

TiC/Inconel 718 复合材料选区激光熔化成形的热物理机制

石齐民, 顾冬冬, 顾荣海, 陈文华, 戴冬华, 陈洪宇

(南京航空航天大学, 江苏 南京 210016)

摘要: 建立了 TiC/Inconel 718 复合材料体系选区激光熔化三维有限元模型, 在考虑了相变潜热, 热传导/对流/辐射多重传热机制和随温度变化的热物性参数条件下, 使用 ANSYS 二次开发语言 APDL 实现了高斯激光热源的移动, 并利用“生死单元”完成了多层多道的能量加载, 研究了其选区激光成形的热物理机制。结果表明: 温度变化率与工艺参数 (激光功率和扫描速度) 存在正对应关系, 最高可达 7.03×10^6 °C/s。当扫描速度过快 (300 mm/s) 或激光功率过低 (50 W) 时, 获得的熔池温度低 (1991 °C), 液相存在时间过短 (0.29 ms), 而且液相量少, 粘度大, 不利于液相金属在粉末间隙中的铺展和润湿, 易于在制件中形成不规则孔洞, 增加制件孔隙率; 在优化的工艺参数 $P = 100$ W, $v = 100$ mm/s 下, 重熔深度 (15.1 μm)、重熔宽度 (35.0 μm)、液相存在时间 (1.2 ms)、熔池最高温度 (2204 °C) 和温度变化率均较为合适, 易于获得冶金结合良好的 SLM 制件。对 TiC/Inconel 718 混合粉末进行了选区激光熔化实验, 验证了模拟结果的正确性。

关键词: 选区激光熔化; 数值模拟; 温度场; 镍基高温合金

中图分类号: TN249

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2017)06-1543-08

Inconel 718 高温合金能够在 700 °C 环境下保持良好的抗氧化能力、耐腐蚀性和疲劳抗力, 被广泛应用于航空航天、石油化工、汽车工业等领域^[1]。TiC 颗粒增强 Inconel 718 复合材料借助基体相和增强相的互补可实现单一材料无法企及的高强度、高弹性模量, 有效扩展了 Inconel 718 的使用范围^[2]。然而由于颗粒增强相与基体相之间较差的润湿性会降低两者间的接触强度, 从而影响制件整体的综合性能, 因此深入研究液相对粉体颗粒的润湿作用对于获得高质量制件十分重要。同时铸造等传统工艺易造成制件晶粒粗化和缩孔缩松, 且难以制造具有复杂几何形状 Inconel 718 复合材料^[3], 这对材料成形方法提出了新需求。

选区激光熔化 (selective laser melting, SLM) 工艺是增材制造技术的重要分支, 可用于直接成形复杂几何零件^[4]。SLM 成形过程中, 激光束根据零件的 CAD 模型数据选择性熔化凝固具有一定厚度的粉层材料, 叠层制造直至零件最终成形。当高能激光束与粉层交互作用时, 粉体通过块体耦合和粉体耦合机制吸收激光能量^[5], 在此过程中, 最大冷却速率可达 $10^6 \sim 10^7$ °C/s^[6], 这将利于制件获得微细、均匀的显微组织。由于 SLM

过程包含有复杂的物理冶金现象, 包括质量、动量及热量等多重传递, 在不合理的工艺参数下, 极易出现“球化效应”、孔洞、裂纹、翘曲变形等加工缺陷^[7,8]。因此, 掌握 SLM 成形过程中的热物理机制对于深入理解 SLM 工艺的成形机理, 制备性能优越的制件具有十分重要的意义。然而, 由于激光热源的快速移动, 形成的熔池存在时间极短, 冷却速率极快, 使得通过实验方法观测和记录瞬态温度场, 进而分析瞬态热行为, 研究 SLM 过程的热物理机制十分困难, 通过数值模拟研究上述问题是目前解决该难题的重要途径之一。

席明哲等^[9]通过 ANSYS 软件建立了连续移动三维瞬态激光熔池温度场计算模型, 掌握了材料相变潜热影响下连续移动激光熔池的加热和冷却规律。黄卫东等^[10]对 TC4 钛合金空心涡轮叶片的温度场进行了模拟, 模型采用生死单元技术分析了材料的成形过程。Gusarov 等人^[11]通过数值模拟的方法分析了 SLM 加工 316L 不锈钢过程中的温度场, 研究表明, 该工艺的稳定性对扫描速度、粉层厚度和材料的热物性参数具有很大的依赖性。Roberts 等^[12]建立了对于 TiAl6V4 零件制造的三维热模型, 计算了 SLM 成形该材料时的瞬态温度场, 该

收稿日期: 2016-05-11

基金项目: 国家自然科学基金面上项目 (51575267); 国家自然科学基金优秀青年科学基金 (51322509); 江苏省杰出青年基金 (BK20130035); 教育部“新世纪优秀人才支持计划” (NCET-13-0854); 江苏省科技支撑计划 (工业部分) (BE2014009-2); 江苏高校优势学科建设工程资助项目

作者简介: 石齐民, 男, 1992 年生, 硕士, 南京航空航天大学材料科学与技术学院, 江苏 南京 210016, 电话: 025-52112626, E-mail: qimin.shi@hotmail.com

