

激光与光电子学进展

激光直接沉积钛合金热力耦合模型的建立与验证

李柏泓, 郭绍庆*, 周标, 秦仁耀, 王天元, 赵梓钧

中国航发北京航空材料研究院, 北京 100095

摘要 采用 MSC Marc 软件建立了热力耦合有限元模型, 分析了激光直接沉积过程中的温度与应力变形的演变过程。考虑高温下钛合金的应力松弛行为, 通过多次迭代修正了材料本构方程。同时, 基于热电偶与激光位移传感器开发了成形过程中的瞬态实时测量装置, 对钛合金薄壁件实际成形过程中的温度和变形进行了原位测量。对修正后的模型的模拟计算值和实测值进行比较与分析, 结果表明: 原位测量结果与模拟结果的温度误差仅为 7.9%, 变形误差为 19.6%, 基板变形的规律一致; 沉积层总体呈拉应力状态, 主应力方向与沉积方向一致。

关键词 激光光学; 激光直接沉积; 原位测量; 热力耦合模型; 残余应力与变形; 有限元方法

中图分类号 TG404

文献标志码 A

DOI: 10.3788/LOP202259.1114007

Establishment and Verification of Thermo-Mechanical Coupled Model for Laser Direct Deposition of Titanium Alloy

Li Bohong, Guo Shaoqing*, Zhou Biao, Qin Renyao, Wang Tianyuan, Zhao Zijun

Beijing Institute of Aeronautical Materials, Aero Engine Corporation of China, Beijing 100095, China

Abstract The MSC Marc software is used to establish the thermal-mechanical coupled finite element model to analyze the evolution of temperature and stress deformation during laser direct deposition. Considering the stress relaxation behavior of titanium alloy at high temperature, the material constitutive equation is modified through several iterations. At the same time, based on the thermocouple and laser displacement sensor, a transient real-time measurement device is developed to measure the temperature and deformation of titanium alloy thin-wall parts during the actual forming process. By comparing and analyzing the simulated and measured values of the modified model, the results show that the temperature error between the *in-situ* measurement results and the simulated results is only 7.9%, the deformation error is 19.6%, and the laws of the substrate deformation are consistent. The stress in the deposition layer is generally tensile, and the main stress direction is consistent with the deposition direction.

Key words laser optics; laser direct deposition; *in situ* measurement; thermo-mechanical coupled model; residual stress and distortion; finite element method

1 引言

激光直接沉积是一种常用的增材制造技术, 与传统减材制造不同, 它以高能量密度激光束为热源将材料熔化并通过冷却逐层堆积制备实体零件^[1]。钛合金具有比强度高、耐腐蚀性强等特点, 在航空

航天等领域中被广泛应用^[2]。激光直接沉积技术被广泛用于复杂结构零件的制备^[3]以及零件制造缺陷和服役损伤的修复。

在激光直接沉积过程, 基板和沉积材料经历非平衡凝固、多次循环加热及冷却、金属相变等过程, 在非均匀温度梯度和约束作用下, 零件将经受较大

收稿日期: 2021-12-09; 修回日期: 2021-12-13; 录用日期: 2021-12-17

通信作者: *gsq0046@sina.com

的应力与变形,故零件达不到使用要求^[4]。传统方法难以对成形过程中的应力、变形情况进行分析,而数值模拟成为解决这类问题的重要方法,可以预测与分析不同条件下的温度场、应力变形的情况,近年来被国内外众多学者使用和研究^[5-7]。

Parry 等^[8]利用 MSC Marc 有限元法软件对不同扫描方式下激光选区熔化单层 TC4 合金过程的热应力进行了分析,结果表明,扫描路径越长,扫描方向上的应力也越大,降低扫描路径的长度可以得到均匀的应力分布。Heigel 等^[9]采用有限元热力顺序耦合模型并结合实验结果,对 TC4 钛合金激光直接沉积成形制造的演变过程进行了研究,对比分析了不同层间停留时间下的温度、应力结果,结果表明,较大的温度梯度会造成大的残余应力和塑性变形。针对钛合金应力变形,Denlinger 等^[10]提出不考虑钛合金应力松弛行为,模拟变形结果与实测值的误差达 461%,简单修改参数能起到减小误差的作用,但缺乏一定的理论支撑。因此,钛合金的应力变形模拟需要考虑应力松弛行为的影响。

为了保证模拟结果的可靠性,需要对模拟结果进行验证。Denlinger 等^[11]使用激光三维扫描仪测量了增材制造后的复杂构件的变形以验证其数值模型。Dunbar 等^[12]在增材制造后,使用三坐标测量仪对薄壁圆环件进行测量,并与零件的模型进行对比。上述对模拟结果的验证方法只能在成形结束后对试样进行检测,能得到零件的整体或表面形状,但不能反映激光直接沉积过程中零件的实时变形情况。

