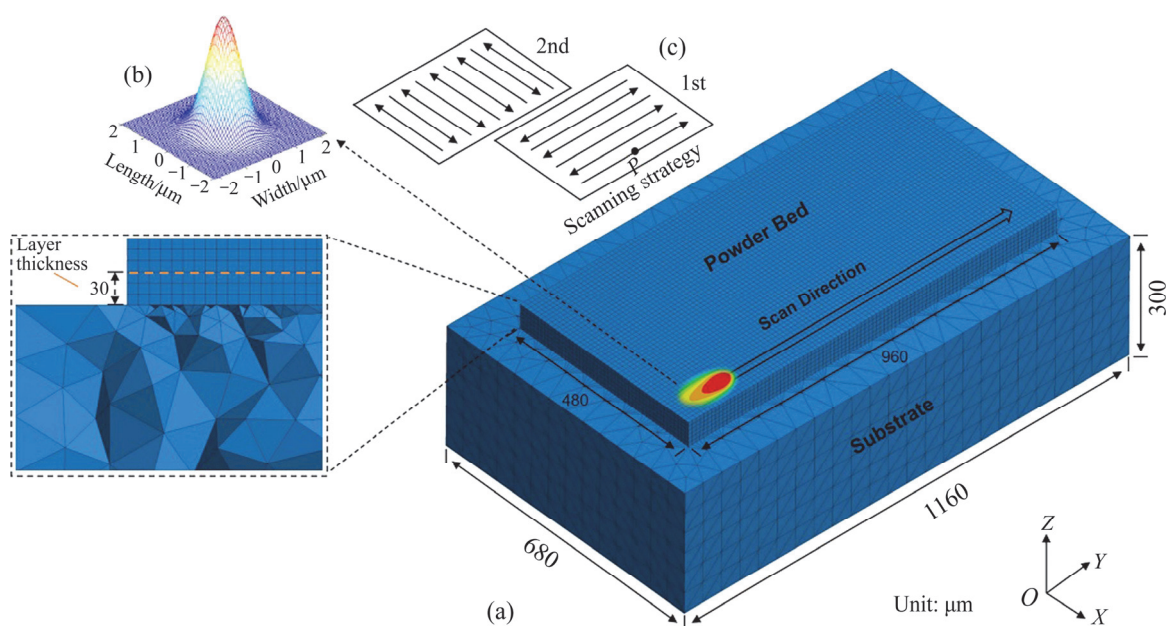


图 1 有限元模型

Fig. 1 Finite element model: (a) Mesh division; (b) Gaussian heat source model; (c) Scanning strategy

如式(2)所示:

$$q(x, y, z) = \frac{2AP}{Z_{\max} \pi r_0^2} \exp \left[-\frac{2(x^2 + y^2)}{r_0^2} \right] \cdot \left(1 - \frac{z}{Z_{\max}} \right) \quad (2)$$

式中: A 为粉末对激光的吸收率; P 为激光功率; $Z_{\max}$ 为激光作用最大深度; r_0 为光斑半径。

在 SLM 过程中, 相变过程中的潜热现象会影响熔池特征及温度变化, 本文采用等效比热容(C)的方法来处理潜热问题, 其计算公式为

$$C = \frac{Q_L}{T_L - T_S} \quad (3)$$

式中: Q_L 为熔化潜热; T_L 为液相线; T_S 是固相线。

SLM 成形过程中, 热物理现象涉及到热传导、热辐射及相变等复杂过程, 为简化有限元模型, 需对其作出假设: 1) 粉床等效为连续均匀的介质, 忽略粉床流动; 2) 忽略熔池内气化现象。

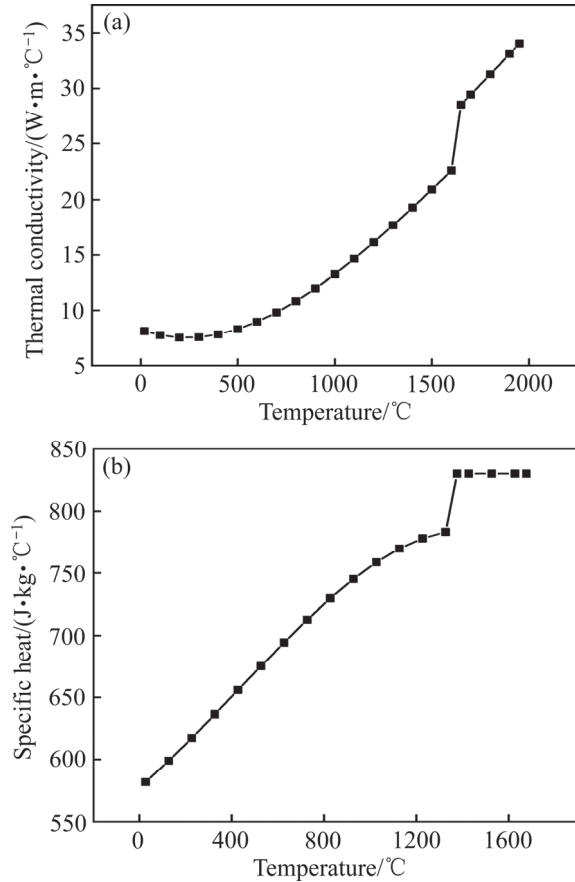


图 2 Ti-6Al-4V 合金的热物性参数^[3]

Fig. 2 Thermal properties of Ti-6Al-4V alloy: (a) Thermal conductivity; (b) Specific heat capacity

