

引用格式: 陈思远, 杜大帆, 何林, 等. 工艺参数对激光粉末床熔融 K418B 高温合金显微缺陷和组织的影响[J]. 航空材料学报, 2026, 46(1): 70-78.

CHEN Siyuan, DU Dafan, HE Lin, et al. Influence of process parameters on micro-defects and structure of K418B superalloy in laser powder bed fusion[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2026, 46(1): 70-78.

工艺参数对激光粉末床熔融 K418B 高温合金 显微缺陷和组织的影响

陈思远^{1,2}, 杜大帆^{1,2*}, 何林^{1,2}, 熊良华^{1,2}, 董安平^{1,2*}

(1. 上海交通大学材料科学与工程学院 上海市先进高温材料及其精密成形重点实验室, 上海 200240; 2. 上海交通大学金属基复合材料国家重点实验室, 上海 200240)

摘要: 采用激光粉末床熔融(laser powder bed fusion, LPBF)技术制备 K418B 高温合金, 利用光学显微镜、扫描电镜和硬度仪分析工艺参数激光功率(140~220 W)和扫描速度(600~1400 mm/s)对显微缺陷、致密度、微观组织及硬度的影响。结果表明, 激光功率和扫描速度均显著影响样品的相对密度与缺陷分布。低能量密度易产生不规则孔洞, 高能量密度则易形成球形气孔与凝固裂纹; 体积能量密度(volume energy density, VED)过低或过高都会降低致密度和性能。最佳工艺参数为激光功率 180 W、扫描速度 1400 mm/s, 在该条件下样品致密度可达 99.95% 以上, 表面缺陷少, 仅有少量凝固裂纹, 显微组织呈明显熔池边界和胞状结构, 维氏硬度达 366.8HV_{0.2}。微观组织观察显示, 熔池边界处晶粒较粗大, 内部可见细胞状柱状晶, 局部连续跨越多个熔池, 表现出快速凝固特征。硬度随 VED 先升后降, 与孔隙含量及致密度变化一致。研究揭示热应力是裂纹产生的主要原因, 为 K418B 合金 LPBF 成形的参数优化提供依据, 对提升航空发动机关键部件制造质量具有工程应用价值。

关键词: 激光粉末床熔融; K418B; 工艺参数; 显微缺陷

doi: 10.11868/j.issn.1005-5053.2025.000124

CSTR: 32420.14.j.issn.1005-5053.2025.000124

中图分类号: V252.2; TG146.1⁺5

文献标识码: A

文章编号: 1005-5053(2026)01-0070-09

Influence of process parameters on micro-defects and structure of K418B superalloy in laser powder bed fusion

CHEN Siyuan^{1,2}, DU Dafan^{1,2*}, HE Lin^{1,2}, XIONG Lianghua^{1,2}, DONG Anping^{1,2*}

(1. Shanghai Key Laboratory of Advanced High-temperature Materials and Precision Forming, School of Materials Science and Engineering, Shanghai Jiao Tong University, Shanghai 200240, China; 2. The State Key Lab of Metal Matrix Composites, Shanghai Jiao Tong University, Shanghai 200240, China)

Abstract: The K418B superalloy is fabricated utilizing laser powder bed fusion (LPBF) technology, and an analysis is conducted to examine the impact of process parameters on microdefect, density, microstructure, and hardness by OM, SEM and hardness tester. This is achieved by varying the laser power (ranging from 140 W to 220 W) and scanning speed (between 600 mm/s and 1400 mm/s). The findings reveal that both laser power and scanning speed significantly influence the relative density and defect distribution of the samples. Specifically, low energy density leads to the formation of irregular pores, whereas high energy density is associated with the emergence of spherical pores and solidification cracks. Excessive or insufficient volume energy density (VED) results in decreased density and impaired performance. The optimal processing conditions are identified as a laser power of 180 W and a scanning speed of 1400 mm/s, under which the sample density exceeds 99.95%, with minimal surface defects and only a small quantity of solidification cracks. Microstructure reveals distinct melt pool boundaries and cellular structure, accompanied by a Vickers hardness of 366.8 HV_{0.2}. Notably, the grains at the melt pool boundaries are coarse, with cellular columnar crystals spanning

multiple melt pools, indicating rapid solidification. The hardness initially increases and then decreases with VED, aligning with changes in pore content and density. The study attributes cracks primarily to thermal stress and provides a foundational basis for optimizing LPBF processing parameters of K418B alloy, holding potential engineering applications for enhancing the manufacturing quality of critical aero engine components.

Key words: laser powder bed fusion; K418B; process parameter; microscopic defect

K418B 合金是广泛应用于航空航天领域的一种高温合金, 因其在高温环境下表现出优异的蠕变强度、热疲劳性能、抗氧化性能等而备受关注。此外, 该合金成分相对简单, 不含我国稀缺的钴元素, 与其他镍基高温合金相比, 材料成本更具优势。K418B 合金常用于 900 °C 以下服役的燃气轮机涡轮转子叶片、导向叶片及整体铸造涡轮等关键高温部件^[1-2]。

随着航空发动机及飞行器等大型设备整体性能的提升, 对推重比和燃油效率的要求持续攀升, 传统成形工艺在制造高精度、复杂结构零部件方面逐渐显现出局限性, 因此, 亟须开发和应用新型制造技术以满足先进航空发动机构件的结构与性能要求^[3]。

