引用格式：郑黔，张宏伟，吴家柱，等．常规/高速激光定向能量沉积TC4的热力学特征[J]．材料工程，2026，54(8)：338-349.
ZHENG Qian, ZHANG Hongwei, WU Jiazhu, et al. Thermo-mechanical characteristics of conventional/high-speed laser directed energy deposition of TC4 alloy[J].Journal of Materials Engineering, 2026, 54(8): 338-349.

常规/高速激光定向能量沉积TC4的热力学特征

郑　黔，张宏伟，吴家柱*，尹存宏
（贵州大学 机械工程学院，贵阳 550025）

摘要：高速激光定向能量沉积的低热输入和高冷却速率有利于解决常规激光定向能量沉积在应力、变形和晶粒调控方面的不足，但是工艺机理中的热力学特性仍然需要系统的解释。建立了考虑固/液相变、气/液界面生长等重要物理过程的激光定向能量沉积（laser directed energy deposition，L-DED）热力全耦合三维数值模型，通过实验验证了模型预测的熔道尺寸、HAZ尺寸和基体变形。研究了常规激光定向能量沉积（conventional laser directed energy deposition，CL-DED）和高速激光定向能量沉积（high-speed laser directed energy deposition，HL-DED）策略对熔道和HAZ的几何尺寸、温度、应力和变形的影响机制。结果表明，在应力松弛和熔化效应的影响下，熔道和基板相变区的残余应力主要由冷却阶段的热收缩弹性应变和基板的拘束决定。熔道和基板相变区的热收缩拉伸应力诱导了一种弓弦效应，导致基体向熔道弯曲。与CL-DED策略相比，HL-DED策略构建的温度场出现纵向梯度低、横向和竖直方向梯度高的特点，而且凝固和相变两个阶段的冷却速率也显著提高。HL-DED策略下残余应力分布更加不均匀，应力幅值更高，但是翘曲变形更小。HL-DED策略下熔道和基板相变区的残余应力更高，基板的残余应力分布更加不均匀，但熔道的瞬态应力和基板非相变区的残余应力更低，基板变形更小。

关键词：高速激光定向能量沉积；热力耦合模型；温度场；应力场；变形
doi：10.11868/j.issn.1001-4381.2025.000256　**CSTR**：32421.14.j.issn.1001-4381.2025.000256
中图分类号：TB31　**文献标识码**：A　**文章编号**：1001-4381(2026)08-0338-12

Thermo-mechanical characteristics of conventional/high-speed laser directed energy deposition of TC4 alloy

ZHENG Qian, ZHANG Hongwei, WU Jiazhu*, YIN Cunhong
(School of Mechanical Engineering, Guizhou University, Guiyang 550025, China)

Abstract: The application of low heat input and a high cooling rate in the high-speed laser directed energy deposition (HL-DED) process proves advantageous in mitigating the unfavorable residual stresses, deformation, and crystalline grain size issues that are typically induced by conventional laser directed energy deposition (CL-DED). Nevertheless, a comprehensive understanding of the thermo-mechanical behaviors in both CL-DED and HL-DED processes remains elusive. In this study, a fully-coupled thermo-mechanical model for laser directed energy deposition (L-DED) is developed and experimentally validated. This model takes into account the effects of solid-liquid phase change and the evolution of the gas-liquid interface. A systematic investigation is conducted to explore the influence mechanisms of HL-DED and CL-DED strategies on the geometries of the melt track and heat-affected zone (HAZ), as well as on temperatures, stresses, and deformations.Under the combined influence of stress relaxation and the melting effect, the residual stresses in the melt track and the substrate phase transformation zone (PTZ) are predominantly determined by thermal contraction during the cooling stage and the constraint imposed by the substrate. The thermal contraction-induced tensile stresses in the melt track and substrate PTZ give rise to a bow-string effect, causing the substrate to warp towards the melt track.Compared with the CL-DED strategy, the temperature field generated by the HL-DED strategy exhibits a lower gradient along the track

direction but higher gradients along the transverse and vertical directions. Additionally, the cooling rates during the solidification and phase transformation stages are significantly elevated under the HL-DED strategy. Although the HL-DED strategy leads to higher residual stresses in the melt track and substrate PTZ, along with a more uneven residual stress distribution in the substrate, it results in lower transient stress in the melt track, lower residual stress in the non-PTZ, and significantly reduced substrate deformation.

Key words: high-speed laser directed energy deposition; thermo-mechanical model; temperature field; stress field; deformation

钛合金具有比强度高[1]、耐热性能好、抗腐蚀性能强[2]、变形系数小等优点，被广泛用于制备航空航天薄壁结构件，如飞机承力构件、长五系列火箭捆绑接头[3]、LM 2100 卫星巴士的油箱端盖[4]等。这类薄壁构件通常采用高效轻质的结构形式，并朝着大型化、整体化、薄壁化的几何构型方向发展，具有典型的“难成形”特点。此外，钛合金属于高强高韧的先进金属结构材料，变形抗力大，所以具有“难变形”特点。材料的“难变形”和结构的“难成形”以及二者的耦合作用极大地增加了该类构件成形制造的难度。

激光定向能量沉积（laser directed energy deposition，L-DED）技术作为激光增材制造技术领域中的一个重要分支，该技术采用高功率密度激光束作为能量源，在惰性气体保护氛围中，通过数字化分层建模与数控路径规划，实现金属材料（金属粉末或丝材）的逐层精确堆积成形。这种新型加工方式使得 L-DED 技术在加工时具有自由成形、非机械式加工、低工装成本和短制造流程的显著优势[5]，可以适应钛合金的复杂薄壁构件的整体成形需求[6]。然而，L-DED 是一个长时周期性循环加热熔化和冷却凝固的热物理冶金过程，容易形成大的热应力、机械约束应力和组织应力等复杂应力的叠加及其交互作用，致使薄壁构件发生严重变形[7-8]；其次，在构件内部形成大的残余拉应力，增加裂纹倾向[9]；并且材料-薄壁结构-工艺的耦合作用也会带来“难控形”和“难控性”的问题。

在激光熔覆领域，为了解决涂层的残余应力高、低刚度零件变形严重等问题[10]，德国佛劳恩霍夫激光技术研究所和亚琛工业大学的 Schopphoven 等[11]研究人员开发了超高速激光熔覆技术。该技术通过特殊的超高速熔覆头，将粉束流焦点设置于熔覆表面的上方，实现激光束与粉束流的高效耦合，迫使粉末在进入熔池前熔化或部分熔化，有效提高了成形效率、激光能量和粉末的利用率，以及表面成形质量。更重要的是，高速扫描策略（20～300 m/min）可以有效降低热输入的单位比能量，减少熔覆过程的热累积，进而改善残余应力状态和变形程度。可见，高速激光定向能量沉积（high-speed laser directed energy deposition，HL-DED）具有改善常规激光定向能量沉积的高应力和大变形的潜力。然而，HL-DED 过程中的结构热力学行为尚不完全清楚，工艺-过程-质量之间的映射机制也需进一步揭示，因此开展相关研究有助于指导工艺优化，改善残余应力与变形，推动 HL-DED 的工业化应用。

数值模拟以物理驱动的数学模型为基础，可以高保真地数字化重构 HL-DED 过程中的多种热物理现象及其交互作用，对加工工艺-成形过程-成形质量之间的映射机制保持着良好的可解释性。此外，与工艺试错相比，数值模拟可以有效降低研究所需的时间和经济成本。目前，激光加工热力耦合模型主要以全耦合模型和顺序耦合模型为主，热力全耦合模型考虑了热场、应力/应变场之间的双向交互作用，具有较高的计算精度[12]，常被用于探究 L-DED 过程中有关热力学的工艺机理[13-14]。

本工作采用数值模拟手段研究钛合金 CL-DED 和 HL-DED 增材制造过程中的温度、瞬态应力、残余应力和变形的演化规律和形成机制。首先，建立 L-DED 热力全耦合数学模型。然后，通过 COMSOL 平台和工艺实验分别求解和验证模型。最后，通过模型的计算结果揭示各物理状态参量的演化规律，同时进行机制解释。

