

## 激光与光电子学进展

## 复合激光光斑熔化成型模具钢 H13 的致密度研究

高一博<sup>1,2</sup>, 杨勇<sup>2</sup>, 周裕庚<sup>2</sup>, 刘振伟<sup>2</sup>, 吴文杰<sup>2</sup>, 高龙标<sup>2</sup>, 石旗勇<sup>2</sup>, 孔祥斌<sup>2</sup>, 郑建明<sup>2</sup>,  
傅建中<sup>1\*</sup>, 俞桂英<sup>2</sup>, 吴锦华<sup>2</sup>, 王春蔚<sup>2</sup>, 王碧霞<sup>2</sup>, 单铃<sup>2</sup>

<sup>1</sup>浙江大学机械工程学院, 浙江 杭州 310027;

<sup>2</sup>浙江万丰科技开发股份有限公司, 浙江 绍兴 312400

**摘要** 模具钢 H13 具有优良的高温性能, 在高温压铸模具领域有着广泛的应用。传统加工方式无法制造复杂结构的随形冷却模具, 常规选择性激光熔化 (Selective Laser Melting, SLM) 成型 H13 存在效率低、易产生内部裂纹和局部翘曲等缺点。介绍了自主研发的高温 SLM 系统和创新的复合光斑技术, 其中复合光斑包括半导体激光预热光斑和光纤激光熔化光斑。当扫描速度为  $1800\sim 2500\text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$  时, 在  $250\text{ }^{\circ}\text{C}$  高温基板预热条件下, 分别使用单光斑和复合光斑对 H13 的高速成型进行了工艺研究。结果显示, 在合适的复合光斑配置下获得的最高致密度优于相同成型效率的单光斑。并从能量输入角度, 对复合光斑的作用机理进行了定性分析。

**关键词** 激光光学; 激光选区熔化; 复合激光光斑; 模具钢 H13; 工艺; 相对致密度

中图分类号 O436

文献标志码 A

doi: 10.3788/LOP202158.2314008

## Relative Density of Mold Steel H13 Fabricated by Hybrid Laser Spot Melting

Gao Yibo<sup>1,2</sup>, Yang Yong<sup>2</sup>, Zhou Yugeng<sup>2</sup>, Liu Zhenwei<sup>2</sup>, Wu Wenjie<sup>2</sup>, Gao Longbiao<sup>2</sup>,  
Shi Qiyong<sup>2</sup>, Kong Xiangbin<sup>2</sup>, Zheng Jianming<sup>2</sup>, Fu Jianzhong<sup>1\*</sup>, Yu Guiying<sup>2</sup>, Wu Jinhua<sup>2</sup>,  
Wang Chunwei<sup>2</sup>, Wang Bixia<sup>2</sup>, Shan Ling<sup>2</sup>

<sup>1</sup>College of Mechanical Engineering, Zhejiang University, Hangzhou, Zhejiang 310027, China;

<sup>2</sup>Zhejiang Wanfeng Technology Development Co., Ltd., Shaoxing, Zhejiang 312400, China

**Abstract** Mold steel has excellent high temperature performance and is widely used in the field of high temperature die casting. However, conventional mechanical machining is unable to fabricate complicated conformal cooling structures. Furthermore, regular selective laser melting (SLM) is inefficient to build mold steel H13 and it usually gives rise to interval cracks and local distortion. Consequently, in terms of fabricating mold steel H13 by SLM, this paper introduces a self-developed high-temperature SLM system and the innovative hybrid spot technology, including semiconductor laser preheating spot and fiber laser melting spot. When the scanning speed is  $1800\sim 2500\text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$  and the substrate is preheated at  $250\text{ }^{\circ}\text{C}$ , both individual and hybrid laser spots are used to perform the experimental study. The result indicates that the maximum density obtained under the suitable configuration of composite spot is better than that obtained by single spot with the same forming efficiency. In addition, the

收稿日期: 2021-03-29; 修回日期: 2021-04-07; 录用日期: 2021-04-07

基金项目: 2019 年浙江省博士后项目择优资助 (219910)

通信作者: \*fjz@zju.edu.cn

qualitative analysis is also performed on the action mechanism of the hybrid laser spot in view of energy input.

**Key words** laser optics; selective laser melting; hybrid laser spot; tool steel H13; process; relative density

**OCIS codes** 140.3390; 140.3510; 140.6810

## 1 引言

选择性激光熔化 (Selective Laser Melting, SLM) 用于成型 3D 复杂结构金属部件, 具有设计自由度高、生产工序短且不需要多组件拼装等显著优势<sup>[1-18]</sup>, 在航空、航天、医疗、工业模具等行业中有广泛的应用。热作模具钢 H13 在高温工作条件下具有高强度、高硬度和可靠的热疲劳性能<sup>[3-10]</sup>, 在工业模具尤其是压铸领域发挥着重要作用。一体化的内部随形冷却结构贴近工作表面, 可以提高冷却效率, 通过精确控制冷却时序, 从而得到较好性能的终端产品, 适用于压铸模具<sup>[3-6]</sup>。但是, 传统加工方式, 例如数控加工和电火花加工, 对于制造内部含有弯曲冷却流道的模具是无能为力的<sup>[4]</sup>。

SLM 技术为成型复杂结构的 H13 随形冷却模具提供了独特的解决方案, 特别是对于含有 ~mm 量级直径的复杂流道的模具。国内外学者针对模具钢 H13 材料的 SLM 成型进行了大量研究<sup>[3-10]</sup>。Mertens 等<sup>[3]</sup>自主开发了具有 100~400 °C 基板预热功能的 SLM 系统, 400 °C 预热产生了均匀的贝氏体结构, 且成型试样具有较好的力学性能。Wang 等<sup>[4]</sup>使用 EOS SLM-M280 设备, 系统性地研究了 SLM 成型 H13 样块, 结果显示, SLM 成型样块在热加工应用中的抗软化变形的能力相当好。Kurzynowski 等<sup>[5]</sup>研究了扫描面积、扫描策略及支撑结构对成型 H13 样块相对致密度的影响, 发现小面积 (4 mm × 5 mm) 棋盘式扫描有助于防止柱状孔隙的发展。Lee 等<sup>[6]</sup>研究了 SLM 成型 H13 样块在不同扫描速度 (200~800 mm·s<sup>-1</sup>) 情况下, 硬度、内部缺陷、微观结构、拉伸性能和疲劳性能之间的关系, 发现在较慢的扫描速度 (200 mm·s<sup>-1</sup>) 下可以获得较小尺寸的气孔和较好的拉伸强度。郑东来<sup>[7]</sup>使用 SLM Solutions 125HL 设备并通过优化工艺参数, 提高了 H13 样块的相对致密度, 并研究了后处理退火对残余应力的影响。田杰<sup>[8]</sup>使用 HBD SLM-150 设备成型了 H13 样块, 并研究了工艺参数对样块相对致密度、硬度和强度的影响, 发现后处理回火改善了组织均匀性, 并提高了样块的抗拉强度和伸长率。Tang 等<sup>[9]</sup>利用数值模拟预测了 SLM 成型 H13 过程

