

激光粉末床熔融制备 Ti6Al4V 合金初始残余应力对激光冲击强化诱生残余应力场影响研究^①

邓洋洋, 杨扬

(中南大学材料科学与工程学院, 湖南长沙 410083)

摘要: 结合实验与多步骤有限元仿真, 分析了激光粉末床熔融 (LPBF) 构件中残余应力分布规律以及该初始残余应力场对激光冲击强化 (LSP) 诱生残余应力场的影响, 并通过 X 射线测量的残余应力值验证了仿真结果的有效性。结果表明, LPBF 加工时零件中下层材料热应力呈现“零应力-压应力-拉应力-压应力”的转变规律, 顶层材料则呈现“零应力-压应力-拉应力”的转变规律, 进而导致 LPBF 构件表层残余应力场为拉伸态, 下方为压缩态。在初始残余应力场作用下, LSP 引入的峰值残余压应力会降低, 但残余压应力深度会增加。LPBF 构件初始残余拉应力场会对表面波产生的反向塑性变形产生抑制和拖拽作用, 进而降低“残余应力洞”强度并改变其位置, 提高 LSP 诱生残余应力分布均匀性。

关键词: 增材制造; 3D 打印; 激光粉末床熔融; 激光冲击强化; 残余应力; Ti-6Al-4V; 有限元仿真

中图分类号: TG136; TB302

文献标志码: A

doi:10.3969/j.issn.0253-6099.2025.05.029

文章编号: 0253-6099(2025)05-0164-06

Influence of Initial Residual Stress of Ti6Al4V Alloy Prepared by Laser Powder Bed Fusion on Laser Shock Peening-Induced Residual Stress Field

DENG Yangyang, YANG Yang

(School of Materials Science and Engineering, Central South University, Changsha 410083, Hunan, China)

Abstract: In combination with experiments and multi-step finite element simulation, the residual stress distribution in components manufactured by laser powder bed fusion (LPBF) and the influence of the initial residual stress field on the laser shock peening (LSP)-induced compressive residual stress field. The validity of the simulation results was verified by the residual stress values measured with X-ray diffraction. The results show that the thermal stress of the lower and middle layer materials in the component fabricated by LPBF undergoes a transition from zero stress, compressive stress, tensile stress to compressive stress, while the top layer material shows a transition from zero stress, compressive stress to tensile stress, thus leading to tensile residual stress occurred on the surface layer of LPBF fabricated component, while compressive residual stress in the lower part. The action of initial residual stress field results in the reduced peak value but increased depth of LSP-induced compressive residual stress. The initial residual tensile stress field of LPBF components can exert a suppressive and dragging effect on the reverse plastic deformation caused by surface waves, leading to reduced intensity and changed position of the “residual stress hole”, which can improve the uniformity of LSP-induced residual stress distribution.

Key words: additive manufacturing; 3D printing; laser powder bed fusion (LPBF); laser shock peening (LSP); residual stress; Ti-6Al-4V; finite element simulation

激光粉末床熔融 (laser powder bed fusion, LPBF) 技术是一种通过高能激光束逐层融化金属粉末制备三维构件的增材制造技术, 被广泛用于制备结构复杂、性

能优异的 Ti6Al4V 合金构件^[1-2]。然而, LPBF 构件表层存在的有害残余拉应力会促进裂纹形核与长大, 严重降低构件服役性能^[3]。激光冲击强化 (laser shock

① 收稿日期: 2025-03-30

基金项目: 国家自然科学基金 (51871243)

作者简介: 邓洋洋 (2000—), 男, 湖南邵阳人, 硕士研究生, 主要研究方向为材料动态行为。E-mail: huijiady@163.com

通信作者: 杨扬 (1963—), 男, 湖南常德人, 二级教授, 主要研究方向为材料动态行为。E-mail: yangyanggroup@163.com

peening, LSP)是一种利用高能脉冲激光诱发高速冲击波在靶材表层诱生微塑性变形的表面处理技术,常被用于消除 LPBF 构件中有害残余拉应力,同时引入有益的残余压应力^[4]。国内外已有诸多研究探究 LSP 工艺参数对 LPBF 构件强化效果的影响,但有关 LPBF 构件中初始残余应力场对 LSP 强化效果影响的研究较少。本文结合实验与有限元仿真,研究了引入 LPBF 初始残余应力场后 LSP 诱生残余应力场分布规律。

1 实验与仿真

1.1 样品制备与残余应力测量

LPBF 工艺使用的原材料为飞而康快速制造科技有限责任公司通过电极感应熔炼气雾化法制备的 Ti6Al4V 粉末,粉末颗粒中值尺寸为 33.0 μm。LPBF 工艺是通过 Farsoon 271 M SLM 系统实现的。打印过程通入氩气以防止氧化。40 mm×40 mm×10 mm 的样品在尺寸为 271 mm×271 mm×30 mm 的钛合金基板上进行熔融,基板初始预热温度为 150 °C。具体工艺参数见表 1,光斑局部扫描轨迹如图 1(a)所示,更多加工细节见文献[5]。

