

激光选区熔化 WC 12Co 复合材料温度场模拟研究

谢英星, 姜无疾, 吴升富

(中山职业技术学院 机电学院, 广东 中山 528404)

摘要: 为提高激光选区熔化 WC 12Co 硬质复合材料的成形质量, 采用有限元仿真软件 Ansys 2021R1 对 SLM 成形 WC 12Co 硬质复合材料过程的温度场进行数值模拟仿真研究, 研究成形温度场的温度分布和成形工艺参数(激光功率、扫描速度、扫描间距和基板预热温度)对温度场的影响, 为优化 WC 12Co 硬质复合材料成形提供试验依据。结果表明: 激光功率增大, 成形区域温度增大, 位置点 3 的峰值温度从 3507.47 °C 增大至 3837.52 °C; 激光扫描速度增大, 成形区域温度降低, 位置点 5 的峰值温度从 3592 °C 下降至 2897 °C, 峰值温度下降 695 °C; 扫描间距的增加使各扫描区域的温度有所降低, 位置点 3 的峰值温度从 3330 °C 逐渐降低至 3123 °C。在同一成形工艺参数下, 激光扫描前一路径对后一路径有预热作用, 随着扫描路径的增加, 成形区域的温度呈现逐渐上升趋势。基板预热至 120 °C 能够提高熔池的内部温度, 减小成形件之间的温度差异, 缩小温度梯度差。当激光功率增大时, 熔池的宽度和深度随之增大; 当激光扫描速度增大时, 熔池的宽度先增大后减小, 熔池的深度线性反向减小; 当扫描间距增大时, 熔池的宽度和深度均减小。模拟获得的温度场仿真结论能够大致反映成形试样的表面质量和合金粉末的熔化状态随成形工艺参数变化的趋势。

关键词: 激光选区熔化; WC 12Co 复合材料; 温度场; 熔池宽度; 熔池深度

DOI: 10.13330/j.issn.1000-3940.2023.09.017

中图分类号: TH142; TG146

文献标志码: A

文章编号: 1000-3940 (2023) 09-0130-12

Simulation study on temperature field for WC 12Co composite material by selective laser melting

Xie Yingxing, Jiang Wuji, Wu Shengfu

(School of Electromechanical Engineering, Zhongshan Polytechnic College, Zhongshan 528404, China)

Abstract: To improve the forming quality of WC 12Co hard composites material by selective laser melting (SLM), the numerical simulation study of the temperature field in the forming process of WC 12Co hard composites material by SLM was conducted by finite element simulation software Ansys 2021R1, and the temperature distribution in the forming temperature field and the influences of forming process parameters (laser power, scanning speed, scanning spacing and substrate preheating temperature) on the temperature field were studied, which provided experimental basis for optimizing the forming of WC 12Co hard composite material. The results show that with the increasing of laser power, the temperature of forming area increases, and the peak temperature of position point 3 increases from 3507.47 °C to 3837.52 °C. With the increasing of laser scanning speed, the temperature of forming area decreases, the peak temperature of position point 5 decreases from 3592 °C to 2897 °C, and the peak temperature decreases by 695 °C. With the increasing of scanning spacing, the temperature of each scanning area decreases, and the peak temperature of position point 3 gradually decreases from 3330 °C to 3123 °C. Under the same forming process parameters, the former path of laser scanning has a pre-heating effect on the latter path, and with the increasing of scanning path, the temperature of forming area shows a gradual upward trend. Pre-heating the substrate to 120 °C can increase the internal temperature of molten pool, reduce the temperature difference between the formed parts, and reduce the temperature gradient difference. When the laser power increases, the width and depth of molten pool increase, and when the laser scanning speed increases, the width of molten pool first increases and then decreases, and the depth of molten pool decreases linearly and reversely. With the increasing of scanning spacing, both the width and depth of molten pool decrease. The temperature field simulation conclusion obtained by simulation can roughly reflect the change trend of the surface quality of formed samples and the melting state of alloy powder with the forming process parameters.

Key words: selective laser melting; WC 12Co composite material; temperature field; width of molten pool; depth of molten pool

复合材料是由两种或两种以上不同性质材料组

成的多相固体材料制成的。由于硬质复合材料组成成分中含有大量高熔点、高硬度、化学稳定性好的碳化物, 使得硬质合金材料的硬度、耐磨性和耐热性均很高, 基体表面层具有优良的耐磨性, 同时基体保持了良好的韧性^[1]。

在加工含有特殊结构的复杂件时, 增材制造的方式具有不可替代的优势。与传统的机械制造技术采用

收稿日期: 2023-01-12; 修订日期: 2023-04-22

基金项目: 广东省自然科学基金面上项目 (2020A151501806);

广东省普通高校特色创新类项目 (2019GKTSCX105, 2021KTSCX310);

中山职业技术学院高层次人才科研项目 (KYG2105)

作者简介: 谢英星 (1982-), 男, 博士, 副教授

E-mail: 36596530@qq.com

减材方式相比,激光增材制造技术具有周期短、无模具、柔性高、不受材料和零件结构限制等一系列优点。硬质复合材料增材制造面临的关键问题为:在样件打印过程中,构件相邻铺粉层之间以及单一铺粉层内部等局部区域产生的各种特殊类型的内部缺陷,如粉层不规则、粉层飞溅、残余应力、球化、气隙、微细粉末状夹杂物、裂纹、几何变形等,影响成形制件的抗拉强度、抗疲劳性能和表面粗糙度,降低部件的服役使用安全性。激光成形核心区域急剧发生的热物理交互过程往往在微观的尺度上进行,密闭空间的成形因素间的相互作用也非常复杂,因而,通过传统的大量试错试验手段很难对其进行定量观察与研究^[2-4]。

国内外采用激光选区熔化(Selective Laser Melting, SLM)成形过程模拟仿真对金属增材制造过程应用做了广泛深入的研究,但针对硬质复合材料的SLM仿真研究还鲜有报导。Foteinopoulos P等^[5]利用适度的网格化策略,提出了一个能够准确模拟SLM工程和存储温度变化的2D组件模型,该模型能大幅减少仿真运算时间。Ninpetch P等^[6]针对SLM成形的AISI H13工具钢,提出了一个计算流体力学(Computational Fluid Dynamics, CFD)粉末级模拟模型,该模型可以检查热特性和熔融金属的流动,以及分析激光功率和扫描速度对成形路径的影响。Waqar S等^[7]建立了模拟316L不锈钢SLM成形的3D有限元仿真模型,发现成形过程中热量的分布受工艺参数和成形层数的明显影响,扫描速度和激光功率对于冷却速率的影响趋势相同。王国波等^[8]建立了针对GH4169高温合金成形的多层有限元模型,分析了成形过程的瞬态温度分布,以及熔池尺寸和冷却速率对成形质量的影响,并成形了不同线能量密度的薄壁试件。戴冬华等^[9]针对SLM成形W-Cu复合材料过程,建立了一个3D瞬态定点的温度场数学模型,研究了不同激光功率和扫描速度下的W-Cu材料熔池的温度场和速度场,并利用C语言对热源进行了移动操作。

在WC 12Co硬质复合材料SLM成形过程中,激光扫描核心区域的温度变化对成形样件的内部组织、力学性能和表面质量等均有重要影响,需要深入研究温度场的变化规律对SLM成形试样质量的影响机理。为了优化激光选区熔化成形硬质复合材料试样的组织特性和力学性能,减少试验成本和成形工艺研究周期,本文采用有限元分析软件Ansys 2021R1对SLM成形WC 12Co硬质复合材料的温度

场进行了数值模拟仿真,研究了不同的成形工艺参数对核心区域温度场的变化影响,为硬质合金复合材料实际生产应用提供了工艺和理论依据。

1 SLM 温度场数值模拟模型

1.1 温度控制方程

在SLM成形过程中,粉床和成形腔构成一个封闭的绝热系统。为了模拟选区激光熔化过程,需要考虑多项物理因素。在激光束扫描薄层金属粉末时,加热区域金属粉末温度达到熔化温度后,随着激光光斑的移动,金属粉末快速冷却。当激光束扫描同一层或下一层的对应区域时,金属粉末经历不同状态的相互转变(粉末→液体→固体),整个过程伴随着熔池收缩、密度和材料结构的改变,同一区域的金属粉末将被循环地加热和冷却。对WC 12Co硬质合金粉末三维建模采用的热源模型呈高斯分布,热源的中心温度代表了激光能量的最大输入,可用式(1)表示^[10-12]:

$$q = \frac{2\alpha P}{\pi D^2 L} \exp\left\{\frac{2[(y - y_0 - v)^2 + (x - x_0)^2]}{R^2}\right\} \times \exp\left[-\frac{|z - z_0|}{L}\right] \quad (1)$$

