

DOI: 10.7512/j.issn.1001-2303.2026.07.14

激光粉末床熔融 Inconel 625 镍基合金成形工艺与性能研究

段绪星^{1,2,3}, 陈青^{1,2,3}, 刘怡^{1,2}, 卢东^{1,2}, 韩杰⁴, 邱新媛^{1,2,3},
林益文^{1,2}, 谢楚齐^{1,2}

1. 中国核动力研究设计院, 四川 成都 610213
2. 核能增材制造四川省重点实验室, 四川 成都 610213
3. 西安交通大学 能源与动力工程学院, 陕西 西安 710049
4. 三门核电有限公司, 浙江 台州 318000

摘要: 激光粉末床熔融(LPBF)工艺适用于各类精密、复杂结构成形,在核能增材制造领域也越来越受到关注。Inconel 625 作为一种高温性能优异的镍基合金材料,在核用换热设备中具有重要的应用前景。本文针对 Inconel 625 镍基合金材料开展了 LPBF 成形工艺研究,以激光功率(250~500 W)和扫描速度(800~1 200 mm/s)为变量设计 30 组工艺参数,通过阿基米德排水法致密度测试与金相组织表征筛选最优工艺窗口。在此基础上,对沉积态试样开展 1 090~1 180 °C 固溶热处理(保温 1 h),系统表征热处理态试样的微观组织、室温拉伸性能、冲击性能及物理性能(线膨胀系数与导热系数)。结果表明:在激光功率 350 W、扫描速度 1 100 mm/s 条件下,试样相对致密度达 99.96%,平均晶粒尺寸为 76.5 μm ,组织均匀致密。经 1 120 °C 固溶处理后,X、Y、Z 三个方向试样的室温抗拉强度均大于 885 MPa,屈服强度大于 543 MPa,断后伸长率大于 39.3%。水平向(X、Y)和垂直向(Z)向的冲击吸收功存在显著差异;当固溶处理温度超过 1 120 °C,合金的屈服强度显著下降,但各向异性有明显改善。在 250~350 °C 区间内,材料的瞬时线膨胀系数约为 $14 \times 10^{-6}/\text{K}$,导热系数随温度升高逐渐增大,二者与锻态 Inconel 625 差异较小。该研究成果能够为核用换热设备制造和性能评估提供有效支撑。

关键词: 激光粉末床熔融(LPBF); Inconel 625 镍基合金; 工艺参数优化; 固溶处理; 力学性能

中图分类号: TG457.1 文献标识码: A 文章编号: 1001-2303(2026)07-0106-08

Laser Powder Bed Fusion Forming Process and Properties of Inconel 625 Nickel-Based Alloy

DUAN Xuxing^{1,2,3}, CHEN Qing^{1,2,3}, LIU Yi^{1,2}, LU Dong^{1,2}, HAN Jie⁴, QIU Xinyuan^{1,2,3},
LIN Yiwen^{1,2}, XIE Chuqi^{1,2}

1. Nuclear Power Institute of China, Chengdu 610213, China
2. Nuclear Power Additive Manufacturing Key Laboratory of Sichuan Province, Chengdu 610213, China
3. School of Energy and Power Engineering, Xi'an Jiaotong University, Xi'an 710049, China
4. Sanmen Nuclear Power Co., Ltd., Taizhou 318000, China

Abstract: A precision additive manufacturing method based on laser powder bed fusion (LPBF) is applicable to the forming of various precise and complex structures, and has attracted increasing attention in the field of nuclear energy additive manufacturing. Inconel 625, as a nickel-based alloy with excellent high-temperature properties, holds significant application prospects in nuclear heat exchange equipment. In this study, LPBF forming process parameters were investigated for Inconel 625 nickel-based alloy. Thirty sets of process parameters were designed with laser power (250-500 W) and scanning speed (800-1,200 mm/s) as variables, and the optimal process window was screened through Archimedes density measurements and me-

收稿日期: 2026-04-08 修回日期: 2026-06-15

基金项目: 中核集团基础研究项目(CNNC-JCYJ-202304)

作者简介: 段绪星(1995—)男,硕士,助理研究员,主要从事核能增材制造技术研究与应用。E-mail: xxing_duan@163.com。

tallographic characterization. Subsequently, solution heat treatments at 1,090 – 1,180 °C (held for 1 h) were performed on the as-deposited specimens, and the microstructure, room-temperature tensile properties, impact properties, and physical properties (coefficient of thermal expansion and thermal conductivity) of the heat-treated specimens were systematically characterized. The results show that at a laser power of 350 W and a scanning speed of 1,100 mm/s, the relative density of the specimens reaches 99.96% with an average grain size of 76.5 μm , exhibiting a uniform and dense microstructure. After solution treatment at 1,120 °C, the room-temperature ultimate tensile strength of specimens in the X, Y, and Z directions all exceed 885 MPa, the yield strength exceeds 543 MPa, and the elongation after fracture exceeds 39.3%. The impact absorbed energy differs significantly among the three directions. When the solution treatment temperature exceeds 1,120 °C, the yield strength of the alloy decreases notably, while the anisotropy is markedly improved. In the temperature range of 250–350 °C, the instantaneous coefficient of thermal expansion is approximately $14 \times 10^{-6}/\text{K}$, and the thermal conductivity gradually increases with rising temperature; both values show minor differences from those of wrought Inconel 625. The research findings can provide effective support for the manufacturing and performance evaluation of nuclear heat exchange equipment.