1　热力耦合模型

1.1　建模描述与假设

四路同轴送粉 L-DED 构建单个熔道的基本原理如图 1 所示。在 L-DED 过程中，激光束将基体表层快速熔化形成熔池，与此同时，同轴送粉头的 4 个喷嘴将粉束流输送到熔池内。随着激光或基体的移动，熔池前沿不断地熔化前方基体，而熔池后沿不断地凝固，最终形成连续的熔道。

L-DED 是一个动态的热物理冶金过程，涉及激光-材料-环境等多工艺因素耦合、固/液相变、传热、热

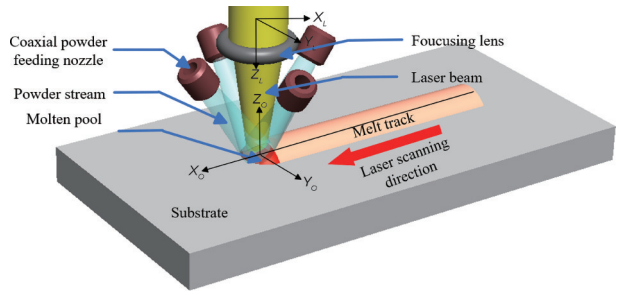


图1 四路同轴送粉L-DED原理

Fig.1 Schematic of L-DED process with a four-nozzle coaxial powder feeding system

固耦合、熔池界面生长等复杂物理事件和非线性物性参数。这些现象增加了建模的难度，也影响模型的精度和计算效率。对此，简化一些不重要的物理事件和物性参数是有必要的。

(1)熔池内的对流传热对钛合金固态相变温度以下区域的温度、应力和应变的影响较小，故不考虑熔体流动事件。

(2)在沉积过程中，激光能量密度通常低于10^6 W·cm^{-2}，熔池温度低于沸点温度，故忽略气化产生的热损失。

(3)沉积材料被认为是弹塑性材料，且服从Von-Mises屈服准则。

(4)与激光产生的热量相比，塑性变形产生的热量是微不足道的，故可被忽略。

(5)材料的性能是各向同性的。

(6) 基板和粉末的热物性参数是一致的

1.2 材料本构方程

根据热-弹-塑性理论，沉积过程中的应力与应变的本构关系可表示为[15]：

$$\{\boldsymbol{\sigma}\}=[D]\{\boldsymbol{\varepsilon}_e\} \tag{1}$$

式中：$\boldsymbol{\sigma}$为应力矢量；D为弹性刚度矩阵；$\boldsymbol{\varepsilon}_e$为总应变矢量，可表示为：

$$\boldsymbol{\varepsilon}_e=\boldsymbol{\varepsilon}-\boldsymbol{\varepsilon}_p-\boldsymbol{\varepsilon}_{th} \tag{2}$$

式中：$\boldsymbol{\varepsilon}$、$\boldsymbol{\varepsilon}_p$和$\boldsymbol{\varepsilon}_{th}$分别为总应变、塑性应变和热应变。热应变可表示为：

$$\boldsymbol{\varepsilon}_{th}=\beta(T-T_{Ref}) \tag{3}$$

式中：β为热膨胀系数；T为瞬态温度；T_{Ref}为参考温度。

弹性应力遵循Von-Mises屈服准则[16]。根据该准则可判别材料的弹塑性应变状态，即，当沉积过程中的Von-Mises等效热应力达到屈服极限时，材料由弹性状态转化为塑性状态。Von-Mises等效应力可表示为：

$$\sigma=\frac{\sqrt{2}}{2}\sqrt{(\sigma_x-\sigma_y)^2+(\sigma_y-\sigma_z)^2+(\sigma_z-\sigma_x)^2}\leqslant\sigma_{eL} \tag{4}$$

式中：σ_x、σ_y、σ_z分别为x、y、z方向上的主应力；σ_{eL}为屈服应力，也称弹性应力极限。

1.3 热传导方程

L-DED的热传导方程可表示为[17]：

$$\rho c\frac{\partial T}{\partial t}=\frac{\partial}{\partial x}\left(k\frac{\partial T}{\partial x}\right)+\frac{\partial}{\partial y}\left(k\frac{\partial T}{\partial y}\right)+\frac{\partial}{\partial z}\left(k\frac{\partial T}{\partial z}\right)+Q \tag{5}$$

式中：ρ为材料密度；c为比热容；k为热传导系数；Q为内热源，如潜热。

光纤激光束服从超高斯分布，其数学表达式为[18]：

$$Q(x_L,y_L,z_L)=\frac{2^{1/K}P}{\pi r_b^2\Gamma(1/K)}\exp\left[-2\left(\frac{x_L^2+y_L^2}{r_b^2}\right)^K\right] \tag{6}$$

式中：P为激光功率；Γ为伽马函数；r_b为沉积面上的激光束等效半径；K为超高斯阶数；r_b和K的值由实验测定，如表3所示；x_L、y_L、z_L为激光束坐标系$\{L\}$的坐标，如图1所示。

沉积表面的粉末质量通量C_m满足高斯分布，可描述为[19-20]：

$$C_m(x_o,y_o,z_o)=\frac{2\dot{m}}{\pi R_p^2}\exp\left[-\frac{2(x_o^2+y_o^2)}{R_p^2}\right] \tag{7}$$

式中：$\dot{m}$为送粉率；R_p为同轴粉束流的粉斑半径，由实验测定，如表3所示，x_o、y_o、z_o为沉积坐标系$\{O\}$的坐标，如图1所示。

固/液相变是指加热或冷却时固相和液相之间相互转变的热物理过程，温度介于固相温度和液相温度之间。发生固/液相变的区域称为糊状区，其等效热物性参数是关于固/液相的质量分数和热物性参数的线性函数，可表示为[21]：

$$\rho_{eq}=s_{liq}\rho_{liq}+(1-s_{liq})\rho_{sol} \tag{8}$$

$$c_{eq}=f_{sol}c_{sol}+f_{liq}c_{liq}+L\frac{\partial\alpha_m}{\partial T} \tag{9}$$

$$k_{eq}=s_{liq}k_{liq}+(1-s_{liq})k_{sol} \tag{10}$$

$$\alpha_m=\frac{s_{liq}\rho_{liq}-(1-s_{liq})\rho_{sol}}{2\rho_p} \tag{11}$$

$$f_{liq}=\frac{s_{liq}\rho_{liq}}{\rho_{eq}} \tag{12}$$

$$f_{sol}=\frac{(1-s_{liq})\rho_{sol}}{\rho_{eq}} \tag{13}$$

$$f_{sol}+f_{liq}=1 \tag{14}$$

式中：ρ_p为糊状区密度；ρ_{eq}、c_{eq}、k_{eq}分别为为糊状区的等效密度、等效比热和等效热导率；L为潜热；α_m为相

变潜热的分布函数。f_{sol}和f_{liq}分别为固相和液相的质量分数；s_{liq}是液相体积分数。

基于任意拉格朗日-欧拉动网格方法，熔池液/气界面的法向移动速度$V_{L/G}$为[22]：

$$V_{L/G}=\frac{\eta_c C_m(x-Vt,y)}{\rho}\boldsymbol{e}_z\cdot\boldsymbol{n}_{L/G} \tag{15}$$

式中：$\boldsymbol{n}_{L/G}$为液/气界面的单位法向矢量，其方向指向熔池外部；η_c为熔池的捕粉效率；V为激光扫描速度；t为时间；$\boldsymbol{e}_z$为z向单位矢量。

1.4　边界条件

熔池表面的总热通量Q_h为[23]：

$$Q_h(x,y)=\eta(1-\eta_{loss})Q+Q_P-h_{con}(T-T_{Ref})-\varepsilon_{rad}\sigma_{St}(T^4-T_{Ref}^4) \tag{16}$$