式中: q 为激光产生的热量; α 为WC 12Co硬质合金粉末的能量吸收率; P 为激光功率; D 为激光光斑直径, $D=\Phi 100\ \mu\text{m}$; L 为激光相对于粉末的穿透深度; x_0 、 y_0 和 z_0 分别为设定的坐标原点的坐标值; x 、 y 和 z 分别为相对于坐标原点的坐标值; v 为激光在 y 轴方向的扫描速度; R 为激光光斑半径。

加上热量变量 q 之后,三维温度模型在 x 、 y 和 z 方向上的分布方程可以表示为^[13-14]:

$$\rho c \frac{\partial T}{\partial t} = q + \frac{\partial}{\partial x}\left(k_x \frac{\partial T}{\partial x}\right) + \frac{\partial}{\partial y}\left(k_y \frac{\partial T}{\partial y}\right) + \frac{\partial}{\partial z}\left(k_z \frac{\partial T}{\partial z}\right) \quad (2)$$

式中: ρ 为WC 12Co硬质合金粉末的理论密度, $(\text{g} \cdot \text{cm}^{-3})$; c 为比热, $(\text{J} \cdot (\text{kg} \cdot \text{K})^{-1})$; T 为模型内任意位置的温度值,K; t 为激光与粉末相互作用的时间,s; k_x 、 k_y 、 k_z 分别为 x 、 y 和 z 方向的热传导系数, $(\text{W} \cdot (\text{m} \cdot \text{K})^{-1})$ 。

由于热量的传导和辐射,在模型边界处,激光热量产生了一定的损失,并未完全被硬质合金粉末所吸收,则式(2)可以转变为:

$$k\left(\frac{\partial T}{\partial \eta}\right) = q - h_c(T - T_0) - \sigma \varepsilon(T^4 - T_0^4) \quad (3)$$

式中： k 为热传导系数， $(W \cdot (m \cdot K)^{-1})$ ； η 为粉末系数； h_c 为热对流系数， $(W \cdot (m^2 \cdot K)^{-1})$ ； T_0 为环境温度，设置为 298 K； σ 为斯特潘-玻尔兹曼 (Stefan Boltzmann) 常数； ε 为热辐射系数。

成形腔平台上堆积的是粉末和固化成形金属的混合物，间隔松散金属粉末的热导率可以表示为：

$$k_p = k_s(1 - \varphi) \quad (4)$$

式中： k_p 为间隔松散金属粉末的热导率； k_s 为金属粉末的理论热导率； φ 为松散间隔粉末的孔隙率。

考虑到粉末 (实际密度为 ρ_p) 和凝固金属 (密度为 ρ_s) 的比例， φ 可以由式 (5) 计算得出：

$$\varphi = \frac{\rho_s - \rho_p}{\rho_s} \quad (5)$$

1.2 SLM 过程有限元模型的建立

在 ANSYS 2021R1 软件中建立 WC 12Co 硬质合金粉末温度场的三维有限元模型，如图 1 所示。其中 WC 12Co 硬质合金粉末床的尺寸为 1 mm×1 mm×0.04 mm，每层厚度为 40 μ m。为了准确地模拟实际成形加工过程中硬质合金粉末与基板的温度传递过程，基板选择不锈钢材料，基板尺寸设置为 2 mm×2 mm×0.5 mm。

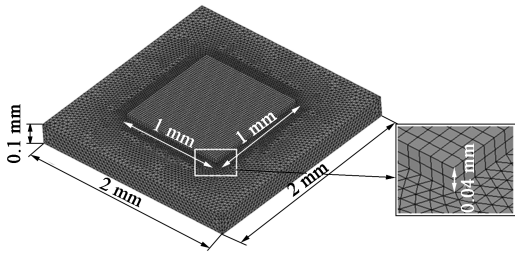


图 1 SLM 有限元模型

Fig. 1 Finite element model of SLM

为了提高数值模拟过程的仿真精度与工作效率，粉末床和基板的有限元模型均采用具有 3 个方向热传导能力的八节点 Solid70 单元，该单元可以实现热流均匀传递，每个单元的尺寸分别设置为 0.02 mm×0.02 mm×0.02 mm 和 0.04 mm×0.04 mm×0.04 mm。成形采取单层 8 道，采用“Z”字形扫描策略进行模拟，如图 2 所示^[15]。表 1 为 WC 12Co 硬质合金粉末的 SLM 仿真模拟工艺参数^[16-17]。

2 结果与分析

2.1 SLM 温度场基本特征

随着激光扫描路径的不断推进，金属粉末熔融的核心受热区域温度升高，位置点 3 (图 2) 的温度

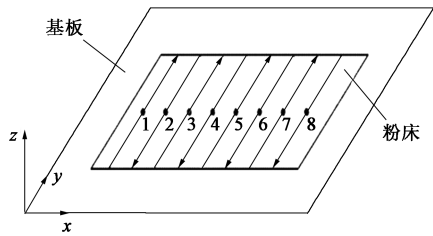


图 2 SLM 模拟扫描策略

Fig. 2 Simulation scanning strategy of SLM

表 1 SLM 模拟工艺参数

Table 1 Simulation process parameters of SLM

参数	数值
环境温度 T_0/K	298
激光光斑直径 $D/\mu m$	$\Phi 80$
激光穿透深度 $L/\mu m$	80
激光功率 P/W	270、280、290
扫描速度 $v/(mm \cdot s^{-1})$	800、900、1000
扫描间距 S/mm	0.06、0.08、0.10
单层铺粉厚度 $H/\mu m$	40
热传导系数 $k/(W \cdot (m \cdot K)^{-1})$	117.24
粉末理论密度 $\rho/(g \cdot cm^{-3})$	14.33
比热 $c/(J \cdot (kg \cdot K)^{-1})$	272.8
能量吸收率 α	0.79
孔隙率 φ	0.4
热对流系数 $h_c/(W \cdot (m^2 \cdot K)^{-1})$	60
热辐射系数 ε	0.45

达到了 4994.69 $^{\circ}C$ ，已超过了 WC 12Co 硬质合金粉末的熔化温度。从图 3d 中可以看出，熔池的温度场形状具有相似性，大多呈类椭球形，熔池前端温度值比已扫描完成区域的温度值偏大，前端温度等温线相较于后端更加密集，椭球的长半径长度更长，温度差异层次明显。这是因为熔池前端粉末材料的热导率小于熔池后端粉末材料的热导率。同时可以看出，激光扫描一侧的温度明显高于已完成扫描处的温度，且左右呈现不对称分布，二者温度相差 2000 $^{\circ}C$ 左右。位置点 3 的熔池深度达到了 68.21 μ m，而金属粉末每次铺粉的厚度为 40 μ m，熔池深度超过了单次铺粉的厚度值，粉层吸收的激光能量可再次对已扫描成形的路径进行加热，使成形的内部晶粒组织更加均匀，同时减少层与层的温度差^[18-20]。

图 4 和图 5 分别为 SLM 成形过程中 ($P = 290 W$ ， $v = 900 mm \cdot s^{-1}$ ， $S = 0.08 mm$) 在位置点 2、3、4 和位置点 5、6、7 的温度随时间变化曲线。