表 1 LPBF 工艺参数

Table 1 LPBF process parameters

功率/W	扫描速度/(mm·s ⁻¹)	粉末层厚度/μm	扫描间距/mm	焦距/mm	光斑半径/mm
225	1 000	30	0.12	2	0.15

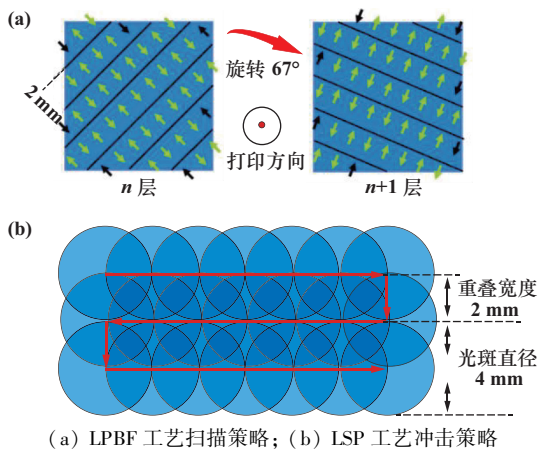


图 1 激光加工光斑移动路径

Fig.1 Laser light path in processing

LSP 在北京镭宝激光技术有限公司生产的 SIA-LSP-23 设备上实现。样品表面贴黑胶带作为牺牲层,样品表面施加流动去离子水作为约束层。冲击完成后,利用线切割技术将样品分割为 10 mm×10 mm×

10 mm 的小块样品用于残余应力测量。具体冲击参数见表 2,冲击光斑路径如图 1(b)所示。

表 2 LSP 工艺参数

Table 2 LSP process parameters

脉冲能量/J	光斑半径/mm	脉宽/ns	重叠率/%	牺牲层	约束层
10	2	10	50	黑胶带	去离子水

残余应力测试设备为江苏大学激光研究所的 x-350A型 X 射线应力测试仪,测量方法为侧倾固定法,工作电压 20 kV,电流 6 mA,准直管直径 3 mm,衍射晶面为(213),使用电解抛光方法对深度分别为 0、0.03、0.1、0.25、0.5 mm 的点进行测量,电解液由 70% 甲醇、10%乙二醇丁醚、3%高氯酸和 17%水组成。

1.2 有限元仿真

多步仿真策略如图 2 所示。第 1 步构建顺序热力耦合分析的热-力-冶金模型,再现 LPBF 加工时温度和应力演变过程,获取 LPBF-Ti6Al4V 合金初始残余应力场;第 2 步构建 LSP 模型,并且有选择性地引入初始残余应力场引入 LSP 模型,构建零应力模型和拉应力模型,并完成冲击仿真。

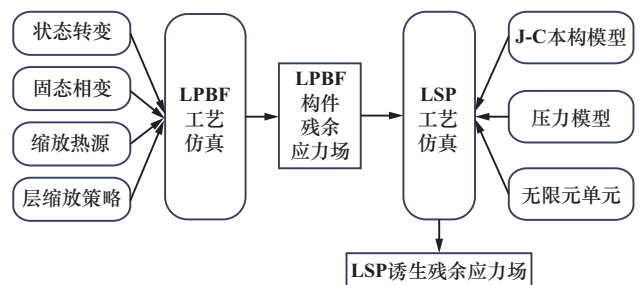
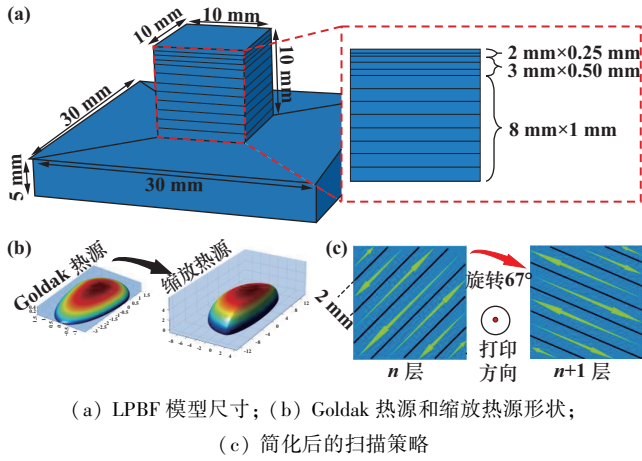


图 2 多步仿真策略示意图

Fig.2 Schematic diagram of multi-step simulation strategy

1.2.1 LPBF 仿真模型

LPBF 模型尺寸如图 3(a)所示。底板尺寸为 30 mm×30 mm×5 mm,打印区域尺寸为 10 mm×10 mm×10 mm,为提高计算效率,从下至上依次为 8 层 1 mm 厚的等效层,3 层 0.50 mm 厚的等效层和 2 层 0.25 mm 厚的等效层。为方便残余应力场的传递,LPBF 模型网格尺寸与后续 LSP 模型一致。通过调整标准 Goldak 模型表达式[式(1)~(2)]^[6]中 Goldak 移动热源尺寸和热源集中因子构建缩放模型对等效层进行扫描,两种热源形状如图 3(b)所示,简化后的扫描策略如图 3(c)所示。每层等效层使用 Abaqus 平台中的“Model Change”功能依次激活。



