

DOI:10.16410/j.issn1000-8365.2026.6068

工艺参数对激光选区熔化 Ti-22Al-25Nb 合金成形质量及组织演化的影响

仇生生^{1,2}, 王慧琴², 闫龙威²

(1. 泸州翰飞航天科技发展有限公司, 四川 泸州 646000 2. 西北工业大学 凝固技术全国重点实验室, 陕西 西安 710072)

摘要: 基于航空航天领域对轻质高强 Ti₂AlNb 基合金的需求, 采用激光选区熔化(SLM)技术制备了Ti-22Al-25Nb 合金, 系统研究了激光功率、扫描速度及体能量密度(VED)对打印态合金成形质量、显微组织及显微硬度的影响。结果发现, 合金的成形质量受体能量密度显著调控。当 VED 为 38.89~138.89 J/mm³ 时, 熔池稳定性良好且致密度最高; 而 VED 过低(<31.75 J/mm³)或过高(>250 J/mm³)则分别诱发未熔合缺陷与匙孔型气孔。打印态合金呈沿构建方向向外延生长的典型柱状晶组织, 其中高能量密度促进了晶粒粗化并形成了显著的 <001> 丝织构; 低能量密度下极快的冷却速率则抑制了晶粒生长, 使柱状晶细长、破碎且取向趋于随机。最后, 对不同工艺参数下合金的显微硬度进行测试, 发现其硬度分布在 242~267 HV 之间。硬度的演变受致密度与晶粒尺寸的综合影响, 中低能量密度下的细晶强化有效弥补了孔隙带来的性能损失, 而过高热输入下的晶粒粗化则导致硬度下降。

关键词: 选区激光熔化; Ti₂AlNb 合金; 体能量密度; 显微组织; 显微硬度

中图分类号: TG146.2; TG665

文献标识码: A

文章编号: 1000-8365(2026)04-0442-10

Effects of Process Parameters on the Forming Quality and Microstructure Evolution of Ti-22Al-25Nb Alloy Fabricated by Selective Laser Melting

QIU Shengsheng^{1,2}, WANG Huiqin², YAN Longwei²

(1. Luzhou Hanfei Aerospace Technology Development Co., Ltd., Luzhou 646000, China; 2. State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China)

Abstract: On the basis of the aerospace industry's demand for lightweight and high-strength Ti₂AlNb-based alloys, a Ti-22Al-25Nb alloy was fabricated using selective laser melting (SLM) technology. The effects of laser power, scanning speed, and volumetric energy density (VED) on the forming quality, microstructure, and microhardness of the as-printed alloy were systematically investigated. The results show that the forming quality of the alloy is significantly controlled by the volumetric energy density. When the VED ranges from 38.89 to 138.89 J/mm³, the melt pool exhibits good stability and maximum density; however, both excessively low VED (<31.75 J/mm³) and excessively high VED (>250 J/mm³) induce a lack of fusion defects and keyhole porosity, respectively. The as-printed alloy exhibits a typical columnar grain structure with epitaxial growth along the build direction. High energy density promotes grain coarsening and results in the formation of a pronounced <001> fibrous texture, whereas the extremely rapid cooling rate at low energy density suppresses grain growth, resulting in fine, fragmented columnar grains with a random orientation. Finally, microhardness measurements of the alloys produced under different process parameters reveal a hardness distribution ranging from 242 to 267 HV. The hardness evolution is jointly influenced by density and grain size; fine-grained strengthening at medium-low energy density effectively compensates for the performance loss caused by porosity, whereas grain coarsening under excessive heat input leads to a decrease in hardness.

Key words: selective laser melting; Ti₂AlNb alloy; volumetric energy density; microstructure; microhardness

Ti₂AlNb 基合金作为一种重要的高温轻质结构材料, 因其较高的高温比强度、比模量、抗氧化性能

和蠕变抗力, 在航空航天热防护系统及发动机热端部件中展现出良好的工程应用前景^[1-3]。研究表明, 该

收稿日期: 2026-04-15

作者简介: 仇生生, 1985 年生, 总经理兼技术中心主任, 中级工程师。主要从事机械制造与材料研究。Email: 502207797@qq.com

引用格式: 仇生生, 王慧琴, 闫龙威. 工艺参数对激光选区熔化 Ti-22Al-25Nb 合金成形质量及组织演化的影响[J]. 铸造技术, 2026, 47(4): 442-451.

QIU S S, WANG H Q, YAN L W. Effects of process parameters on the forming quality and microstructure Evolution of Ti-22Al-25Nb alloy fabricated by selective laser melting[J]. Foundry Technology, 2026, 47(4): 442-451.

材料的使用有望显著降低飞行器自重,提高燃油效率和推重比,被认为是替代 IN718 等传统镍基高温合金制造航空发动机压气机匣、涡轮叶片等零部件的理想选择^[4]。然而, Ti₂AlNb 合金复杂的相变动力学及较高的室温脆性,导致其塑性加工窗口较窄^[5]。采用传统的铸造、锻造及粉末冶金等工艺时,不仅加工周期长、材料利用率低,且在加工过程中容易萌生裂纹,难以实现复杂结构件的近净成形,这在一定程度上制约了 Ti₂AlNb 合金的广泛应用。

近年来,以选区激光熔化(selective laser melting, SLM)为代表的金属增材制造技术,为难加工材料的复杂构件成形提供了有效的解决途径^[6-8]。SLM 技术利用高能激光束按照三维切片模型逐层熔化金属粉末,能够实现复杂结构件的一体化成形。此外, SLM 过程具有较高的温度梯度和极快的冷却速率,能够有效抑制 Ti₂AlNb 合金中合金元素的宏观偏析,细化晶粒^[9-10]。同时,打印态合金往往表现为过饱和的亚稳 B2 相固溶体组织,为调控合金的微观结构和力学性能提供了空间^[11]。

目前,国内外学者针对增材制造 Ti₂AlNb 合金已开展了部分探索性研究,主要集中在成形工艺窗口的摸索及热处理相变行为方面^[12-15]。Chen 等^[13]采用电子束粉末床熔融技术(electron beam powder bed fusion, EB-PBF),在 830 °C 预热温度下制备了 Ti-22Al-25Nb 合金,但其致密度(99.20%)略低于 SLM 成形试样,且较高的预热温度易引发 Al 元素烧损;唐杨杰等^[14]采用 SLM 工艺在特定扫描速度下制备了该合金,但打印态合金的室温塑性相对较低(伸长率约 1.3%),且尚未涉及多工艺参数的协同优化与缺陷定量控制;Zhou 等^[15]系统研究了 SLM 扫描间距对 Ti-22Al-25Nb 合金显微组织与力学性能的影响,指出扫描间距为 0.16 mm 时可获得致密度达 99.93% 的样品。然而,现有 SLM 成形 Ti-22Al-25Nb 研究多聚焦于局部工艺窗口或单一变量的优化,普遍将能量密度作为评价成形的单一宏观指标,较少从多变量协同的角度解耦激光功率与扫描速度对熔池动力学及微观组织的独立影响。