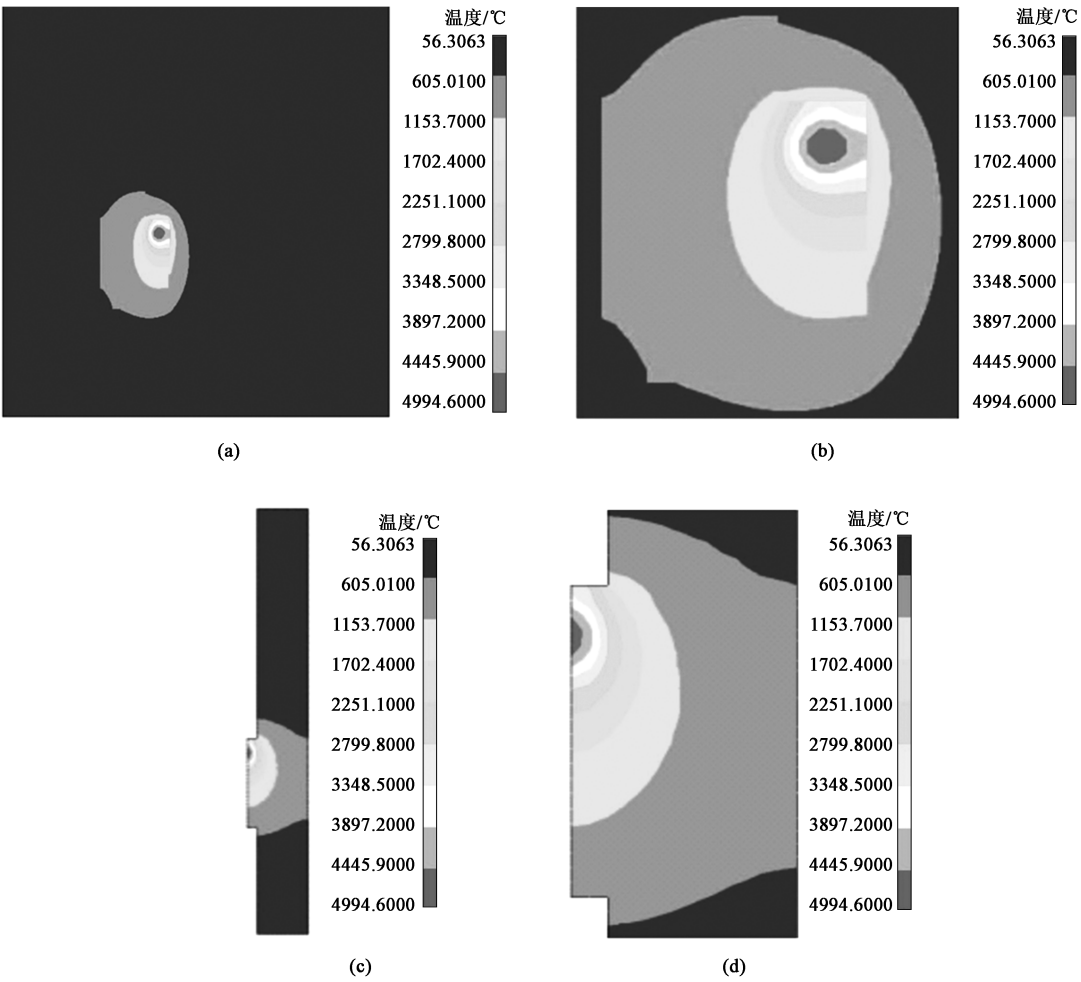


图 3 位置点 3 的温度场分布云图
(a) 熔池表面 (b) 熔池表面局部放大图 (c) 熔池截面 (d) 熔池截面局部放大图

Fig. 3 Cloud diagrams of temperature field distribution at position point 3
(a) Surface of molten pool (b) Surface partial enlargement diagram of molten pool (c) Cross-section of molten pool
(d) Partial enlargement diagram of molten pool cross-section

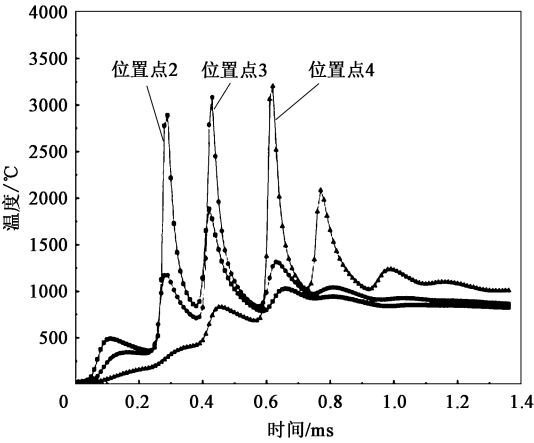


图 4 位置点 2、3、4 的温度随时间变化曲线
Fig. 4 Changing curves of temperature with time at position points 2, 3 and 4

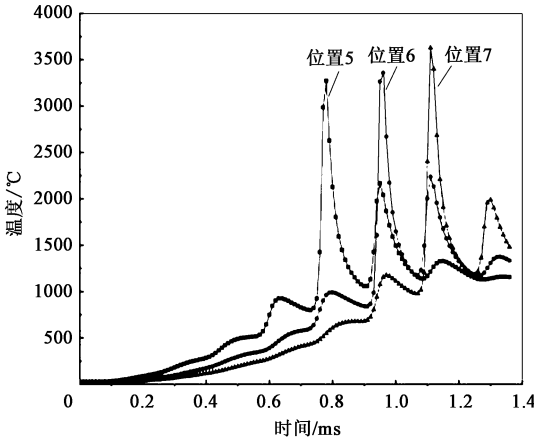


图 5 位置点 5、6、7 的温度随时间变化曲线
Fig. 5 Changing curves of temperature with time at position points 5, 6 and 7

由图 4 和图 5 可知，温度变化曲线随扫描时间的增加而变化，不同位置点的温度变化曲线到达波峰位置的时间不同。当激光扫描 WC 12Co 硬质合金粉末时，粉末经历了急剧的温度变化，熔池区域温度从常温温度

经历一个较小的波峰 (低于 $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$), 随后熔池温度急剧增大至最大峰值温度, 升温过程以近乎于垂直直线攀升, 由原先较低的温度值瞬间上升到了 $2888.42\text{ }^{\circ}\text{C}$ 左右 (位置点 2), 而当激光切换扫描另一位置点时, 熔池温度又瞬时下降, 其最大冷却速率达到了 $2.28 \times 10^7\text{ }^{\circ}\text{C} \cdot \text{s}^{-1}$ 。扫描位置点 4 的波峰温度 ($3200.62\text{ }^{\circ}\text{C}$) 比位置点 3 的波峰温度 ($3081.52\text{ }^{\circ}\text{C}$) 稍高, 位置点 4 的最大升温速率达到了 $5.032 \times 10^7\text{ }^{\circ}\text{C} \cdot \text{s}^{-1}$ 。同样地, 位置点 3 的波峰温度也比位置点 2 的波峰温度 ($2888.42\text{ }^{\circ}\text{C}$) 高, 这是因为: 激光扫描速度很快, 已成形区域的温度并未完全散失, 成形制件与粉末的温度热传递大于粉床表层与封闭腔的热对流和热辐射所散失的热量, 使得熔池区域的温度不断累积升高, 导致后成形的部分在激光作用区域的温度有所提高^[21]。

2.2 激光功率对温度场的影响

激光功率是 SLM 成形过程的关键工艺参数之一, 决定了热量的输入和熔池的温度。当激光扫描速度值不变时, 随着激光功率的增大, 输入能量增强, 粉末熔化量增多, 产生更大的金属熔池, 成形试样的致密度呈现逐渐增大的趋势; 但过高的激光功率会导致成形过程中扫描路径间的温差增大, 金

属粉末吸收能量过大, 会造成金属粉末熔融气化以及成形件内部烧蚀损伤。

为了研究激光功率对 SLM 加工过程中温度场和材料冶金结合作用的影响, 在扫描速度为 $900\text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$ 、扫描间距为 0.08 mm 的条件下, 模拟了激光功率分别为 270、280 和 290 W 时的 SLM 成形过程。图 6 和图 7 分别为位置点 3 和位置点 5 在激光功率分别为 270、280 和 290 W 时的热循环曲线图, 不同激光功率下的位置点 3 的温度变化趋势趋于一致。从图 6 和图 7 中可以看出, 当激光功率从 270 W 增大至 290 W 时, 温度峰值随着激光功率的增大明显增大, 激光功率越大, 温度曲线也将整体上移。随着激光功率的增大, 单位时间内激光束发射能量增多, 而粉末面积并未增大, 导致激光加热区域的峰值温度随之增大。由于扫描路径的温度叠加, 位置点 3 的温度从 $2695.5\text{ }^{\circ}\text{C}$ 增大至 $3507.47\text{ }^{\circ}\text{C}$, 位置点 5 的温度从 $2933.32\text{ }^{\circ}\text{C}$ 增大至 $3837.52\text{ }^{\circ}\text{C}$, 位置点 5 的温度值稍高于位置点 3。位置点 3 的最大冷却速率由激光功率为 270 W 时的 $1.23 \times 10^7\text{ }^{\circ}\text{C} \cdot \text{s}^{-1}$ 增加至激光功率为 290 W 时的 $1.66 \times 10^7\text{ }^{\circ}\text{C} \cdot \text{s}^{-1}$, 熔融核心区温度迅速冷却, 将细化成形制件的晶粒组织, 使结构更加致密, 进一步优化制件的力学和结构性能。