(a) LPBF 模型尺寸; (b) Goldak 热源和缩放热源形状;
(c) 简化后的扫描策略

图3 LPBF 模型示意图

Fig.3 Schematic diagram of LPBF model

$$q_1(x, y, z) = \frac{6\sqrt{3}f_f\eta P}{a_f b c \pi \sqrt{\pi}} \exp\left[-\left(\frac{A_1 x^2}{a_f^2} + \frac{A_2 y^2}{b^2} + \frac{A_3 z^2}{c^2}\right)\right] \quad (1)$$

$$q_2(x, y, z) = \frac{6\sqrt{3}f_r\eta P}{a_r b c \pi \sqrt{\pi}} \exp\left[-\left(\frac{A_1 x^2}{a_r^2} + \frac{A_2 y^2}{b^2} + \frac{A_3 z^2}{c^2}\right)\right] \quad (2)$$

式中: a_f 、 a_r 、 b 和 c 分别为移动热源前半轴、后半轴、宽度半轴和深度尺寸; A_1 、 A_2 和 A_3 分别为 X 、 Y 和 Z 方向的能量集中因子; η 为激光功率吸收系数, 取 $\eta = 0.45$; P 为激光功率; f_f 、 f_r 分别为前、后椭圆能量分配系数, 取 $f_f = 0.6$, $f_r = 1.4$ 。

使用 Abaqus 平台的 USDFLD 子程序定义 3 个场变量以实现 Ti6Al4V 合金“粉末-液态-固态-液态-固态”的状态转变。定义材料属性随着状态和温度变化^[7]。此外, 已有多项工作证明 LPBF 过程中, Ti6Al4V 合金的固态相变会影响残余应力分布^[8-9], 为提高 LPBF 模型预测精确度, LPBF 模型中的材料模型还引入了固态相变。考虑到 α 相、马氏体相等密排六方结构相的晶体结构、化学成分和晶格间距基本一致, 将它们统一称为 α_{mix} 相^[10]。本次模拟工作中考虑了 $\alpha_{\text{mix}} \rightarrow \beta$ 和 $\beta \rightarrow \alpha_{\text{mix}}$ 两种相变过程, 包含扩散相变和非扩散相变两种相变类型, 分别用 Johnson-Mehl-Avrami (JMA) 和 Koistinen-Marburger (KM) 方程进行描述^[11]。

马氏体分解和冷却速度小于 $20 \text{ }^\circ\text{C/s}$ 时的 $\beta \rightarrow \alpha_{\text{mix}}$ 过程均为扩散相变, 可通过 JMA 方程进行描述^[11]:

$$f_{\text{new}}(T + dT) = 1 - \exp(-kt_i^n) f_{\text{new}}^{\text{eq}}(T) \quad (3)$$

式中: $f_{\text{new}}(T + dT)$ 为等温区间内新生成相的体积分数; t_i 为等温区间时间间隔; k 、 n 分别为反应速率常数和 Avrami 指数, 其取值见文献^[11]; $f_{\text{new}}^{\text{eq}}(T)$ 为温度 T

下生成相的平衡体积分数, 其中 α_{mix} 相平衡体积分数可由式(4)计算得出, 其与 β 相平衡体积分数总和为 1。

$$f_{\alpha_{\text{mix}}}^{\text{eq}}(T) = c_1 \{1 - \exp[-c_2(T_\beta - T)]\} \quad (4)$$

式中: c_1 和 c_2 均为常数, 分别为 0.925 和 0.008 5; β 相转变温度 $T_\beta = 980 \text{ }^\circ\text{C}$ 。

冷却速度大于 $410 \text{ }^\circ\text{C/s}$ 时, 马氏体相变可通过 KM 模型描述:

$$f_{\alpha_{\text{mix}}}^{\text{K}} = f_{\beta}^{\text{K}} \{1 - \exp[-b(M_s - T)]\} \quad (5)$$

式中: $f_{\alpha_{\text{mix}}}^{\text{K}}$ 为 α_{mix} 相生成量; f_{β}^{K} 为转变开始时 β 相的含量; 马氏体转变速率系数 $b = 0.001 5$; 马氏体转变温度 $M_s = 800 \text{ }^\circ\text{C}$ 。

LPBF 仿真中采用顺序耦合分析, 为降低模型复杂度以提高计算效率, 忽略了熔池内的流动行为, 同时与状态转变或固态相变有关的潜热也被忽略了^[7]。热传递的控制方程满足傅里叶热方程^[12]:

$$\rho C \frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left(k \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(k \frac{\partial T}{\partial y} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left(k \frac{\partial T}{\partial z} \right) + Q \quad (6)$$

式中: ρ 为材料密度; C 为比热容; k 为热导率; Q 为移动热源强度; T 为温度; t 为计算时间。为使式(6)有唯一解, 需要在模型中设置初始条件、边界条件。环境温度设定为 $25 \text{ }^\circ\text{C}$, 边界条件包含对流换热和热辐射^[10]:

$$q_{\text{conv}} = h_{\text{conv}}(T - T_0) \quad (7)$$

$$q_{\text{rad}} = \varepsilon \sigma_{\text{SB}}(T^4 - T_0^4) \quad (8)$$

式中: h_{conv} 为对流换热系数, 取 $18 \text{ W/(m}^2 \cdot \text{ }^\circ\text{C)}$ ^[13]; T 为当前温度; T_0 为环境温度; ε 为发射率, 取 0.65 ^[9]; Stefan-Boltzmann 常数 $\sigma_{\text{SB}} = 5.68 \times 10^{-8} \text{ W/(m}^2 \cdot \text{K}^4)$ 。