式中：η为激光吸收率；η_{loss}为粉束流引起的激光衰减率；h_{con}为对流换热系数；ε_{rad}为辐射率；σ_{St}为玻尔兹曼常数；Q_P为无激光条件下同轴粉束流的热通量，起冷却作用，故作冷源处理，表示为：

$$Q_P=-\eta_c H_p C_m(x-Vt,y) \tag{17}$$

$$H_p=\int_{T_{Ref}}^{T_{sol}} c_{sol}\mathrm{d}T+L+\int_{T_{liq}}^{T_{pool}} c_{liq}\mathrm{d}T \tag{18}$$

式中：η_c为熔池的集粉效率；H_p是与粉末落点处温度有关的热焓；T_{sol}、T_{liq}和T_{pool}分别为固相温度、液相温度和粉末落点处的熔池温度；c为比热。

除了熔池所在的表面，其余表面的热通量可由对流换热Q_0表示[24]，即：

$$Q_0=-h_s(T-T_{Ref}) \tag{19}$$

式中：h_s为对流换热系数，1250 W·m^{-2}·K^{-1}。

2　数值求解与实验方法

2.1　数值求解

使用 COMSOL 软件中的 Pardiso 求解器求解 L-DED 热力耦合模型。求解模型前，需要对模型进行预处理，其基本步骤：首先，构建基体的物理模型，三维尺寸为 120 mm×20 mm×3 mm，物理模型及其网格划分示意图如图 2 所示。然后，在物理模型中设置合适的网格。将基体的物理模型划分为固相域和液相域，其中，液相域的三维尺寸为 120 mm×4 mm×2 mm。应该指出的是，液相域的宽度和深度可以通过测量熔道的截面尺寸来确定。为了避免测量误差和工艺波动的影响，液相域的宽度和深度较实际熔道的尺寸大。液相域的长度与沿激光扫描方向上的几何模型的长度一致，其余区域则为固相域。固相域的温度较低，且温度梯度较小，所以设置粗大的四面体网格，提高计算效率，网格尺寸在 2～11.5 mm 范围内随着软件的需求自适应变化；而液相域的温度高，且温度梯度大，所以设置更细小的四面体网格，保证计算收敛性和精度，网格尺寸在 0.3～1 mm 范围内随着软件的需求自适应变化，建立的模型总网格数为 21169。在模型开始计算前，将边界条件中的初始温度设置与室温相同的 300 K，而其余的边界条件则设置为 0。为了更好的观察实验与仿真后的变形，将基板的最左端进行固定，右侧可自由变形。由于在熔池生长阶段，由于激光加热，其温度变化较大，故将时间步长设置为 1 ms；其次，在熔池稳定阶段，熔池内部的温度变化较小，故将时间步长设置为 25 ms；最后，在冷却阶段，由于激光停止加热，熔道只与空气进行热交换，故将时间步长设置为较大的 100 ms。

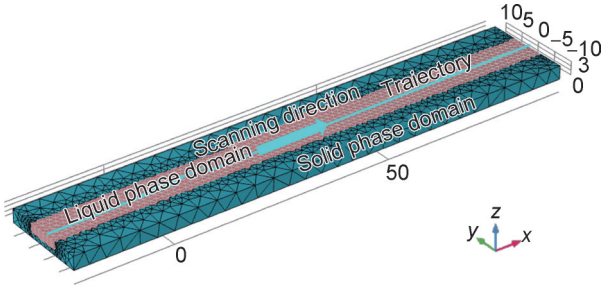


图 2　物理模型及其网格划分示意图

Fig.2　Simulated physical model of L-DED process and mesh setting

2.2　实验方法

在 L-DED 增材制造系统上开展单道沉积实验，如图 3 所示。L-DED 系统由激光器、激光传输系统、气动力送粉系统、机器人系统和高速移动平台组成。激光器为 YLS-10000 型 Nd:YAG 光纤激光器，其最大功率和波长分别为 10 kW 和 1.07 μm。激光传输系统由光钎、聚焦透镜和准直透镜组成，其中聚焦透镜和准

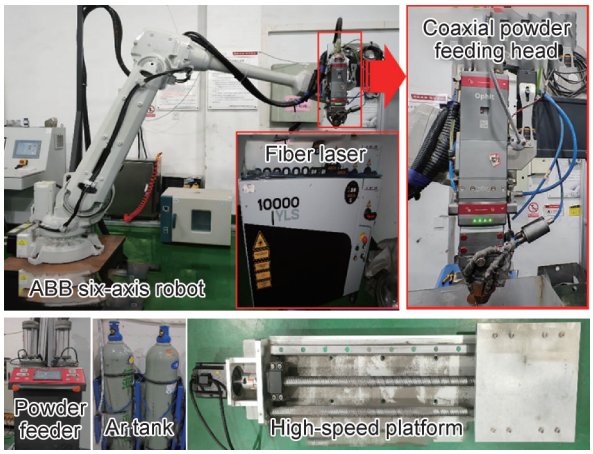


图 3　L-DED 增材制造系统

Fig.3　L-DED additive manufacturing system

直透镜被安装在四路同轴送粉头内。在工作时,激光器发出的激光依次通过光纤、准直透镜和聚焦透镜,再传输到基体上。气动力送粉系统由氩气罐、ECPF2-2 LC 型盘式送粉器和 Ophit ECA312 kW 型四路同轴送粉头组成,用于输送粉末材料。六轴机器人系统用于控制四路同轴送粉头的空间位姿和运动,但是高速运动时惯性大,运动延迟长。对此,高速移动平台被用来控制激光扫描速度,而机器人系统仅负责调节四路同轴送粉头的空间位姿。

实验使用的基体与粉末均为 TC4,粉末粒径为 20～50 μm,基板尺寸为 120 mm×20 mm×3 mm。TC4 的热物性参数和物理参数分别如表 1[7]及表 2[7]所示。氩气纯度为 99.99%,用于输送粉末材料和保护沉积区不被氧化。

表 1 TC4 的热物性参数[7]

Table 1 Thermophysical properties of TC4[7]

T/K	ρ/(kg·m^{-3})	λ/(W·m^{-1}·K^{-1})	α/(10^{-6} K^{-1})	c_p/(J·kg^{-1}·K^{-1})	ν	E/GPa	σ_{eL}/MPa
293	4420	7	8.75	546	0.345	110	850
473	4395	8.75	10	584	0.35	100	630
773	4350	12.6	11.2	651	0.37	76	470
1273	4282	22.7	12.3	753	0.43	15	13
1373	4267	19.3	12.4	641	0.43	5	5
1473	4252	21	12.42	660	0.43	4	1
1873	4198	25.8	12.5	732	0.43	1	0.5
1923	3886	110	12.5	831	0.43	0.1	0.1

表 2 TC4 的物理参数[7]

Table 2 Physical parameter of TC4[7]

T_S/K	T_l/K	T_{ph}/K	h/(W·m^{-2}·K)
1873	1923	1248	50

Note: T_{ph}-TC4 phase transformation temperature; T_S-TC4 solidus temperature; T_l-TC4 liquidus temperature

为了制造出具有良好表面质量和冶金质量的熔道,实验和仿真使用的工艺参数由预实验确定,如表 3 所示。

表 3 加工参数

Table 3 Process parameter

Process parameter	P/W	V/(mm·min^{-1})	$\dot{m}$/(g·min^{-1})	r_b/mm	R_p/mm	K
CL-DED	1800	1200	4.94	1.2	2	4.2
HL-DED	4000	10000	14.22	1.2	2	4.2

在实验前,先将粉末材料置于 120 ℃的真空干燥机中干燥 30 min,去除水分;然后,用砂纸去除基体表面上的氧化层和污渍。

实验完成后,开始制备试样。首先,利用线切割机沿横截面将沉积件切割成试样。然后,使用 400#到 5000#的砂纸和金刚石研磨液依次对试样进行粗抛和精抛。最后,HF∶HNO_3∶H_2O=2∶5∶43(体积比)的腐蚀液对试样进行腐蚀,再依次用无水乙醇和清水冲洗试样。试样制备完成后,使用 XD30 M 型光学显微镜拍摄熔道的横截面图,然后利用图像测量软件 Image-Pro Plus 测量熔道尺寸和热影响区尺寸。

