

## 纯钨电子束选区熔化过程的温度场有限元模拟

江静<sup>1</sup>, 安宁<sup>2</sup>, 杨广宇<sup>3</sup>, 王建<sup>3</sup>, 汤慧萍<sup>3</sup>, 李梅娥<sup>1\*</sup><sup>1</sup>西安交通大学金属材料强度国家重点实验室, 陕西 西安 710049;<sup>2</sup>西安交通大学航天航空学院, 陕西 西安 710049;<sup>3</sup>西北有色金属研究院金属多孔材料国家重点实验室, 陕西 西安 710016

**摘要** 针对金属材料的电子束选区熔化过程,建立了瞬态温度场及熔池演化的有限元模拟方法。采用双椭球热源模型模拟移动电子束,给出了基于传热机理考虑材料物性参数随材料状态及温度变化的粉末热物性参数估算实现方法,并对有限元模拟方法进行了解析解验证。在此基础上对纯钨的电子束选区熔化过程进行了模拟,单道扫描模拟结果表明,随电子束扫描速率的增大,或电子束半径的增大,或热源功率的减小,熔池最高温度降低,熔池的长度、宽度及深度均减小。两层多道扫描的模拟结果表明,除第一层第一道外,熔池温度场及熔池形貌不对称于扫描中心线,已扫描侧的热影响区大,温度梯度小,熔池面积小。通过模拟得到的熔池剖面图,可预测一定工艺参数条件下多道之间的搭接及多层之间的熔合情况。

**关键词** 激光加工; 电子束选区熔化; 纯钨; 温度场; 熔池; 有限元模拟

**中图分类号** TG47; TN101

**文献标志码** A

**doi:** 10.3788/CJL202249.0802006

## 1 引言

钨作为重要的难熔金属之一,具有熔点高、蒸气压低、强度高、热膨胀系数小、热导率高及抗辐射性能好等特点,特别适用于高温、辐照等特殊服役环境,在航空、航天及核工业领域具有广泛的应用前景<sup>[1-3]</sup>。然而,常规用于生产钨零部件的粉末冶金方法由于其工艺过程的特点,很难成形形状复杂的零件<sup>[4]</sup>。

近年来,快速发展的金属增材制造技术通过采用高能热源熔化金属粉末来成形金属零件,该方法直接根据零件的数字模型文件逐层累加成形,不需要模具,易于成形形状复杂的零件。电子束选区熔化成形(SEBM)利用高能电子束作为能量源,与激光选区熔化(SLM)成形相比,具有能量密度大、能量吸收率高、扫描速度快、残余应力低等优点,因而特别适用于生产高熔点、高活性、脆性金属材料的复杂零部件<sup>[4-5]</sup>。

尽管 SEBM 技术具有诸多优点,但在实际应用

中也遇到了各种问题,如飞溅、球化、分层及热应力导致的未熔合、变形、开裂等<sup>[1,6-9]</sup>。由于 SEBM 过程是在密闭的真空室中进行的,实验观测困难,而数值模拟技术可以全面地获得整个过程中温度场及熔池的演化,故采用数值模拟技术对 SEBM 的物理过程进行模拟仿真,以控制工艺参数,提高产品质量。

传热是 SEBM 过程中最重要的物理现象。电子束扫描粉末床表面时,粉末颗粒吸热熔化为液态,当电子束离开后再从液态凝固为固态,这个过程伴随着热传导、热对流与热辐射,材料经历剧烈的温度变化<sup>[10]</sup>。而材料在整个过程中的温度变化历程对熔池形貌和尺寸、相邻道之间的搭接、层与层之间的熔合以及凝固组织和热应力大小等均具有重要影响。

近年来国内外学者对金属选区熔化成形中的传热现象进行了模拟研究,Zah 等<sup>[5]</sup>最早利用有限元方法对 SEBM 过程进行初步的传热分析,研究了不同工艺参数对熔池长宽比的影响和 SEBM 成形

收稿日期: 2021-08-18; 修回日期: 2021-08-26; 录用日期: 2021-09-22

基金项目: 科学挑战专题项目资助(TZ2018006)

通信作者: \*limeie@xjtu.edu.cn

316L 工艺参数的取值范围,结果表明扫描速率越大,熔池的长宽比越大。随后 Shen 等<sup>[11-12]</sup>针对 Ti-6Al-4V 的 SEBM 过程进行了模拟,研究了粉末的孔隙率及电子束半径对温度场和熔池形状尺寸的影响,研究表明:孔隙率越大,熔池尺寸越大;电子束半径越小,熔池尺寸越大。Cheng 等<sup>[13]</sup>还对 In718 合金的 SLM 过程的热应力进行了模拟,讨论了不同扫描策略对部件温度、应力和变形的影响,发现 45°扫描有利于同时减少  $x$  和  $y$  方向上的应力,相比于其他扫描策略, $z$  方向的应力也最小。Fu 等<sup>[14]</sup>对 Ti-6Al-4V 的 SLM 增材制造过程进行了模拟,研究了激光功率对熔池尺寸及温度分布的影响,并与实验结果进行了对比,两者都证明随着激光功率的增加,熔池的长度、宽度、深度和体积都增加。Foroozmehr 等<sup>[15]</sup>模拟了 AISI 316L 的 SLM 过程,研究了多道扫描时温度场及熔池尺寸的演化,扫描至第三道后,熔池尺寸基本上达到稳态,扫描道起始位置的熔池深度基本维持在 2 mm 处。Galati 等<sup>[16]</sup>研究了粉末的热物理性质,基于移动热源并对 316L 不锈钢的 SEBM 过程进行了数值模拟及实验验证,通过对比熔池宽度,可得两者误差在 15% 以内。文舒<sup>[17]</sup>对 GH536 高温合金 SLM 过程的温度场及残余应力进行了模拟研究,研究表明:随着激光功率的增加,熔池宽度和长度均增加,熔池趋向细长;随着扫描速率的增加,熔池宽度和深度减小,长度不变,熔池同样趋于细长。由上可见,针对金属材料激光选区熔化的模拟研究较多,对电子束选区熔化过程的模拟仿真还十分有限,特别是对钨的 SEBM 过程模拟研究开展得较少<sup>[18]</sup>。

故本文针对纯钨 SEBM 成形过程的传热,采用有限元软件 ABAQUS 进行数值模拟,开发了用于物性参数计算的用户子程序 UMATHT 及用于处理移动热源的子程序 DFLUX,最后对建立的有限元模型及方法进行了解析解验证。在此基础上,先进行了单道扫描过程的模拟,研究了电子束半径、扫描速率及热源功率等工艺参数对温度场及熔池尺寸的影响,随后对两层多道扫描过程进行了模拟,分析

了多道扫描时的温度场及熔池演化规律。

## 2 SEBM 过程温度场模拟

### 2.1 传热模型

由于 SEBM 过程中熔池尺寸很小,为有效模拟整个物理过程,保证计算效率,本研究忽略熔池中的熔体流动,仅考虑传导传热,采用三维非稳态、有热源的导热方程作为传热控制方程,其表达式为

$$\rho(T)c_p(T)\frac{\partial T}{\partial t} = \nabla(\lambda(T)\nabla T) + q, \quad (1)$$

式中: $\lambda$  是热导率,单位为  $\text{W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$ ;  $\rho$  为密度,单位为  $\text{kg}\cdot\text{m}^{-3}$ ;  $c_p$  为比热容,单位为  $\text{J}\cdot\text{kg}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$ ;  $q$  代表从移动热源吸收的热通量,单位为  $\text{J}\cdot\text{m}^{-3}$ 。其中  $\lambda$ 、 $\rho$ 、 $c_p$  均随温度变化而变化。熔化及凝固潜热采用等效比热法处理。

初始条件为

$$T(x, y, z, 0) = T_p, \quad (2)$$

式中, $T_p$  为预热温度,单位为 K。

由于电子束选区熔化过程是在真空腔体里进行的,故忽略表面对流换热,顶面及侧面仅考虑辐射散热,即

$$-\lambda(T)\frac{\partial T}{\partial n} = \sigma\epsilon(T^4 - T_0^4), \quad (3)$$

