

基于响应面法的 GH3536 合金激光粉末床熔融技术工艺参数优化

赵翔宇^{1, 2}, 周林², 陈瑞志^{1, 2}, 吴迪², 梁静静², 刘丽荣¹, 周亦甯², 李金国²

(1. 沈阳工业大学材料科学与工程学院, 辽宁沈阳 110870; 2. 中国科学院金属研究所, 辽宁沈阳 110016)

摘要: 以GH3536合金为研究对象, 采用响应面中心复合设计法优化激光粉末床熔融成形工艺参数, 建立了增材工艺参数与合金孔隙率的函数关系。结果表明, 扫描速率对GH3536合金的孔隙率影响更为显著。通过响应面优化试验, 确定了激光粉末床熔融技术制备GH3536合金的最佳参数组合: 激光功率210 W, 扫描速率1 000 mm/s, 搭接率40%。该工艺条件下GH3536合金的孔隙率(0.026%)与预测值基本吻合, 证实了响应面优化试验的准确性。测试该工艺参数下合金的力学性能, 抗拉强度为844 MPa, 屈服强度为640 MPa, 断后伸长率为29.5%, 表现出良好的拉伸性能, 归因于合金中低孔隙率和细小晶粒的共同作用。

关键词: 激光粉末床熔融; GH3536合金; 响应面法; 拉伸性能; 孔隙率

镍基高温合金因其优异的高温力学性能、抗腐蚀性和抗氧化性能, 在航空航天和能源动力等领域具有重要地位^[1]。然而, 传统制造方法在复杂形状构件的制备上存在诸多局限^[2]。激光粉末床熔融(Laser powder bed fusion, LPBF)技术作为一种先进的增材制造技术, 能够克服传统工艺的不足, 为复杂结构零部件的制造提供了新途径^[3]。然而, LPBF成形过程涉及多个工艺参数, 如光束功率和扫描速度等, 这些参数的调控对成形质量至关重要^[4]。故需要协同调控多个工艺参数组合, 由此控制成形过程中的能量输入, 以保证制造合金的成形性。

未熔合缺陷和孔隙是增材制造(Additive manufacturing, AM)过程中最常见的缺陷, 会降低合金的成形质量, 并在服役过程中成为裂纹源^[5-6]。Houichi等发现, 过高的扫描速率会导致能量输入不足, 出现未熔合缺陷; 而扫描速率过低则会使粉末熔体气化, 形成气孔缺陷^[7]。Chen等则发现, 在高激光功率和低扫描速度的工艺组合下, 熔池凝固速度较慢, 液态金属铺展性较好, 不规则孔隙减少^[8]。Qian等发现, 67°的扫描旋转方向可减少局部能量集中, 降低孔隙率^[9]。Zhai等发现, 棋盘格扫描策略产生的缺陷更小、更少, 有助于获得卓越的抗拉强度并降低合金的各向异性^[10]。由上可见, 国内外研究关于工艺参数对镍基高温合金成形性影响的认知并未完全统一。

响应面法(Response Surface Methodology, RSM)作为一种强大的统计优化工具, 近年来在多个领域展现出显著优势。最新研究表明, RSM通过建立精确的数学模型, 能够有效捕捉复杂系统中的非线性响应关系和交互作用^[11]。基于增材过程中多工艺参数设计的多样性和复杂性, 结合响应面法进行优化可大大缩减工作量, 并得到打印参数与合金组织性能之间的对应关系。在选择性激光熔融(SLM)工艺优化中, Li等应用Box-Behnken设计结合RSM, 仅用29组试验就确定了激光功率、扫描速度和铺粉厚度等关键参数的最佳组合, 使成形件致密度达到99.2%, 较传统试错法效率提升60%^[12]。温红宁等在FGH4113A镍基粉末高温合金涡轮盘的锻造工艺中, 通过响应面法建立了工艺参数与微观组织之间的关系模型, 坯料温度和应变速率对晶粒尺寸的影响最为显著^[13]。利用该模型获得的优化工艺参数能够显著细化晶粒尺

作者简介:

赵翔宇(1999-), 男, 硕士生, 主要研究方向为Y元素对增材制造GH3536合金组织和性能的影响。

E-mail: 1959956233@qq.com

通信作者:

李金国, 男, 研究员。

E-mail: jgli@imr.ac.cn

中图分类号: TG132.3⁺2

文献标识码: A

文章编号: 1001-4977(2025)

07-0924-08

基金项目:

国家重点研发计划项目(No.2023YFB4603301)。

收稿日期:

2025-03-03 收到初稿,

2025-04-21 收到修订稿。

寸并提高组织均匀性。王双见等在Laves相NbCr₂/Nb两相合金的热变形行为研究中,基于响应面法明确了变形温度和应变速率是影响合金塑性变形能力的关键因素,由此确定了最佳变形工艺参数窗口^[14]。

本文以固溶强化型高温合金GH3536为研究对象,采用响应面中心复合设计法(Central composite design, CCD)对LPBF工艺进行参数优化设计。通过建立多元二次回归方程模型,以探索工艺参数与合金孔隙率之间的函数关系,明确激光增材制造工艺参数对GH3536高温合金成形性的影响规律。最后,利用响应面法获得的最优工艺参数制备GH3536高温合金,表征其微观结构和力学性能,并验证模型的精确度,为增材制造镍基高温合金的工艺设计提供参考。