3 结果与分析

3.1 熔道形貌特征

根据材料相变特征,CL-DED 和 HL-DED 策略制备的沉积态试样可被划分为非相变区(non-phase transformation zone, Non-PTZ),热影响区(heat affected zone, HAZ)和熔融区(fusion zone, FZ)3 个典型区域,实验与模型所获得的熔道和 HAZ 的形貌特征如图 4(a)所示。TC4 钛合金属于热处理合金,在加热和冷却中固态相组织会转变成新的固态相组织,值得注意的是,相变温度是界定固态相组织是否发生转变的依据。熔融区被激光加热到 TC4 钛合金的固相温度 1873 K 以上,发生固/液相变,其位于沉积态试样的上部。非相变区因为远离激光作用区,所以通过热传导过来的激光能量不足以将其加热到固态相变温度 1248 K 以上,该区域未发生固态相变。热影响区的温度介于相变温度和固相温度之间,所以位于非相变区和熔融区之间,仅发生固态相变。

相对偏差 D_R 计算如式(20)所示:

$$D_R=\frac{(S_{CL}-S_{HL})}{S_{CL}}\times 100\% \tag{20}$$

式中:S_{CL} 和 S_{HL} 分别为示 CL-DED 和 HL-DED 两种策略获得的熔道尺寸。

通过两种 L-DED 策略下模型预测的熔道和 HAZ

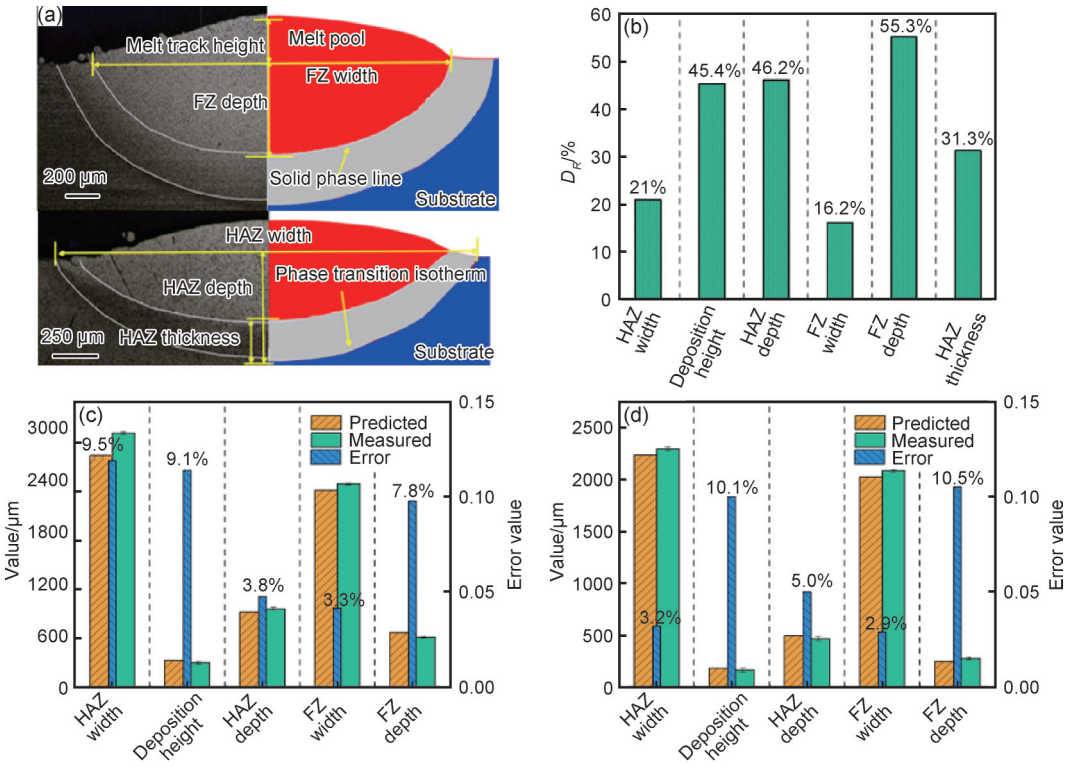


图 4　CL-DED 和 L-DED 策略下熔道和 HAZ 的形貌特征比较

(a)形貌特征;(b)相对偏差;(c),(d)预测误差

Fig.4　Comparison of morphological characteristics of melt tracks and HAZ under CL-DED and L-DED strategies

(a)morphological characteristics;(b) relative deviations;(c),(d)prediction error

的形貌特征的相对偏差如图 4(b)所示。可以看出,与 CL-DED 策略相比,HL-DED 策略下预测的熔道高度减少了 45.4%,这是因为后者使用的比能量(P/V)和比质量流率($\dot{m}/V$)分别是前者的 0.27 倍和 0.34 倍,这使得熔池的表面积和单位长度的粉末质量更小,以致后者构建的熔道高度更低。进一步比较发现,HL-DED 策略下仿真的熔道宽度、深度、HAZ 的宽度、深度和厚度分别较 CL-DED 策略减小了 16.2%、55.3%、21%、46.2% 和 31.3%,主要归咎于 HL-DED 策略更低的比能量,从而降低激光对基板的热输入,使得 HL-DED 策略所建熔池与 HAZ 的深度更小。如图 4(c),(d)所示与实验结果相比,两种 L-DED 策略下 HAZ 的宽度和深度、熔道的宽度和高度的预测误差低于 10.5%。模型的预测误差主要是由理想的假设导致的。

3.2　温度特征

为了定量比较,将峰值温度首次上升到固相温度(1873 K)和稳态峰值温度的 95% 时所需要的时间分别定义为熔池萌发时间 τ_{sol} 和峰值温度的稳定时间 τ_s。图 5(a),(b)分别展示了 CL-DED 和 HL-DED 策略下峰值温度的时变曲线。可以发现,两种 L-DED 策略下峰值温度的时变曲线呈现出先迅速升高,然后达到

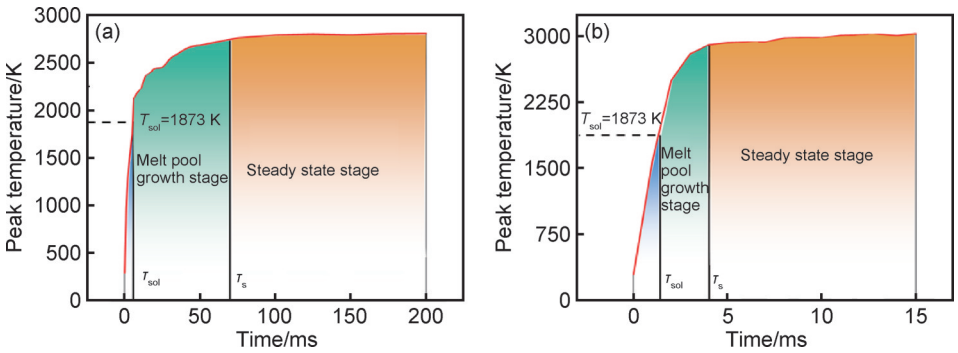


图 5　CL-DED(a), HL-DED(b)策略下峰值温度的时变曲线

Fig.5　Time-dependent curves of peak temperature by CL-DED(a) and HL-DED(b) strategies

稳态。在0～τ_{sol}内，HL-DED策略下熔池萌发时间τ_{sol}和峰值温度的上升速率分别是1.5 ms和1.2×10^6 K/s，而CL-DED策略下熔池萌发时间τ_{sol}和峰值温度的上升速率分别是5.5 ms和3.4×10^5 K/s，由此表明HL-DED的加热速率明显更快。这主要是因为高的扫描速度会加快热平衡，使熔池温度快速进入准稳态。在熔池生长期间(τ_s～τ_{sol})，凝固参数和熔池形貌等凝固条件是非稳态的，HL-DED和CL-DED策略下的熔道长度分别是0.5 mm和1.3 mm，意味着HL-DED策略能够缩小非稳态凝固条件影响的熔道区域。

图6(a)，(b)分别展示了CL-DED和HL-DED策略下的温度云图。可以发现，熔池前方的等温线分布密集，表明温度梯度大；相反，熔池后方的等温线分布稀疏，表明温度梯度较熔池前方的小。该现象归因于激光扫描速度会分别对熔池前方和后方的等温线施加压缩和拉伸作用[25]。