力学分析中, 一个增量步中的总应变增量表达式为:

$$d\varepsilon_{\text{total}} = d\varepsilon_e + d\varepsilon_p + d\varepsilon_{\text{th}} + d\varepsilon_{\text{ph}} \quad (9)$$

式中 $d\varepsilon_e$ 、 $d\varepsilon_p$ 、 $d\varepsilon_{\text{th}}$ 和 $d\varepsilon_{\text{ph}}$ 分别为弹性应变增量、塑性应变增量、热应变增量和固态相变引起的体积应变增量。其中 $d\varepsilon_{\text{ph}}$ 计算公式^[8]为:

$$d\varepsilon_{\text{ph}} = \Delta f_i \frac{\sqrt[3]{V_\beta} - \sqrt[3]{V_{\alpha_{\text{mix}}}}}{\sqrt[3]{V_{\alpha_{\text{mix}}}}} \quad (10)$$

式中: Δf_i 为当前增量步相变程度; $V_{\alpha_{\text{mix}}}$ 和 V_β 分别为 α_{mix} 和 β 相单位晶胞的体积, 其具体数值见文献^[8]。通过 Abaqus 平台的 UEXPAN 子程序实现 $d\varepsilon_{\text{ph}}$ 的计算。

1.2.2 LSP 仿真模型

为将 LPBF 初始残余应力场施加至 LSP 模型, LSP 有限元模型与 LPBF 模型一致, 如图 4 所示。其中底座尺寸为 $30 \text{ mm} \times 30 \text{ mm} \times 5 \text{ mm}$, 底座下端固定。冲击样品尺寸为 $10 \text{ mm} \times 10 \text{ mm} \times 10 \text{ mm}$ 。考虑到模型尺寸与实际冲击样品相差较大, 在样品四周引入无限元单元, 厚度为 1 mm 。无限元单元的引入可以有效避免模

型边界处应力波的反射,大幅减小模型体积,提高计算准确度和效率。无限元单元为 CIN3D8,有限元单元为 C3D8R。经网格尺寸收敛性分析后,平面方向网格尺寸为 $90\ \mu\text{m} \times 90\ \mu\text{m}$,深度方向采用 $40 \sim 1000\ \mu\text{m}$ 的单向偏差网格尺寸。图4还展示了后续应力数据提取路径 P1、L1 和 L2。其中,P1 为光斑中心垂直向下的路径。

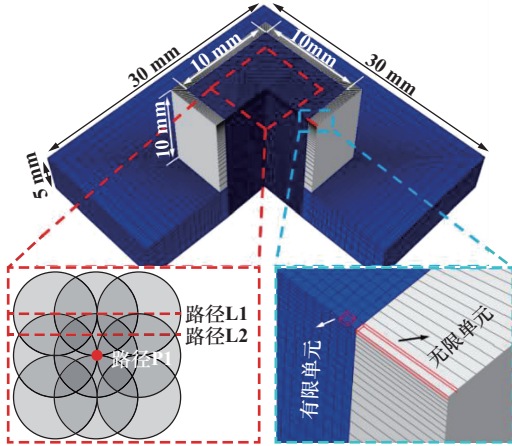


图4 LSP 有限元模型及数据采集路径

Fig.4 LSP finite element model and data acquisition path

不同类型的冲击载荷加载都是通过 Abaqus 平台中的 VDLOAD 子程序实现的。其中,峰值压力可以根据 Fabbro 提出的一维冲击波膨胀模型^[14]计算得出:

$$P_{\max} = 0.01 \sqrt{\frac{\alpha}{2\alpha + 3}} \sqrt{\frac{2Z_1 Z_2}{Z_1 + Z_2}} \sqrt{\frac{\beta E_1}{\pi R^2 \tau}} \quad (11)$$

式中: P_{\max} 为峰值压力; α 为内能分配系数,取 $\alpha = 0.2$; Z_1, Z_2 分别为 TiAl4V 合金和去离子水声阻抗, $Z_1 = 2.75 \times 10^6\ \text{g}/(\text{cm}^2 \cdot \text{s}), Z_2 = 0.17 \times 10^6\ \text{g}/(\text{cm}^2 \cdot \text{s})$ ^[15]; β 为吸收层对脉冲激光的吸收系数,取 0.9 ; E_1 为激光脉冲能量; R 和 τ 分别为光斑半径和脉冲宽度。

由表2中工艺参数计算可得, $I_0 = 7.162\ \text{GW}/\text{cm}^2$, 峰值压力 $P_{\max} = 3.62\ \text{GPa}$ 。本次冲击实验采用 Nd:YAG 激光器,其光束能量在空间上呈准高斯分布,即在距中心 $\sqrt{2}R$ 时功率密度下降为 I_0/e^2 。以光斑中心为坐标原点,冲击波压力的空间分布表达式^[16]为:

$$P(x, y, t) = P(t) \exp\left(-\frac{x^2 + y^2}{2R^2}\right) \quad (12)$$

式中: x 和 y 为某点到光斑中心距离; R 为光斑半径; $P(t)$ 为冲击波压力随时间分布函数。

文献[17]发现冲击波压力脉宽约为激光脉宽的 2~4 倍。本文将压力简化为线性上升和线性下降 2 个区间,后者时间为前者的 2 倍,总脉宽为 30 ns。

选用 Johnson-Cook 模型定义高应变速率(接近

$10^7\ \text{s}^{-1}$)下材料的动态响应行为^[18],同时考虑到 LSP 过程为绝热过程,故忽略温度软化效应,其本构方程^[19]为:

$$\sigma = (A + B\varepsilon^n) \left[1 + C \ln\left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0}\right) \right] \quad (13)$$