增材制造 (additive manufacturing, AM) 作为一种新兴的先进成形工艺, 具备高制造精度、复杂结构一体化成形以及设计自由度高等优势, 已在航空航天、医疗及汽车等领域广泛应用^[4]。其中激光粉末床熔融 (laser powder bed fusion, LPBF) 技术是目前常用的增材制造技术之一, 其基本原理是利用高能激光束对金属粉末进行选区熔化和固结, 通过逐层堆叠实现整体构件成形^[5]。该技术不仅能够制造复杂几何形状的零件, 还可满足个性化定制需求。采用合适的工艺参数, LPBF 技术能够制备致密度高、缺陷少的金属构件, 从而有效克服传统铸造工艺中易出现的组织缺陷。因此, 系统研究 LPBF 工艺制备 K418B 合金的成形特性与性能, 对于拓展该合金在航空领域的应用具有重要的理论意义和工程价值。

为了获得具有高致密度、低裂纹率及优异力学性能的增材制造零件, 国内外学者开展了大量工艺参数的研究。Raza 等^[6] 研究 LPBF 成形的激光功率和扫描速度对 IN713 LC 合金裂纹形成的影响规律, 成功制备出高相对密度且裂纹缺陷极少的 IN713 LC 合金零件。Zhang 等^[7] 研究各种缺陷及其分布对选区激光熔融 K418 高温合金高温力学性能的影响, 结果表明, 选区激光熔化工艺可以显著提高 K418 合金的强度, 同时降低断后伸长率, 球形

度和缺陷位置是影响力学性能的两个关键因素。Lu 等^[8] 和 Chen 等^[9] 在探究 SLM 工艺参数与 K418 材料微观组织及性能的关联性时, 进一步明确了最优工艺参数的调控范围。值得注意的是, 现有研究主要集中在成分相近的 K418 和 Inconel 713LC 合金^[10], K418B 合金的相关研究报道较少。K418B 合金铝含量较 K418 合金高, 可能影响 γ' 相的析出行为及裂纹敏感性, 因此 K418B 合金 LPBF 最优工艺参数仍有待进一步研究与讨论。

本研究以 K418B 合金为研究对象, 系统分析激光功率及扫描速度对 LPBF 成形试样缺陷尺寸分布及微观组织的影响, 基于致密度最大化和缺陷最小化的质量控制标准, 通过定量分析孔洞缺陷含量及其分布特征, 确定 K418B 合金 LPBF 成形的最佳工艺参数窗口, 并对最佳参数成形试样进行硬度性能测试和组织观察。

1 实验材料与方法

采用商用气雾化 K418B 高温合金粉末, 其化学成分见表 1。利用扫描电子显微镜 (SEM, VEGA 3) 对粉末形貌进行表征, 并借助 S3500 激光粒度分析仪测定其粒径分布。由图 1(a) 可见, K418B 粉末呈规则球形, 形貌完整, 无明显缺陷, 图 1(b) 能谱分析 (EDS) 结果表明, 各元素在粉末内部组织中分布均匀, 无明显偏析现象。根据图 1(c) 的粒径分布曲线可知, 粉末粒径尺寸范围为 25~80 μm , 平均粒径尺寸为 45.24 μm , 满足 LPBF 工艺要求^[11]。图 1(d) 所示粉末的反极图 (IPF) 结果表明, 粉末颗粒的晶粒取向呈随机分布。

实验所使用的 LPBF 成形设备为上海汉邦联航激光科技有限公司制造的 HBD-150 设备。为了

表 1 K418B 高温合金粉末化学成分 (质量分数/%)
Table 1 Chemical composition of K418B superalloy powder (mass fraction/%)

Cr	Al	Nb	Mo	Zr	Si	Ti	Fe	Co	Ni
11.37	5.829	1.812	4.285	0.108	0.093	0.673	0.033	0.022	Bal.