本文以 TC4 钛合金为研究材料,采用 MSC Marc 软件建立热力耦合有限元模型,对激光直接沉积过程进行模拟计算,并考虑了钛合金在高温下的应力松弛行为,通过二次开发修正了材料本构模型。通过开发原位测量装置,对激光直接沉积过程中的温度与变形进行实时测量,所得模拟结果与实验结果相符。研究结果对增材制造数值模型的建立与实时验证提供了理论依据和参考。

2 实验方法

激光直接沉积采用的基板材料为锻造退火的 TC4 钛合金,尺寸为 130 mm×50 mm×5 mm。TC4 粉末通过旋转电极法制备,粒径为 50~106 μm。沉积前使用夹具对基板一端进行单侧悬臂约束,另一端自由变形,以保证基板一端在沉积

过程中能自由变形。

实验在国产激光直接沉积设备上,选用 KUKA 变焦式激光熔覆头,工艺参数如下:激光功率为 800 W,扫描速度为 600 mm/min,送粉速度为 10 g/min。每层采用单向扫描,各层沉积方向相同,层间不停留。沉积完一层激光头返回到初始点,并提升 0.25 mm,以保持每层沉积厚度一致。连续沉积 20 层,在沉积过程采用持续通氩气的手段防止试样氧化,沉积结束后待试样自然冷却至室温后从夹具中取出。图 1 为激光直接沉积过程及装置照片。

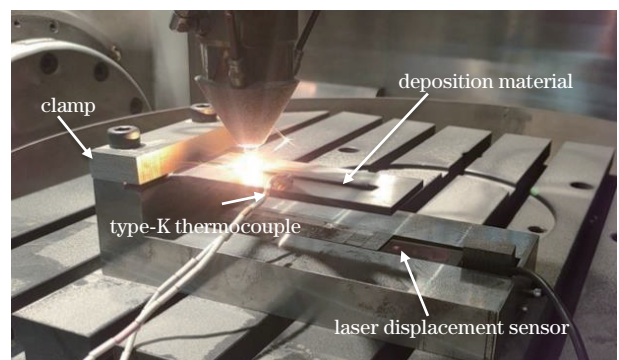


图 1 激光直接沉积过程及装置照片

Fig. 1 Schematic of laser direct deposition process and equipment

沉积过程使用松下 HG-1030 激光位移传感器,实时测量基板在 z 方向的弯曲变形。位移传感器置于基板自由端下方,实时测量基板自由端的距离信息,通过数据采集卡,将信息实时传入计算机中,从而获取基板在 z 方向上的弯曲变形历程;使用 K 型热电偶测量工件的温度变化,通过数据采集仪把测得的温度数据记录到计算机中。图 2 为热电偶(A 点)和激光位移传感器(B 点)的测量位置示意图。

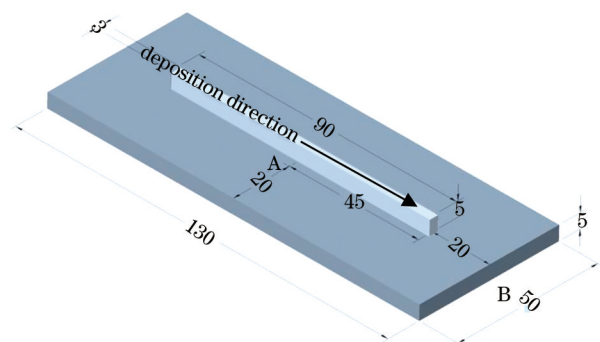


图 2 薄壁件尺寸与测量位置分布图

Fig. 2 Size of wall part and measurement location

3 有限元分析

图 3 为建立的三维有限元网络模型,其中 clamp 为基板约束端,free end 为基板自由端。采用 Hex-8 六面体单元进行网格划分,单元数目为 43300,节点数目为 58914。对于沉积材料处的单元,每个单元尺寸为 $0.5 \text{ mm} \times 0.75 \text{ mm} \times 0.25 \text{ mm}$,每层沉积材料的宽度方向包含 4 个单元,高度方向包含 1 个单元。基板在沉积区的网格密度与沉积材料一致,而基板远离沉积区的网格逐渐粗化,以提高计算效率。

