

# 90W-7Ni-3Fe 激光选区熔化热行为及试验分析

周博康, 魏正英, 李俊峰, 吴云肖, 杨理想  
(西安交通大学 机械制造系统工程国家重点实验室, 西安, 710049)

**摘要:** 激光选区熔化是一种成形难加工金属的方法, 文中以 90W-7Ni-3Fe 为研究对象, 分别考虑材料在粉末和实体状态下的物性参数, 建立温度场有限元模型, 模拟成形过程中的温度场, 研究了不同工艺参数下的熔池尺寸、温度梯度、冷却速率变化等。温度场分析表明, 熔道中心温度超过了钨的熔点, 粉末充分熔化, 而熔道搭接处温度仅超过镍铁熔点, 钨颗粒并未熔化, 因此在相邻道之间区域是以液相烧结方式形成。同时, 设计了相应参数的工艺试验, 发现增大能量输入, 可以使液相填充更加充分, 成形件致密度提高。

**关键词:** 激光选区熔化; 90W-7Ni-3Fe; 温度场模拟; 热行为分析; 致密度

中图分类号: TG 402 文献标识码: A doi: 10.12073/j.hjxb.20200518002

## 0 序言

90W-7Ni-3Fe 是以钨为基体加入少量镍铁元素形成的难熔金属材料。它具有高密度, 高硬度, 低热膨胀性, 较好的导热、导电等性能, 除大量用于制造硬质合金外, 还广泛应用于航天、铸造、武器等<sup>[1]</sup>。由于钨的熔点高、硬而脆, 主要采用粉末冶金的方法加工, 但应用这种方法成形样件的质量较差, 无法满足精密产业的要求。近年来, 针对航空航天、核能和医疗领域的应用需求, 金属/合金激光增材制造 (additive manufacturing, AM) 技术得到了广泛重视和大量研究。激光选区熔化 (laser selective melting, SLM) 是增材制造重要的技术手段之一, 根据三维切片数据, 通过粉床逐层铺粉的方式, 可以实现具有精细复杂结构的零部件一体化增材成形<sup>[2-5]</sup>。

尽管 SLM 工艺在成形复杂精密构件方面拥有独特的优势, 但仍存在诸多的问题亟待解决。目前 SLM 成形件中普遍存在孔隙, 球化等缺陷, 同时由于局部加热产生较大的热应力, 容易产生裂纹或翘曲等<sup>[6-7]</sup>。因此研究 SLM 成形中的温度场具有重要意义。然而 SLM 成形过程中瞬时温度较高, 很难用试验的方法测量, 通常利用有限元方法模拟其温度场分布, 探寻工艺参数对于成形质量的影响。

Mishra<sup>[8]</sup> 等人采用了体积热源法模拟了不同激光功率和扫描速度下单道、多道的温度场, 并与试验结果, 获得了较好的验证。Zhang 等人<sup>[9]</sup> 研究了在 SLM 成形钨合金过程中不同工艺参数对粉床温度的影响。Li 等人<sup>[10]</sup> 使用有限元软件模拟了纯 Ti 成形中, 激光功率、扫描参数等对于熔池温度梯度、冷却速率, 以及熔池尺寸的影响。

在 W-Ni-Fe 粉末体系中, W, Ni 和 Fe 的熔点分别为 3 690 K, 1 726 K 和 1 810 K。文中针对这种熔点差异较大的合金材料, 研究其不同工艺参数的温度场以及对致密度的影响。

## 1 SLM 模型建立

### 1.1 建立有限元模型

钨镍铁激光选区熔化的有限元模型如图 1 所示, 上层为粉末层, 使用 SOLID70 六面体单元划分, 网格尺寸为  $0.03 \text{ mm} \times 0.02 \text{ mm} \times 0.02 \text{ mm}$ 。下层为基板, 使用较为粗糙的 SOLID90 四面体网格

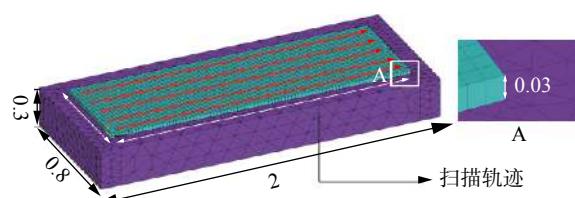


图 1 有限元网格划分 (mm)  
Fig. 1 Finite element meshing

划分. 扫描方式采用沿长边方向单向扫描.