1.3 力学分析基本理论

本文求解应力场采用与温度场相同的边界条件、有限元网格。为了计算其应力分布, 采用弹性有限元模拟^[15], 即

$$\sigma = D \varepsilon^e \quad (4)$$

式中: σ 为应力矢量; D 为弹性矩阵; ε^e 为弹性应变矢量。

$$\varepsilon^e = \varepsilon - \varepsilon^{th} \quad (5)$$

式中: ε 为总应变向量; ε^{th} 为热应变向量。由以上得知:

$$\varepsilon = D^{-1} \sigma + \varepsilon^{th} \quad (6)$$

SLM 成形过程中, 材料受温度的急剧变化进而产生热变形。激光瞬间高温使材料处于熔融状态, 材料受热膨胀, 冷却时急剧收缩, 实体材料内部相互约束产生热应力。当热应力超过材料本身屈服强度时, 材料就会发生塑性变形, 因此材料塑性变形遵循 Von mises 屈服准则、流动准则、强化准则三大准则。Ti-6Al-4V 合金的力学性能参数如表 1 所示。在应力场求解中, 为提高收敛性, 采用 Sqrse/PCG 程序自动选择求解器以及设置 Nonlinear Mechanical 非线性网格单元增强。

采用苏州倍丰激光科技有限公司的 SP100 型 SLM 成形设备制备样件, 实验工艺参数与模拟参数保持一致, 其参数如表 2 所列。本文研究不同激光体能量密度对 SLM 成形的影响, 体能量密度 E 是综合了激光功率 P 、扫描速率 v 、扫描间距 d 及层厚 H 四个因素的参数, 其表达式如式(7)所示。本研究主要变动参数为激光功率 P (70~100 W) 和扫描速率 v (600~1200 mm/s), 扫描间距 d 和层厚 H 取定值为 60 μm 和 30 μm 。选取能量密度为 37.04~74.07 J/mm³ 中的四个数值, 分别代表 E1、E2、E3、E4, 其数值对应为 37.04、55.56、69.44、74.07 J/mm³。SLM 成形过程中, 粉末采用江苏威拉里公司粒径为 15~55 μm 的 Ti-6Al-4V 合金粉末, 成形样品尺寸为 10 mm×10 mm×10 mm。

$$E = \frac{P}{vdH} \quad (7)$$

式中: E 为激光体能量密度; P 为激光功率; v 为扫描速率; d 为扫描间距; H 为层厚。

表 1 Ti-6A-4V 合金的力学性能参数^[3]

Table 1 Mechanical properties of Ti-6A-4V alloy^[3]

Temperature/ ℃	Thermal expansion/ (10 ⁶ C ⁻¹)	Elastic modulus/ GPa	Yield strength/ MPa	Poisson's ratio
20	8.9	107	1100	0.330
120	9.7	1.3	980	0.328
220	10.8	99.5	844	0.334
320	11.4	93.7	663	0.339
520	11.6	74.7	527	0.351
820	11.6	35.2	60	0.369
1200	—	6.6	21	0.392
1600	—	0.9	5	0.415

表 2 工艺参数

Table 2 Process parameters

Laser energy density/(J·mm ⁻³)	Spot radius/μm	Layer thickness/μm	Hatch spacing/μm	Scanning strategy
37.04, 55.56, 69.44, 74.07	25	30	60	S type: <i>N</i> layer, 0°; <i>N</i> +1 layer, 90°

2 结果与讨论

2.1 温度分布

图 3 所示为能量密度 E2 下的温度分布。由图 3 可看出，在 SLM 成形过程中，激光中心温度最高，光斑前方等温线较为密集，温度梯度较大，激光扫描过后熔池呈“彗尾”状分布。图 3(a)所示为第一层 $t=3.96\text{ ms}$ 的温度分布图，图中激光扫描一层第 4 道，最大温度 $2459.8\text{ }^{\circ}\text{C}$ ，激光经过部分形成热影响区，热量通过已成形区域向基板传热；图 3(b)所示为第二层 $t=13.05\text{ ms}$ 的温度分布，第二层相位角转为 90° ，激光扫描方向与前一层垂直，此时最大温度为 $2534.1\text{ }^{\circ}\text{C}$ ，略大于第一层的最大温度。图 4 所示为不同能量密度下节点 P 的温度分布曲线，节点 P 位置如图 1(c)所示。图 4(a)所示为第一层的温度分布曲线，可见后一道对前一道产生重熔现象；第二层温度分布曲线中可见第二层对第一层存在明显重熔现象，重熔温度与第一层温度变化趋势相同。图 4(b)所示为首层温度梯度分布曲线，可见激光经过 P 点时，其温度梯度随能量密度的增加而增加。温度梯度作为等效应力的重要影响因素，可推测激光扫描 P 点时等效应力随能量密度的变化趋势。

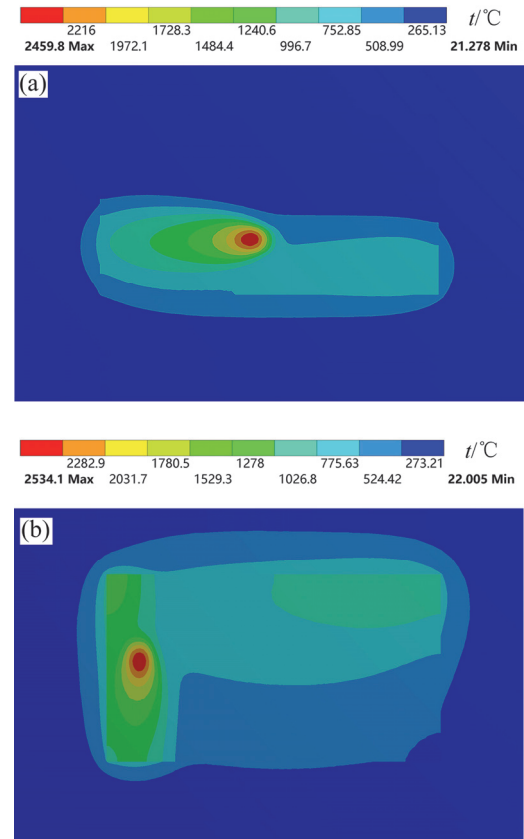


图 3 能量密度 E2 的温度分布
Fig. 3 Temperature distribution of E2 energy density:
(a) Temperature distribution of first layer $t=3.96\text{ ms}$;
(b) Temperature distribution of second layer $t=13.05\text{ ms}$

