

基于数值仿真的 Al_2O_3 陶瓷激光选区熔化 表面微观组织形成机理研究

马瑞芹^{1,2}, 张凯^{1,2}, 韦辉亮^{1,2}, 刘婷婷^{1,2*}, 廖文和^{1,2}

¹南京理工大学机械工程学院, 江苏 南京 210094;

²数控成形技术与装备国家地方联合工程实验室, 江苏 南京 210094

摘要 基于数值仿真和实验研究了 Al_2O_3 陶瓷激光选区熔化(SLM)成形表面凝固组织的形成机理。结果表明:
 Al_2O_3 陶瓷 SLM 成形具备发生贝纳德-马兰戈尼表面失稳的条件,随着激光能量减小,对流接近稳态;基板预热能
够改变贝纳德-马兰戈尼对流状态;低激光功率、快扫描速度、低预热温度有助于形成稳态液体表面的层流流动。

关键词 激光技术;表面微观组织;激光选区熔化;陶瓷;贝纳德-马兰戈尼失稳;马兰戈尼数

中图分类号 TF249

文献标识码 A

doi: 10.3788/CJL201946.0202002

Formation Mechanism of Surface Microstructure in Selective Laser Melting of Alumina Ceramic Based on Numerical Simulation

Ma Ruiqin^{1,2}, Zhang Kai^{1,2}, Wei Huiliang^{1,2}, Liu Tingting^{1,2*}, Liao Wenhe^{1,2}

¹College of Mechanical Engineering, Nanjing University of Science and Technology,
Nanjing, Jiangsu 210094, China;

²National Joint Engineering Laboratory for Numerical Control Forming Technology and Equipment,
Nanjing, Jiangsu 210094, China

Abstract On the basis of numerical simulation and experiments, the formation mechanism of solidification microstructures on the alumina ceramic surface by selective laser melting (SLM) is clarified. The research results show that as for the SLM of alumina ceramic, the forming condition of Bénard-Marangoni surface instability is satisfied. As laser energy decreases, the convection is close to its steady state. The preheating of substrate can change the Bénard-Marangoni convection state. Low laser power, fast scanning speed and low preheating temperature are all beneficial to the formation of a steady laminar flow on the liquid surface.

Key words laser technique; surface microstructure; selective laser melting; ceramic; Bénard-Marangoni-instability; Marangoni number

OCIS codes 140.3390; 350.3390; 140.6810

1 引 言

陶瓷材料具有熔点和硬度高以及耐磨性、抗氧化性、化学稳定性好等优点^[1],但其加工比较困难,磨削、车削、研磨、注浆、蚀刻等传统加工技术难以加工复杂的高精度陶瓷零部件,这严重制约了陶瓷材料在工业生产中的应用。激光选区熔化(SLM)技术能够直接成形高精度的复杂零件,是高效、低成本

加工陶瓷零部件的潜在制造技术。目前,陶瓷 SLM 技术刚刚起步^[2-3],其成形机理及成形过程中的特殊现象亟待解释。

本课题组在前期的研究中发现,在 Al_2O_3 陶瓷材料 SLM 成形试件表面存在条状、胞状等凝固结构^[4],这种凝固结构与常见的 Al_2O_3 晶粒不同,虽然它们大小相近,但是这种凝固组织呈长条状,分布有序,方向一致,长度相似。本课题组研究认为这是

收稿日期: 2018-08-27; 修回日期: 2018-10-16; 录用日期: 2018-10-24

基金项目: 国家自然科学基金(51775281)、国家重点研发项目(2017YFB1103000)

* E-mail: liutingting@mail.njust.edu.cn

熔池热毛细对流造成的一种对流快速凝固现象,并分析了凝固界面流动形式与激光功率、扫描速度、预热温度的关系。熔池对流是影响 SLM 成形过程的重要因素之一,由于流动对传热、传质的影响,熔池对流驱动气泡在熔池内运动,影响熔池形貌^[5],并进一步影响试件的表面质量^[6-7]。

Takaichi 等^[8]、Cherry 等^[9]和 Kruth 等^[10]在 Co-Cr-Mo、316L 材料的 SLM 试件表面上也发现了类似的微米级胞状组织结构,金属凝固组织通常比陶瓷凝固组织更细小,且形态更多变。除长条状,六角胞状组织也较为常见。Prashanth 等^[11]和周鑫^[12]认为该组织与传统工艺例如铸造形成的亚晶粒在尺度、空间分布上不同,且具有流动特性,并与贝纳德-马兰戈尼对流有关。此外,Prashanth 等还利用贝纳德-马兰戈尼失稳理论和颗粒聚集-结构形成原理解释了金属复合材料亚稳态六角形细胞状结构现象,提出了复合材料产生这种细胞结构的条件。周鑫分析了现有合金实验中出现的胞状、伸长胞状和条状组织的形成原因,认为微熔池非平衡快速凝固与非线性热毛细对流存在相互耦合作用。

