

激光粉末床熔融制备 K477 镍基高温合金的组织与性能

宋润苗¹ 姜 云^{1,2} 管庆开¹ 靳尚坤¹ 傅 广^{1,2} 赵 党¹

(1. 贵州大学机械工程学院, 贵阳 550025; 2. 贵州省核能部件及材料制造技术全省重点实验室, 遵义 563000)

摘要 以 K477 镍基高温合金为研究对象, 采用激光粉末床熔融(Laser powder bed fusion, LPBF)技术制备构件, 系统探究其成形工艺优化路径。结合微观表征与力学测试, 研究了成形件的显微组织演化规律及力学性能。结果表明, 激光功率为 210 W、扫描速度为 1 000 mm/s、扫描间距为 80 μm 时, K477 合金成形构件的致密度达到最优值(99.76%)。此时, 试样横截面呈现典型熔池形貌, 鱼鳞状熔池边界清晰连贯, 未观察到明显氧化、裂纹及孔洞等缺陷, 成形质量优异。显微组织为柱状晶和胞状晶协同生长, 在晶界处则弥散分布着 (Ti, Mo)C 型 MC 碳化物。力学性能测试结果显示, 试样室温抗拉强度达 1 388 MPa, 伸长率达 21.51%, 综合力学性能显著优于传统制备工艺, 这归因于第二相粒子的弥散强化与细晶强化机制的协同作用。

关键词 K477 镍基高温合金; 激光粉末床熔融; 显微组织; 力学性能

中图分类号 TG665; TG146.1⁺5

文献标志码 A

DOI: 10.15980/j.tzzz.T20250457

Microstructure and Properties of K477 Nickel-based Superalloy Fabricated by Laser Powder Bed Fusion

SONG Runmiao¹, JIANG Yun^{1,2}, GUAN Qingkai¹, JIN Shangkun¹, FU Guang^{1,2}, ZHAO Dang¹

(1. School of Mechanical Engineering, Guizhou University, Guiyang 550025; 2. Guizhou Provincial Key Laboratory of Nuclear Energy Components and Materials Manufacturing Technology, Zunyi 563000)

Abstract: Taking K477 nickel-based superalloy as object, laser powder bed fusion (LPBF) technology was applied to prepare components, and the optimization path of forming process was systematically explored. The evolution law of microstructure and mechanical properties of components were investigated combined with micro-characterization and mechanical tests. The results reveal that the relative density of K477 alloy component reaches the optimal value of 99.76% with laser power of 210 W, scanning speed of 1 000 mm/s, and scanning spacing of 80 μm . The cross section of specimen exhibits a typical molten pool morphology with clear and continuous fish-scale molten pool boundaries, which is free of oxidation, cracks, holes or other defects, indicating excellent forming quality. The microstructure is characterized by synergistic growth of columnar crystals and cellular crystals, where (Ti, Mo)C-type MC carbides are dispersively distributed at the grain boundaries. Mechanical property test results demonstrate that the comprehensive mechanical properties of specimen are significantly superior to those by traditional preparation processes, where the room-temperature tensile strength and elongation reach 1 388 MPa and 21.51%, respectively, which is attributed to the synergy of dispersion strengthening and grain refinement strengthening mechanism of the second-phase particles.

Key Words: K477 Nickel-based Superalloy, Laser Powder Bed Fusion, Microstructure, Mechanical Properties

镍基高温合金以 Ni 为基体, 辅以多种强化元素, 具有优异的力学性能和出色的高温抗氧化性、耐腐蚀性及组织稳定性, 被广泛应用于航空发动机涡轮叶片、燃烧室以及航天器热端部件的生产制造, 为航空航天装备的可靠运行提供了核心材料支撑^[1-2]。目前, 镍基高温合金的制备主要依赖精密铸造、定向凝固等传统技术实现, 其性能表现受成分设计与制备工艺的影响显著^[3-5]。为满足高温强度需求, 行业普遍采用“高合金

化”与“强化相强化”设计思路, 成功提升了高温性能, 但导致材料内部硬质点密集、导热性差、变形抗力高且塑性低, 使得镍基高温合金在切削、锻造等后续加工中难度极大, 需搭配专用刀具与特殊工艺才能保障质量, 提高了制造成本^[6], 难以匹配现代航空发动机日益增长的性能与成本需求, 制约了其工程化应用进程。

增材制造技术为破解这一技术困境提供了全新途径, 该技术以数字化模型为核心驱动, 通过材料逐层累

收稿日期: 2025-12-10; 修订日期: 2026-01-21

基金项目: 2025 年度贵州省科技计划项目[黔科合支撑(2025)一般 041]; 贵州大学自然科学类专项(特岗)科研基金项目[贵大领军合字(2024)03 号]; 贵州省科技计划项目[黔科合平台人才-BQW(2024)011]

第一作者: 宋润苗, 女, 2003 年出生, 本科生, E-mail: 2628571777@qq.com

通信作者: 姜云, 女, 1979 年出生, 副教授, E-mail: yjiang3@gzu.edu.cn

引用格式: 宋润苗, 姜云, 管庆开, 等. 激光粉末床熔融制备 K477 镍基高温合金的组织与性能[J]. 特种铸造及有色合金, 2026, 46(10): 1 495-1 502.

SONG R M, JIANG Y, GUAN Q K, et al. Microstructure and properties of K477 nickel-based superalloy fabricated by laser powder bed fusion [J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2026, 46(10): 1 495-1 502.