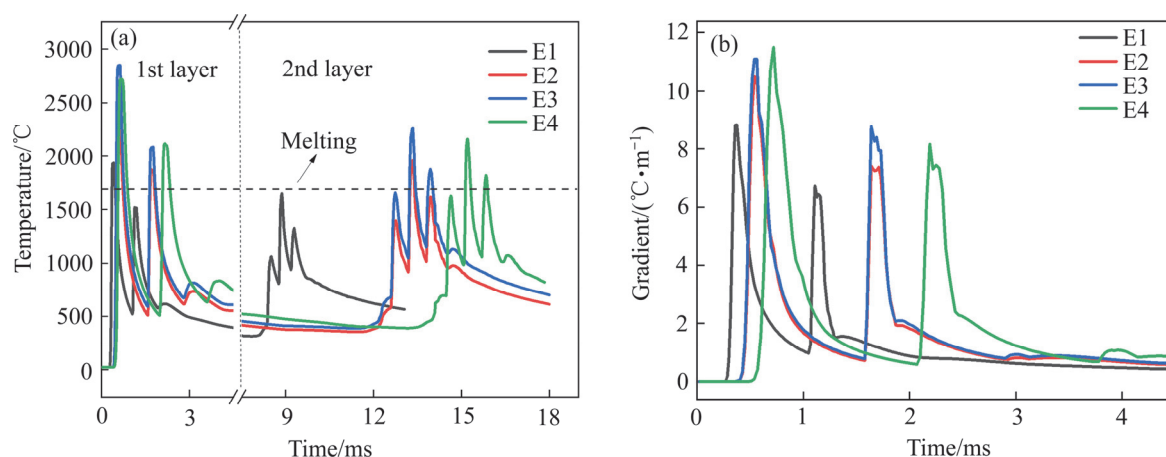


图 4 不同激光能量密度下节点 P 的温度分布曲线

Fig. 4 Temperature distribution curves of node P under different laser energy densities: (a) Temperature distribution; (b) Temperature gradient

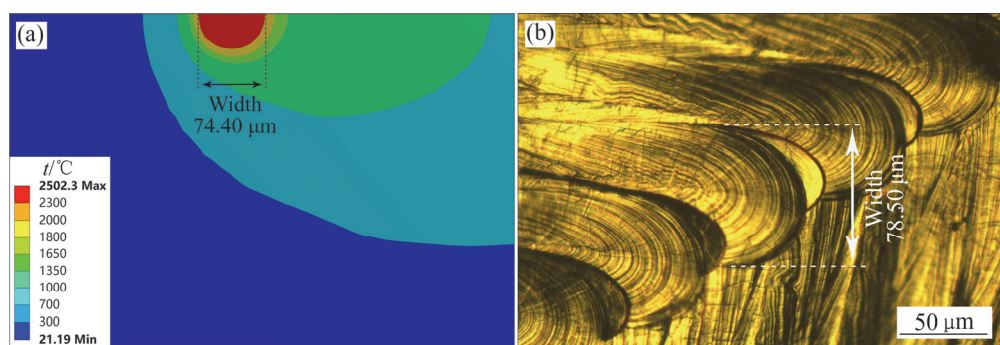


图 5 模拟与实验熔池宽度对比

Fig. 5 Comparison of simulation and experimental molten pool width: (a) Simulation; (b) Experiment

2.2 微熔池尺寸

有限元模拟参数与 SLM 成形实验工艺参数保持一致(考虑粉末吸收率之下), 图 5 所示为 E2 参数下温度场熔宽与实验 XY 面熔宽的对比图。由图 5 可见, 两者尺寸相差较小, 分别为 74.40 μm、78.50 μm, 相对误差为 5.2%。

图 6 所示为不同激光体能量密度下的熔池尺寸。图 6(a)所示为 E2 参数下的熔池分布, 分别从熔池的 YZ 及 XY 平面得出其深度、宽度及轮廓分布, 其尺寸分别为 75 μm、74.4 μm, 最大温度 2502.3 °C; 图 6(b)所示为 X 方向的温度分布, 通过此温度分布可得出熔池宽度; 图 6(c)所示为 Z 方向的温度分布, Z 方向上不同能量密度的温度曲线分布趋势基本一致, 最大温度随能量密度增加而增加, 通过此温度分布曲线可得出熔池深度。因此, 结合图 6(b)和(c)得出熔池尺寸趋势(见图 6(d)), 随着能量密度的增

加, 熔池宽度和深度均增加, 呈现先快速增加而后趋于平缓的规律, 与 HUSSEIN 等^[17]研究扫描速度对熔池尺寸的影响结果相似。

2.3 热应力分布

2.3.1 热应力演变

图 7 所示为激光体能量密度 E2 下节点 P 的应力-时间曲线。每一道激光扫描时间为 1.2 ms, 激光在到达 P 点之前, P 点位置为未激活的粉末状态, 应力趋近于 0。当激光到达 P 点, 材料处于熔化状态, 此时应力趋于 0; 随着激光的远离, P 点材料开始凝固和冷却, 处于收缩状态, 受基板及成形部分约束, 压应力逐渐转变为拉应力。随着冷却时间增加, 应力不断增大并在 1.6 ms 处达到第一个峰值 690 MPa。当激光扫描到第二道中点时 P 点处于重熔状态, 使应力值迅速降低, 激光再次远离, 此点