式中: $n$  为表面外法线方向; $\sigma$  是 Stefan-Boltzmann 常数,值为  $5.67 \times 10^{-8} \text{W}\cdot\text{m}^{-2}\cdot\text{K}^{-4}$ ;  $\epsilon$  是表面辐射系数; $T_0$  为真空室温度,单位为 K。底面假定保持在预热温度  $T_p$ ,单位为 K,表达式为

$$T(x, y, 0, t) = T_p. \quad (4)$$

### 2.2 移动热源模型

基于一维点热源、二维高斯面热源模型,Goldak 于 1985 年提出了三维双椭球体热源模型,该热源模型考虑了能量在深度方向的渗透,能较真实地反映能量在空间的分布<sup>[19]</sup>,可对熔池温度场进行更准确地模拟,故本文采用该模型模拟 SEBM 过程中移动电子束输入的热量。

在笛卡儿直角坐标系中,假设热源从初始位置  $(x_0, y_0, z_0)$ ,以速度  $v$  沿  $x$  轴正方向移动,则经过时间  $t$  在位置  $(x, y, z)$  处的热通量为<sup>[20]</sup>

$$q(x, y, z, t) = \frac{6\sqrt{3}Q}{\pi\sqrt{\pi}ab} \begin{cases} \frac{f_f}{c_f} \exp\left[-3\frac{(x - (x_0 + vt))^2}{c_f^2} - 3\frac{(y - y_0)^2}{a^2} - 3\frac{(z - z_0)^2}{b^2}\right], & x > vt \\ \frac{f_r}{c_r} \exp\left[-3\frac{(x - (x_0 + vt))^2}{c_r^2} - 3\frac{(y - y_0)^2}{a^2} - 3\frac{(z - z_0)^2}{b^2}\right], & x < vt \end{cases}, \quad (5)$$

式中:  $Q = \eta UI$ , 单位为 J, 其中  $\eta$  是吸收系数,  $U$ 、 $I$  分别是电压和电流;  $a$ 、 $b$ 、 $c_f$ 、 $c_r$  为双椭球热源几何参数,  $a$ 、 $b$  分别是双椭球热源在宽度和深度方向的半轴长,  $c_f$ 、 $c_r$  分别是双椭球的前半轴长和后半轴长, 单位均为 mm;  $f_f$  和  $f_r$  是能量分配系数,  $f_f = 2c_f / (c_f + c_r)$ ,  $f_r = 2c_r / (c_f + c_r)$ <sup>[21]</sup>。考虑双椭球前半轴长和后半轴长相等, 即  $c_f = c_r = c$ ,  $f_f = f_r = 1$  时, 起始点位于  $(0, 0, 0)$  处, (5) 式可简化为

$$q(x, y, z, t) = \frac{6\sqrt{3}Q}{\pi\sqrt{\pi}ab} \exp \left[ -3 \frac{(x - vt)^2}{c^2} - 3 \frac{y^2}{a^2} - 3 \frac{z^2}{b^2} \right] \quad (6)$$

为了在温度场计算中实现对移动热源的模拟, 采用上述双椭球热源模型开发了 ABAQUS 用户子程序 DFLUX。

### 2.3 材料属性

在 SEBM 过程中, 温度变化范围大, 金属材料会发生从粉末态到液态, 再从液态到固态的转变, 材料的热物性参数也随之变化。粉末材料由于内部传热机制与块体材料不同, 其热物性参数, 特别是导热系数与块体材料会有很大差别。块体钨的热物性参数在文献[1, 22-23]中有报道, 其中 Tolias<sup>[22]</sup> 给出了从室温到液态的热物性参数, 该参数的温度跨度范围大, 数据完整。粉末态钨的热导率需根据粉末传热机制计算得到。

Luikov 认为粉末中传热的主要机制包括孔隙中气体的热传导、通过孔隙的辐射传热以及颗粒之间的接触热传导, 由于 SEBM 过程是在真空条件下进行, 故仅考虑辐射传热及接触传热, 采用

Tolochko 热导率模型<sup>[8, 24]</sup>, 有效热导率表示为

$$\lambda_e = \lambda_c + \lambda_r, \quad (7)$$

式中  $\lambda_r$ 、 $\lambda_c$  分别是由于孔隙热辐射产生的有效热导率及通过粉末颈传热的有效热导率<sup>[24]</sup>。其中孔隙热辐射的有效热导率为

$$\lambda_r = \frac{16}{3} l \sigma T^3, \quad (8)$$

式中,  $l$  是粉末颗粒之间的平均光程, 约等于粉末粒径, 本文采用的钨粉粒径为  $30 \sim 50 \mu\text{m}$ ;  $T$  是绝对温度, 单位为 K。通过粉末颈热传导的有效热导率为

$$\lambda_c = \Lambda \lambda_{\text{bulk}} \chi, \quad (9)$$

式中,  $\Lambda$  为接触热导率系数, 其根据颗粒堆积方式取不同值, 若 BCC 堆积结构对应的粉末孔隙率约为 40%, 其接触热导率系数取值为  $\sqrt{3}$ ;  $\lambda_{\text{bulk}}$  为块体材料的热导率;  $\chi = b/r$  为粉末颈相对尺寸,  $b$  为粉末颈半径,  $r$  为颗粒半径, 根据文献[24-25, 16], 最终确定  $\chi$  取值为 0.09。

根据以上结果计算了钨粉的热导率。图 1(a) 为块体钨和钨粉热导率随温度变化的曲线。块体钨及孔隙率约为 40% 的钨粉的密度如图 1(b) 所示, 其中粉末的密度可根据 (10) 式由块体钨密度  $\rho_{\text{bulk}}$  及材料的孔隙率  $\varphi$  计算得到, 其表达式为

$$\rho_{\text{powder}} = \rho_{\text{bulk}} (1 - \varphi). \quad (10)$$

许多研究结果表明, 粉末的比热容和潜热可以被认为与块体材料相同<sup>[16]</sup>。图 1(c) 为随温度变化钨的比热容<sup>[22]</sup>。钨的潜热  $\Delta h_f$  为  $52.3 \text{ kJ} \cdot \text{mol}^{-1}$ , 熔点  $T_m = 3695 \text{ K}$ <sup>[22]</sup>。

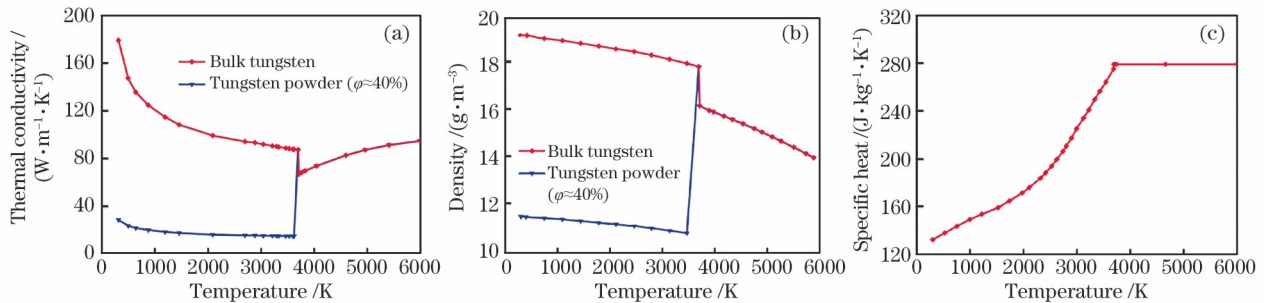


图 1 纯钨随温度变化的热物性参数。(a) 随温度变化的块体钨<sup>[22]</sup>及钨粉(孔隙率为 40%)的热导率;(b) 随温度变化的块体钨<sup>[22]</sup>和钨粉(孔隙率为 40%)的密度;(c) 随温度变化的纯钨比热容<sup>[22]</sup>