中的温度场和熔池形态, 讨论了基体-粉末模型、全粉末模型和部分-固体模型下预热温度对熔池尺寸的影响。Laakso 等<sup>[10]</sup>使用 SLM Solutions 125HL 设备成型了 SLM 样块, 测量了不同优化参数下的孔隙率, 并自主开发了多尺度模型工具包, 模拟了 SLM 过程中孔隙的产生, 软件预测结果与实验结果相符。

但是, 常规 SLM 技术用于制造模具时扫描速度 (<1000 mm·s<sup>-1</sup>) 和成型效率 (<20 cm<sup>3</sup>·h<sup>-1</sup>) 较低, 导致模具的生产周期较长。另外, 常规 SLM 成型过程中的快速局部加热和冷却易导致 H13 成型区域产生快速交变的热应力、不均匀的组织结构甚至变形和裂纹, 影响成型的稳定性和后续使用<sup>[3]</sup>, 而采用连续高温预热<sup>[3, 11-16]</sup>可以有效防止 SLM 成型过程中出现裂纹和局部翘曲。

本文基于自主研发的 Wanfeng Artisan-SLM250 高温选择性熔化系统, 创新地提出了复合光斑技术, 即将光纤激光和半导体激光正交合束, 使其在成型腔工作平面上进行聚焦, 其中半导体激光大光斑高速扫描预热粉末, 紧接着光纤激光小光斑以同样的速度扫描熔化粉末。在 250 °C 基板预热情况下, 当铺粉层厚度为 40~60 μm, 扫描速度为 1800~2500 mm·s<sup>-1</sup> 时, 分别使用单光斑和复合光斑进行了高速成型实验研究。通过调整复合光斑配置, 获得的成型 H13 材料的最高致密度超过光纤激光单光斑成型结果, 结合实验研究结果, 从能量输入的角度定性分析了复合光斑的作用。

## 2 实验方法

本文使用自主研发的 Wanfeng Artisan-SLM250 选择性激光熔化系统 [图 1(a)], 最大成型尺寸为 250 mm × 250 mm × 300 mm, 采用上送粉方式, 固定料斗最大可装载约 70 kg 的 H13 粉末, 并可通过安装辅助替换料斗, 实现连续生产。成型腔如图 1(b) 所示, 在成型腔下部和中部设置独立的吹风排风管道, 并安装独立净化罩, 在顶部透射激光的窗口周围安装聚拢式保护气帘。通过外部过滤系统和杜瓦罐 (液氩体积分数为 99.999%), 向成型腔内充入氩气以降低氧含量, 并持续清除成型过程

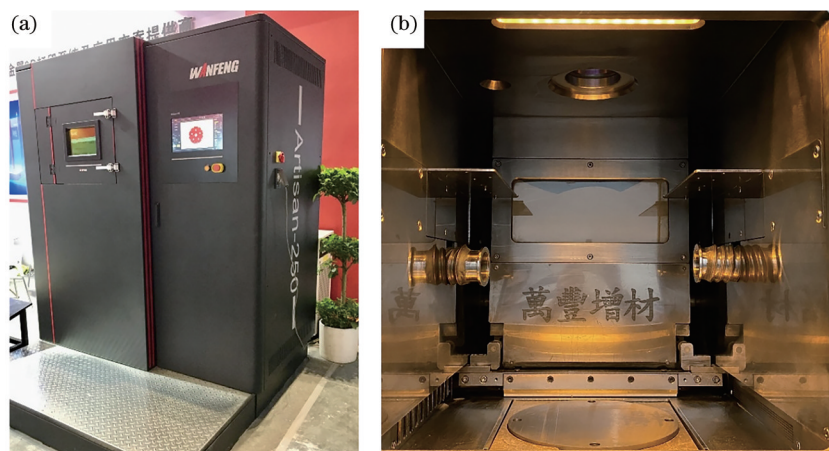


图1 Wanfeng Artisan-SLM250 选择性激光熔化系统。(a)外观图;(b)成型腔  
Fig. 1 Wanfeng Artisan-SLM250 SLM system. (a) Overall; (b) chamber

中产生的烟尘,系统稳定工作时成型腔的氧含量(体积分数)低至 $\sim 10^{-5}$ ,保护气体氩气的流量大于 $45 \text{ m}^3 \cdot \text{h}^{-1}$ 。

复合光束系统中熔化光斑的光源使用最大输出功率为 1000 W、波长为 1070 nm 的 IPG 近红外连续光纤激光器,光束质量因子( $M^2$ )约为 1.05。预热光斑的光源采用最大输出功率为 1000 W、波长为 915 nm 的锐科近红外连续半导体激光器。两束激光各自经过准直器,正交入射到自主研发的合束器中,其中 45° 镜片出光侧表面镀有波长为 915 nm 的增反膜,镜片两侧表面都镀有波长为 1070 nm 的增透膜,复合激光光斑合束器的原理示意图如图 2 所示。两束激光通过 45° 镜合束,并入射到 RayLase 振镜上,然后被场镜聚焦并从成型腔顶部窗口透射,在工作平面上产生的熔化光斑[图 3(a)]的实际直径约为 68  $\mu\text{m}$ ,预热光斑的直径约为 2.7 mm [图 3(b)],熔化光斑的瑞利长度约为 3 mm [图 3(c),设聚焦平面下方距离为正]。通过合束器

调整工作平面上复合光斑中熔化光斑与预热光斑之间的相对位置,图 3(b)显示熔化光斑处于预热光斑的左侧圆周处。

为了实现加热功能,在基板下方安装自主设计的螺旋电阻加热器(侧方和下方包覆保温材料),最大功率约为 800 W,利用电控热电偶测温并实时控制基板温度(最高设置温度可达 400  $^{\circ}\text{C}$ ),通过预热实现保温和缓冷,防止 H13 材料在成型过程中出现裂纹和局部翘曲。

工艺实验使用的粉末材料是长沙骅骝 H13 模具钢气雾化粉末,粒径范围为 15~53  $\mu\text{m}$ ,平均粒径为 31  $\mu\text{m}$ ,含碳量(质量分数)约为 0.3%。在循环使用粉末前,利用筛网进行筛分,并使用真空加热炉烘干。基板使用双面磨平的退火态 H13 模具钢,硬度为 210~220 HV,使用退磁器进行消磁处理,并使用分析纯的无水酒精清洗基板表面以去除油渍。

为了确定工作平面的位置和光斑尺寸,使用激光光斑测试仪(Spiricon Ophir BGP-SP928-OSI)及 BeamGage Professional 软件,标定激光的聚焦平面和光斑直径,结果如图 3 所示。另外,使用基于阿基米德原理的密度测试仪(DahoMeter DE-150ME)测量材料密度,以基板材料实测密度 7.9150  $\text{g}/\text{cm}^3$  为基准,计算成型样块的相对致密度。