## 1.2 传热模型及边界条件

激光选区熔化实质上是以激光为能量源, 通过振镜系统将光斑聚焦在粉床上, 使粉末高温熔化形成熔池, 在短时间内快速熔化和快速凝固的过程<sup>[11]</sup>. 粉床内部通过热传导的方式进行传热, 外部通过热对流以及辐射的方式与成型腔内气体进行热交换. 激光选区熔化为典型的非线性瞬态热传导过程, 其控制方程为<sup>[12-13]</sup>

$$\frac{\partial}{\partial x} \left( k \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left( k \frac{\partial T}{\partial y} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left( k \frac{\partial T}{\partial z} \right) + q = \rho c \frac{\partial T}{\partial t} \quad (1)$$

式中:  $\rho$  为材料密度,  $k$  为热传导系数,  $c$  为比热容,  $T$  为粉床温度,  $t$  为激光作用时间,  $q$  为单位体积的热输入.

为求得此微分方程, 需要知道初始条件以及边界条件<sup>[12]</sup>. 初始条件即为激光选区熔化过程的环境温度或者预热温度:

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

粉末床吸收的能量应该等于材料表面向内部传入的能量, 与环境的对流换热, 以及热辐射三者之和, 故边界条件可写为

$$k \frac{\partial T}{\partial n} - q + h(T - T_0) + \sigma \varepsilon (T^4 - T_0^4) = 0 \quad (3)$$

式中:  $h$  为对流换热系数,  $\sigma$  为 Stefan-Boltzmann 常量,  $\varepsilon$  为热辐射系数.

## 1.3 激光热源模型

激光选区熔化过程中粉末层吸收的能量按一定的函数关系分布. 基于 SLM 工艺特性, 激光能量可以被视为高斯分布, 满足公式<sup>[14]</sup>

$$q = \frac{2AP}{\pi r_0^2} \exp \left( -\frac{2r^2}{r_0^2} \right) \quad (4)$$

式中:  $r_0$  为激光束的有效半径, 即从激光束中心到热流密度减小到激光束中心处  $1/e^2$  处的距离,  $P$  表示激光的额定功率,  $A$  表示实际粉末的吸收率,  $r$  为任意位置到热源中心的距离.

## 1.4 材料热物性参数定义

在连续激光热源的加载过程中, 粉床温度会迅速升高, 材料的热物性参数也会随温度产生明显变化. 因此, 在有限元模拟中, 考虑分别定义粉末和实体的物性参数, 在温度达到熔点以后, 将材料属性改为实体参数. 其中, 粉末的密度与孔隙率有关, 未达到熔点前, 孔隙率变化不大, 超过熔点后, 迅速达

到实体状态密度, 如图 2 所示. 粉末的导热系数对模拟结果的准确性有很大影响, Rombouts 等人<sup>[15]</sup>发现粉末床的有效热导率与粉末孔隙率有关. Thummel 和 Oberacker<sup>[16]</sup>提出, 粉末床的有效导热系数可以通过以下简化的通用关系来定义, 即

$$k_p = (1 - \varphi)k_s \quad (5)$$

式中:  $k_p$ ,  $k_s$  分别为固体材料和粉末材料热导率,  $\varphi$  为粉末孔隙率, 为 55%. 图 3 为热导率随温度变化情况. 粉末材料与对应实体材料比热容随温度变化类似, 其变化情况见图 4.