Keywords: laser powder bed fusion (LPBF); Inconel 625 nickel-based alloy; process parameter optimization; solution treatment; mechanical properties

引用格式:段绪星,陈青,刘怡,等. 激光粉末床熔融 Inconel 625 镍基合金成形工艺与性能研究[J]. 电焊机,2026,56(7):106–113.

Citation: DUAN Xuxing, CHEN Qing, LIU Yi, et al. Laser Powder Bed Fusion Forming Process and Properties of Inconel 625 Nickel-Based Alloy [J]. Electric Welding Machine, 2026, 56(7): 106–113.

0 引言

Inconel 625 镍基合金是一种以 Mo、Nb 为主要强化元素的固溶强化型镍基合金,具有优异的高温力学性能和抗氧化性能,被广泛应用于各类核反应堆设备,如传热管、换热器、阀体等^[1–2]。Inconel 625 合金传统的加工方式包括铸造、锻造、轧制等,已在核工业领域有较为成熟的应用经验。伴随着先进核能技术的不断发展,反应堆系统对设备的小型紧凑、高性能、可靠性等多个指标提出了迫切的需求,传统的以减材加工为核心的制造方式难以满足现实需求,基于增材制造的镍基合金成形工艺受到了广泛的关注。

激光粉末床熔融(LPBF)是目前被广泛应用的增材制造工艺技术之一,以高能激光束为热源逐层选择性熔化金属粉末,能够实现精细复杂结构的成形,并具有良好的表面粗糙度和尺寸精度。其工作流程是:在充满保护气体的密封成形腔内,首先在基板上铺设一层金属粉末,随后根据三维模型的切片数据控制激光束,精确扫描当前层的轮廓与内部区域,使粉末瞬间熔化凝固形成实体,完成一层的成形后,基板下降一个层厚,重复进行铺粉、扫描和凝固的过程,直至零件整体成形^[3]。

针对 LPBF Inconel 625 的工艺参数筛选、缺陷

控制、微观组织演变及力学性能调控,国内外已开展大量系统性研究,形成了较为完善的工艺和性能研究体系。在工艺参数研究方面,陈秀娟^[4]证实当激光体能量密度在 $55 \sim 78 \text{ J} \cdot \text{mm}^{-3}$ 时,试样相对密度达 99.5% 以上;李磊^[5]研究表明,一定范围内 LPBF 成形 Inconel 625 块体的致密度和硬度随扫描速度、铺粉层厚和扫描间距的降低而提高,随激光功率的升高而提高,成形试样中主要为树枝晶和胞状亚晶组织;杜文祥^[6]借助高斯过程回归(GPR)机器学习模型确定了获得高致密度($\geq 99.5\%$)合金的激光能量密度需 $\geq 55 \text{ J} \cdot \text{mm}^{-3}$ 。在力学性能研究方面,现有研究结果表明在较优的工艺参数下直接成形态的抗拉强度和屈服强度均高于锻件验收标准,但断后伸长率整体偏低^[5]。Tian 等^[7]系统总结了 LPBF 成形 Inconel 625 合金的性能特征,指出当前打印态 Inconel 625 合金的断后伸长率普遍集中于 20%~40%,塑性短板成为限制其工程应用的关键问题;Marchese^[8]发现固溶热处理下能获得较高的伸长率(55%),时效处理能获得较高的抗拉强度(1 222 MPa)。

目前 LPBF 成形 Inconel 625 合金的相关研究较为全面,基本明确了常规工艺参数对合金组织结构与力学性能的影响规律,也可通过参数调控有效降低构件孔隙、未熔合等常见冶金缺陷。但现有研究得到的 LPBF 成形工艺窗口不统一,针对不同固溶

热处理工艺对微观组织及性能的研究相对零散,工艺-组织-性能的对应关系不够系统,且增材制造 Inconel 625 材料的物理性能测试数据较少,难以支撑增材 Inconel 625 材料的实际工程应用。

本文以 Inconel 625 镍基合金为研究对象,开展 LPBF 成形工艺参数优化及固溶热处理对组织和性能的影响研究,优选出适配性最优的打印工艺与热处理工艺参数,获取 LPBF Inconel 625 的力学及物理性能基础数据,以期为核心换热设备的增材制造与性能评估提供数据支撑。