为了定量地比较两种L-DED策略下的温度分布特征，分别沿x、y、z方向选择Path 1、Path 2和Path 3个典型路径作为分析对象，如图6(b)所示，3条路径的交点距离沉积起始位置40 mm，Path 1与激光中心的扫描路径重合，两种L-DED策略下的温度曲线如图7所示。从图7(a)中可以看出，与CL-DED策略相比，HL-DED策略下熔池后方的Path 1上的温度下降速率较慢，这是因为HL-DED策略的激光束能够更快地扫描相同的距离，以致冷却时间更少。相反，从图7(b)，(c)可以看出，HL-DED策略下Path 2和Path 3上的温度下降速率更快，主要因为高扫描速度降低了Fourier数，意味着沉积区的激光能量不容易向外传导[26]，使得Path 2和Path 3上的温度变化更快。Fourier数的表达式如式(21)所示[26]，α为热扩散率。经计算，HL-DED策略下的Fourier数仅为CL-DED策略的0.09倍。

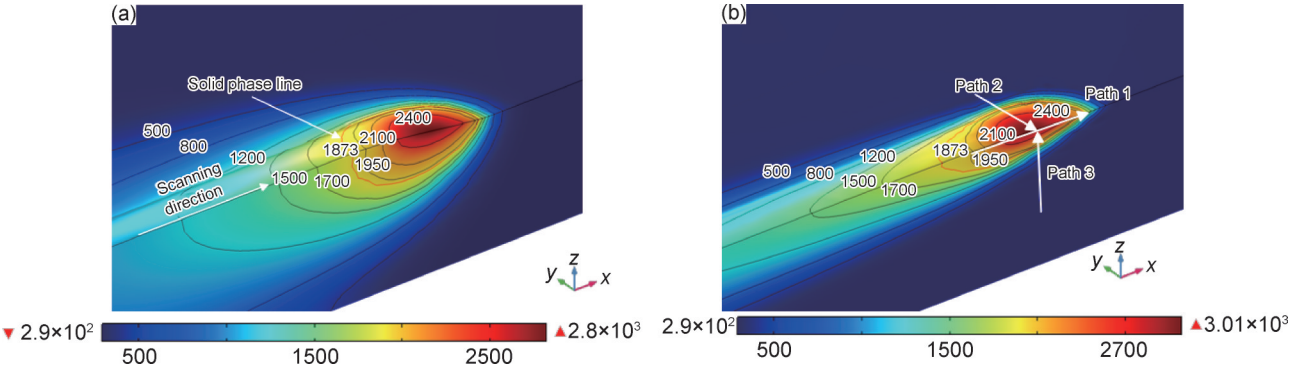


图6 CL-DED(a)，HL-DED(b)策略下激光扫描距离为40 mm的温度分布云图

Fig.6 Temperature distribution cloud map with laser scanning distance of 40 mm under CL-DED (a) and HL-DED (b) strategies

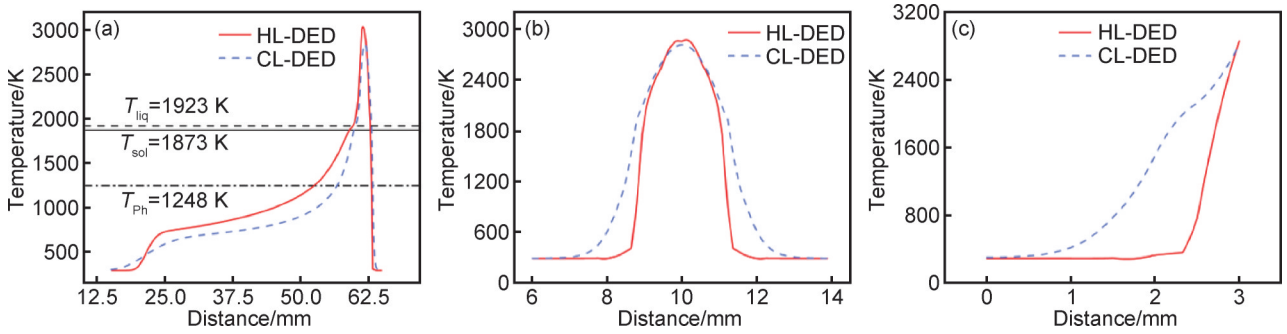


图7 两种L-DED策略下策略下的温度曲线

(a)path 1；(b)path 2；(c)path 3

Fig.7 Temperature curves under CL-DED and HL-DED strategies

(a)path 1；(b)path 2；(c)path 3

$$Fo=\frac{\alpha}{VL} \tag{21}$$

热历史是一个影响应力、变形、晶粒组织和固态相组织的重要参数。图8选取距离沉积起始位置40 mm处的横截面上的两个典型位置作为L-DED热历史的分析对象，位置1位于熔道中心，位置2到位置1的水平距离为1/2的熔道宽，如图8(a-1)所示。从图8(a-1)，(b-1)中可以看出，CL-DED和HL-DED策略

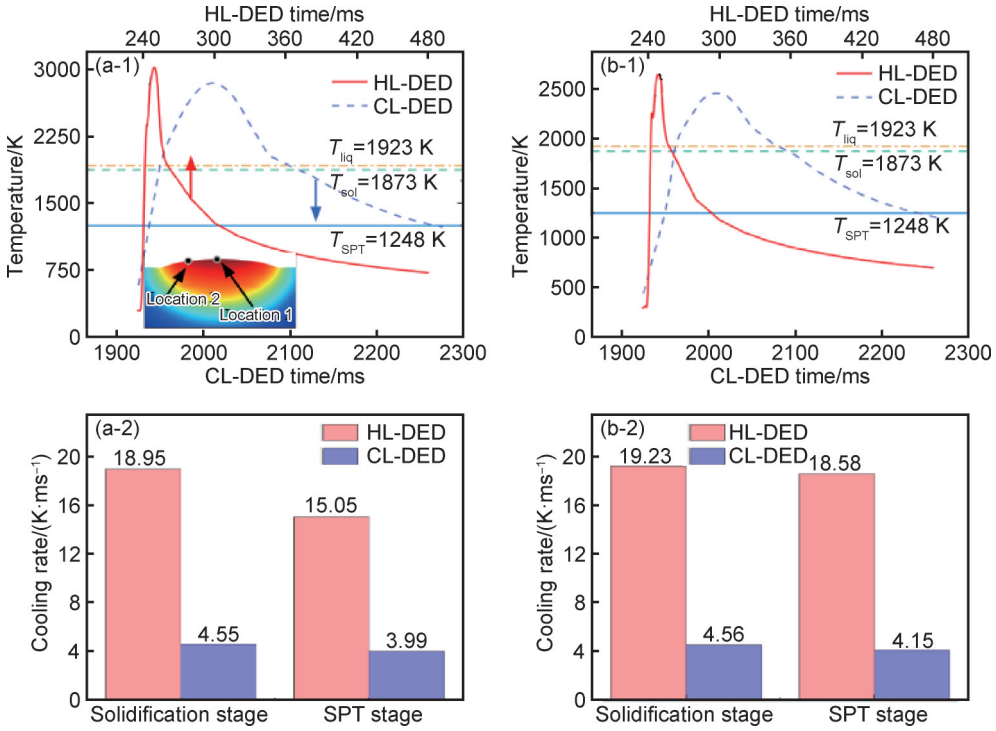


图 8　两种 L-DED 策略下的温度历史(1)和冷却速率(2)

(a)位置 1;(b)位置 2

Fig.8　Thermal histories(1) and cooling rates(2) under CL-DED and HL-DED strategies