1 试验材料及方法

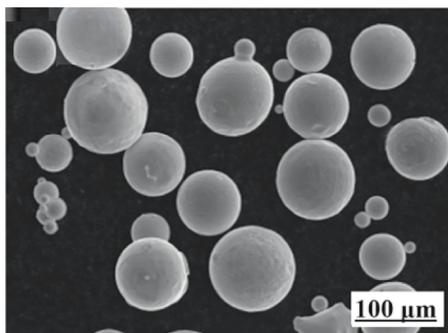
本研究中GH3536合金粉末采用真空气雾化法制备,合金成分如表1所示。粉末形貌及粒径分布如

表1 GH3536镍基高温合金的化学成分
Tab. 1 Chemical composition of the GH3536 nickel-based superalloy

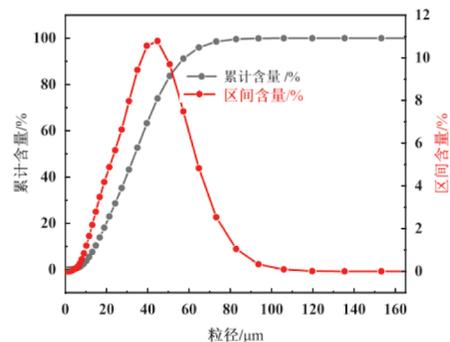
						$w_B / \%$
Cr	Fe	Co	W	Mo	C	Ni
21.49	18.6	1.64	0.60	9.07	0.074	余量

图1所示,粉末球形度良好,达86.6%,流动性较好(14.8 s/50 g),有利于其LPBF过程中粉末的均匀铺展。选择粒径为15~53 μm 的金属粉末进行研究。采用易加三维EP-M150设备进行合金样品的制备,其中,组织表征样品尺寸为10 mm × 10 mm × 10 mm,力学性能测试样品尺寸为20 mm × 20 mm × 50 mm,具体工艺参数如表2所示。

LPBF制备的合金样品,经线切割、砂纸打磨和机械抛光后,采用光学显微镜(OM)对沉积样品的成形性进行观察,并结合Image pro-plus软件统计孔隙率。随后,利用Design-Expert软件的中心复合设计进行响



(a) SEM形貌



(b) 粒径分布

图1 GH3536高温合金粉末形貌和粒径分布

Fig. 1 Morphology and particle size distribution of GH3536 superalloy powder

表2 光粉末床熔融技术制备GH3536合金的工艺参数
Tab. 2 Process parameters for the preparation of GH3536 alloy by laser powder bed fusion technology

激光功率/W	扫描速率/(mm · s ⁻¹)	铺粉层厚/mm	扫描间距/mm	旋转角度/(°)	基板预热/°C
180~270	850~1 050	0.03	0.1	67	80

应面研究。对于组织样品,选择配比为HCl(100 mL)+CuCl₂(50 g)+C₂H₅OH(100 mL)的腐蚀剂进行化学腐蚀,并利用Thermo scientific Apreo 2C型扫描电子显微镜(FE-SEM)观察显微组织形貌。通过XX设备测试制备合金的显微硬度。采用E45.105通用试验机进行拉伸性能测试,拉伸样品加工尺寸如图2所示。最后,利用SEM对拉伸断口进行观察以分析合金的断裂方式。

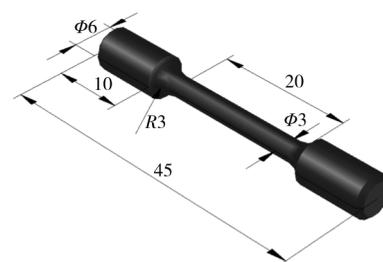


图2 拉伸样品尺寸示意图

Fig. 2 Schematic diagram of tensile specimen size

2 试验结果与分析

2.1 工艺参数对表面成形性的影响

图3为不同LPBF工艺参数制备GH3536合金样品的宏观形貌图。保持激光功率不变,当扫描速率从850 mm/s增加到1 050 mm/s时,合金样品内部缺陷呈现先减少再增加的趋势。分析得知,在高扫描速率下的凝固过程中,熔池的剧烈波动会产生气泡,同时,匙孔效应也会将气体卷入熔池中。在这种情况下,由于液态金属的体积收缩,导致气泡无法及时溢出,凝固结束后形成气孔缺陷残留在样品中。当扫描速率较高

时(1 050 mm/s),此时熔池的凝固速度增大,导致液态金属铺展性较差,熔体来不及填充间隙,造成合金孔隙率的增大。由此得知,可以通过调整扫描速率来控制凝固速率,从而调整孔隙率的高低和孔隙尺寸的大小。另外,当扫描速率保持不变时,随着激光功率从180 W提高到270 W时,合金内部孔隙缺陷先减少后增加。在低的激光功率下,熔池中能量输入过低,粉末未能完全熔化,因而形成了未熔合缺陷。而高的激光功率则会加剧熔池的冶金反应,导致金属粉末飞溅剧烈。可见,上述的未熔合、气孔缺陷和粉末飞溅均会对LPBF成形过程中合金的成形质量产生不利影响,需要通过工艺参数的精细设计进行严格控制。

