文章编号：1674-2974（2026）04-0071-10 DOI：10.16339/j.cnki.hdxbzkb.2026171

涡轮叶片用K418B高温合金SLM工艺优化与性能研究

米栋[1,2]，李博川[1]，李学攀[1]，熊伟[1]，廖望望[1]，李加强[2]，钱正明[2]，龙湘云[1†]，姜潮[1]
（1. 湖南大学 机械与运载工程学院，湖南 长沙 410082；
2. 中国航发湖南动力机械研究所，湖南 株洲 412002）

摘 要：为优化增材制造K418B镍基高温合金的选择性激光熔融（selective laser melting，SLM）工艺并提升其力学性能，本研究系统探究了激光功率和扫描速度等关键工艺参数对增材制造K418B致密度、显微组织及力学性能的影响.通过对不同体积能量密度（E_v）下制备样品的微观缺陷进行表征与统计，确定最优工艺窗口.在此基础上，结合EBSD分析和原位拉伸实验，深入揭示了工艺参数-微观组织-力学性能的内在关联.结果表明，当体积能量密度E_v<60 J/mm^{3}时，材料致密度可稳定保持在99.6%以上，气孔与裂纹等缺陷得到有效抑制.在E_v为40~50 J/mm^{3}的优化工艺窗口内，材料获得了优异的综合力学性能，其屈服强度、抗拉强度和延伸率分别达到了780 MPa、875 MPa和2.5%.研究证实，通过优化SLM工艺参数来抑制微观缺陷是提升K418B合金性能的关键.

关键词：涡轮叶片；增材制造；K418B；镍基高温合金；工艺参数优化；微观缺陷
中图分类号：TG139 **文献标志码**：A

Process optimization and performance investigation of SLM for a K418B nickel-based superalloy in turbine blade applications

MI Dong[1,2], LI Bochuan[1], LI Xuepan[1], XIONG Wei[1], LIAO Wangwang[1], LI Jiaqiang[2], QIAN Zhengming[2], LONG Xiangyun[1†], JIANG Chao[1]
（1. College of Mechanical and Vehicle Engineering, Hunan University, Changsha 410082, China;
2. AECC Hunan Power Machinery Research Institute, Zhuzhou 412002, China）

Abstract: This study systematically investigates the optimization of selective laser melting (SLM) process parameters for K418B nickel-based superalloy to enhance its mechanical properties. The effects of key parameters, such as laser power and scanning speed, on the density, microstructure, and mechanical performance of the fabricated parts were explored. The optimal process window was determined by characterizing and quantifying micro-

* **收稿日期**：2025-05-16
基金项目：国家自然科学基金资助项目（52175134，52475155），National Natural Science Foundation of China (52175134, 52475155)；湖南省优秀青年基金资助项目（2023JJ20010），Excellent Youth Fund of Hunan Province (2023JJ20010)；湖南省科技创新计划资助项目（2024RC3097），Hunan Science and Technology Innovation Plan (2024RC3097)；中国航空产学研合作项目（HFZL2022CXY007），Industry-Academia-Research Cooperation Project (HFZL2022CXY007)；广东省自然科学基金资助项目（2024A1515010684），Guangdong Natural Sciences Foundation (2024A1515010684)
作者简介：米栋（1973—），男，湖南株洲人，湖南大学博士研究生
† 通信联系人，E-mail：longxy@hnu.edu.cn

defects in samples prepared with various volumetric energy densities (E_v). Furthermore, the intrinsic relationship between process parameters, microstructure evolution, and mechanical properties was revealed through EBSD analysis and in-situ tensile testing. The results demonstrate that a relative higher density exceeding 99.6% can be consistently achieved when the E_v is below 60 J/mm^3, effectively suppressing defects like pores and cracks. Within the optimal process window of E_v= 40~50 J/mm^3, the alloy exhibited excellent comprehensive mechanical properties, with its yield strength, ultimate tensile strength, and elongation reaching 780 MPa, 875 MPa, and 2.5%, respectively. This work confirms that optimizing SLM process parameters to minimize micro-defects is crucial for improving the performance of the K418B alloy.

Key words: turbine blade; additive manufacturing; K418B; nickel-based superalloy; process parameter optimization; microstructural defects

增材制造技术是一种基于离散-堆积原理逐层构建实体材料的先进绿色加工方法，具有高生产效率、可制造复杂形状结构件以及满足个性化小批量生产等优势[1-2]. 在航空发动机向高性能、长寿命和低成本发展的趋势下，整体结构设计成为主流，零部件趋向复杂化和大型化，为增材制造技术在航空发动机领域的应用提供了广阔前景[3-5]. 镍基高温合金因优异的高温强度和抗氧化性能，在航空发动机热端部件材料中占据主导地位，引起了大量关注[6-11]. 然而，增材制造技术在镍基高温合金领域的应用面临挑战. 如高能量密度输入和快速凝固特性易导致气孔、未熔合等缺陷，逐层凝固产生的残余应力可能诱发热裂纹扩展. 这些问题会降低材料的力学性能和服役可靠性. 因此，深入研究增材制造工艺参数对材料缺陷、微观组织及力学性能的影响机理，优化工艺参数以减少微观缺陷的形成，对于提升增材制造材料质量至关重要.

现有研究表明，工艺参数的调控在抑制缺陷形成和熔池热效应方面具有重要作用[12]. 提高激光功率或电子束能量密度可以促进粉末完全熔化，抑制气孔缺陷形成，但过大的能量密度输入会导致熔池沸腾，反而增加气孔的形成[13-15]. Rickenbacher 等[15]发现，合理选择工艺参数可将镍基合金 IN738LC 的气孔率显著降低至 0.5% 以下. Attallah 等[16]指出，打印过程中惰性气体保护不充分会导致氧化物形成，从而加剧气孔的产生. 此外，合理的激光功率与扫描速度搭配可在一定程度上消除打印过程中产生的气孔[17-18]. 热裂纹是增材制造过程中另一种重要的缺陷形式，尤其在高温合金中更为普遍且破坏性强[19]. Chen 等[20]研究发现，裂纹在靠近熔合线的薄弱区域萌生，并沿着枝晶间隙扩展. Zhang 等[21]发现，降低能量输入可以改变增材制造构件的应力状态，有效抑制液化裂纹的形成. 事实上，裂纹的形成主要与打印后构件内部的残余应力有关，通过控制打印参数，调控打印材料内部应力的集中程度及分布，能够在一定程度上减小或消除残余应力，从而避免打印过程中裂纹的形成.

