

激光直接能量沉积 316L/Inconel 718 多材料熔池热行为

张昊^{1,2}, 戴冬华^{1,2*}, 石新宇^{1,2}, 历彦泽^{1,2}, 袁鲁豪^{1,2}, 黄广靖^{1,2}, 顾冬冬^{1,2,3}¹南京航空航天大学材料科学与技术学院, 江苏 南京 210016;²江苏省高性能金属构件激光增材制造工程实验室, 江苏 南京 210016³直升机传动技术国家重点实验室, 江苏 南京 210016

摘要 单一材料难以满足日益严苛的工业需求,而具备梯度性能的多材料构件应用前景广阔。利用激光直接能量沉积(Laser Directed Energy Deposition, LDED)技术成形了 316L/Inconel 718 多材料试样,基于有限元生死单元法,建立了 LDED 成形多材料有限元模型,考虑了 LDED 成形过程中异质材料热量传输方式,研究了激光功率和扫描速度对 316L/Inconel 718 界面热行为、界面缺陷演变及界面结合性能的影响规律。研究表明:当成形 Inconel 718 层的扫描速度由 7 mm/s 增至 20 mm/s 时(激光功率为 1100 W),熔池最大温度梯度由 $6.02 \times 10^5 \text{ }^\circ\text{C}/\text{m}$ 增至 $1.19 \times 10^6 \text{ }^\circ\text{C}/\text{m}$;而液相存在时间由 0.52 s 降至 0.125 s,重熔深度由 0.45 mm 降至 0.22 mm。当成形 Inconel 718 层的激光功率由 900 W 增至 1500 W(扫描速度为 10 mm/s)时,最大温度梯度由 $8.15 \times 10^5 \text{ }^\circ\text{C}/\text{m}$ 降至 $6.93 \times 10^5 \text{ }^\circ\text{C}/\text{m}$;液相存在时间由 0.3 s 增至 0.4 s,重熔深度由 0.28 mm 增至 0.48 mm。当激光功率为 1100 W,扫描速度为 10 mm/s 时,模拟结果表明 316L/Inconel 718 界面结合良好。最后,采用工艺实验验证了模型的准确性。

关键词 激光技术;激光直接能量沉积;温度场模拟;316L/Inconel 718;热行为;界面

中图分类号 TN249

文献标志码 A

DOI: 10.3788/CJL202249.1402208

1 引言

具有优良耐蚀性和力学性能的 316L 不锈钢在核工业领域应用广泛,但其高温稳定性较差^[1],而镍基合金 Inconel 718 在高温环境下具有良好热稳定性、抗蠕变强度以及抗辐射性能^[2]。上述材料的密度、比热容、热导率等热物性参数相近,易加工成界面结合良好的多材料构件,故可将 Inconel 718 与 316L 相结合形成耐高温及抗大温差反复热冲击的 316L/Inconel 718 多材料,以满足核反应堆和发动机燃烧内壁等严苛环境要求。成形多材料构件的传统工艺有焊接^[3]、电镀喷涂^[4]等,但存在反应控制难、孔隙率高和自由度受限等问题。基于逐道逐层完全熔化沉积原理且可调粉末类型及输送比的激光直接能量沉积技术为实现多材料构件一体成形提供了有效技术手段^[5-7]。

Kim 等^[8]利用激光直接能量沉积(Laser Directed Energy Deposition, LDED)成形了 Inconel 718/AISI 4140 合金钢轮齿结构,但较大的成形界面温度梯度引起的差异化熔池热行为易使试样内部产生裂纹。Bobbio 等^[9]使用 LDED 成形了 Ti6Al4V/Invar 多材料试样,发现热输入的增加会提高 Ti6Al4V/Invar 界

面处的稀释率,导致界面金属间化合物含量增加,降低界面结合性。Onuike 等^[10]采用 LDED 成形了具有高热扩散系数/热导率的 Inconel 718/GRCop-84 多材料试样,发现材料热导率间的差异化易引起界面不均匀的热行为,进而造成应力集中。虽 LDED 技术成形多材料优势明显,但其高达 $10^2 \sim 10^6 \text{ K/s}$ 的冷却速率易引起构件开裂^[11],且非平衡态的快速热行为难以通过实验手段实现定量监测^[12-13],而数值模拟方法可较直观地反映成形过程中瞬态温度的变化行为,为研究 LDED 成形过程热行为提供了有效手段。Kamara 等^[14]利用有限元模型研究了热循环作用下 LDED 成形 Inconel 718 的显微组织演变行为,预测了由沉积层底部至顶部晶粒形态及其尺寸分布的变化规律,表明 LDED 成形过程中热循环对显微组织形貌具有显著影响。杜磊等^[15]通过有限元法研究了 LDED 成形 Inconel 625 过程中热力学行为对显微组织演变规律的影响,通过热分析建立了熔池深度和宽度方向上温度梯度、凝固生长速率及冷却速率与凝固组织形貌的内在联系。上述仿真研究所用材料的热物性参数均为非线性温度函数且在特定温度区间存在显著差异,表明 LDED 成形单一材料与多材料会存在明显不同的

收稿日期: 2021-11-26; **修回日期:** 2021-12-16; **录用日期:** 2022-02-18

基金项目: 国家自然科学基金(52005258)、江苏省自然科学基金(BK20200422)、直升机传动技术国防科技重点实验室开放课题(HTL-O-20G07)、南京航空航天大学基本科研业务费资助项目(NC2020004)

通信作者: *donghuadai@nuaa.edu.cn

热行为。张敏等^[16]利用 ANSYS 软件研究了 T2-Y/Q345 异质材料的焊接性,考虑了异质材料热导率对焊接过程中温度梯度的影响,发现异质材料间热导率的差异对焊接接头温度分布的影响较大。但目前热行为模拟研究多侧重 LDED 成形单一材料及焊接过程,而鲜有涉及 LDED 成形多材料过程中的熔池温度、温度梯度分布和热量扩散行为。

本文基于有限元生死单元法^[17]提出了一种 LDED 成形异质材料的数值模型,建立了 LDED 成形 316L/Inconel 718 多材料过程的温度场,研究了激光功率和扫描速度对界面热行为、界面缺陷演变及界面结合性的作用规律,揭示了热作用驱动下界面缺陷的形成机理;同时采用 LDED 成形了 316L/Inconel 718 试样,定量分析了不同工艺参数下异质材料界面结合尺寸,验证了模型的准确性。

2 仿真与实验

在 LDED 成形过程中,激光束辐照粉末和基板表面,在基板上形成熔池,当激光束离开熔池时,液态金属迅速冷却,熔池中液态金属凝固转化为固相。此过程包含复杂的热物理行为且部分假设如下:1)沉积层

和基板材料具有各向同性且均匀的热物理性质;2)忽略粉末颗粒对气体的反应;3)不考虑熔池内液态金属的流动;4)材料的激光吸收率为定值,不随温度变化。

2.1 模型描述

LDED 成形多材料物理模型及多层扫描路径如图 1 所示。激光扫描采用线性扫描策略,粉末在气压作用下经送粉管送至基板表面。模拟采用激光功率为 1000 W 和扫描速率为 10 mm/s 的工艺参数沉积 316L 粉末;采用激光功率为 900, 1100, 1300, 1500 W 和扫描速率为 7, 10, 14, 20 mm/s 的工艺参数沉积 Inconel 718 粉末,与先前沉积的 316L 层发生重熔,进而实现异质材料间的冶金结合。

2.2 模型建立与模拟参数设置

如图 2 所示,基板尺寸为 30 mm×23 mm×8 mm,沉积层尺寸为 10 mm×3 mm×1 mm,采用 SOLID 70 单元进行网格划分,且模型由 20900 个单元和 23124 个节点组成。在不同材料沉积层中心对称位置设置监测点 A 和 B,分别位于 316L 和 Inconel 718 沉积层上表面中心位置,以监测温度并分析沉积异质材料的热力学行为。模拟参数如表 1 所示,316L 与 Inconel 718 的热物性参数如表 2、3^[18]所示。

