

# 选区激光熔化 W-Cu 复合体系熔池熔体运动行为的数值模拟

戴冬华 顾冬冬 李雅莉 张国全 贾清波 沈以赴

(南京航空航天大学材料科学与技术学院, 江苏 南京 210016)

**摘要** 针对 W-Cu 复合体系选区激光熔化过程,建立了三维瞬态定点和移动热源下的熔化-凝固数学模型,研究了不同激光功率  $P$  和扫描速度  $V$  下的熔池表面的温度场和速度场及熔池中 W 颗粒周围熔体的流场和受力情况。结果表明:当激光功率  $P$  由 600 W 增至 900 W 时,熔池表面温度梯度与速度场耦合夹角  $\theta$  由  $50^\circ$  减为  $0^\circ$ ,熔池表面对流传热加快。在定点热源  $P \geq 800$  W 或移动热源(线能量密度  $\eta = 16$  kJ/m)条件下,熔池中 W 颗粒的周围会产生二次流,使得 W 颗粒受到由压强差所引起的压力的作用。当二次流产生的引力矢量与压力矢量夹角为锐角时,W 颗粒趋于形成小环状结构,限制了其重排且易于发生团聚;反之,W 颗粒趋于形成大环状结构,易于均匀分布。

**关键词** 激光技术;Marangoni 流;数值模拟;选区激光熔化;温度场;速度场

中图分类号 TN249 文献标识码 A doi: 10.3788/CJL201340.1103001

## Numerical Simulation of Metallurgical Behavior of Melt Pool during Selective Laser Melting of W-Cu Composite Powder System

Dai Donghua Gu Dongdong Li Yali Zhang Guoquan Jia Qingbo Shen Yifu

(College of Materials Science and Technology, Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, Nanjing, Jiangsu 210016, China)

**Abstract** A melting and solidification mathematical model under stationary or moving laser beams at various laser powers  $P$  and scan speeds  $V$  is established to simulate the selective laser melting of copper-tungsten powder system. The transient temperature and velocity field as well as the forces acting on tungsten particles are obtained, and the metallurgy behavior in the laser-powder interaction zone is analyzed. The results indicate that when the laser power  $P$  ranges from 600 W to 900 W, the value of velocity field angle  $\theta$  decreases from  $50^\circ$  to  $0^\circ$ , implying the enhancement of heat transfer from laser center to edge of molten pool. Under the condition of a stationary laser beam,  $P \geq 800$  W, or for a moving laser beam, linear energy density  $\eta = 16$  kJ/m, there exists the second flow around the tungsten particles, leading to the formation of pressure acting on the tungsten particle induced by the pressure difference. As the included angle of attractive force and pressure is acute angle, tungsten particles tend to form small-scaled rim structure and the rearrangement rate is limited, accordingly tending to form segregation structure. Otherwise, tungsten particles tend to form large-scaled rim structure and the rearrangement is efficient, contributing to the formation of homogeneously distributed structure.

**Key words** laser technique; Marangoni flow; numerical simulation; selective laser melting; temperature field; velocity field

**OCIS codes** 140.3390; 140.3510; 140.6810; 160.3900

收稿日期: 2013-04-09; 收到修改稿日期: 2013-06-06

基金项目: 国家自然科学基金(51104090)、南京航空航天大学基本科研业务费(NE2013103)

作者简介: 戴冬华(1989—),男,硕士研究生,主要从事选区激光熔化数值模拟方面的研究。E-mail: donghuadai@hotmail.com

导师简介: 顾冬冬(1980—),男,博士,教授,主要从事激光增材制造与快速成形方面的研究。

E-mail: dongdonggu@nuaa.edu.cn(通信联系人)

本文电子版彩色效果请详见中国光学期刊网 www.opticsjournal.net

# 1 引言

钨-铜(W-Cu)合金是由高熔点、高硬度、低膨胀系数的W和高导电率、高导热率的Cu所组成的假合金。因其具有高密度、高耐热性、高导电性、抗电弧和抗摩擦等性能,广泛应用于电触头及电极头、电磁炮的导轨、火箭发动机上的喷咀鼻锥和热沉基片等<sup>[1-3]</sup>。由于W的熔点很高(3387℃),制备W-Cu复合材料的传统粉末冶金方法,一般有高温液相烧结法、活化液相烧结法、熔渗法等<sup>[1-3]</sup>。高温液相烧结法烧结温度高、烧结时间长,而烧结成形致密度通常仅为理论密度的90%左右,所得试件通常不能直接满足使用要求,一般还需后处理工序,如复压、热压、热锻等。这增加了工艺复杂性,应用受到限制<sup>[4]</sup>。活化液相烧结法通过添加活化剂Co、Ni、Fe等来改善烧结活性,进而提高了致密度,但会降低W-Cu合金的导热、导电等物理性能。熔渗法不适于制备形状复杂或Cu含量低的试件,且后续需利用机械加工去除多余Cu材料,降低了成品率<sup>[4]</sup>。由于W-Cu系互不相溶或仅微量互溶,液相烧结W-Cu合金过程中W颗粒不易发生重排,而是易于联结形成网状结构,从而阻碍了试件致密化过程<sup>[5]</sup>。因此,在不使用活化剂的条件下,若要通过液相烧结制备近乎完全致密的试件,还需借助新型的成形工艺。

选区激光熔化(SLM)作为快速成形(RM)技术的重要分支,能根据零件的计算机辅助设计(CAD)模型,利用激光热源直接熔化处于松散状态的粉体材料成形任意形状的高致密度三维零部件,而一般不需要或很少需要热处理强化或二次熔浸等辅助工艺手段<sup>[6-12]</sup>。通过材料设计及工艺优化,SLM可一次成形近乎完全致密的试件,直接满足实际工业使用要求。利用SLM工艺有望获取其他传统工艺难以制备的致密度高、几何形状复杂且组织独特的复合材料零件<sup>[13-15]</sup>。Li等<sup>[16]</sup>实验研究SLM制备W-Cu合金并由此确定W颗粒的重排阶段和粉末体系的液相烧结机制。但SLM加工W-Cu合金所形成的非平衡激光熔池涉及一系列复杂的物理冶金现象,包括热量、能量及动量等的多重传递<sup>[17]</sup>,很难通过实验或解析法对在不同工艺条件下的非平衡熔池行为进行定量地研究,故难以准确预测熔池中W颗粒的受力情况和运动形式,致使难以确定不同SLM工艺参数下Cu熔体中W颗粒的分布规律及致密化过程<sup>[18]</sup>。再者,由于激光热源呈高斯分布,导致熔池表面形成显著的温度梯度,进而会在熔池内形

