

## 激光与光电子学进展

激光粉末床熔融 ECY768 合金冶金缺陷、  
显微组织、力学性能研究(特邀)刘浩博<sup>1,2</sup>, 魏恺文<sup>1\*</sup>, 钟桥<sup>1</sup>, 弓健强<sup>1</sup>, 李祥友<sup>1</sup>, 曾晓雁<sup>1</sup><sup>1</sup>华中科技大学武汉光电国家研究中心, 湖北 武汉 430074;<sup>2</sup>北京星航机电装备有限公司, 北京 100074

**摘要** 激光粉末床熔融(LPBF)是钴基高温合金复杂构件整体制造的理想方法。ECY768是一种性能优异的新型钴基高温合金,但目前LPBF成形ECY768合金的研究还十分匮乏。研究了LPBF成形ECY768钴基高温合金的冶金缺陷、显微组织和基础力学性能。结果表明:LPBF成形ECY768合金的冶金缺陷主要为气孔、未熔合和热裂纹;通过调整激光体能量密度等工艺参数,可实现无裂纹、高致密(孔隙率 $<0.5\%$ )ECY768合金成形。LPBF成形ECY768合金的显微组织为以柱状晶为主的“柱状晶+等轴晶”混合组织,总体上呈一定的“ $\langle 001 \rangle$ /构建方向”择优取向;晶粒内部具有细密的胞状亚晶结构,胞晶边界不仅分布有胞状位错网络,还分布有球状MC型和条带状 $M_{23}C_6$ 型两类纳米级碳化物析出相。在优选工艺参数下,LPBF成形ECY768合金的屈服强度为1002 MPa(构建方向)/1267 MPa(垂直构建方向),远高于铸造或LPBF成形的其他主要钴基高温合金;延伸率为10.5%(构建方向)/13.3%(垂直构建方向),与铸造或LPBF成形的其他主要钴基高温合金基本相当。优良的致密度、细密的胞状亚晶结构、纳米碳化物的大量析出及其与位错网络的相互作用是LPBF成形ECY768合金具有优异力学性能的关键。

**关键词** 激光粉末床熔融; ECY768钴基高温合金; 冶金缺陷; 显微组织; 力学性能

中图分类号 TG146.2+1

文献标志码 A

DOI: 10.3788/LOP232185

Metallurgical Defects, Microstructure, and Mechanical Properties of  
ECY768 Alloy Processed via Laser Powder Bed Fusion (Invited)Liu Haobo<sup>1,2</sup>, Wei Kaiwen<sup>1\*</sup>, Zhong Qiao<sup>1</sup>, Gong Jianqiang<sup>1</sup>, Li Xiangyou<sup>1</sup>, Zeng Xiaoyan<sup>1</sup><sup>1</sup>Wuhan National Laboratory for Optoelectronics, Huazhong University of Science and Technology,  
Wuhan 430074, Hubei, China;<sup>2</sup>Beijing Xinghang Electro-Mechanical Co., Ltd., Beijing 100074, China

**Abstract** Laser powder bed fusion (LPBF) is an ideal technique for the comprehensive fabrication of intricate components using cobalt-based superalloys. Despite the outstanding performance of ECY768, a novel cobalt-based superalloy, there exists a research gap concerning the LPBF processing of this alloy. This study delves into the metallurgical defects, microstructure, and fundamental mechanical properties of the ECY768 cobalt-based superalloy when subjected to LPBF. The findings reveal that the predominant metallurgical defects in ECY768 alloy processed by LPBF are gas pores, lack-of-fusion, and hot cracks. Adjusting processing parameters, such as laser energy density, facilitates the production of ECY768 specimens devoid of cracks and exhibiting high density (porosity  $<0.5\%$ ). The LPBF-processed ECY768 alloy exhibits a mixed grain structure comprising predominantly columnar grains with some equiaxed grains. A  $\langle 001 \rangle$  preferred orientation, nearly parallel to the build direction, is evident. Within the solidification grains, a cellular dendritic microstructure is observable. Sub-grain boundaries concentrate both a dislocation network and two types of nano-scale carbides-ball-shaped MC-type carbides and band-shaped  $M_{23}C_6$ -type carbides. Under optimized processing parameters, the yield strength of ECY768 specimens reaches 1002 MPa (parallel to build direction) and 1268 MPa (perpendicular to build direction), surpassing that of other main cobalt-based superalloys formed by casting or LPBF. Simultaneously, the elongation of ECY768 specimens is 10.5% (parallel to build direction) and 13.3% (perpendicular to

收稿日期: 2023-09-25; 修回日期: 2023-11-15; 录用日期: 2023-11-27; 网络首发日期: 2023-12-12

基金项目: 国家重点研发计划(2022YFB3707000、2017YFB1103800)、国家科技重大专项(Y2019-VII-0011-0151)、湖北省自然科学基金(2022CFB715)、中央高校基本科研业务费专项资金(2021XXJS029)

通信作者: \*Laser\_wei@hust.edu.cn

build direction), aligning closely with the performance of other main cobalt-based superalloys produced through casting or LPBF. The exceptional mechanical properties of LPBF-processed ECY768 alloy are attributed to satisfactory relative density, a refined cellular dendritic microstructure, substantial nanocarbide precipitation, and their interaction with the dislocation network.

**Key words** laser powder bed fusion; ECY768 cobalt-based superalloy; metallurgical defects; microstructure; mechanical properties

# 1 引言

钴基高温合金具有良好的机械强度、热稳定性、抗腐蚀和抗氧化能力,因此其应用领域正在迅速扩展<sup>[1-2]</sup>。ECY768 合金是一种新型钴基高温合金,系在经典铸造钴基高温合金 Mar-M509 的基础上改良所得,综合性能优异,特别适用于制造“两机”导向叶片和燃油喷嘴等热端构件。而随着相关工业领域的快速发展,这些热端构件正在面临愈发严酷的高温、高压工作环境,结构复杂度和性能要求不断提升,实施整体化制造已成为发展趋势<sup>[3-4]</sup>。同时,钴基高温合金具有变形抗力大、易开裂和难切削等特性,导致铸造和机加工等传统加工方法存在工艺流程复杂、能耗高、模具/刀具损耗快等问题<sup>[5]</sup>。因此,亟需整体化、高性能化的制造新方法。

近年来,激光粉末床熔融技术(LPBF)成为了应用最广的金属增材制造技术。这种先进的成形工艺通过控制高能激光束选择性地熔化厚度仅为几十微米的合金粉末层,从而逐层成形出与设计模型相同的金属构件,在制造复杂热端构件方面具有独特的优势<sup>[6-8]</sup>。同时,LPBF 成形构件因激光快速熔凝效应而具有细密的显微组织,因而通常具有比铸件更优的力学性能<sup>[9]</sup>。因此,采用 LPBF 技术有望突破钴基高温合金高性能复杂热端构件的制造难题。

目前,国内外已有少量关于 LPBF 成形钴基高温合金的研究报道,成形对象主要是经典铸造钴基高温

合金 Mar-M509。上海大学 Wang 等<sup>[10]</sup>研究了激光能量密度对 LPBF 成形不含碳 Mar-M509 合金微观结构的影响,结果表明,成形试样的主要冶金缺陷为裂纹,且激光能量密度越大,裂纹密度越高。美国新罕布什尔大学 Ferreri 等<sup>[8]</sup>研究了 LPBF 成形含碳 Mar-M509 合金的显微组织和力学性能,发现 LPBF 成形含碳 M-M509 钴基高温合金的主要冶金缺陷为气孔,在最优成形参数下其强度远高于铸态,延伸率则与铸态相当。上述研究证实了 LPBF 技术成形钴基高温合金的可行性。然而,目前关于 LPBF 成形 ECY768 合金的研究还未见公开报道。

本文研究了 LPBF 成形 ECY768 合金的冶金缺陷、显微组织和力学性能。通过工艺参数优化,实现了 ECY768 合金的无裂纹、高致密(孔隙率 < 0.5%)、高性能 LPBF 成形,并且揭示了其组织结构对基础力学性能的影响机制。相关结果为 ECY768 钴基高温合金 LPBF 成形技术的应用提供了工艺基础。

# 2 试验方法

## 2.1 试验材料与设备

LPBF 试验使用球形雾化 ECY768 合金粉末,其化学成分见表 1。分别使用 Gemini SEM300 型扫描电子显微镜和 Mastersizer 3000 型激光粒度分析仪对粉末的形态和粒径进行表征,结果表明粉末球形度较好,粒径近似呈高斯分布,中粒径为 38.9 μm,如图 1 所示。

表 1 ECY768 合金粉末的化学成分

Table 1 Elemental composition of ECY768 alloy powders

Element	Co	Cr	Ni	W	Ta	C	Fe	Ti	Al	O	Other
Mass fraction /%	Bal.	23.64	10.46	7.07	3.52	0.57	0.34	0.28	0.18	0.012	0.008

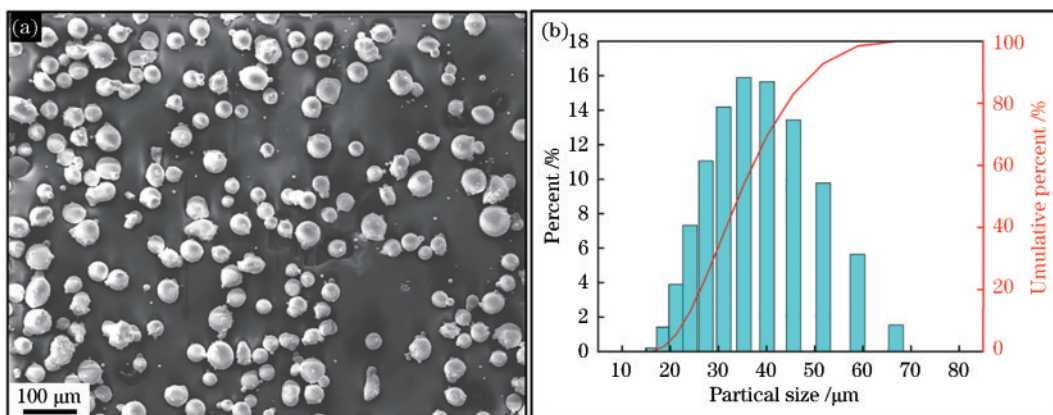


图 1 ECY768 合金粉末。(a)典型形貌;(b)粒径分布

Fig. 1 ECY768 alloy powder. (a) Typical morphology; (b) particle-size distribution

LPBF 试验采用上海探真激光技术有限公司和华中科技大学联合研发的 TZ-300 型激光粉末床熔融装备,该装备配有最大功率为 500 W 的 Nd:YAG 光纤激光器,最大成形尺寸为 250 mm×250 mm×280 mm,最高扫描速度为 7000 mm·s<sup>-1</sup>,聚焦光斑直径约 100 μm。基板材质为 45 钢,试验中将基板预热温度设定为 100 °C。LPBF 成形过程在氧气体积分数小于 50×10<sup>-6</sup>