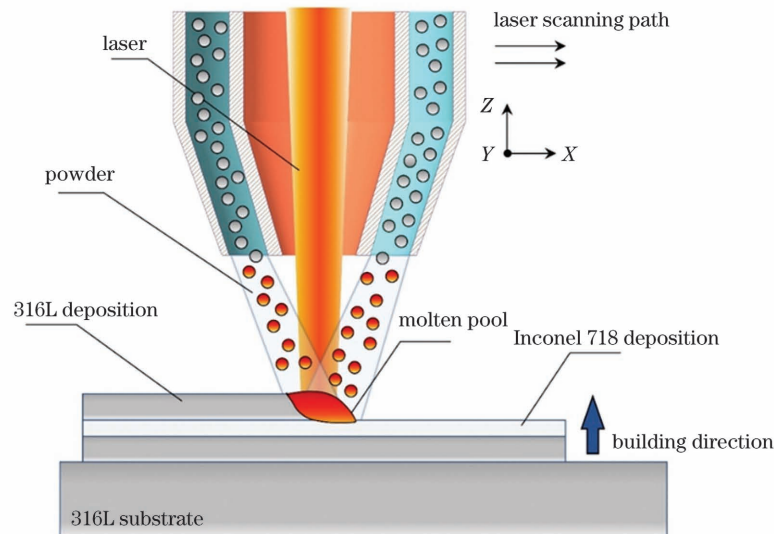


图 1 LDED 成形 316L/Inconel 718 的热物理模型示意图

Fig. 1 Schematic of thermophysical model of LDED forming of 316L/Inconel 718

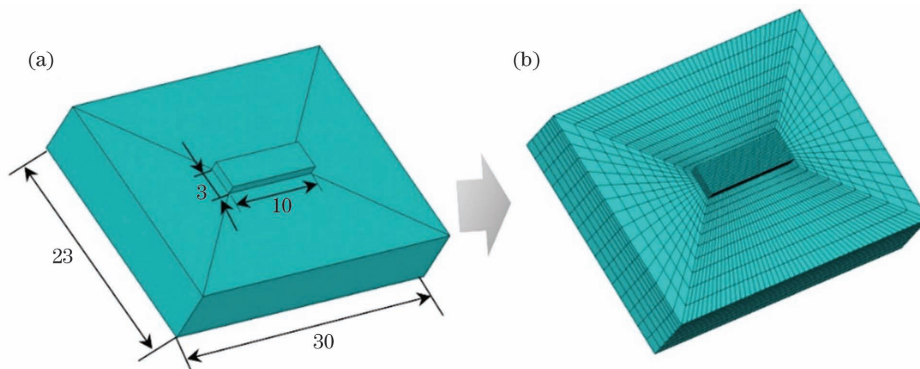


图 2 316L/Inconel 718 有限元模型。(a)模型尺寸;(b)网格划分

Fig. 2 Finite element model of 316L/Inconel 718. (a) Model and dimension; (b) meshing

表 1 有限元模拟使用的参数

Table 1 Parameters used in finite element simulation

Parameter	316L	Inconel 718
Laser power /W	1000	900,1100,1300,1500
Laser diameter /mm	3	3
Scan speed /(mm/s)	4	7,10,14,20
Sedimentary thickness /mm	0.6	0.4
Ambient initial temperature /°C	25	25
Deposition length /mm	10	10
Absorptivity /%	40 ^[19]	25 ^[20]

表 2 316L 热物性参数

Table 2 Thermophysical parameters of 316L

Temperature /°C	25	200	400	600	800	1000	1200	1400
Thermal conductivity /[W/(m·K)]	55	40	25	25	27	100	150	150
Specific heat /[J/(kg·K)]	455	501	691	804	698	780	671	1065
Density /(kg/m ³)	7731	7680	7615	7546	7469	7461	7354	7218

表 3 Inconel 718 热物性参数

Table 3 Thermophysical parameters of Inconel 718

Temperature /°C	25	200	400	600	800	1000	1200	1400
Thermal conductivity /[W/(m·K)]	23	25	18	20	23	26	100	100
Specific heat /[J/(kg·K)]	432	498	610	600	714	782	638	715
Density /(kg/m ³)	8284	8228	8176	8099	7992	7889	7793	7492

2.3 边界条件及热源模型

LDED 瞬态非线性传热能量守恒方程^[21]为

$$c\rho \frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial X} \left(k_x \frac{\partial T}{\partial X} \right) + \frac{\partial}{\partial Y} \left(k_y \frac{\partial T}{\partial Y} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left(k_z \frac{\partial T}{\partial z} \right) + Q, \quad (1)$$

式中: X, Y, Z 为笛卡尔坐标系坐标; ρ 为材料密度; c 为比热容; k_x, k_y, k_z 为材料不同方向的导热系数; T 为温度场分布函数; Q 为内热源; t 为传热时间。

当 $t=0$ 时, 基板和粉末温度为 T_0 :

$$T(x, y, z, t) |_{t=0} = T_0. \quad (2)$$

本文初始温度 $T_0 = 298$ K。

根据能量守恒定律, 热边界条件^[22]满足

$$-K \frac{\partial T}{\partial n} = q_1 - q_c - q_r, \quad (3)$$

$$q_c = h_f (T_c - T_\infty), \quad (4)$$

$$q_r = \varepsilon \sigma (T_r^4 - T_\infty^4), \quad (5)$$

式中: K 为传热系数; q_1 为激光热源; q_c 为表面对流热量; q_r 为热辐射能量; T_∞ 为环境温度; T_c 为对流面温度; h_f 为材料表面对流系数; σ 为 Stefan-Boltzmann 常数; T_r 为表面辐射温度; ε 为材料表面辐射系数。

为解决模拟过程中的高度非线性问题, 将辐射换热法与对流换热法结合, 进而引入辐射对流综合交换系数 h_c ^[23]:

$$h_c = 2.41 \times 10^{-3} \varepsilon T^{1.61}. \quad (6)$$

激光辐照沉积层时, 激光束能量分布符合高斯方程^[24]:

$$q(r) = \frac{2Q_r}{\pi R^2} \exp\left(-\frac{2r^2}{R^2}\right), \quad (7)$$

式中: Q_r 为激光热输入量; R 为激光热源的有效半径; r 为 t 时刻热源半径范围内任意一点到热源中心的距离。

为解决数值迭代过程中不同材料热物性参数导致的残差曲线不收敛问题, 本文引入了阶跃函数, 并通过沉积空间位置坐标判定多材料沉积时间以激活相应单元, 实现计算物理模型物性参数及热传输行为的有效渐变^[25]:

$$\lambda = S_1 \left(\frac{Z - Z_0}{\Delta Z} \right) \lambda_2 + S_1 \left(\frac{Z_0 - Z}{\Delta Z} \right) \lambda_1, \quad (8)$$

$$S_1 = \begin{cases} 0 & , X < -0.5 \\ 0.5 + 0.5 \sin(\pi X) & , -0.5 < X < 0.5, \\ 1 & , X > 0.5 \end{cases} \quad (9)$$

式中: λ 为材料热导率; S_1 为阶跃函数; ΔZ 为 Z 方向上的高度变化量; λ_2 为 Inconel 718 导热系数; λ_1 为 316L 导热系数; Z 为空间任意一点高度方向坐标; Z_0 为界面处高度方向坐标。

2.4 模拟流程

图 3 为 LDED 成形 316L/Inconel 718 的数值模拟流程图, 模拟采用生死单元法来解决粉末沉积过程, 并通过改变已沉积单元的材料属性来区分已沉积金属与未熔化粉末。