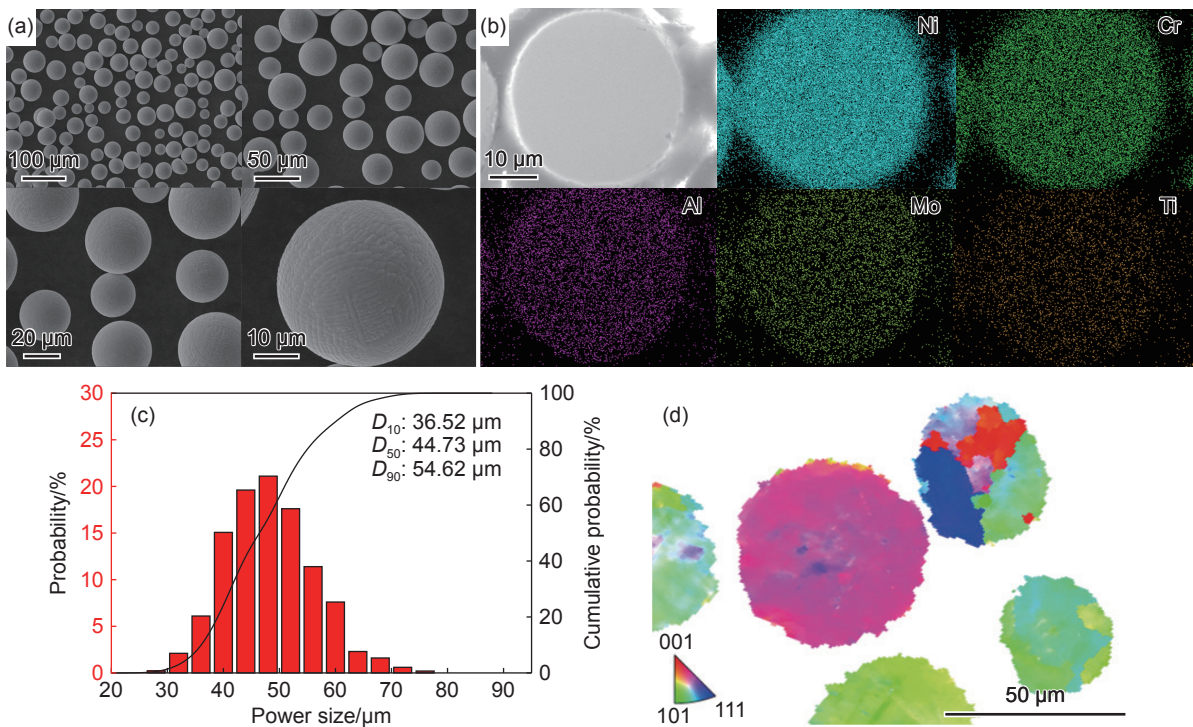


图1 K418B 高温合金 (a)粉末形貌; (b)EDS 图; (c)粒径分布; (d)IPF 图

Fig. 1 K418B superalloy powder (a) SEM image; (b) EDS maps; (c) particle size distribution; (d) IPF of powder

防止加工过程中发生氧化现象, 整个制造过程均在氩气保护下进行。参考相似成分的 IN 713C 最优打印参数^[6], 设置如表 2 所示的 25 组不同工艺参数, 其中扫描间距和铺粉层厚固定, 激光功率在 140~220 W 范围内取值, 扫描速度在 600~1400 mm/s 范围内取值, 根据这四个参数可以计算出成形时输入的体积能量密度 (VED, volume energy density, J/mm^3):

$$VED = \frac{P}{vht} \quad (1)$$

式中: P 为激光功率, W; v 为扫描速度, mm/s; h 为扫描间距, mm; t 为铺粉层厚, mm。体积能量密度值见表 2。

用优化的 LPBF 工艺参数成形尺寸为 5 mm×5 mm×5 mm 的试样, 如图 2(a) 所示, 成形时采用层间旋转 67° “之” 形扫描策略, 每次扫描结束后再进行外轮廓扫描, 如图 2(b) 所示, 将成形后 K418B 块状试样从基板上切下后用超声波清洗机清洗。采用光学显微镜 (OM, Olympus) 对打磨、抛光后试样的横截面 (垂直于沉积方向) 进行缺陷分析, 并利用 Image J 软件统计缺陷面积; 采用扫描电子显微镜 (SEM, VEGA 3) 观察成形试样的微观组织, 观察前用腐蚀液 (5 gCuCl₂, 盐酸、酒精和水各 50 mL) 对试样进行腐蚀。用 HV ASTM T.3 硬度计测试维氏硬度, 加载载荷为 2 N, 加载时间为 15 s,

每个试样测试 3 个位置点, 取平均值。

2 结果与分析

2.1 工艺参数对相对密度的影响

通过调整激光功率和扫描速度得到成形体积能量密度在 41.6~152.7 J/mm^3 范围内的试样。图 3(a) 为不同参数下的样品 XY 面的光学显微镜照片, 利用 Image J 软件统计缺陷面积, 根据缺陷面积与总面积的比值计算样品的相对密度^[12], 研究激光功率和扫描速度对 K418B 合金相对密度的影响。如图 3(b) 所示: 整体来看, 在扫描速度一定时, 激光功率越大, 相对密度越小; 但扫描速度为 1400 mm/s 时, 随着激光功率从 140 W 升至 220 W, 相对密度呈先升高后降低的变化, 并在 180 W 时达到最高值, 为 99.95%, 初步确定该参数为最佳工艺参数; 激光功率固定为 140 W, 在扫描速度为 800 mm/s 时, 相对密度最高为 99.92%。上述结果表明激光功率和扫描速度均对相对密度有影响。图 3(c) 给出成形试样缺陷面积占比随体积能量密度的变化情况, 当体积能量密度大于 111.1 J/mm^3 时, 成形试样的缺陷面积占比高于 0.2%, 且试样的缺陷面积占比随体积能量密度的增加逐渐增加; 而体积能量密度介于 47.6~104.2 J/mm^3 时, 成形试样的缺陷面积占比在 0.1% 上下, 体积能量密度对缺

表 2 LPBF 技术成形工艺参数
Table 2 Process parameters of LPBF technology

No	Laser power/W	Scanning speed/(mm · s ⁻¹)	Hatch space/mm	Layer thickness /mm	VED/(J · mm ⁻³)
1	140	600	0.08	0.03	97.2
2	140	800	0.08	0.03	72.9
3	140	1000	0.08	0.03	58.3
4	140	1200	0.08	0.03	48.6
5	140	1400	0.08	0.03	41.7
6	160	600	0.08	0.03	111.1
7	160	800	0.08	0.03	83.3
8	160	1000	0.08	0.03	66.7
9	160	1200	0.08	0.03	55.6
10	160	1400	0.08	0.03	47.6
11	180	600	0.08	0.03	125.0
12	180	800	0.08	0.03	93.8
13	180	1000	0.08	0.03	75.0
14	180	1200	0.08	0.03	62.5
15	180	1400	0.08	0.03	53.6
16	200	600	0.08	0.03	138.9
17	200	800	0.08	0.03	104.2
18	200	1000	0.08	0.03	83.3
19	200	1200	0.08	0.03	69.4
20	200	1400	0.08	0.03	59.5
21	220	600	0.08	0.03	152.8
22	220	800	0.08	0.03	114.6
23	220	1000	0.08	0.03	91.7
24	220	1200	0.08	0.03	76.4
25	220	1400	0.08	0.03	65.5

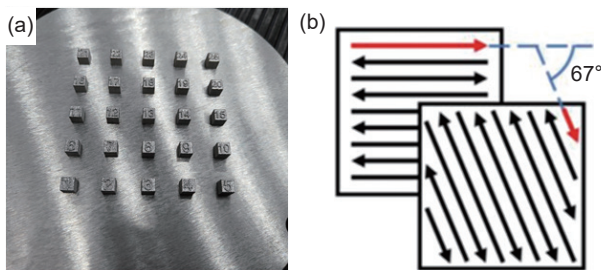


图 2 LPBF 成形 K418B 合金试样(a)和打印扫描策略(b)