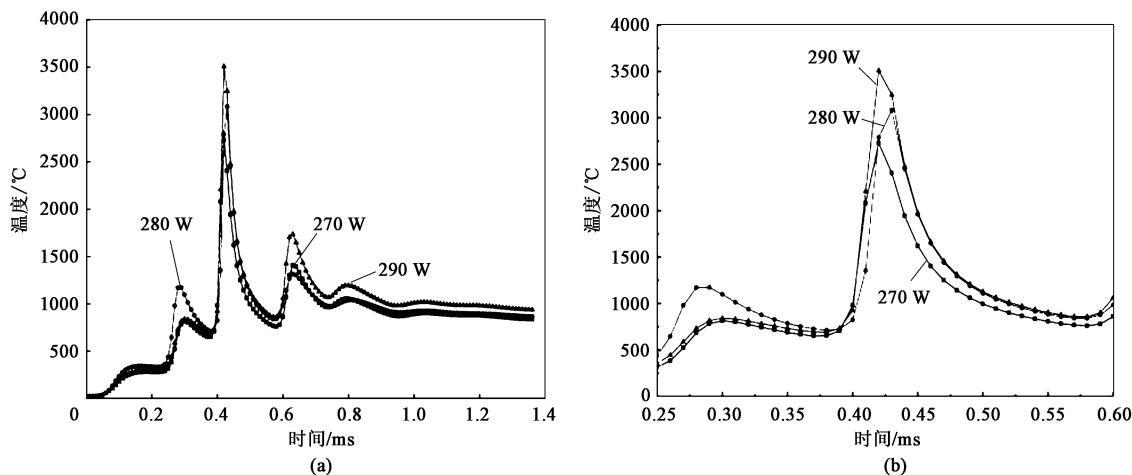


图 6 不同激光功率下位置点 3 的温度随时间变化曲线

(a) 整体图 (b) 局部放大图

Fig. 6 Temperature change curves of position point 3 with time under different laser powers

(a) Overall diagram (b) Partial enlargement diagram

2.3 扫描速度对温度场的影响

图 8 和图 9 分别为激光功率为 290 W、扫描间距为 0.08 mm 、扫描速度为 800 、 900 和 $1000\text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$ 时, 位置点 3 和位置点 5 温度随时间的变化曲线。随着扫描速度的逐渐增大, 粉末受到激光照射作用的时间缩短, 单位长度、单位时间内吸收的能量减少, 导

致各点的温度整体呈下降趋势。位置点 5 的峰值温度从扫描速度为 $800\text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$ 时的 $3592\text{ }^{\circ}\text{C}$ 减少至扫描速度为 $1000\text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$ 时的 $2897\text{ }^{\circ}\text{C}$, 峰值温度下降了 $695\text{ }^{\circ}\text{C}$, 前一道路径对后一道路径的预热程度逐渐减弱。

2.4 扫描间距对温度场的影响

图 10 和图 11 分别为激光功率为 290 W、扫描

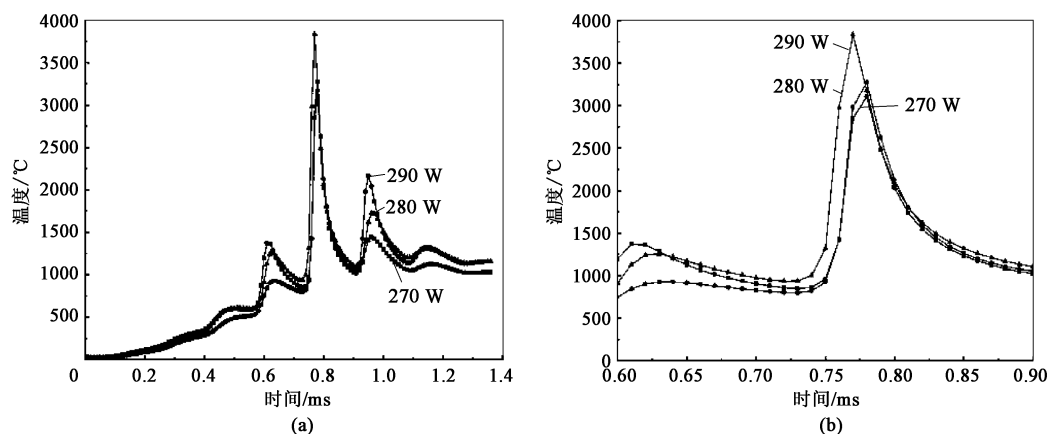


图7 不同激光功率下位置点5温度随时间变化曲线

(a) 整体图 (b) 局部放大图

Fig. 7 Temperature change curves of position point 5 with time under different laser powers

(a) Overall diagram (b) Partial enlargement diagram

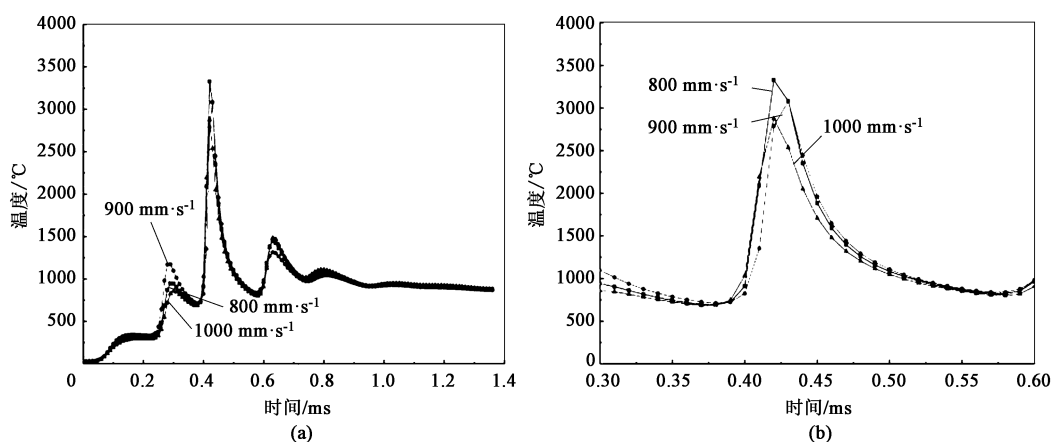


图8 不同扫描速度下位置点3温度随时间的变化曲线

(a) 整体图 (b) 局部放大图

Fig. 8 Temperature change curves of position point 3 with time under different scanning speeds

(a) Overall diagram (b) Partial enlargement diagram

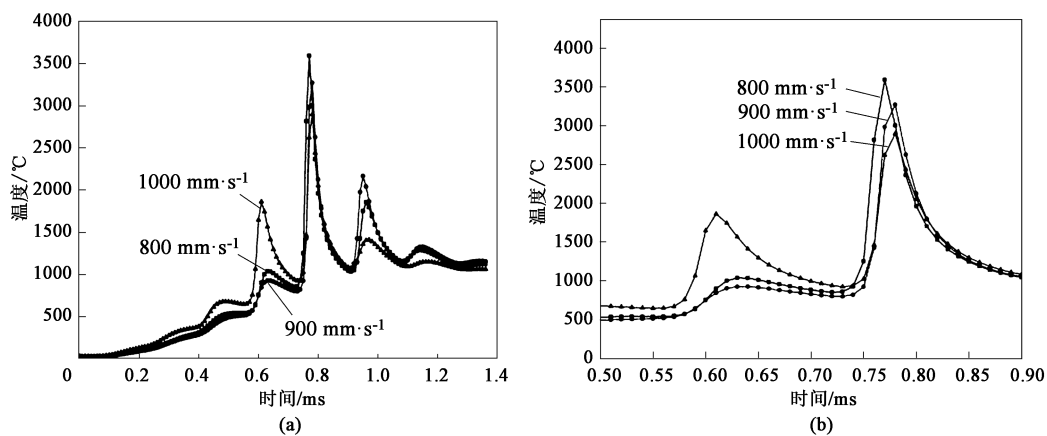


图9 不同扫描速度下位置点5温度随时间变化曲线

(a) 整体图 (b) 局部放大图

Fig. 9 Temperature change curves of position point 5 with time under different scanning speeds