2.5 实验过程

如图 4 所示, 采用粒径为 50~75 μm 的 316L 粉末和 45~70 μm 的 Inconel 718 粉末作为实验材料。

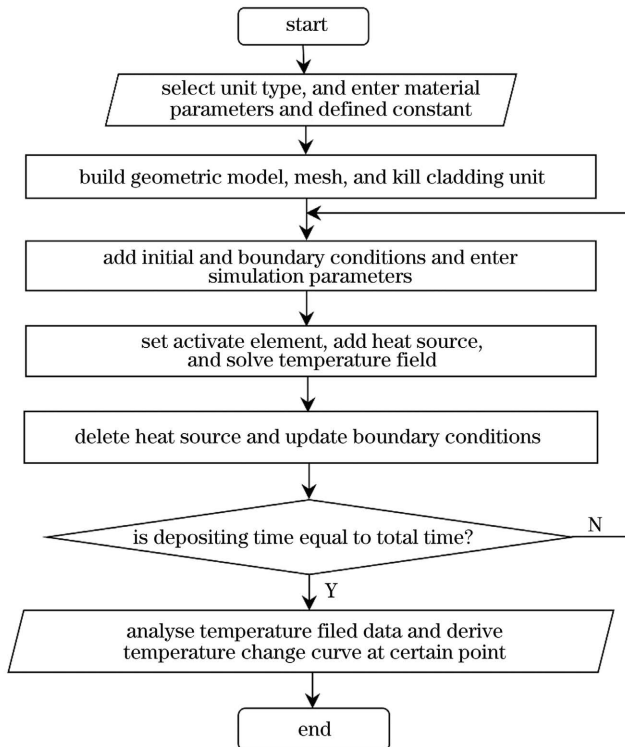


图 3 模拟流程图

Fig. 3 Flow chart of simulation

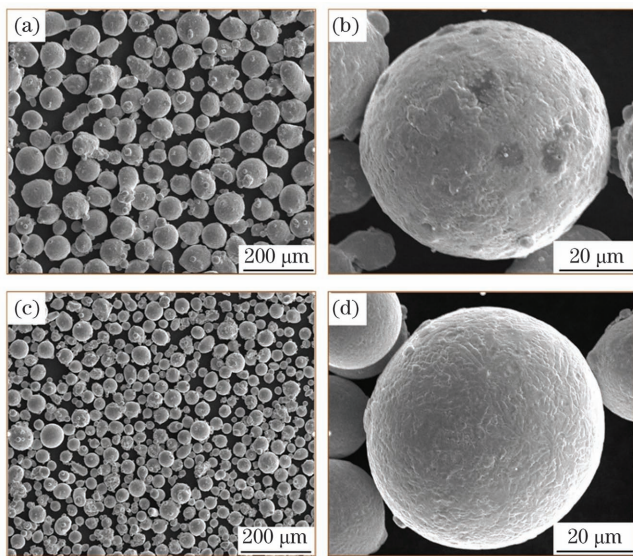


图 4 316L 粉末与 Inconel 718 粉末的微观形貌。

(a)(b)316L; (c)(d)Inconel 718

Fig. 4 Microscopic morphologies of 316L and Inconel 718 powders. (a)(b) 316L; (c)(d) Inconel 718

LDED 成形设备包括最大输出功率为 2000 W, 激光直径为 2 mm 的光纤激光器、送粉器和配有同轴送粉喷嘴的光学装置, 通过六轴 KUKA 机器人控制光源的移动, 实验在充满氩气且含氧量(体积分数)低于 0.01% 的腔体内开展。实验采用的工艺参数与模拟一致, 如表 1 所示。将 LDED 成形 316L/Inconel 718 试样按标准进行线切割、清洗、打磨抛光, 随后采用王水腐蚀 20 s, 使用光学显微镜观察沉积金属形状特征。

3 计算结果与讨论

3.1 316L/Inconel 718 多材料 LDED 界面温度场的演变规律

图 5 为 LDED 成形 316L/Inconel 718 的温度场分布云图, 其中 P_{316L} 为激光作用在 316L 上的功率, P_{In718} 为激光作用在 Inconel 718 上的功率, v_{316L} 为喷嘴在 316L 上的移动速度, v_{In718} 为喷嘴在 Inconel 718 上的移动速度。当沉积 316L 材料时, 熔池纵截面呈前窄后宽形貌, 最高温度为 1760 °C [图 5(a)]。熔池尾部出现“彗星状”拖尾, 表明熔池前端温度梯度较大, 这归因于激光扫描速度大于熔池凝固速率^[26], 熔池热行为引起的热积累效应和导热系数变化使激光光斑中心位于熔池最大温度值前方, 此时 316L 层熔池中心长度和宽度分别为 1.91 mm 和 1.88 mm [图 5(b)]。当沉积 Inconel 718 时, Inconel 718 层温度高于 316L 层温度且最高温度为 1969 °C [图 5(c)]。Inconel 718 液相等温线(虚线圈 1310 °C)低于熔池中心温度(1969 °C), 表明 Inconel 718 粉末已熔化 [图 5(d)]。进一步研究表明, 316L 层熔池截面等温线相较于 Inconel 718 层更为密集, 表明 316L 层温度梯度较大, 这是因为 316L 材料热导率比 Inconel 718 更大, 316L 层散热更快。当沉积 Inconel 718 层时, 316L 层底部熔池收缩明显 [图 5(c)], 这是由于 Inconel 718 熔池热量向底部 316L 层传递且 316L 高温比热容较 Inconel 718 更大, 316L 层升温速率降低。

3.2 316L/Inconel 718 多材料 LDED 过程的热行为

图 6 为 LDED 沉积 Inconel 718 层点 B 时不同工艺参数下 Z 轴方向上的温度分布, 其中 T_{m1} (1380 °C) 和 T_{m2} (1310 °C) 分别为 316L 和 Inconel 718 的熔点。当 v_{In718} 由 7 mm/s 增至 20 mm/s 时, Inconel 718 层最高温度由 2024 °C 降至 1805 °C [图 6(a)]。当 P_{In718} 由 900 W 增至 1500 W 时, Inconel 718 层最高温度由 1885 °C 增至 2144 °C [图 6(b)]。316L 层温度随 P_{In718} 的增加而升高, 随 v_{In718} 的增加而降低。当沉积 Inconel 718 材料时, 熔池温度整体呈上升趋势, 且 316L 层升温曲线斜率相较于 Inconel 718 层大, 表明 316L 层升温速率大。随着 P_{In718} 的增加, 316L 层相同位置处的熔池温度增加, 当 316L/Inconel 718 结合处温度低于 316L 熔点(1380 °C)时, 界面结合较差。此外, 随着层数的增加, 温度上升速度减缓, 表明熔池尺寸趋于稳定, 这是因为能量在热输入和热消散之间逐渐达到平衡。

图 7 为 LDED 沉积 Inconel 718 层点 B 时不同工艺参数下 316/Inconel 718 沿 Z 轴方向上的温度梯度分布。随着 v_{In718} 的增加, 基板/316L 层界面处的最大温度梯度由 6.02×10^5 °C/m 增至 1.19×10^6 °C/m [图 7(a)], 当 v_{In718} 为 20 mm/s 时, 由基板/316L 层界面处至 316/Inconel 718 界面处, 温度梯度呈先上升再逐步下降和