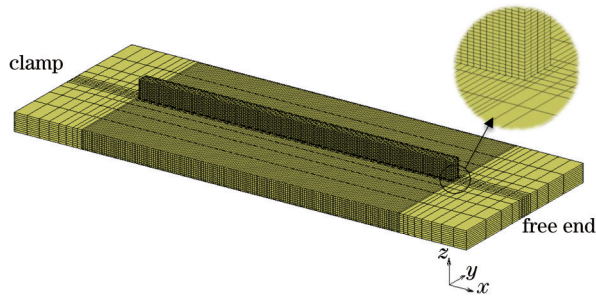


图 3 有限元网格模型

Fig. 3 Finite element model

3.1 温度场模拟

对于密度不变、热容各向同性的物体,热平衡控制方程^[13]为

$$\rho C_p \frac{dT}{dt} = -\nabla \cdot \mathbf{q}(\mathbf{r}, t) + Q(\mathbf{r}, t), \quad (1)$$

式中: ρ 为材料密度; C_p 为比热容; T 为温度; t 为时间; \mathbf{q} 为热流; \mathbf{r} 为位置矢量; Q 为体热源。

金属体内的热量通过热传导传递:

$$\mathbf{q} = -k \nabla T, \quad (2)$$

式中: k 为各向同性热导率。

激光热输入采用常用的高斯双椭球热源模型,表达式^[14]为

$$Q = \frac{6\sqrt{3} P \eta}{abc\pi\sqrt{\pi}} \exp\left(-\frac{3x^2}{a^2} - \frac{3y^2}{b^2} - \frac{3z^2}{c^2}\right), \quad (3)$$

式中: Q 为光斑内任一点 (x, y, z) 的输入热流密度; P 为激光功率; η 为材料对激光的吸收率; a, b, c 为双椭球热源的外形参数。

将对流换热系数与辐射换热系数结合为一个等效换热系数(q),热流损失以牛顿定律表示,热辐射用 Stefan-Boltzmann 定律解释:

$$q_{\text{conv}} = h(T_s - T_\infty), \quad (4)$$

$$q_{\text{rad}} = \epsilon \sigma (T_s^4 - T_\infty^4), \quad (5)$$

$$q = q_{\text{conv}} + q_{\text{rad}}, \quad (6)$$

式中: h 为等效换热系数; T_s 为表面温度; T_∞ 为室温,设为 $25 \text{ }^\circ\text{C}$; q_{conv} 为对流换热系数; q_{rad} 为辐射换热系数; ϵ 为表面发射率,设为 0.3 ; σ 为 Stefan-Boltzmann 常数。

在增材制造过程中,考虑散热边界条件主要为材料和空气之间的对流换热和热辐射散热。通过多次模拟与实际结果对比,修正边界条件,在所有表面上设置对流换热系数为 $20 \text{ W} \cdot \text{m}^{-2} \cdot \text{ }^\circ\text{C}^{-1}$,热辐射系数为 0.8 。初始温度为 $25 \text{ }^\circ\text{C}$,加载在所有节点上。同时考虑固-液相潜热对温度场的影响,相变潜热设置为 306277 J/kg ,固相线温度为 $1604 \text{ }^\circ\text{C}$,液相线温度为 $1660 \text{ }^\circ\text{C}$ ^[15]。考虑材料非线性,TC4 的其他热物理性能参数随温度的变化曲线如图 4^[8]所示。

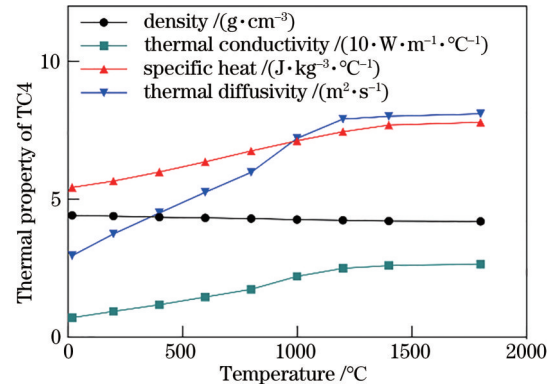


图 4 TC4 合金的热物理性能参数

Fig. 4 Thermo-physical parameters of TC4 alloy

3.2 残余应力与变形模拟

在残余应力与变形的计算中,假设材料弹性应力-应变关系符合弹性胡克定律,塑性行为服从 Von Mises 准则。力平衡控制方程为

$$\nabla \cdot \boldsymbol{\sigma}' = 0, \quad (7)$$

$$\boldsymbol{\sigma}' = \mathbf{C} \boldsymbol{\epsilon}_e, \quad (8)$$

式中: $\boldsymbol{\sigma}'$ 为应力; \mathbf{C} 为四阶刚度矩阵; $\boldsymbol{\epsilon}_e$ 为弹性应变。