式中: σ 为流动应力; ε 为等效塑性应变; $\dot{\varepsilon}$ 为等效塑性应变率;参考应变率 $\dot{\varepsilon}_0 = 0.001\ \text{s}^{-1}$; A, B, n 和 C 分别为初始屈服强度、硬化模量、应变硬化系数、应变率敏感系数。本次模拟工作 J-C 模型参数^[20]见表3。

表3 适用于 LPBF-Ti6Al4V 合金的 J-C 本构方程参数

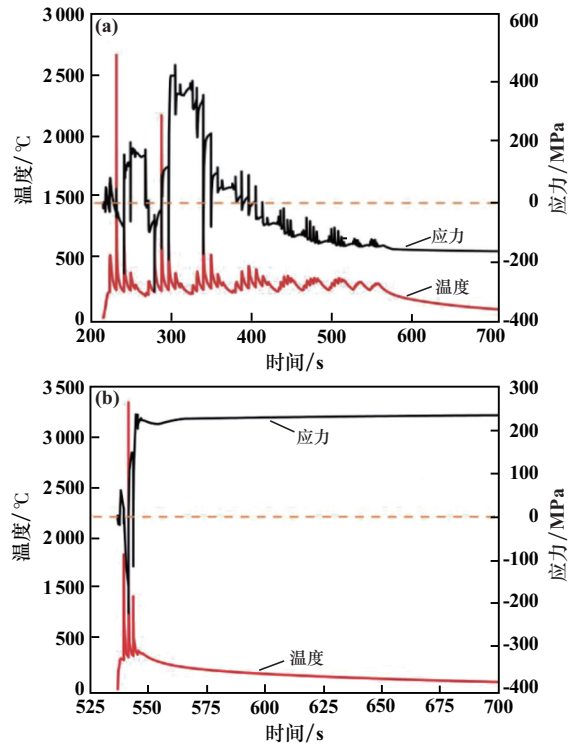
Table 3 J-C constitutive equation parameters for LPBF-Ti6Al4V alloy

初始屈服强度 A/MPa	硬化模量 B/MPa	应变硬化 系数 n	应变率敏感 系数 C	参考应变率 $\dot{\varepsilon}_0$
994.21	635.44	0.784 4	0.02	0.001

2 结果与讨论

2.1 LPBF 样品中残余应力场

图5为 LPBF 模型中心点和表面中点处温度和 x 方向热应力变化曲线。图中虚线为零应力水平线。从图5可知,当移动热源扫描至中心点时,高于熔点的温度使得中心点处应力基本处于零应力状态;当热



(a) 模型中心点位置; (b) 表面中点位置。

图5 LPBF 模型不同位置处温度和应力变化曲线

Fig.5 Curves of temperatures and stresses at different locations of LPBF model

源距中心点较近且逐渐靠近中心点时,低于熔点的高温在中心点处产生了强烈的二次加热效应,此时中心点的膨胀行为受到周围材料的阻碍而处于压应力状态;热源远离时,中心点处收缩行为受到周围材料阻碍,应力状态为拉伸态;当移动热源距中心点较远时,为平衡中心点上层材料的拉应力,中心点处应力状态逐渐由拉应力转变为压应力,并在扫描结束后逐渐成为稳定的残余压应力场。整体上看,中心点处应力呈现“零应力-压应力-拉应力-压应力”的转变规律。然而,由于没有后续层的二次加热,表面中点处应力整体呈现“零应力-压应力-拉应力”的转变规律,其稳定残余应力为拉伸状态。

图6为LPBF样品表面中点不同深度处残余应力测量值与预测值。从图6可以看出,打印完成样品表层残余应力由拉伸状态转变为压缩状态。同时,还能观察到热-力-冶金模型预测值在拉伸状态和压缩状态下均稍大于X射线测量值,这可能是仿真模型未将打印部分与底座分离导致的,但预测值整体仍与测量值相近,表明所构建的热-力-冶金模型具有可靠性,可以为后续LSP仿真提供可靠初始残余应力场。