模型考虑了材料热物性参数的非线性变化, 研究表明, 激光热作用区经历着较快的热循环和热应力循环。从上述学者的工作以及其他相关文献里可以看出, 国内外对快速成形过程的热物理机制研究已有一定基础, 然而却鲜有关于 SLM 成形 TiC/Inconel 718 复合材料体系热物理机制研究的相关报道, 同时数值模拟中使用的模型仍需进一步的完善和优化以提高计算精度。

本文利用 ANSYS 软件模拟了 TiC/Inconel 718 复合材料体系的瞬态温度场。所建模型综合考虑了相变潜热, 热传导/对流/辐射多重传热机制以及热物性参数的非线性变化, 有效提高了计算精度, 并且使用 ANSYS 二次开发语言 APDL 实现了高斯激光热源的移动, 利用“生死单元”技术完成了多层多道的能量加载, 掌握了 TiC/Inconel 718 复合材料体系 SLM 成形过程的热物理机制, 并探讨了“球化效应”、孔隙、翘曲变形等加工缺陷的形成机理, 为优化工艺参数, 制备冶金结合良好的 SLM 制件提供理论指导。同时, 对 TiC/Inconel 718 混合粉末进行了选区激光熔化实验, 以验证模拟结果的正确性。

1 SLM 过程物理模型的建立

SLM 过程涉及到复杂的热现象, 包括粉体颗粒之间的热传导、激光对粉床表面的热辐射、粉床边界与外部环境之间的热交换等, 这使得 SLM 过程的热物理机制变得十分复杂。输入的激光能量作用于粉床, 当粉床温度超过粉体熔点时, 粉体熔化形成熔池, 同时一部分激光能量通过热对流和热辐射逸出。粉床内部传热机制包括热传导、热对流和热辐射, 其中热传导占据主体地位^[13]。

1.1 控制方程

SLM 热过程满足 3D 瞬态导热控制方程:

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

式中, ρ 为材料的密度, c 为材料的比热容, k_x, k_y 和 k_z 为 X, Y 和 Z 方向的热导率, Q 为内热源的强度。

$$\text{初始条件: } T(x, y, z, t)|_{t=0} = T_0 \quad (x, y, z) \in D \quad (2)$$

$$\text{边界条件: } k \frac{\partial T}{\partial n} - q + q_{\text{convection}} + q_{\text{radiation}} = 0$$

$$(x, y, z) \in S \quad (3)$$

式中, T_0 为室温, S 为受到热通量、热对流和热辐射的面, n 为面 S 的法向量, q 为热通量, 热对流 $q_{\text{convection}}$ 和热辐射 $q_{\text{radiation}}$ 为:

$$q_{\text{convection}} = h(T - T_0) \quad (4)$$

$$q_{\text{radiation}} = \sigma \varepsilon (T^4 - T_0^4) \quad (5)$$

式中, h 为热对流系数, σ 为 Stefan-Boltzman 常量 ($5.67 \times 10^{-8} \text{ W}/(\text{m}^2 \text{ K}^4)$), ε 为热辐射系数。

1.2 热源模型

激光束满足高斯能量分布:

$$q = \frac{2AP}{\pi R^2} \exp\left(-\frac{2r^2}{R^2}\right) \quad (6)$$

式中, A 为材料的激光吸收率, P 为输入的激光功率, R 为光斑半径, r 为粉床上某一点到光斑中心的距离。

1.3 相变潜热的处理

本文采用热焓法, 即随温度变化的热焓来定义潜热:

$$H = \int \rho c dT \quad (7)$$

式中, H 为热焓, ρ 为材料的密度, c 为材料的比热容, T 为温度。

1.4 热物性参数的确定

$$\text{粉体有效热导率: } k_{\text{powder}} = k_{\text{solid}}(1 - \phi) \quad (8)$$

式中, k_{powder} 和 k_{solid} 分别为粉体和固体的热导率, ϕ 为粉床孔隙率, 式如:

$$\phi = \frac{\rho_{\text{solid}} - \rho_{\text{powder}}}{\rho_{\text{solid}}} \quad (9)$$

式中, ρ_{solid} 和 ρ_{powder} 分别为固体和粉体的密度。

合金的物理特性为:

$$M = \sum_n x_n M_n \quad (10)$$

式中, M 为某物理特性, x_n, M_n 分别为某组元的质量分数和相应物理特性。文中 TiC/Inconel 718 混合粉末中 TiC 与 Inconel 718 的质量比为 1:9。Inconel 718 固体的熔点为 1300 °C, 密度为 8.2 g/cm³; TiC 固体的熔点为 3067 °C, 密度为 4.91 g/cm³, 其余热物性参数见表 1^[14], 2^[15]。

表 1 Inconel 718 的热物性参数

Table 1 Thermal-physical parameters of Inconel 718^[14]

$T/^\circ\text{C}$	20	100	200	400	600	800	1300
$k_s/\text{W} (\text{m} \cdot ^\circ\text{C})^{-1}$	10	12	14	17	20	26	31
$c/\text{J} (\text{kg} \cdot ^\circ\text{C})^{-1}$	362	378	400	412	460	544	583

表 2 TiC 的热物性参数

Table 2 Thermal-physical parameters of TiC^[15]

$T/^\circ\text{C}$	20	100	200	400	600	800	1300
$k_s/\text{W} (\text{m} \cdot ^\circ\text{C})^{-1}$	23	24	25	29	32	34	39
$c/\text{J} (\text{kg} \cdot ^\circ\text{C})^{-1}$	543	623	683	772	840	870	899