尽管针对镍基高温合金(如 Inconel 718、Inconel 738 等)的增材制造工艺参数优化已有一定研究基础，但对于 K418B 镍基合金的研究仍处于起步阶段. K418B 因其在 900 ℃以下具备良好的蠕变强度、热疲劳性能和抗氧化性能，被广泛应用于燃气轮机涡轮转子叶片、导向叶片等高温零部件. 目前，针对 K418B 的研究主要是传统铸造方式成形[22-23]，但随着航空发动机向高推重比、轻量化和复杂结构方向的发展，传统成形方式在一定程度上限制了关键零部件的生产. 选择性激光熔融技术为航空发动机复杂关键零部件的制造提供了一种新的有效途径. 然而，选择性激光熔融 K418B 镍基合金的基础研究尚处于起步阶段，现有文献中针对其工艺参数优化的研究较为匮乏，特别是在减少孔洞和裂纹等微观缺陷方面，尚未形成系统的研究工作.

本研究旨在填补这一研究空白，系统探讨选择性激光熔融工艺参数对 K418B 镍基合金显微组织和力学性能的影响机制. 通过调控激光功率、扫描速度等关键工艺参数，优化能量输入以降低气孔率和缺陷

密度,从而实现微观组织均匀性和力学性能的显著提升.在此基础上,本研究对不同工艺条件下制备的样品进行了详细的显微组织分析与力学性能测试,深入揭示了工艺参数变化对微观组织演化及力学性能提升的关系,为高性能K418B增材制造零部件的设计与制备提供了重要的技术支撑和理论指导.

1　材料与方法

1.1　材料制备与工艺设计

K418B是一种以C、Al、Cr、Mo、Ti、Nb、Fe、B、Zr、Ni为主要元素组成的合金,K418B合金由于碳和钛的含量较低,室温塑性和冲击韧性明显提高,组织稳定性更好,其名义成分如表1所示.该合金主要成分为Al(质量分数为5.5%~6.4%)、Cr(质量分数为11.0%~13.0%)、Mo(质量分数为4.0%~5.0%)、Nb(质量分数为1.5%~2.5%),微量B、Zr元素(质量分数为0.49%~1.635%)及余量Ni.

在增材制造领域,合金材料内部的致密度与气孔率呈明显的反比关系,即致密度越高,气孔率越低.因此,在增材制造过程中,提升材料致密度成为减少气孔缺陷的关键所在.在选择性激光熔融(SLM)工艺中,体积能量密度E_v是调控熔池动力学行为以及实现材料致密化的主导因素,其计算公式为[24]:

$$E_v = \frac{P}{vht} \tag{1}$$

式中:P为激光功率;v为激光扫描速度;h为激光扫描间距;t为层厚.本研究着重探讨体积能量密度E_v对K418B合金成形质量的影响机制.出于经济成本及实验成本的综合考量,研究中固定了扫描间距h=0.09 mm和层厚t=0.03 mm,集中对激光功率与扫描速度这两个核心参数进行调控,进而设计出19组不同的工艺参数组合,具体参数详见表2.在扫描策略上,采用层间旋转67°的zigzag模式,以此降低残余应力集中现象.通过控制变量法,系统性地分析不同体积能量密度下材料致密度、气孔缺陷分布以及显微组织演化的影响规律,最终筛选出致密度达99%以上的最佳工艺窗口.

表1　K418B粉末化学成分

Tab.1　Chemical composition of K418B powder　　%

元素组成	Al	Cr	Mo	Nb	微量B、Zr元素	Ni
质量分数(名义含量)	5.5~6.4	11.0~13.0	4.0~5.0	1.5~2.5	0.49~1.635	余量

表2　K418B的SLM工艺参数及尺寸

Tab.2　The SLM process parameters and dimensions of K418B

工艺编号	尺寸/mm	体积能量密度E_v/(J·mm^{-3})	功率P/W	激光扫描速度v/(mm·s^{-1})
1	10×10×10	46.30	250	2 000
2	10×10×10	61.73	250	1 500
3	10×10×10	84.18	250	1 100
4	10×10×10	115.74	250	800
5	10×10×10	154.32	250	600
6	10×10×10	185.19	250	500
7	10×10×10	55.56	300	2 000
8	10×10×10	65.36	300	1 700
9	10×10×10	85.47	300	1 300
10	10×10×10	111.11	300	1 000
11	10×10×10	158.73	300	700
12	10×10×10	185.18	300	600
13	10×10×10	51.85	350	2 500
14	10×10×10	64.82	350	2 000
15	10×10×10	86.42	350	1 500
16	10×10×10	108.02	350	1 200
17	10×10×10	129.63	350	1 000
18	10×10×10	162.04	350	800
19	10×10×10	185.19	350	700

此外，为揭示工艺参数对材料力学性能的影响，本研究还结合原位拉伸实验，对不同工艺条件下制备的样品进行了详细的力学性能测试.通过对比应力-应变曲线、断裂韧性及显微硬度等关键指标，构建了工艺参数-显微组织缺陷-力学性能之间的关联机制.这一机制不仅有助于理解SLM工艺中微观缺陷对材料服役性能的影响，还为后续优化工艺参数提供了理论指导.

1.2 致密度定量分析

材料组织缺陷(如气孔、夹杂、未熔合等)可能引发应力集中、裂纹萌生及扩展等问题，严重制约增材制造金属构件在航空发动机领域工程化应用.因此，本研究通过光学显微表征技术对材料致密度进行定量分析，旨在揭示不同工艺参数与组织缺陷演化间的关联规律，为优化工艺窗口提供理论依据.