Fig. 1 Thermo-physical parameters of pure tungsten varying with temperature. (a) Thermal conductivity of bulk tungsten<sup>[22]</sup> and tungsten powder (porosity is about 40%) varying with temperature; (b) density of bulk tungsten<sup>[22]</sup> and tungsten powder (porosity is about 40%) varying with temperature; (c) specific heat of tungsten<sup>[22]</sup> varying with temperature

### 2.4 SEBM 过程温度场模拟的有限元实现

基于上述材料热物性参数的分析结果, 开发了 ABAQUS 用户子程序 UMATHT, 用于计算随温

度及材料状态变化的热物性参数。设置 MAT\_ID 为材料的状态变量, 对粉末单元, MAT\_ID 初始值设置为 0, 对应节点被赋予粉末属性。当粉末熔化

时, MAT\_ID 更改为 1, 并将块体材料属性赋予该节点。通过判断节点是否满足凝固条件 ( $T \leq T_m$  &  $dT/dt < 0$ ), 即可确定该节点的材料属性是否发生粉末态到块体状态的改变。子程序 UMATHT 在开始分析时读取每个节点的 MAT\_ID 值和温度值, 然后计算和更新每个节点的材料属性。SEBM 过程温度场有限元模拟流程如图 2 所示, 详细实施步骤可参考文献[26]。

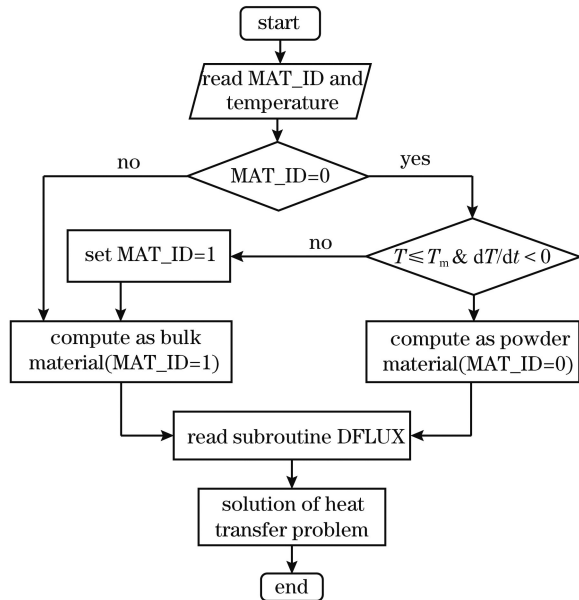


图 2 SEBM 过程温度场计算流程图

Fig. 2 Flow chart of temperature field in SEBM numerical simulation

### 3 有限元计算模型的解析解验证

如前所述, 由于 SEBM 成形过程是在密闭真空中进行的, 且钨作为熔点最高的纯金属, 故实时监测其温度变化较为困难。为此本文采用解析解法对本文的有限元模型和热源模型进行验证。1999 年 Nguyen 等<sup>[19]</sup> 推导出了双椭球移动热源作用下半无

限大物体的瞬态温度场解析解, 2009 年 Fachinotti 等<sup>[21]</sup> 在此基础上进行拓展, 给出了在恒定的材料参数、无相变、半无限域等假设下瞬态温度场的解析解:

$$T(x, y, z, t) = T_p + \frac{3\sqrt{3}Q}{\pi\sqrt{\pi}\rho c_p} \times \int_0^t \frac{2\exp\left[-\frac{3(x-vt')^2}{12k(t-t')+c^2}\right]}{\sqrt{12k(t-t')+c^2}} \cdot \exp\left[-\frac{3y^2}{12k(t-t')+a^2} - \frac{3z^2}{12k(t-t')+b^2}\right] \frac{dt'}{\sqrt{[12k(t-t')+a^2]} \cdot \sqrt{12[k(t-t')+b^2]}} \quad (11)$$

其中  $k = \lambda / \rho c_p$  为热扩散系数, 单位为  $m^2 \cdot s^{-1}$ 。

需要说明的是, 由于解析解简化假设具有局限性, 如不考虑物性参数随温度及材料状态的变化、不考虑材料相变等, 我们只能对有限元模拟进行部分验证。本研究主要是求解温度场及处理移动热源。这里采用定常的块体钨的热物性参数 ( $\lambda = 97.1 \text{ W} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$ ;  $\rho = 16.91 \text{ g} \cdot \text{mm}^{-3}$ ;  $c_p = 209.22 \text{ J} \cdot \text{kg}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$ ;  $\Delta h_f = 0 \text{ kJ} \cdot \text{mol}^{-1}$ ) 和如下热源参数 ( $a = c = 0.25 \text{ mm}$ ;  $b = 0.2 \text{ mm}$ ;  $Q = 432 \text{ W}$ ;  $T_p = 1123 \text{ K}$ ), 数值解采用如图 3 所示的计算模型及前述参数, 解析解采用相同参数并根据梯形积分, 研究了从坐标原点  $(0, 0, 0)$  沿  $x$  轴以恒定速度  $v = 500 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$  移动时的温度分布情况。图 4(a) 为  $t =$

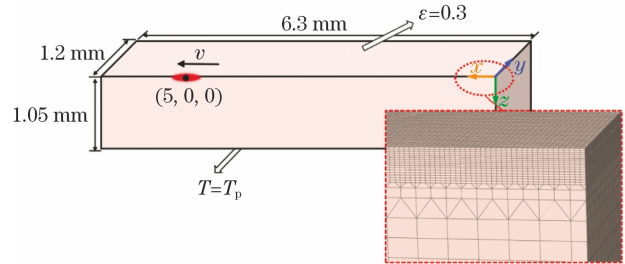


图 3 解析解验证的计算模型

Fig. 3 Computational model for analytical solution verification

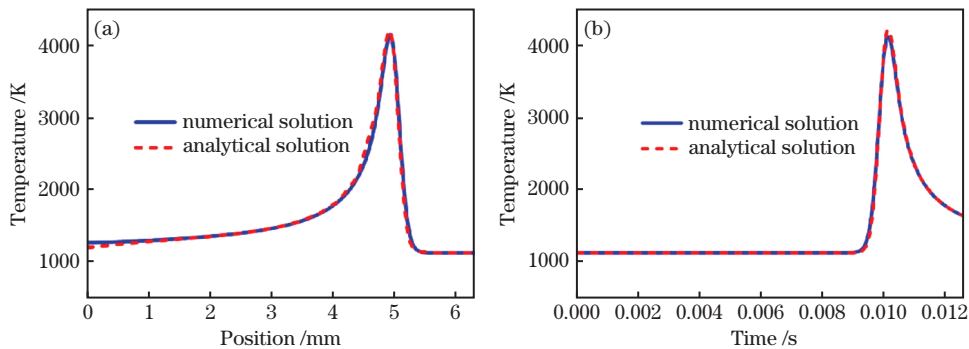


图 4 数值解与解析解对比。(a)  $t = 10 \text{ ms}$  时沿扫描方向的温度分布; (b) 坐标点  $(5, 0, 0)$  处的热循环曲线

Fig. 4 Comparison of numerical solution and analytical solution. (a) Temperature distributions along the scanning direction when time is 10 ms; (b) thermal cycle curves at coordinate point  $(5, 0, 0)$

10 ms 热源到达(5,0,0)时沿扫描方向的温度分布,图 4(b)为(5,0,0)坐标点处的热循环曲线,由图可见,数值解与解析解吻合良好。

## 4 纯钨 SEBM 过程模拟结果与分析

### 4.1 单道扫描结果及分析

单道扫描采用的计算模型如图 3 所示,上表面铺一层纯钨粉,网格类型设置为 DC3D8。由于纯钨熔点很高,扫描过程中熔池尺寸较小,为保证熔池区域温度场及熔池尺寸计算结果的准确性,扫描区域网格尺寸取  $0.025 \text{ mm} \times 0.02 \text{ mm} \times 0.01 \text{ mm}$ 。为降低计算成本,在基底和粉末之间划分过渡网格,基底采用较