Fig. 2 K418B alloy samples fabricated by LPBF (a) and scanning strategy (b)

陷面积占比影响不大；而当体积能量密度低于 47.6 J/mm^3 时，试样缺陷面积占比有所增加且大于

0.2%，由此可见体积能量密度直接影响成形试样的缺陷面积占比。

2.2 工艺参数对缺陷的影响

在 LPBF 成形过程中，内部孔隙与裂纹是典型且几乎不可避免的缺陷类型。图 4(a)显示，在扫描速度为 1400 mm/s 、激光功率为 140 W 条件下制备的样品中存在大量形貌不规则的孔隙，且孔隙内部夹杂未熔金属粉末颗粒。这主要源于激光作用在不均匀粉末层时，由于能量输入不足，在局部粉末堆积较厚的区域仅发生部分熔化，从而形成半熔化颗粒与孔洞^[13]。当激光功率提高至 180 W 时(图 4(b))，样品缺陷显著减少，表面孔洞几乎消失。这是因为

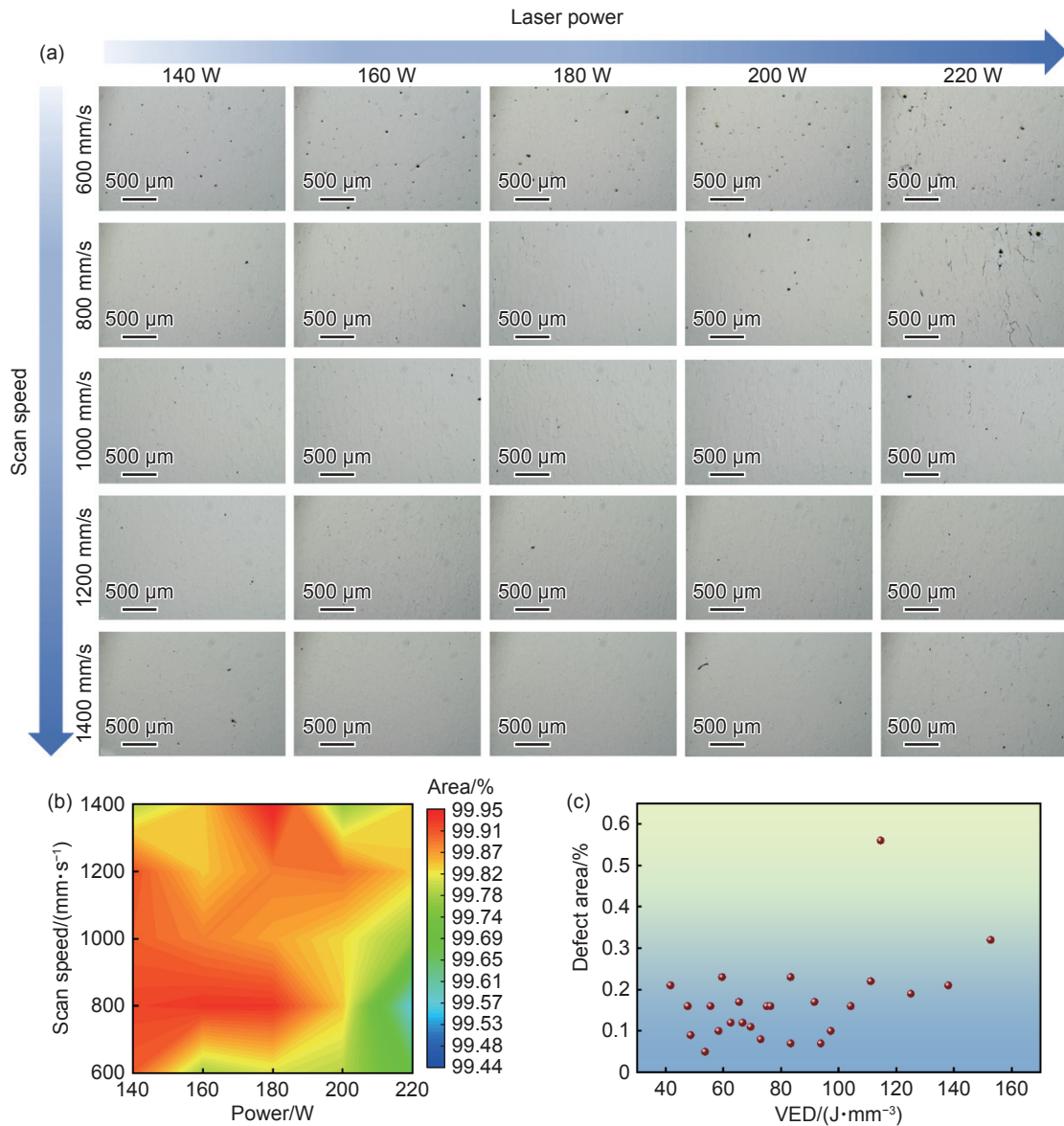


图 3 不同工艺参数 K418B 抛光样品的光学显微镜照片 (a), LPBF 工艺参数对相对密度的影响 (b) 以及缺陷面积占比随 VED 的变化 (c)

Fig. 3 OM images of polished samples with different process parameters (a), influence of the LPBF process parameters on the relative density (b) and the proportion of defect area varies with VED (c)