的高纯 Ar 保护气氛中进行,以避免粉末和成形样品的氧化污染。

### 2.2 试验参数设计

本文主要研究激光功率、激光扫描速度、激光扫描间距及铺粉层厚等重要工艺参数对 ECY768 合金 LPBF 成形质量的影响。参数选取范围如表 2 所示,所采用的光栅式激光扫描策略如图 2 所示。

表 2 LPBF 工艺试验的参数变量  
Table 2 Parameters for LPBF processing experiments

Layer thickness / mm	Laser power / W	Laser scanning speed / (mm·s <sup>-1</sup> )	Hatch spacing / mm	Laser defocus / mm	Rotation angle / (°)
0.04	200	400-1600	0.08-0.12	+2.5	90
	300				
	400				
0.02	200	800-1400	0.08-0.12	+2.5	90
	300				
	400				

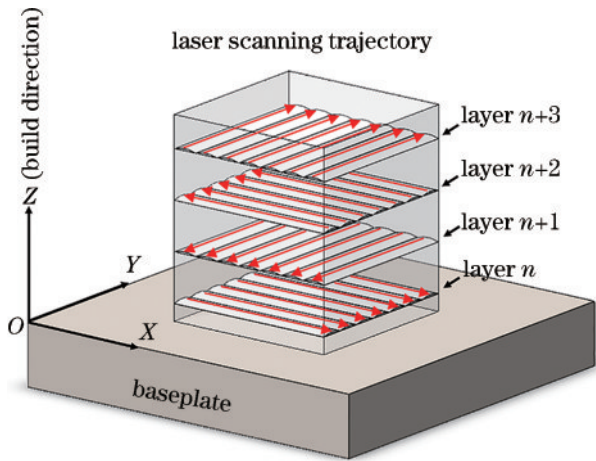


图 2 光栅式激光扫描策略示意图

Fig. 2 Illustration of grating type laser scanning strategy

为了准确地描述不同工艺方案下激光能量输入的大小,参照现有研究结果<sup>[11]</sup>,引入激光体能量密度  $E_v$  (J·mm<sup>-3</sup>) 的概念,其表达式为

$$E_v = \frac{P}{V \cdot H \cdot D}, \quad (1)$$

式中:  $P$ 、 $V$ 、 $H$ 、 $D$  分别为激光功率、扫描速度、扫描间距和铺粉层厚。

为分析 LPBF 成形 ECY768 合金的冶金缺陷、致密度和显微组织,在不同工艺条件下成形一系列尺寸为 10 mm×10 mm×7 mm 的块体试样。为分析 LPBF 成形 ECY768 合金的基础力学性能,在最优工艺条件下成形出水平方向和垂直方向的两组室温拉伸试样,成形毛坯尺寸均为 34 mm×11 mm×7 mm,如图 3 所示。

### 2.3 分析仪器与表征方法

#### 1) 孔隙率和裂纹率分析

孔隙率分析基于金相法。首先,采用电火花线切割将 LPBF 成形块体试样从基板上取下,沿构建方向将试样从中间位置切开,并按照金相试样制备标准进行机械研磨和抛光处理。然后,使用 Nikon EPIPHOT-300 显微镜(OM)在 50 倍放大倍数下观察试样截面,随机选择 5 个区域进行拍照。最后,使用 Image-Pro Plus

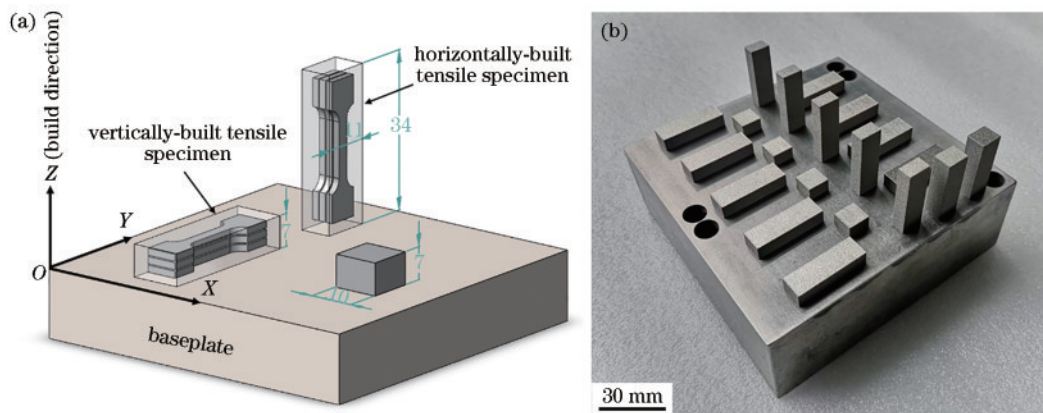


图 3 拉伸试样毛坯和工艺试块。(a)尺寸示意图;(b)实物图

Fig. 3 Tensile specimen blank and process test block. (a) Dimensional schematic; (b) photo of forming specimens

(IPP)软件对OM照片中的孔隙缺陷面积占比进行统计,将5次统计结果的平均值记为孔隙率 $\rho_p$ 。

裂纹率分析同样基于金相法,所用的试样处理方法与孔隙率分析相同。首先,在50倍放大倍数下观察LPBF成形块体试样的纵截面,随机选取5个区域拍照。然后,标记每张OM图中裂纹的个数,取5次统计结果的平均值记为OM观测视野内的裂纹数量 $C_c$ 。最后,将裂纹数量 $C_c$ 除以每张OM图所对应的试样截面积( $1.95 \text{ mm}^2$ ),即得到裂纹率 $\rho_c(\text{mm}^{-2})$ ,

$$\rho_c = \frac{C_c}{1.95} \quad (2)$$

## 2) 显微组织分析

使用 Nikon EPIPHOT-300 显微镜(OM)和 Gemini SEM 300 型扫描电镜(SEM)观察 LPBF 成形试样的冶金缺陷与显微组织。采用王水(盐酸和硝酸的物质的量之比为 3:1)对金相截面进行腐蚀。使用 X'pert3 powder 型 X 射线衍射仪进行物相分析,扫描角度为  $30^\circ \sim 100^\circ$ ,扫描速度为  $18 \text{ s}/(^{\circ})$ 。使用 Aztec Nordlys Max 3 高速电子背散射衍射(EBSD)系统,分析 LPBF 试样的晶粒形貌尺寸、晶体取向以及织构强度。用于 EBSD 分析的样品在机械抛光之后需要进一步电解抛光,抛光液由体积分数 10% 高氯酸和 90% 乙醇混合而成,工作电压和温度分别为 20 V 和  $0^\circ\text{C}$ ,电解时间为 40 s。使用 FEI Tecnai G2 透射电子显微镜(TEM)对试样中的析出相和位错等晶格缺陷进行分析。TEM 分析样品的制备过程为:①将线切割得到的试样薄片机械研磨至  $30 \mu\text{m}$  以下;②将研磨后的薄片冲裁为直径 3 mm 圆片;③使用 Gatan PIPS II 695 精密离子减薄仪对圆片进行减薄,直至获得厚度仅数十纳米的薄区。

## 3) 力学性能分析

本文通过进行室温拉伸性能测试和显微硬度测试,研究了 LPBF 成形 ECY768 合金的基础力学性能。室温拉伸性能测试使用 AG-IC 100kN 型材料试验机,每个工艺参数下至少进行 3 次测试,取测试数据的平均值作为拉伸性能结果。为了量化力学性能的各向异性程度,引入差异比  $D_r$ ,其计算方法为

$$D_r = \frac{|V_{MP} - H_{MP}|}{|V_{MP} + H_{MP}|/2} \quad (3)$$

式中: $V_{MP}$ 和 $H_{MP}$ 分别是构建方向和垂直构建方向的室温拉伸性能。

拉伸试样的制备方法为:首先,按照图4所示的设计尺寸,采用电火花线切割技术对 LPBF 成形的拉伸试样毛坯进行加工。然后,用 2000 目砂纸将拉伸样的表面打磨光亮。最后,使用游标卡尺测得打磨完成后的试样尺寸。

LPBF 成形试样的显微硬度分析采用 HVS-1000A 维氏硬度测试仪,测试负载为 300 g,压头压入时间为

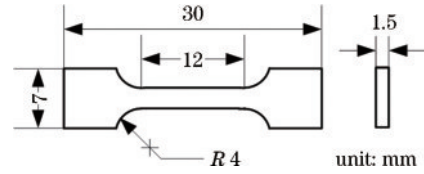


图4 拉伸试样设计尺寸

Fig. 4 Design dimensions of tensile specimens

20 s。每个试样测量 20 次,取数据平均值作为最终结果。试样在进行维氏硬度测试前,采用 2000 目砂纸对其表面进行机械研磨和抛光,提高待测表面平面度,以提升数据的准确性。

## 3 结果与讨论

### 3.1 冶金缺陷特征

根据试样的冶金缺陷特征及其能否平稳成形,LPBF 成形 ECY768 合金的工艺窗口可划分为图5所示的7个典型区域。在每个典型区域内,代表性试样的金相照片或整体外观如图6所示。可以看出:当铺粉层厚为 0.04 mm 时,本文所用的激光功率/扫描速度/扫描间距组合都能实现 ECY768 合金的平稳成形;当铺粉层厚降低至 0.02 mm 时,ECY768 合金的成形性随激光功率提升而逐渐变差;特别是激光功率达到 400 W 时,在所有的激光扫描速度/扫描间距组合下,成形层表面均呈现凸凹不平的状态(如#7 样品),由此导致铺粉过程无法平稳进行,使得成形失败。

现有研究表明,在 LPBF 成形过程中,过大的激光能量输入会加剧飞溅及熔池不规则流动现象<sup>[12-13]</sup>,从而降低成形层的平整度。当铺粉层厚从 0.04 mm 降低至 0.02 mm 时,铺粉刮刀和工作平面之间的间隙相应减小,对成形层平整度的要求变高。因此,相对于 0.04 mm 铺粉层厚,ECY768 合金在 0.02 mm 铺粉层厚下的可成形参数窗变窄,且激光功率越高该现象越显著。

从图5、图6还可看出,在可成形参数范围内,LPBF 成形 ECY768 合金的典型冶金缺陷主要包括三种,分别是近圆形孔隙、不规则孔隙和裂纹。这些冶金缺陷或单独出现,或同时出现,使得样品的冶金缺陷分布状态共有“仅含近圆形孔隙(如#4 样品)”、“仅含裂纹(如#2 样品)”、“仅含不规则孔隙(如#3 样品)”、“同时包含近圆形孔隙和裂纹(如#1 样品)”、“同时包含不规则孔隙和裂纹(如#5 样品)”5种。当铺粉层厚 $D=0.02 \text{ mm}$ 、激光功率 $P=200 \text{ W}$ 、扫描速度 $V=1000 \text{ mm/s}$ 、扫描间距 $H=0.09 \text{ mm}$ 时,样品内部既观察不到明显的裂纹,也观察不到近圆形或不规则孔隙,呈现出良好的致密化状态(#6 样品)。