加堆积的方式,可实现高温合金复杂构件的一体化成形。其中,激光增材制造技术兼具高精度、高性能与高柔性的突出优势,在复杂精密构件及高性能材料零件的小批量定制化制造中表现亮眼,现已发展为当前研究最为深入、工程应用最为广泛的金属增材制造技术^[7]。激光粉末床熔融(LPBF)技术凭借成形致密度高(>99%)、力学性能优异、成形精度可控性强等核心特质,成为航空航天承力结构件、医用金属植入体等高精度严苛场景的关键核心制造技术^[8-10],在镍基高温合金复杂构件的高效制造中亦展现出巨大的应用潜力。目前,研究者通过调控激光功率、扫描速度、扫描间距等关键工艺参数,已成功制备出GH3536、DD91、Inconel 718等多种镍基高温合金构件,均具备优良的力学性能与耐腐蚀性能^[11-13],充分验证了该技术在高温合金复杂构件制造领域的技术可行性与工程应用价值。

K477合金作为典型镍基高温合金,属于高铬、高钴型等轴晶铸造高温合金,兼具优异的高温抗氧化性、耐热腐蚀性与组织稳定性,在航空发动机涡轮叶片等关键高温部件的制造中具有广阔应用前景。目前,关于K477合金的研究多聚焦于热等静压、成分优化等手段,以提升其铸造性能与力学性能^[14-16],研究方向也逐步从

基础工艺探索,向组织性能深度调控、长时服役可靠性评估方向纵深推进。相较之下,针对K477合金增材制造的相关研究鲜有报道。ATABAY S E等^[17]在不预热基板条件下,采用LPBF技术制备出高致密无裂纹的Rene77合金(与K477成分相近),并通过热处理实现了性能优化,但未明确工艺参数的设计依据,且其工艺方案是否适用于国产K477合金仍有待进一步验证。因此,本研究以K477镍基高温合金为研究对象,采用激光粉末床熔融(LPBF)技术制备构件,系统探究其成形工艺优化路径,并结合微观表征与力学测试研究了成形件的显微组织及力学性能。

1 试验材料和方法

1.1 粉末材料和 LPBF 设备

采用球形度>85%的K477粉末,粒径为15~53 μm,霍尔流速为15.5 s/50 g,松装密度为4.49 g/cm³,振实密度为4.90 g/cm³,其中D₁₀=18.01 μm,D₅₀=30.66 μm,D₉₀=50.03 μm,其化学成分见表1。LPBF成形试验在XDM120设备上进行。该设备配备了500W的IPG光纤激光器,供粉方式为双向供粉。

表1 K477粉末的化学成分
Tab.1 Chemical composition of K477 powder

w _B																		%
Cu	Cr	Mn	Co	B	Mo	P	Fe	S	Al	Zr	Ti	Ce	C	O	Si	N	Ni	
0.01	15.03	0.01	14.98	0.018	4.39	<0.01	0.02	0.002	4.44	<0.01	3.16	<0.01	0.077	0.020	0.04	0.005	余量	

1.2 LPBF 成形工艺

激光光斑直径(*d*)、激光功率(*P*)、扫描速度(*v*)、扫描间距(*h*)和层厚(*l*)是决定LPBF激光能量输入的重要参数^[18-20]。由于K477合金的熔点较高,需要较高的激光功率和较低的扫描速度以确保粉末完全熔化。在参考已有镍基高温合金LPBF成形工艺参数相关研究

工作的基础上^[11-12,21],固定层厚为30 μm、激光光斑直径为50 μm,扫描速度取600~1 200 mm/s,扫描间距选取60~100 μm,激光功率取150~300 W。采用全参数试验设计法,将不同水平的激光功率、扫描速度与扫描间距进行系统化组合,共制备得到48组K477合金试样,参数组合见表2。首先通过计算机前处理软件完成三

表2 LPBF制备K477合金试验方案

Tab.2 Experimental schemes for K477 alloy fabricated by LPBF

试样	激光功率 <i>P</i> /W	扫描速度 <i>v</i> /(mm· s ⁻¹)	扫描间距 <i>h</i> /μm	试样	激光功率 <i>P</i> /W	扫描速度 <i>v</i> /(mm· s ⁻¹)	扫描间距 <i>h</i> /μm	试样	激光功率 <i>P</i> /W	扫描速度 <i>v</i> /(mm· s ⁻¹)	扫描间距 <i>h</i> /μm
1	150	600	60	17	210	600	80	33	270	800	100
2	150	600	80	18	210	600	100	34	270	1 000	60
3	150	600	100	19	210	800	60	35	270	1 000	80
4	150	800	60	20	210	800	80	36	270	1 000	100
5	150	800	80	21	210	800	100	37	270	1 200	60
6	150	800	100	22	210	1000	60	38	270	1 200	80
7	150	1 000	60	23	210	1 000	80	39	270	1 200	100
8	150	1 000	80	24	210	1 000	100	40	300	800	60
9	150	1 000	100	25	240	1 000	60	41	300	800	80
10	180	800	60	26	240	1 000	80	42	300	800	100
11	180	800	80	27	240	1 000	100	43	300	1 000	60
12	180	800	100	28	240	1 200	60	44	300	1 000	80
13	180	1 000	60	29	240	1 200	80	45	300	1 000	100
14	180	1 000	80	30	240	1 200	100	46	300	1 200	60
15	180	1 000	100	31	270	800	60	47	300	1 200	80
16	210	600	60	32	270	800	80	48	300	1 200	100

维模型切片并导出参数至 XDM 120 设备,并将 K477 合金粉末装入粉槽;随后通入氮气使打印仓氧含量降至 0.1% 以下。在室温下安装 316L 不锈钢基板,无需预热;通过刮刀逐层铺粉,激光采用往复式扫描策略,重复铺粉-熔化步骤直至构件成形。利用此法分别成形 (10 mm×10 mm×10 mm) 立方试样和拉伸试样。打印结束后回收剩余粉末,并利用线切割将试样与基板分离。

