

引用格式: 孙达, 吴浩, 宋长虹, 等. 扫描策略对激光选区熔化 GH5188 合金组织及力学性能的影响[J]. 航空材料学报, 2026, 46(1): 60-69.
SUN Da, WU Hao, SONG Changhong, et al. Effect of scanning strategy on microstructure and mechanical properties of GH5188 alloy fabricated by laser powder bed fusion[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2026, 46(1): 60-69.

扫描策略对激光选区熔化 GH5188 合金 组织及力学性能的影响

孙 达^{1,2}, 吴 浩¹, 宋长虹³, 朱玉平¹, 谢 君¹, 梁静静¹, 李金国^{1*}

(1. 中国科学院金属研究所 师昌绪先进材料创新中心 沈阳 110016; 2. 中国科学技术大学 材料科学与工程学院 沈阳 110016; 3. 中国航发沈阳黎明航空发动机有限责任公司 沈阳 116026)

摘要: 系统研究长直线与短直线扫描策略对激光选区熔化(laser powder bed fusion, LPBF)成形 GH5188 高温合金微观组织及力学性能的影响。金相与扫描电镜结果表明: 两种扫描策略均形成由柱状晶与等轴晶共同组成的混合组织。短直线策略的熔池熔深较小, 因重熔不足而中心区保留更多的小晶粒, 使平均晶粒尺寸得到进一步细化(17.17 μm)。相比之下, 长直线策略的热流方向更稳定, 柱状晶外延生长更充分, 沿构建方向形成更强的〈001〉织构, 平均晶粒尺寸略大(20.86 μm)。力学性能测试表明: 两种策略成形试样的室温拉伸强度与塑性差异较小; 980 $^{\circ}\text{C}$, 高温拉伸强度相当, 但长直线策略试样的伸长率较短直线策略提升 28.6%; 927 $^{\circ}\text{C}/90\text{ MPa}$ 持久测试, 长直线策略试样的断裂时间(50.2 h \pm 1.8 h)及塑性(10.1% \pm 0.5%)显著优于短直线策略(45.3 h \pm 2.1 h, 7.6% \pm 0.4%)。断面微观组织分析显示, 短直线策略试样的裂纹分布更加密集, 且晶界处伴随明显的碳化物析出与粗化, 反映出更高的晶界损伤敏感性。断口形貌进一步验证了裂纹主要沿晶界扩展的特征。相比之下, 长直线策略试样的晶粒较大、晶界数量较少, 因此晶界相关的损伤与裂纹扩展明显减缓。

关键词: 激光选区熔化; 钴基合金; 扫描策略; 力学性能; 持久性能

doi: 10.11868/j.issn.1005-5053.2025.000068

CSTR: 32420.14.j.issn.1005-5053.2025.000068

中图分类号: V252; TG146

文献标识码: A

文章编号: 1005-5053(2026)01-0060-10

Effect of scanning strategy on microstructure and mechanical properties of GH5188 alloy fabricated by laser powder bed fusion

SUN Da^{1,2}, WU Hao¹, SONG Changhong³, ZHU Yuping¹, XIE Jun¹, LIANG Jingjing¹, LI Jinguo^{1*}

(1. Shi-changxu Innovation Center for Advanced Materials, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China; 2. School of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology of China, Shenyang 110016, China; 3. AECC Shenyang Liming Aero-Engine Co., Ltd., Shenyang 116026, China)

Abstract: This study systematically investigates the effects of long-line and short-line scanning strategies on the microstructure and mechanical properties of GH5188 superalloy fabricated by laser powder bed fusion (LPBF). Metallography and SEM results reveal that both strategies produce mixed microstructures composed of columnar and equiaxed grains. Due to the shallower melt pool and insufficient remelting, the short-line strategy retains finer grains at the melt-pool center, leading to further grain refinement (17.17 μm). In contrast, the long-line strategy provides a more stable heat-flow direction, resulting in stronger 〈001〉 texture development along the build direction and a slightly larger average grain size (20.86 μm). Mechanical testing shows that the two strategies lead to similar tensile strength and ductility at room temperature. At 980 $^{\circ}\text{C}$, the tensile strengths are comparable, while the elongation of the long-line specimens is 28.6% higher than that of the short-line specimens. Under the 927 $^{\circ}\text{C}/90\text{ MPa}$ stress rupture condition, the long-line specimens exhibit a significantly longer rupture life (50.2 h \pm 1.8 h) and higher ductility (10.1% \pm 0.5%) than

the short-line specimens (45.3 h \pm 2.1 h; 7.6% \pm 0.4%). Cross-sectional analysis shows that the short-line specimens contain more densely distributed cracks, along with pronounced carbide precipitation and coarsening at grain boundaries, indicating higher grain-boundary damage sensitivity. Fractographic analysis further confirms that cracks preferentially propagate along grain boundaries. These findings clarify the microstructural origins of high-temperature performance differences and provide guidance for optimizing LPBF scanning strategies for GH5188 alloy.

Key words: laser powder bed fusion (LPBF); cobalt-based superalloy; scanning strategy; mechanical property; stress rupture property

GH5188 合金是一种 Co-Ni-Cr 基固溶强化型变形高温合金, 使用极限温度在 950~1100 °C^[1-2]。该合金通过添加 W 元素实现固溶强化, 具有良好的抗蠕变、抗热疲劳性能和高温强度; 同时, 合金中较高 Cr 含量和微量 La 元素赋予其良好的高温抗氧化性能。目前, GH5188 合金已广泛用于制造航空发动机隔热屏、挡板、侧壁、火焰导向器等高温零部件^[3-4]。

目前, GH5188 合金构件主要采用传统铸造和锻造工艺制备, 存在产品设计自由度低、加工周期长、材料利用率低及制造成本高等问题^[2]。以激光选区熔化(LPBF)和定向能量沉积(directed energy deposition, DED)为代表的激光增材制造技术(laser additive manufacturing, LAM)是近些年发展起来的一种兼顾精确成形与高性能需求的一体化制造技术, 具有高柔性、无模具、短周期、高材料利用率等优势, 突破传统工艺局限, 可实现复杂结构构件的一体化成形, 为 GH5188 合金高温构件的高性能制造提供新途径^[5-6]。