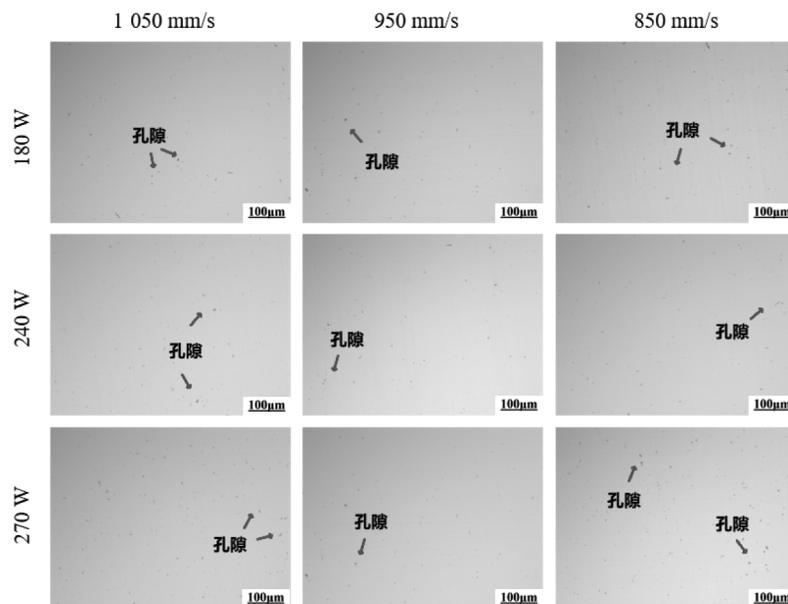


图3 LPBF制备GH3536合金的光学显微组织照片

Fig. 3 The optical microstructure photograph of GH3536 alloy prepared by LPBF

2.2 响应面法优化复合参数正交试验

基于图3中工艺参数对GH3536合金成形质量的影响,以激光功率和扫描速率为双变量,采用中心复合设计的响应面法对双变量进行优化,共设计13次试验,试验所需的双变量参数采用随机顺序进行选择。试验因素和响应设计因素水平表如表3所示。根据表3得到了LPBF工艺下双变量参数的响应数据和详细试验设计参数,如表4所示。基于表4的试验数据,利用最

表3 响应面试验因素

Tab. 3 Response surface experimental factors

参数种类	因变量	最低	最高
激光功率/W	X1	180	270
扫描速率/(mm·s ⁻¹)	X2	850	1 050

表4 响应数据与试验设计参数

Tab. 4 Response data and experimental design parameters

序号	变量1-激光功率/W	变量2-扫描速率/(mm·s ⁻¹)	孔隙率/%
1	240	1 050	0.041
2	210	900	0.052
3	240	900	0.057
4	270	1 000	0.032
5	180	1 000	0.033
6	180	950	0.036
7	270	1 050	0.054
8	270	900	0.062
9	210	850	0.055
10	180	1 050	0.055
11	180	850	0.056
12	270	850	0.053
13	240	1 000	0.028

小二乘法^[15]建立了激光功率、扫描速率与GH3536高温合金孔隙率之间的数学模型，并进行了人工优化，优化后的方程如式(1)所示，方程式中，线性项 $0.002\ 18X_1$ 为正说明激光功率的增加会使孔隙率有微弱的上升趋势。 $-0.037\ 54X_2$ 表示扫描速率增加时，孔隙率会显著降低。二次项表示激光功率和扫描速率对孔隙率的非线性影响，随着激光功率或扫描速率的增加，孔隙率的变化并不是简单的直线关系，而是先减少后增加或先增加后减少。呈现“抛物线”形状的变化。

$$Y_{\text{Porosity}}=0.036\ 57+0.002\ 18X_1-0.037\ 54X_2-0.000\ 844X_1X_2+0.005\ 46X_1^2+0.012\ 12X_2^2+0.005\ 57X_1^2X_2^2-0.005\ 16X_1X_2^2+0.001\ 68X_1^3+0.031\ 59X_2^3 \quad (1)$$

表5为基于响应面法优化的LPBF制备GH3536合金样品中孔隙率的简化二次模型方差分析。较大的 F 值和小的 P 值代表相关系数的显著性。通过对表5中方差结果进行分析可知，模型的 F 值为10.386 1， P 值为0.039 8， $\text{Prob}>F$ 值小于0.05，表明模型能够显著地解释孔隙率的变化。 X_2 、 X_2^2 和 X_2^3 都呈现出较大的 F 值和小的 P 值，由此表明了扫描速率对合金孔隙率的影响显著。 R^2 值为0.968 9，表明模型能够解释96.89%的孔隙率变化，模型的拟合度高。此外， $\text{CV}\%$ （变异系数）为8.57%，小于10%并且adequate precision（适当精度） >4 ，说明本试验不仅具有高的可信度和准确度^[16-17]，且有效信号和噪声的比值是合理的。由此得知，本试验中得到的回归方程符合原则，是合理相关且有效的。