1.3 成形质量、微观组织和力学性能测试

采用阿基米德排水法测试立方试样致密度,每个试样测试 3 次,取平均值。采用线切割沿建构方向 (BD) 和扫描方向 (SD) 切割立方 LPBF-K477 合金试样,分别获得对应横截面和纵截面金相试样 (见图 1)。试样依次经 120~3 000 目砂纸研磨抛光后,使用王水 (HCl、HNO₃ 体积比为 3:1) 腐蚀。利用光学显微镜 (OM, ICX4IM) 和高分辨率热场发射扫描电镜 (SEM, SUPRA40) 观察试样的显微组织形貌。采用 SEM 附带的能谱仪 (EDS) 分析试样的成分分布特征。采用电解抛光的方法制备 EBSD 试样,用配备电子背散射衍射 (EBSD) 系统的扫描电镜 (Gemini300) 对试样的微观结构进行表征,分析其晶体结构及取向。对电解抛光后的试样进行电解腐蚀,将试样横截面在体积分数为 5% 的高氯酸电解液中电解抛光 30 s,电解腐蚀电压为 24 V。使用 HV-1000 显微硬度计测试显微硬度,载荷为 5 N,加载时间为 10 s,在截面上均匀随机选取 5 个点,每个位置连续测 3 次取平均值。室温拉伸性能测试在 MTS 电液伺服万能试验机上进行,拉伸速率为 0.5 mm/min,取 3 根试样数据的平均值,试样尺寸见图 2。其中阴影

处为拉伸试样竖直方向打印时所需的支撑结构,可为悬垂区域提供承托力。成形后采用线切割去除。

2 试验结果与分析

2.1 成形质量

LPBF 成形的立方试样见图 3。初步观察显示 48 组工艺参数制备的试样大部分结构完整,表面无明显宏观裂纹和缺陷。但编号为 30、38、39、43、45、46、47 及 48 的 8 组试样表面粗糙,局部存在明显球化现象 (见图 3b),其中球化作为 SLM 中的典型缺陷,本质是熔融金属为降低表面能而自发形成的球状形态。当激光能量输入不足时,金属液的黏度大、流动性和润湿性差,在表面张力的作用下,液相表面更倾向于向内部收缩成球形。该现象会阻碍金属液在沉积层间的连续铺展,形成孤立金属球,破坏层间冶金结合,进而引入大量孔隙与未熔合缺陷,严重损害成形件的致密度与力学性能。当球化程度宏观可见时,意味着熔池润湿性严重恶化或存在显著液滴飞溅,从而导致试样的内部结构多为由球体、开放孔隙和未熔合区构成的非连续网络,而非可通过工艺调整优化的微观封闭孔隙^[22-24]。剩余 40 个 LPBF 参数打印的立方体的致密度分布见图 4。结果显示,不同工艺参数的 LPBF-K477 试样的致密度在 92.01%~99.76% 之间波动,其中 23 号试样获得 99.76% 的峰值致密度。

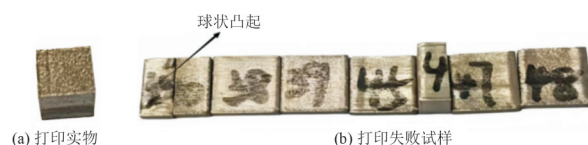


图 3 打印实物及打印失败试样

Fig.3 As-printed components and failed specimen

激光粉末床熔融 (LPBF) 工艺中,激光能量密度 E_v 是评价能量输入的关键指标,直接影响熔池的形成、稳定性及最终成形质量,计算为^[18]:

$$E_v = \frac{P}{vhd} \quad (1)$$

研究表明,体积能量密度对成形质量具有显著调控作用,能量密度过低时,粉末熔化不充分,熔道不连续,易出现球化与未熔合缺陷;能量密度适中时,粉末吸收热量充分且不过度,熔池稳定、搭接良好,成形质量高;能量密度过高时,易导致熔池过热、匙孔效应及元素烧损,降低成形质量^[25-27]。

不同输入参数下,试样致密度与激光能量密度的关系见图 5。分析可知,在固定扫描速度与间距的条件下,致密度随激光功率提升呈先增后减的趋势。当功

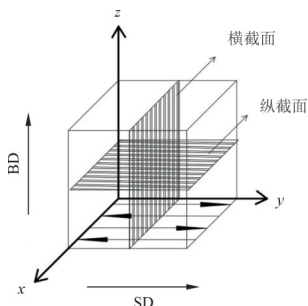


图 1 金相观察截面示意图

Fig.1 Schematic diagram of cross section for metallographic observation

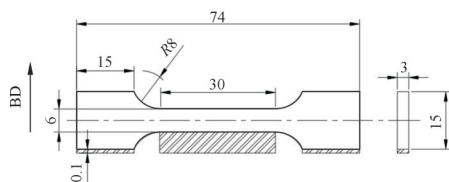


图 2 LPBF-K477 合金拉伸试样示意图

Fig.2 Schematic diagram of tensile specimen of LPBF-K477 alloy

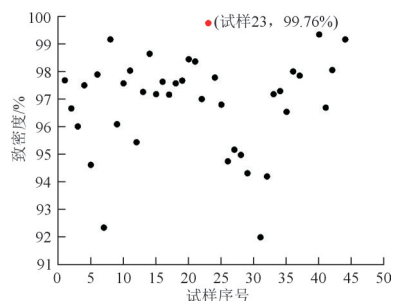


图4 不同工艺参数下LPBF-K477合金试样的致密度分布图
Fig.4 Density distribution of LPBF-K477 alloy specimens under different process parameters

率低于180 W时,能量输入不足常导致未熔合缺陷(7、9号试样),致密度普遍低于97%。功率在180~240 W区间内,多数试样致密度升至99%以上(14、20、23号),表明此功率窗口能提供充足且可控的熔化能量。当功率升至270~300 W,虽有助于粉末完全熔化,但过高的能量输入易引发熔池不稳定和匙孔效应(31、43号),致密度再次下降。因此,210 W是本研究中实现高致密化的较优激光功率。