本文在上述研究的基础上,采用数值仿真方法,研究了 Al₂O₃ 陶瓷实验中出现的条纹凝固组织的形成机理。

2 模型的建立及参数设置

2.1 数值仿真模型

建立长方体模型,其尺寸为 1.6 mm × 1.6 mm × 0.4 mm,设置六面体网格,网格大小为 0.02 mm × 0.02 mm × 0.02 mm,共有 128000 个单元。

SLM 成形过程中的熔化凝固现象颇为复杂,整个瞬态过程涉及热源、粉末、气氛环境之间的热传导和热对流,以及凝固过程中的结晶潜热、熔池中因温差造成的热毛细对流等现象。为了在不影响准确性的前提下减小计算量,对模型做出以下基本假设:1) 汽化带来的能量变化相比热传导和热对流都很小,所以忽略汽化;2) 材料参数中的热导率、比热容、黏度随温度变化,其他物理参数如表面张力梯度、密度为常数;3) 假设熔池自由表面固定,忽略材料熔化前为浆料,不区分基板和粉体。

2.2 控制方程及相变潜热的计算

根据流体力学理论设置控制方程:能量方程、动量方程、质量方程^[13]。相变潜热 ΔH 影响 Al₂O₃ 熔化凝固过程中的能量变化,可表示为

$$\Delta H = \beta L, \quad (1)$$

式中: β 为流体分数; L 为熔化凝固潜热。

流体分数定义在液相温度与固相温度之间从 0 到 1 均匀增长,即

$$\beta = \begin{cases} 0 & T < T_{\text{solidus}} \\ 1 & T > T_{\text{liquidus}} \\ \frac{T - T_{\text{solidus}}}{T_{\text{liquidus}} - T_{\text{solidus}}} & T_{\text{solidus}} \leq T \leq T_{\text{liquidus}} \end{cases}, \quad (2)$$

式中: T 为温度; T_{solidus} 为材料的固相温度; T_{liquidus} 为材料的液相温度。

2.3 初始化及边界条件

考虑到 Al₂O₃ 陶瓷材料的激光束吸收长度数量级较大,因此使用体热源,其热生成率 q 的表达式^[14]为

$$q(x, y, z) = \frac{P(1-R)}{\pi\omega^2 \cdot \gamma} \exp\left(-\frac{x^2 + y^2}{\omega^2} - \frac{|z|}{\gamma}\right), \quad (3)$$

式中: x, y, z 为坐标变量; P 为激光功率; R 为材料反射率; ω 为激光束的半径,取 0.05 mm; γ 为激光吸收长度,取 0.2 mm。

初始温度应为环境温度 T_0 , 设置为

$$T(x, y, z, 0) = T_0, \quad (4)$$

在热源加载面上,除了热源输入外,还有 Al₂O₃ 陶瓷粉末与气氛的热辐射、热传导。表达式为

$$-k \left(\frac{\partial T}{\partial z} \right)_{z=0} = q - h(T - T_0) - \sigma_c \varepsilon (T^4 - T_0^4), \quad (5)$$

式中: T 为温度; k 为热导率; q 为热流率; h 为对流换热系数; σ_c 为玻尔兹曼常数; ε 为材料的辐射率。

模型侧面的速度为零,故其速度边界条件表达式为

$$u = v = w = 0, \quad (6)$$

式中: u 为 X 方向的速度; v 为 Y 方向的速度; w 为 Z 方向的速度。

模型侧面仅有陶瓷粉末与气氛的热传导,故其温度边界条件表达式为

$$-k \frac{\partial T}{\partial y} = h(T - T_0). \quad (7)$$

温差导致表面张力差,表面张力差导致马兰戈尼对流。马兰戈尼对流通通过计算液体表面的切应力 τ 来模拟,表达式^[15]为

$$\tau = \frac{d\sigma}{dT} \nabla_s T, \quad (8)$$

式中： $d\sigma/dT$ 为表面张力梯度； $\nabla_s T$ 为表面温度梯度。

2.4 材料成分及物理参数

实验采用的 Al_2O_3 粉末成分如表 1^[16] 所示，粉

表 1 Al_2O_3 的化学成分

Table 1 Chemical compositions of Al_2O_3

Composition	Al_2O_3	Na_2O	Fe_2O_3	SiO_2	MgO	TiO_2	CaO
Mass Fraction / %	Margin	0.0776	0.0124	0.0238	0.0521	0.0035	0.0136

仿真时采用纯 Al_2O_3 的物理参数，比热容 C 和热导率 λ 等参数的具体取值如图 1、表 2 所示。

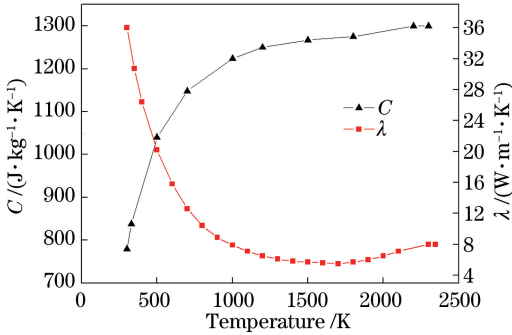


图 1 Al_2O_3 的比热容和热导率^[17]