1.5 温度场求解设置

SLM 过程激光扫描路径及有限元模型见图 1。基板为 45#钢, 尺寸为 0.9 mm×1.7 mm×0.3 mm; 粉层材料为 TiC/Inconel 718, 尺寸为 0.56 mm×1.4 mm×0.1 mm。选用 ANSYS Soild70 热单元作为粉层网格划分的单元类型, 网格尺寸为 0.0175 mm×0.0175 mm×0.025 mm; 基板选用四面体单元进行自由网格划分。加工参数见表 3。

2 结果与讨论

2.1 熔池特征及尺寸变化规律

图 2 为相邻层中心位置处熔池上表面及纵截面的温度场分布。在移动热源作用下, 熔池上表面形成一系列椭圆形等温线, 且熔池前端等温线比其后端更加密集。这是由于熔池后端的粉体向固体转变而使热导率增加, 加速了热量传递, 而熔池前端尚处于粉体状态, 热导率较低, 热量无法有效传递致使熔池前端温度梯度较大, 等温线较密集。图中黑色虚线为 TiC/Inconel 718 的熔化线 (1300 °C), 虚线以内形成熔池。点 2 处熔池宽度 (98.5 μm)、长度(121.5 μm)、深度 (65.5 μm) 和熔池最高温度 (2204 °C) 较点 1 分别增加了 8.6%, 7.4%, 5.8%和 3.8%。这是由于 SLM 过程存在热积累效应, SLM 过程中, 热传导为主要传热形式, 成形层数的增加削弱了热传导的传热能力, 减小了激光能量的损失, 使得高粉层处的温度较高及熔池尺寸较大^[13]。

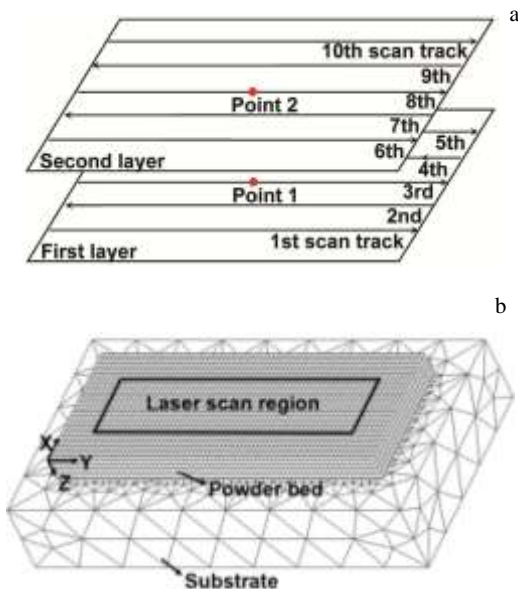


图 1 SLM 过程激光扫描路径和 3D 有限元模型
Fig.1 Laser scanning pattern (Point 1 at the center of the first layer, Point 2 at the center of the second layer) (a) and 3D finite element model (b) in SLM process

表 3 有限元模拟参数

Table 3 Finite element simulation parameters	
Parameter	Value
Absorptivity, <i>A</i>	0.7 ^[16]
Powder layer thickness, <i>d</i> /μm	50
Laser spot size, <i>D</i> /μm	70
Hatch spacing, <i>s</i> /μm	50
Ambient temperature, <i>T</i> ₀ /°C	20
Laser power, <i>P</i> /W	50, 75, 100, 125
Scan speed, <i>v</i> /mm s ⁻¹	50, 100, 200, 300

图 3 为不同工艺参数下测得的熔池尺寸。熔池的三维尺寸随扫描速度的增加而减小, 随激光功率的增大而增大。当扫描速度从 50 mm/s 增至 300 mm/s 时, 熔池的长度、宽度和深度分别从 185.5, 177.3 和 82.5 μm 降至 86.3, 73.8 和 48.9 μm。且当扫描速度高于 100 mm/s 时, 这种减小趋势减缓 (图 3a); 当激光功率从 50 W 增至 125 W 时, 熔池的长度、宽度和深度分别从 7.5, 4.2 和 3.0 μm 增加到 210.0, 200.0 和 81.0 μm (图 3b)。这是由于高激光功率或低扫描速度增加了粉层的能量输入, 进而增大熔池尺寸。激光功率对熔池三维尺寸的影响较扫描速度更为显著。

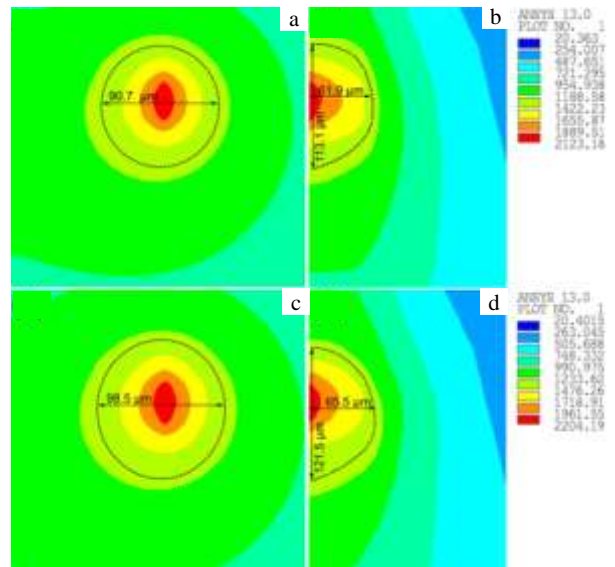


图 2 激光功率为 100 W 及扫描速率为 100 mm/s 时的温度场云图
Fig.2 Temperature contour plots at *P* = 100 W and *v* = 100 mm/s: (a) top surface of the molten pool of point 1, (b) longitudinal view of the molten pool of point 1, (c) top surface of the molten pool of point 2, and (d) longitudinal view of the molten pool of point 2