影响常规 SLM 成型的典型工艺参数包括激光功率、扫描速度、扫描间距、铺粉层厚、光斑直径、扫描策略、预热温度、保护气体流场结构和风量等。从能量输入的角度考虑,激光功率( $P$ )、扫描速度( $v$ )、扫描间距( $h$ )与铺粉层厚度( $\delta$ )表示的体能量密度(volumetric energy density) $E = \frac{P}{vh\delta}$ ,代表单位

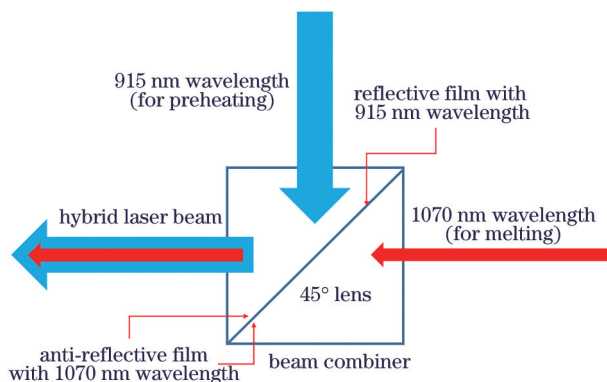


图2 复合激光光斑合束器的原理示意图  
Fig. 2 Principle diagram of beam combiner for hybrid laser spot



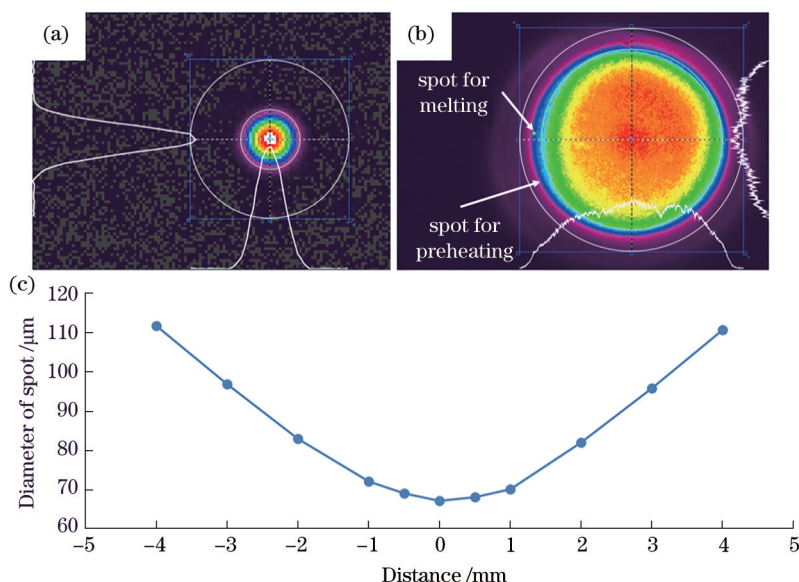


图3 激光光斑的形状和直径。(a)熔化光斑;(b)预热光斑和它与熔化光斑的相对位置;(c)离工作平面不同距离的光纤激光光斑直径

Fig. 3 Shape and diameter of laser spot. (a) Spot for melting; (b) spot for preheating and its position relative to spot for melting; (c) diameter of fiber laser spot versus distance away from working plane

时间内单位体积熔化材料的能量<sup>[17-18]</sup>。另外,本文引入复合光斑,因此关键的工艺参数还包括复合光斑中半导体激光预热光斑的直径、预热光斑与熔化光斑的相对位置、预热光斑的功率等。对于工艺实验使用的复合光斑,光纤激光在工作平面上的焦斑直径( $\varphi$ )约为  $68 \mu\text{m}$ ,半导体激光在工作平面上的光斑直径约为  $2.7 \text{ mm}$ ,设定扫描间距为  $80 \mu\text{m}$ ,铺粉层厚度为  $40 \mu\text{m}$  和  $60 \mu\text{m}$ ,扫描速度为  $1800 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$  和  $2500 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ ,基板加热温度为  $250 \text{ }^\circ\text{C}$  ( $523 \text{ K}$ )。

对于高速扫描区间 ( $1800\sim 2500 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ ),扫描策略是使用  $180^\circ$  旋转偏移扫描,如图 4 所示,其中  $n$  为扫描线数。每层单向扫描的起始点都在填充区域的同一侧,下层扫描时设置合适的层间偏移(为

单层扫描间距的  $1/2$ ),并将起始点旋转  $180^\circ$ ,避免不同层的扫描点处于同一侧,从而保证铺粉过程的稳定性。其次,扫描轨迹与气流方向正交,保证单次扫描轨迹在迎风面的投影面积最大。扫描轨迹的次序按照逆风方向进行排列,即激光扫描下一条轨迹时,激光扫描上一条轨迹产生的烟尘能够被气流吹散和抽走,从而减少激光能量的衰减并提高成型过程的稳定性。复合光斑配置如图 3(b) 所示,预热光斑中心处于熔化光斑中心的右侧,使得粉末局部熔化之前,材料经过充分预热。

仅使用光纤激光的单光斑(熔化作用)并调节激光功率进行工艺实验,共分为 4 组参数:第 1 组,铺粉层厚度为  $40 \mu\text{m}$ ,扫描速度为  $1800 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ ,激光功率为  $340\sim 500 \text{ W}$ ,如表 1 中 1-1 至 1-9 所示;第 2 组,铺粉层厚度为  $40 \mu\text{m}$ ,扫描速度为  $2500 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ ,激光功率为  $480\sim 600 \text{ W}$ ,如表 1 中 2-1 至 2-7 所示;第 3 组,铺粉层厚度为  $60 \mu\text{m}$ ,扫描速度为  $1800 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ ,激光功率为  $440\sim 540 \text{ W}$ ,如表 1 中 3-1 至 3-6 所示;第 4 组,铺粉层厚度为  $60 \mu\text{m}$ ,扫描速度为  $2500 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ ,激光功率为  $500\sim 750 \text{ W}$ ,如表 1 中 4-1 至 4-5 所示。根据单光斑的 4 组工艺参数,使用不同的复合光斑预热功率和配置,进行复合光斑工艺实验。另外,分别使用单光斑和复合光斑的不同工艺参数,成型尺寸为  $32 \text{ mm}\times 32 \text{ mm}\times 8 \text{ mm}$  的样块,并进行致密度测试。