为弥补现有研究在参数局限性与多变量耦合机制上的不足,本文采用 SLM 技术,构建了覆盖宽工艺区间的参数矩阵制备 Ti-22Al-25Nb 合金。利用光学显微镜(OM)、扫描电子显微镜(SEM)以及电子背散射衍射(EBSD)等表征手段,研究不同工艺参数组合下打印态合金的成形质量、缺陷演化以及显微组织演变,并结合维氏显微硬度测试,探讨了工艺参数、显微组织和力学性能之间的内在联系。

旨在确立 Ti₂AlNb 合金的高致密成形工艺窗口,阐明多变量参数对组织性能的影响规律,为 SLM 成形高性能 Ti₂AlNb 合金构件的工艺优化提供实验依据。

1 实验材料与方法

1.1 实验材料

实验选用的原材料为采用真空感应熔炼惰性气体雾化(vacuum induction melting gas atomization, VIGA)技术制备的 Ti-22Al-25Nb 预合金粉末。采用电感耦合等离子体原子发射光谱法(ICP-AES)测定该粉末的化学成分,结果如表 1 所示,实测成分与名义成分基本一致。采用 SEM 对粉末的微观形貌进行表征,如图 1a 和 b 所示。由图可知,粉末颗粒整体呈规则的球形,表面平整光滑,仅存在少量卫星粉及不规则颗粒,这种高球形度和光洁的表面特征表明该粉末具有优异的流动性与铺粉性能。粉末的粒径分布测试结果如图 1c 所示,其特征粒径 D₁₀、D₅₀ 和 D₉₀ 分别为 16.94、22.74 和 31.61 μm。可以看出,合金粉末粒径主要集中在 15~35 μm 范围内,粒度分布呈较窄的单峰特征,有利于保证后续成形工艺中粉末层的一致性致密度。进一步通过 X 射线衍射(XRD)对粉末的物相组成进行分析,结果如图 1d 所示。粉末衍射峰主要对应于 β/B2 相和 O-Ti₂AlNb 相,未见明显杂质峰,说明该合金粉末物相组成较为稳定,具有较高的纯净度。

表 1 Ti-22Al-25Nb 合金粉末实际成分
Tab.1 Actual chemical composition of the Ti-22Al-25Nb alloy powder
(atomic fraction/%)

Element	Ti	Al	Nb	C	O
Content	Bal.	22.23	24.97	0.018	0.156

1.2 实验方法

采用 BLT-S210 型选择性激光熔化成形进行试样制备,该设备搭载了最大输出功率为 500 W 的连续波光纤激光器。为确保粉末质量,打印前需将合金粉末置于 DHG-9035AE 型真空干燥箱中,在 100 °C 下干燥 6 h,从而去除粉末表面残余水分并改善其流动性。成形实验在氩气保护气氛中进行,并将基板预热至 200 °C 以降低热残余应力。SLM 工艺参数设置为:激光功率范围为 80~260 W,扫描速度范围为 200~1 100 mm/s,铺粉层厚和扫描间距分别固定为 30 μm 和 0.12 mm,相邻层间的扫描旋转角为 67°,具体参数见表 2。实验制备了 10 mm×10 mm×10 mm 的块状试样,用于显微组织表征及硬度测试,其打印方向及扫描路径如图 2 所示。

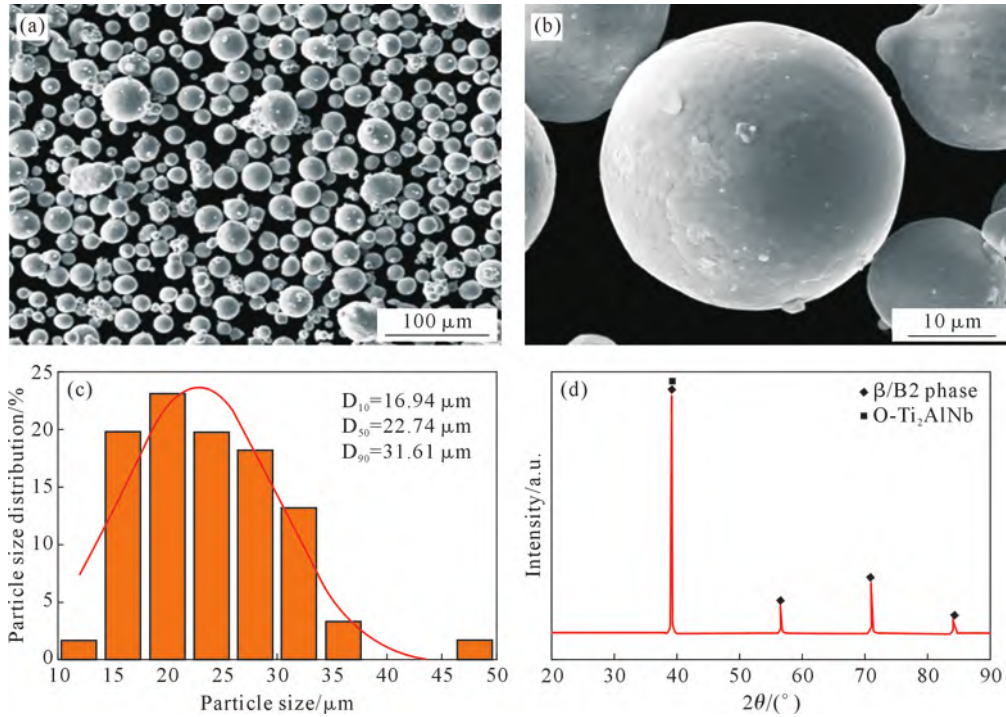


图 1 Ti-22Al-25Nb 合金粉末表征:(a) 低倍 SEM 形貌;(b) 高倍 SEM 形貌;(c) 粒径分布;(d) XRD 谱
Fig.1 Characterization of the Ti-22Al-25Nb alloy powder: (a) low-magnification SEM image; (b) high-magnification SEM image; (c) particle size distribution; (d) XRD pattern

表 2 Ti-22Al-25Nb 合金 SLM 成形参数

Tab.2 SLM processing parameters for the Ti-22Al-25Nb alloy

Laser power/W	Scanning speed/(mm·s ⁻¹)	Layer thickness/μm	Hatch spacing/mm	Preheating temperature/°C	Scanning strategy
80~260	200~1 100	30	0.12	200	67° rotation scanning