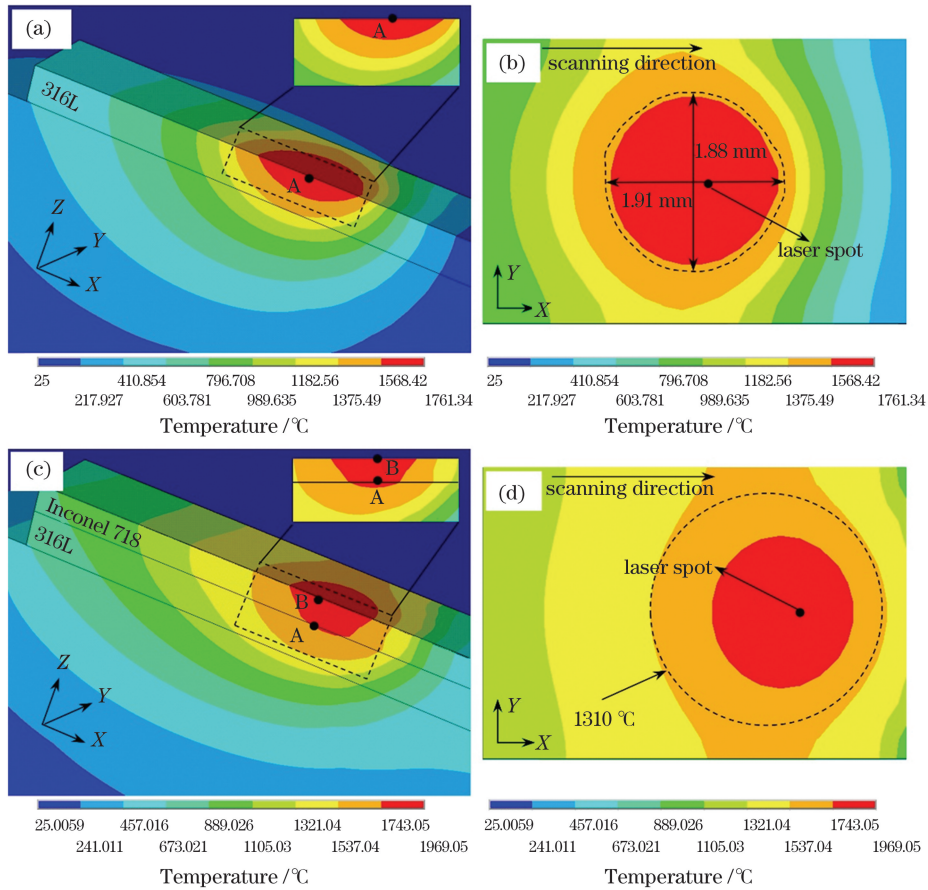


图 5 当 $P_{316L} = 1000 \text{ W}$, $v_{316L} = 4 \text{ mm/s}$, $P_{IN718} = 1100 \text{ W}$, $v_{IN718} = 10 \text{ mm/s}$ 时, LDED 过程中 316L/Inconel 718 的温度分布云图。(a) 点 A 处瞬态温度分布云图; (b) 316L 层上表面点 A 处温度云图; (c) 点 B 处瞬态温度分布云图; (d) Inconel 718 层上表面点 B 处温度云图

Fig. 5 Temperature distribution cloud diagrams of 316L/Inconel 718 during LDED when $P_{316L} = 1000 \text{ W}$, $v_{316L} = 4 \text{ mm/s}$, $P_{IN718} = 1100 \text{ W}$, and $v_{IN718} = 10 \text{ mm/s}$. (a) Transient temperature distribution cloud diagram at point A; (b) temperature cloud diagram at point A on 316L layer surface; (c) transient temperature distribution cloud diagram at point B; (d) temperature cloud diagram at surface point B on Inconel 718 layer surface

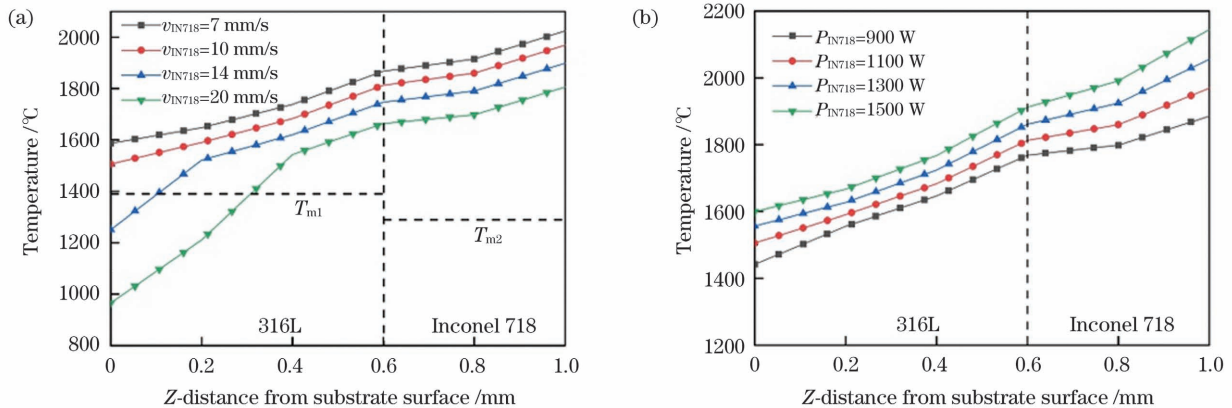


图 6 激光直接能量沉积 Inconel 718 层中心时不同工艺参数下 316L/Inconel 718 沿 Z 方向的温度分布。(a) 不同扫描速度 ($P_{IN718} = 1100 \text{ W}$); (b) 不同激光功率 ($v_{IN718} = 10 \text{ mm/s}$)

Fig. 6 Temperature distribution in Z direction of 316L/Inconel 718 LDED under different process parameters for laser direct energy deposition in center of Inconel 718 layer. (a) Different scanning speeds ($P_{IN718} = 1100 \text{ W}$); (b) different laser powers ($v_{IN718} = 10 \text{ mm/s}$)

随后迅速下降的趋势。当扫描速度过高时, 激光能量密度较低, 导致初始 316L 粉末未熔化; 而随着沉积过程的进行, 由于热量不断积累, 316L 粉末逐渐熔化形成熔池, 同时 316L 导热系数不断升高, 故热量沿基板

扩散明显且温度梯度逐渐降低。当 P_{IN718} 由 900 W 增至 1500 W 时, 基板/316L 层界面处的温度梯度由 $8.15 \times 10^5 \text{ }^\circ\text{C/m}$ 降至 $6.93 \times 10^5 \text{ }^\circ\text{C/m}$ [图 7(b)], 而 316L/Inconel 718 层界面处的温度梯度由 $4.44 \times$

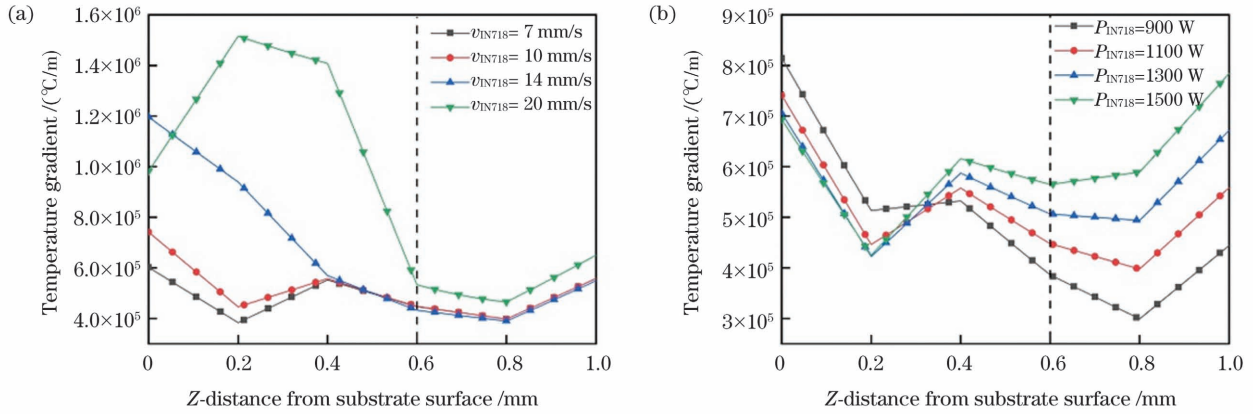


图 7 激光直接能量沉积 Inconel 718 层中心时不同工艺参数下 316L/Inconel 718 沿 Z 方向的温度梯度分布。(a)不同扫描速度 ($P_{IN718} = 1100 \text{ W}$); (b)不同激光功率 ($v_{IN718} = 10 \text{ mm/s}$)

Fig. 7 Temperature gradient distributions in Z direction of 316L/Inconel 718 under different process parameters for laser direct energy deposition in center of Inconel 718 layer. (a) Different scanning speeds ($P_{IN718} = 1100 \text{ W}$); (b) different laser powers ($v_{IN718} = 10 \text{ mm/s}$)

$10^5 \text{ }^\circ\text{C/m}$ 增至 $7.84 \times 10^5 \text{ }^\circ\text{C/m}$, 温度梯度整体变化趋势与图 8(a)一致。从基板表面 ($Z = 0 \text{ mm}$) 至 Inconel 718/316L 界面处 ($Z = 0.6 \text{ mm}$), 温度梯度呈下降趋势; 而由 316L/Inconel 718 处 ($Z = 0.6 \text{ mm}$) 至 Inconel 718 层表面 ($Z = 1 \text{ mm}$), 温度梯度逐渐降低而后增加, 且温度梯度在基板/316L 层界面处最大。由于 316L 热导率大于 Inconel 718, 故 316L/Inconel 718 界面过渡区 ($0.4 \sim 0.8 \text{ mm}$) 的温度梯度呈下降趋势, 且 316L 层的温度梯度高于 Inconel 718 层。对比图 7(a) 与图 7(b), v_{IN718} 对温度梯度的影响较大, 且当 v_{IN718} 为 14 mm/s 时, 基板与 316L 层界面处的温度梯度达到 $1.19 \times 10^6 \text{ }^\circ\text{C/m}$, 高温梯度易形成较大热应力, 进而导致界面处热裂纹及孔隙的产生。

