

选区激光熔化对 GCr15 高碳钢成形性能的研究

刘世锋¹, 李云哲^{1**}, 张智昶¹, 张光曦¹, 杨鑫², 王岩^{1*}

¹西安建筑科技大学冶金工程学院, 陕西 西安 710055;

²西安理工大学材料科学与工程学院, 陕西 西安 710048

摘要 以等离子旋转电极制备的 GCr15 高碳钢粉末为实验原料, 采用选区激光熔化(SLM)制备 GCr15 高碳轴承钢。研究了 SLM 成形过程中激光功率、扫描速度、体能量密度对 GCr15 成形性能的影响和成形后的组织转变。实验结果表明, 在参数可调节的范围内, 激光功率、扫描速度、体能量密度与相对密度呈线性关系。从能量密度曲线可以看出, 功率对相对密度的影响大于扫描速度; 在低功率情况下, 会出现功率与相对密度关系失真; 同时, 选区激光熔化制备 GCr15 轴承钢的组织细小、均匀, 主要为粗针状的马氏体和残余奥氏体, 随着能量密度的增加, 残余奥氏体的含量有所增加。

关键词 激光光学; 选区激光熔化; GCr15; 成形性能; 微观组织

中图分类号 TG456.7 **文献标志码** A

doi: 10.3788/LOP57.211402

Study on Effect of Selective Laser Melting on Formability of GCr15 High Carbon Steel

Liu Shifeng¹, Li Yunzhe^{1**}, Zhang Zhichang¹, Zhang Guangxi¹, Yang Xin², Wang Yan^{1*}

¹*Institute of Metallurgical Engineering, Xi'an University of Architecture and Technology, Xi'an, Shaanxi 710055, China;*

²*School of Materials Science and Engineering, Xi'an University of Technology, Xi'an, Shaanxi 710048, China*

Abstract The GCr15 high carbon steel powder prepared by plasma rotating electrode was used as the experimental raw material and prepared by selective laser melting (SLM). The effects of laser power, scanning speed, and volume energy density on the formability of GCr15 and the structure transformation after forming during SLM forming process were studied. Experimental results show that the laser power, scanning speed, volume energy density, and relative density are in a linear relationship within the adjustable range of parameters. It can be seen from the energy density curve that the power has a greater effect on the relative density than the scanning speed. In the case of low power, the relationship between the power and the relative density will be distorted. At the same time, the microstructure of GCr15 bearing steel prepared by selective laser melting is small and uniform mainly consisting of coarse needle-like martensite and retained austenite. With the increase of energy density, the content of retained austenite increases.

Key words laser optics; selective laser melting; GCr15; formability; microstructure

OCIS codes 140.3380; 160.3900; 310.3840

1 引言

轴承钢具有良好的硬度、强度、耐磨性以及耐蚀性, 被广泛应用在轴承、量具和模具等方面, 因其在机械和工业中的广泛使用, 被称为机械的关节^[1]。

GCr15 高碳铬轴承钢是轴承钢的典型钢种, 传统的铸锻工艺在加工轴承钢过程中存在碳化物的偏析, 一直难以根本消除, 使得轴承钢的使用寿命受到很大的影响, 同时轴承钢的制造精度在一定程度上也制约其广泛应用。选区激光熔化(SLM)是在无工装模具的条件

收稿日期: 2020-02-02; 修回日期: 2020-03-05; 录用日期: 2020-03-06

基金项目: 国家自然科学基金(51874225, 51671152)、陕西省教育厅产业化项目(18JC019)

* E-mail: wangyan140511@xauat.edu.cn; ** E-mail: liyunzhe15@xauat.edu.cn

下,通过将设计好的三维模型逐层离散成二维轮廓信息,并控制激光束选择性扫描熔化金属粉末,扫描熔道相互搭接成面,各层面堆叠形成三维实体零件的加工过程^[2],因此可以一次成形复杂形状的结构件。基于激光熔化金属粉末的快速凝固过程,使得制备的试样具有组织细小、成分均匀等特点^[3-4]。