Fig. 1 Specific heat capacity and thermal conductivity of Al_2O_3

表 2 Al_2O_3 的部分参数

Table 2 Part parameters of Al_2O_3

Parameter	Value
Absorptivity	0.028
Density / ($kg \cdot m^{-3}$)	3970
Melting point / K	2328
Surface tension gradient / ($N \cdot m^{-1} \cdot K^{-1}$)	-8.2×10^{-5}
Latent heat ^[18] / ($J \cdot kg^{-1}$)	1.1379×10^7
Laser spot size / μm	100

当温度大于熔点时， Al_2O_3 变成液体状，采用非接触式载体技术测量的结果来计算 Al_2O_3 的表面张力 σ 和黏度 η ^[19]：

$$\sigma(T) = 0.64 - 8.2 \times 10^{-5}(T - T_m), \quad (9)$$

$$\eta(T) = 3.2 \exp\left(43.2 \times \frac{10^3}{RT}\right), \quad (10)$$

式中： T_m 为熔点； R 为气体常数 ($8.31 J \cdot mol^{-1} \cdot K^{-1}$)。

2.5 仿真及实验工艺参数

采用南京理工大学自主研发的陶瓷材料 SLM 实验平台进行实验。该设备配备了 IPG 公司生产的单模连续型光纤激光器以及感应加热装置，如图 2 所示。

末形态呈不规则的片状结构，平均粒径为 $0.62 \mu m$ 。由于激光直接作用在粉末上会造成严重的飞溅现象，故而本实验采用 Al_2O_3 浆料进行 SLM 成形实验，水与粉末的比例 1:1。



图 2 陶瓷 SLM 成形实验平台^[4]

Fig. 2 Experimental platform for SLM forming of ceramics

仿真和实验采用相同的工艺参数，激光扫描方式为单向多道，具体参数值如表 3 所示。

表 3 仿真及实验工艺参数

Table 3 Simulation and experiment processing parameters

Parameter	Value
Laser power / W	120, 140, 160, 180, 200
Scanning speed / ($m \cdot s^{-1}$)	60, 70, 80, 90
Preheating temperature / K	400, 1000

3 结果分析与凝固组织形成机理讨论

3.1 温度场与流场的仿真结果

图 3(a) 为激光功率 $P = 140 W$ ，扫描速度 $v = 70 mm \cdot s^{-1}$ ，预热温度为 $400 K$ 条件下仿真得到的温度云图，扫描方向为 Y 轴正向，此时激光扫描到模型中间一道的最后一个载荷步，激光中心坐标为： $x = 0, y = 0.5474 mm, z = 0$ 。沿图中白色虚线将模型切开，取左边部分，得到图 3(b)，可以清楚地看到熔池内部的温度分布以及流场流动情况，试件上表面的等温线呈彗星状，拖尾很长，截面整体前深后浅。熔池表面液体从中心向外流动，然后顺着熔池壁流到熔池底部，再从底部向上流到熔池表面，如此循环。

图 4(a) 是在与图 3 相同的工艺参数和载荷步下的仿真熔池形态图，图 4(b) 是试件的扫描电镜图，其中 n 为层数索引。仿真得到的熔池宽为 $74.6 \mu m$ ，高为 $80.2 \mu m$ ；实验测得的熔池宽为 $73.19 \mu m$ ，高为 $75.33 \mu m$ 。可见，实验与仿真得到

的熔池形态相似,表明仿真模型正确。从图 4(c)、(d)中可以发现,当激光功率为 140 W,扫描速度从 $60 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ 增大到 $90 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ 时,粉末吸收的能量逐渐减少,粉末熔化量急剧减少,熔池宽度从 95 mm 减小到 18 mm,熔池长度从 536 mm 减小到

139 mm。当扫描速度大于 $90 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ 时,熔池消失;当激光扫描速度为 $90 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$,功率从 200 W 降低到 140 W 时,粉末吸收能量减少,熔池宽度从 98 mm 减小到 18 mm,熔池长度从 785 mm 减小到 139 mm。当激光功率低于 140 W 时,熔池消失。

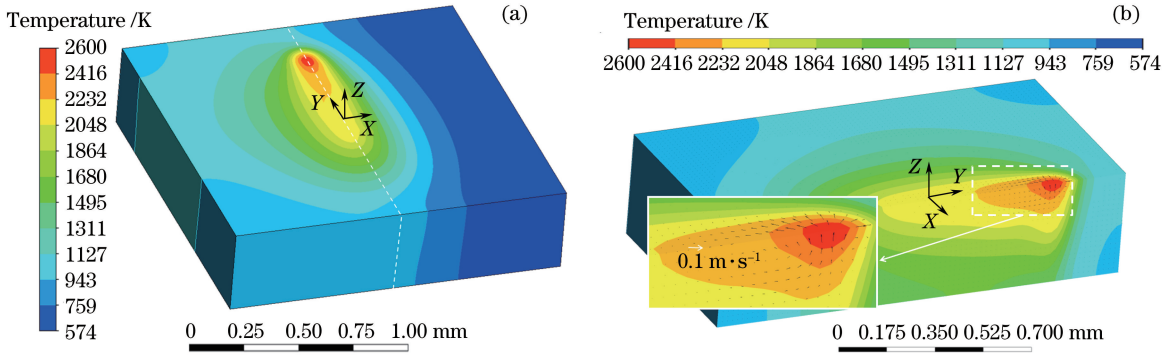


图 3 仿真结果。(a) 总体温度场;(b) 流场剖面图

Fig. 3 Simulation results. (a) Overall temperature field; (b) cross-sectional profile of flow field