成由温度梯度引起的Marangoni流(毛细管流)和由密度变化引起的浮力等<sup>[19]</sup>。这些物理现象均加大了研究熔体运动规律的难度。已有研究表明,在激光熔池内Marangoni流及熔池形貌的影响下,一般由温度梯度、重力及毛细管力等提供了熔池中W颗粒重排的驱动力,而驱动力不足将导致凝固后的试件中形成孔隙等缺陷,降低试件的激光成形性能<sup>[20-22]</sup>。因此需要建立激光工艺参数与颗粒重排机制之间的关系,需要对不同工艺参数下熔池中颗粒周围的熔体流场及其颗粒本身受力情况进行量化的研究,为提高激光成形试件的致密度提供科学理论基础。

利用数值模拟法研究SLM激光熔池冶金行为和颗粒在熔池中的运动机制,是一种有效的研究手段<sup>[23]</sup>。数值模拟可以提供非线性解,更好地吻合激光非平衡加工过程;同时能更准确地模拟实际加工情况,将熔池全场信息通过图表的形式定量地展示。建立准确的SLM物理模型需考虑:激光热源-粉体-外部环境-基板四者之间复杂的传热形式、熔池表面张力引起的对流、相变时能量的改变和某些粉体材料的热物理性参数的计算等。本文利用Fluent 6.3软件并对其进行二次开发,建立了W-Cu复合体系选区激光熔化三维瞬态定点和移动热源作用下的SLM物理模型;通过设定并模拟不同工艺参数下的熔池温度场和速度场,定量研究了W颗粒在复合熔体中的受力情况,并探讨了W颗粒在熔池中的运动机制,以期能为激光快速成形制备高密度W-Cu合金提供理论指导。

## 2 物理模型建立及数值求解

### 2.1 模型示意图

SLM过程中涉及诸多的热现象,包括激光对粉层表面的热辐射、粉末颗粒间的热传导、粉床和外部环境的热交换等,这使得SLM热传导行为变得相当复杂。图1给出了SLM的传热示意图,烧结区域内吸收激光的能量为 $Q_1$ ,传至粉床及基板的部分能量为 $Q_2$ ,在表面以辐射和对流形式而逸出的部分能量为 $Q_3$ 。图中红色部分代表熔池,绿色颗粒为W,蓝色颗粒为Cu。

### 2.2 基本假设

本研究所作基本假设包括:1)忽略激光光压的影响,即熔池的自由表面为平面;2)熔池内液态金属为层流、不可压缩的牛顿流体,并且流动和传热是对称的;3)除热传导系数、比热、液体表面张力系数和

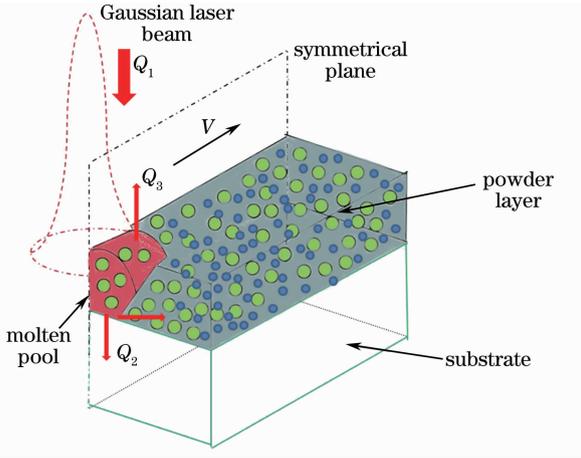


图1 SLM过程的热物理模型

Fig. 1 Thermal physical schematic of selective laser melting process

液体粘度,其余热物理参数为常数,与温度无关;4)激光热源能量呈高斯分布;5)未熔颗粒为球形且具有相同直径;6)忽略熔池气化现象。

### 2.3 控制方程组

根据上述基本假设,从质量、动量和能量方程出发,描述三维坐标系下的控制方程<sup>[24]</sup>。

### 2.4 边界条件

#### 2.4.1 上表面边界条件

如图1所示,热交换包括:粉末吸收的热量,通过热对流和热辐射逸出到外部环境的热量。热交换方程表示为<sup>[24]</sup>

$$-k \frac{\partial T}{\partial z} = q_{\text{laser}} - q_{\text{conv}} - q_{\text{radi}}, \quad (1)$$

式中  $q_{\text{laser}}$  为呈高斯分布的激光热源,数学表达式见文献<sup>[25]</sup>;并利用 C 语言生成高斯热源及实现其沿  $x$  轴方向的移动; $T$  为温度, $q_{\text{conv}}$  为通过热对流形式逸出的能量, $q_{\text{radi}}$  为通过热辐射形式逸出的能量,数学表达式见文献<sup>[26]</sup>。

随着熔池的形成,会在  $x$  和  $y$  方向上形成表面张力,表示为

$$-\mu \frac{\partial u}{\partial z} = A_\gamma \frac{\partial T}{\partial x}, \quad (2)$$

$$-\mu \frac{\partial v}{\partial z} = A_\gamma \frac{\partial T}{\partial y}, \quad (3)$$

(2)、(3)式中, $\mu$  为动力粘度; $u, v$  分别为  $x, y$  方向的速度; $A_\gamma$  为表面张力系数,且  $A_\gamma = 4.3 \times 10^{-4} \text{ N}/(\text{m} \cdot \text{K})$ 。

#### 2.4.2 侧面和底面热边界条件

对称面( $x=0$ )为绝热面,数学表达式为

$$\frac{\partial T}{\partial y} = 0, \quad \frac{\partial u}{\partial y} = 0, \quad v = 0, \quad \frac{\partial w}{\partial y} = 0, \quad (4)$$

式中  $w$  为  $z$  方向的速度,其余侧面的温度为环境温

度,同样存在着辐射热量的损失。一般为了保证部件的质量,基板都会进行预热,所以本文定位底面为绝热。

### 2.5 热物性参数的确定

材料的热物性参数主要为密度、比热容和热导率,其中粉末的热导率参数  $K$  较难确定。本研究中,粉末热导率表示为<sup>[27]</sup>

$$\frac{K}{K_f} = (1 - \sqrt{1 - \varphi}) \left( 1 + \frac{\varphi K_r}{K_f} \right) + \sqrt{1 - \varphi} \left\{ \frac{2}{1 - \frac{K_f}{K_s}} \left[ \frac{1}{1 - K_f/K_s} \ln \left( \frac{K_s}{K_f} \right) - 1 \right] + \frac{K_r}{K_f} \right\}, \quad (5)$$