采用蔡司Axio Imager 2光学显微镜，对19组不同工艺参数制备的SLM-K418B镍基合金试样进行微观缺陷表征.样品制备流程如下:首先依次使用P600、P1000、P2000及P5000粒度砂纸进行梯度打磨，随后采用3 μm、1 μm和0.02 μm氧化铝悬浮液进行三级抛光处理.为消除残留抛光液对观察的干扰，样品经无水乙醇超声清洗10 min后吹干，最终在明场反射光模式下采集显微组织图像.同时，基于采集的显微组织图像,采用数字图像分析结合定量金相法测定材料致密度.该方法通过统计显微组织中缺陷区域的像素占比,结合体视学原理推算材料致密度.

如图1所示，首先采用金刚石抛光剂对K418B镍基合金试样横截面进行机械抛光，以凸显孔隙缺陷.每个试样在光学显微镜下随机选取6个视场,在放大倍数为50的情况下采集表面形貌图像(分辨率为2 560像素×1 823像素).为消除边缘效应,所有视场均选取距试样边缘200 μm以上的区域.随后，使用MATLAB等编程软件进行图像处理:将原始RGB图像转换为灰度图，通过对比度增强算法提高缺陷区域与基体的灰度差异;然后选取合适的阈值进行二值化分割，其中缺陷区域(孔隙、微裂纹)定义为黑色像素，基体为白色像素;为消除噪声干扰，采用滤波去除孤立噪点，同时保留缺陷边缘特征.最后，采用如下公式计算材料的致密度ρ:

$$\rho = \left(1 - \frac{\frac{1}{m}\sum_{i}^{m}\sum_{j}^{n} N_{i,j}}{N_{total}}\right) \times 100\% \quad (2)$$

式中:$N_{i,j}$为单个缺陷像素数;n为单个区域的缺陷个数;m为每个试样的观测区域数;N_{total}为单张区域的图片总像素量.

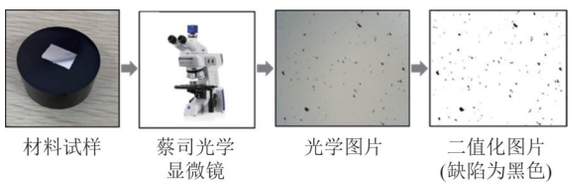


图1 光测法测量K418B材料致密度

Fig.1 Density measurement of K418B material by optical analysis method

1.3 微观结构表征

与传统铸造材料相比，SLM成形材料具有独特的快速凝固组织特征，其晶粒形态、取向分布及残余应力状态对力学性能具有决定性影响.为深入揭示SLM工艺参数对K418B镍基合金显微组织演化的影响机制，采用电子背散射衍射(electron backscatter diffraction，EBSD)技术对材料的晶体学特征进行表征.该技术通过分析电子束与晶体相互作用产生的衍射菊池花样，可获取晶粒取向、晶界特性、相分布及局部应变场等关键信息，弥补了光学显微镜仅能观测二维表面形貌的局限性.

EBSD样品制备需满足表面无应力层且导电性良好的要求.具体步骤如下:首先，从致密度测试后的试样中截取10 mm×10 mm×10 mm的块状样品,确保分析区域与光学显微观察区域一致;随后,采用聚焦离子束(focused ion beam，FIB)技术进行最终抛光，以消除机械抛光引入的表面应变层;最后,在ZEISS Sigma 300场发射扫描电镜(scanning electron microscope，SEM)上进行EBSD测试(如图2所示)，并使用配套软件进行数据处理，包括晶界类型划分、晶粒尺寸统计及织构强度计算.

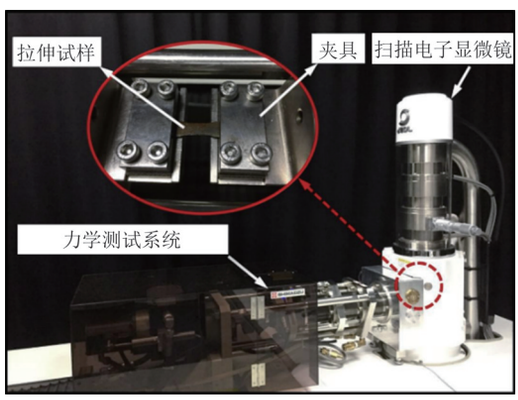


图2 ZEISS场发射扫描电镜

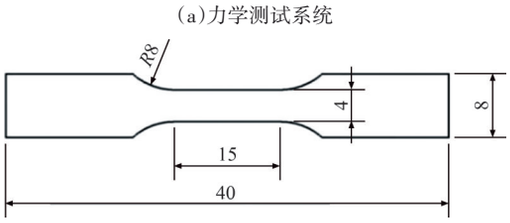
Fig.2 ZEISS field emission scanning electron microscope

1.4　力学性能测试

为研究SLM工艺参数与增材制造K418B合金力学性能的关联机制，本研究开展了静态单轴拉伸试验.该拉伸实验在力学测试系统上进行，如图3(a)所示.通过施加单调递增载荷，试验可直接获取材料的屈服强度、抗拉强度、延伸率等关键力学参数，为评估工艺参数对材料强韧化机制的影响提供实验依据.



(a)力学测试系统



(b)拉伸试样尺寸

图3　力学测试系统和拉伸试样尺寸示意图(单位：mm)

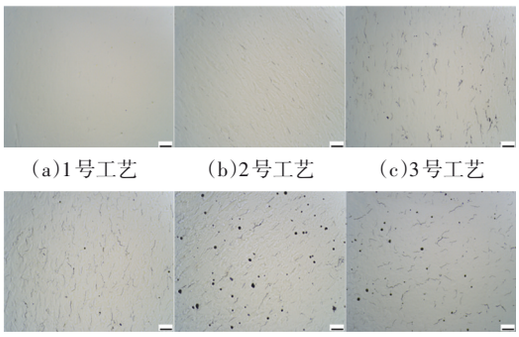
Fig.3　Schematic of mechanical testing system and tensile specimen dimensions(unit：mm)

前期研究发现，体积能量密度过高易导致内部缺陷增多，从而降低材料力学性能.鉴于拉伸试验成本，本研究选取了2组体积能量密度适中的打印工艺参数，以探讨缺陷与拉伸力学性能的关联.所有样品均经1 180 ℃保温2 h、930 ℃保温8 h的热处理，以提升力学性能.试验采用0.5 mm/min的拉伸速率，并使用6 mm标准原位拉伸引伸计测量应变，拉伸试样尺寸示意图如图4(b)所示.每类测试重复2次以上，结果取数据平均值.