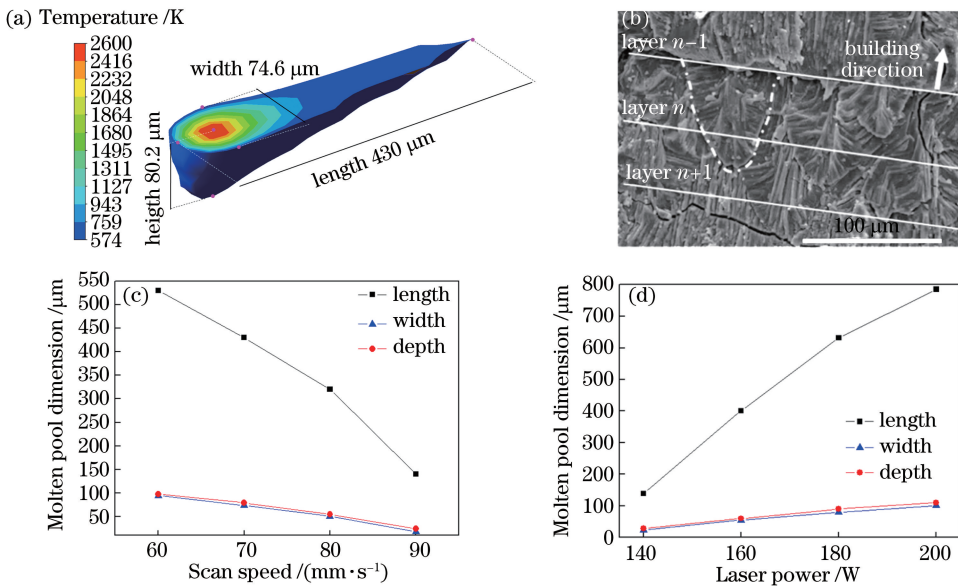


图 4 仿真和实验中的熔池尺寸。(a) 激光功率为 140 W,扫描速度为 $70 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ 时,熔池的形状和温度云图;(b) 激光功率为 140 W,扫描速度为 $70 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ 时,试件的 SEM 图^[4];(c) 激光功率为 140 W 时,不同扫描速度下的熔池数值仿真尺寸;(d) 扫描速度为 $90 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ 时,不同激光功率下的熔池数值仿真尺寸

Fig. 4 Molten pool dimensions in simulation and experiment. (a) Geometry of molten pool and temperature cloud map for laser power of 140 W and scanning speed of $70 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$; (b) SEM image of specimen for laser power of 140 W and scanning speed of $70 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$; (c) molten pool sizes in numerical simulation for different scanning speeds but same laser power of 140 W; (d) molten pool sizes in numerical simulation for different laser powers but same scanning speed of $90 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$

根据以上仿真得到的温度场,对温度求导获得任意一点的各方向的温度梯度值。在与图 3、图 4 相同的工艺参数、载荷步下,熔池表面中心 X 轴路径上的温度梯度图如图 5 所示。根据计算结果可知,与 X 向的温度梯度 G_x 以及 Z 向的温度梯度 G_z 相比,Y 向的温度梯度 G_y 极小,可忽略不计。

3.2 实验结果

图 6 是不同工艺参数下试件的 SEM 扫描电镜图,可见:随着能量密度 I 的增大,试件表面熔化得更加彻底,出现了越来越明显的条状微观组织;当预热温度为 400 K 时,激光功率越高,条状组织越明显;当激光功率为 140 W 时,扫描速度越慢,条状组织越明

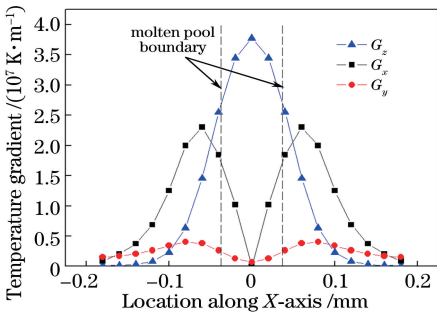


图 5 当 $P=140\text{ W}$, $v=70\text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ 时, $z=0, y=0.5474\text{ mm}$ 路径上的温度梯度

Fig. 5 Temperature gradient along path at $z=0$ and $y=0.5474\text{ mm}$ for $P=140\text{ W}$ and $v=70\text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$