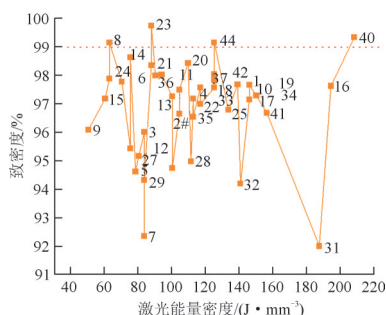


图5 不同工艺参数下LPBF-K477合金试样的激光能量密度与致密度的关系曲线
Fig.5 Relationship between laser energy density and relative density of LPBF-K477 alloy specimens under different process parameters

在最优功率(210 W)附近,扫描速度对致密度的影响显著。较低速度(600~800 mm/s)下,激光作用时间长,热累积加剧,虽有利于熔合,但也增加了气孔和过烧风险(17、19号)。当速度提升至1 000 mm/s时(23号),能量输入与热扩散达到良好平衡,熔池形态稳定,获得了最高致密度(99.76%)。扫描速度提高至1 200 mm/s可能导致能量密度不足,熔合不充分(28号)。

扫描间距决定了相邻熔道间的重叠率,对层间冶金结合至关重要。在最优的功率与扫描速度组合下(210 W,1 000 mm/s),较小的扫描间距(60 μm)可能导致过度重熔和热应力集中(22号);较大的扫描间距(100 μm)则可能因搭接不足而产生未熔合缝隙(24号)。80 μm 的扫描间距(23号)实现了最佳的熔道搭接与能

量分布。在高致密度试样(>99%)中,23号参数组合(210 W,1 000 mm/s,80 μm)致密度最高,说明其能量输入与材料热物理过程达到最佳匹配,可实现未熔合、气孔等缺陷的有效抑制。因此,选取该最优工艺制备的试样,命名为LPBF-K477-23,作为后续显微组织与力学性能系统表征的基准。

2.2 显微组织

图6为LPBF-K477-23试样的金相形貌。可以看出,试样的横截面呈现清晰的鱼鳞状熔池边界,熔池间的搭接状态良好,熔道轮廓分明、连续且平整,无氧化、裂纹与孔洞(图6a)。这与激光逐层扫描、粉末逐层堆积的LPBF增材制造特性密切相关^[22]。试样纵截面呈现深亮色与浅亮色相间分布的条纹结构,同样未发现孔洞和搭接不良等缺陷(图6b)。

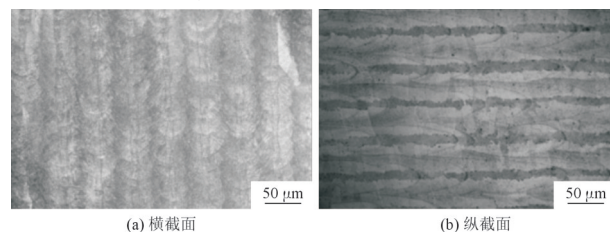


图6 LPBF-K477-23试样的金相形貌

Fig.6 Metallographic morphologies of LPBF-K477-23 specimens

图7为LPBF-K477-23试样的SEM形貌。与金相观察结果一致,试样截面组织可划分为两个特征区域:其一为熔池中心区,横截面呈V字形,纵截面呈连续条带状;其二为相邻熔池中心区间的重熔区。从图7a和图7d可见,熔池中心区宽度约为80 μm ,重熔区宽度约为20 μm 。对特征区域进行局部放大观察发现,熔池中心区以柱状晶为主导组织(图7b和图7f),而重熔区则主要由胞状晶构成(图7c和图7e)。值得注意的是,柱状晶生长方向与重熔区边界呈60°夹角(图7b)。从微观尺寸来看,柱状晶宽度约为800 nm,胞状枝晶尺寸更为细小,不足100 nm,体现出显著的细晶特征。

已有研究表明,LPBF技术借助高能激光束实现金属粉末的快速熔化,能够形成冷却速率高达 $10^3\sim 10^6$ K/s的熔池^[28],且每个熔池均构成独立的微小快速凝固单元。熔池中心区与重熔区呈现不同的组织分布特征,原因在于两区域的凝固条件存在显著差异。在熔池与重熔区的边界位置,由于直接与已凝固的冷金属基体接触,热量通过热传导快速散失,形成极高的温度梯度(G),此时温度梯度(G)与凝固速率(R)的比值(G/R)处于较高水平,使得凝固界面维持高度稳定状态,晶粒沿垂直于熔池边界的方向(即最大热流方向)发生外延生长,最终形成以柱状晶为主的区域^[29]。从