增至 1500 W 时, 316L/Inconel 718 处最高温度由 $1768 \text{ }^\circ\text{C}$ 升至 $1913 \text{ }^\circ\text{C}$, 与此同时, 液相存在时间由 0.3 s 增至 0.4 s [图 8(a)]。当 v_{IN718} 由 7 mm/s 增至 20 mm/s 时, 316L/Inconel 718 处温度由 $1872 \text{ }^\circ\text{C}$ 降至 $1685 \text{ }^\circ\text{C}$, 且液相存在时间由 0.52 s 降至 0.125 s [图 8(b)]。当沉积 Inconel 718 层时, 随着激光功率的提高或扫描速度的降低, 单位时间内熔池输入能量增加, 熔池液相存在时间增加。激光能量密度过高或过低均会影响层间结合, 当采用低激光功率 ($P_{IN718} = 900 \text{ W}$) 或高扫描速度 ($v_{IN718} = 20 \text{ mm/s}$) 时, 已凝固 316L 层的重熔温度低且液相存在时间仅为 0.3 s , 不利于 316L 层的有效重熔和 Inconel 718 粉末颗粒的熔化, 使得 Inconel 718 粉末粘接于 316L 层表面且易产生孔隙, 降低试样致密性。

图 8 揭示了 P_{IN718} 和 v_{IN718} 对 316L 层最高重熔温度和液相存在时间的作用规律。当 P_{IN718} 由 900 W

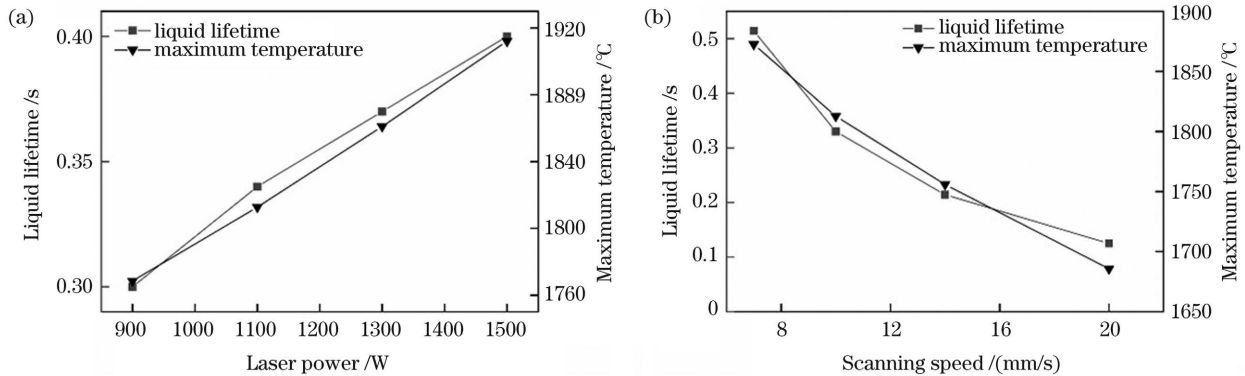


图 8 激光直接能量沉积 Inconel 718 层中心时不同工艺参数下 316L 层的熔池最高温度及液相存在时间。(a)不同激光功率 ($v_{IN718} = 10 \text{ mm/s}$); (b)不同扫描速度 ($P_{IN718} = 1100 \text{ W}$)

Fig. 8 Maximum temperature of molten pool and liquid phase lifetime in 316L layer under different process parameters for laser direct energy deposition in center of Inconel 718 layer. (a) Different laser powers ($v_{IN718} = 10 \text{ mm/s}$); (b) different scanning speeds ($P_{IN718} = 1100 \text{ W}$)

3.3 316L/Inconel 718 多材料 LDED 的熔池行为演变

为进一步定量研究 LDED 成形 316L/Inconel 718 的熔池行为, 将重熔 316L 层深度与厚度的比值定义

为 R_d 。图 9 为 $v_{IN718} = 10 \text{ mm/s}$ 时横截面熔池形貌和 R_d 随激光功率的变化规律, 其中黑色虚线为 $1380 \text{ }^\circ\text{C}$ 等温线。当 $P_{IN718} = 900 \text{ W}$ 时, 熔池宽度和深度分别

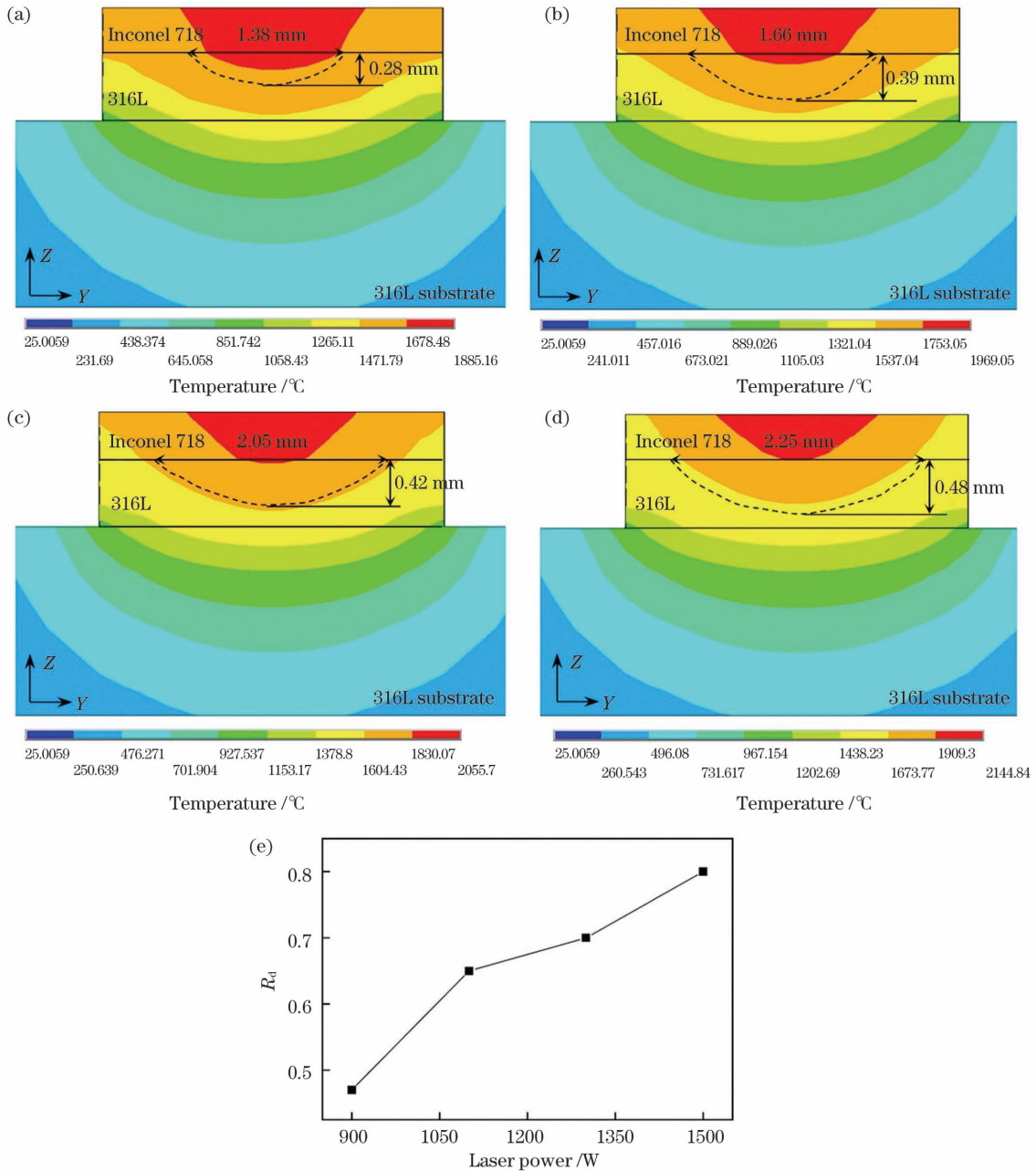


图 9 以不同激光功率($v_{IN718}=10$ mm/s)沉积 Inconel 718 层中心时的熔池横截面形貌及 316L 层的重熔尺寸。(a) $P_{IN718}=900$ W;(b) $P_{IN718}=1100$ W;(c) $P_{IN718}=1300$ W;(d) $P_{IN718}=1500$ W;(e) R_d 与激光功率的关系