2　结果与讨论

2.1　致密度与微观缺陷的演化行为

光学显微镜下可清楚地观察到不同工艺参数下材料表面的孔洞、裂纹等制造缺陷(图4~7，其中图4~6中比例尺均为200 μm，放大倍数均为50倍).一些工艺条件下制备的材料表现出较高的缺陷密度，如图6(e)所示的17号工艺，其部分缺陷尺寸超过100 μm.这些大尺寸缺陷显著降低了材料的致密度，从而对材料力学性能的发挥产生了较大的不利影响.

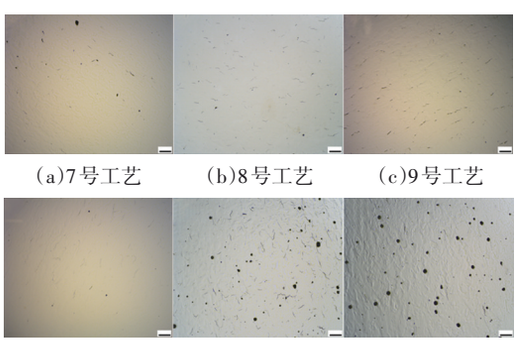


(a)1号工艺　(b)2号工艺　(c)3号工艺

(d)4号工艺　(e)5号工艺　(f)6号工艺

图4　表面光学形貌图(一)

Fig.4　Optical surface topography images(Ⅰ)

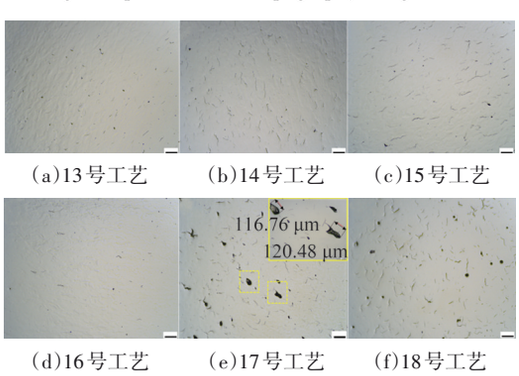


(a)7号工艺　(b)8号工艺　(c)9号工艺

(d)10号工艺　(e)11号工艺　(f)12号工艺

图5　表面光学形貌图(二)

Fig.5　Optical surface topography images(Ⅱ)

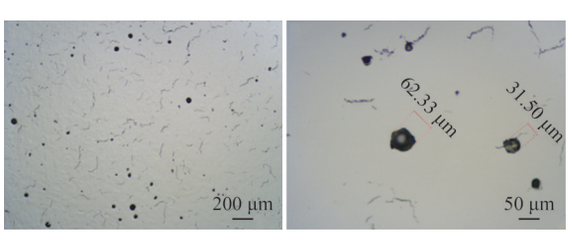


(a)13号工艺　(b)14号工艺　(c)15号工艺

(d)16号工艺　(e)17号工艺　(f)18号工艺

图6　表面光学形貌图(三)

Fig.6　Optical surface topography images(Ⅲ)



(a)19号工艺放大50倍　(b)19号工艺放大200倍

图7　表面光学形貌图(四)

Fig.7　Optical surface topography images(Ⅳ)

采用第1.2节的致密度定量分析方法，获得基于图像的材料致密度随体积能量密度的变化趋势，如图8所示.从图8可知，致密度随体积能量密度变化呈现一定规律：当体积能量密度相对较小(如E_v<60 J/mm^3)时，无论激光功率高低，致密度均能达到99%以上；而体积能量密度过高(E_v>120 J/mm^3)时，材料内部缺陷数量显著增加，致密度明显下降.这一结果表明，体积能量密度是影响材料致密度的关键因素.在实际生产中，应根据材料的性能要求，选择合适的体积能量密度，以获得高质量的增材制造部件.在后续的研究中，可以进一步优化工艺参数，探索更精确的控制方法，以减少材料内部缺陷，提高致密度，从而提升材料的力学性能和可靠性.

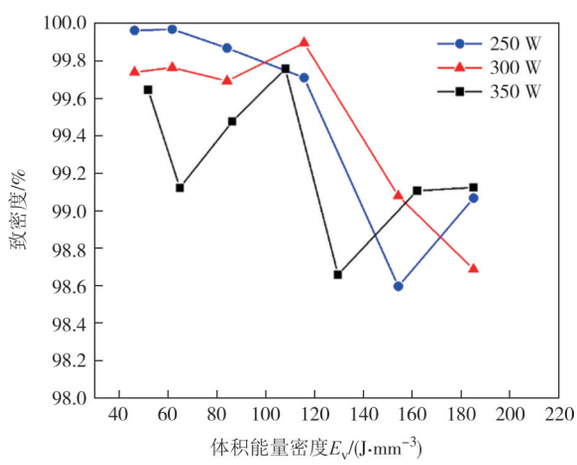


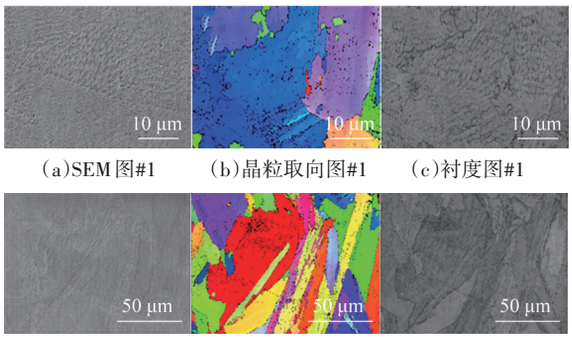
图8 不同工艺参数下K418B合金致密度随体积能量密度变化规律

Fig.8 Variation of relative density with volumetric energy density for K418B alloy under different processing parameters

2.2 显微组织演变特征

图9展示了体积能量密度为E_v=40~50 J/mm^{3}的增材制造K418B合金样品的典型微观组织形貌.通过表征熔池边界附近的显微结构，可以发现材料晶粒内部存在胞状结构和长条状结构.与传统制造材料相比，这些微观结构是增材制造材料的独有特征，对提高材料的屈服强度具有显著贡献.