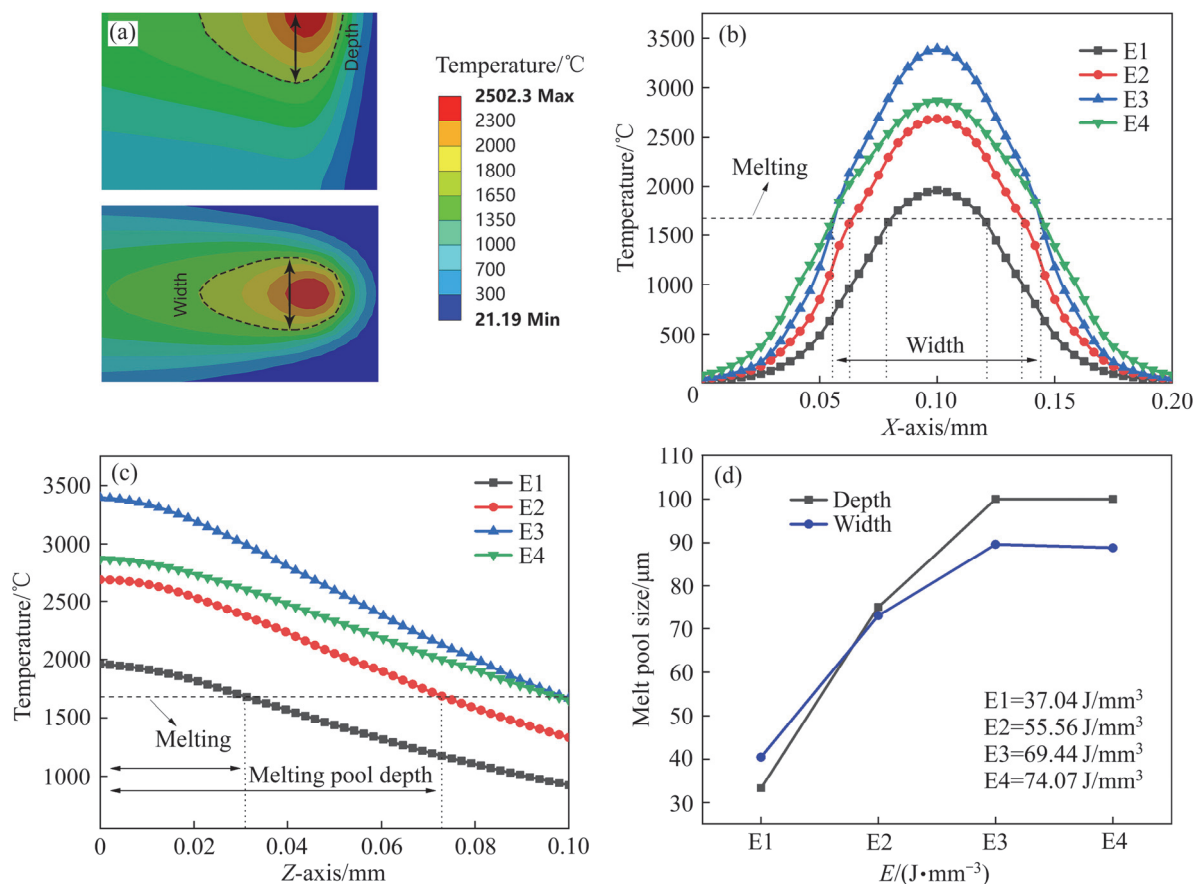


图6 能量密度 E2 的熔池轮廓和 X、Z 方向的温度分布以及不同激光体能量密度下的熔池尺寸

Fig. 6 Profile of molten pool of energy density E2(a), temperature distribution in X(b), Z(c) direction and molten pool size under different laser energy densities(d)

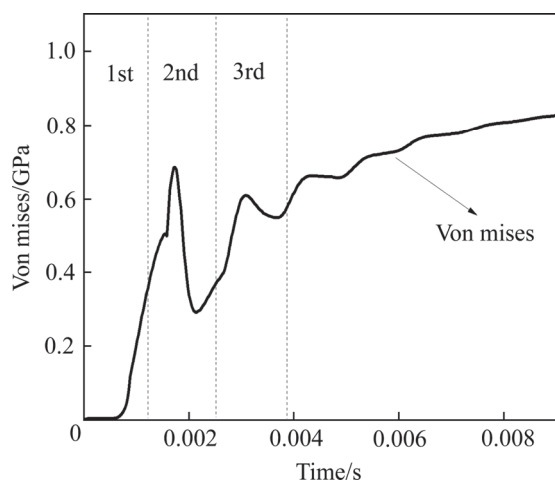


图7 激光体能量密度 E2 的应力-时间曲线

Fig. 7 Stress-time curve of laser energy density E2

重新处于冷却状态, 应力不断升高达到第二个峰值 610 MPa。随着扫描时间的增加, 激光距离 P 点越来越远, 对其热影响减小, 使得应力降幅减小, 即

应力释放效果减小。随着温度逐渐均匀化, P 点应力值将趋于稳定。

2.3.2 不同激光体能量密度下的应力分布

图 8 所示为不同激光体能量密度下的残余应力分布图。由图 8 可见, 最大应力均分布在粉层边缘与基板接触处, 4 种能量密度的应力分布规律相似; 由于层间相位角采用 $0/90^\circ$ 的方式, 应力分布遵循扫描轨迹, 呈“条带状”周期性分布, 表面最大应力存在于扫描轨道搭接区域; 这是因为后一道扫描时受到前一道凝固区域的影响, 使得搭接区域应力较大。随着激光体能量密度的增加, 从 E1 到 E2, 能量密度最大等效应力降低了 54 MPa, E3 应力相对于 E2 应力的涨幅为 4.5%, E4 最大等效应力降为 1603 MPa。如图 9 所示, 随着能量密度的增加, 最大等效应力呈现出渐小趋势, 最大降幅为 6.3%。