式中  $\varphi$  为粉床孔隙率; $K_f$  为空气热导率; $K_s$  为粉末对应的固体材料热导率; $K_r$  为粉末颗粒间的热导率(一般形式为热辐射),其表示为

$$K_r = 4F\sigma T_p^3 D_p, \quad (6)$$

式中  $\sigma$  为 Stefan-Boltzman 常量; $D_p$  为颗粒的直径; $T_p$  为粉末微粒的温度; $F$  为表观系数,近似为  $1/3$ 。

### 2.6 相变潜热的处理

金属粉末的 SLM 过程是熔化-凝固过程,其中包含相变,对于金属材料,相变是不容忽视的,本研究中将相变潜热以源项加入到能量方程中,表示为

$$S_H = - \left[ \frac{\partial}{\partial t} (\rho \Delta H) + \frac{\partial}{\partial x} (\rho u \Delta H) + \frac{\partial}{\partial y} (\rho v \Delta H) + \frac{\partial}{\partial z} (\rho w \Delta H) \right]. \quad (7)$$

式中  $\Delta H$  为相变潜热,是温度  $T$  的函数, $\rho$  为密度。

### 2.7 数值求解

对 SLM 定点热源和移动热源单道扫描路径下的熔池内 W-Cu 复合体系冶金过程进行数值模拟,采用 SIMPLE 算法,对 Fluent 6.3 软件进行二次开发,将表面张力、激光热源等加载到 Fluent 对应接口,进行温度场和速度场的数值模拟。模型三维尺寸为  $6 \text{ mm} \times 3 \text{ mm} \times 0.35 \text{ mm}$ ,基板为 45# 钢;计算材料为 W-Cu 合金(W 与 C 质量比为 2:3),其中:密度  $\rho_{\text{Cu}} = 8900 \text{ kg}/\text{m}^3$ ,熔点  $T_{\text{Cu}} = 1350 \text{ K}$ ,温度函数热物性参数如表 1 所示, $C_p$  为比热, $\lambda$  为热导率;密度  $\rho_{\text{W}} = 13500 \text{ kg}/\text{m}^3$ ,熔点  $T_{\text{W}} = 3653 \text{ K}$ ,W 颗粒直径为  $100 \text{ nm}$ ,温度函数热物性参数如表 2 所示。模拟的工艺参数:定点热源激光功率  $P = 600 \sim 900 \text{ W}$ ,辐照时间  $t = 2 \times 10^{-5} \text{ s}$ ;移动热源激光功率  $P = 800 \text{ W}$ ,扫描速度  $V$  分别为  $0.03, 0.05, 0.07 \text{ m}/\text{s}$ ,对应选取时间分别为  $1.7 \times 10^{-3}, 2 \times 10^{-3}, 1.4 \times 10^{-3} \text{ s}$ ;光斑直径  $\omega = 0.03 \text{ mm}$ ,粉层厚度  $h = 0.05 \text{ mm}$ ,热吸收

表 1 铜的温度函数热物性参数

Table 1 Thermal physical properties of copper

$T / K$	293	373	573	873	1173	1356
$C_p / [J / (kg \cdot K)]$	1.39	1.50	1.54	1.67	1.76	1.95
$\lambda / [W / (m \cdot K)]$	395.3	391.9	373.3	344.2	320.9	/

表 2 钨的温度函数热物性参数

Table 2 Thermal physical properties of tungsten

$T / K$	373	673	973	1273	1573	1973	2273
$C_p / [J / (kg \cdot K)]$	0.51	0.52	0.54	0.55	0.57	/	0.58
$\lambda / [W / (m \cdot K)]$	151.2	130.2	109.3	91.86	90.7	104.65	/

率  $\rho_0 = 0.4$ , 初始温度为 300 K。为便于研究, 文中引入线能量密度  $\eta (\eta = P/V)$ 。

### 3 计算结果与讨论

#### 3.1 熔池表面热量传输速度及其变化规律

图 2 为 SLM 过程中熔池表面  $x$  方向温度曲线。定热源时熔池最高温度随激光功率  $P$  的增加而增大, 即由  $P=600$  W 时的 1725 K 增至  $P=900$  W 时的 2250 K。当激光功率由 600 W 增至 900 W 时, 熔池表面温度曲线近乎平行, 表明随着激光功率的增加, 熔池表面温度严格地呈高斯分布。移动热源时, 熔池最高温度随线能量密度  $\eta$  的减小而减小。当  $\eta = 27$  kJ/m 时, 熔池最高温度为 2030 K; 而当  $\eta = 16$  kJ/m 和 11 kJ/m 时, 熔池最高温度分别减至 2010 K 和 1925 K。这是因为: 增加扫描速度减少了激光与金属粉末相互作用的时间, 导致金属粉末吸收能量的降低。同时发现, 当  $\eta = 27$  kJ/m 时, 熔池后方的温度梯度明显小于熔池的前方; 而当  $\eta = 16$  kJ/m 和  $\eta = 11$  kJ/m 时, 熔池前方的温度梯度明显小于熔池后方的。这是因为当扫描速度较慢时, 光斑后方聚积热量较多, 熔池持续时间较长; 且金属粉末转变为熔体后其热导率增大, 热量容易向四周传递。而当扫描速度较快时, 光斑前方熔池获得较多能量且热量易于聚积; 同时熔池后方先于前方离开激光热源的作用。

图 3 为定点热源时不同激光功率下的熔池表面温度场与速度场耦合图。可见 Marangoni 流由熔池中心径向流向熔池边缘, 形成外对流模式。随着激光功率  $P$  的增加, 近似圆弧形的温度云图趋于无规则化, 并伴随着最高温度区域面积的减小。当激光功率  $P$  由 600 W 增至 800 W 时, 熔池表面温度梯度与熔体速度场平均耦合角  $\theta$  由  $50^\circ$  减为  $3^\circ$  [图 3(a), (b) 和 (c)]; 当激光功率  $P=900$  W 时, 耦合角  $\theta$  基本为  $0^\circ$  [图 3(d)]。根据 Guo 等<sup>[28]</sup> 的研究, 温度