### 3.2 冶金缺陷形成机制

为明晰近圆形孔隙和不规则孔隙的形成机制,进一步对这两类冶金缺陷的显微形态进行观察。其中,

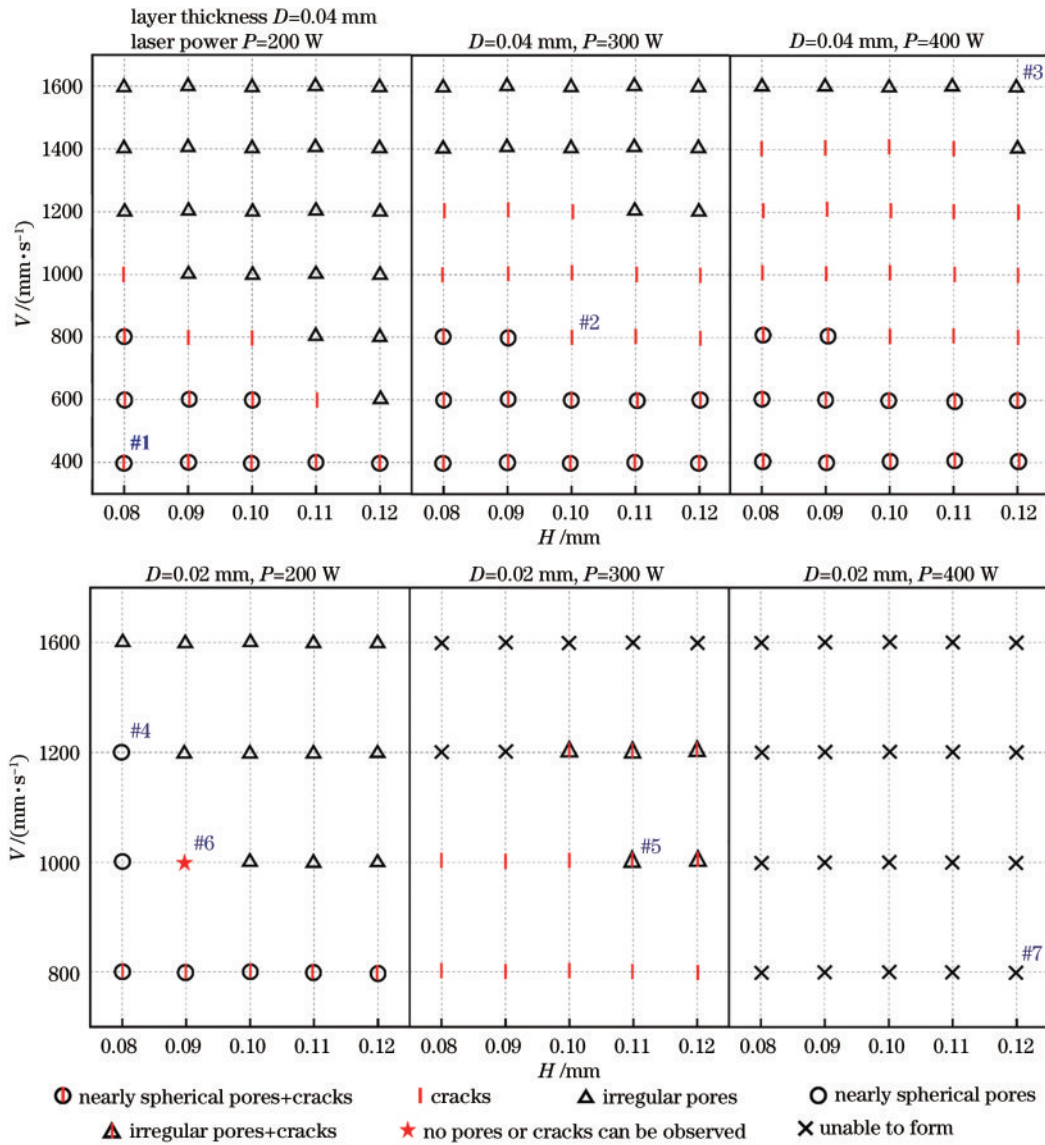


图5 LPBF 成形 ECY768 合金的工艺窗口

Fig. 5 Process window for ECY768 alloy processed by LPBF

图 7(a) 为近圆形孔隙缺陷在金相腐蚀前后的对比图。可以看出, 该类冶金缺陷集中分布在激光熔道的中下部, 且相应激光熔道具有大于 1 的深宽比, 呈现典型的小孔型熔池特征<sup>[14]</sup>。因此, 近圆形孔隙缺陷的形成机制为: 在较强的激光能量输入下, 合金粉末部分气化并对熔池表面产生蒸气反冲压力, 导致熔池表面下凹形成小孔<sup>[15]</sup>; 在熔体表面张力、重力、合金蒸气反冲压力等复杂交互作用下, 熔池小孔容易发生崩塌, 使得小孔内部的气体被卷入熔池<sup>[16]</sup>; LPBF 熔池冷却速度高, 被卷入熔池内部的气体未能在凝固前逸出, 从而在熔道中下部产生近似圆形气孔<sup>[17]</sup>。由于小孔效应发生的前提是激光能量输入较高, 因此此类缺陷多出现在相对较低的激光扫描速度范围内 (0.04 mm 层厚时为 400~800 mm/s, 0.02 mm 层厚时为 800~1200 mm/s), 如图 5 所示。

图 7(b) 为不规则孔隙缺陷在金相腐蚀前后的对

比图。可以看到, 此类缺陷多出现在相邻熔道之间, 内部可见未熔化或仅部分烧结的合金粉末。因此, 不规则孔隙缺陷的形成机制为: 激光能量偏低, 未能使合金粉末层未完全熔化, 导致相邻激光熔道以及相邻成形层之间不能形成充分的冶金结合, 从而形成形状不规则的未熔合孔隙缺陷。激光能量输入不足是发生不充分熔合的根本原因, 因此此类缺陷多出现在较高的激光扫描速度范围内 (0.04 mm 层厚时为 600~1600 mm/s, 0.02 mm 层厚时为 1000~1400 mm/s), 如图 5 所示。

为探明裂纹缺陷的产生机理, 对裂纹及邻近区域开展了能谱仪 (EDS) 和 EBSD 表征, 结果如图 8 所示。可见, 裂纹集中分布在凝固晶粒的晶界处 (GB), 且裂纹附近的位错密度 (GND) 较大。同时, 与基体相比, 裂纹处明显存在 Cr、W、Ta、Ti、C 等元素的富集。众所周知, 沿晶分布是热裂纹的典型特征, 而热裂纹产生

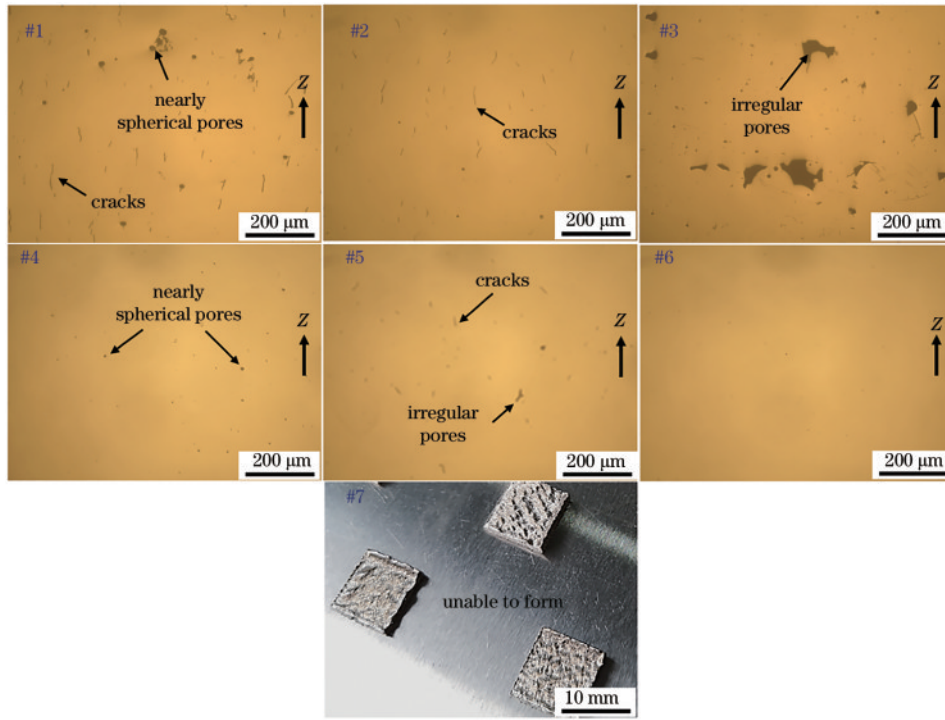


图 6 不同工艺窗口内代表性试样的典型缺陷形态或外观照片(试样编号与图 5 中的编号一致)

Fig. 6 Typical defect characteristics or appearance of representative specimens within different process windows (specimen numbers correspond to those in Fig. 5)

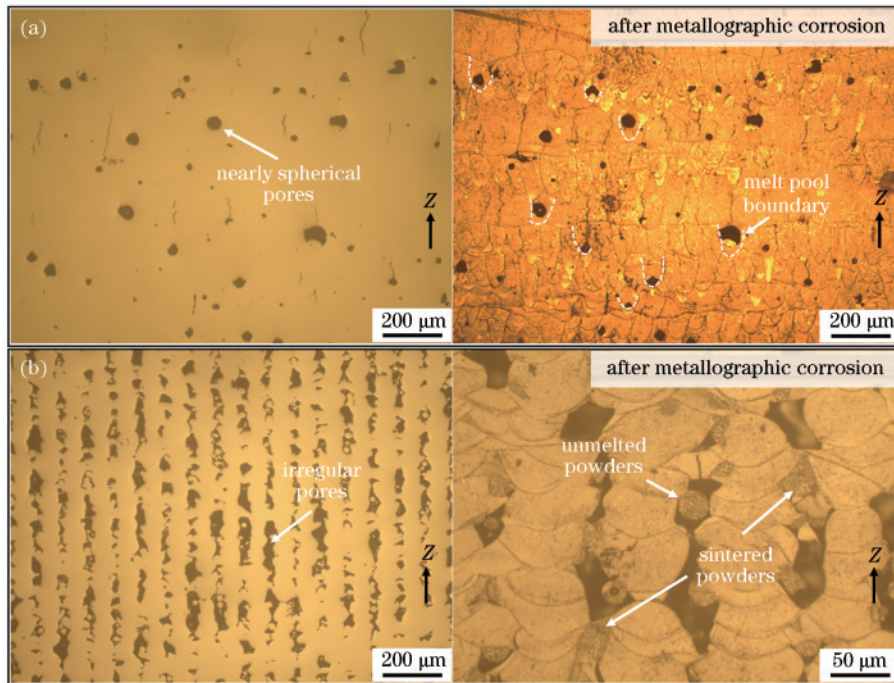


图 7 孔隙缺陷在金相腐蚀前后的形貌对比图。(a)近圆形孔隙;(b)不规则孔隙

Fig. 7 Comparison of the morphology of pore defects before and after metallographic corrosion. (a) Nearly spherical pores; (b) irregular pores