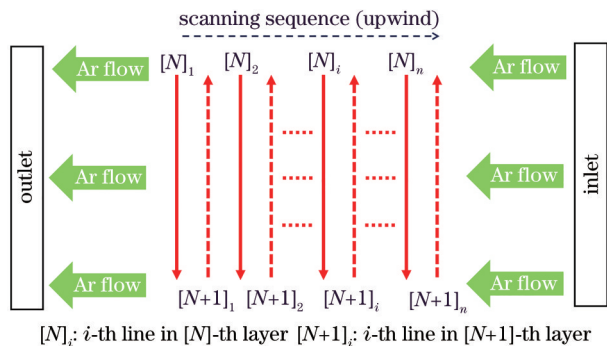


图4 旋转偏移扫描策略

Fig. 4 Rotational and translational scanning strategy

表 1 模具钢 H13 的成型工艺参数和相对致密度

Table 1 Molding process parameters and relative density of mold steel H13

Group No.	Layer thickness / $\mu\text{m}$	Laser power /W	Scanning speed / $(\text{mm}\cdot\text{s}^{-1})$	$E /(\text{J}\cdot\text{mm}^{-3})$	Relative density /%
1-1	40	340	1800	59.03	97.61
1-2	40	360	1800	62.50	97.86
1-3	40	380	1800	65.97	97.87
1-4	40	400	1800	69.44	97.84
1-5	40	420	1800	72.92	97.98
1-6	40	440	1800	76.39	98.01
1-7	40	460	1800	79.86	98.10
1-8	40	480	1800	83.33	98.17
1-9	40	500	1800	86.81	98.10
2-1	40	480	2500	60.00	97.73
2-2	40	500	2500	62.50	97.87
2-3	40	520	2500	65.00	98.01
2-4	40	540	2500	67.50	97.99
2-5	40	560	2500	70.00	98.04
2-6	40	580	2500	72.50	97.95
2-7	40	600	2500	75.00	97.93
3-1	60	440	1800	50.93	97.54
3-2	60	460	1800	53.24	97.73
3-3	60	480	1800	55.56	97.90
3-4	60	500	1800	57.87	97.96
3-5	60	520	1800	60.19	97.98
3-6	60	540	1800	62.50	97.96
4-1	60	500	2500	41.67	97.51
4-2	60	600	2500	50.00	97.74
4-3	60	650	2500	54.17	97.93
4-4	60	700	2500	58.33	97.92
4-5	60	750	2500	62.50	97.93

### 3 实验结果及分析

#### 3.1 单光斑工艺参数的影响

表 1 显示了模具钢 H13 的成型工艺参数和相对致密度。图 5 显示了表 1 中 4 组不同典型参数下 1-8、2-5、3-5 和 4-4 成型样块图。图 6 是成型致密度与单光斑功率的散点图。整体而言,在每组工艺参数中,致密度都随着激光功率的增加而增加,直到致密度达到最高点,然后随着激光功率的继续增加而降低。实验中具体表现为,致密度达到最高点后,继续增加激光功率,成型表面出现大颗粒凸起,铺粉过程中刮刀有轻微刷蹭,说明高速扫描过程中功率偏高会引起成型表面过热和粉末球化。另外,

各组参数下成型样块的致密度最高值排列顺序(从大到小)为第 1 组(98.17%)、第 2 组(98.04%)、第 3 组(97.98%)、第 4 组(97.93%),即在扫描速度较慢、铺粉层厚度较薄的第 1 组工艺参数下获得的致密度最高,说明激光-材料作用时间越长且需要熔化的材料质量越少,熔体流动越充分,未熔孔隙越少,致密度越高。

图 7 是成型致密度与体能量密度的散点图。对体能量密度和相对致密度进行二元数据的 Pearson 相关系数计算和相关性检验<sup>[19]</sup>,结果如表 2 所示,可以看出,两者的相关系数为 0.7844,其 95% 置信区间为(0.5762, 0.8970),说明致密度与体能量密度总体正相关,并且从图 7 可知,体能量密度大于

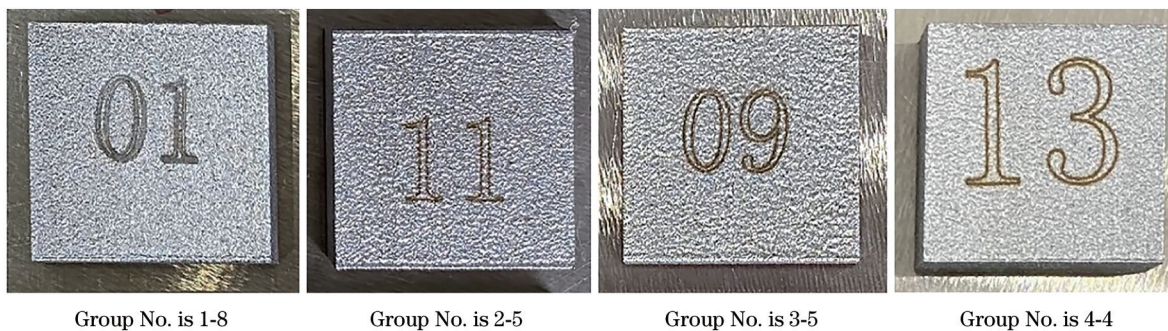


图 5 单光斑成型样块图

Fig. 5 Samples built by individual fiber laser spot

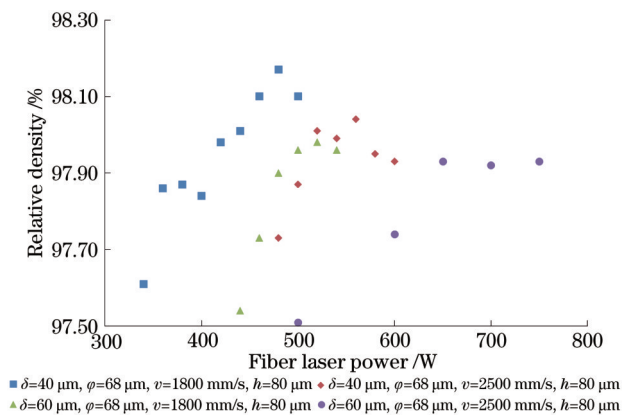


图 6 致密度与单光斑工艺参数的关系

Fig. 6 Relative density versus individual fiber laser spot process parameters

65 J·mm<sup>-3</sup>是致密度达到 98% 的必要非充分条件。但也注意到,在不同铺粉层厚度和扫描速度下,即使对于相同或相近的体能量密度,样块的成型致密度也不完全相同,例如,在第 1、2、3、4 组工艺参数下,体能量密度相同(62.50 J·mm<sup>-3</sup>)时,对应的成型致密度分别是 97.86%、97.87%、97.96% 和 97.93%;在第 2 组和第 3 组工艺参数下,体能量密

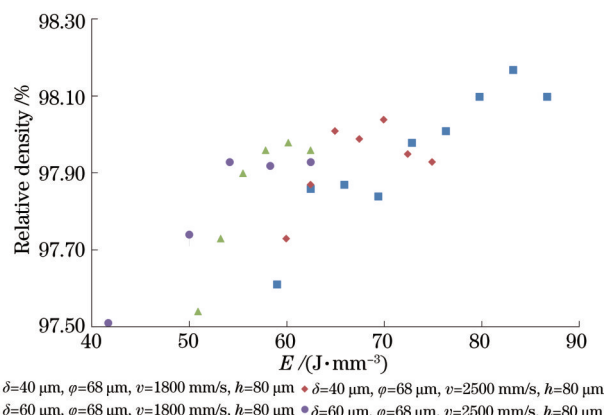


图 7 致密度与单光斑体能量密度的关系

Fig. 7 Relative density versus volumetric energy density of individual fiber laser spot