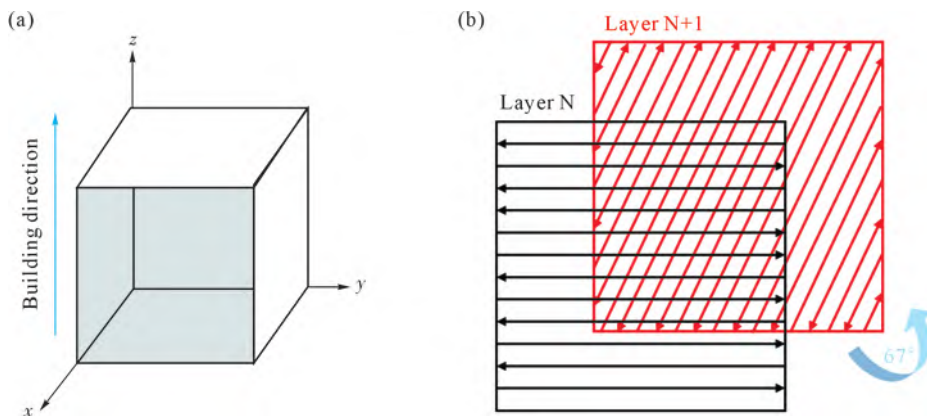


图 2 SLM 成形工艺示意图:(a) 样品示意图(BD 为打印方向);(b) 激光扫描策略图
Fig.2 Schematic diagram of the SLM process: (a) sample schematic diagram (the BD direction is the printing direction); (b) schematic of the laser scanning strategy

1.3 样品表征

样品打印完成后,采用电火花切割技术将其与基板分离。随后使用 SiC 砂纸对试样进行逐级打磨,经机械抛光至镜面状态后,用于光学显微组织观察。为满足 SEM 及 EBSD 对样品表面质量的严苛要求,采用 Struers DPF-1 型电解抛光仪对试样进行电解抛光。电解液配比为 60%甲醇 +35%正丁醇 +5%高氯酸,抛光参数设定为:工作电压 35 V,抛光时间 15 s,温度控制在 0~10 °C。抛光完成后,使用无水

乙醇清洗试样并吹干,以备后续显微组织表征。采用 Tescan Clara GMH 型场发射扫描电子显微镜及其配备的 EBSD 探头对样品的显微组织、相组成、晶体学取向及晶界分布进行表征与分析。EBSD 测试过程中,加速电压设定为 20 kV,扫描步长为 1.5 μm,采集所得的原始数据采用 Aztec Crystal 软件进行处理与分析。最后,采用 LECO 显微硬度计测试样品的维氏硬度,测试载荷为 4.9 N,保载时间为 15 s。在试样抛光表面均匀选取 10 个不同位置进行压痕测试,为

确保数据准确反映合金致密基体的真实力学性能,测试选点时刻意避开了孔隙与未熔合等明显缺陷区域,取其平均值作为该样品的最终硬度结果。

2 实验结果及讨论

2.1 工艺参数对成形质量与缺陷演化的影响

图 3 为不同激光功率(P)和扫描速度(v)下打印态 Ti-22Al-25Nb 合金横截面的光学显微组织形貌。可以看出,工艺参数对试样致密化行为具有显著影响,不同参数条件下样品中缺陷类型、尺寸、数量及分布均表现出明显差异。由图 3a~a₇可知,当激光功率为 80 W 时,样品成形质量对扫描速度较为敏感。当扫描速度为 200 和 400 mm/s 时,试样整体较为致密,仅观察到少量细小孔隙;但随着扫描速度进一步提高至 600 mm/s 以上,试样内部的缺陷明显增多,尤其在 800~1 100 mm/s 范围内,孔隙数量大幅增加,部分缺陷呈现尺寸大、形状不规则及边界尖锐的特征,局部还伴有沿特定方向拉长的形貌。这是因为在低激光功率下,随着扫描速度增加,激光与粉末床作用时间缩短,熔池热输入不足,粉末难以充分熔化,相邻熔道及层间冶金结合减弱,极易形成未熔合孔隙甚至局部未熔合区域,导致成形质量下降^[16-17]。当激光功率提高到 100 W 时,打印态样品

的致密化程度有所改善。扫描速度在 200~700 mm/s 范围内,试样整体较致密,仅存在少量分散孔隙(图 3b~b₃);但当扫描速度增加至 800 mm/s 及以上时,孔隙数量再次上升,特别是在 1 000 和 1 100 mm/s 下缺陷显著增多(图 3b₄~b₇)。这说明激光功率为 100 W 时,过高的扫描速度依然会导致明显的能量输入不足。

当激光功率进一步提高到 140 和 180 W 时,样品整体表现出较好的成形质量。从图 3c~c₇可知,在大多数扫描速度下,试样内部孔隙较少且基体组织均匀,仅在个别参数下出现少量离散分布的小孔。这表明该功率下的激光输入能量已基本满足粉末充分熔化及熔道稳定搭接的需求,试样致密度较高。由图 3d~d₇可以看出,在 180 W 条件下样品的成形质量进一步趋于稳定。除 200 mm/s 下仍可见较多孔隙外,其余大部分扫描速度下试样内部缺陷较少。特别是在 400~1 000 mm/s 范围内,样品表面观察区域内仅存在少量微小孔隙,表明此时激光功率与扫描速度匹配较好,熔池稳定性较高,能够获得较优的成形效果。综合来看,140~180 W 配合中等扫描速度时,试样呈现出优异的致密化特征,属于较合理的成形参数区间。

由图 3e~f₇可知,在 220 和 260 W 的高功率条



图 3 不同工艺参数 SLM 制备 Ti-22Al-25Nb 合金的光学显微组织:(a~a₇) 80 W, 200~1 100 mm/s; (b~b₇) 100 W, 200~1 100 mm/s; (c~c₇) 140 W, 200~1 100 mm/s; (d~d₇) 180 W, 200~1 100 mm/s; (e~e₇) 220 W, 200~1 100 mm/s; (f~f₇) 260 W, 200~1 100 mm/s
Fig.3 Optical microstructures of Ti-22Al-25Nb alloys fabricated by SLM with different processing parameters: (a~a₇) 80 W, 200~1 100 mm/s; (b~b₇) 100 W, 200~1 100 mm/s; (c~c₇) 140 W, 200~1 100 mm/s; (d~d₇) 180 W, 200~1 100 mm/s; (e~e₇) 220 W, 200~1 100 mm/s; (f~f₇) 260 W, 200~1 100 mm/s

件下,试样在多数扫描速度下仍保持较好的整体致密性,但在低扫描速度(如 200 mm/s)下,可观察到较多尺寸较大的孔洞,部分孔洞形貌趋于圆整。当高功率配合低扫描速度时,单位体积能量输入显著升高,导致熔池温度过高、液态金属气化加剧且熔池内部波动增强。这种不稳定的熔池行为极易诱发匙孔效应,进而形成匙孔型气孔或冶金气孔^[18]。因此,虽然提高功率有助于改善能量不足导致的未熔合问题,但热输入过高同样会引入新的缺陷类型,降低成形稳定性。值得注意的是,在 220~260 W 配合较高扫描速度时,试样中的孔隙明显减少,组织更趋均匀。这说明适当提高扫描速度能有效缓解高功率带来的过热效应,使热输入回归合理范围,从而改善致密化水平。