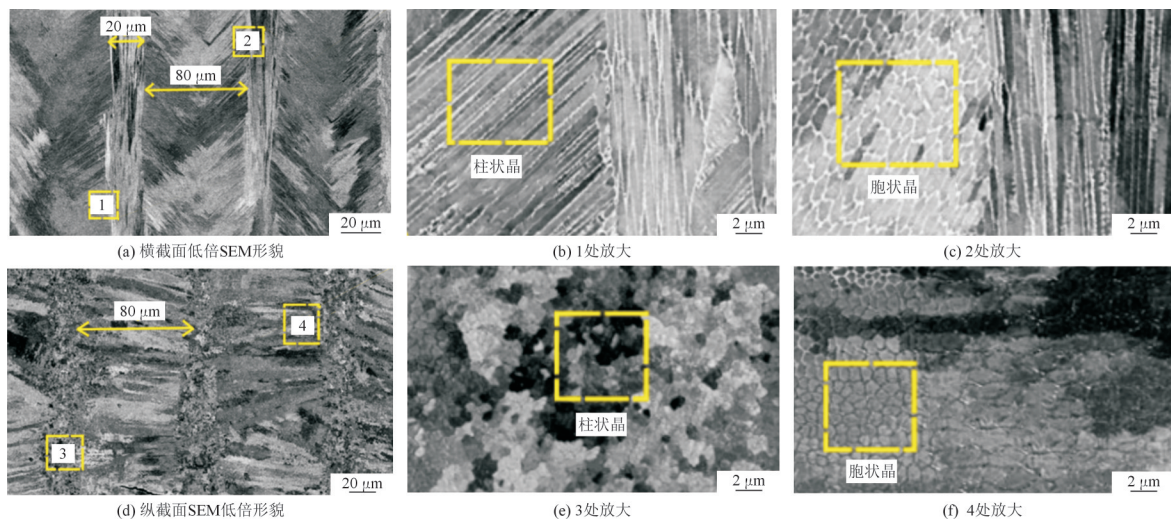


图7 LPBF-K477-23 试样横/纵截面 SEM 形貌

Fig.7 SEM images of cross and longitudinal sections of LPBF-K477-23 specimens

宏观层面来看,柱状晶的生长方向受构建方向(BD)所决定的整体热流方向调控,表现出明显的定向凝固与外延生长特性^[30]。同时,根据相关研究^[31-32],当冷却速率(对应 $G \cdot R$ 值)达到极高水平时,材料晶粒会发生显著细化,而胞状晶的形成正是高温升与高冷却速率协同作用下的典型微观组织演化结果。

对 LPBF-K477-23 试样熔池边界及核心区进行线扫描分析,结果见图 8。从图 8a 可见,试样晶界处存在纳米级球状深色析出颗粒,且呈弥散分布状态。对目标区域进行 EDS 线扫描分析发现,该类颗粒存在明显的 Ti、Mo 元素富集现象,其摩尔分数峰值分别达到 3.68% 与 4.15%,见图 8b。依据上述成分特征及高温合金中碳化物的典型形成规律,可确定该析出相为 (Ti,Mo)C 型 MC 碳化物。

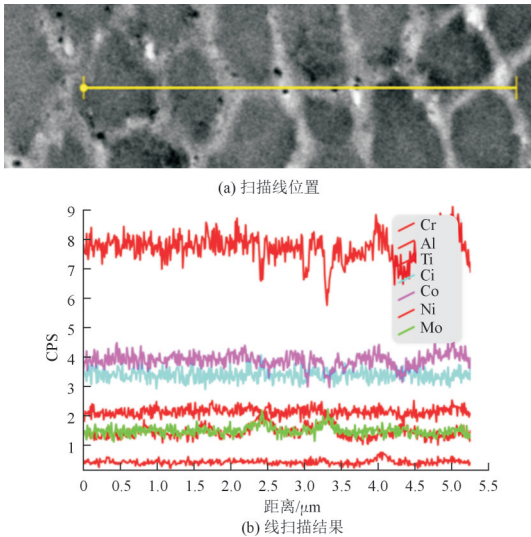


图8 LPBF-K477-23 试样截面的 EDS 线扫描分析

Fig.8 EDS linear scanning analysis of cross section of LPBF-K477-23 specimens

表3 析出相 EDS 成分分析

Tab.3 EDS results of precipitated phases

$x_B/\%$							
C	Al	Ti	Cr	Co	Ni	Mo	W
4.40	3.92	3.68	14.21	14.59	54.89	4.15	0.16

2.3 晶粒形貌和取向

图 9 为 LPBF-K477-23 试样的 EBSD 分析结果。可以看出,组织呈现柱状晶与胞状晶交替分布的特征,这与图 7 结果高度吻合。图 9b 显示,试样具有较强的织构特征,最大织构强度达 6.77 mrd,且晶体择优取向为 $\langle 100 \rangle$ 方向。这源于面心立方(FCC)型高温合金在定向凝固过程中的固有结晶特性。对于 FCC 结构高温合金,柱状晶会沿最大热流方向发生外延生长,而该

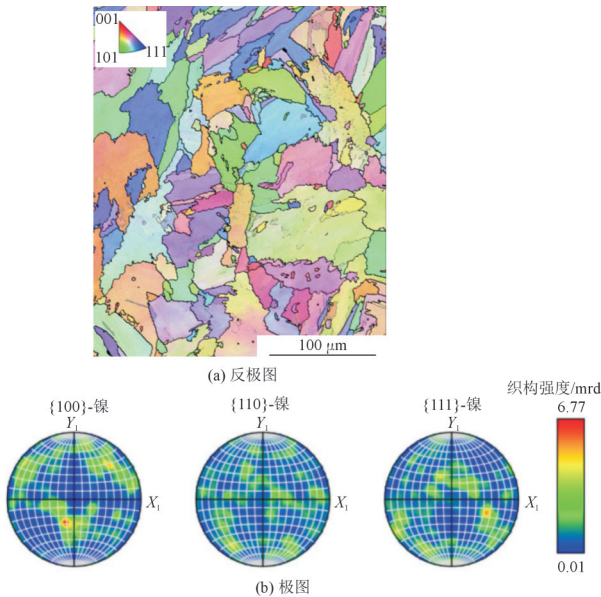


图9 LPBF-K477-23 试样的横截面 EBSD 形貌

Fig.9 EBSD orientation of cross section for LPBF-K477-23 specimens

方向恰好对应晶体的 $\langle 100 \rangle$ 结晶学方向,这与已有研究结果一致^[33-34]。

2.4 显微硬度

试样横/纵截面的维氏硬度值测试结果见图 10。可以看出,试样不同方向的硬度(HV)存在显著各向异性:纵截面平均硬度(HV)为 448.7,横截面平均硬度(HV)为 356.9,横截面硬度的分布均匀性明显劣于纵截面。试样硬度各向异性特征主要源于 LPBF 成形过程中非均匀热循环引发的微观组织各向异性^[35]。LPBF 技术“逐层扫描、逐层堆积”的成形特性使熔池热流方向具有明显方向性,导致晶粒生长、析出相分布等微观结构呈现定向特征,最终表现为不同方向力学性能的显著差异^[36]。此外,横截面方向易因层间搭接界面结合致密性不足而形成微小孔隙等缺陷,引发应力集中并弱化局部承载能力,从而进一步降低横截面硬度并加剧其分布离散性^[37]。