的机制通常被认为是凝固末期晶粒间低熔点相所形成的液膜无法抵御热应力而被撕裂<sup>[18]</sup>。对于钴基高温合金, Cr、W、Ta、Ti、C 等元素是低熔点碳化物的主要组成元素<sup>[19-20]</sup>。另外, 位错密度越大的区域一般而言越容易出现局部应力越集中。因此, LPBF 成形 ECY768 合金的裂纹缺陷形成机理为: 一方面, 在

LPBF 熔池凝固末期, 凝固晶粒之间由于发生 Cr、W、Ta、Ti、C 等元素的偏析而形成低熔点液膜, 为裂纹的产生提供了内在条件; 另一方面, LPBF 快热快冷的工艺特点导致热应力较大, 为裂纹的产生提供了外在条件; 最终, 在局部应力较大且存在液膜的区域, 形成了热裂纹。

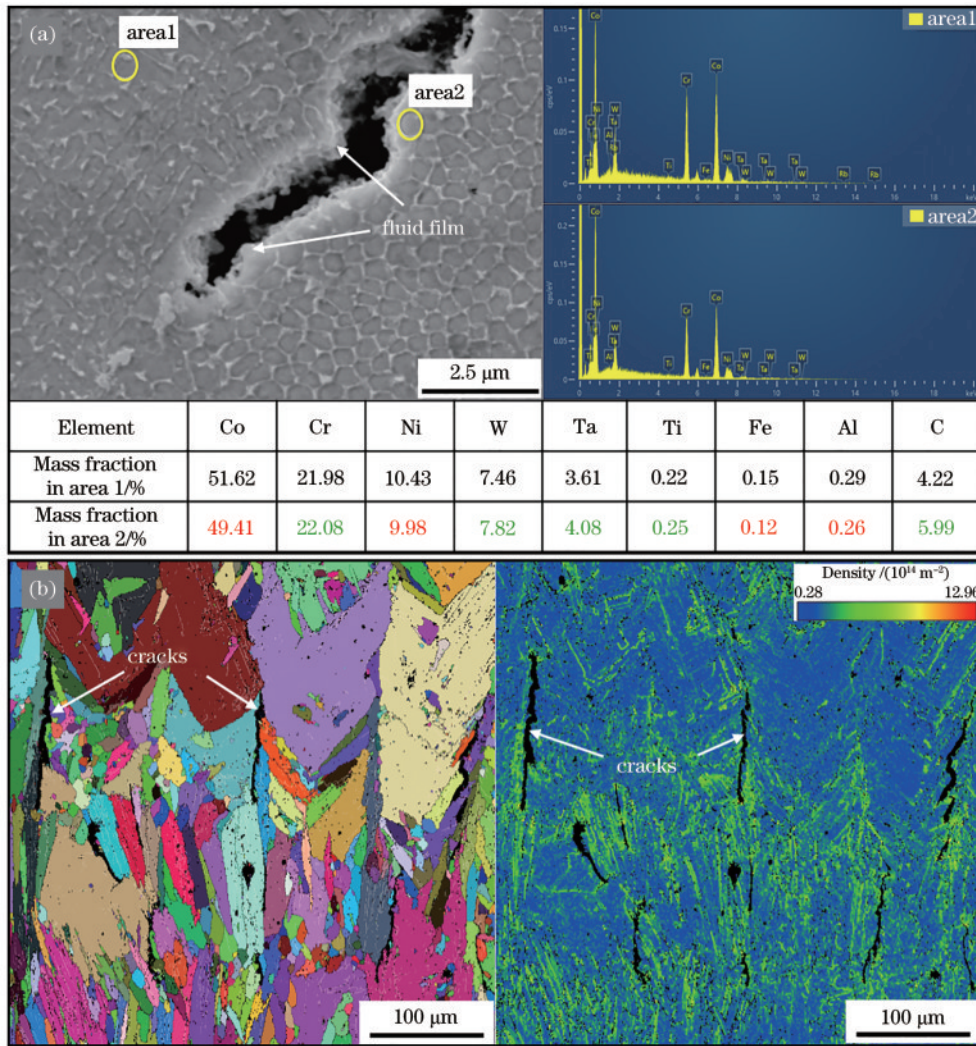


图 8 裂纹区域的 EDS 和 EBSD 分析。(a) EDS; (b) EBSD

Fig. 8 EDS and EBSD analysis of cracked regions. (a) EDS; (b) EBSD

### 3.3 孔隙率和裂纹率

对不同工艺参数下 LPBF 成形 ECY768 块体试样的孔隙率进行统计,结果如图 9 所示。当激光功率  $P$  不变时,孔隙率随着激光扫描速度  $V$  的增加呈现先缓慢减小后迅速增大的趋势。当扫描间距不变时,激光功率越低,孔隙率受激光扫描速度的影响越显著。激光功率相同时,铺粉层厚  $D$  越小,孔隙率  $\rho_p$  越小,且受激光扫描速度  $V$  和扫描间距  $H$  的影响越小。

为了更加直观地描述工艺参数对孔隙率的影响,进一步绘制了孔隙率与激光体能量密度的散点图,如图 10 所示。可以看出,孔隙率与激光体能量密度保持了较高的对应性。当激光体能量密度低于  $50.00 \text{ J}\cdot\text{mm}^{-3}$  时,试样孔隙率随激光体能量密度的下降而陡然增大。当激光体能量密度降低至  $30.00 \text{ J}\cdot\text{mm}^{-3}$  以下时,孔隙率最高已接近 20%。随着激光体能量密度从  $50.00 \text{ J}\cdot\text{mm}^{-3}$  逐步增高,孔隙率呈现出下降趋势,且其收敛性逐渐增强。当激光体能量密度为  $62.50\sim 112.50 \text{ J}\cdot\text{mm}^{-3}$  时,孔隙率基本上能达到低于 0.50% 的较优水平。然而,当激光体能量密度提升至大于  $112.50 \text{ J}\cdot\text{mm}^{-3}$  后,孔

隙率整体上再度提升,但提升速度相对缓慢。

图 11 进一步给出了裂纹率与激光体能量密度的散点图。由图可知,随着激光体能量密度的减小,裂纹率的上限会降低。具体地说:当激光体能量密度大于  $125.00 \text{ J}\cdot\text{mm}^{-3}$  时,无论如何调整工艺参数,裂纹含量均大于 0;当激光体能量密度处于  $59.50\sim 125.00 \text{ J}\cdot\text{mm}^{-3}$  范围内时,通过调整工艺参数,可以使裂纹含量降为 0;当激光体能量密度小于  $59.50 \text{ J}\cdot\text{mm}^{-3}$  时,裂纹含量始终保持为 0。因此,通过适当降低激光能量密度,可以实现 ECY768 合金的无裂纹 LPBF 成形。

通过以上对冶金缺陷、孔隙率和裂纹率的研究,本文确立了 LPBF 成形 ECY768 合金的最优工艺参数如下:铺粉层厚 0.02 mm、激光功率 200 W、扫描速度 1000 mm/s、扫描间距 0.09 mm、激光能量密度为  $111.1 \text{ J}\cdot\text{mm}^{-3}$ 。此时,成形试样无裂纹且保持高度致密(孔隙率为 0.05%)。

### 3.4 宏观组织特征与晶粒取向

图 12 展示了最优工艺参数下 LPBF 成形 ECY768 合金试样横截面和纵截面腐蚀后的 OM 图。在纵截

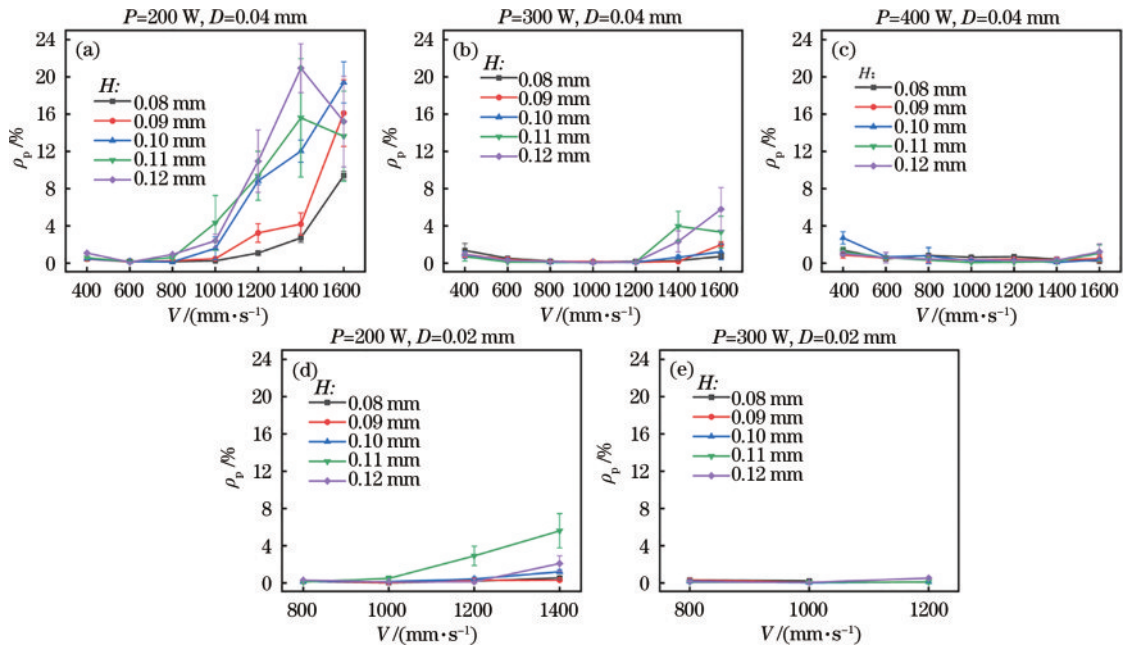


图 9 工艺参数对孔隙率的影响规律。(a)  $P=200\text{ W}$ ,  $D=0.04\text{ mm}$ ; (b)  $P=300\text{ W}$ ,  $D=0.04\text{ mm}$ ; (c)  $P=400\text{ W}$ ,  $D=0.04\text{ mm}$ ; (d)  $P=200\text{ W}$ ,  $D=0.02\text{ mm}$ ; (e)  $P=300\text{ W}$ ,  $D=0.02\text{ mm}$

Fig. 9 Effect law of process parameters on the porosity. (a)  $P=200\text{ W}$ ,  $D=0.04\text{ mm}$ ; (b)  $P=300\text{ W}$ ,  $D=0.04\text{ mm}$ ; (c)  $P=400\text{ W}$ ,  $D=0.04\text{ mm}$ ; (d)  $P=200\text{ W}$ ,  $D=0.02\text{ mm}$ ; (e)  $P=300\text{ W}$ ,  $D=0.02\text{ mm}$