度相近(60.00 J·mm<sup>-3</sup>和 60.19 J·mm<sup>-3</sup>)时,对应的成型致密度分别是 97.73% 和 97.98%。说明对于单光斑成型,增加体能量密度是提高致密度的必要非充分条件,增加铺粉层厚度和扫描速度会导致致密度降低,但这不可能完全通过提高功率或者体能量密度来进行补偿,过高的功率会导致粉末过热而球化,致密度反而降低。

表 2 二元数据(体能量密度与致密度)的 Pearson 相关系数和相关性检验

Table 2 Pearson correlation coefficient and correlation test of paired samples (volumetric energy density and relative density)

Pearson correlation coefficient	95% confidence interval	Value of test statistic (t-distribution)	Degree of freedom	p-value
0.7844	(0.5762, 0.8970)	6.324	25	1.282 × 10 <sup>-6</sup>

为了分析单熔化光斑直径对成型致密度的影响,在相同的工艺参数(铺粉层厚度为 60 μm,激光功率为 500 W,扫描速度为 2500 mm·s<sup>-1</sup>,扫描间距为 80 μm)下,设置熔化光斑直径为 68~100 μm,测量得到的致密度如表 3 所示。其中,原始光束经过焦距为 100 mm 的准直器、振镜和场镜后,在工作平面上聚焦,形成了直径约为 68 μm 的光斑;通过

调节工作平面和聚焦场镜的长度,离焦获得了直径为 83 μm 和 97 μm 的光斑;通过将焦距为 100 mm 的准直器更换为焦距为 75 mm 的准直器,在工作平面上聚焦得到了 84 μm 的光斑直径。根据表 3 的测量结果可知,在所研究的工艺参数范围内,单熔化光斑直径的变化(68~100 μm)对致密度的影响不显著。



表 3 不同单光斑直径成型样块的致密度

Table 3 Influence of diameter of individual fiber laser spot on relative density

Diameter of fiber laser spot	68 $\mu\text{m}$ (focus)	83 $\mu\text{m}$ (defocus)	97 $\mu\text{m}$ (defocus)	84 $\mu\text{m}$ (focus)
Relative density / %	97.51	97.52	97.48	97.51

表 4 是文献中 SLM 成型 H13 材料的工艺参数和致密度数据<sup>[4, 7-8]</sup>, 其中扫描速度为 320, 980, 2500  $\text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$  时, 成型的最高致密度分别为 98.20%、98.60% 和 97.13%, H13 的基准密度分别为 7.8, 7.85, 7.8  $\text{g}\cdot\text{cm}^{-3}$ 。而本文使用的基板的实

测密度为 7.9150  $\text{g}\cdot\text{cm}^{-3}$ , 表 1 中单光斑成型的致密度最高达到 98.17%, 说明自主研发的 Wanfeng Artisan-SLM250 系统成型的 H13 材料的致密度达到甚至超过部分同行的水平。

表 4 文献中 SLM 成型 H13 材料的致密度

Table 4 Relative densities of SLM processed H13 from references

Reference	Layer thickness / $\mu\text{m}$	Laser power / W	Scanning speed / ( $\text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$ )	$h / \mu\text{m}$	$E / (\text{J}\cdot\text{mm}^{-3})$	Relative density / %	Reference density / ( $\text{g}\cdot\text{cm}^{-3}$ )
[4]	40	280	980	120	59.52	98.60	7.85
[7]	50	225	320	100	140.63	98.20	7.8
[8]	40	450	2500	70	64.29	97.13	7.8
This article	40	480	1800	80	83.33	98.17	7.9150

### 3.2 复合光斑熔化/预热光斑偏心距的影响

对于复合光斑的配置, 光纤激光熔化光斑中心与半导体激光预热光斑中心的距离为熔化/预热光斑偏心距, 这个参数将影响成型过程中预热和熔化能量的匹配方式。以半导体激光预热光斑的半径  $r$  为基准, 定义不同的偏心距 ( $D_e$ )。当  $D_e = 0$  即熔化光斑中心与预热光斑中心重合时, 一旦预热功率超过 50 W, 成型表面即出现大颗粒凸起, 影响刮刀铺粉, 说明熔化区域单位时间和单位空间的能量供给过高, 导致粉末过热球化。因此, 选择偏心距  $D_e$  为  $1/3, 2/3$  和 1 倍的预热光斑半径  $r$ , 在相同的熔化工艺参数 (铺粉层厚度为 60  $\mu\text{m}$ , 熔化激光功率为 500 W, 扫描间距为 80  $\mu\text{m}$ , 扫描速度为 2500  $\text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$ ) 和不同的预热功率下, 进行工艺实验, 得到复合光斑熔化/预热光斑不同偏心距下致密度与预热功率的关系, 如图 8 所示。

从图 8 可知, 当  $D_e = 1/3 \times r$  或  $D_e = 2/3 \times r$ , 并且预热功率超过 100 W 时, 致密度随着预热功率的增加而降低, 说明此时偏心距太小, 熔化光斑和预热光斑相互作用导致表面过热, 工艺参数窗口较窄, 脱离稳定成型范围。当  $D_e = 1 \times r$ , 即熔化光斑与预热光斑的左侧圆周相切时, 随着预热功率的提高, 致密度增加, 因此, 后续工艺实验将选取  $D_e = 1 \times r$ , 分析复合光斑熔化/预热功率对致密度的

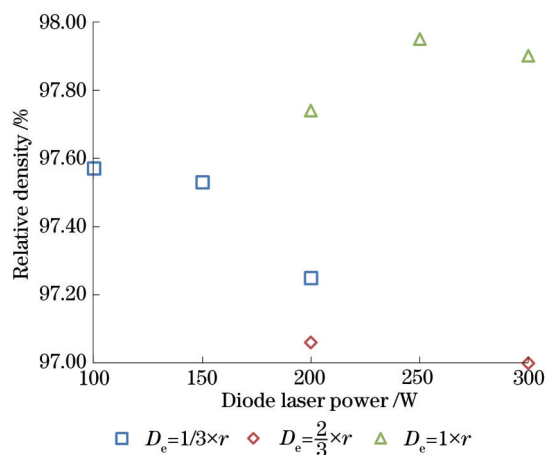


图 8 复合光斑不同  $D_e$  下的致密度与预热功率的关系  
Fig. 8 Relative density versus preheating power under different  $D_e$  of hybrid laser spot