当前国内外研究主要集中在 SLM 成形不锈钢和工具钢方面^[5-7]。宗学文等^[8]重点研究了激光体能量密度(VED)对 SLM 成形 316L 不锈钢各向异性的影响。结果表明:在垂直于沉积方向的 Z 轴方向试样力学性能低于 X、Y 轴方向建造的试样,表现出各向异性;同时通过改变 VED 来控制成形件的组织及力学性能。陈洪宇等^[9]研究了 SLM 成形 5CrNi4Mo 模具钢组织演变的影响,通过液相动力粘度(μ)与温度(T)的关系,解释了过高的线能量密度容易导致球化现象的产生,线能量密度过低是试样成形密度差的原因。Krell 等^[10]调控控制参数,制备出致密度在 99.5% 的 X40CrMoV5 试样,同时研究了能量密度和扫描速率对裂纹密度的影响。

目前关于轴承钢的 SLM 研究较少,这是因为轴承钢中含有较高的碳、铬元素,这两种元素对氧元素敏感性较强,表现出亲氧行为^[11],在激光加工的过程中影响熔池的润湿性,增加裂纹与孔隙的形成,影响试样成形的稳定性。本文以自主开发的 GCr15

粉末为原材料,对 SLM 建造 GCr15 的成形性能进行实验研究,探究在不同工艺参数下,激光功率、扫描速度、能量密度对成形试样的影响,通过对成形性能与微观组织的分析,为 SLM 成形 GCr15 的应用提供理论依据。

2 实验材料及方法

2.1 实验材料

实验采用等离子旋转电极(PREP)制备的金属粉末为 SLM 成形原材料,通过 ICP-MS 法和氧氮仪测得其化学成分如表 1 所示,含碳量为 1.23%。图 1(a)为通过 PREP 自主开发的 GCr15 粉末在低倍下的微观形貌,GCr15 粉末大小均匀,球形度较高,视场中存在极少数的卫星粉和破碎的粉末;这是由于 PREP 在制备粉末的过程中不需要坩埚,避免了杂质污染粉末,同时金属液滴在离心力作用下飞行过程中有足够的冷却时间,在表面张力作用下粉末颗粒表面光滑。从图 1(b)粉末表面可以清晰观察到胞晶,这是 PREP 制备粉末过程中的快速冷凝所导致的典型组织^[12]。在 BT-1000 粉体型综合特性测试仪上经过检测,原料粉末松装密度为 4.47 g/cm^3 ,流动性为 16.3 s/50 g ,粉末具有良好的流动性。通过激光粒度仪测得粉末的粒径分布为 $D_{10} = 56.16 \mu\text{m}$, $D_{50} = 79.60 \mu\text{m}$, $D_{90} = 105.2 \mu\text{m}$,如图 2 所示。

表 1 GCr15 粉末化学成分

Table 1 Chemical composition of GCr15 powder

Element	C	Cr	Si	H	O	N	S	Fe
Mass fraction / %	1.230	2.060	0.310	0.136	0.017	0.220	0.200	Balance

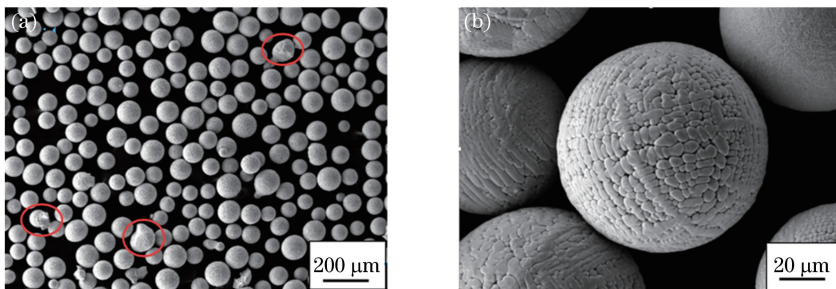


图 1 GCr15 粉末微观形貌。(a)低倍;(b)高倍

Fig. 1 Micromorphology of GCr15 powder. (a) Low magnification; (b) high magnification

2.2 实验方法

GCr15 试样的制备是在德国的 SLM 设备 Concept Laser Mlab cusing R 机器上完成,制备过程中采用氮气作为保护气氛(成型仓内氮气体积分数达到 99.6% 以上),扫描方式为选择性区域面积

扫描。通过调控成形过程中的激光功率、扫描速度等参数,研究试样的成形性能,所有试样均控制扫描间距 $h = 60 \mu\text{m}$ 和铺粉层厚 $t = 50 \mu\text{m}$ 保持不变。同时研究了成形参数耦合作用下的 VED 和成形试样致密度的关系。计算得到不同参数下的 VED,如