1 试验与表征

1.1 制造设备与材料

目前激光粉末床熔融在工业应用中的主流设备为多激光器的中大型设备,本研究选择多激光-中型激光粉末床熔融打印机,设备的主要参数如表 1 所示。

表 1 中型 LPBF 金属 3D 打印机主要参数

Table 1 Main parameters of the medium-sized LPBF metal 3D printer

参数名称	数值
成形范围/mm	325×325×400
激光功率/W	500×2
光斑直径/ μm	80~90
扫描线速度/ $(\text{mm}\cdot\text{s}^{-1})$	600~4 000
基板预热温度/ $^{\circ}\text{C}$	200
送粉方式	自动上送粉,双向铺粉

试验原材料为 Inconel 625 镍基合金粉末,其 SEM 形貌如图 1 所示。Inconel 625 粉末的化学成分和特征参数分别如表 2、表 3 所示。

1.2 工艺试验及表征测试

选取激光功率和扫描速度为变量设计 30 组工

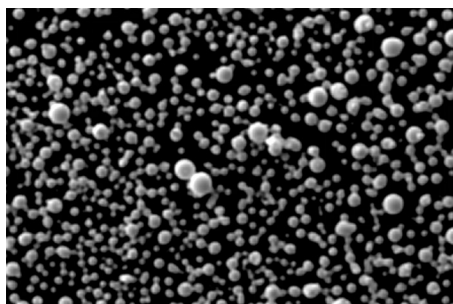


图 1 Inconel625 粉末的 SEM 表征结果

Fig. 1 SEM characterization of Inconel 625 powder

表 2 Inconel625 粉末化学成分(质量分数,%)

Table 2 Chemical composition of Inconel 625 powder (wt. %)

Ni	Fe	Mn	C	Si	Cr	Cu
61.35	3.05	≤ 0.005	0.06	0.091	21.68	0.01
Al	Ti	Nb+Ta	Mo	P	S	
0.38	0.31	3.78	9.21	≤ 0.005	≤ 0.002	

表 3 Inconel625 粉末特征参数

Table 3 Characteristic parameters of Inconel 625 powder

序号	粉末特征	数值
1		D10 19.097
2	粒径分布/ μm	D50 33.546
3		D90 57.083
4		松装密度 4.59
5	粉末密度/ $(\text{g}\cdot\text{cm}^{-3})$	振实密度 5.3
6	球形度	0.90
7	流动性/(s/50g)	13

艺参数,如表 4 所示。所有试样的层厚为 0.05 mm,扫描速度在 800~1 200 mm/s 间以 100 mm/s 为间隔变化,激光功率在 250~500 W 之间以 50 W 为间隔变化。层间旋转角为 67° ,采用条带状扫描策略。打印试样尺寸为 10 mm×10 mm×10 mm 正方体,用于微观组织表征和致密度测试。

表 4 Inconel625 增材制造工艺试验参数

Table 4 Experimental process parameters for LPBF of Inconel 625

试样编号	激光功率/W	扫描速度/ $(\text{mm}\cdot\text{s}^{-1})$
1~5	250	800/900/1 000/1 100/1 200
6~10	300	800/900/1 000/1 100/1 200
11~15	350	800/900/1 000/1 100/1 200
16~20	400	800/900/1 000/1 100/1 200
21~25	450	800/900/1 000/1 100/1 200
26~30	500	800/900/1 000/1 100/1 200

使用电火花线切割机从基板上切割出试样,处理后使用光学显微镜观察试样表面组织,同时采用阿基米德排水法测试致密度。随后用王水(3 HCL: 1 HNO₃)腐蚀,观察熔池形态和显微组织。

完成增材制造工艺参数优选后,采用优选后的工艺参数进行热处理试样的制造。热处理采用固溶热处理,温度范围 1 090~1 180 $^{\circ}\text{C}$,保温时长为 1 h,冷却方式为炉内吹氩气快冷。热处理后,开展微观组织以及室温拉伸测试。光学显微镜下的表征与测试与前文相同,随后使用配备电子背散射衍射(EBSD)系统的扫描电子显微镜进行观察和微观结构分析。拉伸试样分别沿 X、Y、Z 方向成形(X、Y

方向试样为块体,Z方向试样为柱体),去除表面后通过机加工制备拉伸试样,室温拉伸试验按照 GB/T 228.1 进行。

然后,采用优选的制造工艺参数和热处理工艺参数制备冲击、线膨胀系数、导热系数测试试样。冲击试样分别沿 X、Y、Z 方向成形,去除表面后机加工,按 GB/T 229 进行冲击试验。线膨胀系数及导热系数测试试样均是沿 X 方向成形的块体,去除表面后从内部机加工。线膨胀系数测定尺寸为 $\phi 6\text{ mm} \times 25\text{ mm}$,导热系数测定试样尺寸为 $\phi 12\text{ mm} \times 5\text{ mm}$,分别按 GB/T 4339、GB/T 22588 进行测定。