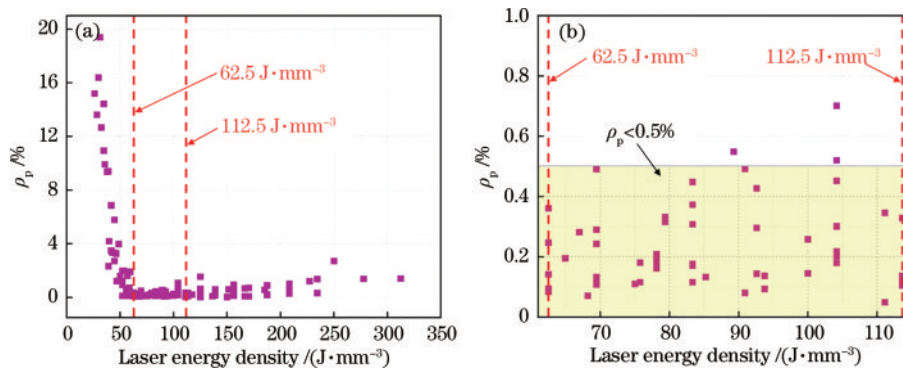


图 10 孔隙率与激光体能量密度的散点图。(a) 激光体能量密度取值范围为  $26.04\sim 312.50\text{ J}\cdot\text{mm}^{-3}$ ; (b) 激光体能量密度取值范围为  $62.50\sim 112.50\text{ J}\cdot\text{mm}^{-3}$

Fig. 10 Scatter plot of porosity and laser energy density. (a) Laser energy density of  $26.04\sim 312.50\text{ J}\cdot\text{mm}^{-3}$ ; (b) laser energy density of  $62.50\sim 112.50\text{ J}\cdot\text{mm}^{-3}$

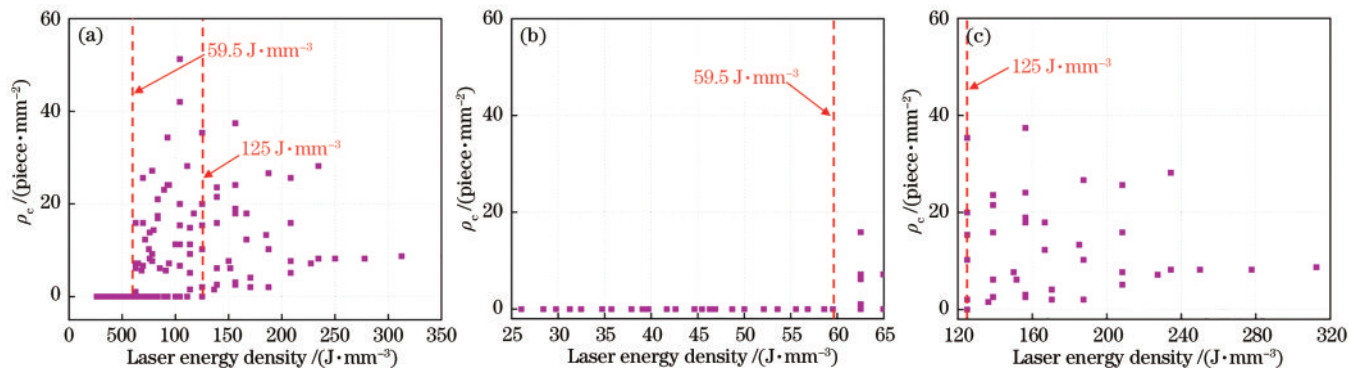


图 11 裂纹率与激光体能量密度的散点图。(a) 激光体能量密度取值范围为  $26.04\sim 312.50\text{ J}\cdot\text{mm}^{-3}$ ; (b) 激光体能量密度取值范围为  $26.04\sim 65.00\text{ J}\cdot\text{mm}^{-3}$ ; (c) 激光体能量密度取值范围为  $125.00\sim 312.50\text{ J}\cdot\text{mm}^{-3}$

Fig. 11 Scatter plot of crack rate and laser energy density. (a) Laser energy density of  $26.04\sim 312.50\text{ J}\cdot\text{mm}^{-3}$ ; (b) laser energy density of  $26.04\sim 65.00\text{ J}\cdot\text{mm}^{-3}$ ; (c) laser energy density of  $125.00\sim 312.50\text{ J}\cdot\text{mm}^{-3}$



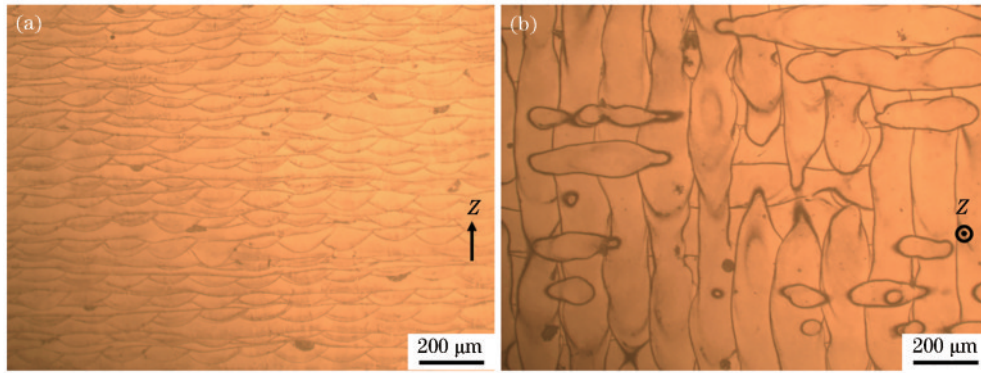


图 12 最优工艺参数下 LPBF 成形 ECY768 合金腐蚀后的光镜图。(a)纵截面;(b)横截面

Fig. 12 Optical micrographs of ECY768 alloy processed by LPBF after corrosion under the optimized processing parameters.

(a) Vertical section; (b) horizontal section

面,熔道截面呈鱼鳞形状规则排布,深宽比约为 0.45 (小于 1),表明优化参数条件下 LPBF 成形过程中的熔池传热模式为热传导模式<sup>[12, 21]</sup>。在试样横截面,相邻层间的激光熔道垂直交织,与本文所采用的光栅式激光扫描策略吻合。总体而言,激光熔道形貌规则且搭接规律,表明成形过程稳定,这与较高的致密化程度相

互印证。

图 13 为最优工艺参数下 LPBF 成形 ECY768 合金试样横截面和纵截面的晶粒成像图 (IPF) 与极图 (PF)。从图 13(a) 可以看出, ECY768 合金具有以柱状晶为主的“柱状晶+等轴晶”混合组织。大部分柱状晶的轴向沿构建方向,也有部分与构建方向呈小角度夹

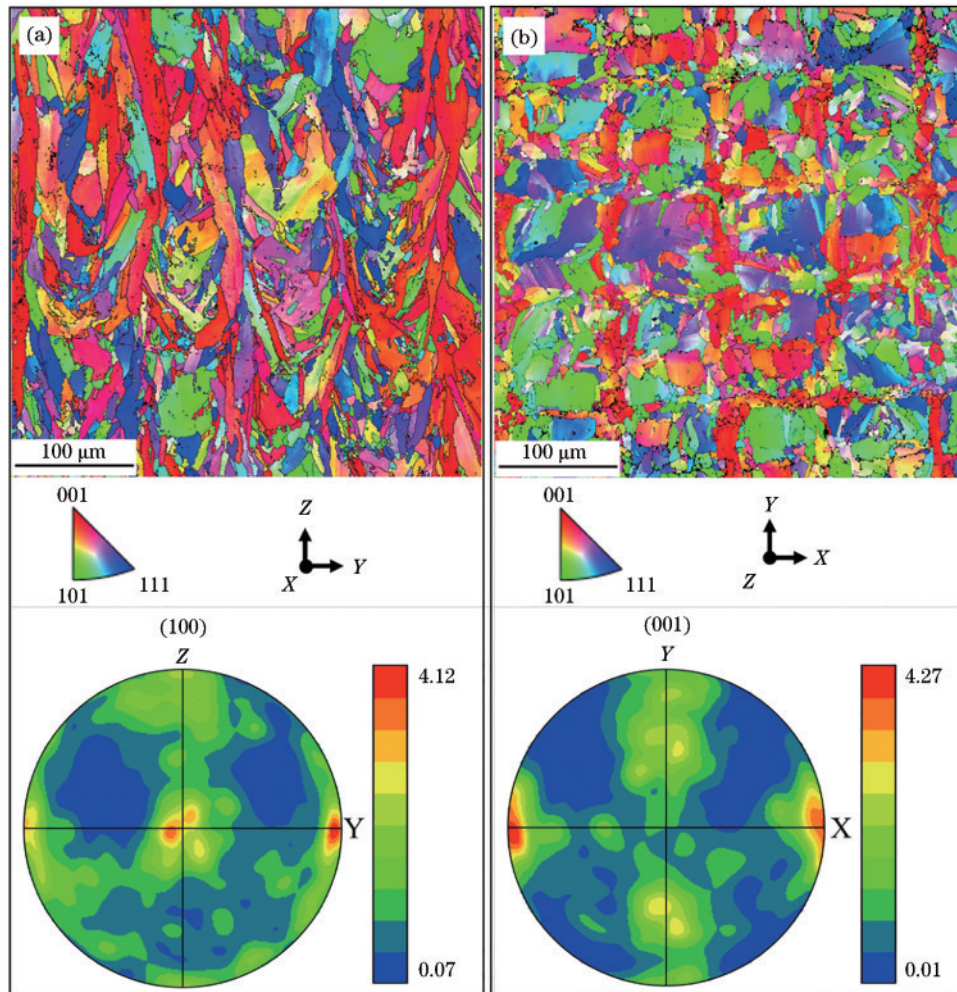


图 13 最优工艺参数下 LPBF 成形 ECY768 合金的 EBSD-IPF 图和 EBSD-PF 图。(a)纵截面;(b)横截面

Fig. 13 EBSD-IPF and EBSD-PF of ECY768 alloy processed by LPBF under the optimized processing parameters. (a) Vertical section; (b) horizontal section

角,角度在 $0^{\circ}\sim 21.4^{\circ}$ 之间。柱状晶长度约为 $20\sim 200\ \mu\text{m}$ ,宽度约为 $3\sim 40\ \mu\text{m}$ ;等轴晶的长度和宽度均小于 $70\ \mu\text{m}$ 。从图 13(b)可以看出,由于采用光栅式激光扫描策略,晶粒在横截面的形态分布近似为棋盘格状。棋盘线附近区域主要分布着“ $\langle 001 \rangle$ /构建方向”的柱状晶粒,棋盘格中心区域则主要分布着“ $\langle 101 \rangle$ /构建方向”、“ $\langle 111 \rangle$ /构建方向”等取向的等轴晶粒。晶粒尺寸统计结果表明,试样在不同方向上的晶粒尺寸具有一定差别。其中,纵截面的等效圆平均晶粒尺寸约为 $33.9\ \mu\text{m}$ ,横截面的等效圆平均晶粒尺寸约为 $24.7\ \mu\text{m}$ 。根据试样的 PF 图可知,LPBF 成形 ECY768 合金整体上存在一定的“ $\langle 001 \rangle$ /构建方向”择优取向,但织构强度偏低, $\{001\}$ 特征晶面的最大投影极密度值仅为 $4.12\sim 4.27$ 。