图10则揭示了体积能量密度为E_v=86.42 J/mm^3(15号工艺)的增材制造K418B合金样品的典型微观组织形貌.从图中可以看出，由于打印过程中冷却速率快以及热应力的作用，材料内部产生了微裂纹.这些微裂纹的位置与细长晶粒的晶界密切相关，通常与细长晶的晶界重合.这是因为晶界相较于晶内，对热应力更为敏感.此外，图中还表明熔池边界对微



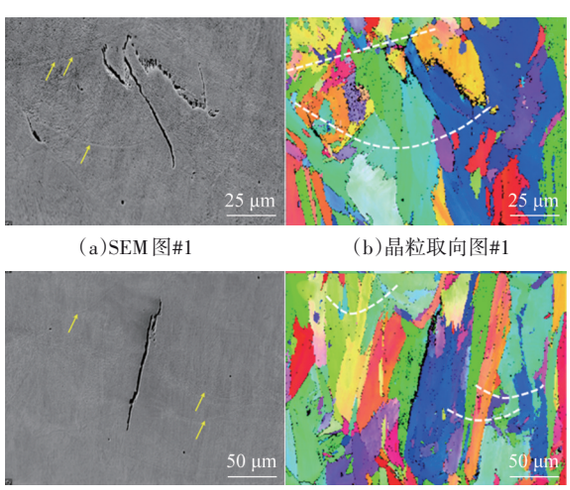
(a)SEM图#1 (b)晶粒取向图#1 (c)衬度图#1

(d)SEM图#2 (e)晶粒取向图#2 (f)衬度图#2

图9 体积能量密度E_v=40~50 J/mm^{3}的典型熔池边界附近的EBSD显微表征

Fig.9 EBSD characterization near melt pool boundaries at E_v=40~50 J/mm^3

裂纹的束缚能力较低，微裂纹能够穿过熔池边界，从而显著降低材料的致密度.这一发现与图10(b)和图9的结果一致，进一步验证了微观结构与宏观缺陷之间的关联.



(a)SEM图#1 (b)晶粒取向图#1

(c)SEM图#2 (d)晶粒取向图#2

图10 体积能量密度E_v=86.42 J/mm^{3}的15号工艺典型区域的EBSD显微表征

Fig.10 EBSD characterization of typical region (process #15, E_v=86.42 J/mm^3)

这些微观组织特征对材料的力学性能具有重要影响.在增材制造过程中，快速冷却导致的细长晶粒和晶界弱化是微裂纹形成的主要原因.这些微裂纹不仅降低了材料的致密度，还可能成为应力集中源，从而影响材料的整体力学性能和可靠性.因此，在优化SLM工艺参数时，需要综合考虑微观组织结构的形成机制，以减少微裂纹的产生，提高材料的质量和性能.

2.3 拉伸性能及断裂行为

图11所示的静态拉伸实验结果表明，SLM-

K418B合金的力学性能与致密度呈显著正相关. 体积能量密度为40~50 J/mm^{3}的合金致密度较高，力学性能较好：屈服强度约为780 MPa，抗拉强度约为875 MPa，延伸率约为2.5%. 而体积能量密度为84.18 J/mm^{3}的合金致密度较低，内部微裂纹较多，强度和延伸率显著降低：屈服强度降低约16%，抗拉强度降低约20%，延伸率降低超50%. 材料致密度越高，断裂延伸率越高，变形行为更倾向于韧性断裂；反之，断裂延伸率低，材料更脆，缺口敏感性高，微小缺陷会严重影响力学性能. 因此，在增材制造金属材料中，选择合适工艺以减少缺陷、提高致密度，对提升材料强度和断裂延伸率至关重要.

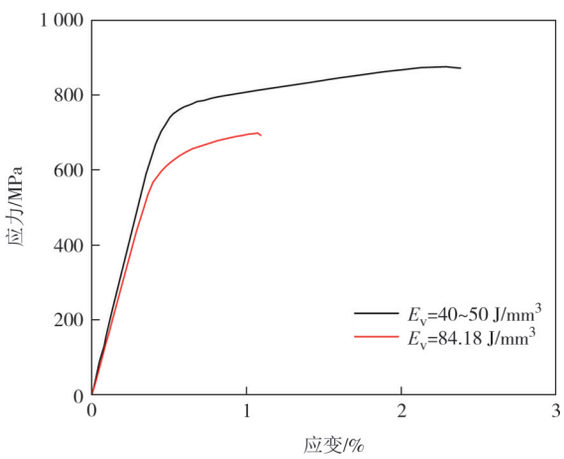
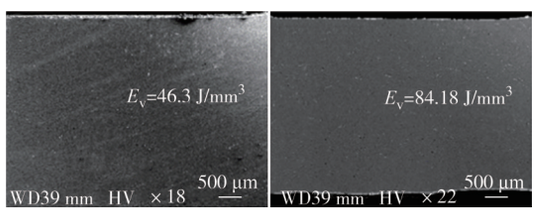


图 11　两种不同体积能量密度试件的拉伸力学曲线

Fig.11　Tensile stress-strain curves of specimens with two different volumetric energy densities

实验结果可从材料变形机制转变角度加以解释. 随着致密度提升（致密度ρ>99.6%），内部孔隙等应力集中源显著减少，位错运动平均自由程增加，抑制了塑性变形中微裂纹的萌生与扩展. 统计结果显示，致密度增加，材料断裂模式从脆性向韧性过渡. 这符合反向Hall-Petch效应：缺陷尺寸超临界值时，断裂行为由缺陷主导，而非晶界强化机制控制.

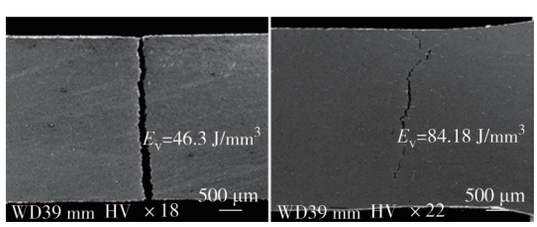
为深入探究体积能量密度、致密度对材料拉伸力学性能的影响机制，加工了两组不同体积能量密度的拉伸试验件，并开展原位拉伸试验与断口分析. 图12展示了不同工艺试样未拉伸状态下的SEM显微形貌：低体积能量密度试样（E_v=46.3 J/mm^3）表面光滑平整，呈现致密化熔合特征；高体积能量密度试样（E_v=84.18 J/mm^3）则存在较多微裂纹等缺陷. 这种初始缺陷分布差异直接导致了断裂路径的显著分化，如图13所示. 低致密度试样断裂路径呈“裂纹-缺陷交互作用”特征，主裂纹沿预先存在的微裂纹扩展并引发二次裂纹分叉；高致密度试样断裂路径相对平直，无明显裂纹分叉.