影响。

### 3.3 复合光斑熔化/预热功率的影响

当复合光斑中熔化光斑与预热光斑左侧圆周相切时, 考虑不同工艺参数下致密度与复合光斑熔化/预热功率的关系, 其中熔化光斑的工艺参数分为 4 组, 如表 1 所示, 扫描间距都是 80  $\mu\text{m}$ , 而且熔化光斑的功率范围如表 1 或图 6 所示, 第 1~4 组工艺参数对应的致密度如图 9(a)~(d) 所示。

对于第 1 组工艺参数 [图 9(a)], 熔化光斑的功率范围为 380~480 W, 成型样块的致密度随着预热

光斑功率的增加而提高,并且当预热功率提高到 200~250 W 时,复合光斑成型样块的致密度达到最高,其最高致密度值为 98.22%,对应的熔化光斑功率为 480 W,预热光斑功率为 200 W;当预热光斑功率超过 250 W 时,成型表面出现过热而球化,导致成型过程无法正常进行。第 2 组工艺参数[图 9(b)]相对第 1 组,在同样的铺粉层厚度 40 μm 下,扫描速度从 1800 mm·s<sup>-1</sup> 提高到 2500 mm·s<sup>-1</sup>,当激光熔化功率超过 560 W 时,致密度随着预热光斑功率的增加而减小;当熔化功率和预热功率分别为 520 W 和 275 W 时,最高致密度达到 98.11%;另外,当预热功率接近 300 W 时,成型样块致密度开始下降,继

续增加预热功率则导致成型表面出现球化。第 3 组 [图 9(c)] 与第 1 组的扫描速度相同,当铺粉层厚度增加到 60 μm 时,总体而言,致密度在相同的熔化功率下,随着预热功率的增加而增加,但当预热功率超过 200 W 时,成型表面出现大颗粒凸起和球化,对应的熔化功率为 500 W,预热功率为 200 W,获得的最高致密度为 98.12%。对于第 4 组工艺参数 [图 9(d)],同时增加铺粉层厚度和扫描速度,直到复合光斑的预热功率增加到 300 W,此时成型致密度开始下降,复合光斑成型得到的最高致密度为 98.04%,对应的熔化功率和预热功率分别为 650 W 和 200~250 W。

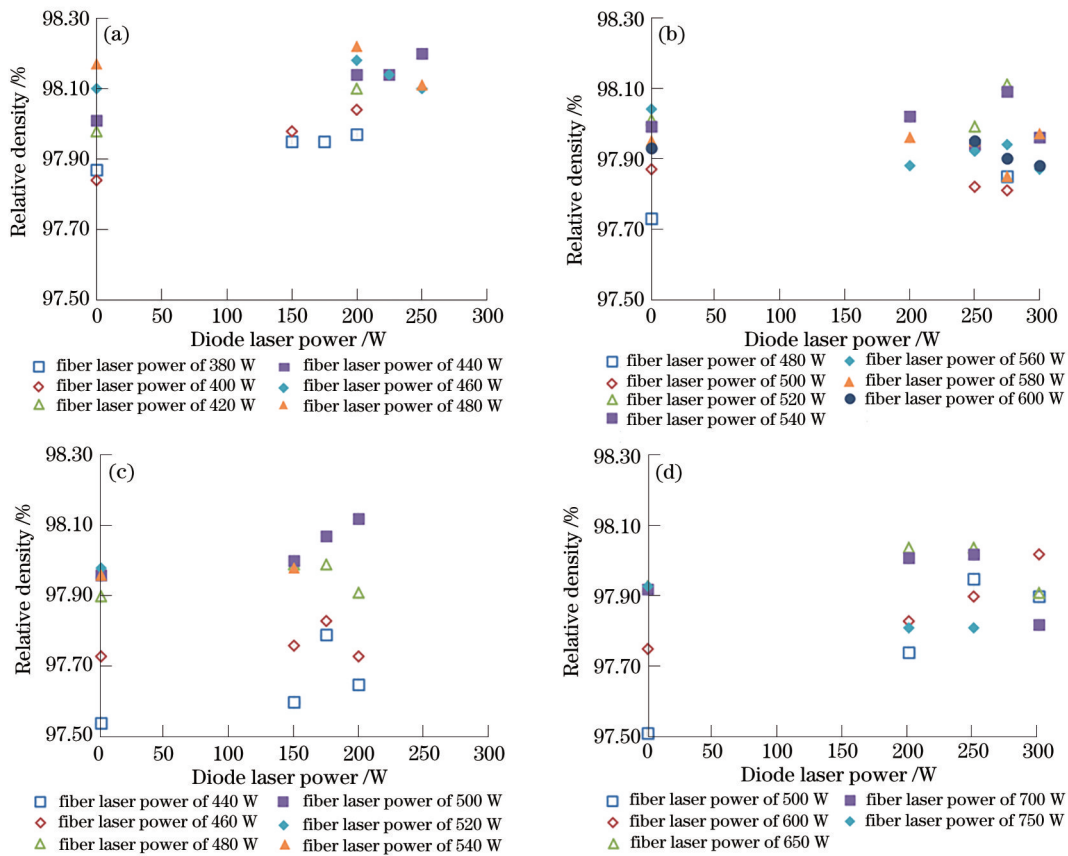


图 9 不同工艺参数下致密度与复合光斑熔化/预热功率的关系。(a)第 1 组;(b)第 2 组;(c)第 3 组;(d)第 4 组  
 Fig. 9 Relative density versus melting/preheating power under different processing parameters. (a) Group 1; (b) group 2; (c) group 3; (d) group 4

对比 4 组工艺参数下单光斑和复合光斑获得的最高致密度,结果如图 10 所示。其中复合光斑获得的最高致密度的排列顺序(从大到小)为第 1 组(98.22%)、第 2 组(98.11%)≈第 3 组(98.12%)、第 4 组(98.04%),与 3.1 节单光斑成型最高致密度的排列顺序类似,仍然遵循着扫描速度较慢、铺粉层厚较薄的工艺参数获得的致密度最高。注意到,

在各组工艺参数中,复合光斑获得最高致密度时的熔化功率并不一定与单光斑获得最高致密度时的熔化功率相等,前者小于等于后者,说明复合光斑的作用效果并不仅仅是预热和熔化作用的简单叠加,而是预热和熔化存在交互作用。另外,第 4 组工艺参数下复合光斑成型的最高致密度与第 2 组参数下单光斑成型的最高致密度相等,并超过第 3 组参