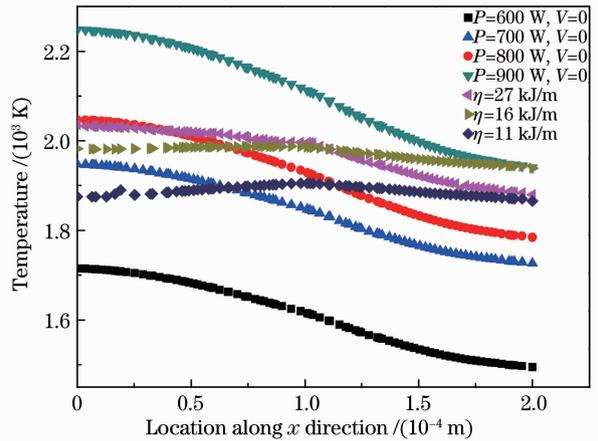


图 2 不同 SLM 工艺参数下熔池表面温度分布曲线  
Fig. 2 Curves of the temperature distribution in the molten pool at different SLM processing parameters

场与速度场耦合因子  $F_c$ 。越大, 对流传热效率越高; 而耦合因子  $F_c$  正比于  $\cos \theta$ 。随着激光功率  $P$  的增加,  $\cos \theta$  由 0.64 增至 1, 表明对流传热加快。因此, 可以推断: 当激光功率  $P$  较低时, 对流传热效率偏低, 导致激光能量在熔池中心聚积, 最高温度区域面积增大; 而当激光功率  $P$  较高时, 熔池表面对流传热加快, 熔池中心的热量以较快的速率传向熔池边缘, 最高温度区域面积减小。

#### 3.2 熔池内 W 颗粒周围速度矢量及其变化规律

图 4 为定热源时熔池中不同激光功率下的 W 颗粒周围速度矢量图, 图中虚线环表示二次流位置。可见, 随着激光功率  $P$  的增加, 熔池内 Marangoni 流特征变化明显。Marangoni 流速随  $P$  的增加而加快; 同时熔体流经 W 颗粒后, 流速增加。这是因为熔体粘度变化和熔体受热膨胀造成的<sup>[29]</sup>。模拟发现, 当  $P=600$  W 时, W 颗粒周围最高和平均流速分别为 17 m/s 和 8 m/s [如图 4(a) 所示]。当  $P=700$  W 时, 最高和平均流速分别增至 30 m/s 和 10 m/s, 表明 W 颗粒的重排率加大。当  $P=800$  W 时, 最高流速增至 70 m/s; 且 W 颗粒的周围出现了二次流, 其大小

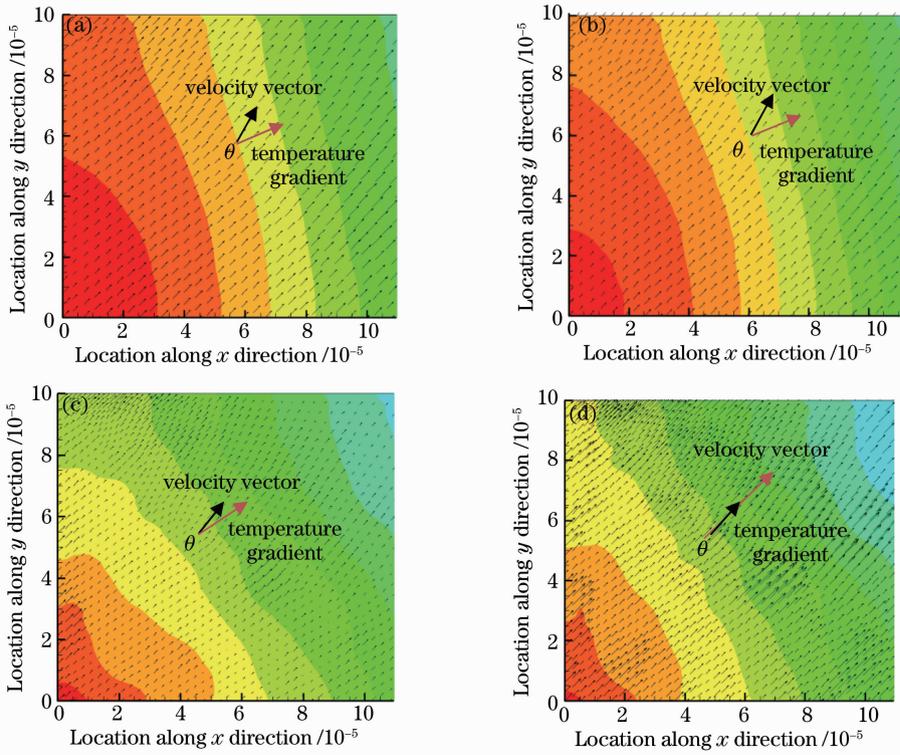


图 3 定点热源时不同激光功率下的熔池表面温度场与速度场耦合图( $xy$  平面,  $z=0$ ). (a)  $P=600$  W; (b)  $P=700$  W; (c)  $P=800$  W; (d)  $P=900$  W

Fig. 3 Velocity field of the temperature gradient and velocity vectors under the stationary heat source at different laser powers. (a)  $P=600$  W; (b)  $P=700$  W; (c)  $P=800$  W; (d)  $P=900$  W

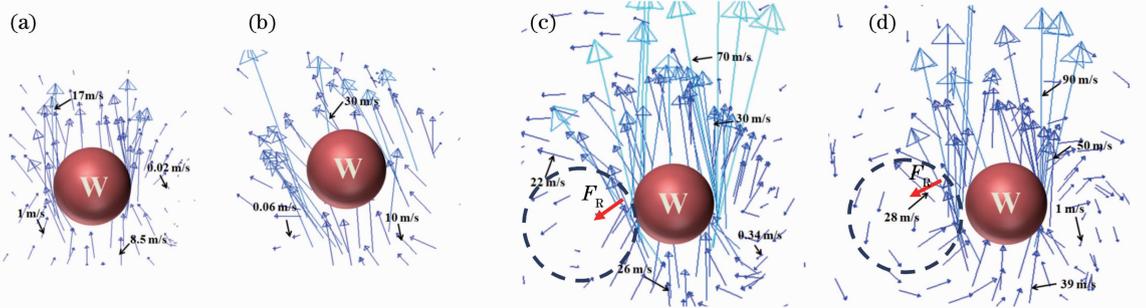


图 4 定热源时熔池中不同激光功率下的 W 颗粒周围速度矢量图( $xz$  平面,  $y=0$ ). (a)  $P=600$  W; (b)  $P=700$  W; (c)  $P=800$  W; (d)  $P=900$  W