Fig. 9 Cross-sectional morphologies of molten pool and remelting size of 316L layer deposited in center of Inconel 718 layer with different laser powers ($v_{IN718}=10$ mm/s). (a) $P_{IN718}=900$ W; (b) $P_{IN718}=1100$ W; (c) $P_{IN718}=1300$ W; (d) $P_{IN718}=1500$ W; (e) R_d versus laser power

为 1.38 mm 和 0.28 mm [图 9(a)], R_d 为 0.47 [图 9(e)]; 当 P_{IN718} 增至 1100 W 时, 熔池宽度与深度分别增至 1.66 mm 和 0.39 mm [图 9(b)], R_d 增至 0.65 [图 9(e)]; 当 P_{IN718} 增至 1300 W 时, 重熔宽度和深度分别为 2.05 mm 和 0.42 mm [图 9(c)], R_d 增幅减缓, 此时 R_d 为 0.7 [图 9(e)]; 当 P_{IN718} 为 1500 W 时, 熔池宽度达到 2.25 mm, 深度为 0.48 mm [图 9(d)], R_d 显著增加, R_d 为 0.8 [图 9(e)]。分析可知, 随着 P_{IN718} 的提高, R_d 与 P_{IN718} 呈线性关系, 当 P_{IN718} 增至 1300 W 时, R_d 增幅不明显; 激光能量密度较低 ($P_{IN718}=900$ W) 导致 316L 重熔深度不足, 316L/

Inconel 718 界面冶金结合较差, 而激光能量密度过高 ($P_{IN718}=1500$ W) 使得层间稀释率增大, 316L/Inconel 718 界面处金属元素扩散剧烈, 易产生较多金属间化合物, 进而影响层间结合。当 $P_{IN718}=1100$ W 时, 重熔深度适中, 316L/Inconel 718 界面不仅冶金结合较好且反应生成的金属间化合物较少。

图 10 为当 $P_{IN718}=1100$ W 时的熔池横截面形貌和 R_d 随扫描速度的变化规律。当 v_{IN718} 为 7 mm/s 时, 熔池宽度和深度分别为 1.83 mm 和 0.45 mm [图 10(a)], R_d 为 0.75 [图 10(e)]; 当 v_{IN718} 为 10 mm/s 时, 宽度和深度分别降至 1.68 mm 和

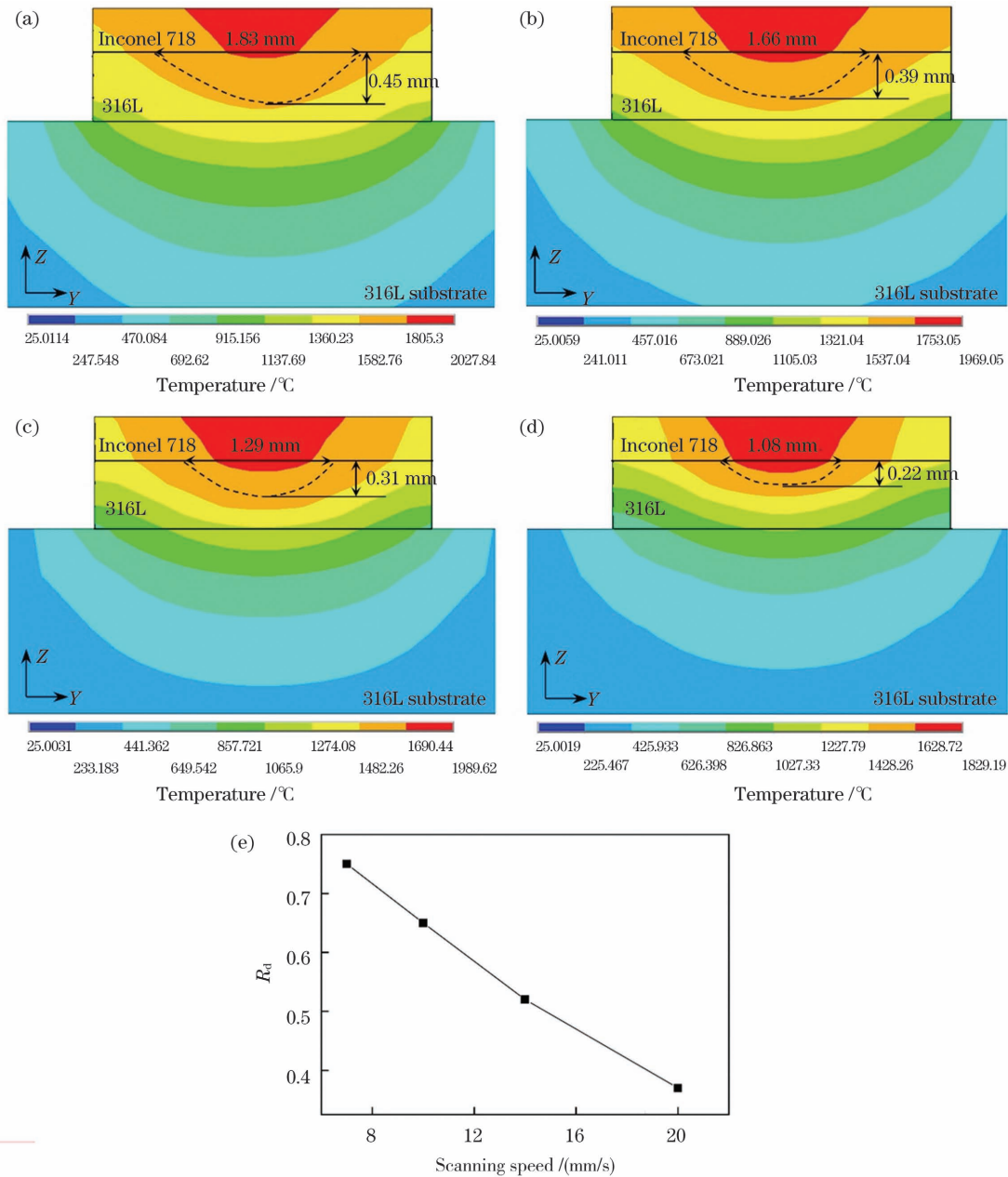


图 10 以不同扫描速度 ($P_{IN718} = 1100$ W) 沉积 Inconel 718 层中心时的熔池横截面形貌及 316L 层的重熔尺寸。(a) $v_{IN718} = 7$ mm/s; (b) $v_{IN718} = 10$ mm/s; (c) $v_{IN718} = 14$ mm/s; (d) $v_{IN718} = 20$ mm/s; (e) R_d 与扫描速度的关系

Fig. 10 Cross-sectional morphologies of molten pool and remelting size of 316L layer deposited in center of Inconel 718 layer with different scanning speeds when $P_{IN718} = 1100$ W. (a) $v_{IN718} = 7$ mm/s; (b) $v_{IN718} = 10$ mm/s; (c) $v_{IN718} = 14$ mm/s; (d) $v_{IN718} = 20$ mm/s; (e) R_d versus scanning speed

0.39 mm [图 10(b)], R_d 降至 0.65 [图 10(e)]; 当扫描速度为 14 mm/s 时, 宽度和深度进一步减小, 分别为 1.29 mm 和 0.31 mm [图 10(c)], R_d 为 0.52 [图 10(e)]; 当扫描速度为 20 mm/s 时, 产生了小尺寸熔池, 此时熔池宽度为 1.08 mm, 熔池深度为 0.22 mm [图 10(d)], R_d 为 0.37 [图 10(e)]。研究结果表明: 当 v_{IN718} 增大时, R_d 与 v_{IN718} 呈负线性关系; 较高较低的扫描速度均会导致 316L/Inconel 718 界面结合性能差。扫描速度过高会使激光与粉末的作用时间减少, 导致粉末熔化不充分, 致使熔池深度不够, 界面结合性能差; 而扫描速度过低使激光与粉末