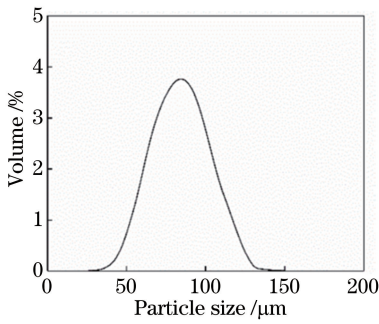


图2 GCr15 粉末粒径分布

Fig. 2 Size distribution of GCr15 powder

表2所示,“—”代表未打印此参数下试样。VED的计算公式为^[13]

$$D_{VED} = 10^6 \cdot \frac{P}{vht}, \quad (1)$$

式中: P 为激光功率; v 为扫描速率; h 为扫描间距; t 为扫描层厚。

采用 Archimedes 法测试块体的密度,并对三次测试取其平均值。采用 Nital 试剂 $V(HNO_3):V(C_2H_5OH)=4:96$ 进行金相腐蚀,抛光腐蚀后利用 OLYMPUS/BX51 型金相显微镜观察显微组织,采用 D8 ADVANCE A25 型 X 射线衍射仪进行粉末和试样的物相定性分析(靶材为铜靶、扫描角度为 $20^\circ \sim 140^\circ$ 、扫描步长为 0.02°),在 Gemini SEM 300 场发射扫描电子显微镜下观察粉末与试样组织形貌。

表2 不同参数下能量密度

Table 2 Energy density under different parameters

Power /W	Speed /($mm \cdot s^{-1}$)				
	250	300	350	400	450
70	93.3	77.8	66.7	—	—
85	—	—	81	70.8	63
100	133.3	111.1	95.2	83.3	74.1

3 实验结果及分析

3.1 激光功率对沉积态 GCr15 轴承钢致密度的影响

为了探究激光功率 P 对 SLM 成形沉积态 GCr15 轴承钢试样致密度的影响,在固定层厚为 $50 \mu m$ 、扫描间距为 $60 \mu m$ 、扫描速度为 $350 mm/s$ 下进行实验,激光功率分别为 $70 W$ 、 $85 W$ 及 $100 W$ 。成形试样相对密度与激光速率的关系如图3所示。从图3可以看出,在扫描间距、扫描层厚和扫描速度固定的情况下,随着激光功率的增加,相对密度随着激光功率的增大而增大;当激光功率从

$70 W$ 增加到 $85 W$,相对密度增加了 2.3% ,从 $85 W$ 增加到 $100 W$,相对密度增加了 3.3% ,增加趋势较为明显,此时沉积态的致密度为 93.2% 。

在 $70 W$ 的激光功率下,试样的相对致密度仅为 88.3% ,这是由于激光功率过低时,直接导致体能量密度过低,使得金属粉末吸收的能量过小,出现熔化不良的现象。在 $85 W$ 的激光功率下,试样的相对致密度为 90.3% ,相比于 $70 W$ 的功率,此时功率提高 21.4% ,相对密度增加了 2.3% ,由于功率的提高,使得金属粉末吸收的能量增加,融合不良的缺陷逐渐减少,试样致密度得到提高。在 $100 W$ 的激光功率下,试样的相对致密度为 93.2% ,相比于 $85 W$ 的功率,此时功率提高了 17.6% ,相对致密度增加了 3.3% 。在扫描速度为 $350 mm/s$ 激光功率为 $100 W$ 下,试样最高致密度可以达到 93.2% 。

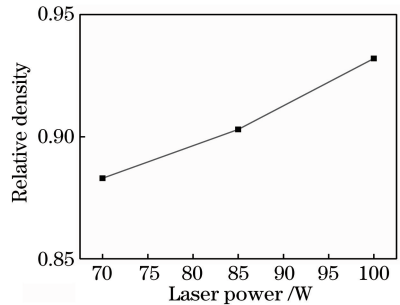


图3 激光功率对 GCr15 试样的相对密度的影响
Fig. 3 Effect of laser power on relative density of GCr15 samples