表5 孔隙率的二次方程模型方差分析
Tab. 5 ANOVA for the reduced quadratic model of porosity

方差来源	平方和	自由度	均方差	F 值	P -值	$\text{Prob}>F$
模型	0.001 5	9	0.000 2	10.3861	0.039 8	
X_1	1.281 3	1	1.281 3	0.078 12	0.798 0	
X_2	0.000 9	1	0.000 9	54.324 76	0.005 0	
X_1X_2	3.358 9	1	3.358 9	0.204 79	0.681 6	
X_1^2	6.282 3	1	6.282 3	3.830 39	0.145 3	
X_2^2	0.000 3	1	0.000 3	17.098 8	0.025 7	
$X_1^2X_2$	3.372 2	1	3.372 2	2.056 1	0.247 1	
$X_1X_2^2$	3.548 3	1	3.548 3	2.163 5	0.237 6	
X_1^3	7.838 8	1	7.838 8	0.047 7	0.840 9	
X_2^3	0.000 5	1	0.000 5	29.562 7	0.012 2	
残差	4.920 3	3	1.640 1			
总误差	0.001 6	12				

注： $R^2=0.968\ 9$ ， $\text{CV}\%=8.57\%$ ，adequate precision=9.746 6

综合上述分析，绘制了激光功率和扫描速率对LPBF制备GH3536合金中孔隙率影响的3D响应面图，

如图4所示。从图4可知，在激光功率（190~240 W）和较高的扫描速率（940~1 030 mm/s）下，合金样品具有较低的孔隙率，说明在该工艺下制备的GH3536高温合金样品具有良好的成形性。根据试验研究的响应结果，即最低孔隙率预测值为0.025%，获得了最佳试验方案：激光功率210 W和扫描功率1 000 mm/s。

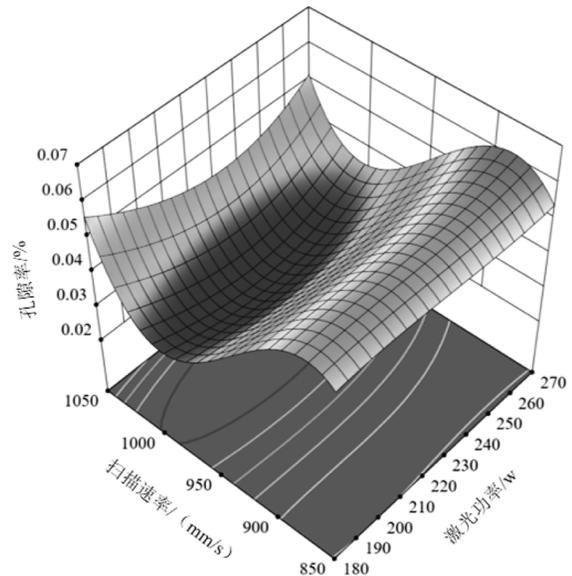


图4 激光功率和扫描速率对GH3536合金中孔隙率交互作用的三维响应面图

Fig. 4 3D response surface diagram of the interaction between laser power and scanning rate on the porosity of GH3536 alloy

2.3 工艺参数对微观组织的影响

图5为LPBF制备GH3536合金样品在不同工艺参数下熔池尺寸变化图。固定扫描速率为1 000 mm/s，合金样品在不同激光功率下的熔池尺寸如图5(a)所示，发现提高激光功率可以增加熔池的深度和宽度。然而，激光功率的进一步提高不利于合金的成形性，容易因能量输入太高导致熔池中剧烈的冶金反应，形成更多的孔隙缺陷。对于恒定的激光功率（180 W），LPBF制备GH3536合金在不同扫描速率下的熔池尺寸如图5(b)，扫描速率的降低导致熔池宽度和深度的增大。这归因于降低扫描速率使得激光与金属粉末的作用时间变长，粉末能够吸收更多的能量，从而使熔融区域增大。此外，较低的扫描速率会使熔池的最高温度升高，进一步促进粉末的熔融，有利于熔池尺寸变大。然而，当熔池过大时，可能会导致层间搭接不良，最终在熔池底部形成孔隙。结合图5插图的熔池形貌，发现沿构建方向（XOZ）的熔池呈“鱼鳞状”堆积，这是典型的LPBF熔池形态^[18]。此外，观察图5中激光功率210 W和扫描速率1 000 mm/s的插图，图5(a)

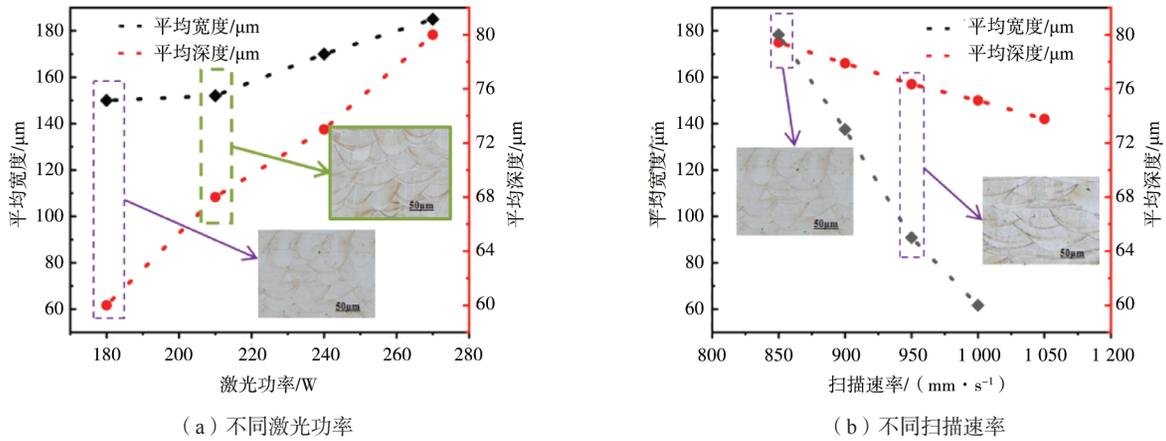


图5 不同工艺参数GH3536合金的熔池尺寸变化图

Fig. 5 Diagram of melt pool size variation of GH3536 superalloy under different process parameters