图 10 所示为不同激光体能量密度下的等效应力, 图 10(a)所示为节点 P 的等效应力-时间曲线,

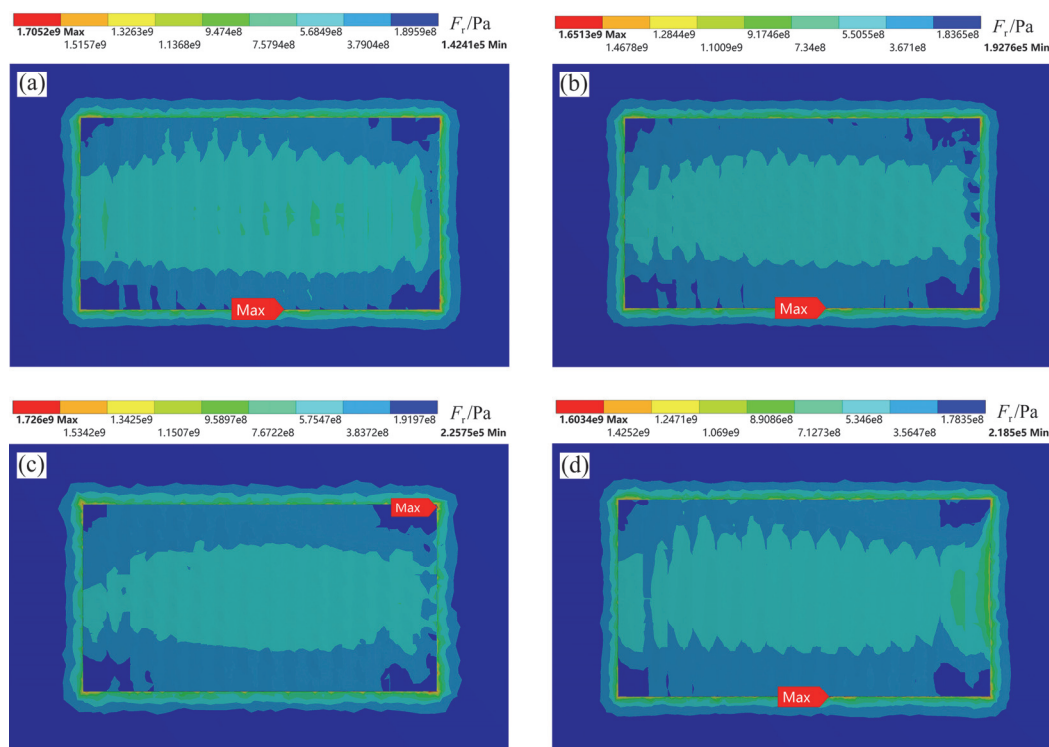


图 8 不同激光体能量密度下的残余应力分布(F_r 表示残余应力)

Fig. 8 Residual stress distributions under different laser energy densities (F_r : residual stress): (a) E1; (b) E2; (c) E3; (d) E4

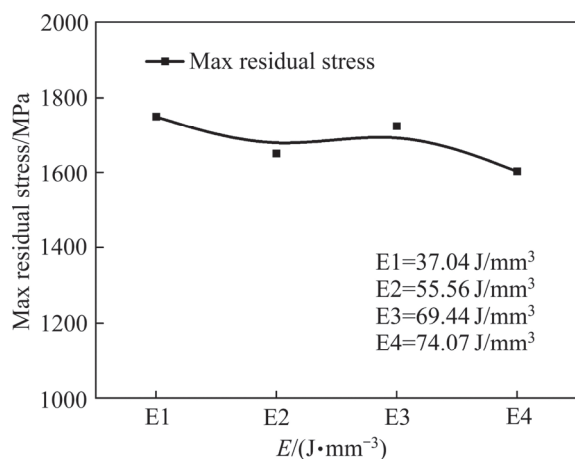


图 9 不同激光体能量密度下的最大残余应力

Fig. 9 Maximum residual stress under different laser energy densities

由于体能量密度的影响因素为激光功率、扫描速率等,虽然激光到达 P 点时间及应力涨幅不同,但四种能量密度下的应力曲线具有相同的变化趋势。图 10(b)为节点 P 在模拟 SLM 加工过程及冷却后的最大应力,可见在加工过程中,随着能量密度的增加应力值逐渐增大。结合图 4(b)中激光扫描时不同能量密度下的温度梯度可知,温度梯度是影响等效应

力的重要因素^[18],应力变化趋势与温度梯度完全吻合;但在冷却凝固阶段,最终残余应力低于加工过程中的最大应力,这是由于第二层激光对第一层的重熔使得应力得到释放^[19]。这一结果与 HAN 等^[20]研究的重熔对残余应力影响结果基本吻合,也与 XIAO 等^[12]解释的再熔融相当于快速、非平衡退火使局部应力消除的作用相符。结合图 4(a)可知,第二层对第一层重熔时, E1 未达到重熔温度,使得残余应力无法得到释放;随着能量密度的增加,重熔温度先增大后减小, E4 相对 E3 重熔温度降幅仅 4%,经拟合后重熔温度呈现先增大后平稳的趋势。由此可知,重熔作用的增强使冷却后残余应力随之减小。

2.4 实验研究

残余应力是材料消除外力后仍存在物体内部的内应力,其存在影响零件的变形及力学性能^[21],而层间残余应力是多层沉积模型中内应力的重要表现形式。基于有限元模拟,本文采用显微硬度法(压痕法)对沿 XY 平面切割后的块体试样层间面进行残余应力测试,并与模拟值进行对比。SLM 成形