显。这种条纹组织分布均匀,与扫描方向垂直。

图 7 为 $200\text{ W}, 90\text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ 工艺参数下试件的 SEM 扫描电镜图。其中:图 7(a)为 400 K 预热温度下的条状凝固组织;图 7(b)为 1000 K 预热温度

下的指状凝固组织。

3.3 Al_2O_3 陶瓷熔池对流对凝固组织的影响

熔池内的对流十分复杂,存在马兰戈尼对流^[20]和贝纳德-马兰戈尼对流^[21]。马兰戈尼对流由温度梯度驱动,如图 5 所示,在熔池中部,极大的 G_z 值使熔池底部的液体向上流向表面;熔池边缘处的 G_x 达到最大值,此处产生的表面张力克服了黏度阻力,使熔池表面的液体从熔池中心扩散流向熔池边缘;此时熔池边缘压强小,底部压强小,故而熔池边缘的液体沿熔池壁流向熔池底部,形成循环。该循环就是马兰戈尼对流。与马兰戈尼对流不同,贝纳德-马兰戈尼对流只发生在液体表面,有稳态和失稳两种状态。稳态时,液体表面为层流流动且表面平整;失稳状态时,流动复杂,液体表面出现六角形贝纳德花、指状流动的贝纳德花、条状滚卷式对流^[22]等特殊的流动形式。这两种对流共同存在时可形成闭合对流循环^[23]。

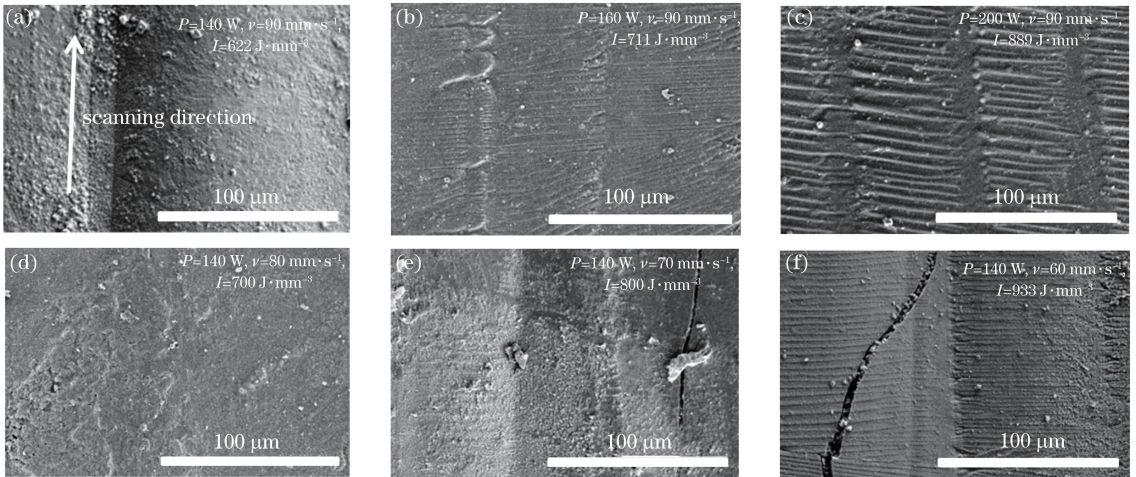


图 6 不同工艺参数下试件的扫描电镜图

Fig. 6 SEM images of parts fabricated at different process parameters

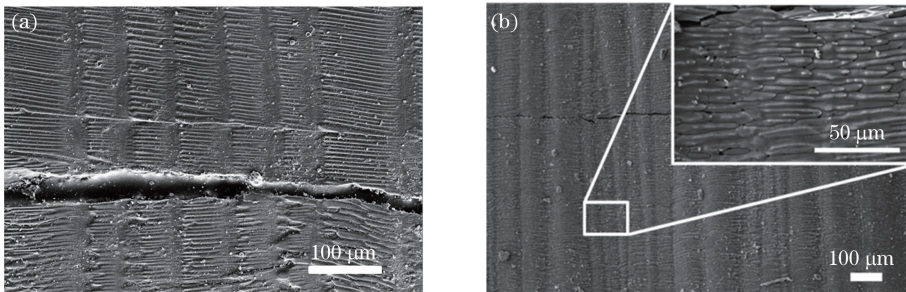


图 7 陶瓷试件表面的凝固组织^[4]。(a) 条状组织;(b) 指状组织

Fig. 7 Surface solidification structure on the ceramic specimen. (a) Stripy structure; (b) finger-shaped structure

贝纳德-马兰戈尼对流形式与水平马兰戈尼数 M_{hor} 、垂直马兰戈尼数 M_{ver} 密切相关,具体公式如下^[23]

$$M_{\text{ver}} = \left| \frac{\partial \sigma}{\partial T} \right| \Delta T_{\text{ver}} d \eta^{-1} \chi^{-1}, \quad (11)$$

$$M_{\text{hor}} = \left| \frac{\partial \sigma}{\partial T} \right| G_x T d^2 \eta^{-1} \chi^{-1}, \quad (12)$$