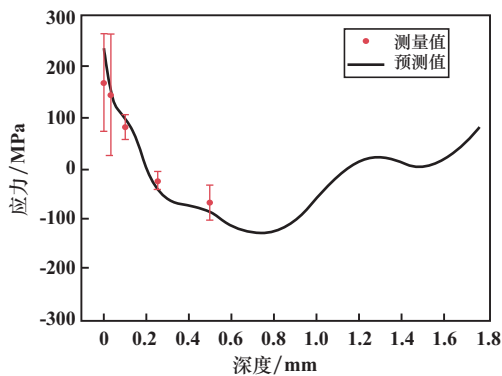


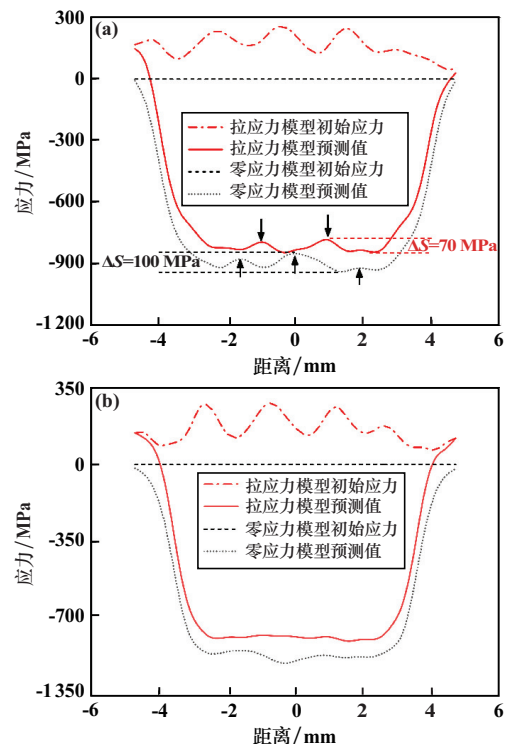
图6 LPBF样品表面中点不同深度处残余应力测量值与预测值

Fig.6 Measured and predicted residual stresses at different depths at the midpoint of LPBF sample surface

2.2 初始残余应力场对LSP诱生表面残余应力场分布影响

图7为LSP处理前后零应力模型和拉应力模型中不同路径残余应力分布。从图7看出,2种模型在L1路径均产生了明显的残余压应力,并且在冲击区域边缘存在显著应力梯度分布。零应力模型中,路径L1上残余压应力峰值为-941 MPa,在拉应力模型中,受表层残余拉应力影响,其残余压应力峰值为-852 MPa。值得注意的是,2种模型在图7(a)箭头处均出现了不同程度的“残余应力洞”现象^[21]。在零应

力模型中,残余压应力最大降幅约为100 MPa,拉应力模型中压应力的最大降幅约为70 MPa。此外还发现零应力模型中“残余应力洞”出现的位置分别在距L1中心位置-2、0和2 mm附近,即冲击光斑中心位置附近。而在拉应力模型中,出现“残余应力洞”现象的位置减少为2处,分别位于距L1路径中心位置-1和1 mm处,即光斑重叠位置的中点。路径L2上残余应力分布规律与路径L1类似。但该路径距光斑中心较远,其冲击压力相对较小,进而导致零应力模型和拉应力模型中峰值残余压应力分别降至-904和-803 MPa。同时,均匀分布的冲击波压力使得该路径上残余压应力分布比路径L1更均匀,只有零应力模型中出现了轻微的“残余应力洞”现象,而拉应力模型中基本不存在“残余应力洞”现象。



(a) 路径L1; (b) 路径L2

图7 LSP处理前后零应力和拉应力模型中不同路径残余应力分布

Fig.7 Residual stress distribution pattern along different paths in zero-stress and tensile-stress models before and after LSP treatment

对比分析结果表明,拉应力模型中“残余应力洞”强度低于零应力模型,且其位置会偏离冲击光斑中心。这一现象的原因是LPBF构件表层残余拉应力对表面波引起的反向塑性变形产生了抑制和拖拽效应。其中,抑制效应会减小反向塑性变形量,拖拽效应会阻碍反向塑性变形在光斑中心处汇集。在这两种效应作用

下,零应力模型中离冲击区域边缘较近的“残余应力洞”被拖拽至冲击区域边缘后消失,而冲击区域中心处的“残余应力洞”则被分解为2个较弱的“残余应力洞”,如图7(a)所示。最终,LPBF 构件中表层残余拉应力表现出提高 LSP 诱发残余应力分布均匀性的效果。

2.3 初始残余应力场对 LSP 诱发深度残余应力场分布影响

不同模型中路径 P1 残余应力预测值与实验测量值见图 8。从图 8 可以看出,零应力模型中,表面峰值残余压应力为-936 MPa,随着深度增加,残余压应力值迅速减小,深度为 0.42 mm 时,残余压应力为 0。拉应力模型中,深度方向存在由拉伸状态转为压缩状态再转为拉伸状态的初始残余应力场。其中,表层初始残余拉应力会削弱激光冲击强化效果,导致拉应力模型中残余压应力峰值下降至-853 MPa,而下方的初始残余压应力则会促进残余压应力的增加,延缓残余压应力向残余拉应力转变过程,进而使得拉应力模型中残余压应力层深度增加至 0.98 mm。此外,还可以看出在 0~30 μm 深度范围内,实验测量值与拉应力模型预测值在数值大小和分布规律上具有良好的一致性。随着深度增加,实测值与预测值之间误差轻微增大,具体表现为预测值小于实验测量值,原因可能是 LPBF 模型中打印区域未与底板分离,致使拉应力模型中的初始残余拉应力值稍大于实际值,进而使得冲击后的残余压应力小于实际测量值。尽管预测压应力略小于实测值,但误差均在可接受范围之内,同时,LPBF 构件中初始残余应力场对 LSP 诱发残余应力场的影响规律不会受细小数值差异影响。

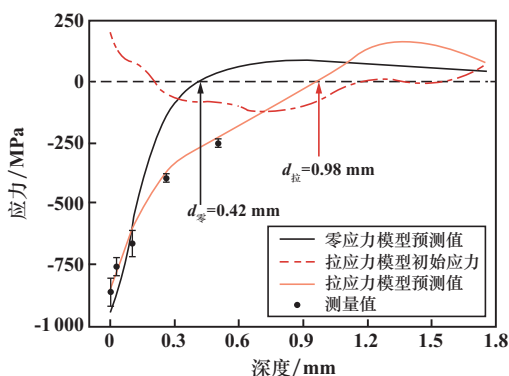


图 8 不同模型中路径 P1 残余应力预测值与实验测量值

Fig. 8 Predicted and experimental measurements of residual stress along path P1 in different models