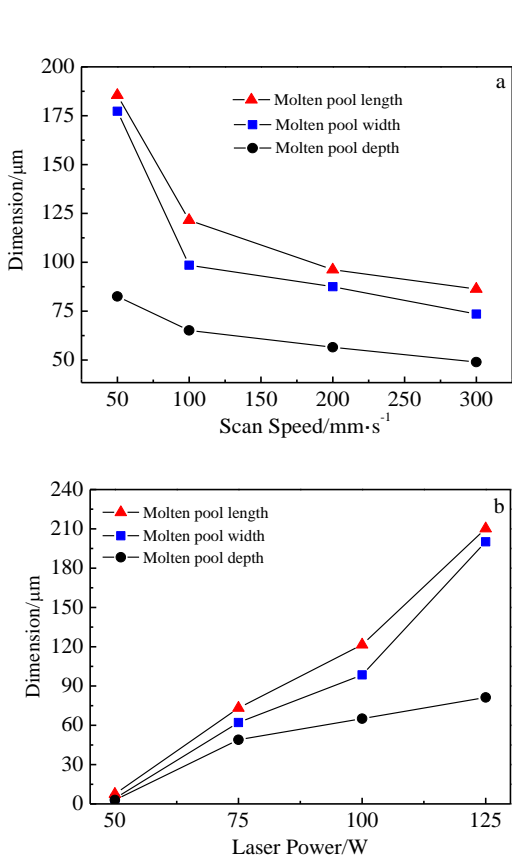


图 3 不同工艺参数下 SLM 成形 TiC/Inconel 718 过程的熔池尺寸

Fig.3 Three dimensions of the molten pool during SLM process of TiC/Inconel 718 powder with different scan speeds ($P = 100$ W) (a), and different laser powers ($v = 100$ mm/s) (b)

2.2 熔池热行为演变机制

图 4 为不同工艺参数下激光与粉体交互作用区域中的重熔宽度和深度。当 $v = 300$ mm/s, $P = 100$ W 时, 重熔深度为 $-1.1 \mu\text{m}$, 表示上下粉层未接触结合; 当 $v = 200$ mm/s, $P = 100$ W 时, 重熔宽度 ($29.0 \mu\text{m}$) 和深度 ($8.5 \mu\text{m}$) 为正数, 实现了相邻扫描道和相邻层之间的接触结合, 但重熔深度较小, 相邻粉层之间冶金结合性能较差; 当 $v = 50$ mm/s, $P = 100$ W 时, 重熔深度 ($32.5 \mu\text{m}$) 和宽度 ($75.0 \mu\text{m}$) 过大, 过度重熔易导致过大的应力累积^[17], 引起制件开裂 (图 4a)。相邻层和相邻扫描道之间合适的重熔深度和宽度保证了制件冶金结合良好, 高尺寸精度和高致密度。

图 5 为 $v = 100$ mm/s 时, 典型激光功率下的温度场分布。结合图 4c 中的重熔尺寸可以发现与上述相似的规律。当 $P = 50$ W, $v = 100$ mm/s 时, 重熔宽度和深