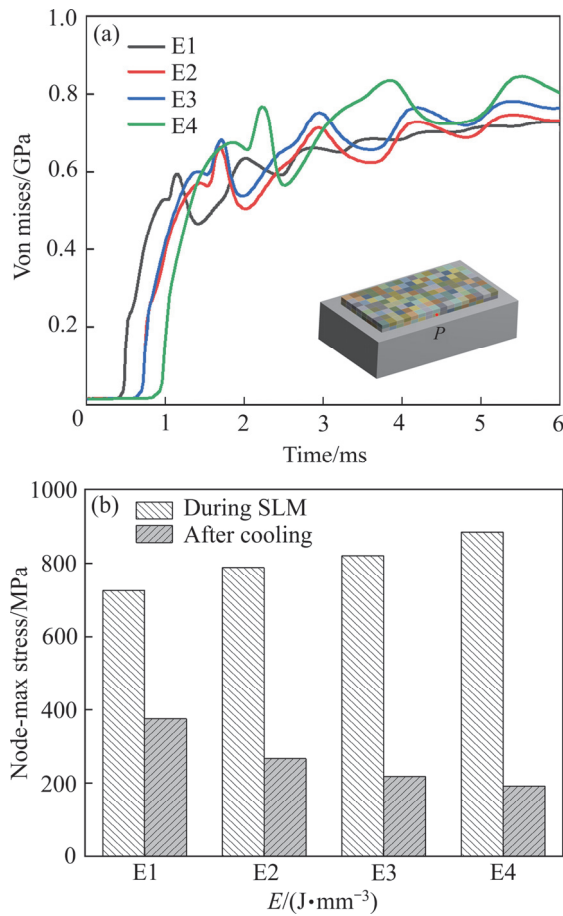


图 10 不同激光能量密度下等效应力分析

Fig. 10 Equivalent stress analysis under different laser energy densities: (a) Equivalent stress–time curves of node P ; (b) Processing process of node P and maximum residual stress after cooling

Ti-6Al-4V 合金符合材料应力-应变曲线幂指数规律, 即如式(8)所示:

$$\sigma(\varepsilon) = \sigma_0 \varepsilon^n \quad (8)$$

式中: σ_0 为材料硬化系数; n 为应变硬化指数, 该参数已由拉伸实验获得。

利用下列公式可求得试样残余应变 ε_{res} 、残余应力 σ_{res} [22], 即如式(9)和(10)所示:

$$\varepsilon_{\text{res}} = \left(\frac{H}{3.4\sigma_0} \right)^{\frac{1}{n}} - 0.08 \quad (9)$$

$$\sigma_{\text{res}} = \sigma_0 \left[\varepsilon_{\text{res}} \right]^n \cdot \left[\exp \left(\frac{c - c^2}{0.32} \right) - 1 \right] \quad (10)$$

式中: H 为 Meyer 硬度的压强值(MPa), 可通过维

氏硬度转换获得; c 与 ε_{res} 有关, 在精度范围内其值约为 1; 压痕面积比 c^2 为样品表面压痕的实际投影面积 A 及名义投影面积 A_{nom} 的比值。两种投影面积 A 、 A_{nom} 示意图如图 11(a)所示。通过金相显微镜可对实际投影面积 A 进行观察及测量。由于残余应力对压痕形状影响一般发生在四周, 如图 11(b)所示顶角处存在缺陷, 因此, A_{nom} 可由压痕轮廓的对角线计算获得。硬度(压痕)测试采用 HX1000TM 型维氏硬度计, 施加载荷力 1.96 N, 持续时间 15 s。为使测量结果准确, 每个样品 XY 平面测试均匀分布的 9 个点, 并求取平均值。

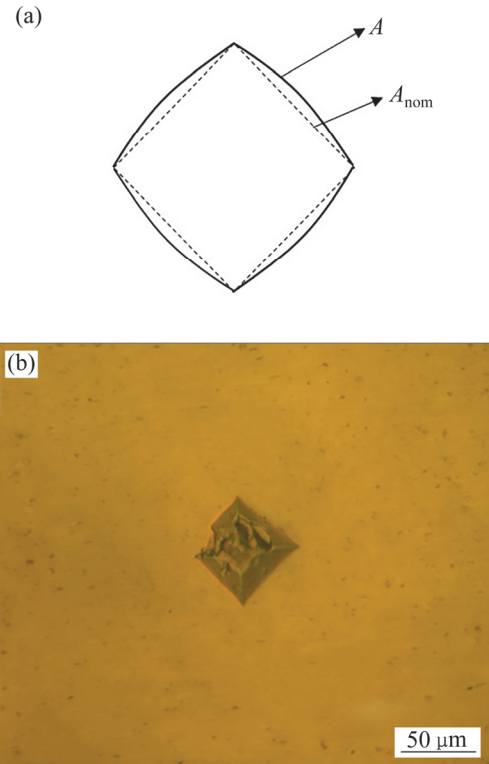


图 11 压痕面积示意图和形貌轮廓

Fig. 11 Schematic diagram of indentation area(a) and indentation profile(b)

图 12(a)所示为层间应力的求解区域, 模拟结果为层间平面“红框区域”, 取层间 Von mises 等效应力平均值作为实验验证的对比组, 实验测试对象为层间 XY 平面区域, 与模拟保持一致性。图 12(b)所示为模拟结果及实验测试的对比曲线, 可见在总体趋势上, 随着体能量密度的增加, 两者具有相同趋势, 特别是在 E2 到 E3 能量密度下吻合程度最高。但是在具体应力数值上存在偏差, 最大偏差为

6.28%, 这是由于本文采用半定量分析方法进行有限元模拟, 是忽略了非必要因素的理想实验。由于采用硬度法测得残余应力, 压头作用于材料表面, 受内应力影响, 使压痕面积变大而导致硬度值降低, 因此得出层间模拟/实验残余应力与硬度值呈反比关系。图 13 所示为在能量密度 $37.04 \sim 74.07 \text{ J/mm}^3$ 范围内对两者的拟合图。ALI 等^[13]探究了预