2 结果与讨论

2.1 LPBF 工艺研究

使用中型激光粉末床熔融打印机完成 30 个块状 Inconel 625 试样的增材制造,所有样品均成功成形,如图 2 所示。

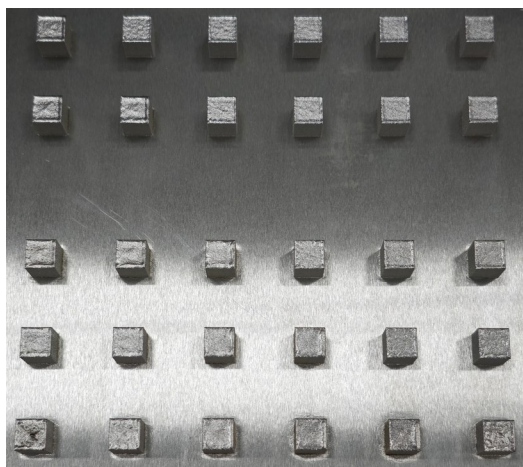


图2 成形后的 Inconel 625 试样

Fig. 2 As-built Inconel 625 specimens

致密度测试结果如图 3 所示,绿色及蓝色区域为致密度较优的试样(相对致密度 $>99.75\%$)。由于致密度大于 99.75% 的试样对应的激光能量密度范围较广,后续结合微观组织表征结果进一步筛选。

使用扫描电镜对沉积态 Inconel 625 试样的微观组织开展了表征。图 4 为部分 Inconel 625 试样的晶粒分布,包括致密度水平优秀以及较差的部分试样。随着激光功率增大,柱状晶沿着制造方向的生长趋势愈加明显,所有试样均呈现柱状晶形貌,微

800	99.79%	99.81%	99.70%	99.59%
900	99.77%	99.59%	99.58%	99.84%
1000	99.63%	99.67%	99.46%	99.66%
1100	99.12%	99.96%	99.54%	99.80%
1200	99.50%	99.54%	99.75%	99.42%
	250	350	450	500

图3 不同工艺参数下 Inconel 625 的致密度

Fig. 3 Relative density of Inconel 625 under different process parameters

观组织具有明显的各向异性。晶粒尺寸统计结果表明,激光功率 250 W 时平均晶粒尺寸为 $52.4\text{ }\mu\text{m}$,350 W 时为 $76.5\text{ }\mu\text{m}$,450 W 时为 $62.2\text{ }\mu\text{m}$ 。从 250 W 升至 350 W 时,更高的热输入促进了晶粒长大,平均尺寸增大;而从 350 W 升至 450 W 时,较高的激光功率为小尺寸晶粒的形核提供了驱动力,细小晶粒的增多使平均尺寸回落。其中,激光功率 350 W、扫描速度 $1\text{ }100\text{ mm/s}$ 的试样晶粒形貌趋于稳定,尺寸分布相对更为均匀。

使用光学显微镜对沉积态 Inconel 625 试样的缺陷分布进行了表征,如图 5 所示。不同工艺参数

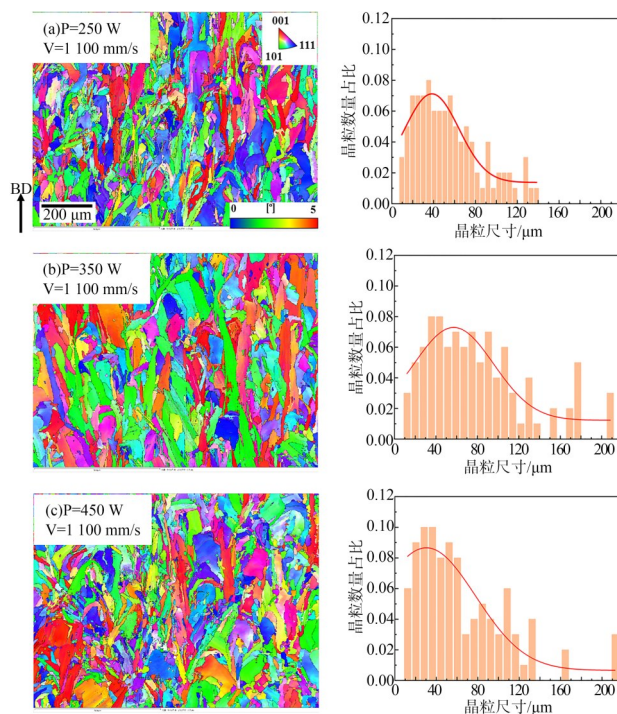


图4 不同工艺参数下 Inconel 625 的微观组织和晶粒尺寸

Fig. 4 Microstructure and grain size of Inconel 625 under different process parameters

组合下的组织缺陷表现出不同的形态:在较低功率+较低扫描速度参数组合下,出现大量的小尺寸气孔,主要原因是熔池冷却速率偏慢,保护氩气以及合金内溶解的杂质气体未能及时溢出熔池,凝固后滞留形成小尺寸气孔;在较高激光功率+较高扫描速度参数组合下,则出现匙孔缺陷,主要原因是在较高的激光能量作用和扫描速度下,深熔匙孔存在动态不稳定性,局部能量密度偏高会诱发匙孔产