为量化工艺参数对成形质量的影响,引入体能量密度(volumetric energy density, VED)进行分析,其计算公式为:

$$E=P/vht \quad (1)$$

式中, h 为扫描间距; t 为铺粉层厚。结合图 3 的显微组织特征,可将 Ti-22Al-25Nb 合金的成形区间划分为 3 个典型的能量输入区,分别对应不同的缺陷形成机理。当 VED 过低时($<31.75 \text{ J/mm}^3$,如图 3a₆和 a₇,b₆和 b₇),热输入不足导致粉末熔化不充分和搭接不良,形成大量边缘尖锐、形状不规则的未熔合缺陷^[19],其内部特征未熔粉末特征将在 2.2 节证实;当 VED 过高时($>250 \text{ J/mm}^3$),过量热输入引发剧烈的金属气化与匙孔效应,凝固前沿捕获气体从而形成尺寸较大、壁面光滑的近圆形匙孔型气孔^[20];而当 VED 处于适中水平时($38.89\sim 138.89 \text{ J/mm}^3$),熔池尺寸相对适宜且液态金属流动性较好,能够在保证粉

未较充分熔合的同时,减弱气化失稳效应。尽管该区间内试样的二维截面中仍可观察到少量微小气孔,但从缺陷形态学的角度来看,该参数区间有效避免了严重未熔合造成的宽大裂纹状缺陷和剧烈匙孔效应引起的大尺寸圆形气孔的产生。基于图 3 中 42 组密集参数矩阵的系统性二维形貌对比,可以清晰地判定,当 VED 处于 $38.89\sim 138.89 \text{ J/mm}^3$ 时,熔池搭接最为稳定,宏观截面缺陷面积占比降至最低水平。因此,综合形貌演变规律与缺陷分布特征,该区间可被可靠地确立为 Ti-22Al-25Nb 合金稳定成形的较优工艺窗口。

2.2 SLM 成形工艺参数对合金组织的影响

选取扫描速度 $v=600 \text{ mm/s}$ 时不同激光功率(100、140、180、220 W)的打印态组织进行进一步表征。由图 4 可知,不同激光功率下试样均表现出较为连续的沉积特征,低倍图中未见大尺寸宏观孔洞或明显裂纹,整体成形质量较好。高倍图进一步显示,各样品内部均可观察到清晰的熔池边界,说明试样具有典型的逐层沉积成形特征。具体而言,当激光功率为 100 W 时(图 4a 和 e),熔池边界起伏较为明显,呈现典型的弧形搭接轮廓,组织相对细小。但此时试样内部气孔数量较多、致密度较低,说明此时热输入仍偏低,熔池稳定性和气体逸出能力有限;激光熔化及凝固过程中卷入的保护气体以及粉末表面吸附气体难以及时排出,最终在快速凝固条件下被截留形成孔隙。随着激光功率增加至 140 和 180 W 时(图 4b, c, f, g),热输入的增加促进了熔化区域的横向扩展,熔池宽度逐渐增大,边界趋于平缓、连续且轮廓更加规则,组织致密性明显改善。与此同时,可观察到沿热流方向连续生长的粗大柱状晶,说明在较强

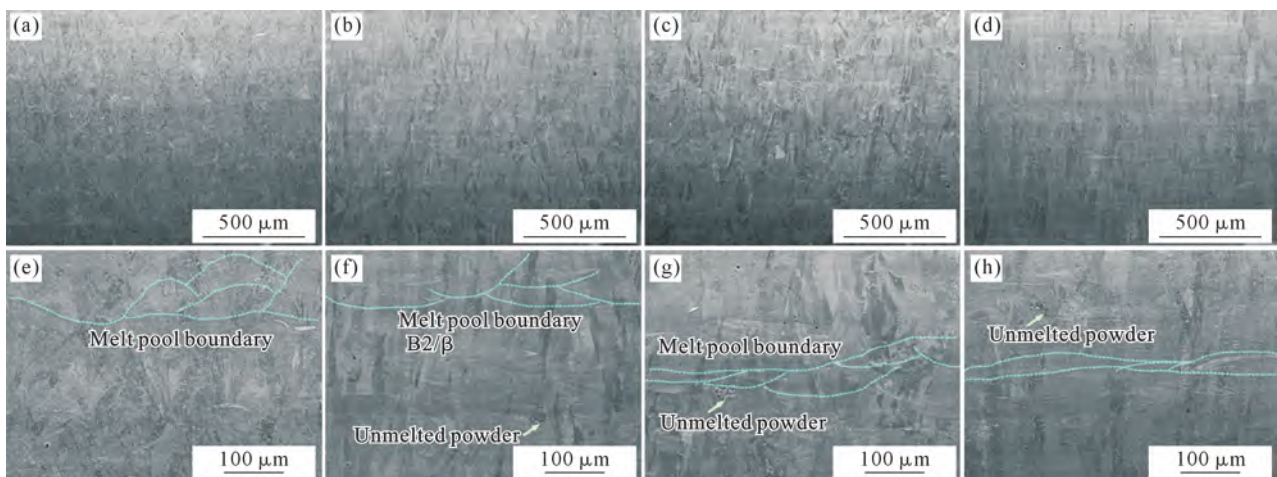


图 4 扫描速度为 600 mm/s 时不同激光功率下制备的 Ti-22Al-25Nb 合金显微组织形貌:(a, e) 100 W;(b, f) 140 W;(c, g) 180 W;(d, h) 220 W

Fig.4 Microstructures of the Ti-22Al-25Nb alloy fabricated at a scanning speed of 600 mm/s under different laser powers:
(a, e) 100 W;(b, f) 140 W;(c, g) 180 W;(d, h) 220 W

定向温度梯度作用下晶体发生了明显的外延生长;组织中仅残留极少量分散的未熔粉末颗粒,表明该功率区间内粉末熔化充分,层间与道间冶金结合良好^[21]。当激光功率进一步提升至 220 W 时(图 4d 和 h),熔池边界进一步趋于平直,未熔粉末数量相对较少。然而,与 140~180 W 的平缓弧形边界相比,220 W 下过高的热输入可能开始改变熔池的热流场分布,使得熔池形态向更深、更窄的方向发展。综上所述,在 $v=600$ mm/s 条件下,140~180 W 为较优工艺参数区间,此时组织致密度最高且熔池稳定性最优。

随后,选取激光功率 $P=180$ W 时不同扫描速度(400~1 000 mm/s)下的打印态组织进行表征,如图 5 所示。整体而言,不同扫描速度下的试样均表现出较为连续的沉积组织特征,且各样品内部均可观察到清晰的熔池边界,说明在该功率水平下熔池具有较好的稳定性和层间冶金结合能力。由图 5a 和 b 可知,在较低扫描速度下(400~600 mm/s),打印态样品熔池边界轮廓平缓且连续,组织致密度较高,仅伴有极少量未熔粉末和微小气孔。这表明在低速条件下,充足的热输入保证了粉末的充分熔化及液态金属的良好铺展;同时,熔池存在时间较长,有利于卷入气泡的及时逸出及熔道的稳定搭接;随着扫描速度增至 700~800 mm/s(图 5c 和 d),激光与粉末床的相互作用时间缩短,线能量密度降低,导致熔池横向扩展能力减弱,熔池宽度较之低速条件下呈现减小趋势,熔池边界起伏也相应增强^[22]。此时,组织内