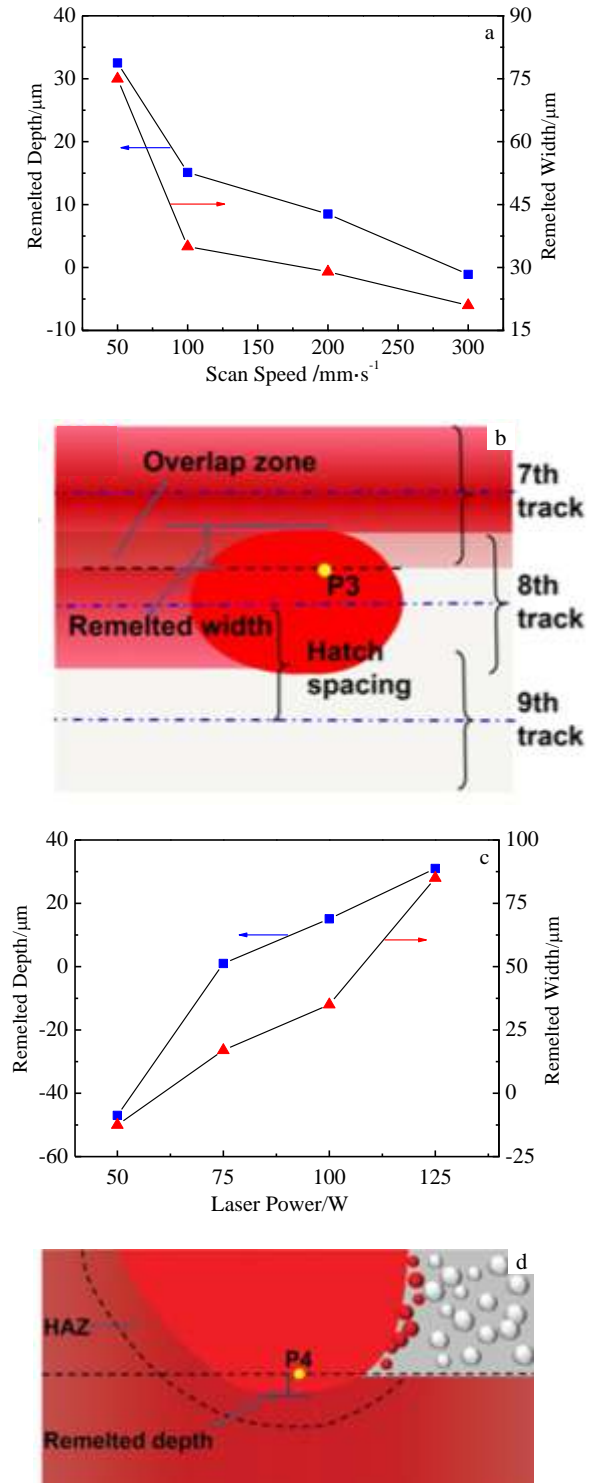


图 4 不同工艺参数下 SLM 过程的重熔宽度和深度
Fig.4 Remelted width and remelted depth during SLM process under different processing parameters: (a) different scan speeds ($P = 100$ W), (b) schematic of the remelted width (P3 on the left of point 2), (c) different laser powers ($v = 100$ mm/s), and (d) schematic of the remelted depth (P4 beneath point 2)

度均为负数,代表相邻扫描道和相邻层之间未实现接触结合;增加激光功率到 75 W 时,重熔尺寸增加,但重熔深度为 1 μm ,相较于 50 μm 的粉层厚度而言偏小,无法实现相邻层之间良好的冶金结合;进一步增加激光功率到 125 W 时,重熔尺寸过大。对比图 4 和图 5 的数据可以发现,当 $v = 100 \text{ mm/s}$, $P = 100 \text{ W}$ 时获得的重熔深度 (15.1 μm) 和宽度 (35.0 μm) 较为合适。

图 6 为不同工艺参数下 P3、P4 点处的温度变化率(升温速率/降温速率)。P3 位于相邻扫描道的分界面上, P4 位于相邻层的分界面上(图 4b, 4d)。当 $P = 100 \text{ W}$ 时, P3, P4 点的最大升温速率/降温速率与扫描速度近乎成直线关系,最高可达 $7.03 \times 10^6 \text{ }^\circ\text{C/s}$ (图 6a, 6b); 激光功率的增加,加速温度变化(图 6c, 6d)。可以发现,相同工艺参数下,相邻扫描道之间(P3)的温度变化较相邻层(P4)剧烈,且温度变化率与工艺参数(激光功率和扫描速度)存在正对应关系。P3, P4 点升温速率过高,易增加液相毛细不稳定性,甚至引起液滴飞溅,导致“球化效应”,降低制件表面质量^[7];降温速率过高,易造成相邻层和道之间的局部应力累积,造成裂纹等加工缺陷,过大的应力累积将使邻层之间产生开裂、翘曲变形^[18,19]。使用合理的激光功率和扫描速度($P = 100 \text{ W}$, $v = 100 \text{ mm/s}$)可有效减少上述加工缺陷,同时由于 SLM 过程快速熔化和凝固的特性,利于获得细化的晶粒组织以及良好的综合力学性能。

图 7 为不同工艺参数下熔池最高温度和液相存在时间。当扫描速度从 50 mm/s 增至 300 mm/s 时,熔池最高温度从 2364 $^\circ\text{C}$ 降至 1991 $^\circ\text{C}$,液相存在时间从 3.93 ms 缩短到 0.29 ms(图 7a)。熔池最高温度和液相存在时间随激光功率的增加而增加,两者近乎成直线关系。当激光功率从 50 W 增至 125 W 时,熔池最高温度从 1321 $^\circ\text{C}$ 增至 2670 $^\circ\text{C}$,液相存在时间从 0.14 ms 延长到 0.29 ms(图 7b)。可以发现,熔池最高温度易受激光功率的影响,而液相存在时间对扫描速度的变化更加敏感。SLM 过程中,材料经历相变,热物性参数发生改变,加速热量传递,使材料升温,从而降低液相粘度,提高了金属液对 TiC 颗粒的润湿作用,进而提高了基体相与 TiC 增强相之间的接触强度,提高了制件的综合性能。扫描速度过快(300 mm/s)或激光功率过低(50 W)时,获得的熔池尺寸小、温度低(1991 $^\circ\text{C}$),熔池时间短(0.29 ms),形成的液相量少,粘度大,不利于金属液在粉体间隙中的铺展和润湿,易于在制件中形成不规则孔洞,增加制件孔隙率。当 $P = 100 \text{ W}$, $v = 100 \text{ mm/s}$ 时获得的液相存在时间(1.2 ms)和最高温度(2204 $^\circ\text{C}$)较为合适,利于获得高致密度,性能优异的 SLM 制件。