图4为不同功率下沉积态 GCr15 试样的底面金相图。观察的面为立方块体阴影部分区域,当功率为 $70 W$ 时,图中可见金相面上凹凸不平,存在融合不良形成的较大孔洞;同时组织颜色深浅不一,这是由于 $70 W$ 时功率过低,GCr15 粉末吸收能量不足,不能充分熔化金属,导致凝固过程中出现液相与固相相并存的情况,凝固时出现收缩速率不一,形成相对较多的孔洞。当激光功率增加到 $85 W$ 时,试样相对于 $70 W$ 下融合不良的情况降低,同时可以观察少数粉末未充分熔化的情况,粉末的烧结颈成长、连接较少,冶金结合较差。当功率增加到 $100 W$ 时,整个金相面平整光滑,同时融合不良的情况相对 $70 W$ 、 $85 W$ 已经得到很好的改善,腐蚀程度均一,试样组织较为均匀。

3.2 扫描速度对沉积态 GCr15 轴承钢致密度的影响

为了探究扫描速率对 SLM 成形沉积态 GCr15 轴承钢试样致密度的影响,在固定功率为 $100 W$,层厚固定为 $50 \mu m$,扫描间距固定为 $60 \mu m$ 下进行实

验,扫描速度为 250、300、350、400、450 mm/s,成形试样相对密度与扫描速度的关系图如图 5 所示。在功率、扫描间距和扫描层厚固定的情况下,随着扫描

速度的增加,相对密度随着扫描速度的增大而减小,当扫描速度为 250 mm/s 时,沉积态样品具有最高致密度。

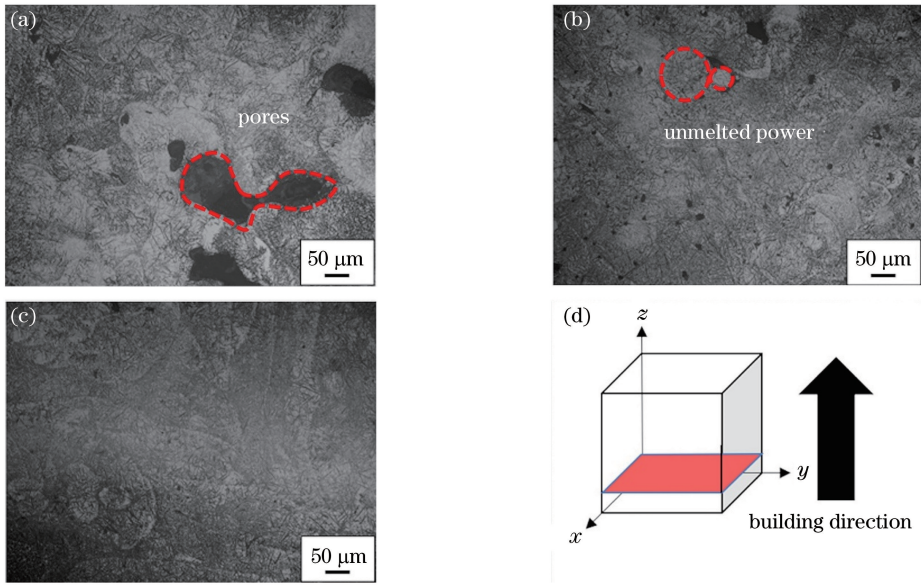


图 4 不同激光功率下 GCr15 试样金相图。(a) 70 W;(b) 85 W;(c) 100 W

Fig. 4 Metallographic diagrams of GCr15 samples at different laser powers. (a) 70 W; (b) 85 W; (c) 100 W

如图 5(a)所示。同时,通过计算得知能量密度的递减率为 16.7%、14.3%、12.5%、11.0%,相对密度的减少率为 3.0%、1.7%、1.8%、2.0%,相对密度的减少与能量密度的递减趋势相一致。对其进

行线性拟合得 $y = -0.039x + 107$,如图 5(b)所示。据此进行估算,试样的致密度要想提高到 99%以上,在固定相同参数的情况下,扫描速率与致密度关系为 $99 = -0.039x + 107$,所需扫描速率为 205 mm/s。