(a) Overall diagram (b) Partial enlargement diagram

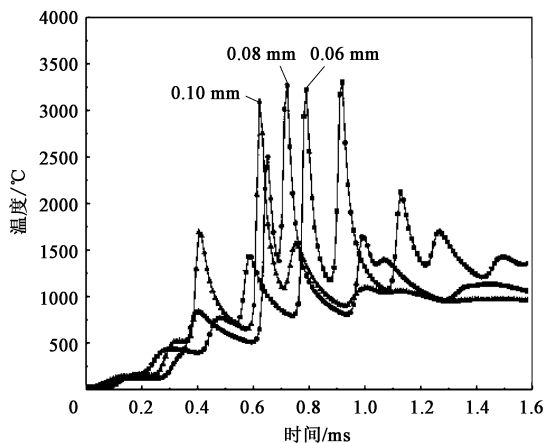


图 10 不同扫描间距下位置点 3 温度随时间的变化曲线

Fig. 10 Temperature change curves of position point 3 with time under different scanning spacings

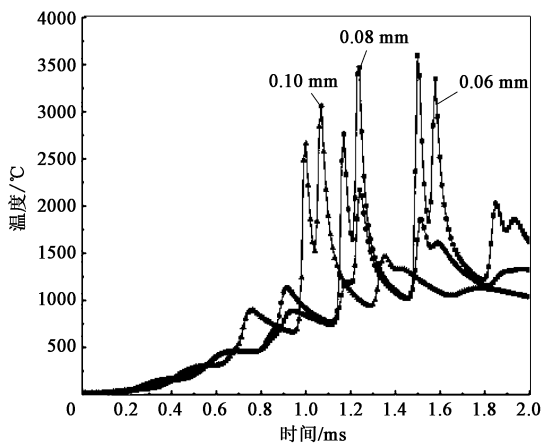


图 11 不同扫描间距下位置点 5 温度随时间的变化曲线

Fig. 11 Temperature change curves of position point 5 with time under different scanning spacings

速度为 $900 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$ 、扫描间距分别为 0.06、0.08 和 0.10 mm 时，位置点 3 和位置点 5 的温度随时间的变化曲线。由图 10 可知，随着扫描间距的增大，各位置点的峰值温度均有所降低。当扫描间距为 0.06 mm 时，位置点 3 的峰值温度达到 $3330 \text{ }^{\circ}\text{C}$ ，随着扫描间距的进一步增大，峰值温度逐渐降低，在扫描间距为 0.10 mm 时，峰值温度减少至 $3123 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 。这是因为：当扫描间距较低时，相邻激光扫描路径对后续的扫描路径会产生预热作用，累积热量使激光扫描至该点位置之前已形成一个温度波峰；随着扫描间距的逐渐减小，相邻温度波峰的温度差减少，在激光光斑移开后，余温的波峰下降趋势减弱，热量累积现象逐渐消失。温度从峰值点下降之后，还将继续出现几个小波峰，但此现象在扫描间距较大的情况下未出现，主要原因为：

扫描间距较小时，激光对相邻的扫描路径有持续的预热与加热作用，激光能量伴随一个波动释放过程。

2.5 基板预热温度对温度场的影响

在 SLM 成形过程中，金属粉末在激光热源的辐射下，瞬时温度迅速升高和降低导致金属粉末内部产生较大的热应力。成形材料和基板材料材质的不同，使成形件的基座底部与基板受力不均匀，可能产生变形、开裂、翘曲等问题，导致成形件的顶部周边高度不一致，与来回运动的刮粉刀片发生干涉，导致成形失败。本研究中的温度模拟将基板预先加热至 $120 \text{ }^{\circ}\text{C}$ ，即将 $t=0$ 时刻的初始温度条件定为 $120 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 。

图 12 为位置点 5 在激光功率为 290 W、扫描速度为 $900 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$ 、扫描间距为 0.08 mm 的成形条件下，基板预热至 $120 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 与未预热情况下的热循环对比曲线。由图 12 可知，当对基板进行预热之后，激光扫描路径到达位置点 5 时，熔池峰值温度达到 $3275.3 \text{ }^{\circ}\text{C}$ ，较基板未预热情况下的温度有所提升。当激光扫描完成时，成形件基板的温度从原来的 $943 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 上升至 $1080 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 左右，这将改善成形件的表面质量。基板预热会使金属粉末的整体温度升高，温度提升将有效地降低 SLM 成形件之间的温度差异，改善熔融金属与基板间的流动性，形成更好的冶金成形条件，进一步减少表面张力导致的收缩效应。但当基板预热温度过高时，累积的热量将导致液滴飞溅和熔液气化，部分熔融金属粉末形成球状物，降低熔池的润湿性。

2.6 不同工艺参数对熔池尺寸的影响

为了研究不同 SLM 成形工艺参数对熔池三维结构尺寸的影响，采用表 1 所述的 9 组成形工艺参数，分别模拟了不同成形工艺参数（激光功率、扫描速度和扫描间距）下的 WC 12Co 硬质合金粉末 SLM 成形过程，并对熔池三维尺寸变化规律进行了测量和对比^[22-23]。

图 13 为不同激光功率下（ $v=900 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$ ， $S=0.08 \text{ mm}$ ）熔池宽度和深度的变化情况。当激光功率由 270 W 增大至 290 W 时，熔池深度和宽度尺寸持续增大。在同一成形工艺条件下，熔池宽度大于熔池深度，这是因为粉末吸收的激光能量会受到粉末导热系数的影响，沿 z 轴深度方向逐渐衰减。当激光功率为 270 W 时，熔池深度和宽度分别为 52.54 和 $110.35 \text{ } \mu\text{m}$ ，此时熔池深度大于粉末单层厚度。当激光功率增大至 290 W 时，熔池深度和宽度

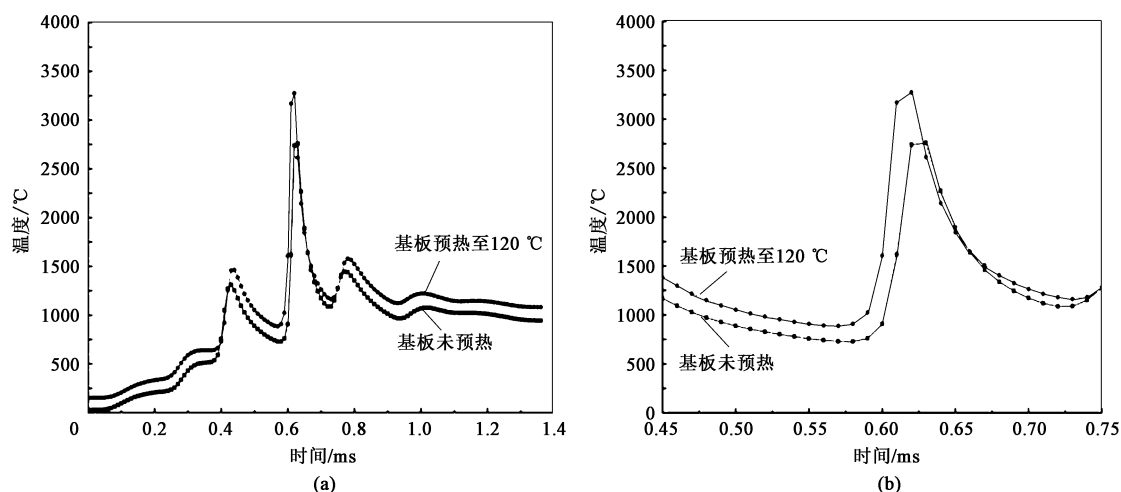


图 12 不同基板预热条件下位置点 5 温度随时间的变化曲线

(a) 整体图 (b) 局部放大图

Fig. 12 Temperature change curves of position point 5 with time under different substrate pre-heating conditions