（a）1号工艺（E_v=46.3 J/mm^3）（b）3号工艺（E_v=84.18 J/mm^3）

图 12　两种不同体积能量密度试样未拉伸状态下的表面形貌

Fig.12　Surface morphology of undeformed specimens with two different volumetric energy densities



（a）1号工艺（E_v=46.3 J/mm^3）（b）3号工艺（E_v=84.18 J/mm^3）

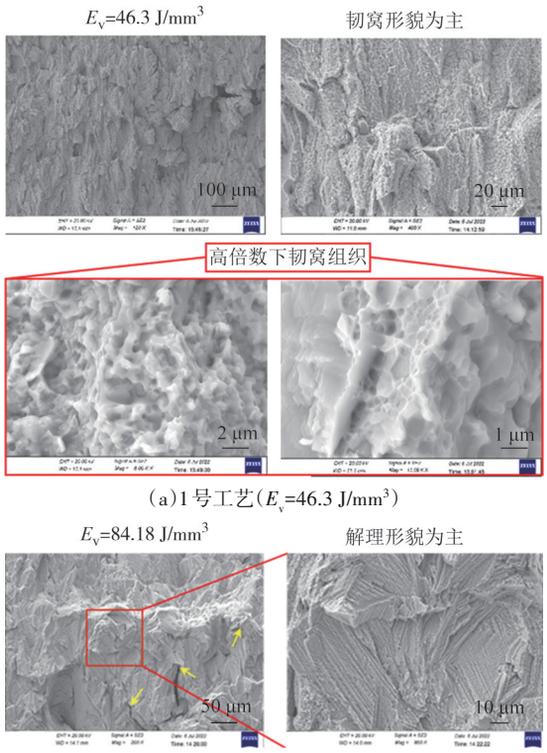
图 13　两种不同体积能量密度试样断裂后的表面形貌

Fig.13　Fracture surface morphology of specimens with two different volumetric energy densities

基于原位拉伸断裂试件，进一步分析三种工艺参数下试样的拉伸断口，如图14所示. 低致密度试样断口以解理面和解理台阶为主，局部有浅小韧窝结构，且存在大量微裂纹；而高致密度试样断口主要呈现韧窝形貌，无解理形貌. 这揭示了增材制造K418B合金缺陷-显微组织对力学性能的协同作用机制：低致密度试样中，气孔缺陷易作为裂纹萌生源，通过应力集中效应加速位错塞积，促使解理断裂提前发生；高致密度试样断裂过程则主要受晶内位错滑移控制，整体抗拉能力较好.

2.4　微观缺陷-力学性能的作用机制

微观缺陷组织主要源于增材制造过程中的局部不均匀受热与冷却，这些缺陷数量越多，材料致密度就越低，进而对其宏观力学性能造成严重影响. 在增材制造材料里，微观组织缺陷主要涵盖打印产生的微裂纹、未熔融合金粉末形成的孔隙以及排出气体衍生的气孔，其中微裂纹对材料力学行为的影响最为显著. 本研究借助SEM，并结合EBSD，深入探究了增材制造K418B镍基合金微观缺陷组织与局部力学行为之间的关系.



(a)1 号工艺(E_v=46.3 J/mm^3)

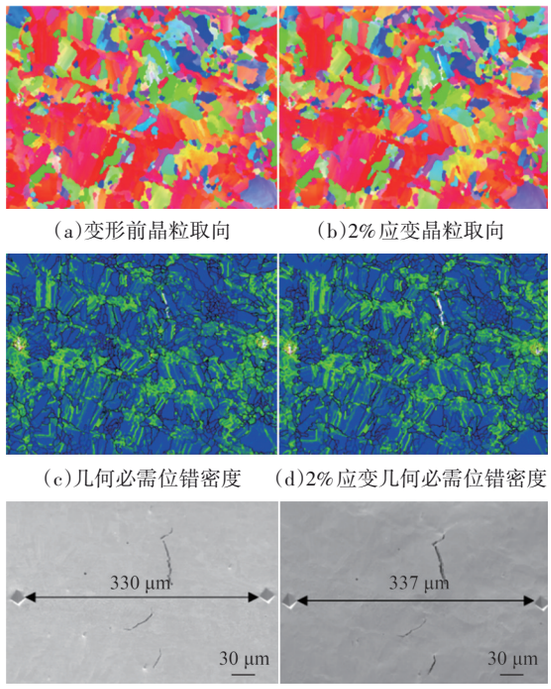
(b)3 号工艺(E_v=84.18 J/mm^3)

图 14 两种不同体积能量密度原位拉伸试样的断口观察

Fig.14 Fractography of in situ tensile specimen with two different volumetric energy densities

图 15 显示，标记的变形区域存在打印过程中产生的微裂纹缺陷. 当水平拉伸方向应变为 2% 时，微观组织晶粒取向变化及几何必需位错密度积累并不明显，而微裂纹尖端则优先发生塑性变形. 三条微裂纹相互之间保持一定间距，彼此间未产生相互作用，这表明微裂纹尖端的塑性变形呈现出独立响应的特征. 如图 16 所示，实验结果显示，在变形区域内，三条打印产生的微裂纹缺陷尖端的塑性变形存在差异，这与微裂纹尖端和加载方向的相对位置密切相关，近似垂直于加载方向的微裂纹尖端会优先发生塑性变形，而与加载方向呈较大倾斜角度的微裂纹尖端则没有明显的变形特征.