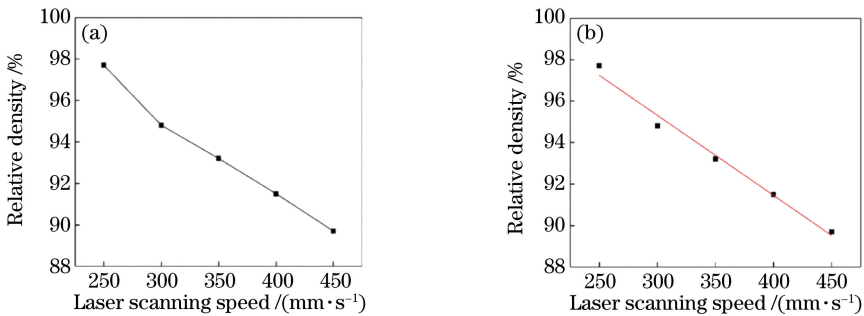


图 5 不同扫描速度下 GCr15 试样相对密度

Fig. 5 Relative density of GCr15 samples at different scanning speeds

图 6 为 250 mm/s 和 300 mm/s 扫描速度下沉积态 GCr15 试样的金相图。当扫描速度为 250 mm/s 时,试样表面的成形质量相对较好,无较大的成形缺陷(孔洞、裂纹),表面分布着少数的圆形规则微孔,这些微孔可能是由粉末颗粒间隙或空心粉末内部气体在熔融凝固过程来不及逃逸产生的气孔导致如图 6(a)所示。当扫描速度增加到 300 mm/s 时,如图 6(b)所示,此时试样表面出现较多的孔洞和裂纹缺陷,这是由于扫描速度的增加,激

光在粉末表面的停留时间相对较短,出现粉末吸收能量不足的情况,使得试样出现较大的融合不良缺陷。随着扫描速度的增加,这种融合不良的现象明显加重,如图 6(c)所示。当扫描速度增加到 400 mm/s 时,如图 6(d)所示,可以看到更大的孔隙和融合不良等缺陷。同时,可以观察到半熔融的球形粉末周围有着较大的孔洞缺陷,在激光辐射金属粉末的过程中,粉末吸收能量而熔化,液相的金属得以补缩粉末周边的间隙,使得试样致密化,若是粉末

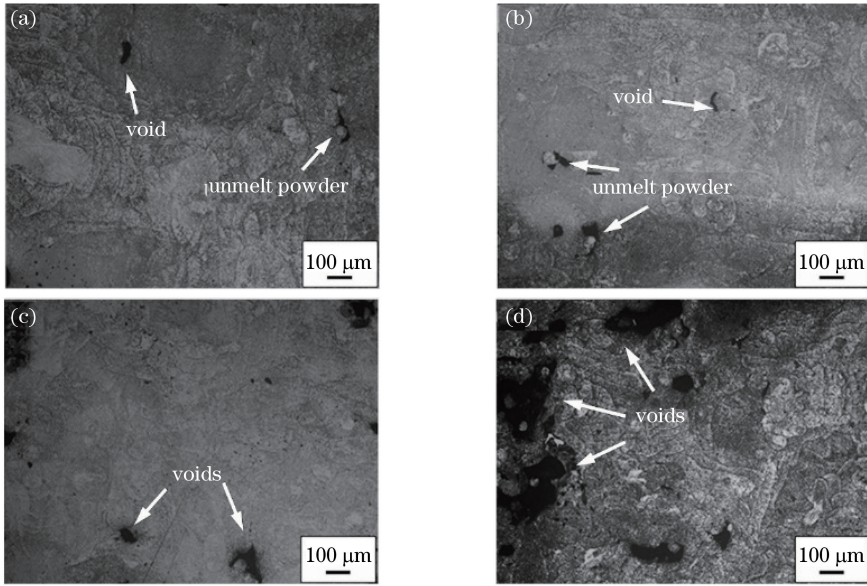


图 6 不同扫描速度下 GCr15 试样金相图。(a) 250 mm/s; (b) 300 mm/s; (c) 350 mm/s; (d) 400 mm/s
 Fig. 6 Metallographic diagrams of GCr15 samples at different scanning speeds. (a) 250 mm/s; (b) 300 mm/s; (c) 350 mm/s; (d) 400 mm/s

粒度过大和扫描速率过高,则使得粉末与粉末之间的间隙过大,粉末尚未完全熔融,导致熔融的液相来不及及充填完全,出现融合不良和孔洞等缺陷。

3.3 VED 对沉积态 GCr15 轴承钢致密度的影响

上述分析分别探讨了激光功率 P 和扫描速度 v 对沉积态 GCr15 轴承钢试样致密度的影响,为综合探究激光功率、扫描速度与成形试样致密度的关系,将上述三种不同参数的影响因素统一用 VED 表达,进而探讨 VED 与沉积态试样致密度的关系,表 3 为各参数下的试样致密度。