在热力耦合分析中,总应变可分解为

$$\boldsymbol{\epsilon}' = \boldsymbol{\epsilon}_e + \boldsymbol{\epsilon}_p + \boldsymbol{\epsilon}_t + \boldsymbol{\epsilon}_{re}, \quad (9)$$

式中: $\boldsymbol{\epsilon}'$ 为总应变; $\boldsymbol{\epsilon}_p$ 为塑性应变; $\boldsymbol{\epsilon}_t$ 为热应变; $\boldsymbol{\epsilon}_{re}$ 为松弛应变。

对于传统焊接的热弹塑性材料本构模型,一般只考虑弹性应变、塑性应变和热应变这三项应变。而钛合金等金属在增材制造的高温条件下会发生应力松弛现象,若不考虑松弛应变的影响,变形结果会产生较大的误差^[10]。

应力松弛与蠕变在本质上是相同的,因此在模型中采用蠕变本构模型来描述应力松弛的行为。常见的金属材料蠕变行为的本构模型有幂指数函数形式和双曲正弦函数形式两种。幂指数型本构模型具有形式简单、待定系数常数少等优点,但该模型只适用于低应力下的蠕变过程,不适用于应力较高且发生变化的过程。而双曲正弦型模型能够很好地描述高应力状态下的材料蠕变行为,而且在低应力状态下自然退化为幂指数型本构模型。因此采用双曲正弦型蠕变本构方程描述钛合金应力松弛的行为,表达式^[16]为

$$\Delta \varepsilon_{re} = A (\sinh B \sigma')^n \exp\left(-\frac{\Delta H}{RT}\right), \quad (10)$$

式中: $\Delta \varepsilon_{re}$ 为松弛应变变化速率; ΔH 为激活能; A, B, n 均为与材料相关的常数; R 为摩尔气体常数。

针对钛合金,应力松弛的温度敏感区间为 600~800 °C,取 A 为 0.043 s^{-1} , B 为 0.0036 MPa^{-1} , n 为 3.75 , ΔH 为 $200 \text{ kJ} \cdot (\text{mol} \cdot \text{K})^{-1}$, R 为 8.314 ^[17]。