绿色实框，经统计，该参数下合金样品的孔隙率为0.026%。该试验结果与基于图4中最优方案的孔隙率预测值基本吻合，证实了响应面优化设计的可行性和二次方程模型的准确性。

图6为最佳工艺参数（激光功率210 W和扫描速率1 000 mm/s）下LPBF制备的GH3536合金SEM形貌照片。从图中可以看出，合金沿构建方向表现出典型的亚晶粒微观结构，由细小的柱状亚晶和胞状亚晶组

成。经统计，柱状亚晶的平均尺寸为 $0.51 \mu\text{m}$ ，胞状亚晶的平均尺寸为 $0.58 \mu\text{m}$ 。柱状晶的方向生长是由高斯热源的正态分布及其在熔池边界^[5]处的波动能量引起的。由于单个熔池中心的能量输入高，使得柱状亚晶的生长方向主要指向熔池中心。与锻造等传统制造方法产生的微观结构不同，亚晶粒结构是由位错单元形成的。熔池边界的存在并不阻碍晶粒的生长，柱状亚晶将穿过熔池边界进行外延生长^[19-20]。

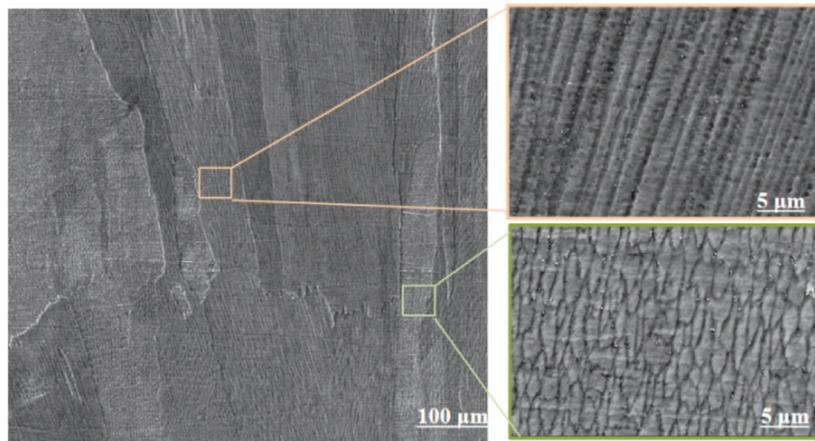


图6 LPBF制备GH3536合金沿构建方向的SEM图

Fig. 6 SEM maps of LPBF GH3536 superalloy along building direction

对不同扫描速率下的GH3536合金样品进行EBSD表征，如图7所示。可见，合金中大多数晶粒在构建方向上呈现沿 $\langle 001 \rangle$ 方向的晶体取向，这归因于晶粒的外延生长。在LPBF成形过程中，晶粒优先沿着 $\langle 001 \rangle$ 的晶体取向生长，这与温度梯度相一致。此外，随着扫描速率的增加，合金中大角度晶界比例从39.9%增加至46.6%，晶粒尺寸从 $32.05 \mu\text{m}$ 降低至 $25.6 \mu\text{m}$ 。结合不同扫描速率下合金的反极图，表明晶粒取向差异随扫描速率增大而逐渐增大。

2.4 力学性能

2.4.1 显微硬度

图8为扫描速率和激光功率对GH3536合金显微硬度的影响。结果表明，GH3536合金的显微硬度主要受扫描速率的影响较大，而对激光功率的敏感性较低。分析得知，较低的扫描速率会使熔池停留时间过长，导致热量积累过多，可能引发孔洞或裂纹，进而降低了合金的硬度。较高的扫描速率有助于减少热量积累，提高冷却速度，从而细化晶粒，增强硬度。但过