表 1 计算温度场所采用的工艺参数

Table 1 Process parameter used in the computation of temperature field

Parameter	Value
Scanning speed $v / (\text{mm} \cdot \text{s}^{-1})$	300, 500, 1000, 1500
Beam radius $R / \text{mm}$	0.2, 0.25, 0.3
Heat source power $P / \text{W}$	540, 600, 660, 720
Preheat temperature $T_p / \text{K}$	1123, 15
Vacuum chamber temperature $T_0 / \text{K}$	1123, 15

大网格。计算采用的工艺参数如表 1 所示,其中扫描速率、预热温度等依据实际生产条件来确定,吸收率及电子束渗透深度等来源于文献[1,27-29],再结合计算结果与实际生产情况调整确定。吸收率  $\eta$  取 0.8,电子束渗透深度取 0.2 mm。所取物性参数见 2.3 节,实现方法见 2.4 节。

#### 4.1.1 扫描速率的影响

本文模拟了电子束半径为 0.25 mm,功率为 540 W 下,扫描速率分别为 300, 500, 1000, 1500  $\text{mm} \cdot \text{s}^{-1}$  时的单道扫描过程。图 5(a)为不同扫描速率下熔池的尺寸、形貌及温度分布,左侧为熔池俯视图,右侧为熔池侧视图;图 5(b)为不同扫描速率下扫描路径上一点的热循环曲线,其中扫描速率为 1500  $\text{mm} \cdot \text{s}^{-1}$  时峰值温度刚刚超过熔点,从另外三条曲线可见,升温与降温过程分别出现由于粉末熔化吸热及金属凝固释放潜热所导致的温度平台,具有典型的纯金属熔化/凝固特征。扫描速率越大,峰值温度越低,其原因是单位时间的能量输入减小。图 5(c)为熔池尺寸随扫描速率的变化,由图 5(a)和图 5(c)可见,扫描速率越大,熔池的长度、宽度及深

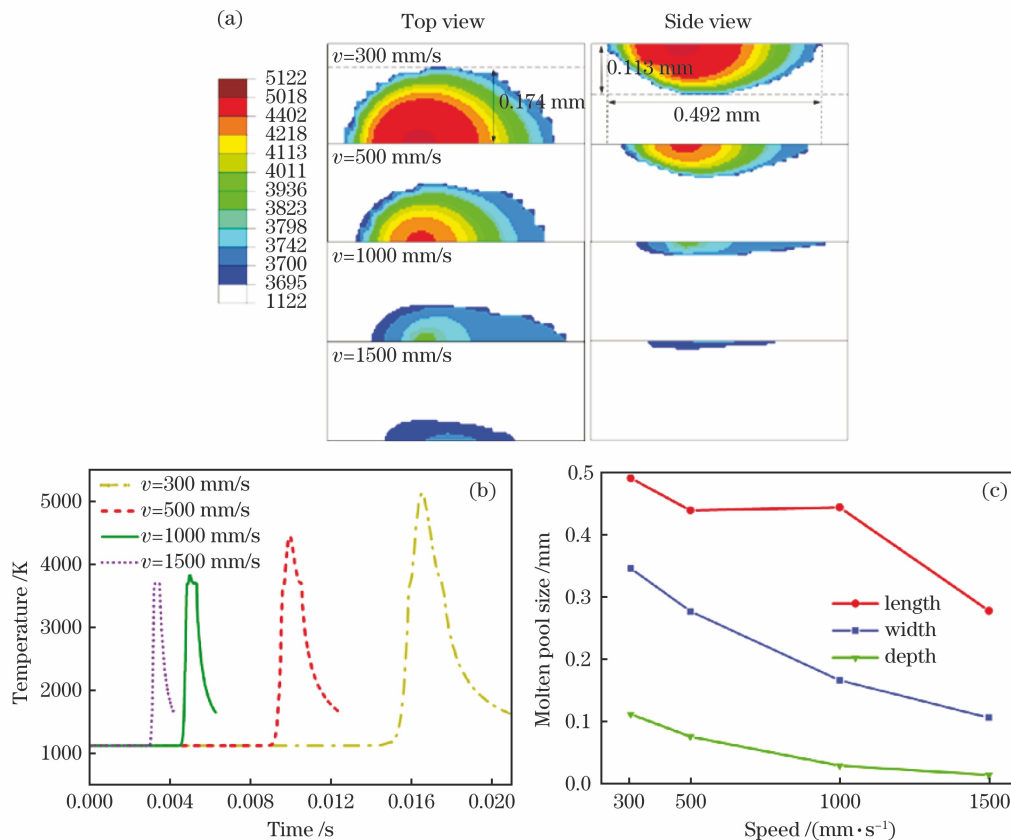


图 5 扫描速率对熔池及温度场的影响。(a)四种扫描速率下的熔池形状及尺寸;(b)不同扫描速率下的热循环曲线;(c)熔池尺寸随扫描速率的变化

Fig. 5 Influence of scanning rate on molten pool and temperature field. (a) Molten pool shapes and sizes at four scanning rates; (b) thermal cycle curves at different scanning rates; (c) sizes of molten pool varying with scanning rates

度均减小。扫描速率为  $1000 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$  时熔池深度小于粉末层厚度  $0.05 \text{ mm}$ , 即不能使粉末层完全熔融; 扫描速率为  $1500 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$  时, 熔池尺寸非常小, 粉末层熔融很少。

#### 4.1.2 电子束半径的影响

图 6 为扫描速度  $500 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$ , 功率  $540 \text{ W}$  下电子束半径分别为  $0.2, 0.25, 0.3 \text{ mm}$  时单道扫描过程的模拟结果。图 6(a) 为不同电子束半径下扫

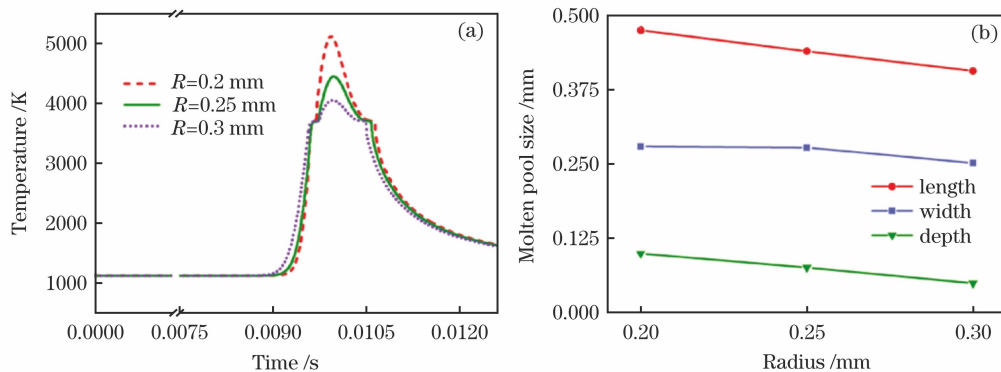


图 6 电子束半径对熔池及温度场的影响。(a) 不同半径下的热循环曲线;(b) 熔池尺寸随热源半径的变化

Fig. 6 Influence of electron beam radius on molten pool and temperature field. (a) Thermal cycle curves at different radii; (b) sizes of molten pool varying with beam radii

#### 4.1.3 热源功率的影响

图 7 为电子束半径  $0.25 \text{ mm}$ , 扫描速率  $500 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$ , 功率分别为  $540, 600, 660, 720 \text{ W}$  时的单道扫描结果。图 7(a) 为 4 种热源功率下扫描