### 3.5 显微组织与物相组成

图 14 给出了最优工艺参数下 LPBF 成形 ECY768 合金纵截面和横截面的 SEM 图。图 14(a)、(b)表明,ECY768 合金的晶粒内部存在胞状树枝晶亚结构。胞状枝晶的生长方向在相邻成形层间可能发生 $90^{\circ}$ 转变,这与光栅式激光扫描策略导致温度梯度发生 $90^{\circ}$ 转变有关<sup>[22]</sup>。通过图 14(c)~(f),对胞晶间距进行半定量分析,测得胞晶间距仅为 $350\sim 450\ \text{nm}$ ,比铸造 ECY768 合金小了 3 个量级<sup>[23]</sup>。这是由于 LPBF 成形期间熔池冷却速度高达 $10^4\sim 10^7\ \text{K/s}$ ,胞晶生长速率极快,因而胞晶组织较细小<sup>[24]</sup>。同时注意到,胞晶晶界处集中分布着大量的纳米析出相,一部分呈球状,直径小于 $70\ \text{nm}$ ,另一部分呈现条带状,宽度约 $30\sim 50\ \text{nm}$ 。这些析出相构成了胞晶结构的骨架。

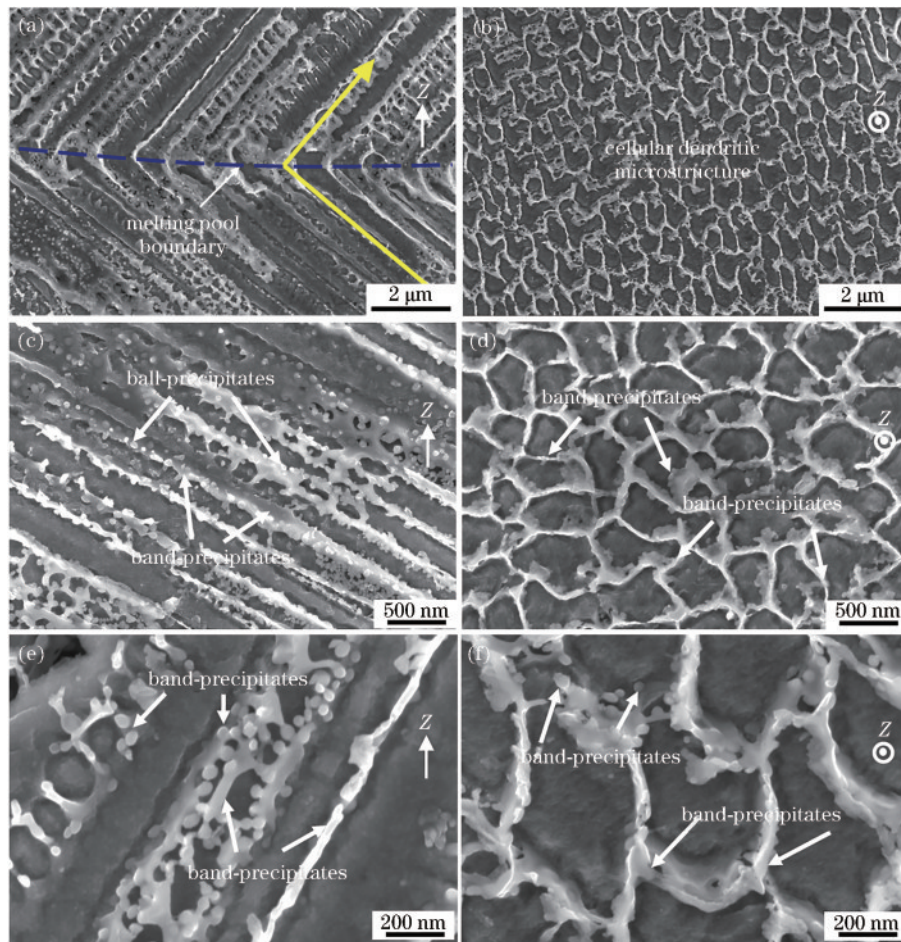


图 14 最优工艺参数下 LPBF 成形 ECY768 合金晶内显微组织 SEM 图。(a)(c)(e)纵截面;(b)(d)(f)横截面

Fig. 14 SEM images of microstructure in the grains of ECY768 alloy processed by LPBF under the optimized processing parameters. (a) (c) (e) Vertical sections; (b) (d) (f) horizontal sections

最优工艺参数下 LPBF 成形 ECY768 合金的 X 射线衍射仪(XRD)曲线如图 15 所示。通过与标准 PDF 卡片对比发现,除了 Co 基体相的衍射峰之外,还存在与 MC 型碳化物和  $M_{23}C_6$  型碳化物对应的衍射峰。具体地,衍射角为 $36.6^{\circ}$ 、 $42.4^{\circ}$ 、 $61.5^{\circ}$ 、 $72.1^{\circ}$ 的衍射峰可能对应 MC 型碳化物,衍射角为 $36.6^{\circ}$ 、

$47.8^{\circ}$ 、 $55.8^{\circ}$ 、 $72.1^{\circ}$ 的衍射峰可能所对  $M_{23}C_6$  型碳化物。图 14 中观察到的纳米析出相,可能就是这些碳化物。

为了进一步确认纳米析出相的晶体结构和化学成分,对 ECY768 合金样品进行了 TEM 分析,结果如图 16 所示。图 16(a)为高角环形暗场扫描透射图,可

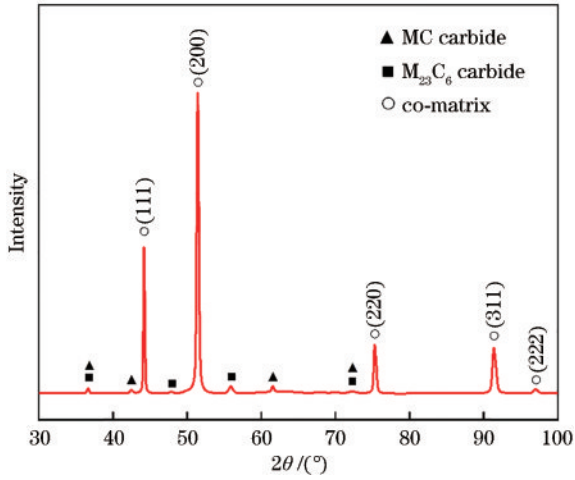


图 15 最优工艺参数下 LPBF 成形 ECY768 合金的 XRD 衍射谱  
 Fig. 15 X-ray diffraction spectra of ECY768 alloy processed by LPBF under the optimized processing parameters

以清晰地看到在胞晶晶界处分布着大量的纳米析出相,这与扫描电镜分析(图 14)结果一致。图 16(b)表

明,球状的纳米析出相主要富集 C、Ta、Ti 元素,条带形态的析出相则主要富集 C、Cr 元素。利用 Digital Micrograph 软件分别对两种纳米析出相的高分辨图像(HRTEM)进行傅里叶变换分析,结果表明:球状碳化物为以(Ta、Ti)C为主的MC型碳化物,条带状碳化物则是以 \$Cr\_{23}C\_6\$ 为主的 \$M\_{23}C\_6\$ 型碳化物,如图 16(c)、(d)所示。\$M\_{23}C\_6\$ 型碳化物的衍射斑点与 Co 基体的衍射斑点完全重合,其衍射斑点间距为 Co 基体衍射斑点间距的 1/3,这说明 \$M\_{23}C\_6\$ 型碳化物与 Co 基体完全共格,其晶格常数为 Co 基体晶格常数的 3 倍。在其他高温合金中也发现了类似的共格关系<sup>[25-27]</sup>。利用 IPP 软件对两类碳化物的体积分数进行统计,得到条带状 \$M\_{23}C\_6\$ 型碳化物体积分数约为 7.4%,MC 型碳化物体积分数约为 7.5%。两种碳化物体积分数之和为 14.9%。图 16(e)表明 ECY768 合金胞晶晶界处存在大量的位错,形成胞状位错网络,这必然导致碳化物与胞状位错网络之间产生密切的相互作用,从而对合金的强度产生积极影响。

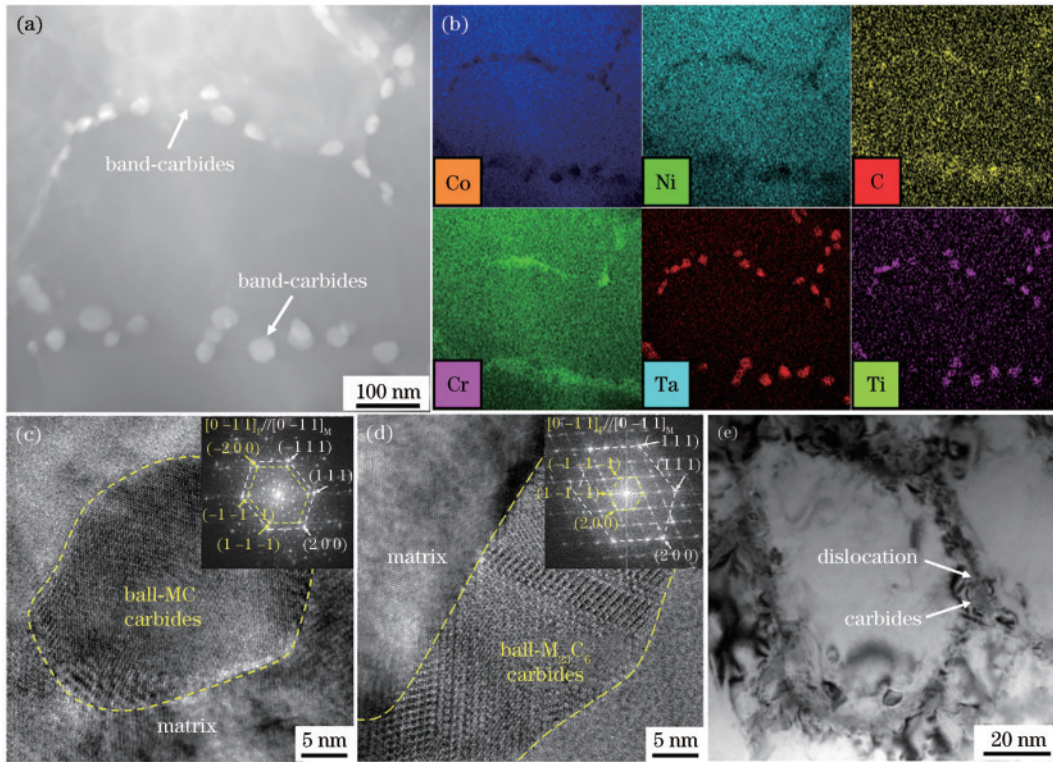


图 16 最优工艺参数下 LPBF 成形 ECY768 合金的 TEM 分析结果。(a)胞状亚晶的高角环形暗场像;(b) Co、Ni、Cr、Ta、Ti、C 等元素 EDS 面分析结果;(c) MC 型碳化物相及其沿基体 [0 - 1 1] 晶轴的原子排布的高分辨图像;(d) \$M\_{23}C\_6\$ 型碳化物相及其沿基体 [0 - 1 1] 晶轴的原子排布的高分辨图像;(e)位错与碳化物相互作用