表 3 不同参数下试样致密度

Table 3 Density of samples under different parameters unit: %

Power /W	Speed /(mm · s ⁻¹)				
	250	300	350	400	450
70	88.4	88.6	88.3	—	—
85	—	—	90.3	89.8	88.4
100	97.7	94.8	93.2	91.5	89.7

图 7 为上述所有参数下计算的 VED 与试样致密度的关系图,VED 与致密度是近乎线性的关系,随着 VED 的增加,致密度也逐渐增加。已经有研究表明熔池中液相动力粘度 μ 可以影响成形件致密度,与温度 T 的关系可表示为^[14]

$$\mu = \frac{16}{15} \sqrt{\frac{m}{k_B T}} \gamma, \quad (2)$$

式中: m 为原子质量; k_B 为玻尔兹曼常数; T 为熔池中液相温度; γ 为液相表面张力。随着 VED 的增

大,使得熔池温度 T 升高和 γ 表面张力降低,导致液相粘度 μ 降低,液相的流动性变好,增加了熔池的润湿性,试样的致密度随之增加。图中圈起来的正方块点为 70 W 下能量密度与致密度的趋势曲线,可以看出,这三个点近乎水平,不与主体线性趋势相同;在该功率下,出现了失真情况,功率过低,使得液相粘度 μ 升高,熔池不能完全润湿,导致 SLM 不能稳定成形。

对其进行线性拟合得 $y = 0.133x + 80.12$,如图 7(b)所示。据此简单进行估算,试样的致密度提高到 99% 以上,此时能量密度应该为 $99 = 0.133x + 80.12$,即所需能量密度为 142 J/mm^3 ,通过前面估算得到的功率和扫描速率下计算能量密度为 131 J/mm^3 和 163 J/mm^3 ,三者能量密度近似相等。

3.4 选区激光熔化 GCr15 沉积态组织特征

对 100 W、350 mm/s 的成形试样进行观察,可以看出,组织主要为粗针状的马氏体和残余奥氏体,如图 8 所示。这是由于 SLM 过程是粉末在激光束的辐射下熔化并快速凝固,其冷却速度可达到 $10^3 \sim 10^8 \text{ K/s}$,呈现典型的近快速凝固和固态相变的特征^[15-16];此外 GCr15 中的 Cr 元素可以提高过冷奥氏体的稳定性,降低马氏体的临界冷却速度,SLM 工艺和 GCr15 材料的特点使得冷却速度极易达到马氏体的临界冷却速度,组织转变过程后主要为马氏体和残余奥氏体^[17]。残余奥氏体的形成一

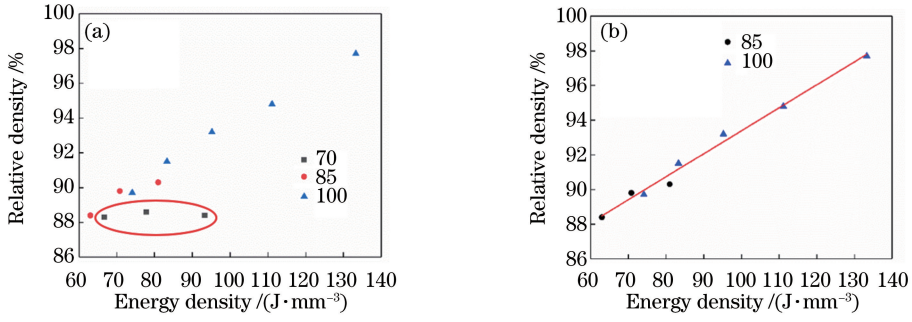


图7 结果图。(a)体能量密度与致密度关系;(b)体能量密度与致密度线性拟合
Fig. 7 Result graph. (a) Relationship between volume energy density and density;
(b) volume energy density is fitted linearly with the density