热温度对残余应力和硬度的影响, 结果表明预热温度越高残余应力越低, 硬度越高; 对其规律进行拟合, 发现两者呈反比关系, 与本文的研究结果一致。

3 结论

1) 随着激光体能量密度的增加, 激光重熔作用不断增强, 可起到减小应力的作用; 热输入的增加使激光扫描时的温度梯度呈上升趋势。

2) 在 SLM 过程中, 激光对已成形区的重熔作用对内应力具有释放效果。激光体能量密度从 37.04 增大到 74.07 J/mm^3 , 重熔温度先增加而后稳定, 使冷却后残余应力呈现减小趋势。

3) 低功率密度下随着热输入的增加, 材料整体残余应力呈现减小趋势, 降幅为 6.3%。材料表面应力分布呈“条带状”周期性分布, 应力主要集中在扫描轨道的搭接处及基板与粉床接触边缘处。

4) 采用硬度(压痕)法测得层间残余应力, 对比模拟结果和实验结果, 两者随激光体能量密度的增大具有相同的变化趋势, 最大相对偏差为 6.28%。在激光体能量密度为 $37.04 \sim 74.07 \text{ J/mm}^3$ 范围内, 经线性拟合后发现, 层间模拟/实验残余应力与硬度值呈反比关系。

REFERENCES

- [1] MISHUROVA T, ARTZT K, HAVBRICH J, et al. New aspects about the search for the most relevant parameters optimizing SLM materials[J]. Additive Manufacturing, 2019, 25: 325–334.
- [2] BILGIN G M, ESEN Z, AKIN S K, et al. Optimization of the mechanical properties of Ti-6Al-4V alloy fabricated by selective laser melting using thermohydrogen processes[J]. Materials Science and Engineering A, 2017, 700(17): 574–582.
- [3] SHIPLEY H, MCDONNELL D, CULLETON M, et al. Optimisation of process parameters to address fundamental challenges during selective laser melting of Ti-6Al-4V: A review[J]. International Journal of Machine Tools and Manufacture, 2018, 128: 1–20.
- [4] HE J, LI D, JIANG W, et al. The martensitic transformation and mechanical properties of Ti6Al4V prepared via selective

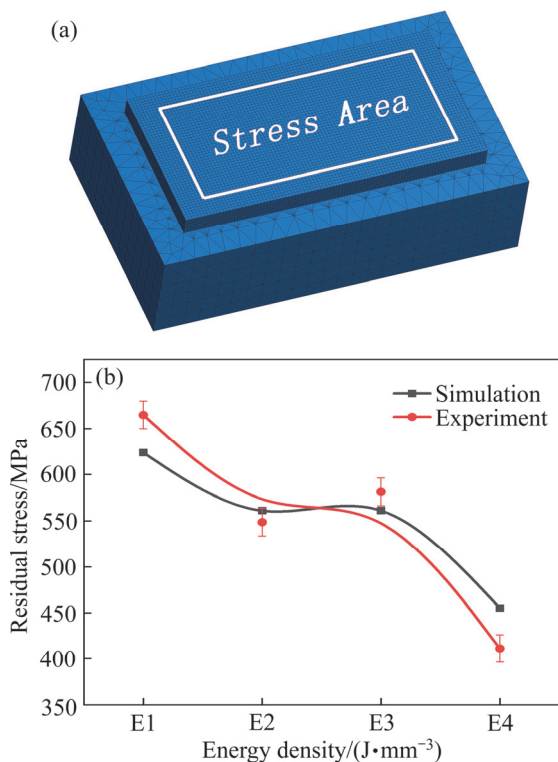


图 12 层间应力求解区域以及实验与模拟层间残余应力对比

Fig. 12 Interlayer stress solution area(a) and comparison of experimental and simulated interlayer residual stress(b)

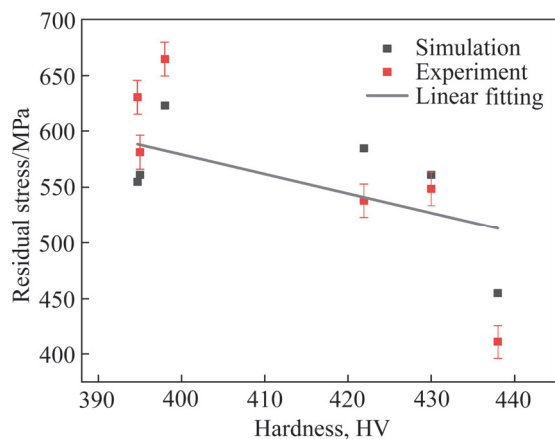


图 13 显微硬度与模拟/实验残余应力线性拟合图

Fig. 13 Linear fitting diagram of microhardness and simulated/experimental residual stress