式中： $\left| \frac{\partial \sigma}{\partial T} \right|$ 为表面张力温度系数； ΔT_{ver} 为垂直方向上的温差； d 为特征长度（液体层厚度）； η 为动力黏度； χ 为热扩散系数。

针对陶瓷 SLM 成形实验中的熔池对流现象，由仿真获得 400 K 预热温度、不同工艺参数下 Al_2O_3 陶瓷材料 SLM 成形温度云图和温度梯度曲线，并计算了马兰戈尼数：液态 Al_2O_3 的热扩散率

为 $1.06 \times 10^{-6} \text{ m}^2 \cdot \text{s}^{-1}$ ，动力黏度为 $0.03 \text{ N} \cdot \text{s} \cdot \text{m}^{-2}$ 。以熔池中心（温度最高的节点）为交点画十字，在该十字上共取 15 个点，用仿真结果计算各个工艺参数下的 M_{hor} 、 M_{ver} 。计算出每个点的马兰戈尼数后，再求平均值，表 4 为计算结果。

采用同样的计算方法，可以得到激光功率为 200 W，扫描速度为 $90 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$ 时，不同预热温度下的 M_{hor} 、 M_{ver} ，如表 5 所示。

表 4 不同激光功率及扫描速度下的 M_{hor} 和 M_{ver}

Table 4 M_{hor} and M_{ver} obtained at different laser powers and scanning speeds

Parameter	140 W,	140 W,	140 W,	140 W,	160 W,	180 W,	200 W,
	$60 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$	$70 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$	$80 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$	$90 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$	$90 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$	$90 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$	$90 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$
M_{ver}	476.7	433.1	402.1	364.9	526.3	612.7	754.1
M_{hor}	92.9	91.3	90.1	87.6	98.7	104.9	113.5

表 5 不同预热温度下的 M_{hor} 和 M_{ver}

Table 5 M_{hor} and M_{ver} obtained at different preheating temperatures

Preheating temperature /K	300	400	600	800	1000
M_{ver}	785.2	754.1	703.2	649.2	594.6
M_{hor}	119.5	113.5	105.3	97.6	82.7

根据 Mizev^[23] 的观点，马兰戈尼数 (M) 数值决定液体表面是否失稳以及液体表面的流动形式，如图 8 所示。其中：SF 表示稳态，即液体表面是平整的；LR 表示条状对流；DC 表示流动的贝纳德花；它们之间的转变是渐变的。条状对流方向与温度梯度方向一致。

条状对流区域。已知条状对流方向与温度梯度方向一致，由于 Y 向温度梯度可以忽略，温度梯度方向为 X 向，即与扫描方向垂直的方向，所以条纹的方向与扫描方向垂直。以上结论与实验结果一致。分析认为，熔池表面热端液体以滚卷形式流向冷端，从冷端顺着熔池壁到达熔池底部又上升至热端，如此循环，这种情况下流体向上流动处的液面拱起，出现条状对流，由于凝固速率极快而被保留下来形成条状凝固，具体的流动形式如图 9(b) 所示。

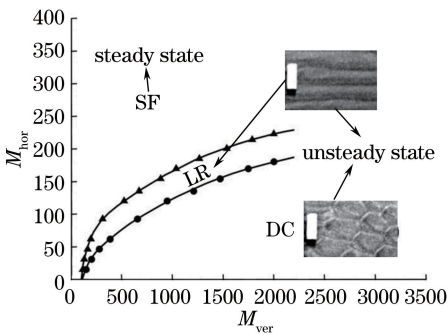


图 8 马兰戈尼数对流动形式的影响

Fig. 8 Effect of Marangoni number on flow pattern

将表 4、表 5 中的数据与图 8 结合，就可以得到图 9、10，可知： Al_2O_3 陶瓷 SLM 试件中具备发生贝纳德-马兰戈尼表面失稳的条件。由图 9(a) 可知：当激光功率为 140 W，扫描速度为 $60 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$ 时，马兰戈尼数落在条状对流区域；扫描速度越大，马兰戈尼数越靠近稳态区，条纹对流愈发不明显，但始终落在条状对流区域；当扫描速度为 $90 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$ ，激光功率为 200 W 时，马兰戈尼数落在条状对流区域；随着激光功率降低，条纹对流愈发不明显，但始终落在

由图 10(a) 可知：当预热温度为 300 K 时，马兰戈尼数落在条状对流区域；随着预热温度升高，条状凝固现象逐渐向流动的贝纳德花转变；当预热温度为 1000 K 时，凝固组织完全变为流动的贝纳德花，条纹方向与扫描方向垂直。以上结论与实验结果一致。分析认为，与低的预热温度相比，在高的预热温度下，熔池表面会形成流动的贝纳德花（指状凸起）凝固组织，液体流动不到冷端，就在某处开始向下流动，因此熔池的内部循环对流会比较为杂乱，具体流动形式如图 10(b) 所示。