生振荡,进一步加剧匙孔尺寸增大。在激光功率 350 W-扫描速度 1 100 mm/s、激光功率 450 W-扫描速度 900 mm/s、激光功率 450 W-扫描速度 800 mm/s 三组参数组合下,光镜结果几乎无缺陷,表现出高致密状态,这与图 3 中排水法得出的致密度结果趋势接近。综合前述微观组织和致密度结果,确定激光功率 350 W、扫描速度 1 100 mm/s 为较优工艺参数组合。

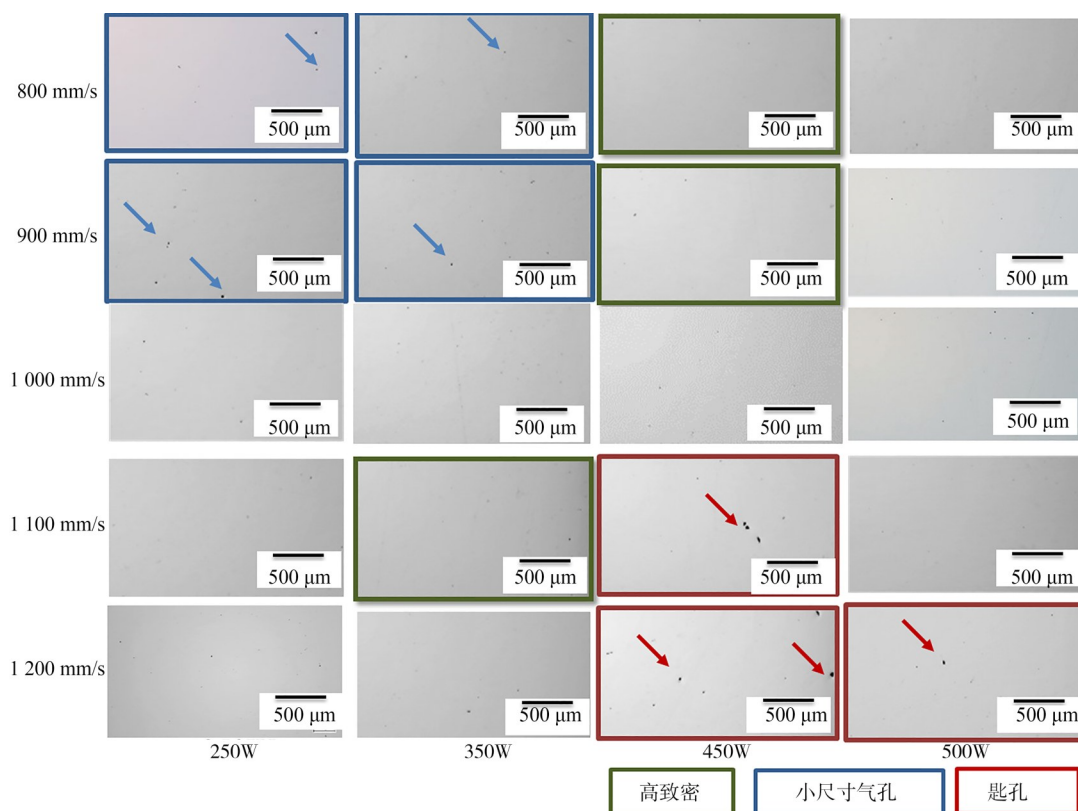


图5 不同工艺参数下 Inconel 625 的缺陷分布

Fig. 5 Defect distribution of Inconel 625 under different process parameters

2.2 热处理工艺研究

采用较优增材工艺参数组合(激光功率 350 W, 激光扫描速度 1 100 mm/s)制造热处理用试样,如图 6 所示。制造完成后从基板上切割,按 1.2 节参数进行分组热处理。

热处理后试样沿成形方向表面的微观组织如图 7 所示。热处理后,低于 1 120 °C 处理的试样仍保留柱状晶形貌;当热处理温度提升至 1 150 °C 以上时,试样呈现含大量孪晶的等轴晶形貌,且试样几乎完全等轴化。长时间高温保温为原子提供了充足的扩散和晶界迁移时间,原有的非等轴晶为降低