- laser melting[J]. *Materials*, 2019, 12(2): 321.
- [5] 杨 强, 鲁中良, 黄福享, 等. 激光增材制造技术的研究现状及发展趋势[J]. *航空制造技术*, 2016, 59(12): 26–31.
YANG Qiang, LU Zhong-liang, HUANG Fu-xiang, et al. Research on status and development trend of laser additive manufacturing[J]. *Aeronautical Manufacturing Technology*, 2016, 59(12): 26–31.
- [6] FU C, GUO Y. 3-dimensional finite element modeling of selective laser melting Ti-6Al-4V alloy[C]//25th Annual International Solid Freeform Fabrication Symposium. Texas: University of Texas Libraries, 2014: 1129–1144.
- [7] 谭树杰, 李多生, 叶 寅, 等. 激光熔化沉积 Inconel718 合金温度场及形貌的数值模拟[J]. *中国有色金属学报*, 2018, 28(11): 2296–2304.
TAN Shu-jie, LI Duo-sheng, YE Yin, et al. Temperature field and morphology simulation of laser melting deposited Inconel 718 alloy[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2018, 28(11): 2296–2304.
- [8] WANG L F, JIANG X H, ZHU Y H, et al. An approach to predict the residual stress and distortion during the selective laser melting of AlSi₁₀Mg parts[J]. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2018, 97(9/10/11/12): 1–12.
- [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: 221–232.
- [10] 宗学文, 高 倩, 周宏志, 等. 体激光能量密度对选区激光熔化 316L 不锈钢各向异性的影响[J]. *中国激光*, 2019, 46(5): 344–350.
ZONG Xue-wen, GAO Qian, ZHOU Hong-zhi, et al. Effects of bulk laser energy density on the anisotropy of selective laser sintered 316L stainless steel[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2019, 46(5): 344–350.
- [11] 姜 毅. 选区激光熔化成形过程的应力场模拟及实验研究[D]. 武汉: 华中科技大学, 2012.
JIANG Yi. Simulation and experimental study on stress field of selected laser fusion forming process[D]. Wuhan: Huazhong University of Science and Technology, 2012.
- [12] XIAO Z, CHEN C, ZHU H, et al. Study of residual stress in selective laser melting of Ti₆Al₄V[J]. *Materials & Design*, 2020, 193: 5–9.
- [13] ALI H, MA L, GHADBEIGI H, et al. In-situ residual stress reduction, martensitic decomposition and mechanical properties enhancement through high temperature powder bed pre-heating of selective laser melted Ti₆Al₄V[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2017, 695: 211–220.
- [14] LOH L E, CHUA C K, YEONG W 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: 288–300.
- [15] 柯林达, 殷 杰, 朱海红, 等. 钛合金薄壁件选区激光熔化应力演变的数值模拟[J]. *金属学报*, 2020, 56(3): 374–384.
KE Lin-da, YIN Jie, ZHU Hai-hong, et al. Numerical simulation of stress evolution of thin-wall titanium parts fabricated by selective laser melting[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2020, 56(3): 374–384.
- [16] MISHRA A K, AGGARWAL A, KUMAR A, et al. Identification of a suitable volumetric heat source for modelling of selective laser melting of Ti₆Al₄V powder using numerical and experimental validation approach[J]. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2018, 99(1/10/11/12): 2257–2271.
- [17] 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: 638–647.
- [18] MOHAMMED A, MUSTAPHA O, ABDES B. Prediction of temperature gradient on selective laser melting (SLM) part using 3-dimensional finite element method[J]. *Innovations in Smart Cities and Applications*, 2017, 37: 903–905.
- [19] XIAO Z, CHEN C, HU Z, et al. Effect of rescanning cycles on the characteristics of selective laser melting of Ti₆Al₄V[J]. *Optics & Laser Technology*, 2020, 122: 2–3.
- [20] HAN Q, JIAO Y. Effect of heat treatment and laser surface remelting on AlSi₁₀Mg alloy fabricated by selective laser melting[J]. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2019, 102(9/10/11/12): 3315–3324.
- [21] WANG Q, SHI J, ZHANG L, et al. Impacts of laser cladding residual stress and material properties of functionally graded layers on titanium alloy sheet[J]. *Additive Manufacturing*, 2020, 35: 5–6.
- [22] 陈 超, 潘春旭, 傅 强. 采用显微硬度压痕法测量微区

残余应力[J]. 机械工程材料, 2007, 31(1): 8–11.

CHEN Chao, PAN Chun-xu, FU Qiang. The microhardness indentation method was used to measure the residual stress

in microzone[J]. Material of Mechanical Engineering, 2007, 31(1): 8–11.

Finite element analysis of laser volume energy density on selected laser melting forming

FENG Qing-xiao¹, LI Duo-sheng¹, YE Yin¹, XIONG Xiao-jing², WANG Guo-bo¹, WANG Kai¹

(1. School of Materials Science and Engineering, Nanchang Hangkong University, Nanchang 330063, China;

2. Jihua Laboratory, Foshan 528000, China)

Abstract: The three-dimensional finite element model of Ti-6Al-4V alloy was established to study the effect of different laser energy densities on the thermal behavior and thermal stress evolution of the selective laser melting multi-layer deposition process at low power density. In this simulation, the thermal-structural indirect coupling method was used to calculate the stress field, and the Sqrare/PCG automatic solver was used to increase its convergence. The study results show that, as the energy density of the laser body increases from 37.04 J/mm³ to 74.07 J/mm³ at low power density, the temperature distributions have a similar changing trend. The depth and width of the molten pool first increase and then become stable. The experimental molten pool width and simulation results are basically the same. As the energy density of the laser body increases, the overall residual stress shows a decreasing trend, and the decrement is 6.30%. The surface stress is periodically distributed in a “Stripe” shape, the stress is concentrated in the overlap area of the scanning track, and the stress at the edge of the substrate layer is relatively large. Comparing the results of simulated with the experimental interlayer residual stress, it can be seen that as the volume energy density increases, both of them have the same changing trend, and the maximum deviation is 6.28%. Within the energy density range of 37.04–74.07 J/mm³, the simulated/experimental interlayer residual stresses are inversely proportional to the hardness values after fitting.

Key words: laser volume energy density; SLM; Ti-6Al-4V; thermal stress evolution; interlayer residual stress

Foundation item: Project(51562027) supported by the National Natural Science Foundation of China; Project (20201BBE51001) supported by the Key Research and Development Plan of Jiangxi Province, China; Project(20181BCB24007) supported by the Provincial Superior Science and Technology Innovation Key Team Program of Jiangxi Province, China

Received date: 2020-12-01; **Accepted date:** 2021-07-22

Corresponding author: LI Duo-sheng; Tel: +86-18170089973; E-mail: duosheng.li@nchu.edu.cn

(编辑 李艳红)