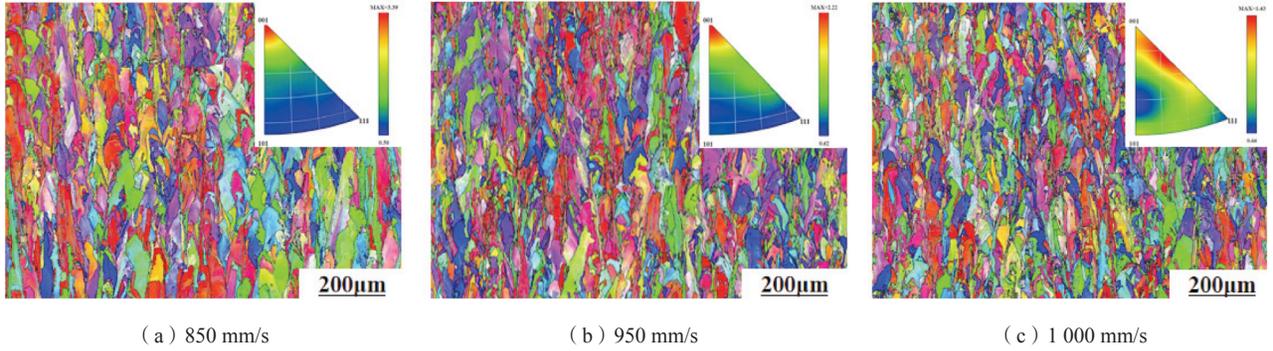


图7 LPBF制备GH3536合金沿构建方向的IPF图
Fig. 7 IPF maps of LPBF GH3536 superalloy along building direction

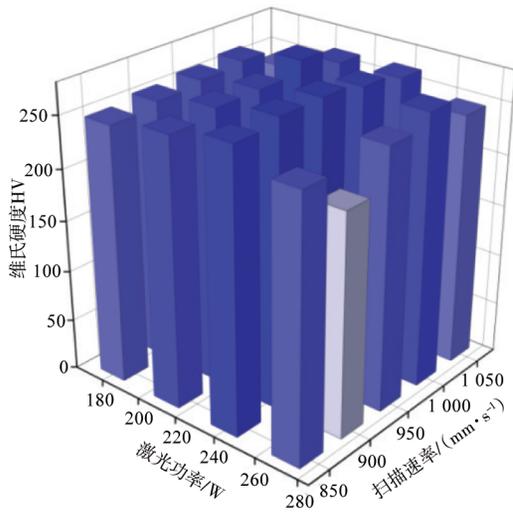
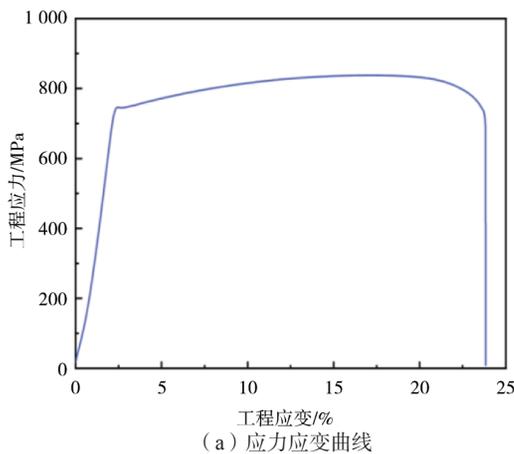
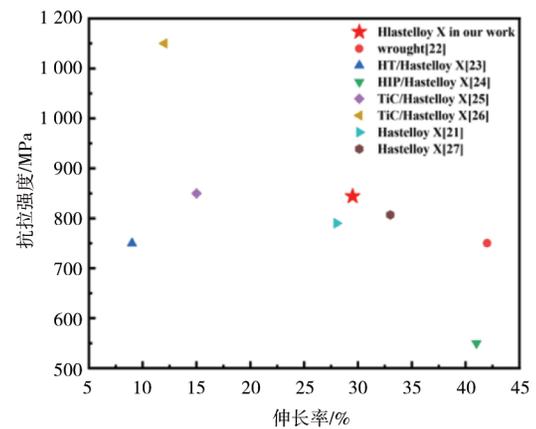


图8 不同工艺参数下GH3536合金的平均显微硬度
Fig. 8 The average microhardness of GH3536 superalloy under different processing parameters

高的扫描速率可能导致粉末熔化不充分，形成未熔合缺陷。由图8可知，当激光功率为210 W，扫描速度为1 000 mm/s时，合金的平均显微硬度值达到最大，为HV 278.5。



(a) 应力应变曲线



(b) 文献中与本研究的力学性能比较

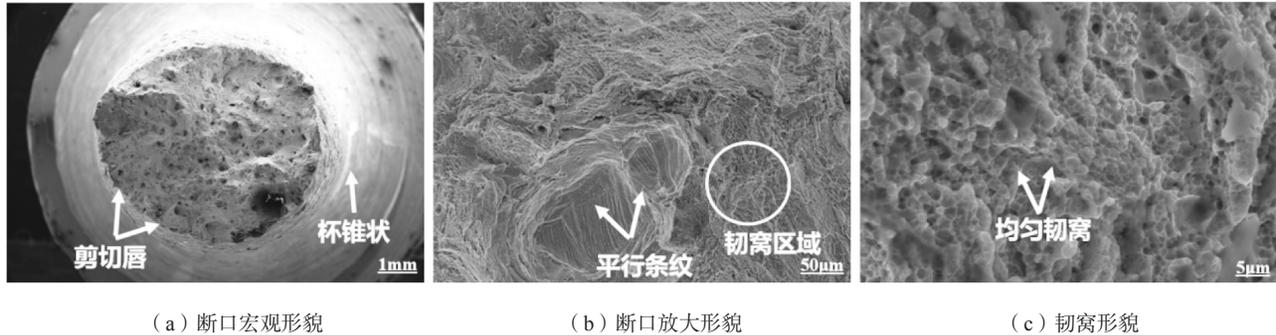
图9 LPBF制备GH3536合金的应力-应变曲线及国内外性能对比

Fig. 9 Stress-strain curve of GH3536 alloy fabricated by LPBF and performance comparison of domestic and foreign