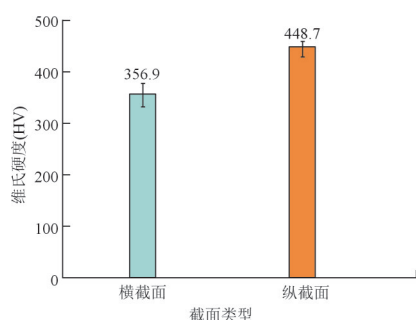


图 10 LPBF-K477-23 试样的横/纵截面硬度值

Fig.10 Hardness of cross and longitudinal section for LPBF-K477-23 specimens

2.5 力学性能

LPBF-K477-23 试样的室温拉伸曲线见图 11,力学性能数据见表 4。可以看出,试样的屈服强度与铸态 K477 合金的(714 MPa)^[15]持平,低于细晶态(815 MPa)^[15]和 Rene77(723 MPa)^[17];伸长率为 21.51%,显著优于铸态(6.20%)^[15]和细晶态(9.80%)^[15],但仍低于 Rene77(55%)^[17];抗拉强度达 1 388 MPa,较传统铸造态(853 MPa)^[15]、细晶态(1 128 MPa)^[15]及 Rene77(912 MPa)^[17]分别提升 62.7%、23.0% 和 52.2%。这表明经 LPBF 工艺成形后,K477 合金在抗拉强度方面展现出显著优势,使其在航空发动机涡轮叶片等高温关键部件的高载荷服役场景中具备良好的应用潜力,可有效满足此类部件对高承载能力与抗过载性能的核心技术需求。

LPBF-K477-23 试样力学性能的提升则与第二相的演变规律密切相关。MC 型碳化物作为高温合金中的关键强化相,在凝固过程中易于在晶界或枝晶间优先析出。当该类碳化物呈弥散分布时,可通过有效阻

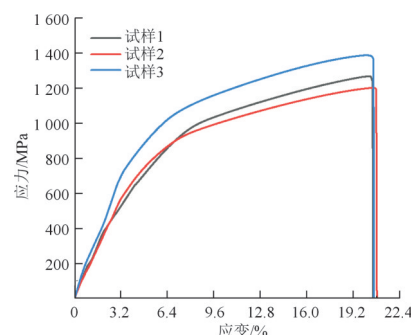


图 11 LPBF-K477-23 试样的拉伸应力-应变曲线

Fig.11 Tensile stress-strain curves of LPBF-K477-23 specimens

表 4 不同状态 K477 合金力学性能^[15,17]

Tab.4 Mechanical properties of K477 alloy under different conditions^[15,17]

试样	屈服强度/MPa	抗拉强度/MPa	伸长率/%
LPBF-K477-23 试样	714	1 388	21.51
铸态	714	853	6.20
细晶	815	1 128	9.80
Rene77 构筑态	723	912	55.00

碍位错运动实现显著的第二相强化效应。此外,MC 碳化物在晶界处的偏聚能够降低晶界界面能,从而抑制高温条件下的晶界滑动与氧化原子扩散行为,其优异的高温热力学稳定性可实现对晶界的持久钉扎,进而大幅提升材料在航空发动机等超高温服役环境下的长期力学性能、组织稳定性及抗氧化能力^[38-39]。LPBF 成形 K477 试样的晶界处弥散分布着细小 MC 型碳化物,在塑性变形阶段,这些碳化物会显著增大位错运动至晶界时的阻碍作用。当位错运动受阻后,需通过割阶运动等方式继续完成塑性变形,该过程会显著提升变形阻力,最终使试样抗拉强度实现大幅跃升^[40-41]。同时,晶界处细小碳化物颗粒对变形的适度阻碍,也可有效延缓晶界开裂的萌生与扩展,改善试样伸长率^[36]。

LPBF-K477-23 试样的室温伸长率虽显著优于传统铸态 K477 合金,但其塑性水平与 Rene77 合金相比仍存在明显差距,这可能与两种合金中 MC 型碳化物的分布形态及尺寸特征相关。据文献^[17]报道,成型态 Rene77 合金中的 MC 碳化物呈细小且高度离散的球形形貌,该特征可通过有效阻碍裂纹沿晶界的萌生与扩展,显著提升材料的塑性变形能力^[17]。而 LPBF-K477-23 试样内部第二相虽同样具备弥散分布的特征,但在碳化物的数量占比与尺寸上存在差异,因此对塑性的增强效应相对有限^[42]。此外,LPBF-K477-23 试样内部存在少量气孔与未熔合缺陷,此类缺陷在受力过程中易成为应力集中源,进而诱发微裂纹的形核与快速扩

展,最终造成材料塑性的显著损失。

2.6 断口形貌

LPBF-K477-23 试样的室温拉伸断口形貌见图 12。可以看出,试样拉伸断口呈典型的混合断裂特征,其微观形貌由韧窝、沿晶界延展的撕裂棱及局部解理台阶共同构成。解理台阶的形成与拉伸过程中的弹性变形行为直接相关:在外力作用下,晶体内部原子沿滑移面滑移,原有韧窝区域因滑移错配形成新的滑移平台,最终演化出台阶状解理形貌^[36]。而韧窝的形成则遵循“显微空洞形核-长大-聚集贯通”的断裂过程,一方面,LPBF 成形试样的晶粒尺寸细小,晶间位错滑移