3 结论

1) LPBF 加工时,随着移动热源的靠近和远离,LPBF 构件中下层材料热应力呈现“零应力-压应力-拉

应力-压应力”的转变过程,表层材料由于缺少后续扫描过程,呈现“零应力-压应力-拉应力”的转变规律。这种区别使得 LPBF 样品表层残余应力状态为拉伸状态,中间层为压缩状态。

2) LPBF 样品中初始残余拉应力场会对表面波引起的反向塑性变形产生抑制和拖拽效应,进而减小反向塑性变形量,同时阻碍反向塑性变形向光斑中心汇聚,最终实现提高 LSP 诱发残余应力场分布均匀性的效果。

3) 与零应力模型相比,拉应力模型中表层的初始残余拉应力使 LSP 诱发的峰值残余压应力峰值由-936 MPa降至-853 MPa,但次表层的初始残余压应力会使 LSP 诱发残余压应力场的深度由 0.42 mm 增至 0.98 mm。

参考文献(References):

- [1] LIU S, SHIN Y C. Additive manufacturing of Ti6Al4V alloy: A review[J]. *Materials & Design*, 2019,164:107552.
- [2] DE FORMANOIR C, PAGGI U, COLEBRANTS T, et al. Increasing the productivity of laser powder bed fusion: Influence of the hull-bulk strategy on part quality, microstructure and mechanical performance of Ti-6Al-4V[J]. *Additive Manufacturing*, 2020,33:101129.
- [3] CAIN V, THIJS L, VAN HUMBEECK J, et al. Crack propagation and fracture toughness of Ti6Al4V alloy produced by selective laser melting[J]. *Additive Manufacturing*, 2015,5:68-76.
- [4] 张鹤鹏. 激光冲击诱导 TC4 钛合金表层梯度结构演化及裂纹扩展特性研究[D]. 长春:吉林大学, 2022.
ZHANG Hepeng. Laser shock peening induced surface gradient structural evolution and crack growth characteristics of TC4 titanium alloy[D]. Changchun: Jilin University, 2022.
- [5] LIU Y Y, YANG Y, CHEN C. Microstructure and properties of Ni-Ti based gradient laser cladding layer of Ti6Al4V alloy by laser powder bed fusion[J]. *Additive Manufacturing*, 2024,79:103906.
- [6] GOLDAK J, CHAKRAVARTI A, BIBBY M. A new finite element model for welding heat sources [J]. *Metallurgical Transactions B*, 1984,15(2):299-305.
- [7] PARRY L, ASHCROFT I A, WILDMAN R D. Understanding the effect of laser scan strategy on residual stress in selective laser melting through thermo-mechanical simulation [J]. *Additive Manufacturing*, 2016,12:1-15.
- [8] TAN P F, SHEN F, LI B, et al. A thermo-metallurgical-mechanical model for selective laser melting of Ti6Al4V[J]. *Materials & Design*, 2019,168:107642.
- [9] CHEN S G, ZHANG Y D, WU Q, et al. Effect of solid-state phase transformation on residual stress of selective laser melting Ti6Al4V[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2021,819:141299.
- [10] HOCINE S, VAN S, VAN P. Verification of selective laser melting heat source models withoperando X-ray diffraction data[J]. *Additive Manufacturing*, 2021,37:101747.
- [11] XIE J. Phase Transformations in metals during additive manufacturing processes[C]//NAFEMS World Congress, 2017.

(下转第 175 页)