Fig. 16 TEM analysis results of ECY768 alloy processed by LPBF under the optimized processing parameters. (a) HADDF image of sub-grain; (b) EDS maps for Co, Ni, Cr, Ta, Ti, and C elements; (c) HRTEM image of MC type carbide phase and its atomic arrangement along the [0 - 1 1] crystal axis of the matrix; (d) HRTEM image of \$M\_{23}C\_6\$ type carbide phase and its atomic arrangement along the [0 - 1 1] crystal axis of the matrix; (e) dislocation-carbide interactions

### 3.6 基础力学性能

图 17 展示了最优工艺参数下 LPBF 成形 ECY768 合金的纵截面和横截面显微硬度分布。可以看出,在

两个特征截面上,试样的显微硬度分布均较为均匀。经统计,纵截面上 20 个数据采集点的平均硬度值为 \$(524.32 \pm 10.24)\$HV,横截面上 20 个数据采集点的平

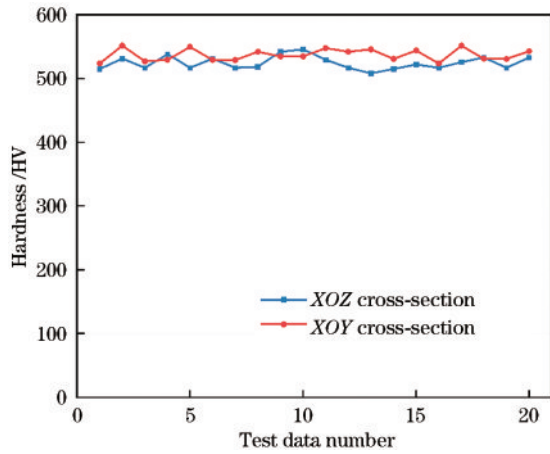


图 17 最优工艺参数下 LPBF 成形 ECY768 合金的显微硬度分布  
Fig. 17 Microhardness distribution of ECY768 alloy processed by LPBF under the optimized processing parameters

均硬度值为  $(536.87 \pm 9.34)$  HV, 差异率仅为 2.36%。这表明, LPBF 成形 ECY768 合金的显微硬度不存在明显的各向异性。

图 18 给出了最优工艺参数下 LPBF 成形 ECY768 合金的室温拉伸曲线(工程应力-应变曲线), 相应的拉伸性能数值如表 3 所示。可以看出, LPBF 成形 ECY768 合金的拉伸性能具有明显的各向异性, 垂直构建方向的抗拉强度(1634 MPa)、屈服强度(1268 MPa)、断裂延伸率(13.3%)分别为构建方向的 1.11、1.26、

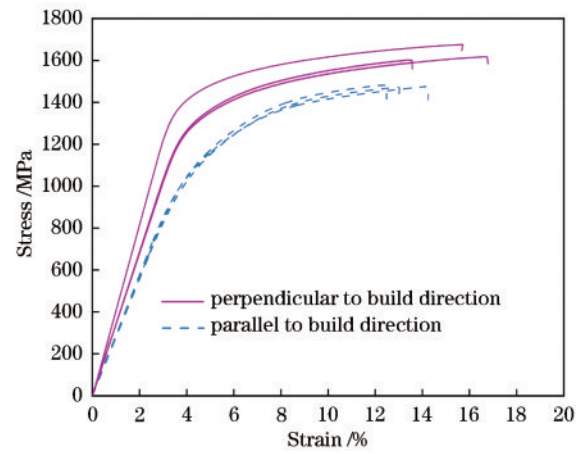


图 18 最优工艺参数下 LPBF 成形 ECY768 合金的室温拉伸工程应力-应变曲线  
Fig. 18 Tensile engineering stress-strain curves at room temperature for ECY768 alloy processed by LPBF under the optimized processing parameters

1.27 倍, 相应的差异率分别达到 10.7%、23.4%、23.5%。表 3 还给出了铸造或 LPBF 成形其他主要钴基高温合金的室温拉伸性能。对比可知, LPBF 成形 ECY768 合金的抗拉强度和屈服强度高于 LPBF 成形(相同方向)及铸造成形的其他钴基高温合金, 延伸率则与 LPBF 成形或铸造成形的其他钴基高温合金基本相当<sup>[8, 10, 28-30]</sup>。

表 3 最优工艺参数下 LPBF 成形 ECY768 合金的室温拉伸性能及其与 LPBF 成形或铸造成形其他主要钴基高温合金的对比

Table 3 Room temperature tensile properties of ECY768 alloy processed by LPBF under the optimized processing parameters and their comparison with other main cobalt-based superalloys formed by LPBF or by casting

Alloy state	Direction	UTS /MPa	YS /MPa	EL /%
LPBF ECY768	Parallel to build direction	1467.1 ± 18.7	1002.6 ± 7.9	10.5 ± 0.72
	Perpendicular to build direction	1633.9 ± 37.9	1267.9 ± 62.4	13.3 ± 0.35
LPBF M-M509 <sup>[8]</sup>	Parallel to build direction	1392	817	10.8
	Perpendicular to build direction	1365	1041	4.0
LPBF M-M509 <sup>[10]</sup> (carbon-free)	Parallel to build direction	1006	754	10.4
	Perpendicular to build direction	1012	662	12.9
LPBF K640S <sup>[28]</sup>	Perpendicular to build direction	870	462	14.5
Cast M-M509 <sup>[29]</sup>	-	774	520	3.4
Cast K640 <sup>[29]</sup>	-	735	420	12.5
Cast K6509 <sup>[26]</sup>	-	741	480	5

Notes: UTS is ultimate tensile strength, YS is yield strength, EL is elongation.

上述结果表明, 在最优工艺参数下, LPBF 成形 ECY768 合金具有优异的基础力学性能。通过对其显微组织进行分析, 得出主要原因包括如下四个方面。

1) 众所周知, 冶金缺陷是影响 LPBF 成形金属材料力学性能的关键因素。在本文得到的最优工艺参数下, LPBF 成形 ECY768 合金无裂纹且孔隙率仅有 0.05% (图 12), 为优异的力学性能奠定了基础。

2) 由于 LPBF 成形过程具有凝固速度快、冷却速度快的特点, LPBF 成形 ECY768 合金的凝固晶粒尺

寸细小(图 13), 且晶粒内部具有枝晶间距仅为纳米级的胞状亚晶结构(图 14)。一般而言, 晶粒尺寸对屈服强度  $\sigma_{FS}$  的影响可根据 Hell-Petch<sup>[31]</sup> 关系计算

$$\sigma_{FS} = \sigma_0 + md^{-0.5}, \quad (4)$$

式中:  $d$  是平均晶粒尺寸;  $\sigma_0$  是作用在位错上的摩擦力;  $m$  为常数。该公式表明, 晶粒尺寸越小, 合金强度越高。根据美国橡树岭国家实验室 Dryepondt 等<sup>[32]</sup> 的研究结果, 亚晶结构枝晶间距对屈服强度  $\sigma_{FS}$  的影响呈现出与上述 Hell-Petch 公式类似的关系。由于 LPBF

成形 ECY768 合金的胞状亚晶特征尺寸远小于晶粒尺寸,所以细密的胞状亚晶结构对合金力学性能的贡献可能更大。

3)如 3.5 节所述,在 LPBF 成形 ECY768 合金的胞状亚晶晶界附近,分布有大量尺寸在 30~70 nm 之间的纳米碳化物(图 14、图 16)。根据经典的沉淀强化理论,这些纳米碳化物可以通过 Orowan 位错绕过机制增强合金强度,相应的强度增量  $\sigma_{cs}$ <sup>[33-36]</sup>可以近似为

$$\sigma_{cs} = \frac{\eta M}{2\pi\sqrt{1-\nu}} \frac{Gb}{L} \ln \left[ \frac{(N^{-1} + L^{-1})^{-1}}{r_0} \right], \quad (5)$$

式中: $\eta$ 为与析出相分布有关的常数; $M$ 为泰勒系数; $G$ 为基体剪切模量; $b$ 为伯氏矢量; $r_0$ 为位错心半径( $r_0 = b$ ); $\nu$ 为泊松比; $r_p$ 为析出相平均半径, $N = 2r_p$ 表示析出相平均直径, $L = r_p \cdot (\sqrt{2\pi/3\varphi} - 2)$ 表示析出相平均表面间距; $\varphi$ 为沉淀粒子的体积分数。式(5)表明, $\sigma_{cs}$ 随碳化物体积分数的增加而增大。因此,大量纳米碳化物的析出也为提高 LPBF 成形 ECY768 合金的力学性能做出了重要贡献。

4)3.5 节还发现,在 LPBF 成形 ECY768 合金内部,纳米碳化物的周围存在大量的位错和层错,构成胞状位错网络(图 16)。现有研究表明,纳米碳化物可以作为位错运动的障碍物,产生可持续自硬化变形机制<sup>[37]</sup>。因此,纳米碳化物与胞状位错网络的交互作用,也是提高 LPBF 成形 ECY768 合金力学性能的重要因素。

LPBF 成形 ECY768 合金具有以柱状晶为主的“柱状晶+等轴晶”混合组织,不仅使其整体上存在一定的“〈001〉/构建方向”择优取向,还导致其在不同特征截面上的等效晶粒尺寸不同(图 13),因此导致了室温拉伸性能的各向异性。

## 4 结 论

本文研究了 LPBF 成形 ECY768 钴基高温合金的冶金缺陷、显微组织和基础力学性能,主要结论如下。

1) LPBF 成形 ECY768 合金的冶金缺陷主要有三种:近圆形孔隙、不规则孔隙和裂纹。当激光体能量密度处于 62.5~112.5 J·mm<sup>-3</sup>区间时,基本可将孔隙率控制在 0.5% 以下;当激光体能量密度处于 59.5~125 J·mm<sup>-3</sup>范围内时,通过调整工艺参数,可以使裂纹含量降为零;当激光体能量密度小于 59.5 J·mm<sup>-3</sup>时,裂纹含量始终保持为零。

2)通过优化成形工艺参数,成功实现了 ECY768 合金的无裂纹、高致密(孔隙率<0.5%)LPBF 成形。最优工艺参数如下:铺粉层厚 0.02 mm、激光功率 200 W、扫描速度 1000 mm/s、扫描间距 0.09 mm(对应激光能量密度 111.1 J·mm<sup>-3</sup>)。

3)在最优成形参数下,LPBF 成形 ECY768 合金

具有以柱状晶为主的“柱状晶+等轴晶”混合组织,存在一定的“〈001〉/构建方向”择优取向。晶粒内部存在细密的胞状树枝晶亚结构,并具有胞状位错网络。在胞晶晶界处集中分布着 MC 型球状和 M<sub>23</sub>C<sub>6</sub> 型条带状两类纳米碳化物。