然而, 增材制造过程中极端非平衡热力学条件(如高冷却速率、多向温度梯度及周期性热循环等)导致高温合金微观组织(如枝晶结构、析出相分布、孔隙缺陷等)与传统工艺的微观组织存在显著差异, 直接影响其力学性能^[7-10]。前期研究表明, 扫描工艺参数通过调控熔池形态与热历史, 对增材制造 GH5188 合金的缺陷、组织及力学性能产生决定性影响^[11-13]。其中, 扫描策略作为核心工艺参数, 通过改变激光扫描路径的几何模式(如单向连续扫描、棋盘分区扫描、旋转扫描等), 直接影响熔池叠加方式与热积累分布, 进而调控合金的微观组织与力学性能^[14-16]。当前关于激光增材制造 GH5188 合金研究报道相对较少, 且多集中在激光功率、扫描速度、扫描间距及层厚等能量参数对 GH5188 合金缺陷、组织及力学性能的影响方面, 而对扫描策略空间参数的作用机制缺乏认知, 导致合金形性协同调控仍存在挑战。

为此, 本研究以 LPBF 制备 GH5188 为研究对象, 探讨长直线连续扫描和短直线分区扫描两种典型的扫描策略对 GH5188 合金微观组织和力学性能的影响, 以期为 GH5188 高温合金构件增材制造工艺优化提供理论支撑和技术参考。

1 实验材料与方法

1.1 实验材料

实验用 GH5188 合金的名义成分(质量分数/%)为: Co-22Ni-22Cr-15W-0.3 Si-0.09C-0.06La。按照名义成分配料后, 使用真空感应气雾化法制备合金粉末, 粉末球形度良好, 粒径分布为 15~53 μm 。通过电感耦合等离子体原子发射光谱仪和碳硫仪检测粉末实际成分为(质量分数/%) : Co-21.9Ni-21.86Cr-15.2W-0.31Si-0.084C-0.055La。实验前, 将粉末置于 150 °C 的真空干燥箱中烘干 1 h, 以保证粉末良好流动性。

1.2 实验方法

LPBF 成形实验所使用的设备为北京易加三维科技有限公司生产的 EP-M150 设备, 光斑直径为 80 μm 。成形过程在低氧的氩气环境中进行, 氧含量控制在 5×10^{-5} 以下。核心工艺参数统一设定为: 激光功率为 285 W, 激光扫描速度为 900 mm/s, 层厚为 50 μm , 条纹扫描策略(层间旋转 67°), 基板预热温度为 70 °C。

基于上述参数, 通过调整扫描间距(0.07~0.12 mm), 对比两种扫描路径策略的成形质量: 长直线连续扫描和短直线搭接扫描(最大线段长度 4 mm, 重叠 1 mm), 不同参数组合试样编号如表 1 所示。优选出最佳扫描间距为 0.11 mm 后, 微调 \pm 15 W 的激光功率以验证参数稳定性, 最终确定的试样编号为 X-1、X-2 和 X-3。

将 LPBF 成形试样置于热处理炉中进行 1050 °C/1 h 热处理(风冷), 以促进 γ 基体中碳化物可控析出, 提升高温持久性能。制备同一规格的力学性能

表 1 用于筛选工艺参数的样品编号

Table 1 Sample numbers for process parameter screening

Hatch spacing/mm	Sample ID	
	LLC-scan	SLS-scan
0.07	1#	7#
0.08	2#	8#
0.09	3#	9#
0.10	4#	10#
0.11	5#	11#
0.12	6#	12#

试样,其尺寸为:螺纹段直径 6 mm、工作段直径 3 mm、标距长度 20 mm、总长 46 mm 的力学性能试样,利用该试样分别参照 GB/T 228.1—2021、GB/T 228.2—2015 和 GB/T 2039—2012 进行室温拉伸、980 °C 高温拉伸和 927 °C/90 MPa 条件下的持久性能测试,平行实验为 3 组。

采用电火花线切割从 LPBF 成形试样中切取横向(XOY面)、纵向(ZOY面)及断口纵面的组织观察样品,经打磨、抛光后,使用 34% 硫酸+42% 磷酸+24% 水(体积分数,分析纯)溶液进行电解腐蚀(电压 6 V,时间 8 s),使用光学显微镜(OM)观测金相组织;通过配有能谱仪(EDS)的场发射扫描电镜(SEM)分析显微组织、断口形貌和元素分布;利用电子背散射衍射(EBSD)表征晶粒尺寸及取向差分布。采用 Thermo-Calc2023b(TCNI-11.0)软件计算 550~1500 °C 温度区间 GH5188 合金的平衡相

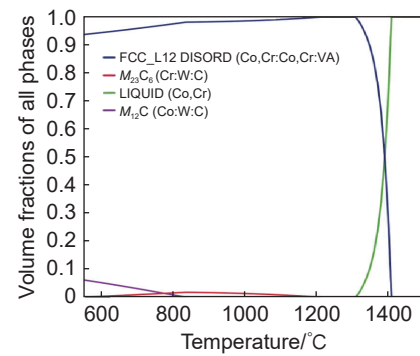


图 1 GH5188 合金的平衡态相体积分数图(550~1500 °C)

Fig. 1 Equilibrium phase volume fraction diagram of GH5188 provided by Thermo-Calc (550-1500 °C)

组成,预测热处理后物相为 γ 基体和 $M_{23}C_6$ 碳化物(图 1)。

2 结果与讨论

2.1 工艺参数筛选

GH5188 合金熔点为 1280~1350 °C,本研究采用较高能量输入(激光功率 285 W,扫描速度 900 mm/s),通过调控扫描间距快速筛选最优工艺。图 2 为不同参数试样的抛光态金相图,可见扫描间距低于 0.09 mm 时,试样表面出现明显飞溅和气孔缺陷。这是由于最佳扫描间距应为熔池宽度的 0.6~0.8 倍,间距过小导致相邻熔池重叠区域能量累积,熔池温度升高引发金属蒸气反冲压力增大,最终形成飞溅或气孔缺陷^[17-18]。横截面金相分析表明,当扫描间距为 0.11 mm 时,两种扫描策略