的缺陷含量有所增多,表明在该速度区间内,熔池稳定性开始受到扫描速度提升的显著影响。一方面,热输入的下落导致局部区域熔化不充分;另一方面,熔池寿命的缩短限制了气体的逃逸窗口,从而诱发微小气孔或未熔颗粒的产生;当扫描速度进一步提升至 900~1 000 mm/s 时,熔池边界整体趋于更加狭窄和平直^[23]。由图 5f 可以明显观察到,熔池的宽度和深度均进一步减小,这主要归因于激光作用时间极短导致的局部热积累不足。从显微组织演变角度来看,随着扫描速度的提高,能量密度降低且冷却速率加快,晶粒生长受到明显抑制。这使得晶粒尺寸逐渐细化,柱状晶的外延生长连续性减弱,组织整体呈现出更高的均匀性。

2.3 能量密度对晶体学特征与织构演化的影响

在宏观组织分析的基础上,采用 EBSD 技术进一步探讨了能量密度对晶体学特征的影响。图 6 对比了低能量密度($VED=50$ J/mm³)和高能量密度($VED=138.89$ J/mm³)条件下试样的 IPF 图和极图。由 IPF 图可知,在两种能量密度下,由于 SLM 成形过程中存在极高的温度梯度,晶粒均表现出沿构建方向的外延生长特征,形成典型的柱状晶组织。在低能量密度条件下(图 6a),受限于较高的扫描速度(1 000 mm/s),熔池冷却速率极快,抑制了晶粒的充分生长,导致柱状晶形貌较为细长且破碎。IPF 图中的颜色分布较为杂乱,表明晶粒的取向离散度较高,择优取向特征不明显。相比之下,在高能量密度条件下(图 6b),较低的扫描速度(200 mm/s)显著增

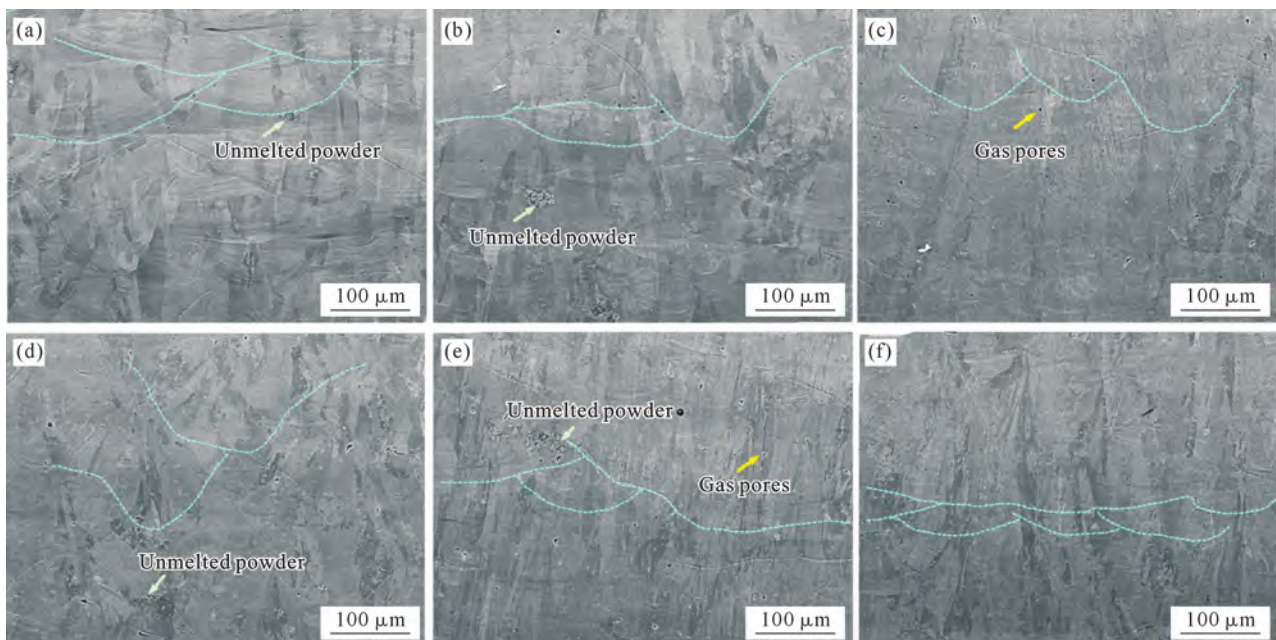


图 5 激光功率为 180 W 时不同扫描速度下制备的 Ti-22Al-25Nb 合金显微组织:(a) 400 mm/s; (b) 600 mm/s; (c) 700 mm/s; (d) 800 mm/s; (e) 900 mm/s; (f) 1 000 mm/s

Fig.5 Microstructures of the Ti-22Al-25Nb alloy fabricated at a laser power of 180 W under different scanning speeds: (a) 400 mm/s; (b) 600 mm/s; (c) 700 mm/s; (d) 800 mm/s; (e) 900 mm/s; (f) 1 000 mm/s