如图 17 所示，利用 EBSD 技术对图 16(a)中微裂纹尖端的塑性变形进行了表征. SEM 形貌结果揭示了微裂纹尖端因塑性变形而产生的显著凹凸不平现象，裂纹尖端附近的晶粒内部存在强烈的滑移带. EBSD 分析结果进一步表明，裂纹尖端存在明显的位错密度累积和应力集中. 当微裂纹尖端的应力集中程度超过材料局部抗力时，裂纹就会向外扩展. 对于相距较远的微裂纹，它们之间不会发生相互作用，裂纹扩展主要受到尖端附近材料的制约. 此时，



(a)变形前晶粒取向 (b)2% 应变晶粒取向

(c)几何必需位错密度 (d)2% 应变几何必需位错密度

(e)变形前表面形貌 (f)2% 应变表面形貌

图 15 准原位 SEM-EBSD 实验

Fig.15 Quasi-in situ SEM-EBSD analysis

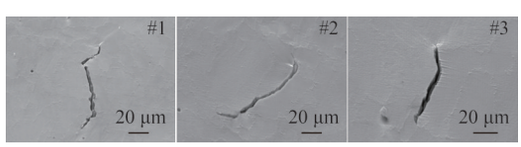
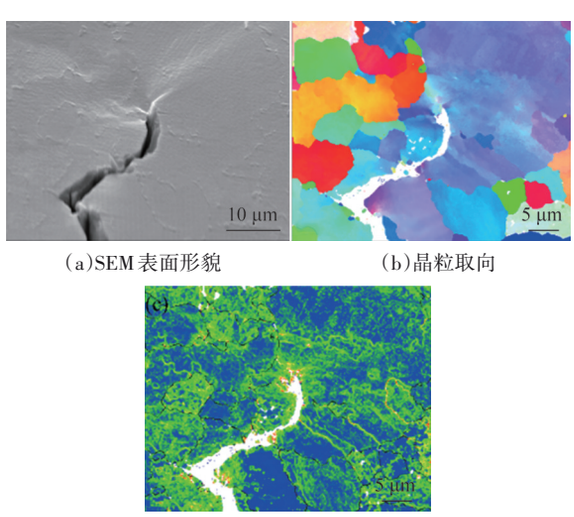


图 16 施加 2% 应变后不同微裂纹缺陷尖端变形形貌

Fig.16 Deformation morphologies at micro-crack tips after 2% strain application

裂纹尖端附近晶粒的塑性变形能够释放裂纹尖端的应力集中，因此，在较大变形情况下，这些相距较远的微裂纹可能不会继续扩展.



(a)SEM 表面形貌 (b)晶粒取向

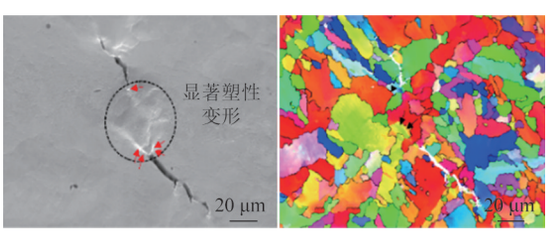
(c)几何必需位错密度

图 17 施加 2% 应变后微裂纹缺陷尖端变形行为

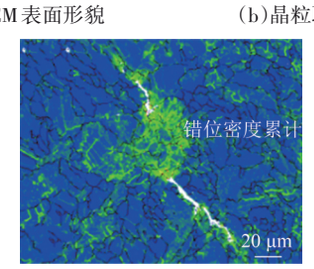
Fig.17 Deformation behavior at micro-crack tip under 2% strain

然而，当两条微裂纹缺陷相距较近时，情况则有所不同. 如图18所示，裂纹尖端之间的相互作用会导致更显著的塑性变形，变形区域内的位错密度会迅速积累. 在这种情况下，当微裂纹缺陷之间的距离过近时，微裂纹容易发生扩展并相互合并，进而削弱材料的整体强度.

基于以上分析，通过选择合适的工艺参数，可以有效减少打印过程中微裂纹缺陷的产生，提高材料的致密度，从而显著提升材料的宏观力学性能.



(a)SEM表面形貌　　(b)晶粒取向



(c)几何必需位错密度

图18　微裂纹缺陷尖端接近的两条微裂纹对变形的共同作用

Fig.18　Cooperative deformation effects between adjacent micro-crack tips

3　结 论

本研究探究了涡轮叶片用K418B镍基高温合金选择性激光熔融(SLM)工艺参数对其显微组织和力学性能的影响机制. 主要结论如下：

1)致密度与体积能量密度关系：当体积能量密度 E_v<60 J/mm^{3}时，材料致密度稳定在99.6%以上. 低体积能量密度下，粉末熔化不充分，易导致未熔合缺陷；高体积能量密度下，熔池沸腾效应产生气孔，均会使致密度降低. 不同激光功率下致密度响应相似，表明功率与速度协同调控熔池稳定性的重要性.

2)致密度对力学性能的影响：致密度显著影响材料强度和断裂延伸率. 低致密度试样易因气孔缺陷诱发脆性断裂，断口以解理面为主，且内部缺陷限制了材料的塑性变形能力.

3)最优工艺参数：体积能量密度 E_v 为40~50 J/mm^{3}时，材料的屈服强度、抗拉强度和延伸率均达到最佳，分别为780 MPa、875 MPa和2.5%. 选择合适的增材制造工艺参数可避免过多孔洞和裂纹缺陷，提升材料性能.

未来将进一步建立增材制造K418B合金的疲劳裂纹扩展速率与气孔尺寸/分布的关系，为增材制造K418B合金在航空领域的可使用性评估提供技术支持.