在 Marc 软件中编写 CRPLAW 子程序进行二次开发,将蠕变本构方程代入到原有的热力耦合模型中。在模拟过程中,力学边界条件与实际成形的

约束方式一致,即约束基板一端的三向位移,另一端自由。考虑材料力学性能参数随温度的变化,TC4 的力学性能参数随温度变化的曲线如图 5^[8]所示。

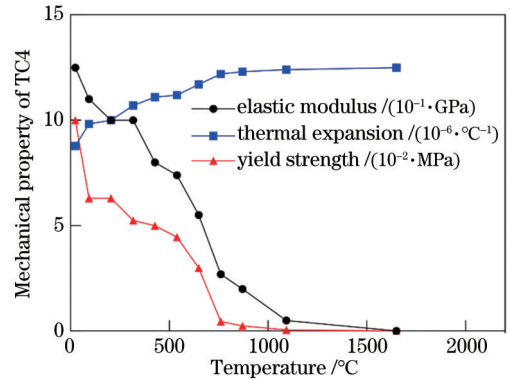


图 5 TC4 合金的力学性能参数
Fig. 5 Mechanical parameters of TC4 alloy

4 结果与分析

4.1 温度场模拟结果与实验验证

图 6 为激光直接沉积温度场的模拟结果。图 6(a)为沉积至最后一层中点时,即 $t=175.5 \text{ s}$ 时

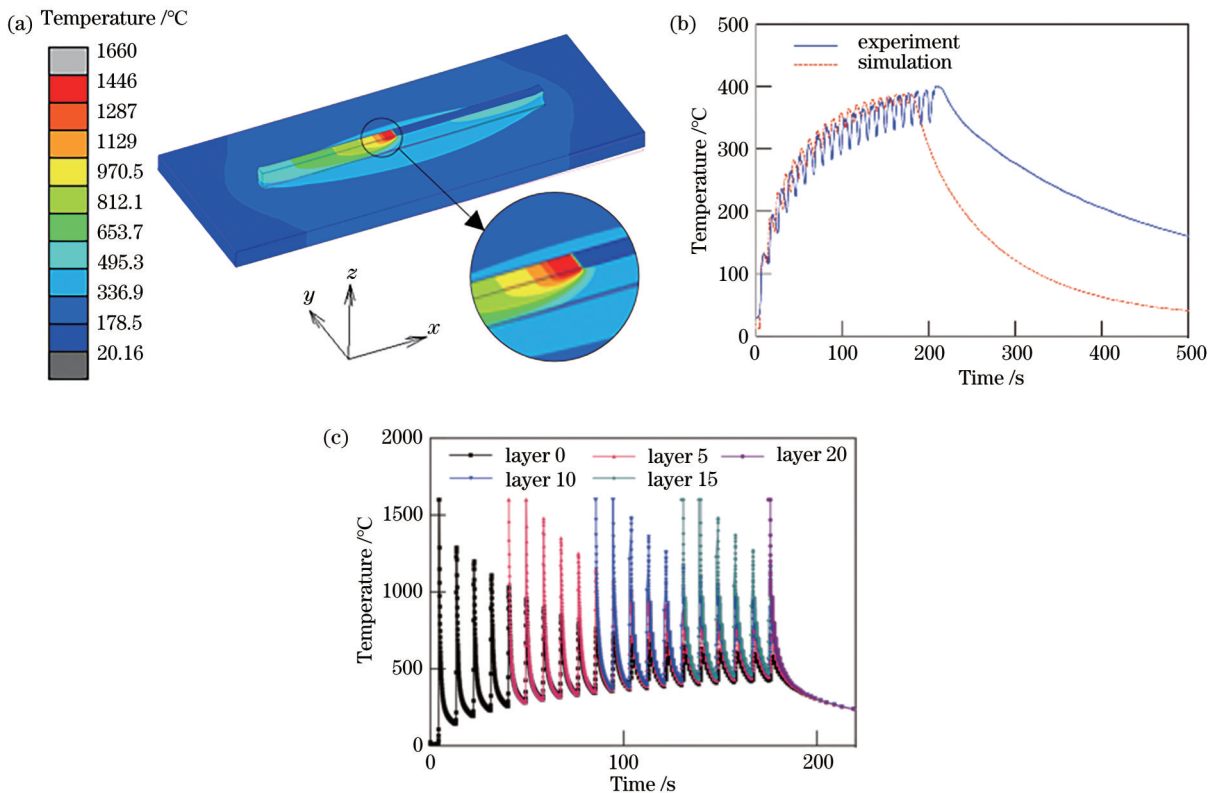


图 6 温度场的模拟结果。(a) $t=175.5 \text{ s}$ 时的温度场云图;(b)原位测量与模拟温度的对比;(c)各沉积层中点的温度热循环曲线
Fig. 6 Simulated results of temperature field. (a) Cloud map of temperature field at $t=175.5 \text{ s}$; (b) comparison of *in situ* measured and simulated temperatures; (c) thermal cycle curves of midpoint temperature of each layer

的瞬态温度场的分布结果。可以看出,熔池最高温度为 1660 °C,热源中心前部温度梯度大,后部温度梯度小,温度场分布稳定。

选取基板上表面中心距沉积路径 5 mm 的一点 A,与实际用热电偶测得的温度进行对比,图 6(b)为增材制造过程中基板取样点的实验测量温度与模拟计算温度的对比曲线图。

对于整个模型,平均误差百分比^[10]为

$$e_r = \frac{100 \sum_{i=1}^{n'} \left| \frac{(x_{\text{exp}})_i - (x_{\text{sim}})_i}{(x_{\text{exp}})_i} \right|}{n'} \quad (11)$$

式中: n' 为模拟总增量步时间; i 为当前增量步时间; x_{sim} 为模拟值; x_{exp} 为测量值。

由图 6(b)可知,计算得到数据的平均误差为 7.9%,且变化趋势的一致性较好。产生误差的主要原因有:1)模拟的层间停留时间为零,而实际沉积过程中激光头从结束端到起始端需要 1~2 s,当层数增多时,误差增大;2)模拟状态下机械响应时间为零,而使用热电偶测量到温度数值需要一定的

响应时间。

图 6(c)是模拟成形过程中各层成形路径中点的温度热循环曲线。可以看出,当激光热源经过每层中点时,温度达到了峰值,但随着热源的远离,该点温度开始下降,等热源经过下一层中点时,成形层温度出现了新的峰值。每层经历的热循环是相似的,最终导致各层的应力状态也是相似的。整体上,随着层高的增加,热量不断积累,各层温度逐渐升高,当热量累积速度等于散热速度,每层温度趋于相同,约为 500 °C。沉积结束后,各层的冷却速度也是一致的。