以上由对流快速凝固形成的组织会对表面平整度产生影响。由此，分析认为，对于 Al_2O_3 陶瓷 SLM 试件，高激光功率、慢扫描速度、高预热温度都可能会导致失稳的贝纳德-马兰戈尼对流，从而导致试件表面凹凸不平。因此，在选择这三个工艺参数时，不仅要考虑粉末的充分熔化，以及避免球化、裂

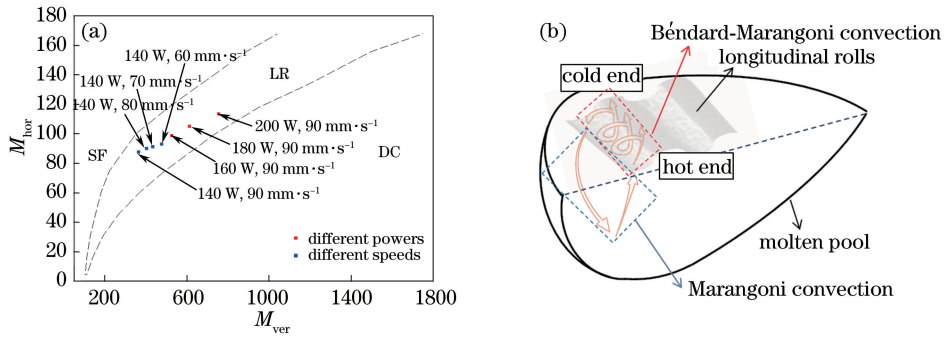


图 9 不同激光功率及扫描速度下表面微观组织的预测结果。(a)熔池表面对流预测结果;(b)对应的流动形式图

Fig. 9 Prediction results of surface microstructure at different laser powers and scanning speeds.

(a) Prediction results of convection on molten pool surface; (b) corresponding flow pattern

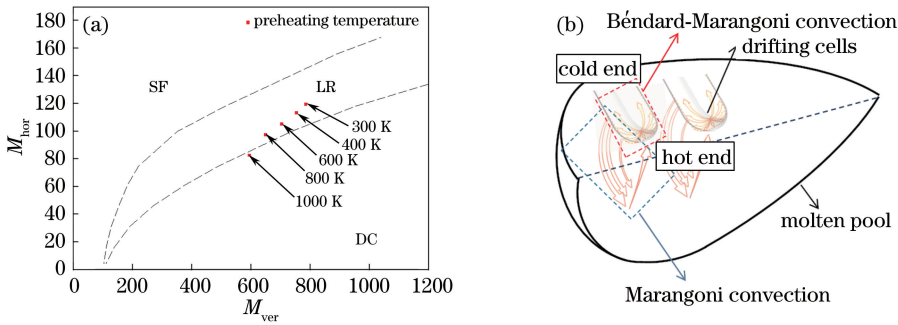


图 10 不同预热温度下表面微观组织的预测结果。(a)熔池表面对流的预测结果;(b)对应的流动形式图

Fig. 10 Prediction results of surface microstructure at different preheating temperatures. (a) Prediction results of

convection on molten pool surface; (b) corresponding flow pattern

纹等,还要考虑控制上述微观组织,低激光功率、快扫描速度、低预热温度有助于避免失稳态贝纳德-马兰戈尼对流。

4 结 论

通过数值仿真计算获得了 Al_2O_3 陶瓷 SLM 成形的温度场和流场,并进一步计算了不同工艺参数条件下的马兰戈尼数,结合实验研究阐明了 Al_2O_3 陶瓷 SLM 成形表面凝固组织的形成机理,获得以下结论:

1) Al_2O_3 陶瓷 SLM 成形具备发生贝纳德-马兰戈尼表面失稳状态的条件,当扫描速度为 $90 mm \cdot s^{-1}$ 、激光功率为 $140 \sim 200 W$ 时,或者扫描速度为 $60 \sim 90 mm \cdot s^{-1}$ 、激光功率为 $140 W$ 时,发生条状滚卷式对流。随着激光能量减小,马兰戈尼数逐渐靠近稳态区,条状滚卷式对流逐渐减弱。

2) 基板预热能够改变贝纳德-马兰戈尼对流状态,随着预热温度升高,条状滚卷式对流逐渐向流动的贝纳德花转变。

3) 低激光功率、快扫描速度、低预热温度有助于避免失稳态贝纳德-马兰戈尼对流。

参 考 文 献

- [1] Surendranathan A O. An introduction to ceramics and refractories[M]. Boca Raton: CRC Press, 2014: 7-18.
- [2] Bourell D, Kruth J P, Leu M, *et al.* Materials for additive manufacturing[J]. CIRP Annals, 2017, 66 (2): 659-681.
- [3] Zhang K, Liu T T, Liao W H, *et al.* Experiment on selective laser melting forming of Al_2O_3 ceramics [J]. Chinese Journal of Lasers, 2016, 43 (10): 1002007.
张凯, 刘婷婷, 廖文和, 等. 氧化铝陶瓷激光选区熔化成形实验[J]. 中国激光, 2016, 43(10): 1002007.
- [4] Zhang K, Liu T T, Liao W H, *et al.* Influence of laser parameters on the surface morphology of slurry-based Al_2O_3 parts produced through selective laser melting [J]. Rapid Prototyping Journal, 2018, 24 (2): 333-341.
- [5] Chen Q, Guillemot G, Gandin C A, *et al.* Numerical modelling of the impact of energy distribution and Marangoni surface tension on track shape in selective laser melting of ceramic material [J]. Additive Manufacturing, 2018, 21: 713-723.