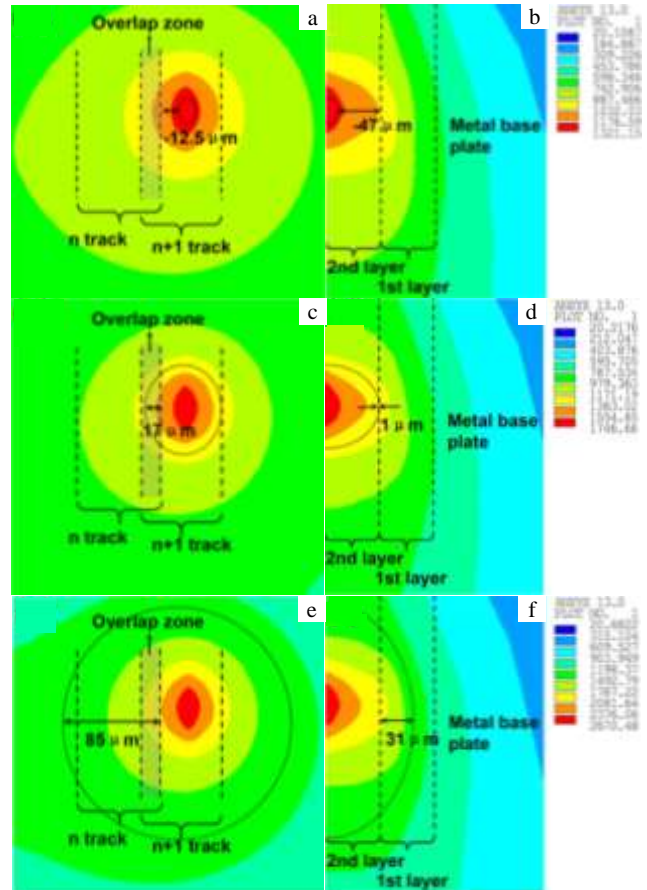


图 5 $v = 100 \text{ mm/s}$ 典型工艺参数下的重熔深度和宽度
Fig.5 Remelted depth and remelted width under the typical processing parameters at $v = 100 \text{ mm/s}$: (a, b) $P = 50 \text{ W}$; (c, d) $P = 75 \text{ W}$; (e, f) $P = 125 \text{ W}$

2.3 实验验证

图 8 为不同激光功率 ($v = 100 \text{ mm/s}$) 下 SLM 成形的 TiC/Inconel 718 试样纵截面 OM 形貌。从图中显微组织可观察到较为明显的 SLM 工艺逐层叠加成形的特性,层与层之间有明显的熔化痕迹。在较低的激光功率($P = 50 \text{ W}$)下,SLM 制件的纵截面上出现了较大尺寸的孔洞,且孔洞贯穿了多个熔化层(图 8a)。当激光功率增加到 75 W 时,SLM 制件纵截面上孔洞的数量和尺寸明显减小,但在层与层结合区域还可观察到一些不规则的微型孔洞(图 8b)。进一步增加激光功率至 100 W,可以获得较为致密的 SLM 制件,纵截面上几乎没有孔洞,制件冶金结合良好(图 8c)。出现以上现象的主要原因在于熔池温度和获得的液相金属量及粘度均与激光能量密切相关。当使用较高的激光功率时,得到的熔池温度高,生成的液相金属量多,而且液相粘度较低,这将利于液相的铺展,从而有助于液相金属有效填充粉

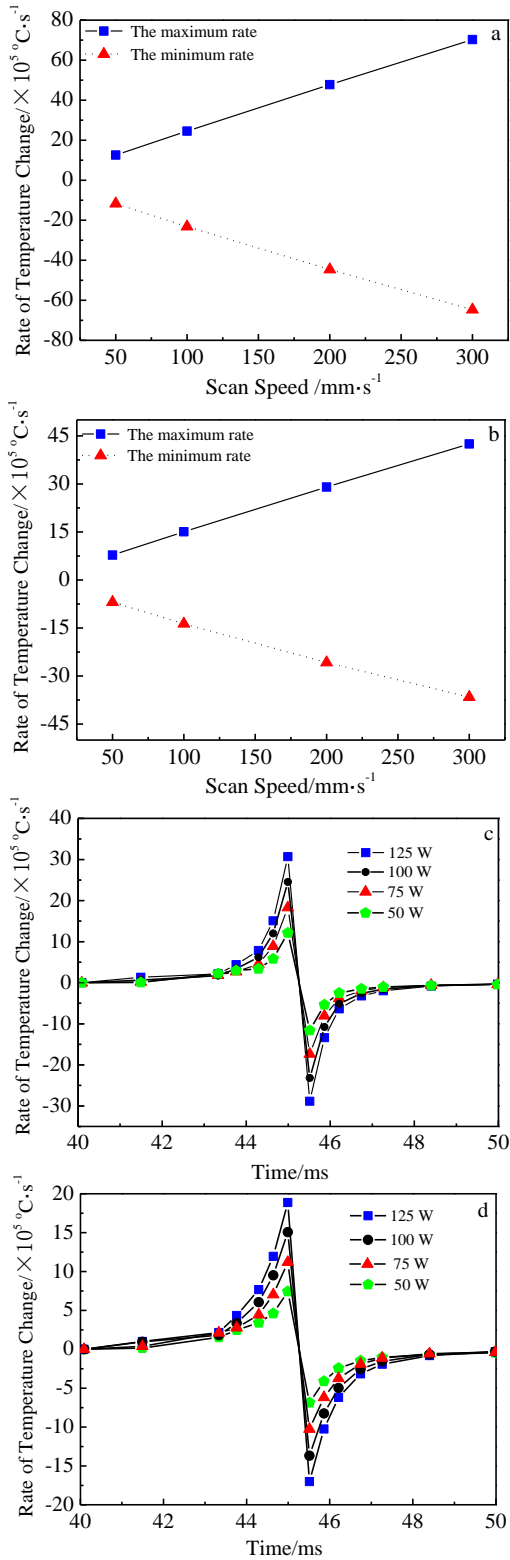


图 6 不同扫描速度 ($P = 100 \text{ W}$) 和不同激光功率 ($v = 100 \text{ mm/s}$) 下 SLM 成形过程中 P3 和 P4 点处的温度变化速率
 Fig.6 Variation of rate of temperature change with different scan speeds ($P = 100 \text{ W}$) and different laser powers ($v = 100 \text{ mm/s}$) at P3 and P4: (a, c) P3 at the interface between neighboring scanning tracks; (b, d) P4 at the interface between neighboring layers