4.2 变形模拟结果与实验验证

对激光沉积过程中的 5 mm 厚钛合金基板进行原位变形的模拟与实验测量,图 7 为激光直接沉积变形结果。图 7(a)为模拟得到的 z 向位移云图,可以看出,基板产生了明显的翘曲变形。变形的原因是沉积过程中的“快热快冷”导致基板不同部位的材料屈服强度出现变化。在冷却过程中,温度高的一侧基板的屈服强度低,而温度低的一侧基板的屈服强度高,在热应力的作用下基板产生了向上的翘曲变形。

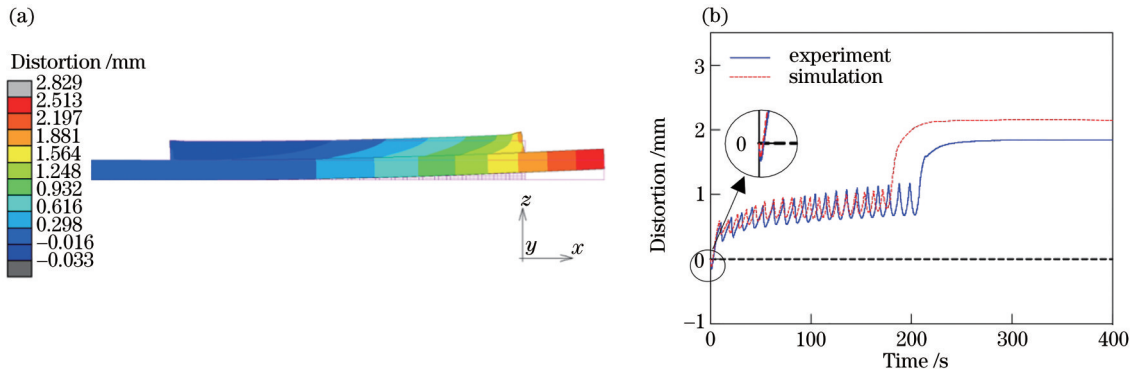


图 7 变形结果。(a) z 向位移云图;(b)原位测量与模拟变形的对比

Fig. 7 Result of deformation. (a) Cloud map of z -direction distortion; (b) comparison of *in situ* measured and simulated deformation

使用激光位移传感器对基板背面自由端中点 B 进行原位测量与模拟计算,结果如图 7(b)所示。可以看出,沉积开始时,受到激光冲击以及热膨胀的影响,基板在最初几秒产生了向下的翘曲变形,经过冷却收缩,基板迅速向上产生了翘曲变形,直到下一层沉积开始又产生向下翘曲,整体过程是循环往复的。随着沉积层数的累加,变形不断累加,但变形的增量不断减小,沉积结束后,由于不均匀的温度梯度以及高温下材料强度的降低,最终基板产生了一个较大的变形。对比模拟结果与实验结果,发现变形曲线的波动趋势是一致的,计算得到的变形平均误差为

19.2%,产生误差的原因有:1)由于设备精度问题,每层沉积结束后回到初始位置时需要 1~2 s 时间,模拟忽略了激光头返回起点的时间,故产生了误差,随着沉积层数的增多,误差也逐渐累积,这是产生误差的主要原因;2)激光位移传感器的测量点不是理想的边缘点,因此实测值偏小。变形结果对比说明修正后的模型结果是可靠的,可以对模型进行应力分析。