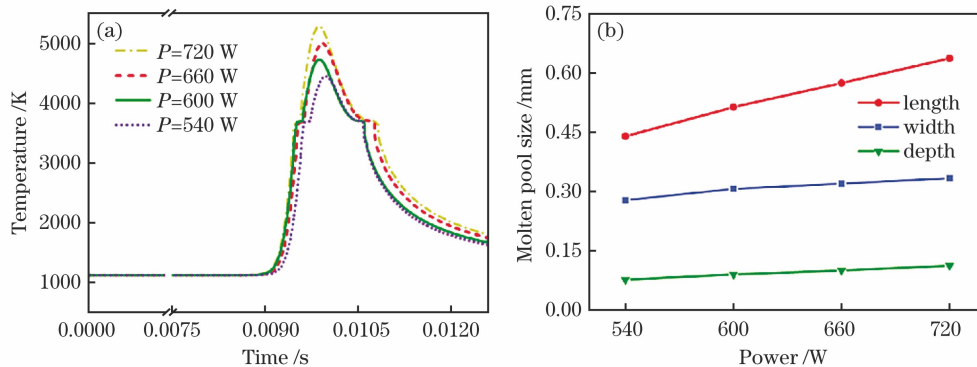


图 7 热源功率对熔池及温度场的影响。(a) 不同功率下的热循环曲线;(b) 熔池尺寸随热源功率的变化

Fig. 7 Influence of heat source power on molten pool and temperature field. (a) Thermal cycle curves at different powers; (b) sizes of molten pool varying with heat source powers

## 4.2 多层多道结果及分析

建立如图 8 所示由基底和基底上方的两层粉末层组成的计算模型。基底为块体钨, 尺寸为  $4.2 \text{ mm} \times 4.2 \text{ mm} \times 2 \text{ mm}$ , 粉末层为纯钨粉, 层厚为  $0.05 \text{ mm}$ , 扫描区域为  $2.1 \text{ mm} \times 2.1 \text{ mm}$ , 采用的扫描速率为  $500 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$ , 电子束半径为  $0.25 \text{ mm}$ , 热源功率为  $540 \text{ W}$ , 扫描方式为第一层沿  $x$  方向来回扫描, 第一层扫完后铺粉时间为  $3 \text{ s}$ , 第

二层沿  $y$  方向来回扫描, 每层扫描道数为 11 道, 道间扫描间距为  $0.21 \text{ mm}$ 。网格类型为 DC3D8, 经网格无关性检验, 扫描区域的网格尺寸为  $0.035 \text{ mm} \times 0.035 \text{ mm} \times 0.01 \text{ mm}$ , 总网格数为 303780, 计算量巨大, 因计算时长限制, 本文只进行了两层多道扫描过程的计算, 但研究结果对更多层的扫描具有参考意义。

描路径上某一点的热循环曲线, 由图可见, 半径越小, 峰值温度越高, 对应的升温及降温速度也越快, 这是因为功率一定的条件下电子束半径越小, 能量密度越高。图 6(b) 为熔池长度、宽度、深度随电子束半径的变化曲线, 均随电子束半径增大而减小。其中半径为  $0.3 \text{ mm}$  时熔池深度小于粉末层厚度  $0.05 \text{ mm}$ , 粉末层不能完全熔融。

路径上某一点的热循环曲线, 功率越大, 峰值温度越高, 加热及冷却速度越快。图 7(b) 为熔池尺寸随热源功率的变化, 功率越大, 熔池的长度、宽度及深度均增大。

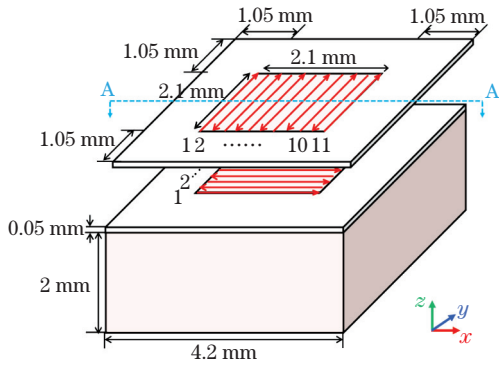


图 8 两层多道扫描计算模型

Fig. 8 Two-layer multi-track scanning computational model

## 4.2.1 温度场结果分析

图 9 为电子束扫描到不同位置时,顶面的温度分布及熔池形貌,温度分布图中温度在熔点以上的部分用红色表示,对应熔池区域,每个图右上角为放大的熔池形貌图,虚线为扫描中心线。由图可见,对于同

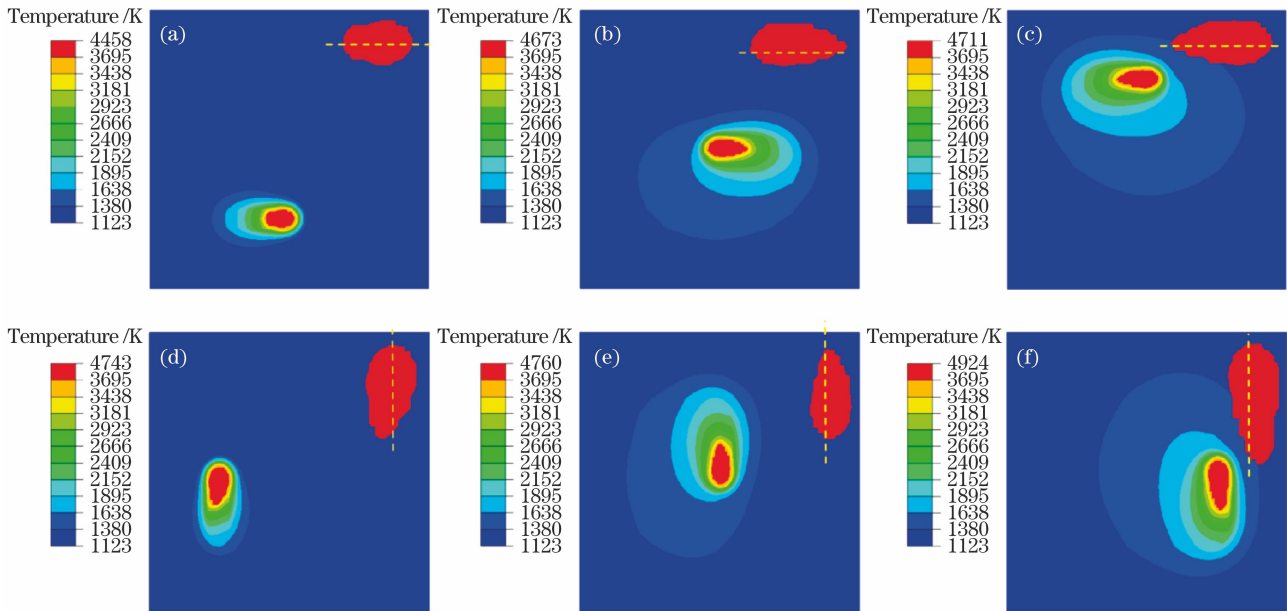


图 9 电子束扫描到不同位置时的温度场及熔池(右上角为放大的熔池,虚线为扫描中心线)。(a)(b)(c)第一层第 1 道、第 6 道、第 11 道中点;(d)(e)(f)第二层第 1 道、第 6 道、第 11 道中点

Fig. 9 Temperature field and molten pool when the electron beam scans to different positions (The enlarged molten pool is in the upper right corner; the dotted line is the scanning center line). (a)–(c) Midpoint of the first track, the sixth track and the eleventh track of the first layer; (d)–(f) midpoint of the first track, the sixth track and the eleventh track of the second layer

图 10(a)和图 10(b)为两层各道中点的热循环曲线,除第一道及最后一道外,其余各道中点的热循环曲线均类似,都受到其前一道及后一道扫描电子束的热影响,在主峰两侧出现两个较大的热峰,但受其他道的热影响则较小。由图 10(a)可见,对于第一层,由于受前面已扫描道的热影响,各道中间点扫描前的起始温度及峰值温度随道数增大而略有升

一层,随着扫描道数增大,热影响区面积增大。在扫描第一层第一道时,热源附近区域温度场及熔池对称于扫描中心线,但在此之后,由于两侧传热条件不一致,温度场及熔池不再对称于扫描中心线,已扫描区域侧热影响区范围大,温度梯度小,但熔池面积小于靠近粉末侧的熔池面积[如图 9(c)~图 9(f)]。原因是尽管已扫描区域侧有前道扫描的热影响,但由于已从粉末态转变为固态钨的热扩散系数远大于钨粉的热扩散系数,故已扫描区域侧热扩散得更快,导致该侧热影响区范围大、温度梯度小、熔池面积小。图 9(d)为扫描到第二层第一道中点时的温度场及熔池形貌,尽管当前层扫描中心线两侧均为粉末,但对于处于下方的前一层而言,扫描中心线的外侧为粉末,内侧为已凝固固相,从三维传热角度可以看出,内侧导热比外侧快,故其对应的温度场表现为外侧温度梯度大,熔池面积大,内侧温度梯度小,熔池面积也小。