随体积能量密度增加, 金属粉末的熔化程度明显改善, 孔隙尺寸与数量均有所降低, 从而提升了致密

性^[14-15]; 然而, 当激光功率进一步升高至 220 W 及以上 (图 4(c)) 时, 样品表面再次出现大量小尺寸

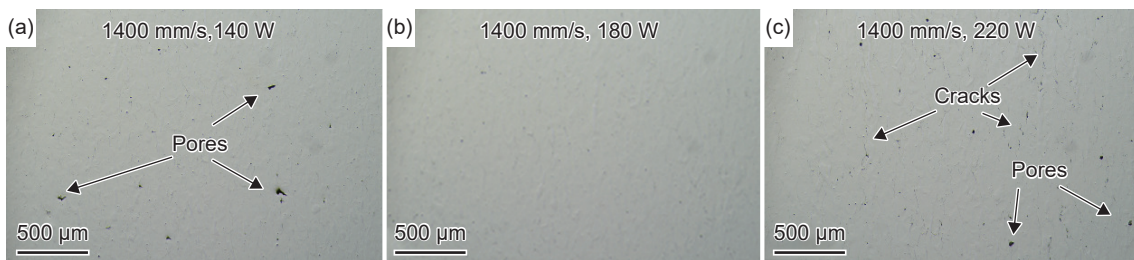


图 4 不同工艺参数 K418B 抛光样品的光学显微镜照片 (a) 1400 mm/s, 140 W; (b) 1400 mm/s, 180 W; (c) 1400 mm/s, 220 W

Fig. 4 OM images of polished samples with different process parameters (a) 1400 mm/s, 140 W; (b) 1400 mm/s, 180 W; (c) 1400 mm/s, 220 W

球形孔洞。这是由于在高功率、高冷却速率条件下,部分熔池中溶解的气体来不及逸出而被截留在固化金属中,形成气孔缺陷。其中,由蒸发与飞溅引起的气孔在凝固过程中易消失,而匙孔效应导致的气孔则趋于缩小并呈球形^[16]。

此外,不同功率试样表面缺陷分布差异显著。高功率条件下(图4(c)),试样表面出现明显裂纹;而在低致密度试样(图4(a))中,微裂纹数量较少,甚至几乎不存在。这是因为未熔区在一定程度上

缓解了由凝固收缩引起的热应力集中,从而抑制裂纹形成^[17]。图5为高功率条件下样品的EDS分析结果,在裂纹附近未见明显的元素偏析,这说明热应力是导致LPBF成形K418B合金内部微裂纹产生的主要因素。结合图3可知,图4(c)对应的高功率成形条件下体积能量密度较180 W大,熔池温度梯度随之升高,凝固后残余热应力显著增加,因此微裂纹数量亦随之增多^[18],表明过高的体积能量密度同样不利于获得无裂纹的LPBF成形件。

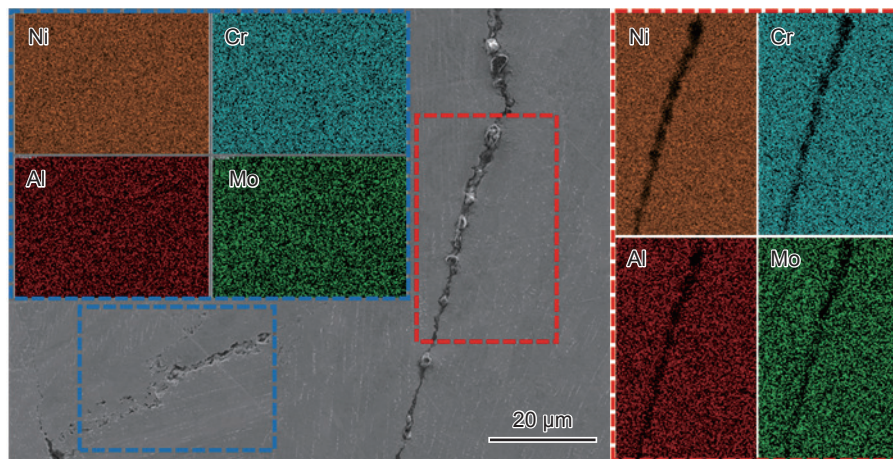


图5 1400 mm/s, 220 W 条件下 K418B 样品的 EDS 图

Fig. 5 EDS mapping results of the K418B sample at 1400 mm/s, 220 W

2.3 微观组织

采用高分辨率 SEM 对 LPBF 成形的 K418B 合金显微组织进行观察,如图6所示。由图6(a)可见,试样表面呈现清晰的熔池边界线。进一步放大观察(图6(b))发现,熔池边界附近的组织明显粗化,这主要归因于凝固初期该区域存在较大的温度梯度和较低的凝固速率,使得枝晶以平面生长模式凝固,最终形成粗大晶粒^[19]。在更高速度下(图6(c)),熔池边界处可观察到规则排列的“鱼鳞纹”特征,其内部同时存在细小的胞状柱状结构与初生一次枝晶(黄色箭头所指)。这种结构特征表明,成形过程中熔体冷却速率极高,导致枝晶生长过程中未形成明显的二次枝晶。部分柱状枝晶能够跨越熔池边界继续延伸,甚至贯穿多个熔池,说明在快速凝固条件下,熔池边界并未显著阻断相邻沉积层内枝晶的连续生长^[20]。

此外,本研究采用截点法对胞状结构的尺寸进行定量统计,其随 VED 的变化关系如图6(e)所示。统计结果表明,当 VED 处于 41.6~83.3 J/mm³ 区间时,胞状结构尺寸稳定,在 400~600 nm 附近波动。然而,当 VED 超过 83.3 J/mm³ 时,胞状结构