行为更为活跃,为大量细小韧窝的萌生提供了动力学条件^[43];另一方面,MC 型碳化物可作为韧窝形核的核心位点,在断裂过程中起到关键调控作用^[38],当合金承受外部载荷时,基体发生塑性变形,而高弹性模量的 MC 碳化物几乎无塑性变形,两相界面处由此产生显著的变形失配应力与应力集中^[44],进而诱导显微空洞在界面处形核。此外,断口形貌中还可观察到 LPBF-K477 合金特有的气孔与未熔合缺陷。此类缺陷在受力时易形成应力集中,当应力累积至临界值时,会在缺陷处诱发孔洞与微裂纹,这些微裂纹既可沿晶界发生扩展,也可向晶粒内部延伸,最终加速材料的断裂失效。

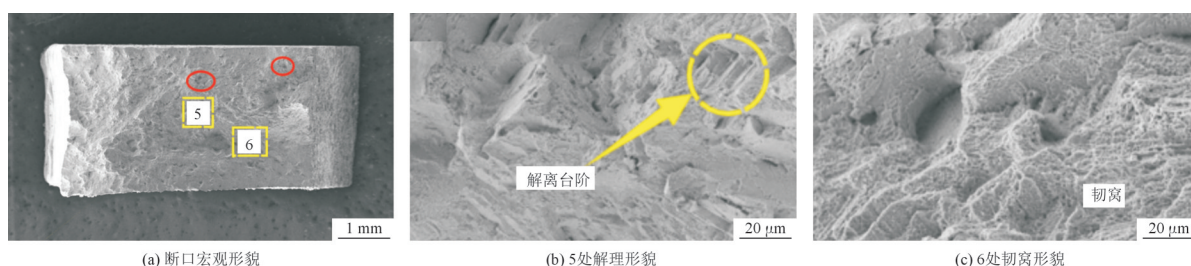


图 12 LPBF-K477-23 试样在室温下的拉伸断口 SEM 形貌

Fig.12 SEM images of tensile fracture of LPBF-K477-23 specimens at room temperature

3 结 论

(1)LPBF 成形 K477 合金的最佳工艺参数:激光功率为 210 W、扫描速度为 1 000 mm/s、扫描间距为 80 μm 。在此参数下成形试样致密度高达 99.76%,且无宏观裂纹、气孔等缺陷。

(2)LPBF 的快速凝固特性诱导形成外延生长的柱状晶及内部的精细胞状结构,并伴有晶界(Ti, Mo)C 碳化物弥散析出和强<100>织构,该组织特征与 LPBF 极高的温度梯度与冷却速率(G/R 与 $G \cdot R$)有关。

(3)最佳工艺下 LPBF 成形 K477 试样展现出优异的强塑性组合,其室温抗拉强度(1 388 MPa)和伸长率(21.51%)均显著优于传统铸态 K477 合金。这主要归因于 LPBF 工艺特有的细晶强化与第二相粒子弥散强化的协同作用。

(4)拉伸断口呈现韧窝与解理台阶共存的混合型断裂特征。

参 考 文 献

[1] 黄乾尧,李汉康.高温合金[M].北京:冶金工业出版社,2000.
[2] 王会阳,安云岐,李承宇,等.镍基高温合金材料的研究进展[J].材料导报,2011,25(S2):482-486.
[3] 谭鑫宇.高温镍基合金熔炼用刚玉-尖晶石耐火材料抗热震性能调控研究[D].河南洛阳:中钢集团洛阳耐火材料研究院有限公司,2025.
[4] 朱平忠,朱祥龙,张晶,等.金刚石压头超声辅助划擦定向凝固镍基

高温合金材料去除行为研究[J].机械工程学报,2026,62(1):448-456.
[5] 田高峰.粉末冶金技术在航空发动机高温合金涡轮盘制备中的应用[C]//第十二届中国钢铁年会论文集.北京,2019.
[6] 王明海,于超,单宝峰.K477 镍基高温合金切削加工预测模型的建立及切削参数优化[J].机械设计与制造,2012(4):207-209.
[7] 潘伟.选择性激光熔化成形含钨、钼 Al-Zn-Mg(-Cu)合金组织及性能研究[D].北京:北京有色金属研究总院,2022.
[8] KING W E, ANDERSON A T, FERENCZ R M, et al. Laser powder bed fusion additive manufacturing of metals: Physics, computational, and materials challenges[J]. Applied Physics Reviews, 2015, 2(4): 041 304.
[9] 王勇,周雪峰.激光增材制造研究前沿与发展趋势[J].激光技术,2021,45(4):475-484.
[10] SINGH U P, SHUKLA A, SWAMINATHAN S, et al. Effect of build orientations on residual stress, microstructure, and mechanical properties of additively manufactured alloy-718 components [J]. Journal of Manufacturing Processes, 2024, 113:1-15.
[11] 宗学文,刘文杰,张树哲,等.激光选区熔化 GH3536 镍基高温合金的微观组织和晶体取向[J].稀有金属材料与工程,2020,49(9):3182-3188.
[12] 李继康,张振武,杨源祺,等.激光选区熔化 DD91 镍基单晶高温合金的单道形貌、晶体取向和微观组织[J].中国激光,2022,49(14):37-47.
[13] 滕庆,李帅,薛鹏举,等.激光选区熔化 Inconel 718 合金高温腐蚀性能[J].中国有色金属学报,2019,29(7):1417-1426.
[14] 朱鸥,邢辉,董安平.K477 合金热暴露的组织稳定性研究[J].热加工工艺,2020,49(16):152-155.
[15] 路庆典,刘国怀,王晔,等.晶粒度对 K477 高温合金组织及力学