参考文献

[1]　廉艳平，王潘丁，高杰，等. 金属增材制造若干关键力学问题研究进展[J]. 力学进展，2021,51(3)：648-701.
LIAN Y P，WANG P D，GAO J，et al. Fundamental mechanics problems in metal additive manufacturing：a state-of-art review [J]. Advances in Mechanics，2021,51(3)：648-701.(in Chinese)

[2]　卢秉恒，李涤尘. 增材制造(3D打印)技术发展[J]. 机械制造与自动化，2013,42(4)：1-4.
LU B H，LI D C. Development of the additive manufacturing(3D printing) technology[J]. Machine Building & Automation，2013，42(4)：1-4.(in Chinese)

[3]　贾金凤，刘俊钊，许霞，等. K418高温合金增压器涡轮精密铸造工艺数值模拟研究[J]. 机械研究与应用，2024,37(6)：5-7.
JIA J F，LIU J Z，XU X，et al. Numerical simulation study on K418 superalloy supercharger turbine precision casting process [J]. Mechanical Research & Application，2024,37(6)：5-7.(in Chinese)

[4]　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)：0500002.
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)：0500002.(in Chinese)

[5]　巩水利，锁红波，李怀学. 金属增材制造技术在航空领域的发展与应用[J]. 航空制造技术，2013，56(13)：66-71.
GONG S L，SUO H B，LI H X. Development and application of metal additive manufacturing technology [J]. Aeronautical Manufacturing Technology，2013，56(13)：66-71.(in Chinese)

[6]　田宗军，顾冬冬，沈理达，等. 激光增材制造技术在航空航天领域的应用与发展[J]. 航空制造技术，2015,58(11)：36-42.
TIAN Z J，GU D D，SHEN L D，et al. Application and development of laser additive manufacturing technology in aeronautics and astronautics [J]. Aeronautical Manufacturing Technology，2015，58(11)：36-42.(in Chinese)

[7]　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(增刊2)：482-486.
WANG H Y，AN Y Q，LI C Y，et al. Research progress of Ni-based superalloys materials [J]. Materials Reports，2011，25(Sup.2)：482-486.(in Chinese)

[8] 张鹏, 朱强, 秦鹤勇, 等. 航空发动机用耐高温材料的研究进展[J]. 材料导报, 2014, 28(11): 27-31.
ZHANG P, ZHU Q, QIN H Y, et al. Research progress of high temperature materials for aero-engines [J]. Materials Review, 2014, 28(11): 27-31. (in Chinese)

[9] 吴圣川, 胡雅楠, 杨冰, 等. 增材制造材料缺陷表征及结构完整性评定方法研究综述[J]. 机械工程学报, 2021, 57(22): 3-34.
WU S C, HU Y N, YANG B, et al. Review on defect characterization and structural integrity assessment method of additively manufactured materials [J]. Journal of Mechanical Engineering, 2021, 57(22): 3-34. (in Chinese)

[10] OLIVEIRA J P, LALONDE A D, MA J. Processing parameters in laser powder bed fusion metal additive manufacturing [J]. Materials & Design, 2020, 193: 108762.

[11] 刘超, 刘成, 王虎, 等. 基于深度学习的镍基高温合金叶片磨削烧伤识别研究[J]. 湖南大学学报(自然科学版), 2024, 51(4): 99-104.
LIU C, LIU C, WANG H, et al. Research on grinding burn identification of nickel-based superalloy blades based on deep learning [J]. Journal of Hunan University (Natural Sciences), 2024, 51(4): 99-104. (in Chinese)

[12] 张伟, 高远, 马青原, 等. 基于金刚石热历史的超硬磨具激光增材制造工艺与组织性能优化[J]. 湖南大学学报(自然科学版), 2024, 51(4): 132-139.
ZHANG W, GAO Y, MA Q Y, et al. Optimization of laser additive manufacturing process and microstructure properties for superhard tools based on diamond thermal history [J]. Journal of Hunan University (Natural Sciences), 2024, 51(4): 132-139. (in Chinese)

[13] CHU F Z, LI E L, SHEN H P, et al. Influence of powder size on defect generation in laser powder bed fusion of $AlSi_{10}Mg$ alloy[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2023, 94: 183-195.

[14] QI H, AZER M, RITTER A. Studies of standard heat treatment effects on microstructure and mechanical properties of laser net shape manufactured inconel 718 [J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2009, 40(10): 2410-2422.

[15] RICKENBACHER L, ETTER T, HÖVEL S, et al. High temperature material properties of IN738LC processed by selective laser melting (SLM) technology [J]. Rapid Prototyping Journal, 2013, 19(4): 282-290.

[16] ATTALLAH M M, JENNINGS R, WANG X Q, et al. Additive manufacturing of Ni-based superalloys: the outstanding issues[J]. MRS Bulletin, 2016, 41(10): 758-764.

[17] WANG T T, WANG Y L, CHEN C P, et al. Relationships between the characteristics of porosity, melt pool and process parameters in laser powder bed fusion AlZn alloy [J]. Journal of Manufacturing Processes, 2021, 68: 1236-1244.

[18] TANG M, PISTORIUS P C, BEUTH J L. Prediction of lack-of-fusion porosity for powder bed fusion[J]. Additive Manufacturing, 2017, 14: 39-48.

[19] HEYDARI D, FARD A S, BAKHSHI A, et al. Hot tearing in polycrystalline Ni-based IN738LC superalloy: influence of Zr content [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2014, 214(3): 681-687.

[20] CHEN Y, LU F G, ZHANG K, et al. Investigation of dendritic growth and liquation cracking in laser melting deposited Inconel 718 at different laser input angles[J]. Materials & Design, 2016, 105: 133-141.

[21] ZHANG X Q, CHAI Z, CHEN H B, et al. A novel method to prevent cracking in directed energy deposition of Inconel 738 by in-situ doping Inconel 718[J]. Materials & Design, 2021, 197: 109214.

[22] 袁文明,汤鑫,刘发信,等. 细晶铸造对K418B合金显微组织及力学性能的影响[J]. 特种铸造及有色合金,1997,17(3):4-6.
YUAN W M, TANG X, LIU F X, et al. Effect of fine grain casting process on the microstructure and mechanical properties of K418B superalloy [J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 1997, 17(3): 4-6. (in Chinese)

[23] 袁文明, 刘发信, 汤鑫. 铸型搅动法细晶铸造对K418B合金整体涡轮组织和力学性能的影响[J]. 航空材料学报, 1998, 18(4): 19-25.
YUAN W M, LIU F X, TANG X. Influence of fine grain casting by mould agitating on the structures and mechanical properties of K418B integral wheel [J]. Journal of Aeronautical Materials, 1998, 18(4): 19-25. (in Chinese)

[24] YAO J, TAN Q Y, VENEZUELA J, et al. Additive manufacturing of high-strength low-alloy AISI 4340 steel with an optimal strength-ductility-toughness trade-off [J]. Additive Manufacturing, 2024, 94: 104496..