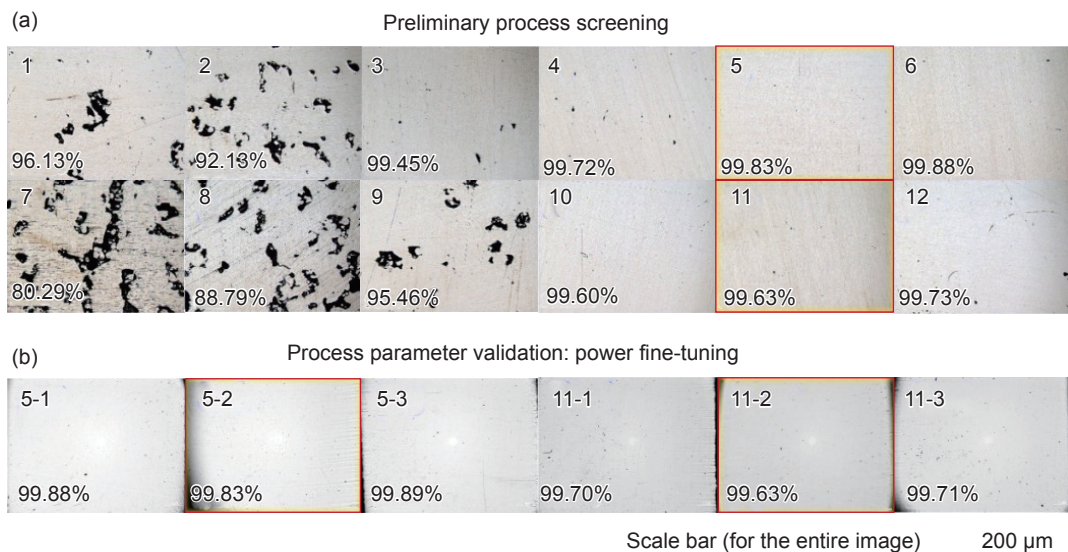


图 2 不同工艺参数打印试样的抛光态金相图像(其中编号 1~12 对应实验编号) (a)工艺初筛;(b)功率微调

Fig. 2 Polished metallographic images of specimens fabricated with different process parameters (labels 1-12 correspond to the sample IDs) (a) preliminary parameter screening; (b) process parameter validation

成形均能实现较高致密度 ($> 99.5\%$); 激光功率 ± 15 W 微调实验显示, 致密度均保持在 99.5% 以上, 证实工艺参数稳定可靠。

2.2 显微组织分析

金相组织分析(图 3(a-1)-(d-1))显示, 横截面(XOY 面)呈现典型 LPBF 工艺熔池形貌特征: 多道熔池搭接形成规则条状组织, 这是激光扫描的定向传热特征; 纵截面(ZOY 面)为层间重熔的鱼鳞状结构, 层厚与预设参数($50\ \mu\text{m}$)一致, 证实成形精度可控。SEM 分析(图 3(a-2)-(d-2))表明, 两种策略试样的显微组织均为亚微米蜂窝状结构(晶胞尺寸 $< 1\ \mu\text{m}$), 该特征源于熔池超高速冷却(冷却速率 $> 10^5\ \text{K/s}$)引发的非平衡凝固过程^[2,19]。EDS 元素面分布(图 4)表明基体中 Co、Ni、Cr、W 等元素分布

均匀, 无明显偏析。

值得注意的是, 短直线扫描策略因相邻熔池冷却时间短, 热积累显著, 形成宽而浅的熔池(图 3(d-2)), 导致层间重熔区域较少, 因此在 XOY 面可观察到多层熔池截面^[20]; 长直线策略则因热流稳定, 熔池形态更规整, 层间重熔更充分。

为深入解析扫描策略对 LPBF 成形 GH5188 合金微观组织的调控机制, 通过 EBSD 定量表征晶粒取向与尺寸分布, 如图 5 所示。熔池内部呈现典型双模态晶粒结构: 熔池中心区因极高温度梯度与凝固速率, 形核驱动力大, 形成细小等轴晶; 而熔池边缘区则以柱状晶外延生长为主, 其长轴沿 $\langle 001 \rangle$ 或 $\langle 011 \rangle$ 择优取向延伸。

晶粒尺寸统计表明, 长直线策略试样横向平均

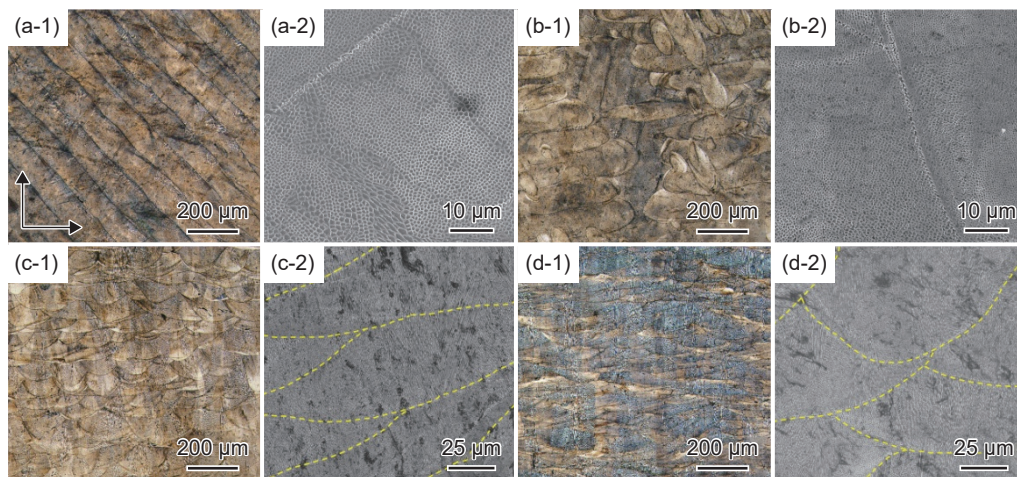


图 3 GH5188 横截面(XOY)和纵截面(ZOY)的光学图像(1)和 SEM 图像(2) (a)长直线策略样品 XOY 面; (b)短直线策略样品 XOY 面; (c)长直线策略样品 ZOY 面; (d)短直线策略样品 ZOY 面

Fig. 3 OM (1) and SEM (2) images of GH5188 on cross-section and longitudinal section (a) XOY -LLC-scan sample; (b) XOY -SLS-scan sample; (c) ZOY -LLC-scan sample; (d) ZOY -SLS-scan sample