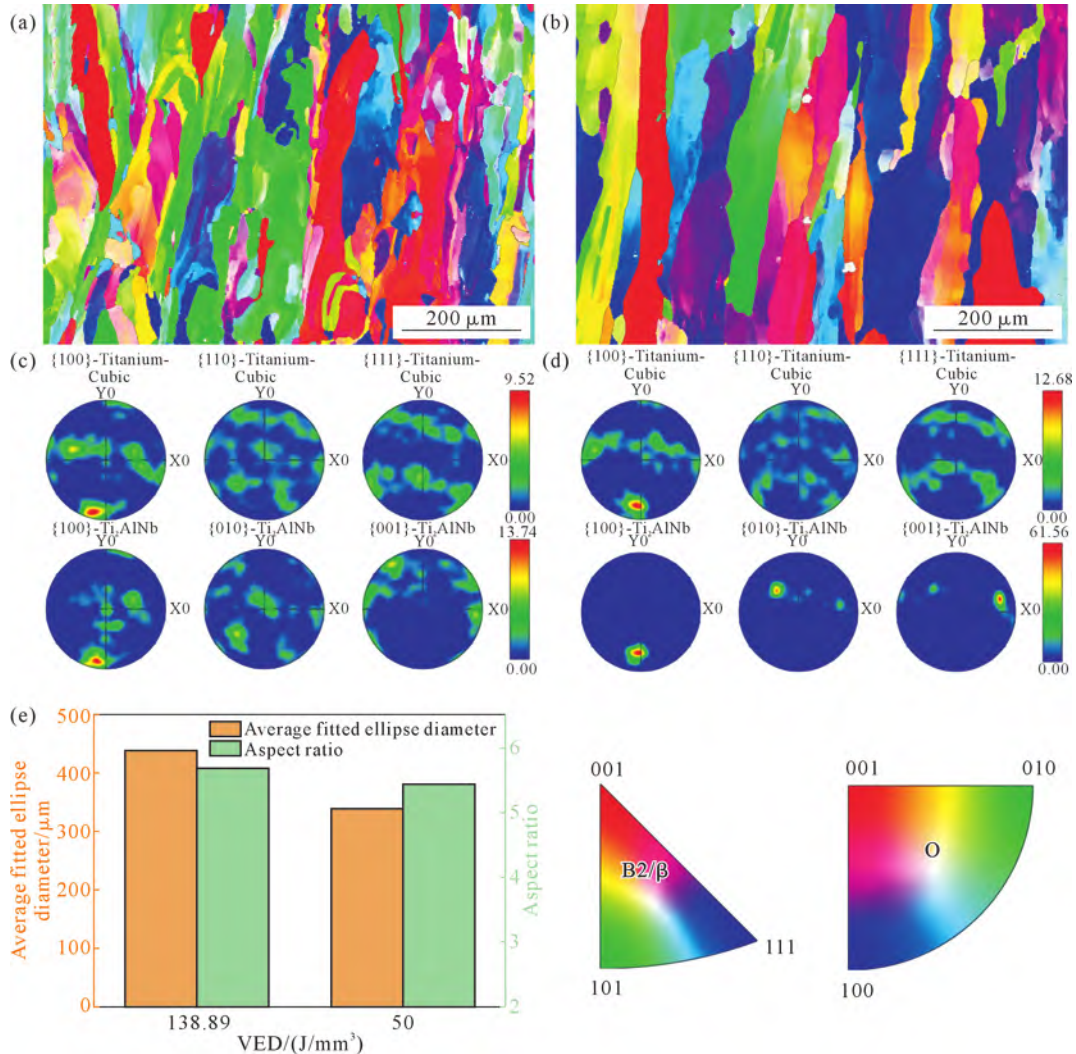


图 6 低能量密度与高能量密度下 SLM 成形 Ti-22Al-25Nb 合金的 IPF 图和极图: (a, c) VED=50 J/mm³(180 W, 1 000 mm/s); (b, d) VED=138.89 J/mm³(100 W, 200 mm/s); (e) 晶粒长宽比和拟合椭圆直径
Fig.6 IPF maps and pole figures of the SLM-fabricated Ti-22Al-25Nb alloy under low and high VEDs: (a, c) VED=50 J/mm³(180 W, 1 000 mm/s); (b, d) VED=138.89 J/mm³(100 W, 200 mm/s); (e) average fitted ellipse diameter and aspect ratio

加了熔池的持续时间并降低了冷却速率,促进了晶粒沿热流方向的充分外延生长,使得柱状晶显著粗化,且呈现出更为统一的色彩分布,择优取向明显。图 6c 和 d 的极图结果进一步表明,两种工艺条件下材料均表现出一定的织构特征,但织构强度存在明显差异。在低能量密度下,极图中的极密度分布相对均匀且发散,最大织构强度较低,说明该条件下凝固前沿的竞争生长不够充分,晶体取向趋于随机化;随着能量密度提高,极图中出现明显的取向集中区域,极密度中心强度显著增强,呈现出显著的<001>纤维织构。这种织构的强化归因于高热输入下稳定的熔池几何形貌及持续的定向热流,使得具有生长优势的晶向通过竞争生长机制排挤了其他取向晶粒^[21]。总体而言,能量密度通过改变熔池的热力学条件显著驱动了 Ti-22Al-25Nb 合金的织构演化。高能量密度不仅促进了晶粒的粗化与外延生长,还通过增强定向凝固条件显著提升了材料的晶

体学织构强度,实现了从弱取向随机组织向强择优取向柱状晶组织的转变。

然而,能量密度并非决定组织演化的唯一因素。图 7 对比了激光能量密度相近时不同功率与速度组合下的晶体学特征。由图 7a 和 b 可知,即使在相似的能量密度下,晶体组织仍表现出一定差异。在低功率-低扫描速度(140 W, 600 mm/s)组合下,晶粒尺寸相对粗大,这是由于较低的扫描速度延长了激光与粉末的作用时间,使晶粒能够充分长大;而在高功率-高扫描速度(260 W, 1 100 mm/s)条件下,尽管总能量输入相似,但由于扫描速度增大幅度较大,导致过冷度增大,从而细化了柱状晶的横向尺寸。这表明凝固速率对晶粒细化的贡献优于能量密度的宏观控制。同时,图 7c 和 d 则进一步揭示了熔池物理场对织构强度的调控作用。虽然两组试样均表现出沿构建方向的明显择优取向,但低速条件下的极密度中心更为集中,织构强度更高,这反映出平稳