2.4.2 拉伸性能

为了验证图4中响应面法得出的最佳工艺参数，对该参数下制备的GH3536合金进行室温单轴拉伸试验。GH3536合金的拉伸曲线如图9 (a) 所示，抗拉强度为844 MPa，屈服强度为640 MPa，伸长率为29.5%。与锻造合金相比，本研究中LPBF合金样品表现出更高的强度。这是由于激光成形过程中快速熔化/凝固导致的极高冷却速率，因而获得了高的位错密度，从而提高了合金的强度^[21]。将本研究的抗拉强度-伸长率与其他研究进行比较，如图9 (b) 所示，呈现了良好的强度和延展性匹配。

图10显示了GH3536合金的断口形貌，图10 (a) 中宏观断口呈现明显的颈缩现象，变形严重，表明样品的断裂模式为韧性断裂。从图10 (b) 可以看出断口主要表现为两种微观形貌：出现了许多微坑，坑中存在大面积平行条纹，这些平行的纹理通常是由位错滑移造成的。在韧性断裂过程中，材料内部会发生显著的塑性变形，位错滑移形成了与晶体方向平行的微观纹理^[23]。这些纹理反映了位错在晶体中的移动方向，它们常出现在韧性断裂过程中。此外，合金断口形貌中也存在尺寸均匀，分布集中的等轴韧窝，且尺寸均



(a) 断口宏观形貌

(b) 断口放大形貌

(c) 韧窝形貌

图10 LPBF制备GH3536合金的拉伸断口形貌

Fig. 10 Tensile fracture morphology of GH3536 alloy prepared by LPBF

较细小。对该韧窝区域进行放大观察，如图10(c)所示，发现该区域完全由均匀密集的等轴韧窝组成，表明合金具有良好的延展性。

3 结论

(1) 基于响应面法建立了LPBF制备GH3536合金中激光功率和扫描速率与孔隙率之间的数学模型，得到最佳工艺方案：激光功率210 W，扫描速率1 000 mm/s，

合金的孔隙率最低，为0.026%。

(2) LPBF制备GH3536合金的显微结构表现出典型的亚晶粒结构，由细小的柱状亚晶和胞状亚晶组成。随着扫描速率的增加，合金晶粒尺寸从32.05 μm 细化至25.6 μm 。

(3) 采用最佳工艺参数制备的GH3536合金呈现出良好的力学性能，合金硬度为HV 278.5，抗拉强度为844 MPa，屈服强度为640 MPa，伸长率为29.5%。

参考文献:

- [1] 吴宇, 陈冰清, 刘伟, 等. 增材制造镍基高温合金在航空发动机与燃气轮机中的研究应用进展 [J]. 航空材料学报, 2024, 44 (1): 31-45.
- [2] 陈爽, 杨彦红, 郭志强, 等. 热等静压对一种激光增材制造镍基高温合金组织与性能的影响 [J]. 铸造, 2024, 73 (7): 908-914.
- [3] ZHENG K, ZHENG J, HE Z, et al. Fundamentals, processes and equipment for hot medium pressure forming of light material tubular components [J]. International Journal of Lightweight Materials and Manufacture, 2020, 3 (1): 1-19.
- [4] LIU T, LIU B, CHENG J, et al. Role of processing parameters on relative density, microstructure and mechanical properties of selective laser melted titanium alloy [J]. China Foundry, 2024, 21 (6): 676-684.
- [5] DU C, ZHAO Y, XU Z, et al. Influence of in situ laser polishing on pore defects and mechanical properties of IN718 alloy fabricated by selective laser melting [J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2024: 1-16.
- [6] CAI Y, LU T, MA G, et al. Effects of geometrical characteristics on defect distributions in alloy components produced by selective laser melting [J]. China Foundry, 2021, 18 (4): 369-378.
- [7] HOUICHI K, MASAKAZU T, MASAHIRO K, et al. Effect of plastic strain on the solidification cracking of Hastelloy-X in the selective laser melting process [J]. Additive Manufacturing, 2021, 37: 101742.
- [8] CHEN N, ZHENG D, NIU P, et al. Laser powder bed fusion of GH3536 nickel-based superalloys: processing parameters, microstructure and mechanical properties [J]. Materials Characterization, 2023, 202: 113018.
- [9] QIAN B, FAN H, ZHANG J, et al. Study on laser powder bed fusion of nickel-base alloy of G-surface structure: scanning strategy, properties and compression properties [J]. Scientific Reports, 2021, 11 (1): 6947.
- [10] ZHAI H, JIANG W, WU H, et al. The effect of scanning strategies on the defect distribution and mechanical properties of additive manufactured 316L stainless steel components [J]. Materials Letters, 2025, 379: 137703.
- [11] HAO T, HUANG J, HE X, et al. A machine learning-enhanced design optimizer for urban cooling [J]. Indoor and Built Environment, 2023, 32 (2): 355-374.
- [12] LI Z, KUCUKKOC I, ZHANG Z D, et al. Optimising the process parameters of selective laser melting for the fabrication of Ti6Al4V alloy [J]. Rapid Prototyping Journal, 2018, 24 (1): 150-159.
- [13] 温红宁, 金俊松, 章一丁, 等. 基于响应面法的FGH4113A高温合金涡轮盘锻造工艺参数优化 [J]. 稀有金属材料与工程, 2024, 53 (9): 2633-2641.
- [14] 王双见, 鲁世强, 王克鲁, 等. Laves相NbCr₂/Nb两相合金的热变形行为及基于响应面法的变形工艺参数优化 [J]. 稀有金属材料与工程, 2024, 53 (8): 2301-2313.