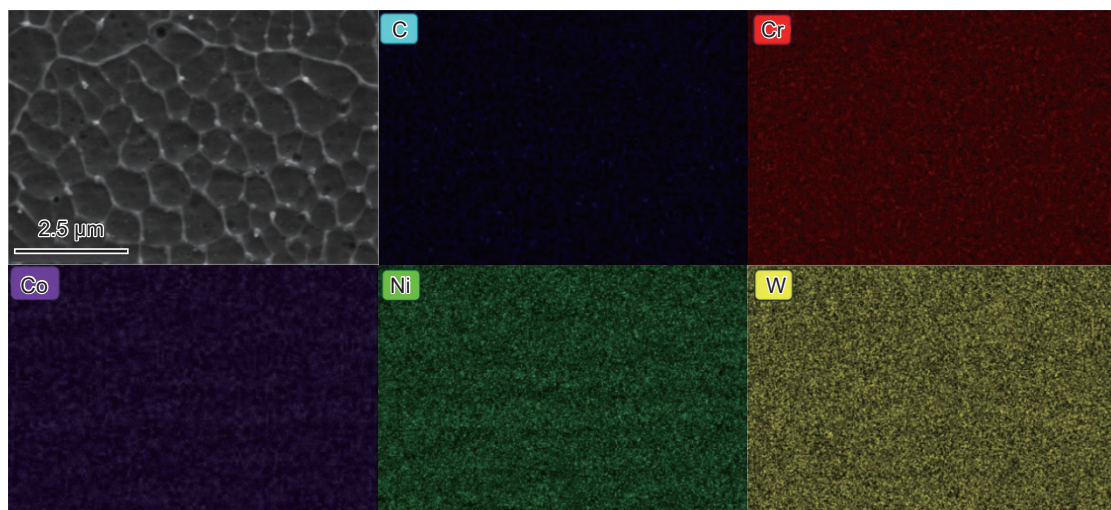


图 4 GH5188 合金蜂窝状组织的 EDS 表征结果

Fig. 4 EDS results of the honeycomb-like structure in GH5188 alloy

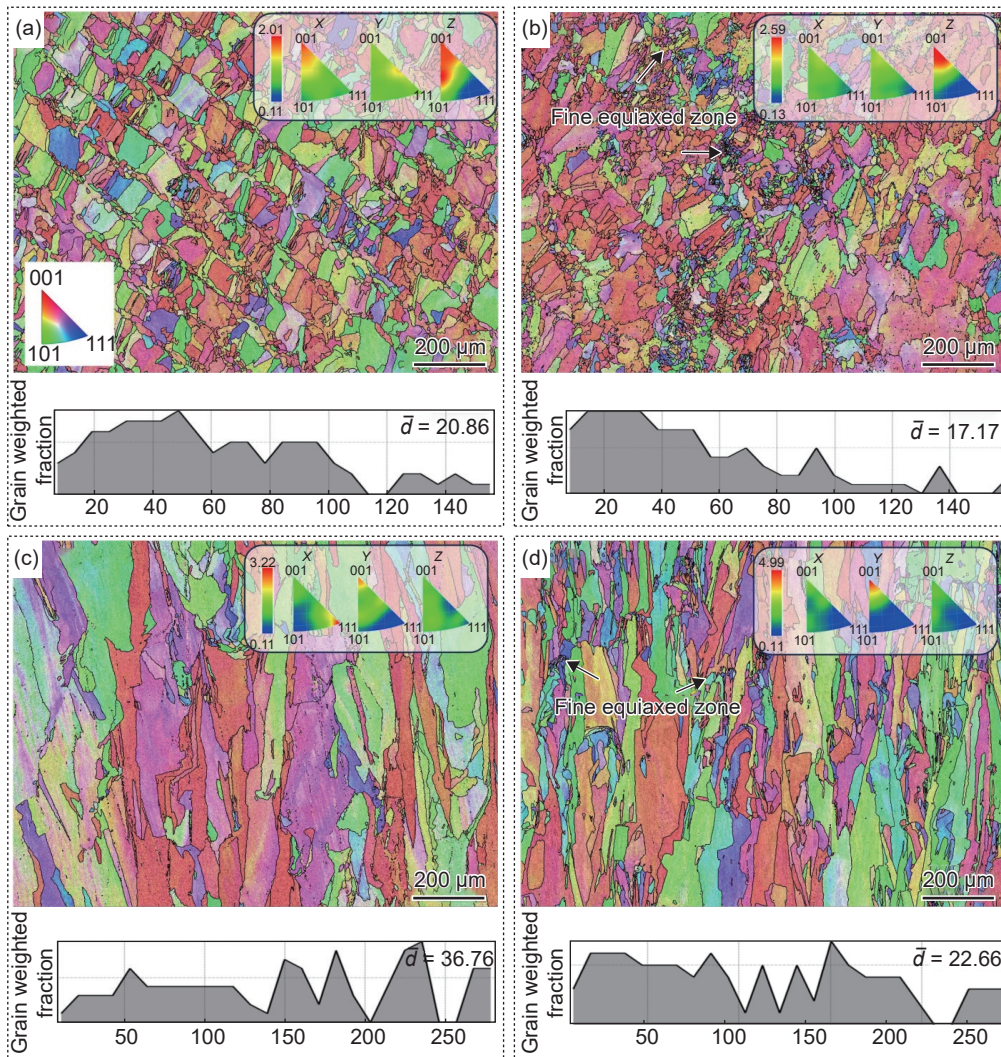


图 5 EBSD 结果(主图为 IPF, 右上为反极图, 下为晶粒的面积加权分数图) (a)长直线-横截面; (b)短直线-横截面; (c)长直线-纵截面; (d)短直线-纵截面

Fig. 5 EBSD results (main image: IPF map; top right: inverse pole figure; bottom: area-weighted grain size distribution) (a) XYO-LLC-scan sample; (b) XYO-SLS-scan sample; (c) ZOY-LLC-scan sample; (d) ZOY-SLS-scan sample

晶粒尺寸(面积加权)为 $20.86 \mu\text{m}$, 短直线策略为 $17.17 \mu\text{m}$ 。值得注意的是, 短直线策略试样晶粒尺寸分布呈显著双峰特征, 约 52% 晶粒尺寸小于 $12 \mu\text{m}$ (长直线工艺为 34%), 这是由于短直线策略的宽浅熔池增大了气液界面面积, 进而促进形核, 且细小晶粒未被下一层完全重熔而保留。根据 Hall-Petch 关系, 细晶强化能够提升室温强度, 但过量晶界积聚加剧晶界在高温下滑移, 可能劣化高温性能^[21]。

反极图(图 5(a)~(d)右上角小图)分析表明, 两种策略试样均呈现 $\langle 001 \rangle // \text{BD}$ (构建方向)和 $\langle 110 \rangle // \text{SD}$ (扫描方向)的双模结构^[22], 但长直线策略的织构强度(最大极密度 3.22 MRD)低于短直线工艺(4.99 MRD)。这是由于短直线扫描的宽浅熔池可为柱状晶外延生长提供更充分的热力学条件, 促进 Z 方向连续生长。

为进一步明确不同扫描策略在热处理过程中的组织演化行为, 对 $1050 \text{ }^\circ\text{C}/1 \text{ h}$ 热处理后的试样进行微观结构观察, 其组织特征见图 6(a)、(b), 热处理后, 试样组织形貌与打印态相似, 表明该热处理制度未达到 GH5188 合金的再结晶条件, 短直线策略中原位形成的细等轴晶群未发生显著粗化, 该状态下组织仍保留明显的打印态继承性。SEM 分析(图 6(c)、(d))表明, 热处理后原始蜂窝结构消失, γ 基体内析出大量 $150 \sim 180 \text{ nm}$ 的颗粒状碳化物, Image Pro 统计其体积分数(下同)约 0.01%, 与 Thermo-Calc 模拟结果($1050 \text{ }^\circ\text{C}$ 下 $M_{23}C_6$ 理论析出量 0.018%)相近。碳化物优先沿位错顶点析出^[10], 空间分布与原始胞状结构相关。