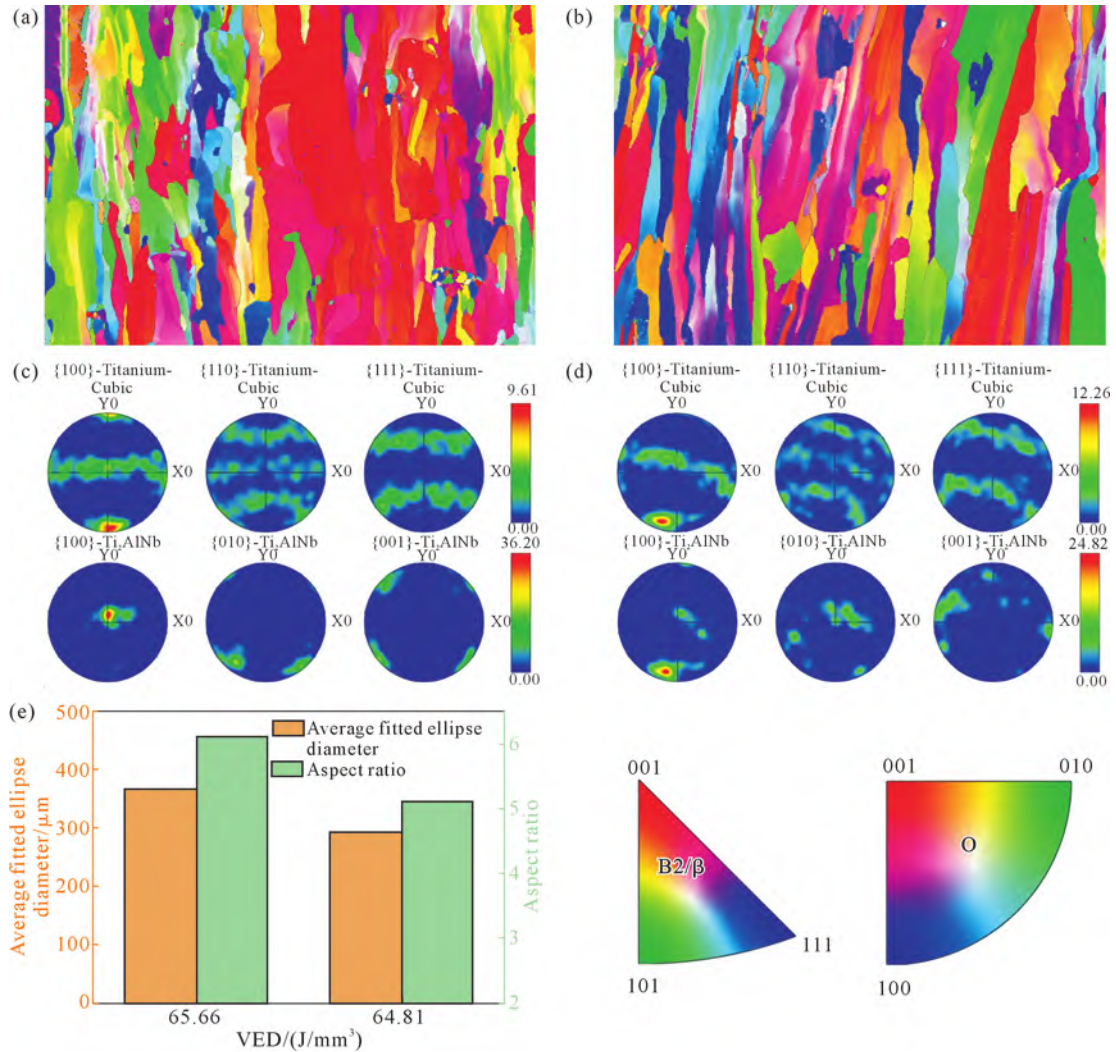


图7 能量密度相近时 SLM 成形 Ti-22Al-25Nb 合金的 IPF 图和极图:(a, c) VED=64.81 J/mm³(140 W, 600 mm/s); (b, d) VED=65.66 J/mm³(260 W, 1 100 mm/s); (e) 晶粒长宽比和拟合椭圆直径
Fig.7 IPF maps and pole figures of the SLM-fabricated Ti-22Al-25Nb alloy at similar VEDs: (a, c) VED=64.81 J/mm³ (140 W, 600 mm/s); (b, d) VED=65.66 J/mm³(260 W, 1 100 mm/s); (e) average fitted ellipse diameter and aspect ratio

的熔池热场更有利于热流矢量保持在构建方向,从而强化了定向生长^[24]。综上所述,虽然能量密度是影响组织演化的重要参数,但功率与扫描速度的具体匹配关系会改变熔池的动态特征,进而影响晶粒的生长尺寸与取向一致性。因此,在评价 SLM 成形组织时,除了考虑能量密度外,还需结合具体的工艺参数组合。

2.4 工艺参数对合金显微硬度的影响

结合前述致密化行为与显微组织演化规律,对不同 VED 下 SLM 成形 Ti-22Al-25Nb 合金打印态试样的显微硬度进行了测试,结果如图 8 所示。可以看出,各试样的显微硬度整体分布在 242~267 HV_{0.5} 之间。总的来看,显微硬度随 VED 的变化并未表现出显著的演变规律,而是在较窄的范围内波动,多数样品的硬度值集中于 252~261 HV_{0.5}。这表明在实验参数范围内,显微硬度对工艺参数变化的敏感性低于致密度和组织特征,受缺陷状态与晶粒尺寸等因

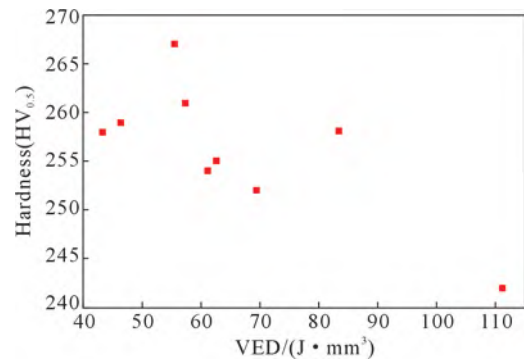


图8 不同能量密度下 SLM 成形 Ti-22Al-25Nb 合金的显微硬度
Fig.8 Microhardness of SLM-fabricated Ti-22Al-25Nb alloys at different VEDs

素的综合影响。结合前文分析可知,低能量密度条件下,虽然会因熔化不足而形成未熔合孔隙,降低试样致密度,但较快的冷却速率也会在一定程度上细化组织,因此硬度并未显著降低;中等能量密度范围内,试样具有较高致密度,同时组织较均匀,硬度整

体保持在较稳定水平; 随能量密度进一步升高, 虽然晶粒外延生长增强, 但过高热输入可能导致晶粒粗化, 并伴随匙孔型气孔等缺陷形成, 从而削弱硬度提升效果。例如, 在 VED 为 111.11 J/mm^3 时, 硬度降至 242 HV, 此时过高热输入对组织和缺陷状态的不利影响已开始显现。总体来看, 打印态 Ti-22Al-25Nb 合金显微硬度主要受致密度、晶粒尺寸及热输入条件共同影响, 其变化规律与前述组织演化和缺陷形成机制相一致。

3 结论

(1) 合金的成形质量受体能量密度(VED)显著调控。当 VED 过低($<31.75 \text{ J/mm}^3$)或过高($>250 \text{ J/mm}^3$)时, 分别易产生未熔合缺陷与匙孔型气孔。较优的成形工艺窗口为激光功率 140~180 W 配合中等扫描速度(600~800 mm/s), 此时熔池最稳定, 试样内部缺陷最少, 实现了高致密度成形。

(2) 打印态合金的显微组织表现为沿构建方向外延生长的典型柱状晶。高能量密度促进柱状晶粗化并形成强烈的 $\langle 001 \rangle$ 纤维织构, 低能量密度则导致晶粒细长破碎且取向随机。在相似能量密度下, 高扫描速度(1 100 mm/s)引发的大过冷度显著细化了柱状晶的横向尺寸, 而低扫描速度下(600 mm/s)平稳的熔池热场则更有利于强化晶体的择优取向。

(3) 打印态合金的显微硬度分布在 242~267 HV_{0.5} 之间。硬度变化受致密度、晶粒尺寸与缺陷的共同影响, 中低能量密度下的细晶强化有效弥补了孔隙造成的硬度损失, 而过高的热输入(VED 达 111.11 J/mm^3)会导致晶粒粗化并诱发气孔缺陷, 从而使合金硬度下降。

参考文献:

[1] FU Y Q, SU Z M. Elemental composition, phase diagram, microstructure, fabrication processes, and mechanical properties of Ti₂AlNb alloy: A review[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2024, 33: 12819-12846.

[2] GOYAL K, SARDANA N. Mechanical properties of the Ti₂AlNb intermetallic: A review[J]. Transactions of the Indian Institute of Metals, 2021, 74: 1839-1853.

[3] HU R, ZHANG K N, ZOU H, GAO Z T, LUO X, LIU X X, WU Z Y. Research progress on Ti₂AlNb-based alloys and composites for aerospace applications [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2025, 1021: 179701.

[4] 裴会平, 刘冬, 姚利盼, 邵天敏, 刘巧沐, 刘亮亮, 陈乾明. Ti₂AlNb 合金研究进展及在航空发动机上应用可行性分析[J]. 材料工程, 2025, 53(1): 28-44.