(a)location 1;(b)location 2

下两个位置的热历史表现出先快速增加,后缓慢降低的趋势,这是因为在温度上升阶段,激光向两个位置逼近,扫描速度压缩等温线;相反,在冷却阶段,激光远离两个位置,扫描速度拉伸等温线。比较图 8(a-2),(b-2)发现,HL-DED 策略下的两个位置在凝固阶段和相变阶段的平均冷却速率分别是 CL-DED 策略的 4.2 倍和 4.1 倍,表明 HL-DED 策略更有利于细化晶粒和促进非稳态相组织形成。应该指出的是,凝固阶段定义为液相温度 T_{liq} 下降到固相温度 T_{sol} 的时间段,该阶段的冷却速率为 $(T_{liq}-T_{sol})/t$;相变阶段是固相温度 T_{sol} 下降到相变温度 T_{ph} 的时间段,该阶段的冷却速率为 $(T_{sol}-T_{ph})/t$。

3.3　应力特征

如图 9(a),(b)绘制了两种 L-DED 策略下激光扫描距离为 40 mm 时的 Von-Mises 应力云图。可以发现,在两种 L-DED 策略下,越靠近熔池,熔道的瞬态应力越低,而相变区和熔池区的瞬态应力近似为 0。这是因为熔池附近的高温会导致 TC4 的弹性应力极限 σ_{eL}(如表 1 所示)下降,所以瞬态应力降低;当温度高于相变温度 T_{ph} 时,TC4 的弹性应力极限 σ_{eL} 下降到零,应力松弛效应出现,所以瞬态应力被清零,这与 Li 等[27]的研究结果一致。与 CL-DED 策略相比,HL-DED 策略下高瞬态应力(>300 MPa)覆盖的区域更小,主要原因可能是高扫描速度降低了沉积过程中的比能量和热扩散能力(低的 Fourier 数),缩小了激光能量的影响区域。

观察图 9(c)可以发现,相较于 CL-DED 策略,HL-DED 策略下 Path 1(见图 6(b))上的瞬态应力曲线较低,这是因为在相同扫描距离下,HL-DED 策略的高扫描速度使得相同位置处的冷却时间更少,所以相同位置处的温度更高(见图 7(a)),弹性应力极限 σ_{eL} 更低。

为了辅助分析残余应力,将 L-DED 试件划分为非相变区、熔道和基板相变区,其中,非相变区是指沉积过程中的最高历史温度低于相变温度的区域。

两种 L-DED 策略下 Von-Mises 残余应力云图如图 10 所示。可以发现,熔道和基板相变区的残余应力明显较非相变区的高,其形成机理如下:在 L-DED 加热阶段,熔道和基板相变区的温度高于相变温度 T_{ph},应力松弛效应发生,并导致该阶段形成的压缩弹-塑性应变和应力被全部清除。所以,熔道和基板相变区的残余应力主要与冷却阶段的热收缩拉伸弹性应变和基板的拘束条件有关[28]。在冷却初始阶段,当温度低于相变温度时,材料力学性能的回复速率高于热收缩应变速率 $\Delta\varepsilon_{th}=\beta(T-T_{ph})$,意味着熔道和基板相变区的热收缩应变速率 $\Delta\varepsilon_{th}$ 小于拉伸弹性应变速率

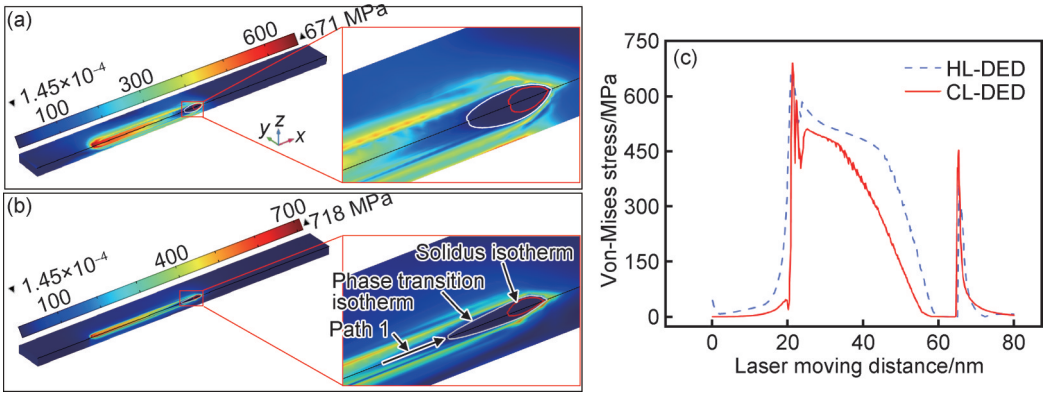


图 9 CL-DED(a),HL-DED(b)策略下激光扫描距离为 40 mm 时 Von-Mises 应力云图及 Path 1 上的瞬态应力曲线(c)

Fig.9 Von-Mises stress contours at 40 mm scanning distance by CL-DED(a) and HL-DED(b) strategies and transient stress curve along Path 1(c)

$\Delta\varepsilon_e^+=\sigma/D$,所以 $\Delta\varepsilon_e^+$ 被全部转化为拉伸弹性应变 ε_e^+。在冷却到室温前,熔道和基板相变区的拉伸弹性应变和拉伸残余应力分别达到弹性应变极限 $\varepsilon_{eL}^+=\sigma_{eL}/D$ 和弹性应力极限 σ_{eL}[29]。应该注意的是,基板刚性拘束的假设是熔道和基板相变区的残余应力达到弹性应力极限的前提条件。但是,在实际的 L-DED 中,窄和薄的基板具有低的刚度,而且基板的热变形也是不可避免的,所以熔道和基板相变区的残余应力低于弹性应力极限,如图 10 所示。考虑到熔道、基板相变区和非相变区之间的力平衡,如式(22)所示,非相变区遭受压应力作用。由于基板非相变区的截面积 A_{non} 较熔道截面积 A_{track} 和基板相变区的截面积 A_{ph} 之和大的多,所以非相变区的残余应力明显低于熔道和基板相变区的残余应力。

$$(A_{track}+A_{ph})\cdot\sigma_{track}=A_{non}\cdot\sigma_{non} \tag{22}$$

图 11 为两种 L-DED 策略下两条路径上的 Von-Mises 残余应力分布曲线。Path 1 与激光中心的扫描路径重合,Path 2 位于熔道长度的 1/2 处的横截面上,如图 11(a)所示。从图 11(a),(b)中可以发现,HL-DED 策略下熔道和基板相变区的残余应力较 CL-DED 策略高 13%,HL-DED 策略下的残余应力较 CL-DED 低的结果与陈彦龙[30]的研究结果一致。但是,在非相变区,HL-DED 策略下的残余应力较 CL-DED 策略低 66%。此外,HL-DED 策略下 Path 2 上的残余应力的变化幅度较 CL-DED 策略提高 40%,表明 HL-DED 策略产生的残余应力分布更加不均匀。由式(21)可以推断出,这可能归因于 HL-DED 策略下熔道截面积更小,而基板非相变区的截面积更大。依据力平衡原理(式(21)),可以推断出 HL-DED 策略下的