Fig. 4 Velocity vectors around tungsten particles in the molten pool under the stationary heat source at different laser powers (the  $xz$  plane,  $y=0$ ). (a)  $P=600$  W; (b)  $P=700$  W; (c)  $P=800$  W; (d)  $P=900$  W

为  $22\text{ m/s}$ [如图 4(c)所示]。当  $P=900\text{ W}$  时,熔池最高流速增至  $90\text{ m/s}$ ,二次流流速为  $28\text{ m/s}$ [如图 4(d)所示]。当激光功率  $P$  增至  $800\text{ W}$  时,W 颗粒周围开始形成二次流。这是因为熔体绕颗粒流后受热膨胀产生了横向压力,进而形成了平行于主流方向的偏移;同时远离颗粒的流体层由于速度较小,滞后于颗粒附近的流体层,最终导致了叠加于主流之上的二次流形成。根据 Arafune 和 Hirata 的研究<sup>[30]</sup>,Marangoni 流强度反比于熔体粘度。随着激

光功率的增加,熔池温度升高(图 2);进而降低熔体粘度,导致 Marangoni 流速的增加(图 4)。

图 5 为不同线能量密度  $\eta$  下的 W 颗粒周围 Marangoni 流速度矢量图,图中虚线环表示二次流位置。由图可见,随着线能量密度的增加,最高流速经历了先增大后减小,即:由  $\eta=27\text{ kJ/m}$  时的  $65\text{ m/s}$  增至  $\eta=16\text{ kJ/m}$  时的  $71\text{ m/s}$ ,随后减至  $\eta=11\text{ kJ/m}$  时的  $63\text{ m/s}$ 。这是因为:当  $\eta=27\text{ kJ/m}$  时,金属熔体的粘度显著降低,减小了熔体流动阻

力,但此时熔池表面温度梯度小(图 2),减弱了 Marangoni 流强度<sup>[31]</sup>。当  $\eta=16$  kJ/m 时,熔池表面温度梯度大,Marangoni 流增强。当  $\eta=11$  kJ/m 时,液体粘度增加,进而增大了熔体流动的阻力。分

析发现:当  $\eta=16$  kJ/m 时,熔池中 W 颗粒周围会形成二次流。可以推断:熔体的流速由其粘度和熔池表面温度梯度共同决定;并当熔体流速达到一定值时,W 颗粒的周围会形成二次流。

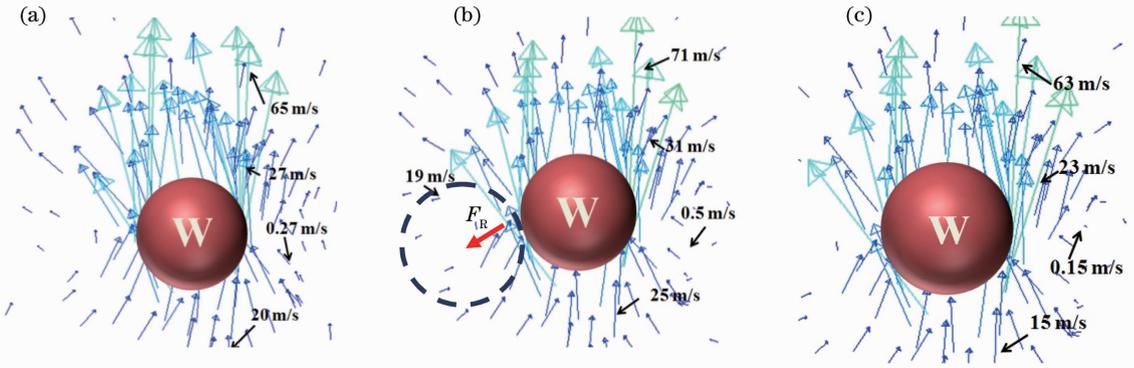


图 5 不同线能量密度  $\eta$  下熔池中不同扫描速度下的 W 颗粒表面速度矢量图( $xz$  平面,  $y=0$ )。 (a)  $\eta=27$  kJ/m; (b)  $\eta=16$  kJ/m; (c)  $\eta=11$  kJ/m

Fig. 5 Velocity vectors around tungsten particles in the molten pool under various  $\eta$  densities (the  $xz$  plane,  $y=0$ ). (a)  $\eta=27$  kJ/m; (b)  $\eta=16$  kJ/m; (c)  $\eta=11$  kJ/m

### 3.3 W 颗粒周围压强分布情况及其受力情况

SLM 制备 W-Cu 合金过程中,熔体的含量与粘度影响 W 颗粒的重排;而 W 颗粒的重排将引起熔池密度的变化,进而在 W 颗粒周围产生压力<sup>[32]</sup>,单

位为 Pa,图中白色区域为 W 颗粒。图 6 为定热源时熔池中不同激光功率下的 W 颗粒周围压强分布云图。可见,熔池中 W 颗粒所受的压强随激光功率的增加而增大。当  $P=600$  W 和  $P=700$  W 时,压强近