尺寸随 VED 的增加呈明显粗化趋势。该现象可归因于过高的能量输入延长了熔池的存在时间,导致热量的传导与散失速率降低,从而显著降低了熔池的冷却速率,为晶粒组织的持续生长提供了充足的热力学条件,导致晶粒粗化^[9]。与此同时,图6(f)给出熔池宽度与 VED 的关系。分析可知,熔池宽度与 VED 呈明显的正相关性。原因在于:VED 的升高通常通过提高激光功率或降低扫描速度实现。前者延长了熔池的存在时间,后者导致激光能量在基板上存在的时间增加。这两种效应均促进热量扩散,致使熔池宽度随之增大^[21]。

2.4 性能测试

为探究激光功率和扫描速度对 LPBF 成形 K418B 高温合金试样显微硬度的影响规律,本研究对不同组合工艺参数下制备的试样进行维氏硬度测试。结果表明(图7),LPBF 成形的 K418B 试样维氏硬度普遍高于 300HV_{0.2},当激光功率为 180 W、扫描速度为 1400 mm/s 时,试样硬度达到最大值(366.8HV_{0.2}),明显优于传统铸造、轧制和挤压成形工艺的硬度值(典型硬度约 320HV_{0.2})^[22]。这是由于 LPBF 成形过程中存在极大的过冷率,易

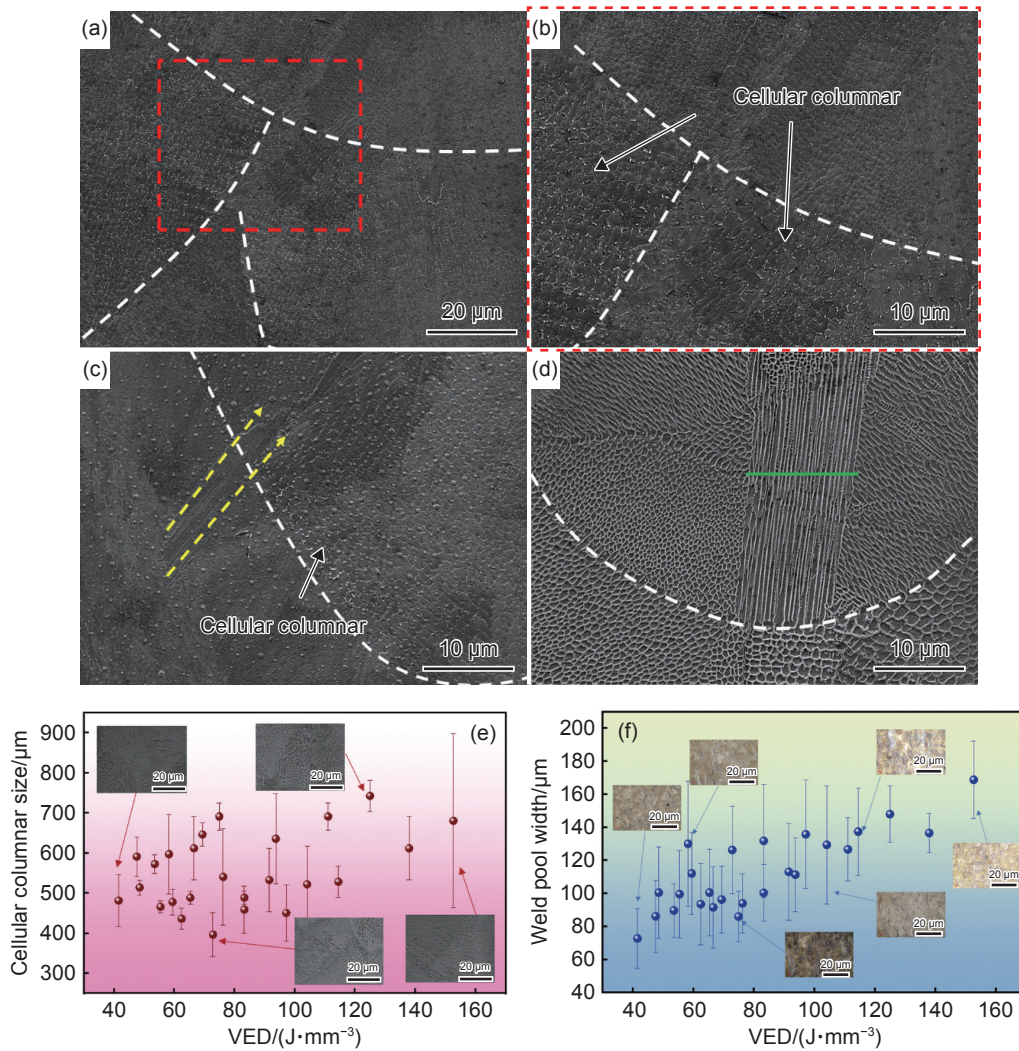


图 6 LPBF 成形 K418B 合金 SEM 显微组织分析 (a)~(d)1400 mm/s, 180 W 参数下 K418B 样品的 SEM 照片; (e)胞状结构尺寸随 VED 的变化; (f)熔池宽度随 VED 的变化

Fig. 6 SEM microstructure of LPBF-fabricated K418B superalloy (a)-(d) SEM images of the K418B at 1400 mm/s, 180 W; (e) variation of cellular structure size as VED; (f) variation of melt pool width as VED