- at 60 °C [J]. International Journal of Hydrogen Energy, 2016, 41(3):1801-1810.
- [8] 汤争耀,周万海,朱丁,等. Al含量对 AB₅型储氢合金电极低温和高倍率性能的影响[J]. 无机化学学报, 2017, 33(10):1881-1888. TANG Zhengyao, ZHOU Wanhai, ZHU Ding, et al. Effects of Al content on low-temperature and high-rate performance of MmNi_{4.0-x}-Co_{0.7}Mn_{0.3}Al_x alloys [J]. Chinese Journal of Inorganic Chemistry, 2017, 33(10):1881-1888.
- [9] 曹慧,柳召刚,徐津,等. 热处理对 La_{0.53}Ce_{0.47}Ni_{3.4}Co_{0.6}Mn_{0.3}Cu_{0.1}合金相结构和储氢性能的影响[J]. 有色金属(冶炼部分), 2016(6):58-61. CAO Hui, LIU Zhaogang, XU Jin, et al. Effect of heat treatment on structure and hydrogen storage property of La_{0.53}Ce_{0.47}Ni_{3.4}Co_{0.6}Mn_{0.3}Cu_{0.1} alloy [J]. Nonferrous Metals (Extractive Metallurgy), 2016(6):58-61.
- [10] 罗磊. 超长寿命低钴 AB₅型储氢合金的制备及性能研究[D]. 广州:华南理工大学, 2016. LUO Lei. Preparation and properties research of super long-life and low-Co AB₅-type hydrogen storage alloys [D]. Guangzhou: South China University of Technology, 2016.
- [11] KHALDI C, MATHLOUTHI H, LAMLOUMI J, et al. Electrochemical study of cobalt-free AB₅-type hydrogen storage alloys[J]. International Journal of Hydrogen Energy, 2004, 29(3):307-311.
- [12] CASINN J C S, SILVA F M, GUO Z P, et al. Effects of substituting Cu for Sn on the microstructure and hydrogen absorption properties of Co-free AB₅ alloys[J]. International Journal of Hydrogen Energy, 2016, 41(38):17022-17028.
- [13] HAN X Q, WU W Y, BIAN X, et al. A performance study of AB₅ hydrogen storage alloys with Co being replaced by BeCu[J]. International Journal of Hydrogen Energy, 2016, 41(18):7445-7452.
- [14] KAZAKOV A N, BLINOV D V, BODIKOV V Y et al. Hydrogen storage and electrochemical properties of annealed low-Co AB₅ type intermetallic compounds[J]. International Journal of Hydrogen Energy, 2021, 46(25):13622-13631.
- [15] 周昱. AB₅型含 Mn 储氢合金的研究综述[J]. 包钢科技, 2014, 40(2):33-36. ZHOU Yu. Overview of researches on AB₅ hydrogen storage alloy containing Mn[J]. Science and Technology of Baotou Steel, 2014, 40(2):33-36.
- [16] 郑波,刘雯雯,任权兵,等. 不同 Mn 含量对 A₂B₇型 La-Y-Ni 储氢合金性能的影响[J]. 有色金属(冶炼部分), 2023(8):82-88. ZHENG Bo, LIU Wenwen, REN Quanbing, et al. Effect of different Mn contents on properties of A₂B₇-type La-Y-Ni hydrogen storage alloy [J]. Nonferrous Metals (Extractive Metallurgy), 2023(8):82-88.
- [17] KONG L, CHEN B, YOUNG K, et al. Effects of Al- and Mn-contents in the negative MH alloy on the self-discharge and long-term storage properties of Ni/MH battery[J]. Journal of Power Sources, 2012, 213:128-139.
- 引用本文:郑波,谢懋良,任权兵,等. 含锰中间合金的制备及其在稀土储氢合金中的应用[J]. 矿冶工程, 2025, 45(5):170-175. ZHENG Bo, XIE Maoliang, REN Quanbing, et al. Preparation of manganese-containing master alloy and its application in rare-earth-based hydrogen storage alloys[J]. Mining and Metallurgical Engineering, 2025, 45(5):170-175.

(上接第 169 页)

- [12] JIA Y, NACEUR H, SAADLAOUI Y, et al. A comprehensive comparison of modeling strategies and simulation techniques applied in powder-based metallic additive manufacturing processes[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2024, 110:1-29.
- [13] ZHANG Q, XIE J W, GAO Z Y, et al. A metallurgical phase transformation framework applied to SLM additive manufacturing processes[J]. Materials & Design, 2019, 166:107618.
- [14] FABBRO R, FOURNIER J, BALLARD P, et al. Physical study of laser-produced plasma in confined geometry[J]. Journal of Applied Physics, 1990, 68(2):775-784.
- [15] WANG C, LI K, HU X, et al. Numerical study on laser shock peening of TC4 titanium alloy based on the plate and blade model[J]. Optics and Laser Technology, 2021, 142:107163.
- [16] WANG C, WANG L, WANG C L, et al. Dislocation density-based study of grain refinement induced by laser shock peening [J]. Optics & Laser Technology, 2020, 121:105827.
- [17] PEYRE P, FABBRO R, MERRIEN P, et al. Laser shock processing of aluminium alloys. Application to high cycle fatigue behaviour[J]. Materials Science and Engineering: A, 1996, 210(1/2):102-113.
- [18] AMARCHINTA H K, GRANDHI R V, LANGER K, et al. Material model validation for laser shock peening process simulation [J]. Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering, 2009, 17(1):015010.
- [19] MYLAVARAPU P, BHAT C, PERLA M K R, et al. Identification of critical material thickness for eliminating back reflected shockwaves in laser shock peening: A numerical study[J]. Optics & Laser Technology, 2021, 142:107217.
- [20] ZHENG Z P, JIN X, BAI Y C, et al. Microstructure and anisotropic mechanical properties of selective laser melted Ti6Al4V alloy under different scanning strategies[J]. Materials Science and Engineering: A, 2022, 831:142236.
- [21] 王学德,聂祥樊,臧顺来,等. 激光冲击强化“残余应力洞”的形成机制[J]. 强激光与粒子束, 2014, 26(11):300-304. WANG Xuède, NIE Xiangfan, ZANG Shunlai, et al. Formation mechanism of “residual stress hole” strengthened by laser shock[J]. High Power Laser and Particle Beams, 2014, 26(11):300-304.
- 引用本文:邓洋洋,杨扬. 激光粉末床熔融制备 Ti6Al4V 合金初始残余应力对激光冲击强化诱发残余应力场影响研究[J]. 矿冶工程, 2025, 45(5):164-169. DENG Yangyang, YANG Yang. Influence of initial residual stress of Ti6Al4V alloy prepared by laser powder bed fusion on laser shock peening-induced residual stress field [J]. Mining and Metallurgical Engineering, 2025, 45(5):164-169.