2.3 力学性能测试

两种策略成形试样热处理后的力学性能如图 7

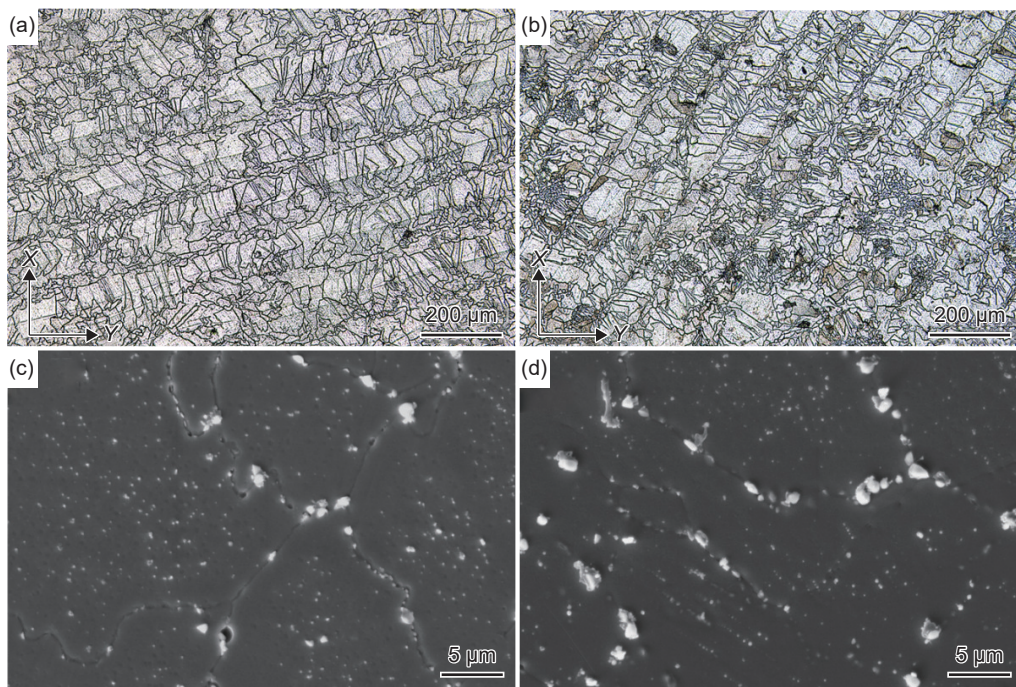


图 6 热处理后的微观组织 (a)长直线策略试样的 OM 图; (b)短直线策略试样的 OM 图; (c)长直线策略试样的 SEM 图; (d)短直线策略试样的 SEM 图

Fig. 6 Microstructure of specimens after heat treatment (a) OM image of LLC-scan sample; (b) OM image of SLS-scan sample; (c) SEM image of LLC-scan sample; (d) SEM image of SLS-scan sample

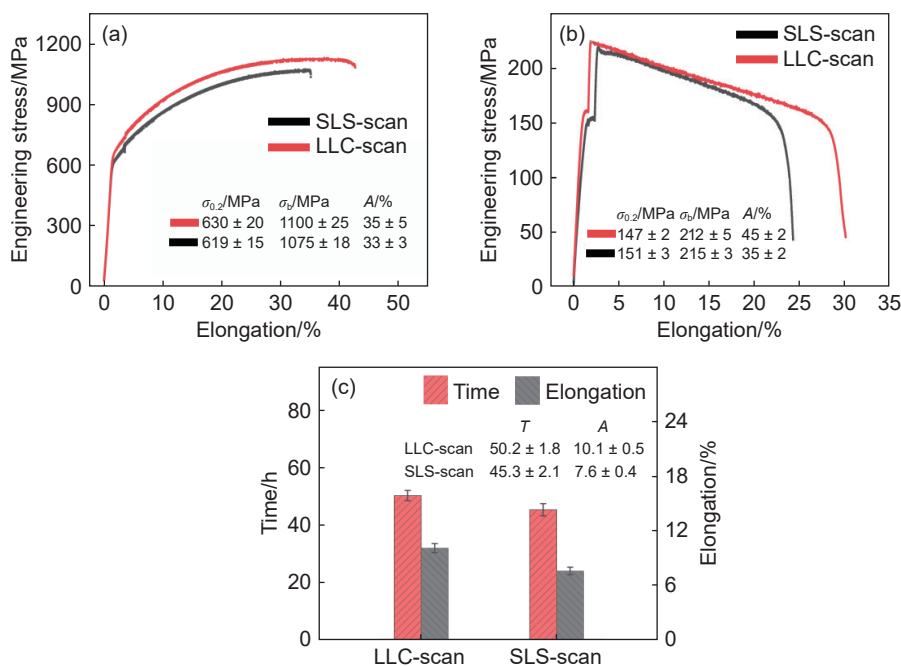


图 7 力学性能测试结果 (a)室温拉伸; (b)980 °C 高温拉伸; (c)927 °C/90 MPa 持久

Fig. 7 Mechanical properties of specimens (a) tensile test at room-temperature; (b) tensile test at 980 °C; (c) stress rupture test at 927 °C/90 MPa

所示。两种试样的室温拉伸性能相近:长直线策略试样 $\sigma_b=1100 \text{ MPa} \pm 25 \text{ MPa}$, $\sigma_{0.2}=630 \text{ MPa} \pm 20 \text{ MPa}$, 断后伸长率 $A=35\% \pm 5\%$;短直线试样 $\sigma_b=1075 \text{ MPa} \pm 18 \text{ MPa}$, $\sigma_{0.2}=619 \text{ MPa} \pm 15 \text{ MPa}$, $A=33\% \pm 3\%$, 表明室温下细晶强化对强度的提升作用有限。

980 °C 高温拉伸测试结果显示:塑性差异显著,长直线策略试样断后伸长率($A=45\% \pm 2\%$)较短直线样品($A=35\% \pm 2\%$)提高 28.6%;而两种策略高温强度保持相近水平(长直线: $\sigma_b=212 \text{ MPa} \pm 5 \text{ MPa}$, $\sigma_{0.2}=147 \text{ MPa} \pm 2 \text{ MPa}$;短直线: $\sigma_b=215 \text{ MPa} \pm 3 \text{ MPa}$,