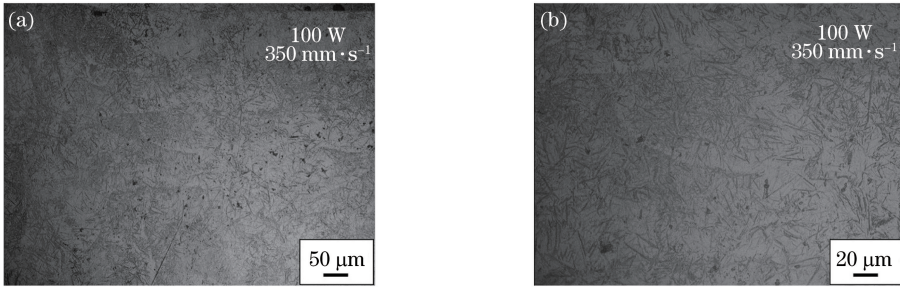


图8 GCr15 试样微观组织。(a)低倍;(b)高倍
Fig. 8 Microstructure of GCr15 sample. (a) Low magnification; (b) high magnification

方面是由于过冷奥氏体的稳定性,导致部分奥氏体的残余,另一方面是由于 SLM 过程中下一层的熔化对上一层已经凝固的组织有着不同程度的再热影响,已凝固部分被奥氏体熔化后接着重复冷却过程,使得部分奥氏体稳定并被保留了下来^[18]。激光熔化过程中的低温度梯度和小区域特征,使得 GCr15 组织转变均匀。GCr15 熔池温度从 1500 °C 液相高温降到 300 °C (马氏体转变温度)以下只需要短短数秒,使得组织主要为粗针状的马氏体。

图 9 为不同功率下 GCr15 试样的 X 射线衍射图谱,采用 X 射线衍射对 GCr15 试样的物相进行定性分析,物相分析与实验结果相一致,试样中 α -Fe 的衍射峰强度最高, γ -Fe 的衍射峰较弱,即马氏体的含量远高于奥氏体。当激光功率从 70 W 增加到 85 W 时,随着激光功率的增加, γ -Fe 的衍射峰出现明显增强现象,这是由于随着线能量密度的增加,激光温度梯度的减小和再热效果增强,促进残余奥氏体的含量增加。但激光功率从 85 W 增加到 100 W 时,又明显观察到 γ -Fe 的衍射峰减弱现象,这是由于继续增加激光功率,由于传热作用,新的高热量对已经熔化的组织进行了热处理,使得残余奥氏体加快转变,含量减少。通过使用 K 值定量法分析,这种趋势吻合 X 射线衍射图谱,如表 4 所示。

表 4 不同功率下试样相含量

Table 4 Phase content of samples under different powers unit: %

Item	Power/W		
	70	85	100
α -Fe	77.3	71.9	77.5
γ -Fe	22.7	28.1	22.5

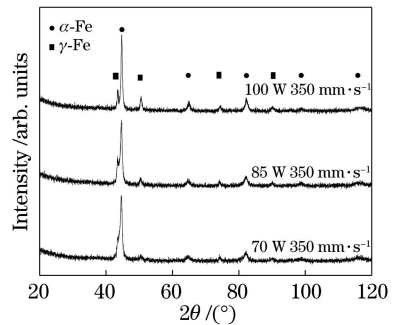


图9 不同功率下 GCr15 试样 X 射线衍射图谱
Fig. 9 X-ray diffraction patterns of GCr15 samples at different powers

4 结 论

固定扫描速度 350 mm/s 不变,随着激光功率的增加,SLM 制备 GCr15 试样相对密度也随之增加。在低功率 70 W 下,试样的成形性能较差,有着

较多的孔隙和未熔颗粒;在高功率 100 W 下,相对密度可达 93.2%,成形性能较好。

固定激光功率 100 W 不变,随着扫描速度的增加,相对密度随之减小。在高扫描速度 300 mm/s 时,可以观察到半熔融的球形粉末、较大的孔洞和裂纹缺陷;在低扫描速度 250 mm/s 时,表面分布着少数的微孔,试样表面的成形质量相对较好,最高致密度可以达到 97.7%。

在实验可调节的范围内,相对密度随着体能量密度的增加而增加。在 70 W 下,出现三个点近乎水平,不与主体线性趋势相同,功率过低导致的熔池润湿不完整和粘度高,使得试样致密度过低。