图6 增材制造完成的热处理用试样

Fig. 6 Specimens for heat treatment fabricated by additive manufacturing

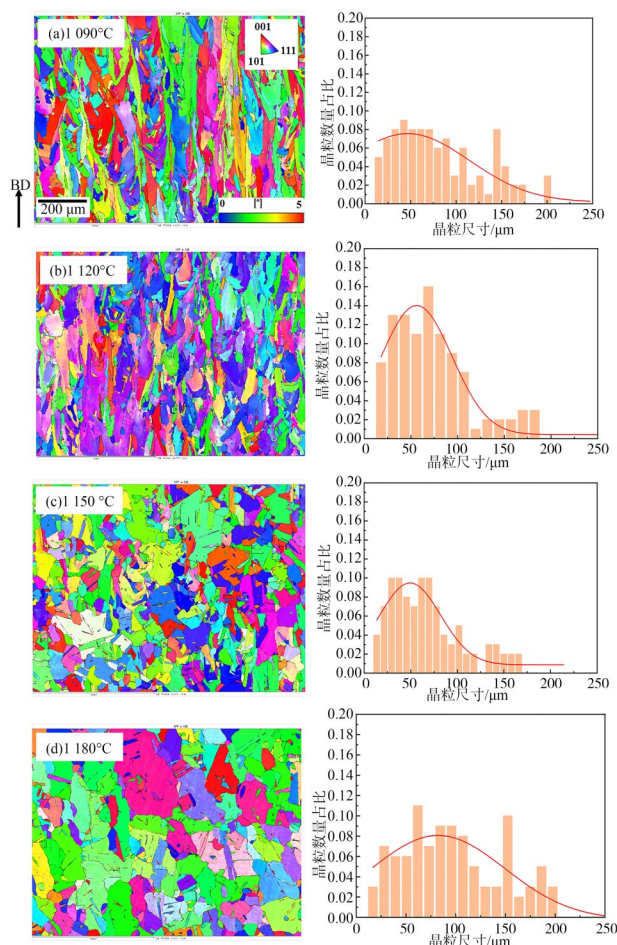


图7 热处理后试样的微观组织和晶粒尺寸

Fig. 7 Microstructure and grain size of specimens after heat treatment

晶界能转变为等轴晶,表明LPBF成形Inconel 625的等轴转变温度约为1 150 °C。从晶粒尺寸看,1 120 °C和1 150 °C热处理样品的平均晶粒尺寸分别约为65.6 μm和64.3 μm,差异较小。

光学显微镜下,热处理后试样沿增材方向成形表面的微观缺陷分布如图8所示。热处理温度低于1 120 °C时,缺陷数量较少;随着温度继续升高,缺陷数量及尺寸明显增长,原因是高温下剧烈的晶界运动改变了材料孔隙周围的应力状态,导致部分细小的孔隙扩展长大。

对不同成形方向(X、Y、Z)试样的室温力学性能进行了测试,如图9所示。随着温度的升高,试样的屈服强度逐渐下降,延伸率逐渐上升。在1 150 °C及以上温度,X、Y、Z三个方向的屈服强度、抗拉强度和延伸率数值差异较小,各向异性几乎完全消失,表明晶粒已完全等轴化,可认为1 150 °C为Inconel

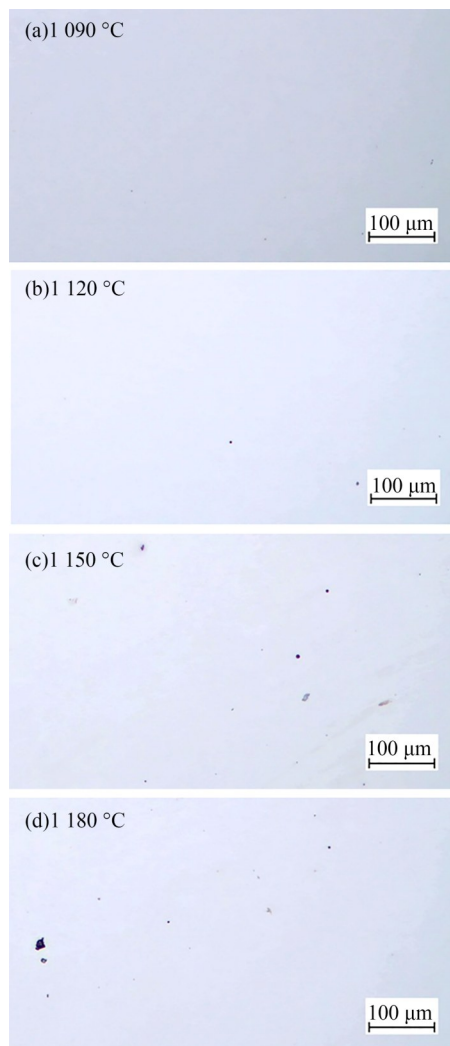


图8 热处理后试样在光镜下的缺陷分布

Fig. 8 Defect distribution of specimens after heat treatment under optical microscopy

625的完全等轴转变温度。当保温温度从1 120 °C升高到1 150 °C时,屈服强度大幅下降约150 MPa,原因在于该温度为晶粒生长提供了充足能量,小角度晶界快速减少,细晶强化的作用减弱,同时Laves相大量回溶,因此屈服强度在该温度区间显著下降。在1 150~1 180 °C区间内,试样的强度及延伸率随温度的变化趋势明显减弱,原因在于1 150 °C下Laves脆性金属间化合物已基本回溶,沉积态的高位错胞状亚结构完全转变为等轴晶,元素偏析、打印强织构和残余应力均得到充分地消除,继续提升温度仅发生缓慢均匀的晶粒粗化,对强度的变化影响较小,因此表现为无明显波动。综合微观缺陷情况、强塑性指标和实际应用需求,确定1 120 °C下保