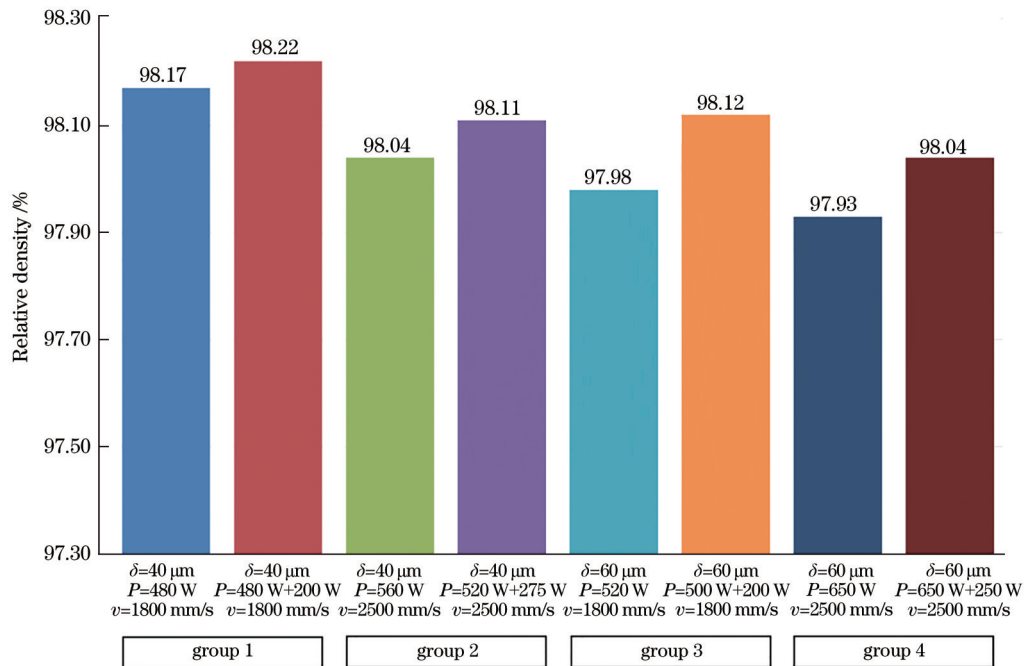


图 10 单光斑和复合光斑在 4 组参数下获得的最高致密度

Fig. 10 Highest relative densities obtained by 4 groups of parameters within individual and hybrid laser spots

数下单光斑成型的最高致密度。结合 3.1 节的讨论分析发现,增加铺粉层厚度或加快扫描速度导致致密度降低,这个影响虽然不能通过提高熔化光斑的功率进行补偿,但可以通过使用复合光斑并提升预热光斑的功率进行补偿。即在所研究的参数范围内,复合光斑(预热光斑+熔化光斑)的优化工艺参数在保持 H13 材料成型致密度不变的情况下,显著提高了成型效率。下面对复合光斑中预热光斑的作用进行定性分析。

SLM 过程中局部材料熔化成型的总输入能量  $Q$  等于功率密度(单位时间和单位面积的输入能量)  $q''$  在时间子域  $dt$  和空间子域  $ds$  的二重积分:

$$Q = \int_0^{\Delta S} \int_0^{\Delta T} q'' \cdot dt \cdot ds. \quad (1)$$

更快的扫描速度和更大的铺粉层厚度意味着更短的激光-材料作用时间内熔化更多的材料,即需要更多的有效输入能量。压缩时间子域  $\Delta T$  (缩短激光-材料作用时间)会引起输入能量减少,此时不仅要提高熔化光斑的功率密度  $q''$ ,也要提高预热光斑的功率密度,即展宽空间子域  $\Delta S$  以增加输入能量(增大复合光斑中的预热光斑),进而进行补偿。

以复合光斑中的预热光斑作为额外的热源,其作用是预热粉末,提高局部环境温度,降低熔化区域的温度梯度和凝固速率。因为材料的致密度与孔隙率负相关,致密度越高,孔隙率越低,其中,孔

隙包括欠熔合和气孔<sup>[20-21]</sup>。欠熔合是相邻熔道或相邻沉积层之间输入能量不足导致材料没有完全熔化的现象<sup>[20, 22]</sup>,较快的扫描速度( $>2000 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$ )和较大的粉层厚度( $>20 \mu\text{m}$ )会加剧熔池的波动,导致欠熔合现象和孔隙率的增加<sup>[23]</sup>。复合光斑中较大尺寸的预热光斑多次高速扫描粉末,可以显著提升区域周围粉末和前一沉积层(即基底)的背景温度,紧接着复合光斑中高分辨率的熔化光斑在较高的局部环境温度下熔化粉末,充分利用了材料温度较高时动力黏度降低和浸润性提高的特点<sup>[15, 24-25]</sup>,改善了相邻熔道和相邻层的熔合性,从而减少了欠熔合现象并提高了致密度。气孔的主要形成原因之一是 SLM 过程中金属材料的快速熔化和凝固导致气体卷入<sup>[20, 22]</sup>。熔池的凝固速率对气孔形成有着显著的影响,凝固速率过快导致熔池中形成的气体来不及逸出<sup>[15, 22]</sup>,而复合光斑中预热光斑引起局部环境温度提升和温度梯度降低,伴随着复合光斑高速扫描时熔化光斑的交互效应,有助于控制并降低凝固速率<sup>[15]</sup>,便于气体在更长的时间内从熔池逸出,从而减少气孔并提高致密度。本文对复合光斑成型的工艺研究显示,采用合适的预热功率,既可以预热粉末和基底,又不会过热引起粉末球化;同时,预热光斑外侧伴随着熔化光斑,选取合适的熔化功率并充分利用较高的预热温度,形成预热和熔

化交互效应,从而使得在相同的粉层厚度和扫描速度情况下,复合光斑获得比单熔化光斑更低的孔隙率和更高的致密度。

## 4 结 论

基于自主开发的 Wanfeng Artisan-SLM250 系统,创新地提出了复合光斑技术,使用自主开发的光学合束器,将正交的半导体激光束和光纤激光束合并,在成型腔的工作平面上聚焦得到复合光斑,其中半导体激光大光斑预热粉末,紧接着光纤激光小光斑熔化粉末。对复合光斑高速成型模具钢 H13 材料进行了工艺实验研究,并将成型样块致密度作为工艺参数的评价标准,得出以下结论。

1) 对于单熔化光斑,在所研究的参数范围(铺粉层厚度为 40~60  $\mu\text{m}$ ,扫描速度为 1800~2500  $\text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$ )内,较薄的铺粉层厚度和较慢的扫描速度获得的致密度最高,而且当其他工艺参数不变时,改变单熔化光斑的直径对致密度无显著影响。

2) 致密度与单光斑体能量密度正相关,但增加体能量密度是提高致密度的必要非充分条件,具体而言,增加铺粉层厚度和扫描速度会导致致密度降低,这个影响不可能完全通过提高激光功率及体能量密度进行补偿,过高的功率会导致粉末过热球化而降低致密度,甚至导致成型过程无法稳定进行。

3) 复合光斑中熔化光斑(直径约为 68  $\mu\text{m}$ )与预热光斑(直径约为 2.7 mm)相切时,更能发挥复合光斑的预热优势,获得的致密度更高。