的作用时间增加, 熔池深度明显增加, 界面处稀释率过大。

4 实验验证

图 11 为不同工艺参数下 LDED 成形 316L/Inconel 718 样品的横截面金相图。当 $P_{IN718} = 900$ W, $v_{IN718} = 10$ mm/s 时, 316L 层的重熔深度为 0.36 mm, 宽度为 1.29 mm [图 11(a)]; 当 $P_{IN718} = 1100$ W, $v_{IN718} = 10$ mm/s 时, 316L 层的重熔深度为 0.45 mm, 宽度为 1.38 mm [图 11(b)]; 当 $P_{IN718} = 1100$ W, $v_{IN718} = 7$ mm/s 时, 316L 层的重熔深度为 0.54 mm,

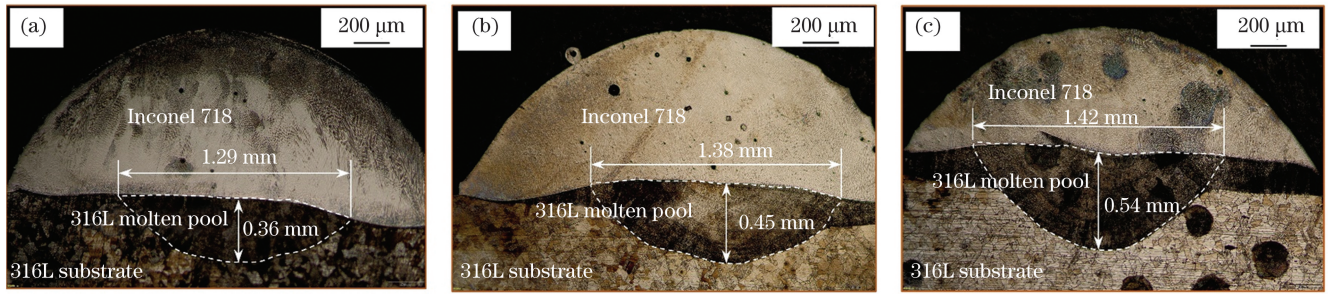


图 11 不同实验参数下的熔池横截面金相图。(a) $P_{IN718} = 900 \text{ W}$, $v_{IN718} = 10 \text{ mm/s}$; (b) $P_{IN718} = 1100 \text{ W}$, $v_{IN718} = 10 \text{ mm/s}$; (c) $P_{IN718} = 1100 \text{ W}$, $v_{IN718} = 7 \text{ mm/s}$

Fig. 11 Cross-sectional metallographic diagrams of molten pool under different experimental parameters. (a) $P_{IN718} = 900 \text{ W}$, $v_{IN718} = 10 \text{ mm/s}$; (b) $P_{IN718} = 1100 \text{ W}$, $v_{IN718} = 10 \text{ mm/s}$; (c) $P_{IN718} = 1100 \text{ W}$, $v_{IN718} = 7 \text{ mm/s}$

宽度为 1.42 mm [图 11(c)]。对比图 11(a)、(b) 可知, 当 v_{IN718} 不变时, 316L 层的重熔深度和宽度随 P_{IN718} 的增高而变大。对比图 11(b)、(c) 可知, 当 P_{IN718} 不变时, 316L 层的重熔深度和宽度随 v_{IN718} 的减小而变大。当 P_{IN718} 增加或 v_{IN718} 减小时, 沉积 Inconel 718 层的激光能量密度变大, Inconel 718 熔体的黏度降低, 流动性增加, 与 316L 层的对流换热能力增强, 最终加剧了 316L 层的重熔程度。

5 结 论

当 P_{IN718} 不变时, 随着 v_{IN718} 的增大, 316L/Inconel 718 沿 Z 轴正方向温度逐渐降低, 316L 重熔液相的存在时间逐渐减少, 熔池尺寸逐渐变小。最大温度梯度位于 316L 基板表面处, 沿 Z 轴正方向逐渐降低。当 v_{IN718} 不变时, 随着 P_{IN718} 的增大, 316L/Inconel 718 沿 Z 轴正方向温度逐渐升高, 316L 重熔液相的存在时间逐渐增加, 熔池尺寸逐渐变大。最大温度梯度位于 316L 基板表面处, 沿 Z 轴正方向先下降而后逐渐升高。结合 LDED 成形 316L/Inconel 718 试样的显微组织分析, 发现实验结果与三维有限元温度场的模拟结果吻合较好, 表明该模型可有效分析 LDED 成形多材料过程中的热行为。

参 考 文 献

- [1] 徐瀚宗, 葛鸿浩, 王杰锋, 等. 工艺参数对 316L 不锈钢激光熔覆层中 Cr 元素分布的影响 [J]. 中国激光, 2020, 47(12): 1202004.
Xu H Z, Ge H H, Wang J F, et al. Effects of process parameters upon chromium element distribution in laser-cladded 316L stainless steel [J]. Chinese Journal of Lasers, 2020, 47(12): 1202004.
- [2] 王子, 黄延禄, 杨永强. 同轴送粉激光定向能量沉积 IN718 的数值模拟 [J]. 中国激光, 2021, 48(6): 0602115.
Wang Y, Huang Y L, Yang Y Q. Numerical simulation on coaxial powder feeding laser directional energy deposition of IN718 [J]. Chinese Journal of Lasers, 2021, 48(6): 0602115.
- [3] 李伦坤, 高晓龙, 刘晶, 等. 热输入对 Ti6Al4V/Inconel 718 激光诱导钎焊接头组织和力学性能的影响 [J]. 中国激光, 2020, 47(5): 0502002.
Li L K, Gao X L, Liu J, et al. Effects of heat input on microstructure and mechanical properties of Ti6Al4V/Inconel 718 laser-induced brazing joint [J]. Chinese Journal of Lasers, 2020, 47(5): 0502002.
- [4] 陈华勇, 高森, 邓琦林. 激光重熔超音速火焰喷涂 Cr_3C_2 -25% CrNi 层的数值分析及实验验证 [J]. 电加工与模具, 2011(5): 33-37.
Chen H Y, Gao S, Deng Q L. Temperature field numerical calculation of laser remelting HVOF sprayed Cr_3C_2 -25% CrNi coatings and experiment test [J]. Electromachining & Mould, 2011(5): 33-37.
- [5] Gu D D, Shi X Y, Poprawe R, et al. Material-structure-performance integrated laser-metal additive manufacturing [J]. Science, 2021, 372(6545): eabg1487.
- [6] 季霄, 孙中刚, 唱丽丽, 等. 激光熔化沉积 Ti6Al4V/Inconel625 梯度耐高温涂层组织演变行为研究 [J]. 中国激光, 2019, 46(11): 1102008.
Ji X, Sun Z G, Chang L L, et al. Microstructure evolution behavior in laser melting deposition of Ti6Al4V/Inconel625 gradient high-temperature resistant coating [J]. Chinese Journal of Lasers, 2019, 46(11): 1102008.
- [7] 刘志宏, 刘元富, 张乐乐, 等. 激光熔化沉积 TiC/CaF₂/Inconel 718 复合材料的组织及高温摩擦磨损性能 [J]. 中国激光, 2020, 47(1): 0102008.
Liu Z H, Liu Y F, Zhang L L, et al. Microstructure and high-temperature friction and wear properties of TiC/CaF₂/Inconel 718 composite fabricated using laser melting deposition technique [J]. Chinese Journal of Lasers, 2020, 47(1): 0102008.
- [8] Kim H, Cong W L, Zhang H C, et al. Laser engineered net shaping of nickel-based superalloy Inconel 718 powders onto AISI 4140 alloy steel substrates: interface bond and fracture failure mechanism [J]. Materials, 2017, 10(4): 341.
- [9] Bobbio L D, Otis R A, Borgonia J P, et al. Additive manufacturing of a functionally graded material from Ti-6Al-4V to invar: experimental characterization and thermodynamic calculations [J]. Acta Materialia, 2017, 127: 133-142.
- [10] Onuike B, Heer B, Bandyopadhyay A. Additive manufacturing of Inconel 718: copper alloy bimetallic structure using laser engineered net shaping (LENSTM) [J]. Additive Manufacturing, 2018, 21: 133-140.
- [11] Yu J, Rombouts M, Maes G, et al. Material properties of Ti6Al4V parts produced by laser metal deposition [J]. Physics Procedia, 2012, 39: 416-424.
- [12] Nikam S H, Jain N K. Three-dimensional thermal analysis of multi-layer metallic deposition by micro-plasma transferred arc process using finite element simulation [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2017, 249: 264-273.
- [13] Shi X Y, Gu D D, Li Y Z, et al. Thermal behavior and fluid dynamics within molten pool during laser inside additive manufacturing of 316L stainless steel coating on inner surface of steel tube [J]. Optics & Laser Technology, 2021, 138: 106917.
- [14] Kamara A M, Marimuthu S, Li L. Finite element modeling of microstructure in laser-deposited multiple layer Inconel 718 parts [J]. Materials and Manufacturing Processes, 2014, 29(10): 1245-1252.