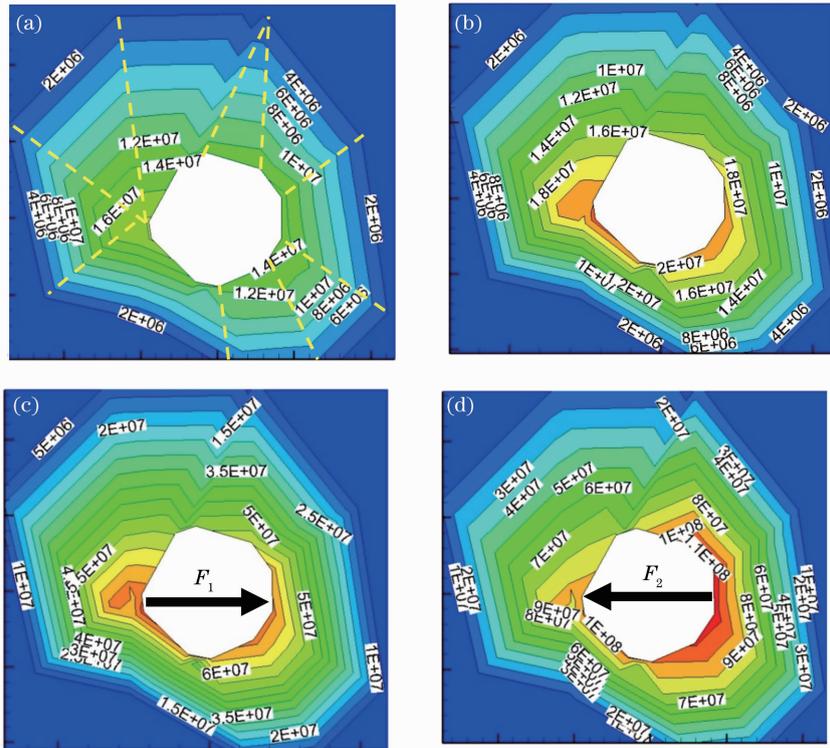


图 6 定热源时熔池中不同激光功率下的 W 颗粒周围压强分布云图( $xz$  平面,  $y=0$ )。 (a)  $P=600$  W; (b)  $P=700$  W; (c)  $P=800$  W; (d)  $P=900$  W

Fig. 6 Distribution of the pressure around tungsten particles in the molten pool under the stationary heat source with different laser powers (the  $xz$  plane,  $y=0$ ). (a)  $P=600$  W; (b)  $P=700$  W; (c)  $P=800$  W; (d)  $P=900$  W

似同心地均匀分布于 W 颗粒周围,其最大值分别为 16 MPa 和 22 MPa。当激光功率  $P=800$  W 时,最大压强达 70 MPa,并开始形成 15 MPa 的压强差,促使压力  $F_1$  的产生,大小约为  $4.71 \times 10^{-7}$  N,方向如图 6(c) 所示。当激光功率  $P$  进一步增至 900 W 时,压强差达 30 MPa,压力  $F_2$  为  $9.42 \times 10^{-7}$  N,方向如图 6(d) 所示。结合图 4 分析可知:当激光功率较低时,无二次流产生的引力作用于 W 颗粒,W 颗粒仅在 Marangoni 流作用下进行重排,重排率较低。当激光功率为 800 W 时,二次流产生的引力  $F_R$  与压力  $F_1$  夹角为钝角  $\beta$ ,且二力合成  $F'_1$ ;在  $F'_1$

作用下,W 颗粒远离二次流,进而其重排率加快且易形成大环状结构[如图 7(a) 所示]。而当激光功率进一步增至 900 W 时,二次流产生的径向力  $F_R$  与压力  $F_2$  夹角为锐角  $\gamma$ ,且二力合成  $F_c$ ;在  $F_c$  作用下,W 颗粒靠近二次流运动,进而其易卷入二次流中,形成小环状结构,限制了重排且易发生团聚[如图 7(b) 所示]。图中不光滑的压强分布曲线是由 W 颗粒网格划分不规则所致,在 W 颗粒弧线出现非光滑处,压强梯度都有规律地出现折线[如图 6(a) 所示]。

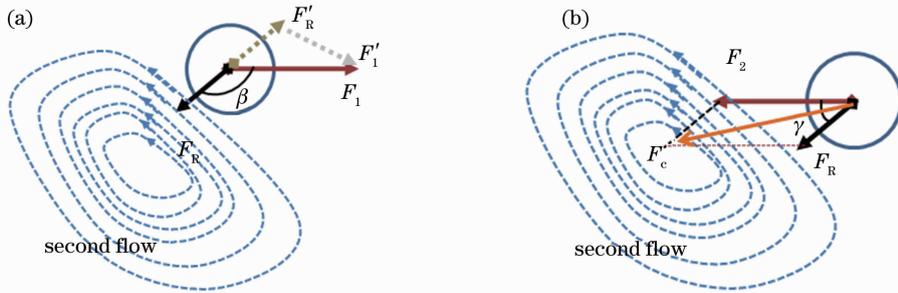


图 7 在二次流与合力作用下,W 颗粒运动示意图。(a)夹角为钝角;(b)夹角为锐角

Fig. 7 Schematic of W particle movement under the effect of the second flow and resultant force. (a) Included angle is obtuse angle; (b) included angle is acute angle

图 8 为不同线能量密度  $\eta$  下的 W 颗粒周围压强分布图,单位为 Pa,白色区域为 W 颗粒。可见,W 颗粒所受的压强大小随  $\eta$  的减小而减小。当  $\eta=27$  kJ/m 时,W 颗粒周围形成了 10 MPa 的压强差,促使形成了大小  $3.14 \times 10^{-7}$  N 的压力  $F_3$ [图 8(a)];当  $\eta=16$  kJ/m 时,W 颗粒周围产生了约 5 MPa 的压强差,形成了  $1.57 \times 10^{-7}$  N 的压力  $F_4$ [图 8(b)];当  $\eta=11$  kJ/m 时,压强近似同心地均匀分布于 W 颗粒周围,无压强差产

生[图 8(c)]。结合图 5 分析可知,当  $\eta=27$  kJ/m 时,W 颗粒在  $F_3$  和 Marangoni 流的作用下进行重排;而当  $\eta=16$  kJ/m 时,二次流产生的引力  $F_R$  与压力  $F_4$  夹角为钝角,W 颗粒趋于形成大环状结构而实现颗粒的重排[图 7(a)];当  $\eta=11$  kJ/m 时,无引力形成,W 颗粒只受到 Marangoni 流作用,重排率降低。