PEI H P, LIU D, YAO L P, SHAO T M, LIU Q M, LIU L L, CHEN Q M. Research progress of Ti₂AlNb alloys and feasibility

analysis of application in aero-engines [J]. Journal of Materials Engineering, 2025, 53(1): 28-44.

[5] 刘泽栋, 杨劫人, 陈瑞润, 杜赵新. Ti₂AlNb 基金属间化合物: 研究进展、挑战及展望[J]. 中国有色金属学报, 2023, 33(12): 4039-4058.

LIU Z D, YANG J R, CHEN R R, DU Z X. Ti₂AlNb-based intermetallics: Research progress, challenges and prospects [J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2023, 33(12): 4039-4058.

[6] DEBROY T, WEI H L, ZUBACK J S, MUKHERJEE T, ELMER J W, MILEWSKI J O, BEESE A M, WILON-HEID A, DE A, ZHANG W. Additive manufacturing of metallic components-process, structure and properties [J]. Progress in Materials Science, 2018, 92: 112-224.

[7] 杨成淑瑜, 姚磊, 张浩, 郑永健, 黄波, 邱子翔, 王海轩, 杨阳, 黄其忠, 梁力文, 方世民, 汤超越, 刘树义, 徐佳程, 郭岳. 选区激光熔化成形 Cu-Ag-Zr 合金致密化行为及其组织性能研究[J]. 铸造技术, 2026, 47 (2): 141-152.

YANG C S Y, YAO L, ZHANG H, ZHENG Y J, HUANG B, QIU Z X, WANG H X, YANG Y, HUANG Q Z, LIANG L W, FANG S M, TANG C Y, LIU S Y, XU J C, GUO Y. Densification behavior, microstructure and properties of Cu-Ag-Zr alloy fabricated by selective laser melting[J]. Foundry Technology, 2026, 47(2): 141-152.

[8] 陈玉勇, 时国浩, 杜之明, 张宇, 常帅. 增材制造 TiAl 合金的研究进展[J]. 金属学报, 2024, 60(1): 1-15.

CHEN Y Y, SHI G H, DU Z M, ZHANG Y, CHANG S. Research progress on additive manufacturing of TiAl alloys[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2024, 60(1): 1-15.

[9] ILLARIONOV A G, STEPANOV S I, NASCHETNIKOVA I A, POPOV A A, SOUNDAPPAN P, THULASI RAMAN K H, SUWAS S. A Review-Additive Manufacturing of Intermetallic Alloys Based on Orthorhombic Titanium Aluminide Ti₂AlNb[J/OL]. Materials, 2023, 16(3): 991.

[10] 姚讯杰, 王佳玮, 杨雁程, 张馨月, 程序, 张述泉. 金属构件激光增材制造缺陷产生机理及控制机制探究[J]. 中国激光, 2022, 49 (14): 286-296.

YAO X J, WANG J W, YANG Y C, ZHANG X Y, CHENG X, ZHANG S Q. Defect generation mechanism and control mechanism in laser additive manufacturing of metal components [J]. Chinese Journal of Lasers, 2022, 49(14): 286-296.

[11] LIMA D, FERNANDES M S. Phase transformations during laser processing of aerospace metallic materials[J]. Advanced Materials Research, 2016, 1135: 179-201.

[12] POPOVICH A A, SUFIAROV V S, POLOZOV I A, GRIGORIEV A V. Selective laser melting of the intermetallic titanium alloy[J]. Russian Journal of Non-Ferrous Metals, 2019, 60: 186-193.

[13] CHEN Q, XU L Y, ZHANG Y K, ZHAO L, HAO K D, REN W J, HAN Y D. Additive manufacturing Ti-22Al-25 Nb alloy with excellent high temperature tensile properties by electron beam powder bed fusion[J]. Additive Manufacturing, 2024, 86: 104236.

[14] 唐杨杰, 赵霄昊, 刘彦涛, 张永忠, 陈以强. 激光增材制造 Ti₂AlNb 基金属的组织与性能[J]. 金属热处理, 2016, 41(4): 1-6.

TANG Y J, ZHAO X H, LIU Y T, ZHANG Y Z, CHEN Y Q. Microstructure and properties of Ti₂AlNb-based alloy fabricated by

- laser additive manufacturing[J]. Heat Treatment of Metals, 2016, 41(4): 1-6.
- [15] ZHOU Y H, LI W P, ZHANG L, ZHOU S Y, JIA X, WANG D W, YAN M. Selective laser melting of Ti-22Al-25Nb intermetallic: Significant effects of hatch distance on microstructural features and mechanical properties [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2020, 276: 116398.
- [16] SING S L, YEONG W Y. Laser powder bed fusion for metal additive manufacturing: perspectives on recent developments[J]. Virtual and Physical Prototyping, 2020, 15: 359-370.
- [17] SALEM H, CARTER L N, ATTALLAH M M, SALEM H G. Influence of processing parameters on internal porosity and types of defects formed in Ti6Al4V lattice structure fabricated by selective laser melting[J]. Materials Science and Engineering: A, 2019, 767: 138387.
- [18] BRENNAN M C, KEIST J S, PALMER T A. Defects in metal additive manufacturing processes [J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2021, 30: 4808-4818.
- [19] SHRESTHA S, CHOU K. Formation of keyhole and lack of fusion pores during the laser powder bed fusion process[J]. Manufacturing Letters, 2022, 32: 19-23.
- [20] DU C B, ZHAO Y H, JIANG J C, WANG Q, WANG H J, LI N, SUN J. Pore defects in Laser Powder Bed Fusion: Formation mechanism, control method, and perspectives [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2023, 944: 169215.
- [21] AN J L, CUI X M, BAI P C, GUO W Q, TIAN Y J, ZHAO X P, LIU Q, WANG Y H, LIU F, HOU X H. Influence of laser power and scanning speed on formability, microstructure and mechanical properties of the SLM fabricated Al-4.4Mg-0.5Mn-0.8Er-0.5Sc alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2025, 1044: 184408.
- [22] CHEN Q, XU L, ZHAO L, HAO K, HAN Y. Effect of scanning speed on microstructure and mechanical properties of as-printed Ti-22Al-25Nb intermetallic by laser powder bed fusion[J]. Materials Science and Engineering: A, 2023, 885: 145652.
- [23] 蔡振清, 谢志浩, 张琴, 杨玲, 刘璐璐, 陈伟. 扫描速度对选区激光熔化成形 GH4169 合金微观结构和力学性能的影响[J]. 机械工程材料, 2026, 50(2): 42-48.
- CAI Z Q, XIE Z H, ZHANG Q, YANG L, LIU L L, CHEN W. Effect of scanning speed on microstructure and mechanical properties of GH4169 alloy formed by selective laser melting[J]. Materials for Mechanical Engineering, 2026, 50(2): 42-48.
- [24] ZHENG L P, ZHANG Q, CAO H Z, WU W J, MA H L, DING X P, YANG J, DUAN X M, FAN S Q. Melt pool boundary extraction and its width prediction from infrared images in selective laser melting[J]. Materials & Design, 2019, 183: 108110.

(责任编辑:李亚敏)