(a) Overall diagram (b) Partial enlargement diagram

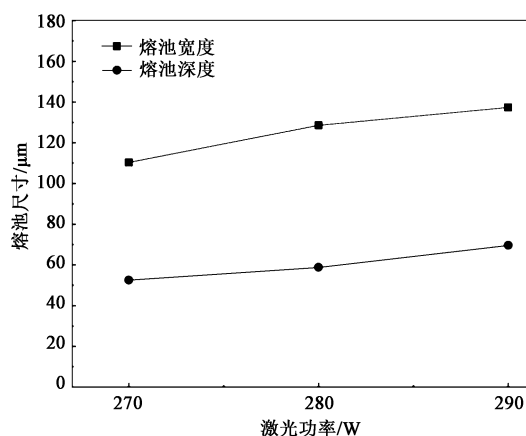


图 13 不同激光功率下的熔池尺寸

Fig. 13 Molten pool sizes under different laser powers

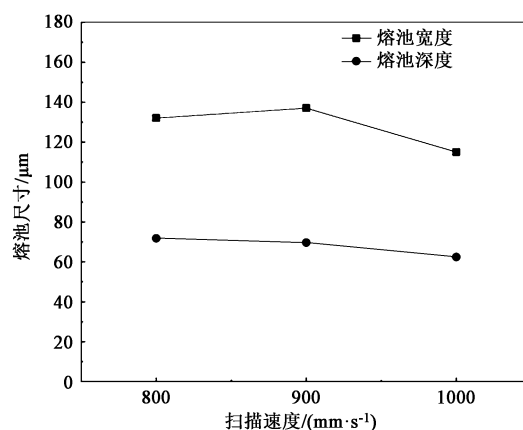


图 14 不同扫描速度下的熔池尺寸

Fig. 14 Molten pool sizes under different scanning speeds

将进一步增大, 分别为 69.69 和 137.31 μm 。后成形熔池区域位置点的熔池尺寸较大, 主要是因为 SLM 成形过程中, 后成形熔池接收的热量来自于前面多道融道的热积累。后续的融道数量越多, 积累的热量就越多。在实际的 SLM 成形生产过程中, 增大激光功率在一定程度上能够提高成形件的致密度, 但过大的激光功率会造成熔池区域过度重熔, 同时, 激光功率过高将使金属粉末的温度高于沸点而发生汽化。单位面积内的金属粉末在固定的扫描时间内接收的激光能量更多, 使成形件的成分和内部组织分布异常, 降低成形表面质量, 增加后处理的工作量, 降低成形件的力学机械和使用性能。

图 14 为不同扫描速度下 ($P = 290 \text{ W}$, $S = 0.08 \text{ mm}$) 熔池深度和宽度的变化情况。由图 14 可

知, 熔池宽度随着扫描速度的增大呈现先增大后减小的趋势, 熔池深度则呈现线性反向降低, 熔池宽度的变化率大于熔池深度的变化率。当扫描速度从 $800 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$ 增加至 $900 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$ 时, 熔池的宽度从 $132.12 \mu\text{m}$ 增加至 $137.31 \mu\text{m}$, 深度从 $71.8 \mu\text{m}$ 减少至 $69.69 \mu\text{m}$, 这是由于: 当激光功率较大时, 粉末层吸收的激光能量远大于热对流和热辐射散失的热量, 粉末层温度持续上升, 熔池宽度随之增加。随着扫描速度的进一步增大, 单位面积内的金属粉末受到激光扫描作用的时间缩短, 其所能吸收的热量相应减少。当扫描速度增大至 $1000 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$ 时, 所形成的熔池宽度相应减小为 $115.22 \mu\text{m}$, 深度减小为 $62.45 \mu\text{m}$ 。增大扫描速度会提高 SLM 成形的生产加工效率, 但也会导致金属粉末未吸收足够激

光热量而不能充分熔化,单位面积上接收的激光辐照能量减小,熔道出现变窄或者间断,造成较大的孔洞和金属飞溅,降低成形件的致密度和表面成形质量。

图 15 为不同扫描间距下 ($P = 290 \text{ W}$, $v = 900 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$) 熔池深度和宽度的变化情况。由图 15 可知,随着扫描间距的增大,熔池的宽度和深度减少。这是因为:随着扫描间距的增大,前一路径的热量向后一路径传递的路径加长,热量受到粉末的吸收阻碍作用,其扩散难度加大,最终导致熔池的尺寸减小。当扫描间距为 0.06 mm 时,熔池深度为 $76.34 \mu\text{m}$,宽度为 $149.41 \mu\text{m}$,随着扫描间距增大至 0.10 mm ,熔池深度值减小为 $55.72 \mu\text{m}$,其宽度值则减小为 $115.36 \mu\text{m}$ 。扫描间距尺寸过小会增加路径的扫描次数,延长成形过程的周期,降低成形生产效率,同时也会造成相邻熔池路径反复受热,导致金属粉末过度重熔,使得成形件产生裂纹。当熔池的峰值温度超过材料的沸点,将使部分粉末产生气化,气化过程产生的气流作用于扫描前进方向的粉末上,造成成形不足。当扫描间距过大时,扫描路径的搭接率变小,相邻融道间的凹谷变大,成形件内部出现大面积的孔隙,降低成形件的致密度。

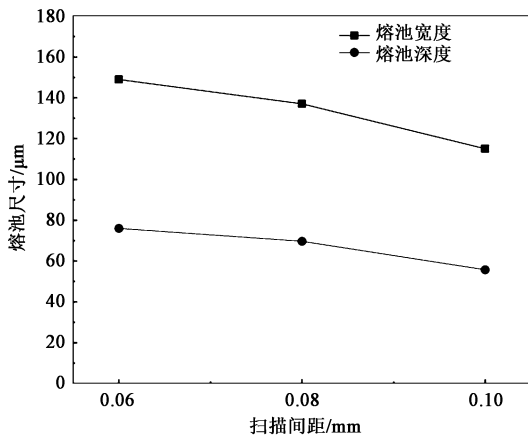


图 15 不同扫描间距下的熔池尺寸

Fig. 15 Molten pool sizes under different scanning spacings

2.7 试验验证

采用广东汉邦激光科技有限公司的 HBD-280 型激光选区熔化金属 3D 打印机进行单道单层激光选区熔化成形试验。该设备配置波长为 $1064 \sim 1100 \text{ nm}$ 的连续式光纤激光器,激光光斑直径为 $\Phi 80 \mu\text{m}$,试验参数与表 1 中的数值仿真模拟所用的工艺参数相同。将成形试样逐步用型号分别为 180#、800#、1200#、2000#和 3000#的 5 种金刚石磨盘进行研磨抛光,随后用铁氰化钾、氢氧化钠和水的混合液进

行腐蚀,采用金相光学显微镜观测试样的金相组织,同时测量熔池的长度和宽度尺寸。

图 16 为激光功率为 290 W 、扫描间距为 0.08 mm 时、不同扫描速度下成形试样抛光后的 xy 平面的金相显微组织,WC 12Co 硬质合金粉末成形过程中出现的缺陷形式主要为裂纹和孔洞。根据图 3 和图 4、图 5 的不同位置点的温度随时间的变化情况可以看出,成形过程中的最大升温速率达到了 $5.032 \times 10^7 \text{ } ^\circ\text{C} \cdot \text{s}^{-1}$,最大冷却速率达到了 $2.28 \times 10^7 \text{ } ^\circ\text{C} \cdot \text{s}^{-1}$,加热和冷却过程产生极高的温度差以及合金粉末被循环加热的作用,使 WC 12Co 硬质合金试样产生的内应力超过材料自身的强度,导致了裂纹的产生。由图 16a 可以看出,当激光功率为 290 W 、激光扫描速度为 $800 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$ 时,WC 12Co 硬质合金试样存在体积较大的孔洞和数量众多的细小微孔,根据图 8 和图 9 所示的温度模拟仿真结果可知,成形过程中熔池的峰值温度达到 $3592 \text{ } ^\circ\text{C}$,远远高于 WC 12Co 硬质合金材料的液相线温度 $1627 \text{ } ^\circ\text{C}$,熔池产生气化现象和液滴飞溅^[24]。当扫描速度为 $900 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$ 时,金相显微组织显示尺寸大的孔洞消失,仅剩下一些分散的微孔,试样能够较好地成形,且致密度较高,如图 16b 所示,图 8 与图 9 温度模拟结果显示熔池的峰值温度约减小为 $3272 \text{ } ^\circ\text{C}$,金属材料的气化现象减弱或消失,提高了试样的成形质量。当扫描速度进一步增大至 $1000 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$ 时,金相显微组织再次出现了较大的孔洞和金属飞溅,孔洞和裂纹数量增多,裂纹的长度和宽度增大,如图 16c 所示,图 8 与图 9 温度模拟结果显示熔池的峰值温度为 $2897 \text{ } ^\circ\text{C}$,金属粉末熔化不完全导致熔池宽度减小,降低了相邻激光扫描路径的搭接率,导致金属液填充不及时而形成不规则的孔洞。