- [15] ZHANG P, BREITKOPF P, KNOPF Lenoir C, et al. Diffuse response surface model based on moving Latin hypercube patterns for reliability-based design optimization of ultrahigh strength steel NC milling parameters [J]. *Structural and Multidisciplinary Optimization*, 2011, 44: 613–628.
- [16] ISLAM Shishir M R, TAIP F S, AZIZ N A, et al. Optimization of spray drying parameters for pink guava powder using RSM [J]. *Food Science and Biotechnology*, 2016, 25: 461–468.
- [17] KORBAHTI B K, RAUF M A. Response surface methodology (RSM) analysis of photoinduced decoloration of toluidine blue [J]. *Chemical Engineering Journal*, 2008, 136 (1): 25–30.
- [18] 蒋梦蕾, 代斌斌, 陈亮, 等. 选区激光熔化成形尺寸对304L不锈钢点蚀性能的影响 [J]. *材料研究学报*, 2023, 37 (5): 353–361.
- [19] KARAPUZHA A S, FRASER D, SCHLIEPHAKE D, et al. Microstructure, mechanical behaviour and strengthening mechanisms in Hastelloy X manufactured by electron beam and laser beam powder bed fusion [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2021, 862: 158034.
- [20] 齐士杰, 熊林, 陈明远, 等. 激光粉末床熔融TC4钛合金熔道形貌及气孔形成机理研究 [J]. *中国激光*, 2023, 50 (12): 236–244.
- [21] TOMUS D, TIAN Y, ROMETSCH P A, et al. Influence of post heat treatments on anisotropy of mechanical behaviour and microstructure of Hastelloy-X parts produced by selective laser melting [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2016, 667: 42–53.
- [22] HAN Q, MERTENS R, MONTERO-SISTIAGA M L, et al. Laser powder bed fusion of Hastelloy X: Effects of hot isostatic pressing and the hot cracking mechanism [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2018, 732: 228–239.
- [23] HAN Q, GU Y, HUANG J, et al. Selective laser melting of Hastelloy X nanocomposite: effects of TiC reinforcement on crack elimination and strength improvement [J]. *Composites Part B: Engineering*, 2020, 202: 108442.
- [24] HAN Q, GU Y, SETCHI R, et al. Additive manufacturing of high-strength crack-free Ni-based Hastelloy X superalloy [J]. *Additive Manufacturing*, 2019, 30: 100919.
- [25] SANCHEZ-MATA O, WANG X, MUNIZ-LERMA J A, et al. Dependence of mechanical properties on crystallographic orientation in nickel-based superalloy Hastelloy X fabricated by laser powder bed fusion [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2021, 865: 158868.
- [26] LIU L, DING Q, ZHONG Y, et al. Dislocation network in additive manufactured steel breaks strength–ductility trade-off [J]. *Materials Today*, 2018, 21 (4): 354–361.
- [27] WANG X, KUROSAWA K, HUANG M, et al. Control of precipitation behaviour of Hastelloy-X through grain boundary engineering [J]. *Materials Science and Technology*, 2017, 33 (17): 2078–2085.

Optimization of Laser Powder Bed Fusion Process Parameters for GH3536 Alloy Based on Response Surface Methodology

ZHAO Xiang-yu^{1,2}, ZHOU Lin², CHEN Rui-zhi^{1,2}, WU Di², LIANG Jing-jing², Liu Li-rong¹, ZHOU Yi-zhou², LI Jin-guo²

(1. School of Materials Science and Engineering, Shenyang University of Technology, Shenyang 110870, Liaoning, China; 2. Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, Liaoning, China)

Abstract:

The present study focused on GH3536 alloy, employing the response surface central composite design method to optimize the process parameters of laser powder bed fusion (LPBF) and establish a functional relationship between the additive manufacturing process parameters and the porosity of the alloy. The results indicated that the scanning rate had a more significant effect on the porosity of GH3536 alloy than other parameters. Through response surface optimization experiments, the optimal parameter combination for LPBF of GH3536 alloy was determined to be a laser power of 210 W, a scanning rate of 1 000 mm/s, and a hatch overlap rate of 40%. Under these conditions, the porosity of GH3536 alloy was measured at 0.026%, which was in good agreement with the predicted value, thereby validating the accuracy of the response surface optimization approach. The mechanical properties of the alloy under these optimized parameters were evaluated, revealing a tensile strength of 844 MPa, a yield strength of 640 MPa, and a fracture elongation of 29.5%. The excellent tensile properties of the alloy can be attributed to the synergistic effects of low porosity and fine-grained microstructure.

Key words:

laser powder bed fusion process; GH3536 alloy; response surface methodology; tensile properties; porosity