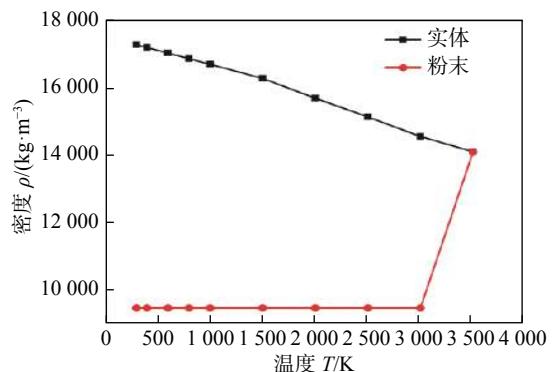


图 2 密度随温度变化情况

Fig. 2 The density changes with temperature

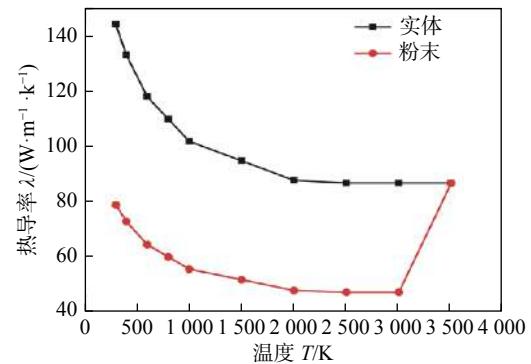


图 3 热导率随温度变化情况

Fig. 3 The thermal conductivity changes with temperature

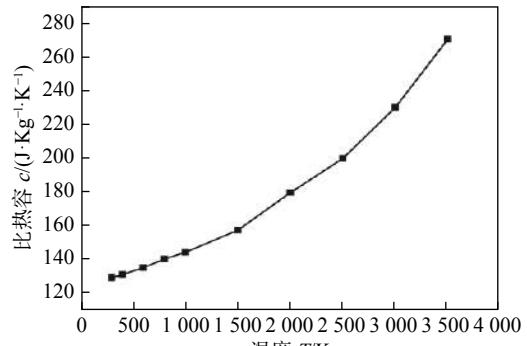


图 4 比热容随温度变化情况

Fig. 4 Specific heat capacity changes with temperature

## 2 模拟结果及讨论

### 2.1 模型验证

图 5 显示了 16 组不同工艺参数下单道试验熔宽与模拟熔宽的比较。将单道 SEM 测量出形貌的平均宽度, 与模拟出的熔池宽度进行比较, 计算出平均误差约为 13.1%, 证明了数值计算模型的可靠性。

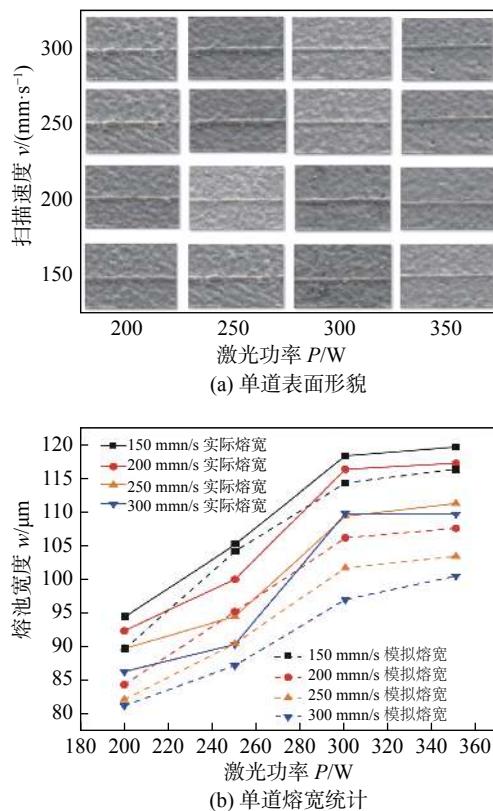


图 5 单道试验及模拟熔宽对比

Fig. 5 Comparison of single-pass experiment and simulated melt width. (a) single-pass surface morphology; (b) single-pass melt width statistics

### 2.2 温度分布

为了解激光功率、扫描速度对于激光选区熔化过程温度场的影响规律, 模拟了单层五道的温度场变化, 工艺参数如表 1 所示。

表 1 SLM 成形钨合金工艺参数

Table 1 SLM forming tungsten alloy process parameters

激光功率 P/W	扫描速度 $v/(\text{mm}\cdot\text{s}^{-1})$	扫描间距 $H/(\mu\text{m})$	层厚 $h/(\mu\text{m})$	光斑直径 $d/(\mu\text{m})$
200 ~ 350	150 ~ 300	80	30	80

图 6 显示了激光功率为 200 W, 扫描速度为 150 mm/s 时, 激光扫描到粉床不同位置处的温度分布。和常规金属不同, 由于钨的热导率较大, 其熔池没有拖尾现象。在  $t = 2.9 \text{ ms}$  时, 激光扫描到第一道中点处 (图 6a), 熔池中心的温度达到 5141 K, 超过了 W 的熔点和 Ni, Fe 的沸点。当  $t = 17 \text{ ms}$  时, 激光扫描到第三道终点处 (图 6b), 由于预热作用, 熔池的中心温度和粉床温度分别增加到 5253 K 和 552 K。当  $t = 26 \text{ ms}$  时, 激光扫描到第五道中点处 (图 6c), 熔池中心和粉床温度进一步增加到 5358 K 和 702 K。可以看出, 在钨合金的 SLM 成形中, 随着激光和粉床作用时间增加, 成形区域会不断对粉床预热, 导致熔池和粉床的温度持续增加。