图 17 为 WC 12Co 硬质合金粉末在成形工艺参数条件下 ($P = 290 \text{ W}$, $v = 900 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$, $S = 0.08 \text{ mm}$, $H = 40 \mu\text{m}$) 的熔池结构和模拟仿真获得的熔池结构尺寸。熔池 SLM 成形凝固后金相显微组织呈现出鱼鳞状的典型形状,熔池深度为 $67.84 \mu\text{m}$,熔池宽度为 $127.56 \mu\text{m}$,模拟仿真获得的熔池深度为 $69.69 \mu\text{m}$,熔池宽度为 $137.31 \mu\text{m}$ 。进一步地选取激光扫描路径中的第 3、5 和 7 道熔池的金相显微组织与熔池模拟结果进行对比,具体数值如表 2 所示。由表 2 可知,熔池深度和宽度试验值和仿真值的平均误差分别为 3.15% 和 5.04% ,对比有限元模拟及试验结果可以看出,模拟结果与试验结果的误差较小,模拟获得的温度场仿真结论能

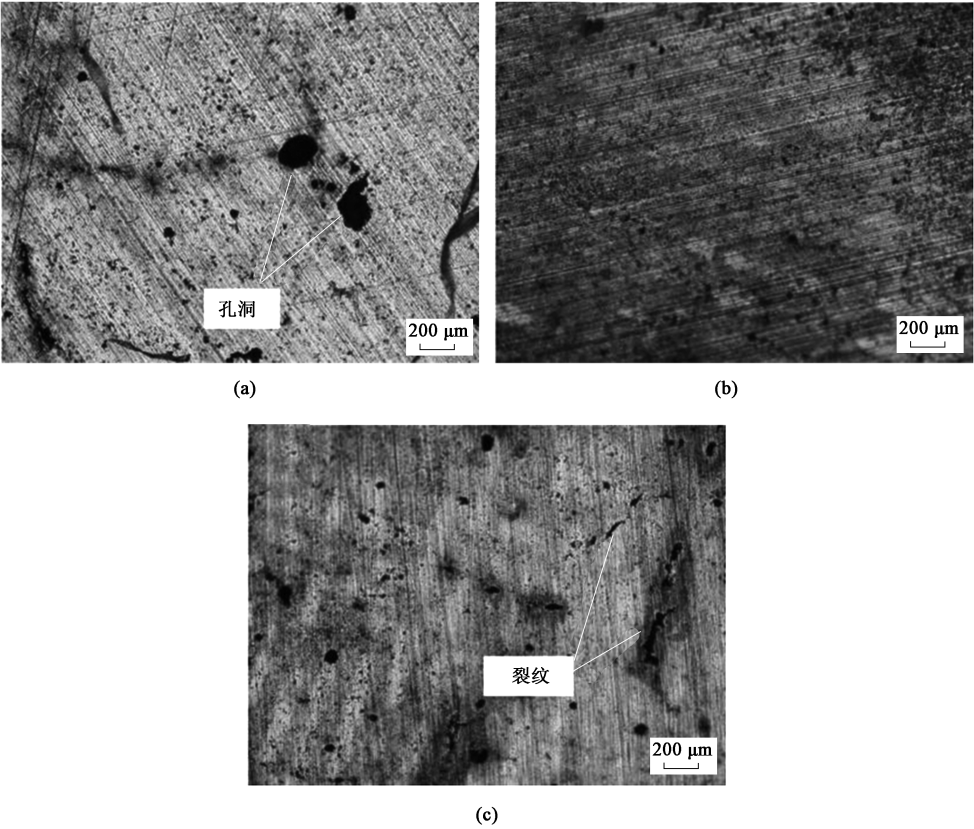


图 16 激光功率为 290 W 时不同扫描速度下试样的 xy 平面金相显微组织
(a) $800\text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ (b) $900\text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ (c) $1000\text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$

Fig. 16 Metallographic microstructures of xy plane for samples under different scanning speeds at laser power of 290 W

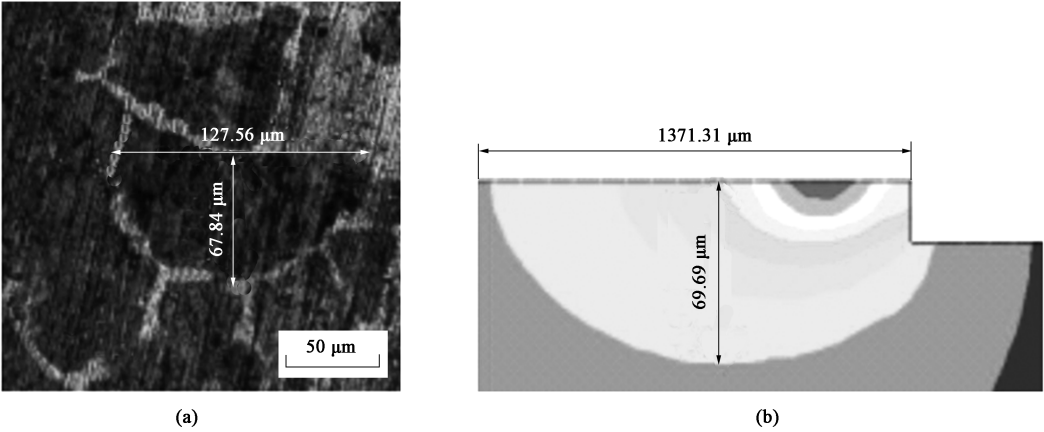


图 17 试验与仿真模拟熔池 xz 截面对比图
(a) 试验 (b) 仿真

Fig. 17 Comparison diagrams of xz cross-section for experimental and simulated molten pools
(a) Experiment (b) Simulation

大致反映成形试样的表面质量和合金粉末的熔化状态随成形工艺参数的变化趋势。

图 18 为在成形工艺参数 ($P=290\text{ W}$, $v=900\text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $S=0.08\text{ mm}$, $H=40\text{ }\mu\text{m}$) 下的 WC 12Co 硬质合金粉末成形试样。在该成形工艺条件下, 成形

试样的质量最高, 致密度达到最大值 91.392% ^[25]。

3 结论

(1) 激光路径产生的温度有叠加累积效应。在同一成形工艺参数下, 激光扫描前一路径对后一路

表 2 试验与仿真熔池尺寸对比 (μm)

Table 2 Comparison between experimental and simulated molten pool sizes (μm)

扫描路径	熔池深度		熔池宽度	
	试验值	仿真值	试验值	仿真值
第 3 道	62.16	65.43	122.79	130.68
第 5 道	67.84	69.69	127.56	137.31
第 7 道	73.61	75.12	133.62	142.75
平均值	67.87	70.08	127.99	134.97
误差/%	3.15		5.04	

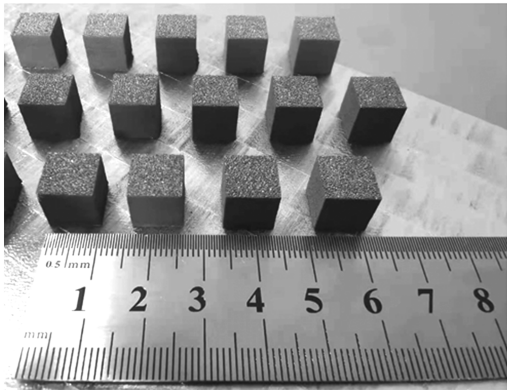


图 18 SLM 成形的 WC 12Co 硬质复合材料试样

Fig. 18 Samples of WC 12Co hard composite material formed by SLM

径有预热作用；随着扫描路径的增加，成形区域温度呈上升趋势。

(2) 成形工艺参数（激光功率、扫描速度和扫描间距）影响熔池温度场。当激光功率增大时，成形区域温度增大；当激光扫描速度增大时，成形区域温度降低；当扫描间距增大时，各成形区域温度降低。

(3) 对基板预热能提高熔池的内部温度，减小成形件之间的温度差异，缩小温度梯度差，改善成形件质量。

(4) 当激光功率增大，熔池的宽度和深度随之增大；当激光扫描速度增大，熔池的宽度先增大后减小，熔池的深度线性反向减小；当扫描间距增大，熔池的宽度和深度均减小。激光扫描速度和扫描间距对熔池温度场的影响程度低于激光功率所造成的影响。