- 性能的影响[J]. 有色金属加工, 2023, 52(2): 20-24.
- [16] 夏兴义, 郑行, 张伟伟, 等. 主合金成分对K477合金流动性和力学性能的影响[J]. 精密成形工程, 2025, 17(9): 167-175.
- [17] ATABAYSE, SANCHEZ-MATA O, MUÑIZ-LERMA J A, et al. Microstructure and mechanical properties of difficult-to-weld René 77 superalloy produced by laser powder bed fusion[J]. Materials Science and Engineering, 2021, A827: 142-153.
- [18] 尹浜兆, 刘金戈, 刘冰川, 等. WE43镁合金激光粉末床熔融工艺研究[J]. 中国激光, 2022, 49(14): 76-86.
- [19] 黄世森. 镍基高温合金选区激光熔化成形组织与力学性能研究[D]. 武汉: 武汉轻工大学, 2023.
- [20] 常凯. 选区激光熔化GH4099高温合金显微组织与力学性能的研究[D]. 辽宁大连: 大连理工大学, 2022.
- [21] 陈楠, 李瑞迪, 袁铁锤, 等. 激光选区熔化GH3536镍基高温合金组织与性能研究[J]. 稀有金属, 2023, 47(5): 679-691.
- [22] 张格, 王建宏, 张浩. 金属粉末选区激光熔化球化现象研究[J]. 铸造技术, 2017, 38(2): 262-265.
- [23] 李瑞迪, 魏青松, 刘锦辉, 等. 选择性激光熔化成形关键基础问题的研究进展[J]. 航空制造技术, 2012(5): 26-31.
- [24] 吴伟辉, 杨永强, 王迪. 选区激光熔化成型过程的球化现象[J]. 华南理工大学学报(自然科学版), 2010, 38(5): 110-115.
- [25] SHRESTHA S, CHOU K. An investigation into melting modes in selective laser melting of Inconel 625 powder: Single track geometry and porosity[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2021, 114(11/12): 3 255-3 267.
- [26] 袁伟豪, 陈辉, 魏青松. 反冲压力作用下激光选区熔化熔池热力学行为[J]. 机械工程学报, 2020, 56(7): 213-219.
- [27] VAGLIO E, DE MONTE T, LANZUTTI A, et al. Single tracks data obtained by selective laser melting of Ti-6Al-4V with a small laser spot diameter[J]. Data in Brief, 2020, 33: 106 443.
- [28] PANWISAWAS C, TANG Y T, REED R C. Metal 3D printing as a disruptive technology for superalloys[J]. Nature Communications, 2020, 11(1): 2 327.
- [29] 宗学文, 刘文杰, 张树哲, 等. 激光选区熔化GH3536合金的微观组织和晶体取向[J]. 稀有金属材料与工程, 2020, 49(9): 3 182-3 188.
- [30] ANTONYSAMY A A, MEYER J, PRANGNELL P. Effect of build geometry on the β grain structure and texture in additive manufacture of Ti-6Al-4V by selective electron beam melting[J]. Materials Characterization, 2013, 84: 153-168.
- [31] HUANG L, CAO Y, LI G H, et al. Microstructure characteristics and mechanical behaviour of a selective laser melted Inconel 718 alloy[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2020, 9(2): 2 440-2 454.
- [32] KOU S. Welding Metallurgy, Second Edition [M]. Hoboken: Wiley-Interscience, 2003.
- [33] BRAILOVSKI, VLADIMIR, KREITZBERG, et al. Effect of heat treatment and hot isostatic pressing on the microstructure and mechanical properties of Inconel 625 alloy processed by laser powder bed fusion[J]. Materials Science & Engineering, 2017, A689: 1-10.
- [34] MA D, ALEXANDRU D S, WAN Z Q, et al. Crystallographic texture in an additively manufactured nickel-base superalloy[J]. Materials Science & Engineering, 2017, A684: 47-53.
- [35] 闫浩. 激光粉末床熔融制备高强Al-Cu-Mg-Si合金及其组织性能研究[D]. 太原: 中北大学, 2022.
- [36] 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.
- [37] NABAVIZADEH S A, ESHRAGHI M, FELICELLI S D, et al. Effect of bubble-induced marangoni convection on dendritic solidification[J]. International Journal of Multiphase Flow, 2019, 116: 137-152.
- [38] MURATA Y, MORINAGA M, YUKAWA N, et al. Solidification structures of Inconel 718 with microalloying elements[J]. Superalloys, 1994, 718: 81-88.
- [39] 冯天豪. Ta元素对GH4780合金组织和力学性能的影响[D]. 山东烟台: 烟台大学, 2025.
- [40] HUANG W P, YANG J J, YANG H H, et al. Heat treatment of Inconel 718 produced by selective laser melting: Microstructure and mechanical properties[J]. Materials Science & Engineering, 2019, A750: 98-107.
- [41] NI M, LIU S C, CHEN C, et al. Effect of heat treatment on the microstructural evolution of a precipitation hardened superalloy produced by selective laser melting[J]. Materials Science & Engineering, 2019, A748: 275-285.
- [42] 刘书俊, 肖文龙, 杨昌一, 等. 激光粉末床熔融增材制造耐热铝合金的研究进展[J]. 材料导报, 2024, 38(18): 175-183.
- [43] 严连菊, 李利军, 于海. 电熔增材制造技术简述[J]. 电焊机, 2019, 49(11): 80-83.
- [44] HANAOR D A H, HU L, KAN W H, et al. Compressive performance and crack propagation in Al alloy/Ti₂Al C composites[J]. Materials Science and Engineering, 2016, A672: 247-256.

(编辑:彭瑾)

欢迎关注《特种铸造及有色合金》微信公众号矩阵,文章信息、行业研究动态与资讯信息早知道!



特种铸造
(关注铸造及有色合金
领域重要研究成果)



压铸界
(压铸领域最新动态
及研究)



青稞讲堂
(金属领域青年科学家
最新研究成果)



特种铸造及有色合金杂志
(文章动态时刻关注)