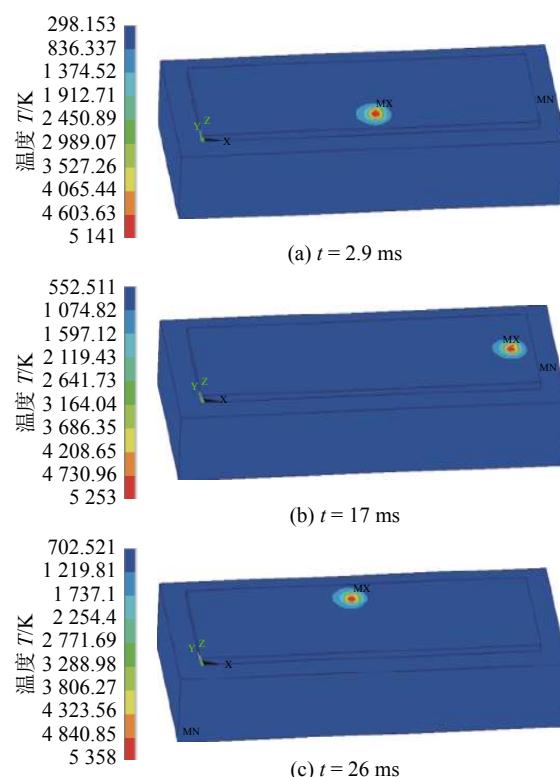


Fig. 6 Temperature distribution at  $P = 250 \text{ W}$ ,  $v = 250 \text{ mm/s}$ . (a)  $t = 2.9 \text{ ms}$ ; (b)  $t = 17 \text{ ms}$ ; (c)  $t = 26 \text{ ms}$

图 7 显示了激光功率为 200 W, 扫描速度为 150 mm/s 时, 第一道和第二道中点熔池以及相邻两个扫描道搭接处的温度变化曲线。可以看出, 当  $P = 200 \text{ W}$ ,  $v = 150 \text{ mm/s}$  时, 扫描道中心区域处的钨镍铁颗粒均发生了熔化, 而在相邻两个扫描的道的搭接处, 粉末温度超过了镍铁颗粒的熔点, 但未超过钨的熔点, 未熔的钨颗粒由熔化的镍铁包裹, 说明此区域是以液相烧结方式成形的。

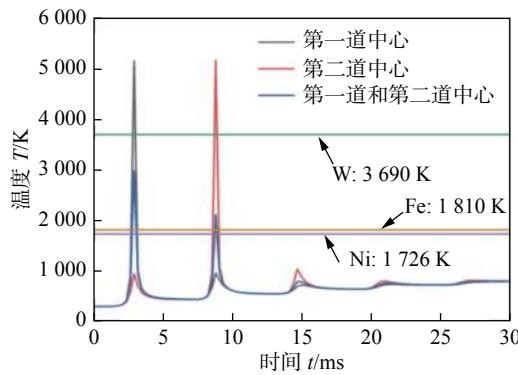


图 7 第一道、第二道和第一、二道中心位置温度变化  
Fig. 7 Temperature changes in the center of the first, second and first and second tracks

### 2.3 熔池分析

图 8a 为不同参数下熔池宽的变化. 图 8a 显示了不同激光功率下, SLM 成形钨合金过程中每一道起点处熔池宽度随扫描道的变化. 当扫描速度为 200 mm/s, 激光功率从 200 W 增加到 350 W 时, 第三道起点处熔池的宽度从 97.6  $\mu\text{m}$  增加到 109.6  $\mu\text{m}$ , 增长率约为 13%. 可以看出, 四种不同激光功率下, 激光刚照射到粉床时, 熔池宽度基本相同, 而随着

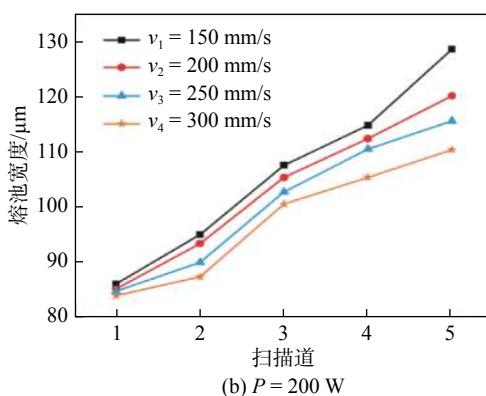
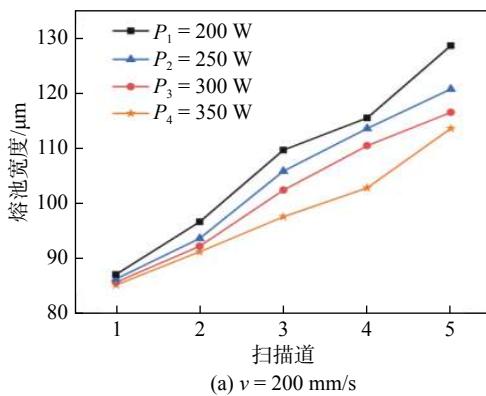


图 8 不同参数下熔池宽度变化  
Fig. 8 Variation of molten pool width under different parameters. (a) scanning speed  $v = 200 \text{ mm/s}$ ; (b) laser power  $P = 200 \text{ W}$

激光与粉床作用时间增加, 更多的热量传导到整个粉床中, 从而影响到熔池的宽度. 同时, 在这四种参数下, 熔池的宽度均超过了激光扫描间距, 因此扫描道之间均发生了较好的熔合.