$\sigma_{0.2}=151 \text{ MPa} \pm 3 \text{ MPa}$)。927 °C/90 MPa 持久测试结果显示,长直线策略试样断裂时间(50.2 h \pm 1.8 h)与持久伸长率(10.1% \pm 0.5%),优于短直线策略(断裂时间 45.3 h \pm 2.1 h,持久伸长率(7.6% \pm 0.4%)。

结合前述微观组织可知,两种扫描策略导致的晶粒结构差异是高温性能差异的主要来源。短直线策略形成更高比例的细小等轴晶、晶界密度更高,在高温载荷下更易出现晶界相关的软化与损伤;相较之下,长直线策略具有较大晶粒和更低晶界密度,因此在高温拉伸和持久条件下表现出更高的塑性和更长的断裂时间。

图 8 展示了不同力学条件的断口形貌。两种扫描策略所造成的晶界特征差异直接反映在裂纹的扩展方式上。两种策略试样室温拉伸断口表明均呈现以韧窝为主的韧性断裂特征(图 8(a-1)、(b-1)),高密度细小韧窝源于位错胞结构的 Zener 钉扎效应导致的塑性变形局域化^[23];同时,两种策略的断口局部均可观察到沿柱状晶界形成的准解理断裂特征,表明晶界是变形的薄弱区域。

在 980 °C 高温拉伸断口中,可观察到由柱状晶拔出形成的类凹坑(直径 15~30 μm),短直线策略试样的凹坑密度明显更高,这与其局部细晶组织促进晶界滑移密切相关(图 8(b-1)、(b-2))。在 927 °C/90 MPa 持久断口中,两种试样均以沿晶断裂为主(图 8(c-1)、(c-2)),且短直线策略试样的凹坑密度仍高于长直线策略试样,表明晶界是高温持久过程中的薄弱区域。综合高温断口特征分析,短直线策略试样的沿晶断裂特征更明显。

为阐明裂纹扩展行为与晶界弱化之间的关系,

对高温拉伸和持久试样的断口纵截面进行 SEM 观察(图 9)。结果显示,短直线策略试样的内部裂纹密度明显高于长直线策略,且裂纹多沿晶界扩展。EDS 分析(图 10)表明,两种试样的晶界均存在碳化物,并在持久过程中发生显著粗化。进一步尺寸统计结果表明,短直线策略的晶界碳化物更为粗大(632 nm \pm 175 nm),而长直线策略较小(494 nm \pm 113 nm)。粗大的晶界碳化物在高温变形中引发更明显的应力集中,导致晶界脱粘和裂纹萌生,从而加速晶界强度退化^[24]。需要指出的是,Thermo-Calc 相图基于平衡假设预测 1050 °C 附近以 $M_{23}C_6$ 为主。然而 LPBF 合金的快速凝固与非平衡固溶状态会改变碳化物的实际成核序列,导致实际析出相可能偏离平衡相。根据 EDS 显示的富 W 成分特征,本研究中观察到的碳化物在成分和形貌上更接近 M_6C ,这与平衡相图并不矛盾。

综上所述,晶界碳化物在高温持久过程中发生显著粗化,是晶界脱粘与裂纹扩展的主要驱动因素,也是高温性能下降的关键微观组织因素。基于上述机制,提升高温性能可通过调控原始组织与碳化物长大实现^[25],即:(1)采用高体能量密度+长直线扫描,增大熔深提升温度梯度,抑制等轴晶形成;(2)提升激光扫描速度,缩短热暴露时间,规避本征热处理引发的碳化物预析出;(3)缩短固溶时间,限制晶界碳化物粗化进程。

3 结论

(1)扫描策略通过改变熔池形态与层间热积累

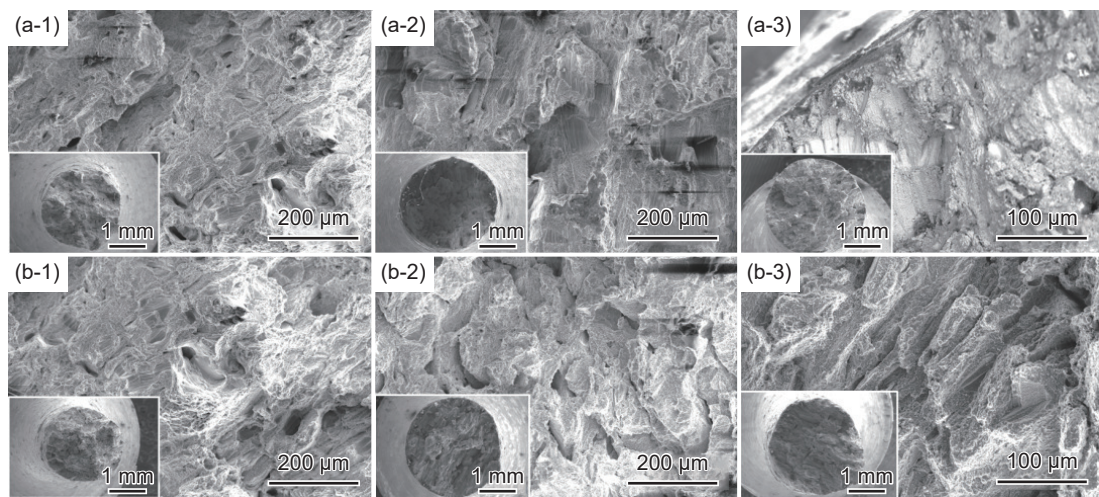


图 8 断口形貌 (a)长直线策略试样;(b)短直线策略试样;(1)室温拉伸;(2)980 °C 高温拉伸;(3)927 °C/90 MPa 持久
Fig. 8 Fractography results (a) long-line strategy;(b) short-line strategy specimens;(1) tensile test at room temperature;
(2) tensile test at 980 °C;(3) stress rupture at 927 °C/90 MPa