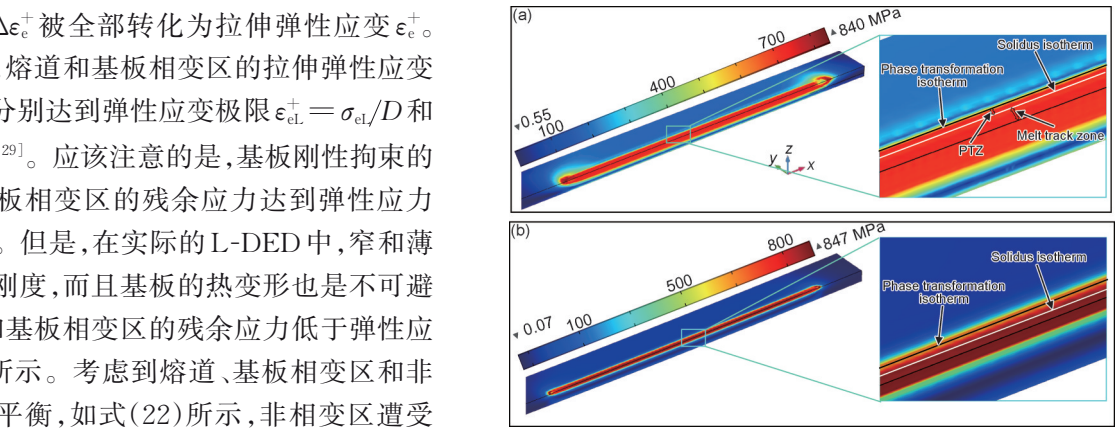


图 10 CL-DED (a),HL-DED(b)策略下的残余应力云图

Fig.10 Residual stress cloud map under CL-DED (a) and HL-DED (b) strategies

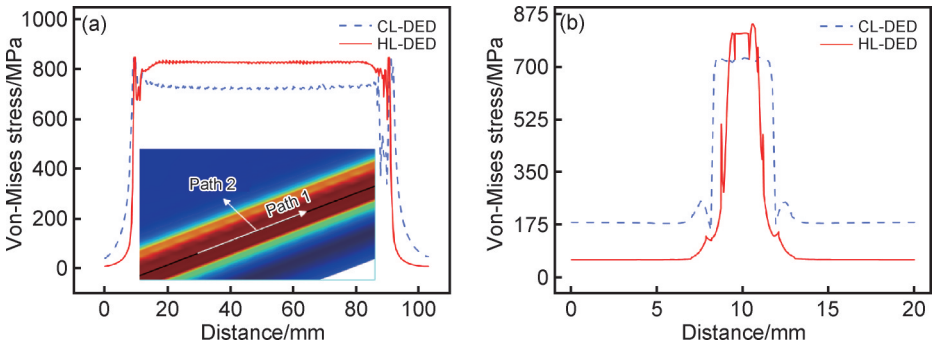


图 11 两种 L-DED 策略下 Path 1(a) and Path 2(b)的残余应力分布曲线

Fig.11 Von-Mises residual stress curves along Path 1(a) and Path 2(b) by two L-DED strategies

$\sigma_{track}/\sigma_{non}$更大，即残余应力的变化范围大。

3.4　残余变形特征

两种 L-DED 策略下单熔道基体在纵向上的变形趋势如图 12 所示。可以看出，两种 L-DED 策略下的基体向熔道侧翘曲，这是因为熔道和基板相变区的纵向热收缩应力偏离了基板的中性截面，导致熔道和基板相变区与基板非相变之间形成一种弓弦效应，即熔道和基板相变区类似于被张紧的弦，而基板非相变区类似于被拉弯的弓臂。

为了定量地比较分析，提取 Path 1 和 Path 2 上实验和仿真获得的变形量分别绘制于图 13(a)，(b)中。Path 1 与 Path 2 如图 11(a)所示，其中 Path 2 与 y 方向平行，位于距熔道起始点 70 mm 的基板下表面。从图 13(a)中可以看出，在 CL-DED 和 HL-DED 策略下，仿真变形量在 path 1 上的变化趋势与实验结果一致，CL-DED 和 HL-DED 策略下 path 1 的 5 个测量点的变形量的平均误差均在 9.6% 以内。产生误差的主要原因有：测量过程中产生的测量误差，以及模型建立中简化一些物理现象导致的预测误差。从图 13(b)中可以看出，两种 L-DED 策略下基体两侧向熔道翘曲，这是由熔道和基板相变区的横向热收缩拉伸应力导致的。

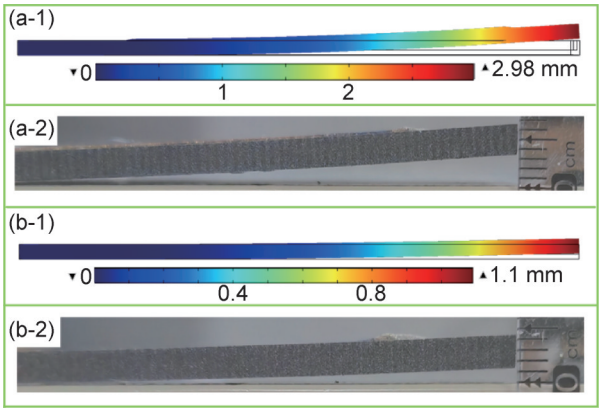


图 12　两种 L-DED 策略下的仿真结果(1)及实验结果(2)
(a)CL-DED;(b)HL-DED
Fig.12　Predicted(1) and experimental(2) results by two L-DED strategies
(a)CL-DED;(b)HL-DED

尽管 CL-DED 策略下熔道和基板相变区的残余应力是 HL-DED 策略的 0.87 倍，但 CL-DED 策略下熔道和基板相变区的截面积是 HL-DED 策略的 1.35 倍，说明 CL-DED 策略促发的拉力$(A_{track}+A_{ph})\sigma_{track}$更大，所以 CL-DED 策略下仿真的 Path 1 和 Path 2 的变形量分别近似为 HL-DED 策略下的 2.7 倍和 1.2 倍，如图 13(a)，(b)所示。

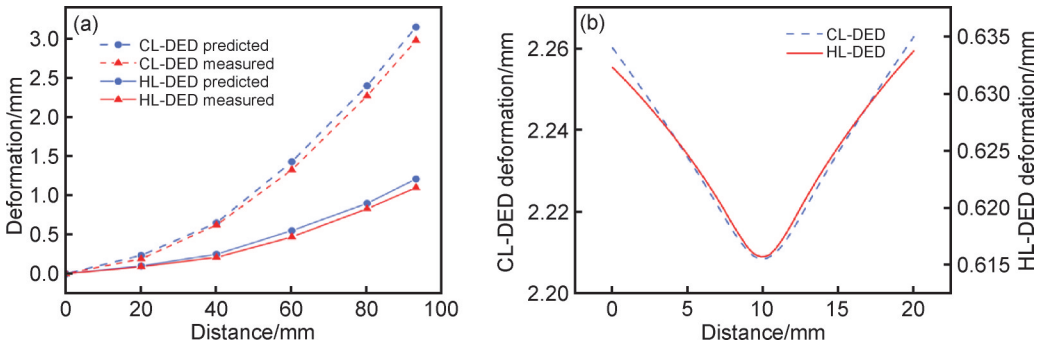


图 13　两种 L-DED 策略下 path 1(a)，path 2(b)的基体变形曲线
Fig.13　Deformation curves on path 1(a) and path 2(b) by two L-DED strategies

4　结论

(1) 建立了考虑固/液相变、气/液界面生长等重要物理过程的 L-DED 热力全耦合三维数值模型，并利用 COMSOL 软件对其求解。为了验证热力耦合模型，开展了 CL-DED 和 HL-DED 策略下的 TC4 单道实验，结果表明，仿真和实验的熔道尺寸、HAZ 尺寸和基体变形匹配良好。

(2) 与 CL-DED 策略相比，HL-DED 策略能够缩短熔池进入稳态温度场时扫描距离，减小起弧段的影响。后者策略构建的温度场出现纵向梯度低、横向和竖直方向梯度高的特点，而且凝固和相变两个阶段的冷却速率也被显著地提高。

(3) 在应力松弛和熔化效应的影响下，熔道和基板相变区的残余应力主要由冷却阶段的热收缩弹性应变和基板的拘束决定。

(4) 与 CL-DED 策略相比，HL-DED 策略下熔道和基板相变区的残余应力更高，基板的残余应力分布更加不均匀，但熔道的瞬态应力和基板非相变区的残余应力更低。

(5) 熔道和基板相变区的热收缩拉伸应力诱导了一种弓弦效应，导致基体向熔道侧弯曲。HL-DED

策略下基板变形量明显低于CL-DED策略的变形量。

参考文献

[1] 弭光宝,孙若晨,邱越海,等.航空发动机压气机钛火包容性评价及机理研究[J].材料工程,2025,53(1):143-153.
Mi G B,Sun R C,Qiu Y H,et al.Evaluation and mechanism investigations of titanium-fire inclusiveness in aeroengine compressor [J].Journal of Materials Engineering,2025,53(1):143-153.

[2] 朱幼宇,任德春,雷波,等.激光增材制造高温合金原位增强钛合金复合材料的组织与力学性能[J].材料工程,2024,52(3):33-43.
Zhu Y Y,Ren D C,Lei B,et al.Microstructure and mechanical properties of superalloy *in-situ* reinforced titanium alloy composites by laser additive manufacturing[J].Journal of Materials Engineering,2024,52(3):33-43.