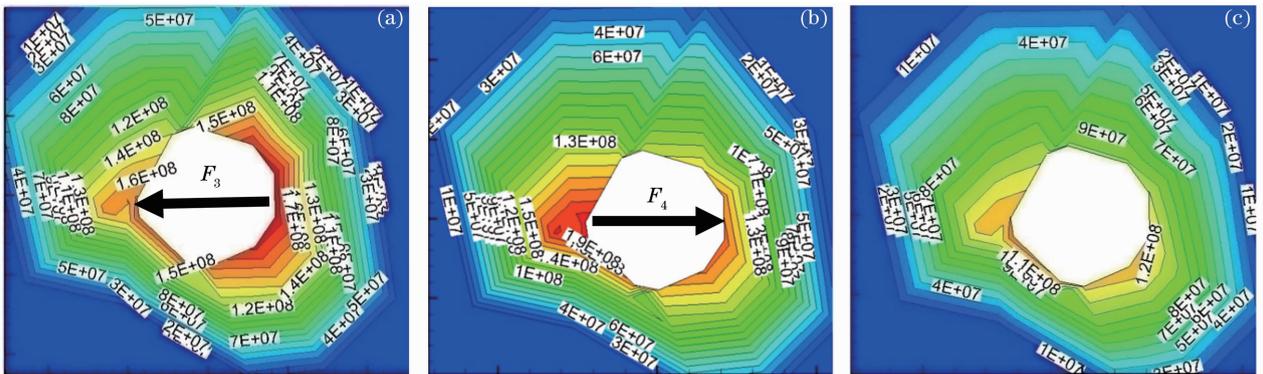


图 8 不同线能量密度  $\eta$  下熔池中不同扫描速度下的 W 颗粒周围压强分布图( $xz$  平面,  $y=0$ )。 (a)  $\eta=27$  kJ/m; (b)  $\eta=16$  kJ/m; (c)  $\eta=11$  kJ/m

Fig. 8 Distribution of the pressure around tungsten particles in the molten pool under various linear energy densities  $\eta$  (the  $xz$  plane,  $y=0$ ). (a)  $\eta=27$  kJ/m; (b)  $\eta=16$  kJ/m; (c)  $\eta=11$  kJ/m

## 4 结 论

1) 在考虑相变潜热、材料随温度变化的热物性参数、表面张力等影响因素下,模拟了 W-Cu 复合体系选区激光熔化熔池的温度场与速度场,模拟中运用 C 语言实现了热源的移动。

2) 在定热源条件下,随着激光功率  $P$  的增加,熔池表面的温度梯度与速度场耦合夹角  $\theta$  由  $50^\circ$  减为  $0^\circ$ ,熔池表面对流传热加快。光斑中心的热量在外对流的作用下,快速传至熔池边缘,最高温度区域减小。

3) 在定热源  $P \geq 800$  W 条件下,W 颗粒周围会形成二次流及由压强差所引起的压力  $F$ 。当二次流产生的引力  $F_R$  与压力  $F$  夹角为锐角时,W 颗粒趋于形成小环状结构,限制颗粒的重排,易于发生团聚;而当二次流产生的引力  $F_R$  与压力  $F$  夹角为钝角时,W 颗粒趋于形成大环状结构,利于颗粒的重排。

4) 在移动热源条件下,当  $\eta = 27$  kJ/m 时,W 颗粒在压力  $F$  和 Marangoni 流的作用下进行重排;而当  $\eta = 16$  kJ/m 时,二次流产生的引力  $F_R$  与压力  $F$  夹角为钝角,趋于形成大环状结构,易于 W 颗粒的重排;当  $\eta = 11$  kJ/m 时,W 颗粒仅受到 Marangoni 流的作用,重排率显著降低。

## 参 考 文 献

- 1 Fan Jinglian, Yan Dejian, Huang Boyun, *et al.*. Current status of R&D of W-Cu composite materials in China and abroad [J]. Powder Metallurgy Industry, 2003, 13(2): 9-14.  
范景莲, 严德剑, 黄伯云, 等. 国内外钨铜复合材料的研究现状 [J]. 粉末冶金工业, 2003, 13(2): 9-14.
- 2 Liu Binbin, Lu Yanna, Xie Jianxin. Fabrication of tungsten/copper functionally gradient materials with nearly full density by hot press [J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2007, 17(9): 1410-1416.  
刘彬彬, 鲁岩娜, 谢建新. 热压烧结制备近全致密 W-Cu 梯度热沉材料 [J]. 中国有色金属学报, 2007, 17(9): 1410-1416.
- 3 Shi Xiaoliang, Shao Gangqin, Duan Xinglong, *et al.*. Hot-pressing sintering of W-15Cu alloy [J]. Materials for Mechanical Engineering, 2007, 31(3): 37-40.  
史晓亮, 邵刚勤, 段兴龙, 等. 热压烧结制备高密度钨铜合金 [J]. 机械工程材料, 2007, 31(3): 37-40.
- 4 Liu Tao, Fan Jinglian, Tian Jiamin, *et al.*. Synthesis and sintering of ultra-fine/nanometer W-10% Cu composite powder [J]. Journal of Central South University (Science and Technology), 2009, 40(5): 1235-1239.  
刘涛, 范景莲, 田家敏, 等. 超细/纳米 W-10%Cu 复合粉末制备与烧结工艺 [J]. 中南大学学报(自然科学版), 2009, 40(5): 1235-1239.
- 5 John L Johnson, Justin J Brezovsky, M Randall. Effect of liquid content on distortion and rearrangement densification of liquid-phase-sintered W-Cu [J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2005, 36(6): 1557-1665.
- 6 Yang Yongqiang, Luo Ziyi, Su Xubin, *et al.*. Study on process and effective factors of stainless steel thin wall parts manufactured