4) 相比单熔化光斑,复合光斑可以获得更高的成型致密度,而且致密度与工艺参数的关系表明复合光斑中预热与熔化存在交互效应。

5) 在高速成型厚粉层时,复合光斑通过预热向粉层输入能量,即通过展宽空间子域增加输入能量,补偿压缩时间子域减少的输入能量,复合光斑的预热效果伴随着紧接的熔化过程,两者的交互效应提高了局部区域的环境温度,也减小了凝固速率,导致熔体动力黏度降低和浸润性提高,便于气体在更长的时间内从熔池逸出,有助于减少欠熔现象和气孔,提高致密度。

未来的工作将开展更多的复合光斑高速成型工艺实验,并基于实验研究,对工艺过程的温度场进行建模分析,给出复合光斑成型材料过程中空间子域和时间子域的更多温度场细节,从而更深刻地

理解复合激光光斑与材料相互作用的效果。

## 参 考 文 献

- [1] Xue J Q, Chen X H, Lei L M. Effects of microstructure on mechanical properties of GH3536 alloy fabricated by selective laser melting[J]. *Laser & Optoelectronics Progress*, 2019, 56(14): 141401.  
薛珈琪, 陈晓晖, 雷力明. 激光选区熔化 GH3536 合金组织对力学性能的影响[J]. *激光与光电子学进展*, 2019, 56(14): 141401.
- [2] 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.
- [3] Mertens R, Vrancken B, Holmstock N, et al. Influence of powder bed preheating on microstructure and mechanical properties of H13 tool steel SLM parts[J]. *Physics Procedia*, 2016, 83: 882-890.
- [4] Wang M, Li W, Wu Y, et al. High-temperature properties and microstructural stability of the AISI H13 hot-work tool steel processed by selective laser melting[J]. *Metallurgical and Materials Transactions B*, 2019, 50(1): 531-542.
- [5] Kurzynowski T, Stopyra W, Gruber K, et al. Effect of scanning and support strategies on relative density of SLM-ed H13 steel in relation to specimen size[J]. *Materials*, 2019, 12(2): 239.
- [6] Lee J, Choe J, Park J, et al. Microstructural effects on the tensile and fracture behavior of selective laser melted H13 tool steel under varying conditions[J]. *Materials Characterization*, 2019, 155: 109817.
- [7] Zheng D L. Fabrication of H13 steel by selective laser melting and residual stress analysis[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2016: 16-60.  
郑东来. H13 钢的选择性激光熔化制备及残余应力分析[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2016: 16-60.
- [8] Tian J. Study on the fabrication process, microstructure and property of die steel by selective laser melting[D]. Jinan: Shandong University, 2018: 19-75.  
田杰. 模具钢选区激光熔化工艺及组织性能研究[D]. 济南: 山东大学, 2018: 19-75.
- [9] Tang Q, Chen P, Chen J Q, et al. Numerical simulation of selective laser melting temperature conduction behavior of H13 steel in different models [J]. *Optik*, 2020, 201: 163336.

- [10] Laakso P, Riipinen T, Laukkanen A, et al. Optimization and simulation of SLM process for high density H13 tool steel parts[J]. *Physics Procedia*, 2016, 83: 26-35.
- [11] Kempen K, Vrancken B, Buls S, et al. Selective laser melting of crack-free high density M2 high speed steel parts by baseplate preheating[J]. *Journal of Manufacturing Science and Engineering*, 2014, 136(6): 061026.
- [12] Sander J, Hufenbach J, Giebeler L, et al. Microstructure and properties of FeCrMoVC tool steel produced by selective laser melting[J]. *Materials & Design*, 2016, 89: 335-341.
- [13] Ali H, Ma L, Ghadbeigi H, et al. *In-situ* residual stress reduction, martensitic decomposition and mechanical properties enhancement through high temperature powder bed pre-heating of selective laser melted Ti<sub>6</sub>Al<sub>4</sub>V[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2017, 695: 211-220.
- [14] Mertens R, Dadbakhsh S, Humbeeck J V, et al. Application of base plate preheating during selective laser melting[J]. *Procedia CIRP*, 2018, 74: 5-11.
- [15] Uddin S Z, Murr L E, Terrazas C A, et al. Processing and characterization of crack-free aluminum 6061 using high-temperature heating in laser powder bed fusion additive manufacturing[J]. *Additive Manufacturing*, 2018, 22: 405-415.
- [16] Wang W, Xie Z J, Zhao Z Y, et al. Influence of scanning path on the temperature field in selective laser melting[J]. *Laser & Optoelectronics Progress*, 2020, 57(5): 051401.  
王稳, 谢志江, 赵增亚, 等. 扫描路径对选区激光熔化温度场的影响[J]. *激光与光电子学进展*, 2020, 57(5): 051401.
- [17] Zhang G H, Guo S Q, Huang S, et al. Relative density of GH4169 superalloy prepared by selective laser melting[J]. *Laser & Optoelectronics Progress*, 2020, 57(3): 031404.  
张国会, 郭绍庆, 黄帅, 等. 选区激光熔化技术制备 GH4169 合金的致密度研究[J]. *激光与光电子学进展*, 2020, 57(3): 031404.
- [18] Simchi A. Direct laser sintering of metal powders: mechanism, kinetics and microstructural features[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2006, 428(1/2): 148-158.
- [19] Xue Y, Chen L P. Statistical modeling and R language[M]. Beijing: Tsinghua University Press, 2007: 140-144.  
薛毅, 陈立萍. 统计建模与 R 软件[M]. 北京: 清华大学出版社, 2007: 140-144.
- [20] Cao L C, Zhou Q, Han Y F, et al. Review on intelligent monitoring of defects and process control of selective laser melting additive manufacturing[J/OL]. *Acta Aeronautica et Astronautica Sinica*: 1-37 [2021-03-17]. <https://kns.cnki.net/kcms/detail/11.1929.V.20201209.1048.010.html>.  
曹龙超, 周奇, 韩远飞, 等. 激光选区熔化增材制造缺陷智能监测与过程控制综述[J/OL]. *航空学报*: 1-37 [2021-03-17]. <http://kns.cnki.net/kcms/detail/11.1929.V.20201209.1048.010.html>.
- [21] Hojjatzadeh S M H, Parab N D, Guo Q L, et al. Direct observation of pore formation mechanisms during LPBF additive manufacturing process and high energy density laser welding[J]. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 2020, 153: 103555.
- [22] Kannatey-Asibu E, Jr. Principles of laser materials processing[M]. Hoboken: John Wiley & Sons, Inc., 2009.
- [23] Qiu C L, Panwisawas C, Ward M, et al. On the role of melt flow into the surface structure and porosity development during selective laser melting[J]. *Acta Materialia*, 2015, 96: 72-79.
- [24] Zhang B C, Liao H L, Coddet C. Selective laser melting commercially pure Ti under vacuum[J]. *Vacuum*, 2013, 95: 25-29.
- [25] Iida T, Guthrie R I L. The physical properties of liquid metals[M]. Oxford: Clarendon Press, 1993.