图 8b 显示了激光功率为 200 W, 不同扫描速度下, 每一道起点处熔池宽度随扫描道的变化. 当扫描速度从 150 mm/s 增加到 300 mm/s 时, 第三道起点处的熔池宽度从 107.3  $\mu\text{m}$  减小到 100.2  $\mu\text{m}$ , 降低了 6.7%. 可以看出, 随着扫描速度的增大, 激光与粉末作用时间变短, 熔池吸收的能量减小, 从而熔池的尺寸减小. 较低的扫描速度可以使粉末熔化更加充分, 但温度过高会蒸发过多的镍铁元素. 较快的扫描速度会导致熔池液相停留时间变短, 填充不充分, 产生孔隙, 降低成形件的致密度.

### 2.4 热行为分析

图 9 显示了不同参数下, 激光扫描第一道时中点的温度变化. 由图 9 可以看出, 当激光功率增大或扫描速度降低时, 由于粉床单位面积内吸收的能量变多, 熔池的最高温度逐渐增加, 明显超过了

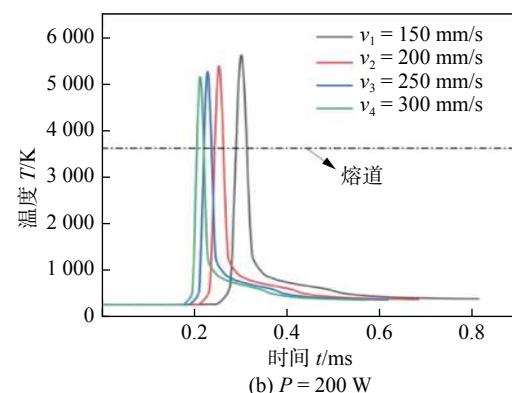
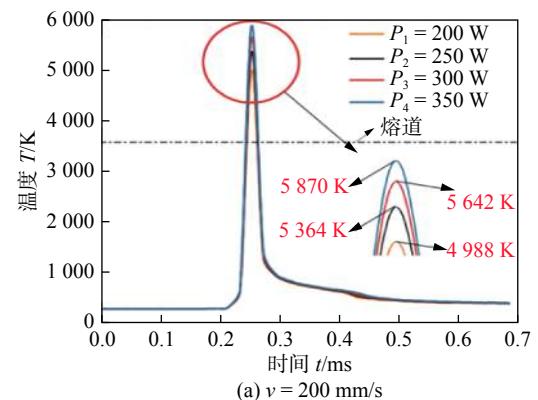


图 9 不同参数下, 激光扫描第一道时中点温度变化  
Fig. 9 Under different parameters, the midpoint temperature changes when the laser scans the first track. (a) scanning speed  $v = 200 \text{ mm/s}$ ; (b) laser power  $P = 200 \text{ W}$

W 颗粒的熔点, 说明在这些参数下, 粉末发生了充分的熔化。同时, 根据温度变化曲线与液相线的交点可以得到熔池液相停留的时间, 当粉床吸收能量过多时, 熔池液相停留时间变长, Ni, Fe 元素蒸发过多, 导致成形件的 Ni, Fe 含量变低。当粉床吸收能量变低时, 熔池液相停留时间变短, 部分粉末颗粒不能及时进行熔化, 导致成形件中产生孔隙, 致密度降低。

SLM 成形钨合金的过程中伴随着较大的温度梯度和冷却速率。在文中, 温度梯度定义为温度在熔池直径方向上的变化率  $dT/dx$ , 冷却速率定义为熔池中心温度时间曲线的变化率  $dT/dt$ 。图 10 显示了第三道中点熔池的最高温度梯度和最大冷却速率随扫描参数的变化曲线。模拟结果表明, 当  $P = 200$  W, 扫描速度从 150 mm/s 增大到 300 mm/s 时, 最大温度梯度和冷却速率分别从  $18.6 \text{ K}/\mu\text{m}$  和  $1.25 \times 10^7 \text{ K/s}$  降低到了  $7.8 \text{ K}/\mu\text{m}$  和  $0.61 \times 10^7 \text{ K/s}$ , 当扫描速度不变, 降低激光功率时也是相似现象。