高,但是在第四道之后温度升高量很小,基本达到稳态。第一层扫描结束后停留 3 s,使第一层各点温度均冷却到预热温度,此时由图 10(b)可见,第二层比第一层的峰值温度整体有所升高,原因在于对于第二层而言,第一层已转变为致密金属,这相当于固体基底增厚了一层,使热量从扫描表面向下传导的热阻有所增加,所以传热减慢,故而峰值温度有所升

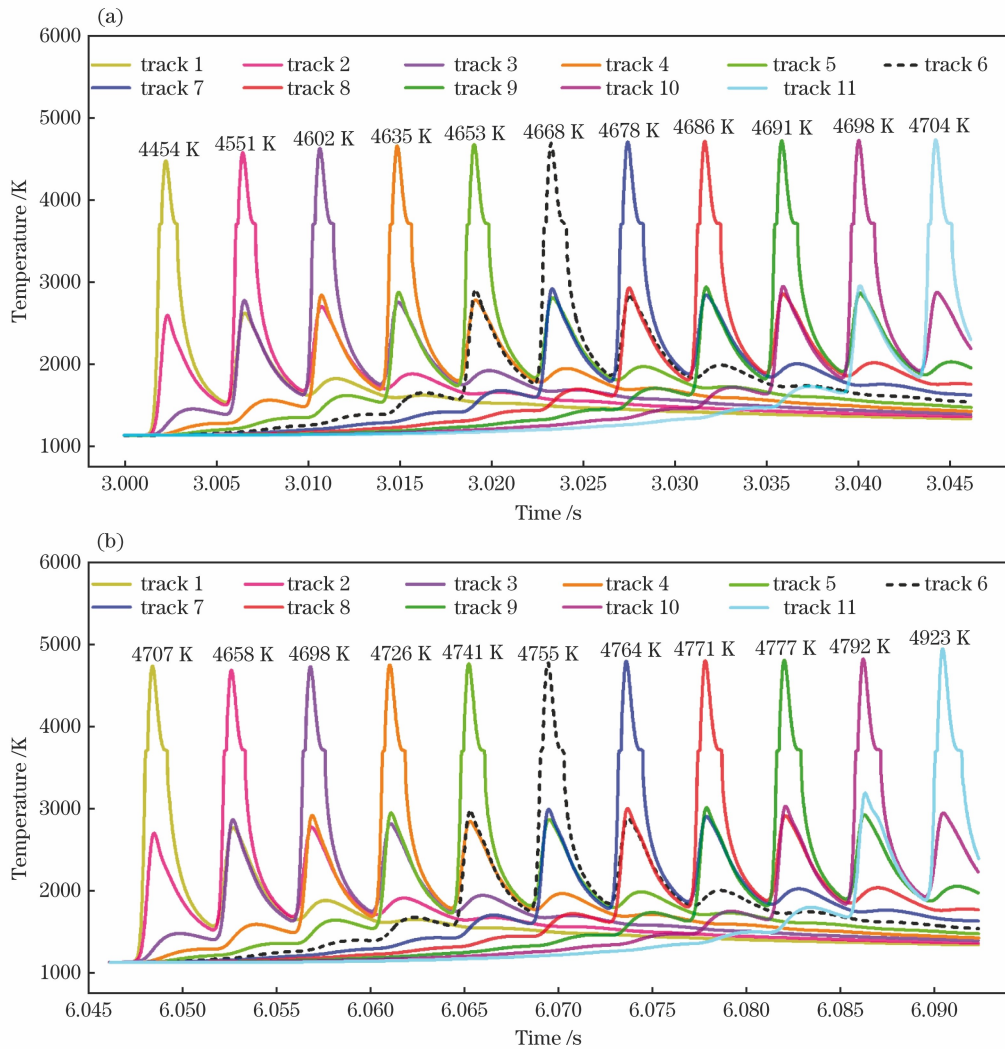


图 10 两层多道扫描时各道中点的热循环曲线。(a)第一层各道中点的热循环曲线;(b)第二层各道中点的热循环曲线  
Fig.10 Thermal cycle curves at the midpoint of each track for the two-layer multi-track scanning. (a) Thermal cycle curves of the midpoint of each track in the first layer; (b) thermal cycle curves of the midpoint of each track in the second layer

高,由此可见,如果基底足够厚,这个层厚导致的温度变化会很小,即各层之间温度循环曲线差异会很小。对于第二层,各道中间点的温度变化趋势基本与第一层相同,不同之处在于第一道及第十一道峰值温度较高,其原因是扫描这两道时,熔池周围粉末较多,而固体较少,热量散失慢,这种现象在 Craeghs 等<sup>[30]</sup>的实验研究中也有论述。

#### 4.2.2 熔池演化

图 11 为 SEBM 成形纯钨试样在垂直于成形方向上熔池形貌的数值模拟与实验结果对比图。本文采用 Sailong S1 电子束选区熔化成形设备成形出  $x \times y \times z$  为  $10 \text{ mm} \times 10 \text{ mm} \times 5 \text{ mm}$  (成形层数约为 100 层) 的纯钨样品。图 11(a) 为成形样品及其上表面 SEM 形貌,从中可看到相互重叠的扫描线,扫描线之间的搭接率约为 50%;图 11(b) 为模拟扫描第二层时的熔池演化过程,为了更加清楚地观察

到熔池形貌特征,每隔约 0.15 ms 提取一帧,形成整个扫描平面上的熔池演化图。由图可见相邻扫描道之间的熔池搭接情况,最大搭接率出现在最后两道之间,搭接率约为 40%,搭接率采用两道之间的熔池重叠部分宽度除以两道扫描中心线距离来计算。由于实验扫描层数远大于模拟计算层数,且模拟采用的边界条件及物性参数与实验有一定差距,故两者结果也有一定差距。以后随计算方法的改进及计算能力的提高,模拟预测的精度会进一步提高。

图 12 为过第二层各道中点剖切两层扫描区域(图 8 的 A-A 剖面)得到的熔池剖面图,由于两层扫描方向相互垂直,故该剖面对应的第一层为第六道熔池沿扫描方向( $x$  方向)的中心面截面,为了能更加清楚地观察到沿长度方向的熔池形貌,每隔约 0.36 ms 取一帧熔池剖面图;而第二层为各道中心处垂直于  $x$  方向的熔池截面。由图可见,深度方向



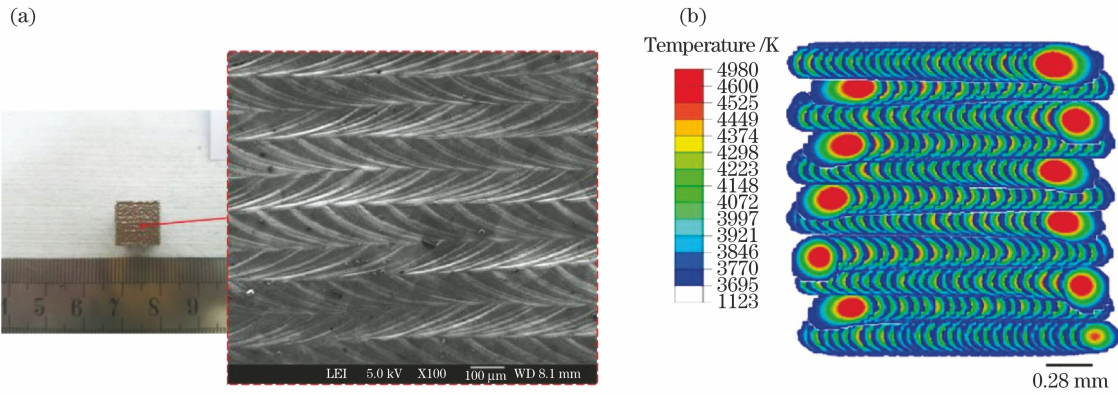


图 11 SEBM 成形纯钨试样模拟的上表面熔池演化与实验的扫描线形貌对比。(a)纯钨样品上表面扫描线形貌；(b)模拟上表面的熔池演化

Fig.11 Comparison between the simulated upper surface molten pool evolution and experimental scanning line morphology of pure tungsten samples formed by SEBM. (a) Scanning line morphology of the upper surface of tungsten samples; (b) simulation of the evolution of molten pools on the upper surface