[3] 周庆军,严振宇,张京京,等.航天运载器大型金属构件激光定向能量沉积研究及应用进展[J].中国激光,2024,51(10):1002303.
Zhou Q J,Yan Z Y,Zhang J J,et al.Research and application progress of laser directed energy deposition on large-scale metal components in aerospace[J].Chinese Journal of Lasers,2024,51(10):1002303.

[4] 张洪瑞,詹梅,郑泽邦,等.航天大型薄壁回转曲面构件成形制造技术的发展与挑战[J]. 机械工程学报,2022,58(20):166-185.
Zhang H R,Zhan M,Zheng B Z,et al.Development and challenge of forming manufacturing technologies for aerospace large-scale thin-wall axisymmetric curved-surface component [J]. Journal of Mechanical Engineering,2022,58(20):166-185.

[5] 郑小强,吴家柱,曹阳,等.激光束时/空域形态对定向能量沉积316L不锈钢组织的影响[J]. 应用激光,2024,44(3):1-12.
Zheng X Q,Wu J Z,Cao Y,et al. Effects of the temporal and spatial profile of laser beam on the microstructure of 316L stainless steel in laser-based energy deposition [J]. Applied Laser,2024,44(3):1-12.

[6] 谢韶,刘艳,李俊杰,等.铜添加对激光熔化沉积TC4钛合金组织及织构的影响[J].材料工程,2025,53(1):154-164.
Xie S,Liu Y,Li J J,et al.Effect of copper addition on microstructure and texture of TC4 titanium alloy manufactured by laser melting deposition[J].Journal of Materials Engineering,2025,53(1):154-164.

[7] Lu X F,Lin X,Chiumenti M,et al.Residual stress and distortion of rectangular and S-shaped Ti-6Al-4V parts by directed energy deposition:modelling and experimental calibration[J].Additive Manufacturing,2019,26:166-179.

[8] Rong P,Bai Q S,Yin M,et al.Thermal mechanical modeling and residual stress prediction for laser direct energy deposition of $30CrNi_2MoVA$ steel considering solid-state phase transformation [J].Journal of Materials Research and Technology,2024,30:7727-7740.

[9] Mukherjee T,Elmer J W,Wei H L,et al.Control of grain structure,phases,and defects in additive manufacturing of high-performance metallic components [J]. Progress in Materials Science,2023,138:101153.

[10] 胡泽宇,李洋,刘进,等.超高速激光熔覆涂层成形及关键性能研究进展[J].激光与光电子学进展,2023,60(1):0100003.
Hu Z Y,Li Y,Liu J,et al.Research progress of ultra-high-speed laser cladding coating forming and key properties[J].Laser & Optoelectronics Progress,2023,60(1):0100003.

[11] Schopphoven T,Gasser A,Wissenbach K,et al.Investigations on ultra-high-speed laser material deposition as alternative for hard chrome plating and thermal spraying[J].Journal of Laser Applications,2016,28(2):022501.

[12] 廉艳平,王潘丁,高杰,等.金属增材制造若干关键力学问题研究进展[J].力学进展,2021,51(3):648-701.
Lian Y P,Wang P D,Gao J,et al.Fundamental mechanics problems in metal additive manufacturing:a state-of-art review[J].Advances in Mechanics,2021,51(3):648-701.

[13] Denlinger E R,Michaleris P.Effect of stress relaxation on distortion in additive manufacturing process modeling[J].Additive Manufacturing,2016,12:51-59.

[14] Li Z J,Xiao Z H,Zhang H L,et al.3D numerical modeling for thermo-mechanical behavior of additively manufactured titanium alloy parts with process-induced defects[J].International Journal of Heat and Mass Transfer,2023,209:124112.

[15] Fan W,Tan H,Zhang F Y,et al.Effect of synchronous induction heating on residual stress for laser-based directed energy deposition of thin-walled structures[J].Materials Today Communications,2023,35:105702.

[16] Zhao H J,Liu Z H,Yu C Y,et al.Finite element analysis for residual stress of TC4/Inconel718 functionally gradient materials produced by laser additive manufacturing [J]. Optics & Laser Technology,2022,152:108146.

[17] Li Y L,Gu D D.Parametric analysis of thermal behavior during selective laser melting additive manufacturing of aluminum alloy powder[J].Materials & Design,2014,63:856-867.

[18] Wu J Z,Liu T W,Chen H Y,et al.Simulation of laser attenuation and heat transport during direct metal deposition considering beam profile [J]. Journal of Materials Processing Technology,2019,270:92-105.

[19] Lei C J,Ren S,Yin C H,et al.Manipulating melt pool thermofluidic transport in directed energy deposition driven by a laser intensity spatial shaping strategy[J].Virtual and Physical Prototyping,2024,19:e2308513.

[20] Wu J Z,Zhao P H,Wei H Y,et al.Development of powder distribution model of discontinuous coaxial powder stream in laser direct metal deposition[J].Powder Technology,2018,340:449-458.

[21] Wang Y,Tsai H L.Impingement of filler droplets and weld pool dynamics during gas metal arc welding process[J].International Journal of Heat and Mass Transfer,2001,44(11):2067-2080.

[22] Wu J Z,Zheng X Q,Zhang Y,et al.Modeling of whole-phase heat transport in laser-based directed energy deposition with multichannel coaxial powder feeding[J].Additive Manufacturing,2022,59:103161.

[23] 任松,吴家柱,张屹,等.激光束空域形态对激光定向能量沉积316L不锈钢热输运影响的数值模拟[J].金属学报,2024,60(12):1678-1690.
Ren S,Wu J Z,Zhang Y,et al.Numerical simulation on effects of spatial laser beam profiles on heat transport during laser directed energy deposition of 316L stainless steel[J].Acta Metallurgica Sinica,2024,60(12):1678-1690.

[24] Wirth F,Wegener K.A physical modeling and predictive simulation of the laser cladding process[J]. Additive Manufacturing,2018,22:307-319.

[25] Wu J Z, Ren S, Zhang Y, et al. Influence of spatial laser beam profiles on thermal-fluid transport during laser-based directed energy deposition [J]. Virtual and Physical Prototyping, 2021, 16 (4): 444-459.

[26] Debroy T, Wei H L, Zuback J S, et al. Additive manufacturing of metallic components-process, structure and properties [J]. Progress in Materials Science, 2018, 92: 112-224.

[27] Li C, Zhang D C, Gao X, et al. Numerical simulation method of the multi-field coupling mechanism for laser cladding 316L powder[J]. Welding in the World, 2022, 66(3): 423-440.

[28] 王苹, 刘永, 常荷茜, 等. 焊接结构学中的热-力耦合问题简析[J]. 焊接学报, 2019, 40(7): 6-11.
Wang P, Liu Y, Chang H X, et al. Brief analyses of thermo-mechanical coupling issue on welding structures [J]. Transactions of the China Welding Institution, 2019, 40(7): 6-11.

[29] Debroy T, Wei H L, Zuback J S, et al. Additive manufacturing of metallic components-process, structure and properties [J]. Progress in Materials Science, 2018, 92: 112-224.

[30] 陈彦龙. 高速激光熔覆热力耦合过程数值模拟及实验研究[D]. 汉中: 陕西理工大学, 2023.
Chen Y L. Numerical simulation and experimental study on thermodynamic coupling process of high speed cladding [D]. Hanzhong: Shaanxi University of Technology, 2023.

基金项目: 国家自然科学基金项目(52365041); 贵州省基础研究(QKHJC-ZK[2023]-017); 贵州省科技支撑计划项目(QKHZC[2022]-042)
收稿日期: 2025-05-08; **录用日期**: 2025-07-14

通讯作者: 吴家柱(1983—), 男, 副教授, 博士, 研究方向为激光增材制造, 联系地址: 贵州省贵州大学西校区机械工程学院(550025), E-mail: wujz_pillar@163.com

(本文责编: 张宝玲)