4.3 残余应力模拟结果

图 8 为模型的残余应力模拟结果。图 8(a)是等效残余应力分布云图。可以看出,薄壁件整体处于拉应力状态,应力基本上呈对称分布,这与温度场

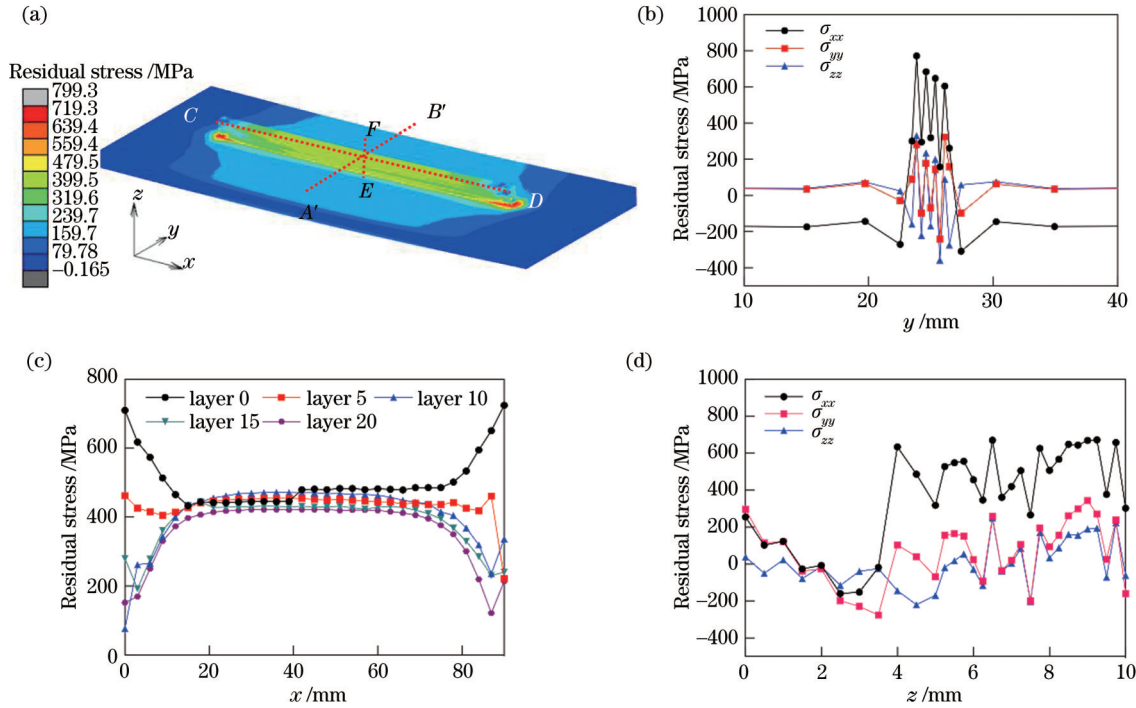


图 8 残余应力结果。(a)残余应力分布云图与路径定义;(b)路径 A'B'(y 方向)上的残余应力;(c)路径 CD(x 方向)上的残余应力;(d)路径 EF(z 方向)上的残余应力

Fig. 8 Results of residual stress. (a) Cloud map of residual stress distribution and path definition; (b) residual stress along path A'B' (y-direction); (c) residual stress along path CD (x-direction); (d) residual stress along path EF (z-direction)

模拟预测的结果是一致的。不同区域的应力状态有所差异,最大残余应力集中在沉积层与基板的交界处,主要是由于这两处的温度梯度最大,这两处受到的冷却与约束的作用最大。其中,最大等效残余应力为 799.3 MPa,低于室温下材料的屈服极限(1000 MPa)。

选取图 8(a)所示的三条路径上的应力分布,研究薄壁件应力场的分布特点。图 8(b)为路径 A'B'(y 方向)上的三个应力分量曲线,针对沉积层,x 向拉应力(σ_{xx})大于 y 向的拉应力(σ_{yy})与 z 向的拉应力(σ_{zz})。因为在连续沉积过程中,沉积材料在 x 方向上受到的约束与温度梯度比其他方向更大,因此 x 向应力比其他应力分量更大。而随着远离沉积层,基板表面状态由拉应力逐渐转为压应力。针对路径 A'B',主导应力是 x 向的应力分量,因此沉积层容易产生垂直于扫描方向的裂纹。

图 8(c)为沿扫描路径 CD(x 方向)上不同层的等效残余应力分布,在沉积层中部主要为拉应力,随着沉积层数的增加,拉应力逐渐减小。产生的原因主要有两点:一是先沉积层已经具备较高的温度,下一层沉积时相当于给成形件进行了预热处理,温度梯度减小,进而残余应力减小;二是达到一

定温度时,后续沉积过程中的热过程会对该处的应力产生一个去应力退火的效果。在综合作用下,最后工件整体降温,整体应力增加,在冷却至室温后形成最终的残余应力。因此,在沉积开始的几层以及最后冷却阶段基板与试样的交界处,容易出现最大应力和开裂现象。

图 8(d)为垂直基板的路径 EF(z 方向)上的三向残余应力分布,可以看出,主导的应力分量仍是 x 向应力。从基板底部向上,应力状态由拉应力转为压应力再转为拉应力,说明不同厚度的基板对沉积层产生的应力状态也有一定影响。

5 结 论

使用开发的原位测量装置对模拟计算进行验证,结果是可靠的,计算的温度热循环曲线与实测值的平均误差为 7.9%。在多层热循环曲线中,随着沉积层数的增加,热累积效应增强,冷却速度降低,最终每层温度趋于一致。考虑钛合金的应力松弛情况,通过二次开发,修正了材料本构模型,最终变形的平均误差为 19.6%,模拟的变形趋势与实际吻合,为大型钛合金应力变形的模拟提供了参考。沉积层的残余应力整体以拉应力为主,而主导的应