GCr15 沉积态的组织主要为粗针状的马氏体和残余奥氏体,且残余奥氏体的含量随着体能量密度的增强而增加,在 85 W 时最大,之后又逐渐减少。

参 考 文 献

- [1] Liu Y Z, Zhou L Y, Zhang C L, et al. Development and quality control of bearing steel for heavy equipment[J]. *Iron & Steel*, 2013, 48(8): 1-8.
刘雅政, 周乐育, 张朝磊, 等. 重大装备用高品质轴承用钢的发展及其质量控制[J]. *钢铁*, 2013, 48(8): 1-8.
- [2] Yang Y Q, Wang D, Wu W H. Research progress of direct manufacturing of metal parts by selective laser melting[J]. *Chinese Journal of 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.
- [3] Yang Y Q, Chen J, Song C H, et al. Current status and progress on technology of selective laser melting of metal parts [J]. *Laser & Optoelectronics Progress*, 2018, 55(1): 011401.
杨永强, 陈杰, 宋长辉, 等. 金属零件激光选区熔化技术的现状及进展[J]. *激光与光电子学进展*, 2018, 55(1): 011401.
- [4] Li B, Qian B, Xu Y, et al. Additive manufacturing of ultrafine-grained austenitic stainless steel matrix composite via vanadium carbide reinforcement addition and selective laser melting: formation mechanism and strengthening effect [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2019, 745: 495-508.
- [5] Cacace S, Demir A G, Semeraro Q. Densification mechanism for different types of stainless steel powders in selective laser melting [J]. *Procedia CIRP*, 2017, 62: 475-480.
- [6] Krell J, Röttger A, Geenen K, et al. General investigations on processing tool steel X40CrMoV₅-1 with selective laser melting[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2018, 255: 679-688.
- [7] Yan J J, Zheng D L, Li H X, et al. Selective laser melting of H13: microstructure and residual stress [J]. *Journal of Materials Science*, 2017, 52(20): 12476-12485.
- [8] Zong X W, Gao Q, Zhou H Z, et al. Effects of bulk laser energy density on anisotropy of selective laser sintered 316L stainless steel[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2019, 46(5): 0502003.
宗学文, 高倩, 周宏志, 等. 体激光能量密度对选区激光熔化 316L 不锈钢各向异性的影响[J]. *中国激光*, 2019, 46(5): 0502003.
- [9] Chen H Y, Gu D D, Gu R H, et al. Microstructure evolution and mechanical properties of 5CrNi₄Mo die steel parts by selective laser melting additive manufacturing[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2016, 43(2): 0203003.
陈洪宇, 顾冬冬, 顾荣海, 等. 5CrNi₄Mo 模具钢选区激光熔化增材制造组织演变及力学性能研究[J]. *中国激光*, 2016, 43(2): 0203003.
- [10] Krell J, Röttger A, Geenen K, et al. General investigations on processing tool steel X40CrMoV₅-1 with selective laser melting[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2018, 255: 679-688.
- [11] Sander J, Hufenbach J, Giebler L, et al. Microstructure and properties of FeCrMoVC tool steel produced by selective laser melting [J]. *Materials & Design*, 2016, 89: 335-341.
- [12] Yamanoglu R, German R M, Karagoz S, et al. Microstructural investigation of as cast and PREP atomised Ti-6Al-4V alloy [J]. *Powder Metallurgy*, 2011, 54(5): 604-607.
- [13] Olatunde Olakanmi E, Dalgarno K W, Cochrane R F. Laser sintering of blended Al-Si powders [J]. *Rapid Prototyping Journal*, 2012, 18(2): 109-119.
- [14] Takamichi I, Roderick I L G. The physical properties of liquid metals [M]. 1st ed. Oxford: Clarendon Press, 1993.
- [15] Brice C A, Dennis N. Cooling rate determination in additively manufactured aluminum alloy 2219 [J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2015, 46(5): 2304-2308.
- [16] Li Y L, Gu D D. Parametric analysis of thermal behavior during selective laser melting additive manufacturing of aluminum alloy powder [J].

- Materials & Design, 2014, 63: 856-867.
- [17] Chen S, Tao F H, Jia C Z. Microstructure and mechanical properties of $4\text{Cr}_5\text{MoSiV}_1$ steel fabricated via selective laser melting post tempering[J]. Chinese Journal of Lasers, 2019, 46(10): 1002005.
陈帅, 陶凤和, 贾长治. 选区激光熔化成形 $4\text{Cr}_5\text{MoSiV}_1$ 钢回火处理后显微组织和力学性能[J].
- 中国激光, 2019, 46(10): 1002005.
- [18] Holzweissig M J, Taube A, Brenne F, et al. Microstructural characterization and mechanical performance of hot work tool steel processed by selective laser melting [J]. Metallurgical and Materials Transactions B, 2015, 46(2): 545-549.