- [6] Panwisawas C, Qiu C L, Sovani Y, *et al.* On the role of thermal fluid dynamics into the evolution of porosity during selective laser melting [J]. *Scripta Materialia*, 2015, 105: 14-17.
- [7] Dai D H, Gu D D. Thermal behavior and densification mechanism during selective laser melting of copper matrix composites: simulation and experiments[J]. *Materials & Design*, 2014, 55(6): 482-491.
- [8] Takaichi A, Suyalatu A, Nakamoto T, *et al.* Microstructures and mechanical properties of Co-29Cr-6Mo alloy fabricated by selective laser melting process for dental applications [J]. *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*, 2013, 21(3): 67-76.
- [9] Cherry J A, Davies H M, Mehmood S, *et al.* Investigation into the effect of process parameters on microstructural and physical properties of 316L stainless steel parts by selective laser melting [J]. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2015, 76(5/6/7/8): 869-879.
- [10] Kruth J P, Badrossamay M, Yasa E, *et al.* Part and material properties in selective laser melting of metals [C]. *International Symposium on Electromachining*, 2010: 3-14.
- [11] Prashanth K G, Eckert J. Formation of metastable cellular microstructures in selective laser melted alloys[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2017, 707: 27-34.
- [12] Zhou X. Research on micro-scale melt pool characteristics and solidified microstructures in selective laser melting [D]. Beijing: Tsinghua University, 2016: 79-98
周鑫. 激光选区熔化微尺度熔池特性与凝固微观组织[D]. 北京: 清华大学, 2016: 79-98.
- [13] Manvatkar V, De A, Debroy T. Spatial variation of melt pool geometry, peak temperature and solidification parameters during laser assisted additive manufacturing process [J]. *Materials Science and Technology*, 2015, 31(8): 924-930.
- [14] Li J F, Li L, Stott F H. Comparison of volumetric and surface heating sources in the modeling of laser melting of ceramic materials [J]. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, 2004, 47(6/7): 1159-1174.
- [15] Dai D H, Gu D D, Li Y L, *et al.* Numerical simulation of metallurgical behavior of melt pool during selective laser melting of W-Cu composite powder system [J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2013, 40(11): 1103001.
戴冬华, 顾冬冬, 李雅莉, 等. 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 [J]. *中国激光*, 2013, 40(11): 1103001.
- [16] Zhang K, Liu T T, Liao W H, *et al.* Simulation of temperature field during selective laser melting of alumina [J]. *Journal of the Chinese Ceramic Society*, 2017, 45(12): 1825-1832.
张凯, 刘婷婷, 廖文和, 等. 氧化铝激光选区熔化温度场模拟 [J]. *硅酸盐学报*, 2017, 45(12): 1825-1832.
- [17] McQuarrie M. Thermal conductivity: VII, analysis of variation of conductivity with temperature for Al_2O_3 , BeO, and MgO [J]. *Journal of the American Ceramic Society*, 1954, 37(2): 91-95.
- [18] Zhang P H, Chang R Z, Wei Z, *et al.* Experimental measurement of enthalpy, melting point and melting heat for α -alumina in the range from 550-2400 K [J]. *Acta Metrologica Sinica*, 1986(2): 33-39.
张佩璜, 唱润忠, 魏臻, 等. 550~2400 K 温区 α -氧化铝焓值、熔点和熔化热的实验测定 [J]. *计量学报*, 1986(2): 33-39.
- [19] Paradis P F, Ishikawa T. Surface tension and viscosity measurements of liquid and undercooled alumina by containerless techniques [J]. *Japanese Journal of Applied Physics*, 2005, 44(7A): 5082-5085.
- [20] Kou S, Limmaneevichitr C, Wei P S. Oscillatory Marangoni flow: a fundamental study by conduction-mode laser spot welding [J]. *Welding Journal*, 2011, 90(12): 229-240.
- [21] Daviaud F, Vince J M. Traveling waves in a fluid layer subjected to a horizontal temperature gradient [J]. *Physical Review E*, 1993, 48(6): 4432-4436.
- [22] Ueno I, Kurosawa T, Kawamura H. Thermocapillary convection in thin liquid layer with temperature gradient inclined to free surface [J]. *Jasma Journal of the Japan Society of Microgravity Application*, 2002, 19: 18-23.
- [23] Mizev A I, Schwabe D. Convective instabilities in liquid layers with free upper surface under the action of an inclined temperature gradient [J]. *Physics of Fluids*, 2009, 21(11): 112102.