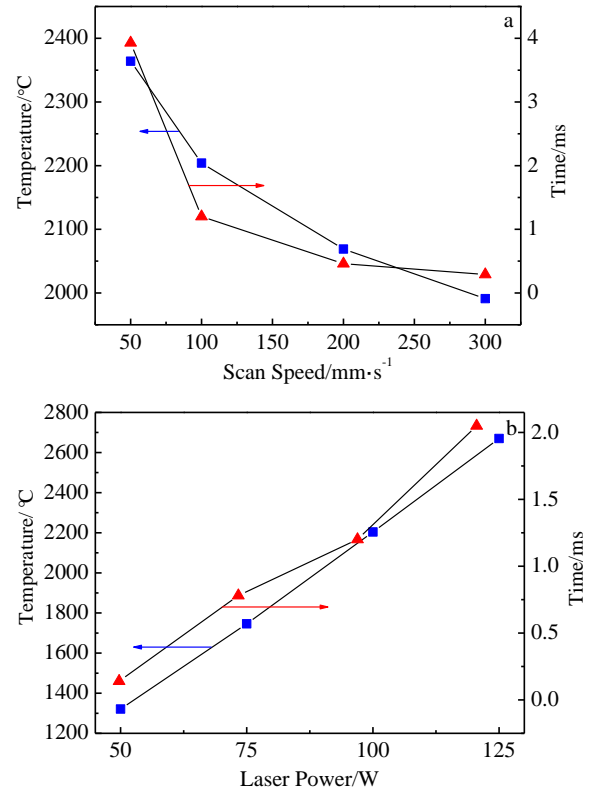


图 7 不同工艺参数下的最高温度和液相存在时间
 Fig.7 Maximum temperature and the liquid lifetime of melt pool under different processing parameters: (a) different scan speeds ($P = 100 \text{ W}$) and (b) different laser powers ($v = 100 \text{ mm/s}$)

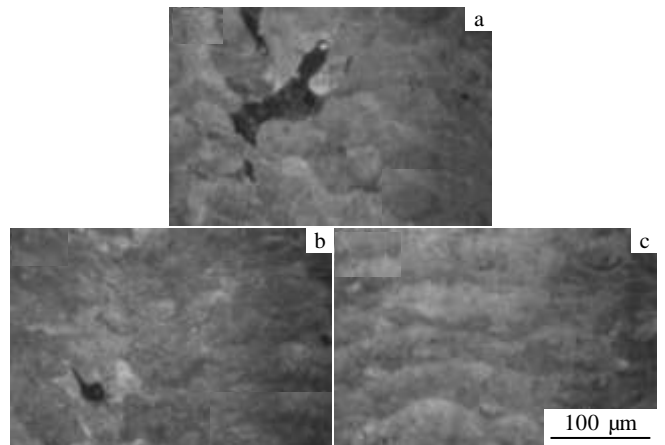


图 8 不同激光功率 ($v = 100 \text{ mm/s}$) 下 SLM 试样纵截面的 OM 照片
 Fig.8 OM images of microstructures on longitudinal view of SLM-processed parts at different laser powers ($v = 100 \text{ mm/s}$): (a) $P = 50 \text{ W}$, (b) $P = 75 \text{ W}$, and (c) $P = 100 \text{ W}$

体间隙以提高制件致密度。结合温度场模拟结果, 可见在较小的激光功率 (50 W) 下, 获得的熔池温度 (1321 °C) 较低, 熔池重熔宽度 ($-12.5 \mu\text{m}$) 和重熔深度 ($-47.0 \mu\text{m}$) 较小, 液相生成量较少且粘度较大, 不利于液相金属在粉末间隙中的铺展和润湿, 以至于层与层之间出现了较大的孔洞, 制件致密度低。当激光功率增加到 75 W 时, 熔池温度增加至 1746 °C, 形成的液相数量增加, 粘度降低、在该条件下, 由于较多金属液相的流动和铺展, 使 SLM 制件中的大孔洞消失。进一步增加激光功率到 100 W, 熔池温度升高至 2204 °C, 进而获得大量低粘度液相金属。较平滑的液相铺展及此时较为合适的重熔宽度 ($35.0 \mu\text{m}$) 和深度 ($15.1 \mu\text{m}$) 可使相邻层之间有良好的冶金结合力, 可获得高致密度的 SLM 制件。

3 结 论

1) 温度变化率与工艺参数 (激光功率和扫描速度) 存在正对应关系, 最高可达 $7.03 \times 10^6 \text{ } ^\circ\text{C/s}$ 。相同工艺参数下, 相邻扫描道之间的温度变化较相邻层剧烈。