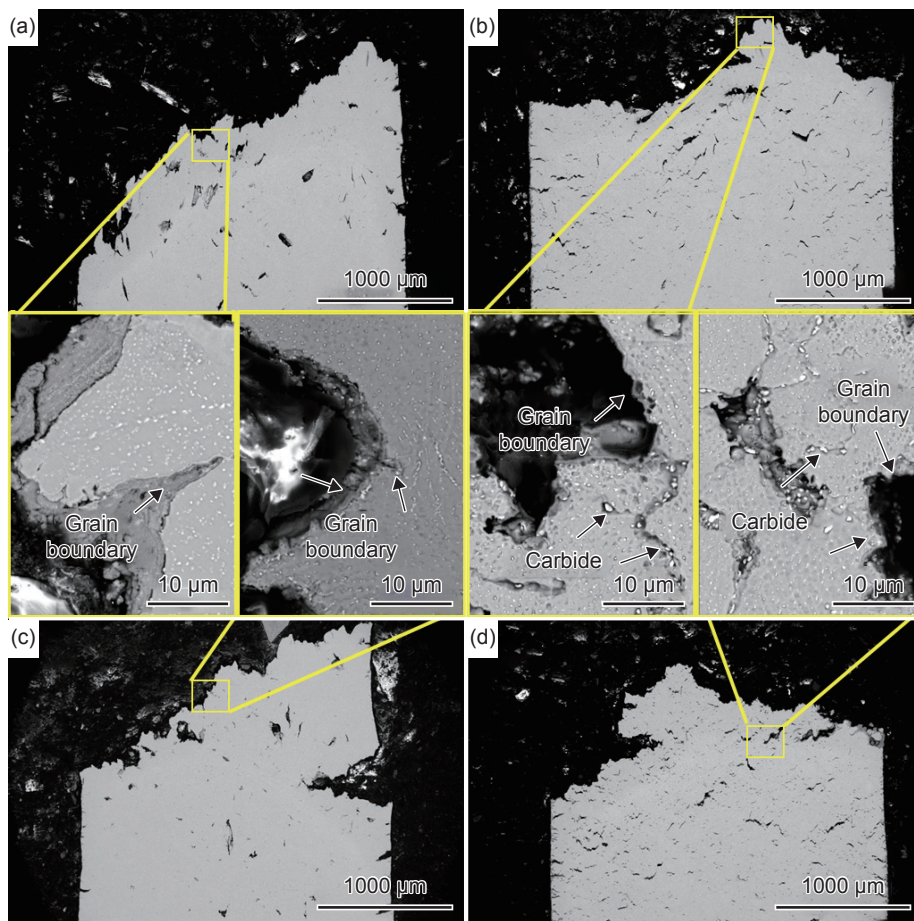


图 9 试样断面组织 (a)980 °C 高温拉伸长直线样品; (b)高温持久长直线样品; (c)980 °C 高温拉伸短直线样品; (d)短直线样品高温持久

Fig. 9 Fractography microstructure (a) long-line strategy specimen after tensile test at 980 °C; (b) long-line strategy specimen after stress rupture; (c) short-line strategy specimen after tensile test at 980 °C; (d) short-line strategy specimen after stress rupture

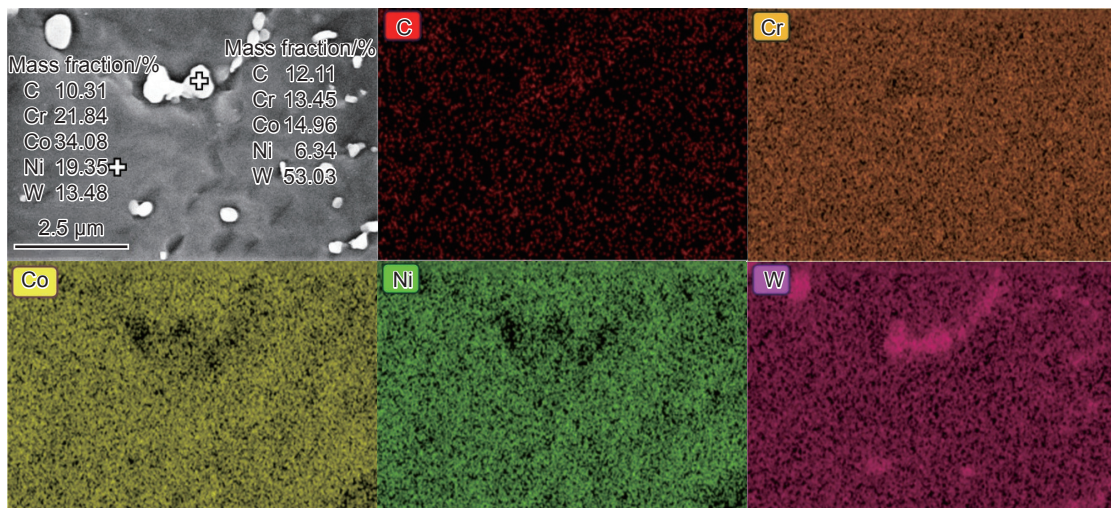


图 10 持久测试后晶界处沉淀相的元素分布图

Fig. 10 Elemental distribution of precipitates at the grain boundary in typical locations after stress rupture testing

影响 GH5188 的双模组织特征。两种策略均形成由等轴晶与柱状晶组成的混合组织, 并呈现典型的 $\langle 001 \rangle // BD$ 与 $\langle 110 \rangle // SD$ 双模结构。短直线策略

因宽浅熔池保留更多细小晶粒, 平均晶粒尺寸为 $17.17 \mu m$; 长直线策略层间重熔更充分, 晶粒整体更大 ($20.86 \mu m$)。

(2)室温下,两种扫描策略制备的试样力学性能整体接近。在高温条件下,两者的强度差异仍不显著,但塑性差异被明显放大,从而进一步反映在持久性能上。短直线策略试样在高温下表现出较低的伸长率($7.6\% \pm 0.4\%$)和较短的持久寿命($45.3 \text{ h} \pm 2.1 \text{ h}$),均低于长直线策略试样($10.1\% \pm 0.5\%$, $50.2 \text{ h} \pm 1.8 \text{ h}$)。

(3)GH5188合金LPBF成形后的高温性能退化主因是晶界碳化物粗化:短直线策略的高晶界密度为碳化物析出提供更多位点,加剧晶界损伤;长直线策略的稳定织构与低晶界密度则有效延缓碳化物粗化,提升高温可靠性。

参考文献:

- [1] 徐彦强,梅寒,马广璐,等. Haynes 214合金与GH5188合金钎焊界面组织分析[J]. 精密成形工程, 2025, 17(6): 74-81.
XU Y Q, MEI H, MA G L, et al. microstructure analysis of brazing interface between Haynes 214 Alloy and GH5188 alloy[J]. Journal of Netshape Forming Engineering, 2025, 17(6): 74-81.
- [2] 高亚伟,董建新,姚志浩,等. GH5188高温合金组织特征及冷热加工过程组织演变[J]. 稀有金属材料与工程, 2017, 46(10): 2922-2928.
GAO Y W, DONG J X, YAO Z H, et al. Microstructure characteristics and microstructure evolution during hot and cold working process of GH5188 superalloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2017, 46(10): 2922-2928.
- [3] 赵楠,李多生,叶寅,等. 激光选区熔化成形GH5188合金微观组织及性能[J]. 航空学报, 2023, 44(19): 428332.
ZHAO N, LI D S, YE Y, et al. Microstructure and properties of GH5188 alloy fabricated by selective laser melting[J]. Chinese Journal of Aeronautics, 2023, 44(19): 428332.
- [4] 张元伟,苏庆,郎连林,等. 激光选区熔化GH5188合金组织和性能研究[J]. 模具技术, 2023(6): 61-67.
ZHANG Y W, SU Q, LANG L L, et al. Study on microstructure and properties of GH5188 alloy prepared by selective laser melting[J]. Die and Mould Technology, 2023(6): 61-67.
- [5] LI J G, ZHOU L, LU N N, et al. Advances and challenges in energy field assisted additive manufacturing nickel-based superalloys: printability, microstructure, and performance[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2025, 239: 124-152.
- [6] 蒋世川,王小川,唐平梅,等. La含量对GH5188合金凝固过程及铸态组织的影响[J]. 金属热处理, 2024, 49(2): 71-76.
JIANG S C, WANG X C, TANG P M, et al. Effect of La content on solidification process and as-cast microstructure of GH5188 alloy[J]. Heat Treatment of Metals, 2024, 49(2): 71-76.
- [7] 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): 32-55.
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): 32-55.
- [8] 林鑫,黄卫东. 应用于航空领域的金属高性能增材制造技术[J]. 中国材料进展, 2015, 34(9): 684-688.
LIN X, HUANG W D, High performance metal additive manufacturing technology applied in aviation field[J]. Materials China, 2015, 34(9): 684-688.
- [9] WU Y, SUN B B, CHEN B Q, et al. Cracking mechanism of GH5188 alloy during laser powder bed fusion additive manufacturing[J]. Materials Characterization, 2024, 207: 113548.
- [10] WEI W, XIAO J C, WANG C F, et al. Hierarchical microstructure and enhanced mechanical properties of SLM-fabricated GH5188 Co-superalloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2022, 831: 142276.
- [11] UEKI K, MIZUTANI Y, NAKAJIMA T, et al. Formation of unique heterogeneous microstructure in biomedical Co-Cr-W-Ni-C alloys by mechanical milling and heat treatment processes[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2525, 1036: 181631.
- [12] LIU Y, HUANG Z F, ZHANG C, et al. Microstructure and mechanical properties of Haynes 188 alloy manufactured by laser powder bed fusion[J]. Materials Characterization, 2024, 211: 113880.
- [13] LIU Y, HUANG Z F, ZHANG C, et al. Tailoring microstructure and twin-induced work hardening of a laser powder bed fusion manufactured Haynes 188 alloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2024, 891: 145925.
- [14] ZHOU H, SU H, GUO Y. et al. Formation and evolution of surface morphology in overhang structure of IN718 superalloy fabricated by laser powder bed fusion[J]. Acta Metallurgica Sinica (English Letters), 2023, 36(9): 1433-1453.
- [15] ZHANG X, XU H, LI Z J, et al. Effect of the scanning strategy on microstructure and mechanical anisotropy of Hastelloy X superalloy produced by laser powder bed fusion[J]. Materials Characterization, 2021, 173: 110951.
- [16] LAM M C, LIM S C V, SONG H Y, et al. Scanning strategy induced cracking and anisotropic weakening in grain

- texture of additively manufactured superalloys[J]. *Additive Manufacturing*, 2022, 52: 102660.
- [17] 蔡嘉楠, 陈超越, 赵睿鑫, 等. 扫描间距对激光粉末床熔融制备 Inconel 939 高温合金裂纹缺陷的影响[J]. *铸造技术*, 2024, 45(11): 1015-1024.
CAI J N, CHEN C Y, ZHAO R X, et al. Effect of hatch distance on the cracking of inconel 939 superalloy fabricated via laser powder bed fusion[J]. *Foundry Technology*, 2024, 45(11): 1015-1024.
- [18] 倪小南, 胡子健, 梁言迅, 等. 激光选区熔化 AlSi10Mg 熔道搭接过程的热动力学研究[J]. *激光与光电子学进展*, 2025, 62(7): 253-263.
NI X N, HU Z J, LIANG Y X, Thermodynamic study of overlap process for molten channels in selective laser melting of AlSi10Mg[J]. *Laser & Optoelectronics Progress*, 2025, 62(7): 253-263.
- [19] 孙晓峰, 宋巍, 梁静静, 等. 激光增材制造高温合金材料与工艺研究进展[J]. *金属学报*, 2021, 57(11): 1471-1483.
SUN X F, SONG W, LIANG J J, et al. Research and development in materials and processes of superalloy fabricated by laser additive manufacturing[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2021, 57(11): 1471-1483.
- [20] 庞铭, 郎甜甜. 基于多约束条件下激光增材镍基高温合金层的组织和性能[J]. *材料热处理学报*, 2020, 41(11): 135-142.
PANG M, LANG T T, Microstructure and properties of nickel-based superalloy layer prepared by laser additive based on multiple constraints[J]. *Transactions of Materials and Heat Treatment*, 2020, 41(11): 135-142.
- [21] TANG J, WRÓBEL R, SCHEEL P, et al. The role of process parameters and printing position on meltpool variations in LPBF Hastelloy X: insights into laser-plume interaction[J]. *Additive Manufacturing Letters*, 2024; 9: 100203.
- [22] LYRIO M S, OLIVERIRA H R, SANDIM M J M, et al. Effect of the scanning strategy on texture of grain-oriented electrical steel (Fe-4wt%Si) processed via laser powder-bed fusion and subsequent thermomechanical processing[J]. *Materials Characterization*, 2025, 221: 114789.
- [23] YAN ZW, TROFIMOV V, SONG CH, et al. Microstructure and mechanical properties of GH5188 superalloy additively manufactured via ultrasonic-assisted laser powder bed fusion[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2023, 939: 168771.
- [24] JIA D, LU W L, TAN Z, et al. Effect of boron addition on the microstructure and mechanical property of cobalt-based haynes 188 alloy[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2025, 35: 4578-4586.
- [25] 孙逸铭. GH3536 合金激光粉末床熔融制备工艺及组织性能调控[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2024.
SUN Y M. Process and microstructure and property control of GH3536 alloy fabricated by laser powder bed fusion[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2024.

收稿日期: 2025-04-22; 录用日期: 2025-06-23

基金项目: 辽宁省科技重大专项(2024JH1/11700038); 国家重点研发计划(2023YFB3712003); 中国科学院青年创新促进会项目(2020198)

通讯作者: 李金国(1975—), 男, 博士, 研究员, 研究方向为增材制造高温合金材料的设计与制备工艺, 联系地址: 辽宁省沈阳市沈河区文化路 72 号中国科学院金属研究所高温结构材料研究部(110016), E-mail: jgli@imr.ac.cn

(本文责编: 王俊丽)