- by selective laser melting [J]. Chinese J Lasers, 2011, 38(1): 0103001.  
杨永强, 罗子艺, 苏旭彬, 等. 不锈钢薄壁零件选区激光熔化制造及影响因素研究 [J]. 中国激光, 2011, 38(1): 0103001.
- 7 D D Gu, Y C Hagedorn, W Meiners, *et al.*. Densification behavior, microstructure evolution, and wear performance of selective laser melting processed commercially pure titanium [J]. Acta Materialia, 2012, 60(9): 3849-3860.
- 8 Yang Yongqiang, Wang Di, Wu Weihui. Research progress of direct manufacturing of metal parts by selective laser melting [J]. Chinese J Lasers, 2011, 38(6): 0601007.  
杨永强, 王迪, 吴伟辉. 金属零件选区激光熔化直接成型技术研究进展 [J]. 中国激光, 2011, 38(6): 0601007.
- 9 Wu Weihui, Yang Yongqiang, Wang Di, *et al.*. Research on variable density rapid manufacturing process based on selective laser melting technology [J]. Chinese J Lasers, 2010, 37(7): 1879-1884.  
吴伟辉, 杨永强, 王迪, 等. 选区激光熔化变密度快速制造工艺研究 [J]. 中国激光, 2010, 37(7): 1879-1884.
- 10 Wang Di, Yang Yongqiang, Wu Weihui. Process optimization for 316L stainless steel by fiber laser selective melting [J]. Chinese J Lasers, 2009, 36(12): 3233-3239.  
王迪, 杨永强, 吴伟辉. 光纤激光选区熔化 316L 不锈钢工艺优化 [J]. 中国激光, 2009, 36(12): 3233-3239.
- 11 X B Su, Y Q Yang, D M Xiao, *et al.*. An investigation into direct fabrication of fine-structured components by selective laser melting [J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2013, 64(9-12): 1231-1238.
- 12 Zhang Dongyun, Wang Ruize, Zhao Jianzhe, *et al.*. Latest advance of laser direct manufacturing of metallic parts [J]. Chinese J Lasers, 2010, 37(1): 18-25.  
张冬云, 王瑞泽, 赵建哲, 等. 激光直接制造金属零件技术的最新进展 [J]. 中国激光, 2010, 37(1): 18-25.
- 13 Liu Jie, Yang Yongqiang, Wang Di, *et al.*. Computer-aided optimization of the process parameters for fabricating overhanging structure by selective laser melting [J]. Chinese J Lasers, 2012, 39(5): 0503001.  
刘杰, 杨永强, 王迪, 等. 选区激光熔化成型悬垂结构的计算机辅助工艺参数优化 [J]. 中国激光, 2012, 39(5): 0503001.
- 14 A Simchi. Direct laser sintering of metal powders; mechanism, kinetics and microstructural features [J]. Materials Science and Engineering A, 2006, 428(1-2): 148-158.
- 15 Fu Liding, Shi Yusheng, Zhang Wenxian, *et al.*. The process research of 316L stainless steel in selective laser melting [J]. Applied Laser, 2008, 28(2): 108-111.  
付立定, 史玉升, 章文献, 等. 316L 不锈钢粉末选择性激光熔化快速成形的工艺研究 [J]. 应用激光, 2008, 28(2): 108-111.
- 16 R Li, Y S Shi, J H Liu, *et al.*. Selective laser melting W-10%Cu composite powders [J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2010, 48(5-8): 597-605.
- 17 Meng Guangbin, Gu Dongdong, Li Chuang, *et al.*. Forming process and properties of TiC/Ti bulk-form nanocomposites prepared by selective laser melting [J]. Chinese J Lasers, 2011, 38(6): 0603024.  
孟广斌, 顾冬冬, 李闯, 等. 选区激光熔化制备块体 TiC/Ti 纳米复合材料的成形工艺及性能 [J]. 中国激光, 2011, 38(6): 0603024.
- 18 D D Gu, Y F Shen. Effects of processing parameters on consolidation and microstructure of W-Cu components by DMLS [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2009, 473(1): 107-115.
- 19 C Konrad, Y W Zhang, B Xiao. Analysis of melting and resolidification in a two-component metal powder bed subjected to temporal Gaussian heat flux [J]. International Journal of Heat and Mass Transfer, 2005, 48(19-20): 3932-3944.

- 20 B Xiao, Y W Zhang. Marangoni and buoyancy effects on direct metal laser sintering with a moving laser beam [J]. *Numerical Heat Transfer, Part A: Applications: An International Journal of Computation and Methodology*, 2007, 51(8): 715–733.
- 21 J Jhabvala, E Boillat, T Antignac, *et al.*. On the effect of scanning strategies in the selective laser melting process [J]. *Virtual and Physical Prototyping*, 2010, 5(2): 99–109.
- 22 Ouyang Hongwu, Liu Zhuomin, Wang Qiong, *et al.*. Microdensification mechanism of copper powder in laser sintering [J]. *Materials Science and Engineering of Powder Metallurgy*, 2009, 14(4): 218–224.
- 欧阳鸿武, 刘卓民, 王 琼, 等. 铜粉激光烧结致密化过程数值模拟[J]. *粉末冶金材料科学与工程*, 2009, 14(4): 218–224.
- 23 Xi Mingzhe, Yu Gang. Numerical simulation for the transient temperature field of 3D moving laser molten pool [J]. *Chinese J Lasers*, 2004, 31(12): 1527–1532.
- 席明哲, 虞 钢. 连续移动三维瞬态激光熔池温度场数值模拟[J]. *中国激光*, 2004, 31(12): 1527–1532.
- 24 Dong Wenchao, Lu Shanping, Li Dianzhong, *et al.*. Numerical simulation of effects of the minor active-element oxygen on the marangoni convection and the weld shape [J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2008, 44(2): 249–256.
- 董文超, 陆善平, 李殿中, 等. 微量活性组元氧对焊接熔池 Marangoni 对流和熔池形貌影响的数值模拟[J]. *金属学报*, 2008, 44(2): 249–256.
- 25 Ma Liang, Huang Weidong, Yu Jun, *et al.*. Parametric finite element model of temperature/stress field evolution by metal laser solid forming [J]. *Chinese J Lasers*, 2009, 36(12): 3226–3232.
- 马 良, 黄卫东, 于 君, 等. 金属激光立体成形热应力场参数化有限元模型[J]. *中国激光*, 2009, 36(12): 3226–3232.
- 26 S Kolossov, E Boillat, R Glardon, *et al.*. 3D FE simulation for temperature evolution in the selective laser sintering process [J]. *International J Machine Tools & Manufacture*, 2004, 44(2-3): 117–123.
- 27 K Dai, L Shaw. Thermal and mechanical finite element modeling of laser forming from metal and ceramic powders [J]. *Acta Materialia*, 2004, 52(1): 69–80.
- 28 Z Y Guo, W Q Tao, R K Shah. The field synergy (coordination) principle and its applications in enhancing single phase convective heat transfer [J]. *International J Heat and Mass Transfer*, 2005, 48(9): 1797–1807.
- 29 Guo Zengyuan. *Thermofluid Dynamics* [M]. Beijing: Peking University Press, 1992. 176–177.
- 过增元. *热流体力学*[M]. 北京: 清华大学出版社, 1992. 176–177.
- 30 K Arafune, A Hirata. Thermal and solutal Marangoni convection in In-Ga-Sb system [J]. *Journal of Crystal Growth*, 1999, 197(4): 811–817.
- 31 D D Gu, W Meiners, K Wissenbach, *et al.*. Laser additive manufacturing of metallic components: materials, processes and mechanisms [J]. *International Materials Reviews*, 2012, 57(3): 133–164.
- 32 H H Zhu, L Lu, J Y H Fuh. Influence of binder's liquid volume fraction on direct laser sintering of metallic powder [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2004, 371(1): 170–177.

栏目编辑：宋梅梅