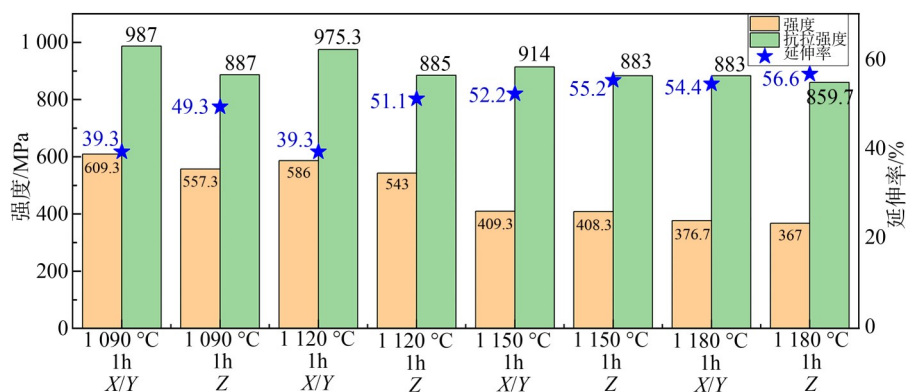


图9 Inconel 625的室温拉伸性能

Fig. 9 Room-temperature tensile properties of Inconel 625

温1 h为最优热处理参数。

2.3 材料冲击及物理性能测试

对热处理后不同成形方向(X、Y、Z)试样的室温冲击性能进行了测试,每组试样测试三次取平均值,结果如图10所示。水平向(X、Y)和垂直向(Z)存在显著差异。这是由于逐层熔化成型的特点带来的断裂路径的各向异性:水平方向的冲击试样其裂纹沿低阻力层间弱界面快速贯穿扩展,塑性变形耗散能量较少;垂直方向的冲击试样裂纹垂直切穿多层熔池界面,裂纹频繁偏转,塑性变形更为充分,冲击吸收功更高。

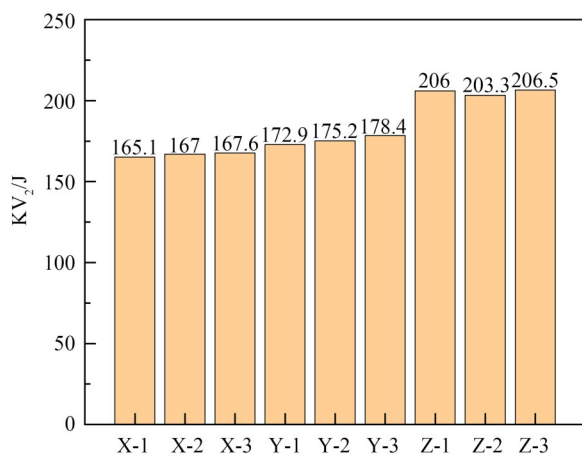


图10 热处理态Inconel 625合金室温冲击性能结果

Fig. 10 Room-temperature impact properties of heat-treated Inconel 625 alloy

对热处理后的Inconel 625材料X方向试样开展了线膨胀测试,载荷200 mN,升温速率5 °C/min,结果如图11所示。室温下材料的瞬时线膨胀系数为 $11.8 \times 10^{-6}/K$,在250~350 °C区间内,材料的瞬时线膨

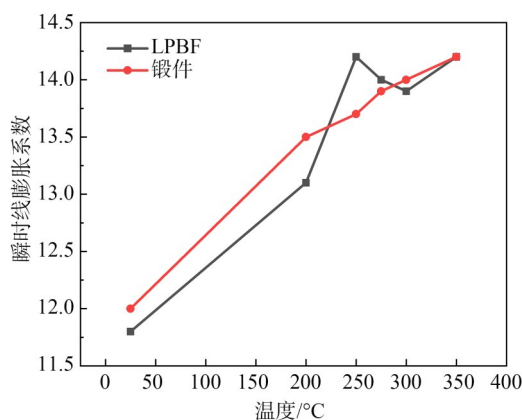


图11 热处理后Inconel 625的线膨胀系数

Fig. 11 Thermal expansion coefficient of Inconel 625 after heat treatment

胀系数较为一致,约为 $14 \times 10^{-6}/K$ 。

对热处理Inconel 625材料X方向分布的试样开展了导热系数测试,试样表面进行喷碳处理,每个样品测试多次并取平均值,结果如图12所示。随着温度升高,材料的导热系数逐渐增大。同时发现