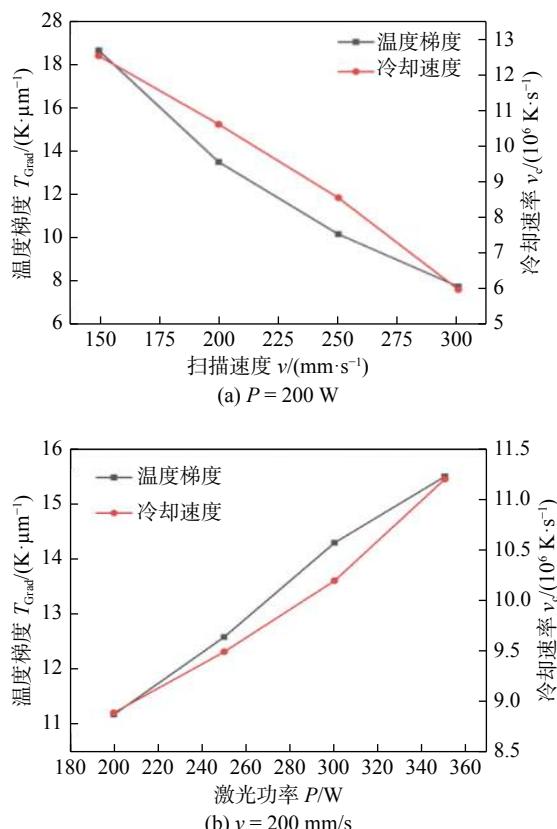
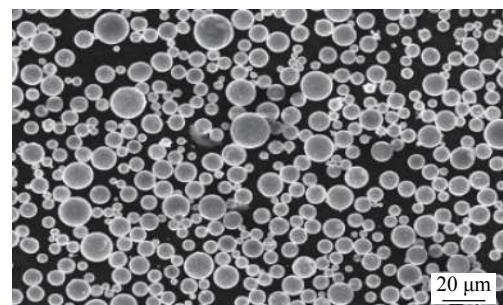


图 10 不同参数下, 最高温度梯度和最大冷却速率变化  
Fig. 10 Under different parameters, the maximum temperature gradient and maximum cooling rate change. (a) laser power  $P = 200 \text{ W}$ ; (b) scanning speed  $v = 200 \text{ mm/s}$

### 3 试验分析

为了研究在不同工艺参数下 90W-7Ni-3Fe 成形件的质量, 设计与模拟对应工艺参数的 SLM 成形试验, 图 11 为试验所用粉末形貌与粒径分布。



(a) 钨镍铁粉末 SEM 图像

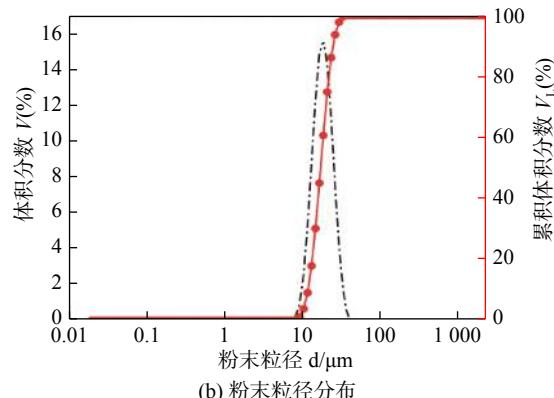


图 11 钨镍铁粉末形貌与粒径分布  
Fig. 11 Morphology and particle size distribution of W-Ni-Fe powder. (a) SEM image of W-Ni-Fe powder; (b) power particle size distribution

图 12 显示了激光功率为 200 W, 扫描速度分别为 150, 250, 300, 350 mm/s 下的金相样品表面形貌。扫描方式采用  $67^\circ$  交错扫描, 在图中的白色片状区域中, 如区域 A, 可以发现, 在熔道方向, 钨颗粒发生了熔化凝固行为, 形成了组织结构, 然而在区域 B, 也就是相邻熔道之间, 发现大量球形颗粒。这与温度场模拟表明的结论一致, 熔道之间的温度虽然超过了镍铁的熔点, 但未达到钨的熔点, 因此在熔道间的连接是以液相包裹的方式形成的, 由完全熔化的液相镍铁包裹未熔化的钨颗粒。

可以看出, 激光功率为 200 W, 扫描速度为 150 mm/s 时, 成形件的缺陷较少。对比此参数下的温度场, 熔池的最高温度为  $5364 \text{ K}$ , 虽然超过了镍铁元素的沸点, 但熔池的液相停留时间较为短暂, 镍铁元素蒸发较少。随着扫描速度的增大, 熔池温度不断降低, 未熔化的钨颗粒变多。