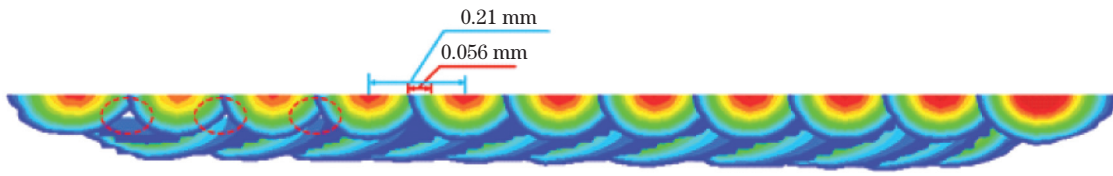


图 12 通过图 8 A-A 平面的两层熔池剖面图

Fig.12 Two-layer molten pool profile crossing the plane A-A in Fig.8

上第二层熔池深度超过层厚,将前一层部分重熔,表明两层之间在该截面上熔合较好。宽度方向上第二层前四道之间的金属粉末未完全熔合,表明该区域搭接率过低,由于能量累积,搭接率随扫描道数和层数增加而增加,在本文模拟的工艺条件下,要实现充分搭接,不出现未熔融区域,搭接率应在 26.67% 以上。

图 13 为两层各扫描道中点的熔池尺寸,由图可见:从第一道到第四道熔池深度逐渐增大,第四道之后基本保持不变,且第二层与第一层基本相同;对于熔池宽度,第一道中点熔池宽度较大,其余各道中点熔池宽度先随扫描道数增加而增大,第五道后基本

达到稳态,第二层宽度始终比第一层略大,第一道中点熔池宽度较大的原因在于,第一道扫描中心线两侧均为导热系数小的粉末,宽度方向散热慢,而第二道及以后各道尽管受前一道的热影响,但扫描中心线一侧为粉末,另一侧为已凝固固相,这使其在宽度方向热量散失较快,故而第一道熔池宽度较大;熔池长度的变化规律基本与熔池深度的变化规律一致,但第二层第一道及最后一道熔池长度较大,原因在上一节温度分析中已说明。熔池尺寸的上述变化情况与前述的温度场演化相对应。

## 5 结 论

1) 给出了基于传热机理考虑材料物性参数化的实现方法,建立了电子束选区熔化过程温度场及熔池演化的有限元模拟方法,并对该方法进行了解析解验证;

2) 随电子束扫描速率增大,或热源半径增加,或热源功率减小,熔池最高温度下降,熔池长度、宽度及深度都减小;

3) 对多层多道扫描过程,除第一层第一道外,熔池温度场及熔池形貌不对称于扫描中心线,已扫描区域侧热影响区大,温度梯度小,熔池面积小;

4) 通过模拟得到的熔池剖面图,可预测一定工

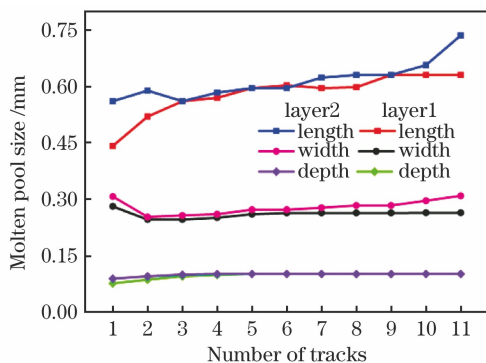


图 13 两层各扫描道中点的熔池尺寸

Fig.13 Molten pool sizes at the midpoint of each track for two layers varying with the number of scanning tracks

艺参数条件下,相邻道之间的搭接情况及层与层之间的熔合情况,在本文模拟条件下,要保证内部不出现未熔融区域,搭接率应在 26.67%以上。

## 参 考 文 献

- [1] Guo M, Gu D D, Xi L X, et al. Formation of scanning tracks during selective laser melting (SLM) of pure tungsten powder: morphology, geometric features and forming mechanisms [J]. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 2019, 79: 37-46.
- [2] Lassner E, Schubert W D. Tungsten: properties, chemistry, technology of the element, alloys, and chemical compounds [M]. New York: Springer, 1999: 9-10.
- [3] Pure tungsten properties [EB/OL]. [2021-01-06]. <https://www.torreyhillstech.com/wdata.html>.
- [4] Tang H P. Research progress on engineering application of Ti-6Al-4V alloy fabricated by selective electron beam melting process [J]. *Materials China*, 2020, 39(Z1): 551-558.  
汤慧萍. 粉末床电子束 3D 打印 Ti-6Al-4V 合金的工程应用技术研究进展 [J]. *中国材料进展*, 2020, 39 (Z1): 551-558.
- [5] Záh M F, Lutzmann S. Modelling and simulation of electron beam melting [J]. *Production Engineering*, 2010, 4(1): 15-23.
- [6] Wang D, Ou Y H, Dou W H, et al. Research progress on spatter behavior in laser powder bed fusion [J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2020, 47(9): 0900001.  
王迪, 欧远辉, 窦文豪, 等. 粉末床激光熔融过程中飞溅行为的研究进展 [J]. *中国激光*, 2020, 47(9): 0900001.
- [7] Gu D D, Zhang H M, Chen H Y, et al. Laser additive manufacturing of high-performance metallic aerospace components [J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2020, 47(5): 0500002.  
顾冬冬, 张红梅, 陈洪宇, 等. 航空航天高性能金属材料构件激光增材制造 [J]. *中国激光*, 2020, 47 (5): 0500002.
- [8] Sani I. Selective laser melting process simulation: advancements towards a cost-effective model [D]. Pavia: University Institute of Higher Studies in Pavia, 2015.
- [9] Lu C, Xiao M Z, Qu Y B, et al. Evolution mechanism of powder properties of recycled 316L stainless steel in selective laser melting [J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2021, 48(14): 1402009.  
路超, 肖梦智, 屈岳波, 等. 激光选区熔化成形 316L 循环使用粉末特性演变机理研究 [J]. *中国激光*, 2021, 48(14): 1402009.
- [10] Galati M, Iuliano L. A literature review of powder-based electron beam melting focusing on numerical simulations [J]. *Additive Manufacturing*, 2018, 19: 1-20.
- [11] Shen N G, Chou K. Thermal modeling of electron beam additive manufacturing process: powder sintering effects [C] // *Proceeding of ASME 2012 International Manufacturing Science and Engineering Conference*, June 4-8, Notre Dame, Indiana, USA. New York: ASME, 2013: 287-295.
- [12] Cheng B, Price S, Lydon J, et al. On process temperature in powder-bed electron beam additive manufacturing: model development and validation [J]. *Journal of Manufacturing Science and Engineering*, 2014, 136(6): 061018.
- [13] Cheng B, Shrestha S, Chou K. Stress and deformation evaluations of scanning strategy effect in selective laser melting [J]. *Additive Manufacturing*, 2016, 12: 240-251.
- [14] Fu C H, Guo Y B. 3-dimensional finite element modeling of selective laser melting Ti-6Al-4V alloy [C] // *Proceedings of the 25th Annual International Solid Freeform Fabrication Symposium*, August, 2014, Tuscaloosa, AL, USA. [S.l.: s.n.], 2014: 1129-1144.
- [15] Foroozmehr A, Badrossamay M, Foroozmehr E, et al. Finite element simulation of selective laser melting process considering optical penetration depth of laser in powder bed [J]. *Materials & Design*, 2016, 89: 255-263.
- [16] Galati M, Iuliano L, Salmi A, et al. Modelling energy source and powder properties for the development of a thermal FE model of the EBM additive manufacturing process [J]. *Additive Manufacturing*, 2017, 14: 49-59.
- [17] Wen S. Research of temperature and stress distribution in GH536 superalloy selective laser melting [D]. Shanghai: Shanghai Jiao Tong University, 2018: 16-18.  
文舒. GH536 高温合金选区激光熔化加工过程温度场和应力场研究 [D]. 上海: 上海交通大学, 2018: 16-18.
- [18] Zhou X, Liu W. Melting and solidifying behavior in single layer selective laser of pure tungsten powder [J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2016, 43(5): 0503006.  
周鑫, 刘伟. 纯钨单层铺粉激光选区熔化/凝固行为 [J]. *中国激光*, 2016, 43(5): 0503006.
- [19] Nguyen T, Ohta A, Matsuoka K, et al. Analytical