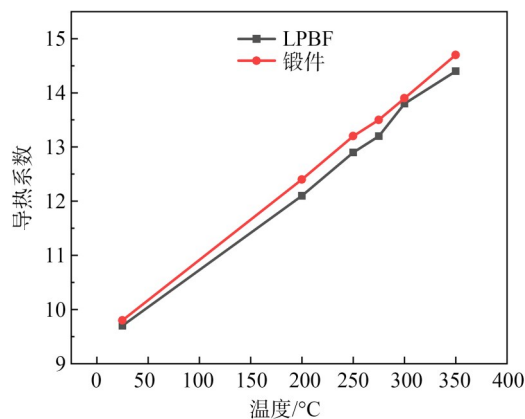


图12 热处理后Inconel 625的导热系数

Fig. 12 Thermal conductivity of Inconel 625 after heat treatment

LPBF Inconel 625 的线膨胀系数和导热系数与锻造 Inconel 625 差异较小,原因是固溶处理后,增材制造特有的高位错、柱状组织和熔池层界面等微观特征显著弱化,微观缺陷和第二相对材料整体线膨胀系数和导热系数的影响较小。

3 结论

(1)LPBF 成形 Inconel 625 合金的冶金缺陷类型与激光能量输入模式密切相关:低功率-低速度条件下熔池冷却速率偏慢,滞留气体形成弥散气孔;高功率-高速度条件下深熔匙孔动态失稳,诱发匙孔型缺陷。仅当激光功率与扫描速度匹配于特定窗口时,两类缺陷同时受到抑制,可获得近全致密成形。

(2)固溶热处理温度决定了 LPBF 成形 Inconel 625 的晶粒形貌:低于等轴转变温度时柱状晶组织保留,力学性能呈现显著方向性;达到并超过等轴转变温度后,晶粒完全等轴化,各向异性消除,但屈服强度因细晶强化减弱和 Laves 相回溶而大幅下降。最优热处理制度需在抑制缺陷扩展与保留适量强化相之间取得平衡,1 120 °C 保温 1 h 可使强塑性指标兼顾。

(3)LPBF 成形 Inconel 625 的冲击韧性在水平向(X、Y)和垂直向(Z)向存在显著差异。水平方向裂纹沿层间界面快速贯穿,垂直方向裂纹频繁偏转并伴随更充分的塑性变形,因而冲击吸收功更高。这一各向异性特征在构件设计与服役评估中应予以充分考虑。

(4)经充分固溶处理后,LPBF 成形 Inconel 625 的线膨胀系数和导热系数与锻态合金差异较小,表明增材制造特有的高位错密度、柱状晶组织和熔池层界面等微观特征在固溶后被有效弱化,其宏观物理性能可满足核用换热设备的设计要求。

参考文献:

- [1] 欧新哲,马天军.N06625 合金 750°C 长期时效后的组织与性能[J].金属热处理,2025,50(06):102-106.
- [2] 王绍灼,李燕,荣若平,等.核电用 GH3625 合金棒材的组织与性能[J].金属热处理,2025,50(11):146-153.
- [3] WANG S Z, LI Y, RONG R P, et al. Microstructure and mechanical properties of GH3625 alloy bars for nuclear power[J]. Heat Treatment of Metals, 2025, 50(11): 146-153.
- [4] DebRoy T, Wei H, Zuback J, et al. Additive manufacturing of metallic components - Process, structure and properties[J]. Progress in Materials Science, 2018, 92: 112-224.
- [5] 陈秀娟.激光选区熔化成形 Inconel625 合金的缺陷形成分析及热处理工艺研究[D].广州:广东工业大学,2020.
- [6] CHEN X J. Analysis of Defect Formation and Heat Treatment Process for Inconel 625 Alloy Fabricated by Selective Laser Melting [D]. Guangzhou: Guangdong University of Technology, 2020.
- [7] 李磊. Inconel 625 镍基高温合金选区激光熔化工艺及性能研究[D]. 哈尔滨:哈尔滨理工大学,2018.
- [8] LI L. Study on Selective Laser Melting Process and Properties of Inconel 625 Nickel-Based Superalloy[D]. Harbin: Harbin University of Science and Technology, 2018.
- [9] 杜文祥,曹李策,申发磊,等.基于致密度和显微组织的 INCONEL625 合金激光粉末床熔融工艺优化[J].金属热处理,2024,49(03):83-90.
- [10] DU W X, CAO L C, SHEN F L, et al. Process optimization of laser powder bed fusion for IN625 alloy based on densification and microstructure[J]. Heat Treatment of Metals, 2024, 49(03):83-90.
- [11] Tian Z, Zhang C, Wang D, et al. A Review on Laser Powder Bed Fusion of Inconel 625 Nickel-Based Alloy [J]. Applied Sciences, 2019, 10(1):81.
- [12] Marchese G, Lorusso M, Parizia S, et al. Influence of heat treatments on microstructure evolution and mechanical properties of Inconel 625 processed by laser powder bed fusion[J]. Materials Science and Engineering A, 2018, 729:64-75.