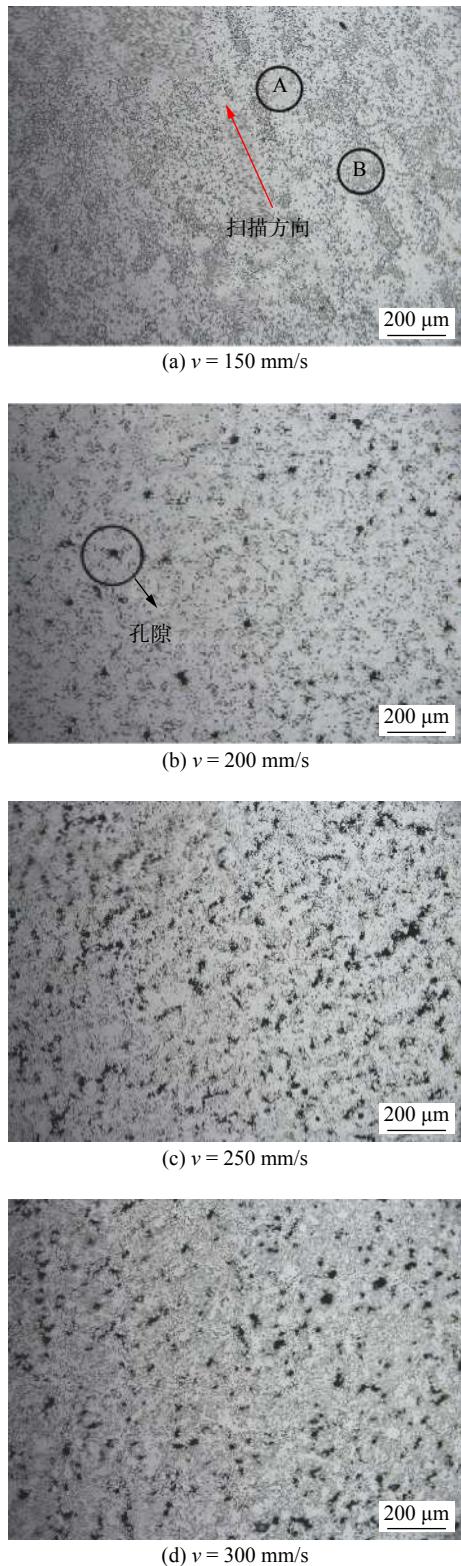


图 12  $P = 200 \text{ W}$ , 不同扫描速度下成形件表面形貌  
Fig. 12  $P = 200 \text{ W}$ , surface topography of parts at different scanning speed. (a)  $150 \text{ mm/s}$ ; (b)  $200 \text{ mm/s}$ ; (c)  $250 \text{ mm/s}$ ; (d)  $300 \text{ mm/s}$

## 4 结论

(1) 当激光功率为  $200 \text{ W}$ , 扫描速度为  $150 \text{ mm/s}$

时, 激光扫描道上的最高温度均超过粉末的熔点, 钨镍铁颗粒完全熔化形成组织, 而在相邻扫描道间, 粉床的最高温度高于镍铁的熔点, 但并未达到钨的熔点, 因此在相邻道之间的区域是以液相烧结方式形成;

(2) SLM 过程中存在着明显的预热作用, 随着激光与粉床相互作用时间的增加, 熔池的温度持续上升, 因此熔池宽度在扫描方向上缓慢增加. 模拟结果显示, 当扫描速度为  $250 \text{ mm/s}$ , 激光功率为  $200 \text{ W}$  时, 熔池宽度从第一道中点  $80.5 \mu\text{m}$  增加到第五道中点  $112.2 \mu\text{m}$ . 同时, 随着线能量密度的增加, 熔池尺寸逐渐变大, 在模拟参数下, 熔宽均大于扫描间距, 说明相邻熔道之间产生了较好的熔合;

(3) SLM 钨合金的成形中伴随着较高的温度梯度和冷却速率, 随着线能量密度的增大, 温度梯度和冷却速率逐渐变大. 当  $P = 250 \text{ W}$ , 扫描速度从  $150 \text{ mm/s}$  增大到  $300 \text{ mm/s}$  时, 最大温度梯度和冷却速率分别从  $18.6 \text{ K}/\mu\text{m}$  和  $1.25 \times 10^7 \text{ K/s}$  降低到了  $7.8 \text{ K}/\mu\text{m}$  和  $0.61 \times 10^7 \text{ K/s}$ .

(4) 激光参数与成形件的致密度有重要关系, 较高的线能量密度会导致熔池的温度过高, 镍铁元素蒸发过多, 较低的线能量密度会导致未熔化的钨颗粒增多, 降低了零件的致密度. 通过试验发现, 当激光功率为  $200 \text{ W}$ , 扫描速度为  $150 \text{ mm/s}$  时, 成形件的质量较好.