2) 熔池最高温度易受激光功率的影响, 而液相存在时间对扫描速度的变化更加敏感。使用过快的扫描速度 (300 mm/s) 或较低的激光功率 (50 W) 时, 熔池温度低 (1991 °C), 液相存在时间短 (0.29 ms), 数量少, 粘度大, 液相金属对粉末间隙的润湿性较差, 易于在制件中形成不规则孔洞, 增加制件孔隙率。

3) 在优化的工艺参数 $P = 100 \text{ W}$, $v = 100 \text{ mm/s}$ 下, 重熔深度 ($15.1 \mu\text{m}$)、重熔宽度 ($35.0 \mu\text{m}$)、液相存在时间 (1.2 ms)、熔池最高温度 (2204 °C) 和温度变化率均较为合适, 易于制得冶金结合良好, 凝固表面相对光滑的 SLM 制件。

参考文献 References

- [1] Wang Gailian(王改莲), Wu Cuiwei(吴翠微), Zhang Maicang(张麦仓) et al. *Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程)[J], 2002, 31(1): 37
- [2] Hao Bin(郝斌), Duan Xianjin(段先进), Cui Hua(崔华) et al. *Materials Review*(材料导报)[J], 2005, 19(7): 64
- [3] Ma Y, Sun J H, Xie X S et al. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2003, 137(1-3): 35
- [4] Zhang Guoquan(张国全), Gu Dongdong(顾冬冬). *Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程)[J], 2015, 44(4): 1017
- [5] Fischer P, Romano V, Weber H P et al. *Acta Materialia*[J], 2003, 51(6): 1651
- [6] Zhong M, Liu W. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers part C-Journal of Mechanical Engineering Science*[J], 2010, 224(5): 1041
- [7] Gu D D, Meiners W, Wissenbach K et al. *International Materials Reviews*[J], 2012, 57(3): 133
- [8] Zhang Shuangyin(张霜银), Lin Xin(林鑫), Chen Jing(陈静) et al. *Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程)[J], 2007, 36(10): 1839
- [9] Xi Mingzhe(席明哲), Yu Gang(虞钢). *Chinese Journal of Lasers* (中国激光)[J], 2004, 31(12): 1527
- [10] Jia Wenpeng(贾文鹏), Lin Xin(林鑫), Chen Jing(陈静) et al. *Chinese Journal of Lasers*(中国激光)[J], 2007, 34(9): 1308
- [11] Gusarov A V, Smurov I. *Physics Procedia*[J], 2010, 5: 381
- [12] Roberts I A, Wang C J, Esterlein R et al. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*[J], 2009, 49(12-13): 916
- [13] Alimardani M, Toyserkani E, Huissoon J P et al. *Optics and Lasers in Engineering*[J], 2009, 47(11): 1160
- [14] D áz-Álvarez J, Cantero J L, Miguélez H et al. *International Journal of Mechanical Sciences*[J], 2014, 82: 161
- [15] Nikhil A V, Upendra V B, Suhas S J. *Thin Solid Films*[J], 2010, 519(4): 1421
- [16] Kruth J P, Wang X, Laoui T et al. *Assembly Automation*[J], 2003, 23(4): 357
- [17] Yang Jian(杨健), Chen Jing(陈静), Yang Haiou(杨海欧). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2004, 33(12): 1304
- [18] He Xiaodong(何小东), Zhang Jianxun(张建勋), Pei Yi(裴怡) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2007, 36(5): 774
- [19] Liu Jie(刘杰), Yang Yongqiang(杨永强), Wang Di(王迪) et al. *Chinese Journal of Lasers*(中国激光)[J], 2012, 39(8): 0 503 001

Thermal-Physical Mechanisms during Selective Laser Melting of TiC/Inconel 718 Composites

Shi Qimin, Gu Dongdong, Gu Ronghai, Chen Wenhua, Dai Donghua, Chen Hongyu
(Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, Nanjing 210016, China)

Abstract: A three dimensional finite element model was established to simulate the selective laser melting (SLM) of TiC/Inconel 718 composites. Latent heat of phase change, multiple heat transfer mechanisms and temperature-dependent thermal physical properties were considered. The movement of Gaussian laser source and the application of energy of multi-layers and multi-tracks were realized using APDL secondary development language. The results indicate that there is a positive corresponding relationship between the rate of temperature change and processing parameters (laser powers and scan speeds). The maximum rate of temperature change is 7.03×10^6 °C/s. A high scan speed (300 mm/s) or a low laser power (50 W) yields an extremely short liquid lifetime (0.29 ms) and low temperature (1991 °C), resulting in the formation of a small amount of liquid phase with a relatively high viscosity. This phenomenon is detrimental for the wettability of the liquid phase among the pores of powders, causing the appearance of irregular pores and the attendant high porosity in SLM-produced parts. The combination of a laser power of 100 W and a scan speed of 100 mm/s contribute to achieve a sound metallurgical bonding between the neighboring layers and tracks, due to the appropriate remelted depth (15.1 μm), remelted width (35.0 μm), the rate of temperature change, the liquid lifetime (1.2 ms) and maximum temperature (2204 °C) of molten pool. The selective laser melting experiments on a TiC/Inconel 718 powder mixture were carried out and simulation results were verified to be correct.

Key words: selective laser melting; numerical simulation; temperature field; Ni-based superalloys

Corresponding author: Gu Dongdong, Ph. D., Professor, College of Materials Science and Technology, Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, Nanjing 210016, P. R. China, Tel: 0086-25-52112626, E-mail: dongdonggu@nuaa.edu.cn