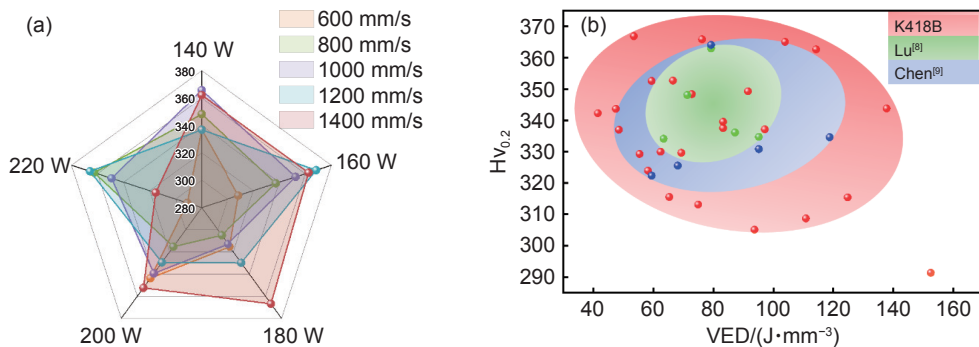


图 7 工艺参数对 LPBF 试样硬度的影响 (a)和不同工艺参数 K418B 样品和 K418 样品^[8-9] 的硬度随 VED 的变化 (b)
Fig. 7 Effect of process parameters on hardness of LPBF specimens (a) and the hardness of K418B and K418 samples^[8-9] with different process parameters changed with VED (b)

在成形件内形成细小的晶粒组织,且 LPBF 成形过程中快速加热和冷却,导致试件存在不同程度的淬硬现象。因此,LPBF 试件相比传统成形方式,硬度值有不同程度的提高^[23]。

如图 7(a)所示,当激光功率为 220 W 时,随着扫描速度从 600 mm/s 增至 800 mm/s 时,硬度从 291.13HV_{0.2} 增加到 362.57HV_{0.2};但当激光扫描速度为 1400 mm/s 时,成形件硬度值从 365.8HV_{0.2} 大

幅下降至 $315.4\text{HV}_{0.2}$, 呈现出先增大后减小的规律; 当扫描速度为 1000 mm/s 时, 随着激光功率从 140 W 增加至 220 W , 硬度先从 $366.8\text{HV}_{0.2}$ 降至 $312.97\text{HV}_{0.2}$ 又增大到 $349.2\text{HV}_{0.2}$, 这些变化表明激光功率和扫描速度均对合金的维氏硬度有影响。维氏硬度随着体积能量密度的变化情况如图 7(b) 所示, 可以看出, 目前 LPBF 制备的 K418B 表现出优异的硬度, 合理参数下甚至优于部分增材制造的相似成分合金, 此外, 当体积能量密度介于 $41.6 \sim 138\text{ J/mm}^3$ 时, 成形试样的硬度在 $300\text{HV}_{0.2}$ 以上, 且试样的密度随体积能量密度的增加呈先逐渐增加后降低的变化趋势; 而当体积能量密度大于 138 J/mm^3 时, 成形试样的硬度低于 $300\text{HV}_{0.2}$, 由此可见, 体积能量密度直接影响成形试样的硬度。

由前面讨论可知: 扫描速度为 1400 mm/s , 激光功率从 140 W 增至 220 W , K418B 合金 LPBF 成形件缺陷含量呈先降低后升高的变化, 在 180 W 时最少, 表明该参数为最优工艺参数。在 140 W 时出现金属粉末未熔化现象; 激光功率为 220 W 条件下, 随着扫描速度从 600 mm/s 增至 1400 mm/s 时, 成形件形成孔隙缺陷呈先减少后增大的变化。缺陷含量与硬度的变化趋势相同, 由此可以得出上述孔隙缺陷和相对致密度的变化导致图 7 中硬度值的变化。

3 结论

(1) 确定最佳成形工艺参数为激光功率 180 W 、扫描速度 1400 mm/s , 在该条件下试样致密度达 99.95% 以上, 表面缺陷少, 仅有少量凝固裂纹, 维氏硬度为 $366.8\text{HV}_{0.2}$ 。

(2) 不同 VED 引起的缺陷类型不同, 低能量密度下以不规则孔洞为主, 裂纹较少; 高能量密度下易形成球形气孔及热应力裂纹, 且裂纹数量随能量密度增加而增多。

(3) 在最佳成形工艺参数下, 试样显微组织呈明显的熔池边界和胞状柱状晶, 局部可见初生结构, 且柱状晶可跨越多个熔池连续生长, 反映出快速凝固和高热梯度下的生长特征。

参考文献:

- [1] 赵俊瑞, 洪飞燕, 卢志新, 等. 激光粉末床熔融与铸造 Inconel 713 合金的显微组织、力学性能和疲劳寿命比较[J]. 先进工程材料, 2021, 23(6): 2001366.
ZHAO J R, HONG F Y, LU Z X, et al. Comparison of laser powder bed fusion and cast Inconel 713 alloy in terms of their microstructure, mechanical properties, and fatigue life[J]. *Advanced Engineering Materials*, 2021, 23(6): 2001366.
- [2] 刘明亮, 李九霄, 张静雯, 等. 基于数值模拟的 K418B 高温合金精密铸件组织与性能研究[J]. 精密成形工程, 2023, 15(8): 129-138.
LIU M L, LI J X, ZHANG J W, et al. Microstructure and properties of precision castings of K418B superalloy based on numerical simulation[J]. *Journal of Netshape Forming Engineering*, 2023, 15(8): 129-138.
- [3] 张楚博, 骞磊, 张明军, 等. K418B 合金 $900\text{ }^\circ\text{C}$ 长期时效显微组织和力学性能演变[J]. 铸造, 2024, 73(3): 357-363.
ZHANG C B, QIAN L, ZHANG M J, et al. Microstructure and mechanical properties evolution of K418B alloy at $900\text{ }^\circ\text{C}$ for a long-term aging[J]. *Foundry*, 2024, 73(3): 357-363.
- [4] KOREN A, ROMAN M, WEISSHAUS I, et al. Improving the weldability of Ni-base superalloy 713C[J]. *Welding Journal*, 1982, 61(11): 348-351.
- [5] HARRISON N J. Selective laser melting of nickel superalloys: solidification, microstructure and material response [D]. Sheffield: University of Sheffield, 2016.
- [6] RAZA M M, WANG H Y, LO Y L, et al. Reduction of micro-crack in Ni-based superalloy IN-713LC produced by laser powder bed fusion[M]//Thermomechanics & Infrared Imaging, Inverse Problem Methodologies, Mechanics of Additive & Advanced Manufactured Materials, and Advancements in Optical Methods & Digital Image Correlation, Volume 4. New York: River Publishers, 2025: 73-76.
- [7] ZHANG X X, LIU X H, LI R G, et al. Effects of defects on the high-temperature performance of selective laser melting K418 superalloys: an *in situ* 3D X-ray analysis[J]. *Materials Characterization*, 2024, 218: 114533.
- [8] LU Y X, ZHOU Y W, WEN P J, et al. Effect of laser power on microstructure and mechanical properties of K418 nickel-based alloy prepared by selective laser melting[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2023, 27: 2964-2975.
- [9] CHEN Z, LU Y X, LUO F, et al. Effect of laser scanning speed on the microstructure and mechanical properties of laser-powder-bed-fused K418 nickel-based alloy[J]. *Materials*, 2022, 15(9): 3045.
- [10] 张尧成, 王振, 张滢颖, 等. 激光熔覆 IN718 合金涂层的组织特征、力学性能和热裂纹行为综述[J]. 西华大学学报(自然科学版), 2022, 41(3): 42-50.
ZHANG Y C, WANG Z, ZHANG Y Y, et al. Microstructure, mechanical properties and thermal crack behav-

- ior of laser clad IN718 alloy coating[J]. Journal of Xihua University (Natural Science Edition), 2022, 41(3): 42-50.
- [11] HAN C J, FANG Q H, SHI Y S, et al. Recent advances on high-entropy alloys for 3D printing[J]. *Advanced Materials*, 2020, 32: 1903855.
- [12] WU Y F, KIM G Y. Carbon nanotube reinforced aluminum composite fabricated by semi-solid powder processing[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2011, 211(8): 1341-1347.
- [13] HOJATZADEH 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.
- [14] WANG L, ZHANG Y M, CHIA H Y, et al. Mechanism of keyhole pore formation in metal additive manufacturing[J]. *NPJ Computational Materials*, 2022, 8: 22.
- [15] WANG Z, XIAO Z Y, TSE Y, et al. Optimization of processing parameters and establishment of a relationship between microstructure and mechanical properties of SLM titanium alloy[J]. *Optics & Laser Technology*, 2019, 112: 159-167.
- [16] 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.
- [17] 刘建睿, 王猛, 林鑫, 等. 激光成形修复 K418 高温合金的微观组织与硬度[J]. *特种铸造及有色合金*, 2019, 39(11): 1187-1192.
- LIU J R, WANG M, LIN X, et al. Microstructure and microhardness of laser forming repaired K418 superalloy[J]. *Special Casting & Nonferrous Alloys*, 2019, 39(11): 1187-1192.
- [18] GUO C, LI S, SHI S, et al. Effect of processing parameters on surface roughness, porosity and cracking of as-built IN738LC parts fabricated by laser powder bed fusion[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2020, 285: 116788.
- [19] 吴先哲, 罗开礼, 王强, 等. 激光选区熔化钛金属成形工艺参数对其致密度及缺陷的影响研究[J]. *激光杂志*, 2020, 41(9): 8-14.
- WU X Z, LUO K L, WANG Q, et al. Study on the effect of forming parameters on density and defects of tantalum prepared by selective laser melting[J]. *Laser Journal*, 2020, 41(9): 8-14.
- [20] SUN Q Y, DU D F, HE L, et al. Laser powder bed fusion of a non-equiatomic FeNiCoAl-based high-entropy alloy: printability, microstructure, and mechanical properties[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2023, 938: 168562.
- [21] 张超, 姜兴宇, 刘傲, 等. 工艺参数对熔池温度及成形尺寸的影响[J]. *河南科技*, 2021, 40(10): 19-23.
- ZHANG C, JIANG X Y, LIU A, et al. Influence of process parameters on temperature and forming size of molten pool[J]. *Henan Science and Technology*, 2021, 40(10): 19-23.
- [22] MOHSIN RAZA M, LO Y L. Experimental investigation into microstructure, mechanical properties, and cracking mechanism of IN713LC processed by laser powder bed fusion[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2021, 819: 141527.
- [23] 彭小敏, 徐若, 李敖, 等. 工艺参数对 316L 不锈钢选区激光熔化成型组织性能的影响[J]. *湖南工程学院学报(自然科学版)*, 2019, 29(4): 26-32.
- PENG X M, XU R, LI A, et al. Effect of selective laser melting parameters on microstructure and properties of 316L stainless steel[J]. *Journal of Hunan Institute of Engineering (Natural Science Edition)*, 2019, 29(4): 26-32.

收稿日期: 2025-07-10; 录用日期: 2025-08-28

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(52474416); 航发产学研项目(HFZL2020CXY023); 清洁高效透平动力装备全国重点实验室课题资助(23Z510901917)

通讯作者: 杜大帆(1987—), 男, 博士, 副教授, 研究方向为高温合金精密成型, 联系地址: 上海市东川路 800 号上海交通大学材料科学与工程学院(200240), E-mail: dafand@sjtu.edu.cn; 董安平(1977—), 男, 博士, 教授, 研究方向为高温合金精密成型, 联系地址: 上海市东川路 800 号上海交通大学材料科学与工程学院(200240), E-mail: apdong@sjtu.edu.cn

(本文责编: 王俊丽)