## 参考文献

- [1] Animesh Bose, Christopher A, Schuh Jay C, et al. Traditional and additive manufacturing of a new Tungsten heavy alloy alternative[J]. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials, 2018, 73: 22 – 28.
- [2] Zhang Wanneng, Wang Linzhi, Feng Zhongxue, et al. Research progress on selective laser melting (SLM) of magnesium alloys: A review[J]. Optik, 2020, 207: 163842.
- [3] Balasubramanian Nagarajan, Hu Zhiheng, Song Xu, et al. Development of micro selective laser melting: the state of the art and future perspectives[J]. Engineering, 2019, 5(4): 702 – 720.
- [4] YinYan, Zhang Yang, Dong Kaiji, et al. The development of 3D printing technology and the current situation of controlling defects in SLM technology[J]. China Welding, 2020, 29(3): 9 – 19.
- [5] Hoefer Kevin, Mayr Peter. 3DPMD – Arc-based additive manufacturing with titanium powder as raw material[J]. China Welding, 2019, 28(1): 11 – 15.
- [6] Ivezković A, Omidvari N, Vrancken B, et al. Selective laser melt-

- ing of tungsten and tungsten alloys[J]. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials, 2018, 72: 27 – 32.
- [7] Yadroitsev I, Gusarov A, Yadroitsava I, *et al.* Single track formation in selective laser melting of metal powders[J]. Journal of Materials Processing Tech., 2010, 210(12): 1624 – 1631.
- [8] Mishra A K, Kumar A. Numerical and experimental analysis of the effect of volumetric energy absorption in powder layer on thermal-fluidic transport in selective laser melting of Ti6Al4V[J]. Optics and Laser Technology, 2019, 111: 227 – 239.
- [9] Zhang D Q, Cai Q Z, Liu J H, *et al.* Select laser melting of W–Ni–Fe powders: simulation and experimental study[J]. International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2010, 51(5–8): 649 – 658.
- [10] Li Y, Gu D. Thermal behavior during selective laser melting of commercially pure titanium powder: Numerical simulation and experimental study[J]. Additive Manufacturing, 2014, 1–4: 99 – 109.
- [11] Konda Gokuldoss Prashanth. Selective Laser Melting: Materials and Applications[J]. Journal of Manufacturing and Materials Processing, 2020, 4(1): 13.
- [12] Li J F, Wei Z Y, Yang L X, *et al.* Finite element analysis of thermal behavior and experimental investigation of Ti6Al4V in selective laser melting[J]. Optik, 2020, 207: 163760.
- [13] Casalino G, Campanelli S L, Contuzzi N, *et al.* Experimental investigation and statistical optimisation of the selective laser melting process of a maraging steel[J]. Optics and Laser Technology, 2015, 65: 151 – 158.
- [14] J.-P. Kruth, G. Levy, F. Klocke, *et al* Consolidation phenomena in laser and powder-bed based layered manufacturing[J]. CIRP Annals - Manufacturing Technology, 2007, 56(2): 730 – 759.
- [15] Rombouts M, Froyen L, Gusarov A V, *et al.* Light extinction in metallic powder beds: Correlation with powder structure[J]. Journal of Applied Physics, 2005, 98(1): 013533.1 – 013533.9.
- [16] Thummel F, Oberacker R. Introduction to powder metallurgy[M]. London: The University Press, 1993.

**第一作者简介:**周博康,男,1995年出生,硕士研究生。主要从事钨合金激光选区熔化过程中的仿真分析。Email: zhou1015@stu.xjtu.edu.cn。

**通信作者简介:**魏正英,博士,教授。Email:[zy@mail.xjtu.edu.cn](mailto:zy@mail.xjtu.edu.cn)。

(编辑: 周珍珍)

## [上接第 61 页]

- [13] 程康杰. 修复下颌骨缺损的复合结构植人体优化设计及制备研究 [D]. 杭州: 浙江工业大学, 2020.  
Cheng Kangjie. Optimal design and preparation of composite structure implant for repairing mandibular defect [D]. Hangzhou: Zhejiang University of Technology, 2020.
- [14] 李长春. 增材制造个性化钛合金在下颌骨缺损修复重建中的临

床应用研究 [D]. 南京: 南京医科大学, 2018.

Li Changchun. Clinical application of additive manufacturing personalized titanium alloy in mandibular defect repair and reconstruction [D]. Nanjing: Nanjing Medical University, 2018.

**第一作者简介:**李素丽,1981年生,博士,副教授;主要从事增材制造方面的研究工作,发表论文20余篇。Email:[563456137@qq.com](mailto:563456137@qq.com)。

(编辑: 殷祚炷)