- solutions for transient temperature of semi-Infinite body subjected to 3D moving heat sources [J]. *Welding Journal*, 1999, 78(8): 265-274.
- [20] Goldak J, Chakravarti A, Bibby M. A new finite element model for welding heat sources [J]. *Metallurgical Transactions B*, 1984, 15(2): 299-305.
- [21] Fachinotti V D, Anca A A, Cardona A. Analytical solutions of the thermal field induced by moving double-ellipsoidal and double-elliptical heat sources in a semi-infinite body [J]. *International Journal for Numerical Methods in Biomedical Engineering*, 2011, 27(4): 595-607.
- [22] Toliás P. Analytical expressions for thermophysical properties of solid and liquid tungsten relevant for fusion applications [J]. *Nuclear Materials and Energy*, 2017, 13: 42-57.
- [23] Tungsten[EB/OL]. [2021-03-27]. <https://www.plansee.com/en/materials/tungsten.html>.
- [24] Tolochko N K, Arshinov M K, Gusarov A V, et al. Mechanisms of selective laser sintering and heat transfer in Ti powder[J]. *Rapid Prototyping Journal*, 2003, 9(5): 314-326.
- [25] Gusarov A V, Laoui T, Froyen L, et al. Contact thermal conductivity of a powder bed in selective laser sintering[J]. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, 2003, 46(6): 1103-1109.
- [26] An N, Yang G Y, Yang K, et al. Implementation of Abaqus user subroutines and plugin for thermal analysis of powder-bed electron-beam-melting additive manufacturing process[J]. *Materials Today Communications*, 2021, 27: 102307.
- [27] Wang D Z, Yu C F, Zhou X, et al. Dense pure tungsten fabricated by selective laser melting [J]. *Applied Sciences*, 2017, 7(4): 430.
- [28] Heinzl A, Boerner V, Gombert A, et al. Microstructured tungsten surfaces as selective emitters [J]. *AIP Conference Proceedings*, 1999, 460: 191-196.
- [29] Tan C L, Zhou K S, Ma W Y, et al. Selective laser melting of high-performance pure tungsten: parameter design, densification behavior and mechanical properties[J]. *Science and Technology of Advanced Materials*, 2018, 19(1): 370-380.
- [30] Craeghs T, Clijsters S, Yasa E, et al. Determination of geometrical factors in Layerwise laser melting using optical process monitoring [J]. *Optics and Lasers in Engineering*, 2011, 49(12): 1440-1446.

## Finite Element Simulation of Temperature Field During SEBM Process of Pure Tungsten

Jiang Jing<sup>1</sup>, An Ning<sup>2</sup>, Yang Guangyu<sup>3</sup>, Wang Jian<sup>3</sup>, Tang Huiping<sup>3</sup>, Li Meie<sup>1\*</sup>

<sup>1</sup> State Key Laboratory for Mechanical Behavior of Materials, Xi'an Jiaotong University, Xi'an, Shaanxi 710049, China;

<sup>2</sup> School of Aerspace, Xi'an Jiaotong University, Xi'an, Shaanxi 710049, China;

<sup>3</sup> State Key Laboratory of Porous Metal Materials, Northwest Institute of Nonferrous Metal Research, Xi'an, Shaanxi 710016, China

### Abstract

**Objective** Tungsten (W) is an important refractory metal with outstanding properties such as high melting point, low vapour pressure, high tensile strength and low thermal expansion coefficient. Such properties render the metal many potential applications in the area of aerospace, aeronautics and nuclear industry. Due to the high melting point and brittle-to-ductile transition temperature, tungsten is typically manufactured by powder metallurgy (PM) techniques. But it is difficult to produce parts with complex structures owing to the intrinsic limitation of the PM techniques. In recently developed additive manufacturing (AM) technologies, high-energy sources are used to fabricate components in a layer-by-layer fusion according to the digital models of the components directly, which facilitates the fabrication of components with complex structure. Selective electron beam melting (SEBM) utilizes electron beam to melt and fuse metal powders to build solid parts. SEBM technology has many advantages such as high energy density, deep energy penetration, high scan speed and low part residual stress. Heat transport is an important physical phenomenon in SEBM. The temperature field evolution during the SEBM process determines the geometry of the molten pool as well as the solidification microstructure and the thermal stress. Because SEBM is conducted in vacuum-tight chamber, research on the heat transport by experiments is relatively difficult. It is necessary to study the heat transfer by numerical simulation to optimize the process parameters.

**Methods** A finite element strategy was developed to simulate the transient temperature field and the molten pool

evolution for the SEBM process of metals. The double-ellipsoidal heat source model was adopted to model the moving electron beam. The thermo-physical properties of powders were derived based on the heat transfer mechanism, and the variations of material properties with the state and temperature of the material were incorporated in the numerical model. The ABAQUS user subroutines were developed. The numerical method was examined against the analytical solution. On the basis, the numerical strategy was applied to model the SEBM process of pure tungsten. Firstly, the single-track scanning processes were simulated. The effects of the scanning speed, the electron beam radius and the beam power on the temperature field and the molten pool size were investigated. Then a multi-layer multi-track scanning process was simulated.

**Results and Discussions** The simulation results of single-track scanning indicate that with increase of the scanning speed, or increase of the beam radius, or decrease of the beam power, the maximum temperature decreases, and the length, width and the depth of the molten pool all decrease (Fig. 5, Fig. 6, Fig. 7). The simulation results of the multi-layer multi-track scanning process indicate that the temperature field and the shape of the molten pool are not symmetrical about the center line of the scanning path except the first track on the first layer, namely, on the side near the scanned zone, the heat affected range is greater, the temperature gradient and the molten pool size are smaller (Fig. 9). The thermal cycle curves of the midpoints of the eleven tracks for each layer have two smaller peaks on the two sides of the main peaks indicating that only the previous and the next scanning track have significant effects on the temperature of the points on a certain track (Fig. 10). The molten pool evolution process on the upper surface of the second layer is compared with the SEM image of a sample prepared by SEBM (Fig. 11). The cross section along A-A (Fig. 8) of the molten pools indicates that in the areas where the powders cannot melt and fuse, the molten pool depth of the second layer exceeds the layer thickness and refusion part of the first layer (Fig. 12).

**Conclusions** In this paper, a finite element model was developed to simulate the transient temperature field and the molten pool evolution for the selective electron beam melting (SEBM) additive manufacturing process of metals, which was examined against the analytical solution. With increase of the scanning speed, or increase of the beam radius, or decrease of the beam power, the maximum temperature decreases, and the length, width and the depth of the molten pool all decrease. The temperature field and the shape of the molten pool are not symmetrical about the center line of the scanning path, namely, on the side near the scanned zone, the heat affected range is greater, the temperature gradient and the molten pool size are smaller. From the cross section of the molten pool obtained by simulation, we can predict the overlapping rates of multi-bead and the fusion state of multi-layer under certain process parameters.

**Key words** laser processing; selective electron beam melting; pure tungsten; temperature field; molten pool; finite element modeling