参考文献：

[1] 黄伯云, 韦伟峰, 李松林, 等. 现代粉末冶金材料与技术进展 [J]. 中国有色金属学报, 2019, 29 (9): 1917-1933.
Huang B Y, Wei W F, Li S L, et al. Development of modern pow-

der metallurgy materials and technology [J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2019, 29 (9): 1917-1933.
[2] Ivekovic A, Omidvari N, Vrancken B, et al. Selective laser melting of tungsten and tungsten alloys [J]. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials, 2018, 72: 27-32.
[3] Guimaraes B, Figueiredo D, Fernandes C M, et al. Laser machining of WC-CO green compacts for cutting tools manufacturing [J]. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials, 2019, 81: 316-324.
[4] Wang J, Han Y, Zhao Y, et al. Microstructure and properties of WC-12Co cemented carbide fabricated via selective electron beam melting [J]. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials, 2022, 106: 105847.
[5] Foteinopoulos P, Papacharalampopoulos A, Stavropoulos P. On thermal modeling of additive manufacturing processes [J]. CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology, 2018, 20: 66-83.
[6] Ninpetch P, Kowitwarangkul P, Mahathanabodee S, et al. Computational investigation of thermal behavior and molten metal flow with moving laser heat source for selective laser melting process [J]. Case Studies in Thermal Engineering, 2021, 24: 100860.
[7] Waqar S, Guo K, Sun J. FEM analysis of thermal and residual stress profile in selective laser melting of 316L stainless steel [J]. Journal of Manufacturing Processes, 2021, 66: 81-100.
[8] 王国波, 李多生, 叶寅, 等. GH4169 合金单道多层 SLM 成形过程热行为分析 [J]. 应用激光, 2021, 41 (6): 1257-1264.
Huang G B, Li D S, Ye Y, et al. Thermal behavior analysis of single-channel multi-layer SLM forming process of GH4169 alloy [J]. Applied Laser, 2021, 41 (6): 1257-1264.
[9] 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): 82-90.
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 power system [J]. Chinese Journal of Lasers, 2013, 40 (11): 82-90.
[10] Majeed M, Vural M, Raja S, et al. Finite element analysis of thermal behavior in maraging steel during SLM process [J]. Optik, 2020, 208: 164128.
[11] Ökten K, Biyikoglu A. Development of thermal model for the determination of SLM process parameters [J]. Optics & Laser Technology, 2021, 137: 106825.
[12] Ninpetch P, Kowitwarangkul P, Mahathanabodee S, et al. Computational investigation of thermal behavior and molten metal flow with moving laser heat source for selective laser melting process [J]. Case Studies in Thermal Engineering, 2021, 24: 100860.
[13] Chen Y, Chen H, Chen J Q, et al. Numerical and experimental investigation on thermal behavior and microstructure during selec-

- tive laser melting of high strength steel [J]. *Journal of Manufacturing Processes*, 2020, 57: 533-542.
- [14] Li Y, Gu D. Parametric analysis of thermal behavior during selective laser melting additive manufacturing of aluminum alloy powder [J]. *Materials & Design*, 2014, 63: 856-867.
- [15] Li Z, Yang S, Liu B, et al. Simulation of temperature field and stress field of selective laser melting of multi-layer metal powder [J]. *Optics & Laser Technology*, 2021, 140: 106782.
- [16] 谭文生. WC-Co 合金的密度影响因素及变化范围 [J]. *稀有金属与硬质合金*, 1988, (3): 31-35.
- Tan W S. Influencing factors and variation range of WC-Co alloy density [J]. *Rare Metals and Cemented Carbides*, 1988, (3): 31-35.
- [17] 张光亮, 谢文, 黄文亮, 等. WC 粒度分布对 WC-Co 硬质合金力学性能影响的模拟分析 [J]. *硬质合金*, 2013, (1): 1-7.
- Zhang G L, Xie W, Huang W L, et al. Numerical investigation about influence of WC grain distribution on mechanical properties of WC-Co cemented carbide [J]. *Cemented Carbide*, 2013, (1): 1-7.
- [18] Conti P, Cianetti F, Pileri P. Parametric finite elements model of SLM additive manufacturing process [J]. *Procedia Structural Integrity*, 2018, 8: 410-421.
- [19] He K, Zhao X. 3D thermal finite element analysis of the SLM 316L parts with microstructural correlations [J]. *Complexity*, 2018, 2018: 1-13.
- [20] Tawfik S M, Nasr M N A, El Gamal H A. Finite element modelling for part distortion calculation in selective laser melting [J]. *Alexandria Engineering Journal*, 2019, 58 (1): 67-74.
- [21] Li L, Yan L, Cui W, et al. Predictive model for thermal and stress field in selective laser melting process-Part I [J]. *Procedia Manufacturing*, 2019, 39: 539-546.
- [22] Liu B, Li B Q, Li Z, et al. Numerical investigation on heat transfer of multi-laser processing during selective laser melting of Al-Si10Mg [J]. *Results in Physics*, 2019, 12: 454-459.
- [23] Huang W, Zhang Y. Finite element simulation of thermal behavior in single-track multiple-layers thin wall without-support during selective laser melting [J]. *Journal of Manufacturing Processes*, 2019, 42: 139-148.
- [24] Liu J, Chen J, Zhou L, et al. Role of Co content on densification and microstructure of WC-Co cemented carbides prepared by selective laser melting [J]. *Acta Metallurgica Sinica: English Letters*, 2021, 34 (9): 1245-1254.
- [25] 谢英星, 戚文军, 王成勇, 等. 激光选区熔化 WC 12Co 复合材料成形工艺与性能研究 [J]. *应用激光*, 2022, 42 (4): 63-71.
- Xie Y X, Qi W J, Wang C Y, et al. Study on the forming process and properties of WC 12Co composite by selective laser melting [J]. *Applied Laser*, 2022, 42 (4): 63-71.

(上接第 118 页)

- [4] 吴小丹. 铝钢异种金属 SPR 铆接工艺及裂纹形成机理研究 [D]. 上海: 上海交通大学, 2016.
- Wu X D. Research on the Process Parameters and Formation Mechanism of Cracks of Self-piercing Riveting for Dissimilar Metals [D]. Shanghai: Shanghai Jiao Tong University, 2016.
- [5] Neuser M, Kappe F, Busch M, et al. Joining suitability of cast aluminium for self-piercing riveting [J]. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2021, 1157 (1): 012005.
- [6] Moraes J F C, Jordon J B, Su X, et al. Effect of process deformation history on mechanical performance of AM60B to AA6082 self-pierce riveted joints [J]. *Engineering Fracture Mechanics*, 2019, 209: 92-104.
- [7] Zhao X, Meng D, Zhang J, et al. The effect of heat treatment on die casting aluminum to apply self-pierce riveting [J]. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2020, 109 (9-12): 2409-2419.
- [8] Hofmann M. Self-pierce riveting of materials with limited ductility investigated with the Bai-Wierzbicki damage model in GISSMO [A]. *LS-DYNA Forum* [C]. Bamberg, 2016.
- [9] Jäckel M, Coppieters S, Hofmann M, et al. Mechanical joining of materials with limited ductility: Analysis of process-induced defects [A]. *International ESAFORM Conference on Material Forming 2017* [C]. Dublin, 2017.
- [10] 廖品翔, 林建平, 闵峻英, 等. 下板厚度对钢/铝自冲铆接接头单搭剪切强度的影响 [J]. *锻压技术*, 2022, 47 (7): 145-153.
- Liao P X, Lin J P, Min J Y, et al. Influence of lower plate thickness on single lap shear strength of joint in steel and aluminum self-piercing riveting [J]. *Forging & Stamping Technology*, 2022, 47 (7): 145-153.
- [11] 孔婕, 邓璐璐, 刘亿, 等. 基于 GISSMO 断裂准则的 6016 铝合金断裂行为研究 [J]. *精密成形工程*, 2022, 14 (4): 1-10.
- Kong J, Deng L L, Liu Y, et al. Fracture behavior of 6016 aluminum alloy based on GISSMO criterion [J]. *Journal of Netshape Forming Engineering*, 2022, 14 (4): 1-10.
- [12] 梁宾, 赵岩, 赵清江, 等. 基于 GISSMO 失效模型的 6016 铝合金板材断裂行为研究及应用 [J]. *机械工程学报*, 2019, 55 (18): 53-62.
- Liang B, Zhao Y, Zhao Q J, et al. On the prediction of failure in 6016 aluminum alloy sheet by GISSMO damage model [J]. *Journal of Mechanical Engineering*, 2019, 55 (18): 53-62.