力分量是 x 向应力, 与沉积方向一致, 最大残余应力集中在沉积层两端与基板的交界处。

参 考 文 献

- [1] 王华明, 张述泉, 王向明. 大型钛合金结构件激光直接制造的进展与挑战(邀请论文)[J]. 中国激光, 2009, 36(12): 3204-3209.
Wang H M, Zhang S Q, Wang X M. Progress and challenges of laser direct manufacturing of large titanium structural components(invited paper) [J]. Chinese Journal of Lasers, 2009, 36(12): 3204-3209.
- [2] 陈静, 杨海欧, 杨健, 等. TC4 钛合金的激光快速成形特性及熔凝组织[J]. 稀有金属快报, 2004, 23(4): 33-37.
Chen J, Yang H O, Yang J, et al. Laser rapid forming characteristics and microstructure of TC4 titanium alloy[J]. Rare Metals Letters, 2004, 23(4): 33-37.
- [3] 刘全明, 张朝晖, 刘世锋, 等. 钛合金在航空航天及武器装备领域的应用与发展[J]. 钢铁研究学报, 2015, 27(3): 1-4.
Liu Q M, Zhang Z H, Liu S F, et al. Application and development of titanium alloy in aerospace and military hardware[J]. Journal of Iron and Steel Research, 2015, 27(3): 1-4.
- [4] Mercelis P, Kruth J P. Residual stresses in selective laser sintering and selective laser melting[J]. Rapid Prototyping Journal, 2006, 12(5): 254-265.
- [5] 赵宇辉, 赵吉宾, 王志国, 等. Inconel 625 镍基高温合金激光增材制造内应力控制方式研究[J]. 真空, 2020, 57(3): 73-79.
Zhao Y H, Zhao J B, Wang Z G, et al. Research on the stress control methods of Inconel 625 nickel-based alloys fabricated by laser melting additive manufacturing[J]. Vacuum, 2020, 57(3): 73-79.
- [6] Yang Q C, Zhang P, Cheng L, et al. Finite element modeling and validation of thermomechanical behavior of Ti-6Al-4V in directed energy deposition additive manufacturing[J]. Additive Manufacturing, 2016, 12: 169-177.
- [7] 张兴权, 李欢, 黄志来, 等. 7075 铝合金激光多点冲击诱导残余应力的数值模拟[J]. 中国激光, 2015, 42(12): 1203002.
Zhang X Q, Li H, Huang Z L, et al. Numerical simulation of residual stress induced in 7075 aluminum alloy by repeated high-power laser pulses [J]. Chinese Journal of Lasers, 2015, 42(12): 1203002.
- [8] 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.
- [9] Heigel J C, Michaleris P, Reutzel E W. Thermo-mechanical model development and validation of directed energy deposition additive manufacturing of Ti-6Al-4V[J]. Additive Manufacturing, 2015, 5: 9-19.
- [10] Denlinger E R, Michaleris P. Effect of stress relaxation on distortion in additive manufacturing process modeling[J]. Additive Manufacturing, 2016, 12: 51-59.
- [11] Denlinger E R, Heigel J C, Michaleris P. Residual stress and distortion modeling of electron beam direct manufacturing Ti-6Al-4V[J]. Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture, 2015, 229(10): 1803-1813.
- [12] Dunbar A J, Denlinger E R, Gouge M F, et al. Experimental validation of finite element modeling for laser powder bed fusion deformation[J]. Additive Manufacturing, 2016, 12: 108-120.
- [13] Biegler M, Graf B, Rethmeier M. *In-situ* distortions in LMD additive manufacturing walls can be measured with digital image correlation and predicted using numerical simulations[J]. Additive Manufacturing, 2018, 20: 101-110.
- [14] Gouge M, Michaleris P, Denlinger E, et al. The finite element method for the thermo-mechanical modeling of additive manufacturing processes[M]// Thermo-mechanical modeling of additive manufacturing. Amsterdam: Elsevier, 2018: 19-38.
- [15] Ding J, Colegrove P, Mehnen J, et al. A computationally efficient finite element model of wire and arc additive manufacture[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2014, 70(1/2/3/4): 227-236.
- [16] 朱智, 张立文, 顾森东. Hastelloy C-276 合金应力松弛试验及蠕变本构方程[J]. 中国有色金属学报, 2012, 22(4): 1063-1067.
Zhu Z, Zhang L W, Gu S D. Stress relaxation test of Hastelloy C-276 alloy and its creep constitutive equation[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2012, 22(4): 1063-1067.
- [17] Xiao J J, Li D S, Li X Q. Modeling and simulation for the stress relaxation behavior of Ti-6Al-4V at medium temperature[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2015, 44(5): 1046-1051.