- [15] Du L, Gu D D, Dai D H, et al. Relation of thermal behavior and microstructure evolution during multi-track laser melting deposition of Ni-based material [J]. *Optics & Laser Technology*, 2018, 108: 207-217.
- [16] 张敏, 张文辉, 肖继明, 等. T2-Y/Q345 异质材料焊接残余应力及变形数值模拟[J]. *焊接学报*, 2020, 41(4): 67-72, 100. Zhang M, Zhang W H, Xiao J M, et al. Numerical simulation of welding residual stress and distortion in T2-Y/Q345 dissimilar materials[J]. *Transactions of the China Welding Institution*, 2020, 41(4): 67-72, 100.
- [17] Gao W Y, Zhao S S, Wang Y B, et al. Numerical simulation of thermal field and Fe-based coating doped Ti[J]. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, 2016, 92: 83-90.
- [18] Li L, Zhang X C, Cui W Y, et al. Temperature and residual stress distribution of FGM parts by DED process: modeling and experimental validation[J]. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2020, 109(1/2): 451-462.
- [19] Khairallah S A, Anderson A T, Rubenchik A, et al. Laser powder-bed fusion additive manufacturing: physics of complex melt flow and formation mechanisms of pores, spatter, and denudation zones[J]. *Acta Materialia*, 2016, 108: 36-45.
- [20] Yang H D, Li Z, Wang S Q. The analytical prediction of thermal distribution and defect generation of Inconel 718 by selective laser melting [J]. *Applied Sciences*, 2020, 10(20): 7300.
- [21] 杨光, 李雨航, 周思雨, 等. 基于特征区域的激光增材分区扫描热耦合研究[J]. *中国激光*, 2021, 48(10): 1002115. Yang G, Li Y H, Zhou S Y, et al. Thermal-mechanical coupling of regional scanning based on characteristic regions in laser additive manufacturing[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2021, 48(10): 1002115.
- [22] Shi Q M, Gu D D, Xia M J, et al. Effects of laser processing parameters on thermal behavior and melting/solidification mechanism during selective laser melting of TiC/Inconel 718 composites[J]. *Optics & Laser Technology*, 2016, 84: 9-22.
- [23] Dao M H, Lou J. Simulations of laser assisted additive manufacturing by smoothed particle hydrodynamics [J]. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*, 2021, 373: 113491.
- [24] Shimono Y, Oba M, Nomoto S. Solidification simulation of direct energy deposition process by multi-phase field method coupled with thermal analysis[J]. *Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering*, 2019, 27(7): 074006.
- [25] Wirth F, Wegener K. A physical modeling and predictive simulation of the laser cladding process [J]. *Additive Manufacturing*, 2018, 22: 307-319.
- [26] Gu H, Li L. Computational fluid dynamic simulation of gravity and pressure effects in laser metal deposition for potential additive manufacturing in space [J]. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, 2019, 140: 51-65.

Thermal Behavior of Molten Pool for Laser Directed Energy Deposition of 316L/Inconel 718 Multi-Materials

Zhang Hao^{1,2}, Dai Donghua^{1,2*}, Shi Xinyu^{1,2}, Li Yanze^{1,2}, Yuan Luhao^{1,2},
Huang Guangjing^{1,2}, Gu Dongdong^{1,2,3}

¹ College of Materials Science and Technology, Nanjing University of Aeronautics and Astronautics,
Nanjing 210016, Jiangsu, China;

² Jiangsu Provincial Engineering Laboratory for Laser Additive Manufacturing of High-Performance Metallic Components,
Nanjing 210016, Jiangsu, China;

³ National Key Laboratory of Science and Technology on Helicopter Transmission, Nanjing 210016, Jiangsu, China

Abstract

Objective Generally, single material is difficult to meet the increasingly stringent industrial requirements, but multi-material components with gradient properties have broad application prospects. 316L stainless steel with excellent corrosion resistance and mechanical properties is widely used in the nuclear industry, but its high temperature stability is poor. In contrast, nickel base alloy, Inconel 718, has good thermal stability, creep strength and radiation resistance at high temperature. Because the density, specific heat capacity, thermal conductivity and other thermal physical parameters of the materials mentioned above are similar, it is easy to form a multi-material component with good interfacial bonding. Therefore, Inconel 718 can be combined with 316L to form multi-material 316L/Inconel 718, which is resistant to high temperature and large temperature difference. It can meet the strict environmental requirements of nuclear reactor and combustion wall in engine. Compared with the traditional multi-material component forming method, the laser directed energy deposition technology has obvious advantages, which can flexibly control the powder distribution and has high densification degree.

Methods In this paper, a numerical model of laser directed energy deposition (LDED) forming of heterogeneous materials is proposed based on the finite element method, and the temperature field in the LDED forming of 316L/Inconel 718 multi-material process is established. The influences of laser power and scanning speed on the interface thermal behavior, interface defect evolution, and interface bonding performance are studied. The formation mechanism of interface defects driven by thermal action is revealed. Meanwhile, the 316L/Inconel 718 samples are formed by LDED, and the interface bonding properties of heterogeneous materials under different process parameters are characterized to

verify the accuracy of the model.

Results and Discussions When 316L material is deposited, the longitudinal section of the molten pool is narrow at the front and wide at the back (Fig. 5). The cometary tail at the end of the molten pool indicates that there is a large temperature gradient at the front of the molten pool, which could be attributed to the fact that the laser scanning speed is higher than the solidification rate of the molten pool. The heat accumulation effect and the change of thermal conductivity caused by the melting and solidification behavior of the molten pool make the laser spot center in front of the maximum temperature value. In addition, when the scanning speed of the Inconel 718 layer increases from 7 mm/s to 20 mm/s (laser power is 1100 W), the maximum temperature gradient of the molten pool increases from 6.02×10^5 °C/m to 1.19×10^6 °C/m [Fig. 7(a)]. The lifetime of liquid phase decreases from 0.52 s to 0.125 s [Fig. 8(b)], and the remelting depth decreases from 0.45 mm to 0.22 mm (Fig. 10). When the laser power of Inconel 718 layer increases from 900 W to 1500 W (scanning speed is 10 mm/s), the maximum temperature gradient decreases from 8.15×10^5 °C/m to 6.93×10^5 °C/m [Fig. 7(b)], and the lifetime of liquid phase increases from 0.3 s to 0.4 s [Fig. 8(a)]. The remelting depth increases from 0.28 mm to 0.48 mm (Fig. 9).

Conclusions With the increase of v_{IN718} , the temperature of 316L/Inconel 718 in the positive direction of Z axis decreases gradually, which is accompanied by the decrease in the lifetime of the 316L remelting liquid phase and the molten pool size. The maximum temperature gradient is located on the 316L substrate surface and decreases gradually along the positive direction of the Z axis. With the increase of P_{IN718} , the positive temperature of 316L/Inconel 718 in Z axis gradually increases together with the lifetime of the 316L remelting liquid phase and the size of molten pool. The maximum temperature gradient is located on the 316L substrate surface, and decreases first and then increased gradually along the Z axis. Combined with the microstructural analysis of the LDED 316L/Inconel 718 sample, it is found that the experimental results are in good agreement with the three-dimensional finite element temperature field simulation results, indicating that the model can effectively analyze the thermal behavior of the LDED multi-material forming process.

Key words laser technique; laser directed energy deposition; temperature field simulation; 316L/Inconel 718; thermal behavior; interface