4)LPBF 成形 ECY768 合金的强度高于 LPBF 成形或铸造成形的其他主要钴基高温合金,延伸率则与 LPBF 成形或铸造成形的其他主要钴基高温合金基本相当。同时,LPBF 成形 ECY768 合金的室温拉伸性能存在明显的各向异性,水平方向的抗拉强度(1634 MPa)、屈服强度(1268 MPa)、断裂延伸率(13.3%)分别为构建方向的 1.11、1.26、1.27 倍,相应的差异率分别达到 10.7%、23.4%、23.5%。

5)优良的致密度、细密的胞状亚晶结构、纳米碳化物的大量析出及其与位错网络的相互作用是最优参数下 LPBF 成形 ECY768 合金具有优异力学性能的关键,而其室温拉伸性能各向异性的原因在于合金的凝固组织虽含部分等轴晶但仍以柱状晶为主,可以通过后续热处理使组织等轴化,予以改善。

## 参 考 文 献

- [1] Vacchieri E, Costa A, Roncallo G, et al. Service induced fcc→hcp martensitic transformation in a Co-based superalloy[J]. Materials Science and Technology, 2017, 33(9): 1100-1107.
- [2] Cartón-Cordero M, Campos M, Freund L P, et al. Microstructure and compression strength of Co-based superalloys hardened by  $\gamma'$  and carbide precipitation[J]. Materials Science and Engineering: A, 2018, 734: 437-444.
- [3] 杨永强, 陈杰, 宋长辉, 等. 金属零件激光选区熔化技术的现状及进展[J]. 激光与光电子学进展, 2018, 55(1): 011401.  
Yang Y Q, Chen J, Song C H, et al. Current status and progress on technology of selective laser melting of metal parts[J]. Laser & Optoelectronics Progress, 2018, 55(1): 011401.
- [4] 郭朦, 戴延丰, 黄斌达. 典型航空机电产品激光粉末床熔融技术应用现状与发展[J]. 中国激光, 2023, 50(16): 1602304.  
Guo M, Dai Y F, Huang B D. Application status and development of laser powder bed fusion technology in typical electromechanical aviation products[J]. Chinese Journal of Lasers, 2023, 50(16): 1602304.
- [5] 周润森, 魏恺文, 梁静静, 等. LPBF 成形新型定向凝固镍基高温合金基础工艺研究[J]. 中国激光, 2023, 50(24): 2402304.  
Zhou R S, Wei K W, Liang J J, et al. Basic process of new directional solidification nickel-based superalloy fabricated by laser powder bed fusion[J]. Chinese Journal of Lasers, 2023, 50(24): 2402304.
- [6] 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.
- Qi S J, Xiong L, Chen M Y, et al. TC4 titanium alloy track morphology and pore formation mechanism in laser powder bed fusion process[J]. Chinese Journal of Lasers, 2023, 50(12): 1202304.
- [7] 梁家誉, 张文扬, 刘伟, 等. 点阵结构热交换器激光增材制造及换热性能测定[J]. 中国激光, 2023, 50(4): 0402014.
- Liang J Y, Zhang W Y, Liu W, et al. Laser additive manufacturing and heat transfer performance measurement of lattice structure heat exchanger[J]. Chinese Journal of Lasers, 2023, 50(4): 0402014.
- [8] Ferreri N C, Ghorbanpour S, Bhowmik S, et al. Effects of build orientation and heat treatment on the evolution of microstructure and mechanical properties of alloy Mar-M-509 fabricated via laser powder bed fusion[J]. International Journal of Plasticity, 2019, 121: 116-133.
- [9] 张文奇, 朱海红, 胡志恒, 等. AlSi10Mg 的激光选区熔化成形研究[J]. 金属学报, 2017, 53(8): 918-926.
- Zhang W Q, Zhu H H, Hu Z H, et al. Study on the selective laser melting of AlSi10Mg[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2017, 53(8): 918-926.
- [10] Wang X D, Chen C Y, Zhao R X, et al. Selective laser melting of carbon-free mar-M509 co-based superalloy: microstructure, micro-cracks, and mechanical anisotropy [J]. Acta Metallurgica Sinica (English Letters), 2022, 35 (3): 501-516.
- [11] Zhang S Z, Lei Y P, Chen Z, et al. Effect of laser energy density on the microstructure and texture evolution of hastelloy-X alloy fabricated by laser powder bed fusion[J]. Materials, 2021, 14(15): 4305-4317.
- [12] 殷杰, 郝亮, 杨亮亮, 等. 激光选区熔化增材制造中金属蒸气与飞溅相互作用研究[J]. 中国激光, 2022, 49 (14): 1402213.
- Yin J, Hao L, Yang L L, et al. Investigation of interaction between vapor plume and spatter during selective laser melting additive manufacturing[J]. Chinese Journal of Lasers, 2022, 49(14): 1402213.
- [13] 张羽昊, 陈辉, 杨策, 等. 激光功率对铝合金激光—MIG 复合焊熔滴过渡行为及飞溅的影响[J]. 激光与光电子学进展, 2022, 59(17): 1714005.
- Zhang Y H, Chen H, Yang C, et al. Influence of laser power on droplet transfer behavior and spatter in laser-MIG hybrid welding of aluminum alloy[J]. Laser & Optoelectronics Progress, 2022, 59(17): 1714005.
- [14] Zhong Q, Wei K W, Lu Z, et al. High power laser powder bed fusion of Inconel 718 alloy: effect of laser focus shift on formability, microstructure and mechanical properties[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2023, 311: 117824.
- [15] Guraya T, Singamneni S, Chen Z W. Microstructure formed during selective laser melting of IN738LC in keyhole mode[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2019, 792: 151-160.
- [16] de Terris T, Andreau O, Peyre P, et al. Optimization and comparison of porosity rate measurement methods of selective laser melted metallic parts[J]. Additive Manufacturing, 2019, 28: 802-813.
- [17] Seidgazov R D, Mirzade F K. Keyhole-induced porosity in laser manufacturing processes: formation mechanism and dependence on scan speed[J]. Chinese Journal of Mechanical Engineering: Additive Manufacturing Frontiers, 2022, 1(3): 100044.
- [18] 刘健, 彭钦, 谢建新. 选区激光熔化 René88DT 高温合金的晶粒组织及冶金缺陷调控[J]. 金属学报, 2021, 57 (2): 191-204.
- Liu J, Peng Q, Xie J X. Grain structure and metallurgical defects regulation of selective laser melted René 88DT superalloy[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2021, 57(2): 191-204.
- [19] 杨小康. 镍基高温合金 IN738 选区激光熔化成形中裂纹形成影响因素及其抑制手段[D]. 兰州: 兰州理工大学, 2020: 44-51.
- Yang X K. Influencing factors and restraining methods of crack formation in selection laser melting forming nickel-based superalloy IN738[D]. Lanzhou: Lanzhou University of Technology, 2020: 44-51.
- [20] 孙闪闪. 激光选区熔化成形 GH3536 合金微裂纹及组织性能调控研究[D]. 武汉: 华中科技大学, 2021: 51-67.
- Sun S S. Study on the Regulation of microcrack, microstructure and properties of GH3536 fabricated by selective laser melting[D]. Wuhan: Huazhong University of Science and Technology, 2021: 51-67.
- [21] Qi T, Zhu H H, Zhang H, et al. Selective laser melting of Al7050 powder: melting mode transition and comparison of the characteristics between the keyhole and conduction mode[J]. Materials & Design, 2017, 135: 257-266.
- [22] Deng D Y, Peng R L, Brodin H, et al. Microstructure and mechanical properties of Inconel 718 produced by selective laser melting: sample orientation dependence and effects of post heat treatments[J]. Materials Science and Engineering: A, 2018, 713: 294-306.
- [23] Lee J S, Lee J H, Choi B G, et al. The solidification microstructure and carbide formation behaviors in the cobalt-based superalloy ECY768[M]//Eco-materials processing & design VI. Stafa: Trans Tech Publications Ltd., 2005: 374-377.
- [24] Ramirez-Vidaurre L E, Castro-Román M, Herrera-Trejo M, et al. Secondary dendritic arm spacing and cooling rate relationship for an ASTM F75 alloy[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2022, 19: 5049-5065.
- [25] Gui W M, Zhang H Y, Yang M, et al. The investigation of carbides evolution in a cobalt-base superalloy at elevated temperature[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2017, 695: 1271-1278.
- [26] Jiang W H, Guan H R, Hu Z Q. Effects of heat treatment on microstructures and mechanical properties of a directionally solidified cobalt-base superalloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 1999, 271(1/2): 101-108.
- [27] Dong C, Liu Z D, Wang X T, et al. Formation behavior of long needle-like  $M_{23}C_6$  carbides in a nickel-based alloy without  $\gamma'$  phase during long time aging[J]. Journal of

- Alloys and Compounds, 2020, 821: 153259.
- [28] Hou G C, Xie J, Yu J J, et al. Room temperature tensile behaviour of K640S co-based superalloy[J]. Materials Science and Technology, 2019, 35(5): 530-535.
- [29] 中国金属学会高温材料分会. 中国高温合金手册[M]. 北京: 中国质检出版社+中国标准出版社, 2012: 351-354.
- Academic Committee of the Superalloys, CSM. Handbook of superalloys in China[M]. Beijing: Standards Press of China, 2012: 351-354.
- [30] 张强, 张宏伟, 贾新云, 等. 钴基铸造高温合金 K6509 的研究[J]. 材料工程, 2009, 37(S1): 142-145.
- Zhang Q, Zhang H W, Jia X Y, et al. Study on co-based superalloy K6509[J]. Journal of Materials Engineering, 2009, 37(S1): 142-145.
- [31] Armstrong R W. Engineering science aspects of the Hall-Petch relation[J]. Acta Mechanica, 2014, 225(4): 1013-1028.
- [32] Dryepondt S, Nandwana P, Unocic K A, et al. High temperature high strength austenitic steel fabricated by laser powder-bed fusion[J]. Acta Materialia, 2022, 231: 117876.
- [33] Queyreau S, Monnet G, Devincere B. Orowan strengthening and forest hardening superposition examined by dislocation dynamics simulations[J]. Acta Materialia, 2010, 58(17): 5586-5595.
- [34] Ferguson J B, Lopez H, Kongshaug D, et al. Revised orowan strengthening: effective interparticle spacing and strain field considerations[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2012, 43(6): 2110-2115.
- [35] Bacon D J, Kocks U F, Scattergood R O. The effect of dislocation self-interaction on the orowan stress[J]. Philosophical Magazine, 1973, 28(6): 1241-1263.
- [36] Kelly P M. The effect of particle shape on dispersion hardening[J]. Scripta Metallurgica, 1972, 6(8): 647-656.
- [37] Liu L F, Ding Q Q, Zhong Y, et al. Dislocation network in additive manufactured steel breaks strength-ductility trade-off[J]. Materials Today, 2018, 21(4): 354-361.