● 金属增材制造材料与控制 Materials and Control for Metal Additive Manufacturing ●
DOI:10.16410/j.issn1000-8365.2024.4200

特邀论文

激光粉末床熔融成形 Ti60 合金的工艺优化和组织性能研究

周 凡[1,2],吴 凡[1,2],冯 喆[1,2],王永霞[1,2],彭艺杰[1,2],党铭吉[1,2],张 哲[1,2],
谭 华[1,2],张凤英[3],林 鑫[1,2]

(1. 西北工业大学 凝固技术国家重点实验室,陕西 西安 710072; 2. 西北工业大学 金属高性能增材制造与创新设计工业和信息化部重点实验室,陕西 西安 710072; 3. 长安大学 材料科学与工程学院,陕西 西安 710064)

摘 要:Ti60 合金具有较高的比强度且能长时间在 600 ℃高温条件下服役,利用激光粉末床熔融(LPBF)技术成形 Ti60 合金有望满足航空航天等领域关键构件耐高温和轻量化的需求。系统研究了工艺参数对 LPBF 成形 Ti60 合金致密度、显微组织和显微硬度的影响规律,并在此基础上对其室温拉伸和高温拉伸性能进行评价。结果表明,LPBF 成形 Ti60 合金的显微组织主要为细针状 α′马氏体,这种组织的平均厚度与体能量密度大小呈负相关性。LPBF 成形 Ti60 合金室温条件下的屈服强度为 1 164 MPa、抗拉强度为 1 321 MPa,伸长率为 2.5%,600 ℃高温拉伸条件下屈服强度为 532 MPa、抗拉强度为 889 MPa,伸长率为 16%。

关键词:激光粉末床熔融;Ti60 合金;工艺优化;显微组织;力学性能

中图分类号:TG146.2+3 **文献标识码**:A **文章编号**:1000-8365(2024)11-1005-10

Research on the Processing Optimization, Microstructure, and Properties of Ti60 Alloy Fabricated via Laser Powder Bed Fusion

ZHOU Fan[1,2], WU Fan[1,2], FENG Zhe[1,2], WANG Yongxia[1,2], PENG Yijie[1,2], DANG Mingji[1,2], ZHANG Zhe[1,2], TAN Hua[1,2], ZHANG Fengying[3], LIN Xin[1,2]

(1. State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China; 2. MIIT Key Laboratory of Metal High Performance Additive Manufacturing and Innovative Design, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China; 3. School of Materials Science and Engineering, Chang'an University, Xi'an 710064, China)

Abstract: Ti60 alloys have a high specific strength and can be in service at 600 ℃ for a long time. The preparation of Ti60 alloys by laser powder bed fusion (LPBF) is expected to meet the needs of high-temperature resistance and the light weight of key components in aerospace. The influence of the basic processing parameters on the microstructure and microhardness of the Ti60 alloy was systematically studied, and the tensile properties of the Ti60 alloy at room temperature and high temperature were evaluated. The results show that the laser powder bed fusion processing parameters have obvious effects on the density, microstructure and microhardness of the Ti60 alloy. The microstructure of the Ti60 alloy in the deposition state is mainly fine acicular α′ martensite, and the average thickness is negatively correlated with the volumetric energy density. At room temperature, the yield strength of the Ti60 alloy is 1 164 MPa, the ultimate tensile strength is 1 321 MPa, and the elongation is 2.5%. At 600 ℃, the yield strength is 532 MPa, the ultimate tensile strength is 889 MPa, and the elongation is 16%.

Key words: laser powder bed fusion; Ti60 alloy; processing optimization; microstructure; mechanical properties

收稿日期:2024-10-16

基金项目:国家重点研发计划(2022YFB4600300, 2022YFB4600301);西工大特色学科基础研究项目(G2022WD);陕西省重点研发计划(2023-YBGY-359)

作者简介:周 凡,2000 年生,硕士生.研究方向为高性能金属激光增材制造.Email: zhoufan123@mail.nwpu.edu.cn

通讯作者:谭 华,1979 年生,博士,教授.研究方向为高性能金属激光增材制造(金属 3D 打印)与再制造技术的基础与应用研究.Email: tanhua@nwpu.edu.cn

引用格式:周凡,吴凡,冯喆,王永霞,彭艺杰,党铭吉,张哲,谭华,张凤英,林鑫.激光粉末床熔融成形 Ti60 合金的工艺优化和组织性能研究[J].铸造技术,2024, 45(11): 1005-1014.

ZHOU F, WU F, FENG Z, WANG Y X, PENG Y J, DANG M J, ZHANG Z, TAN H, ZHANG F Y, LIN X. Research on the processing optimization, microstructure, and properties of Ti60 alloy fabricated via laser powder bed fusion[J]. Foundry Technology, 2024, 45(11): 1005-1014.

中国知网 https://www.cnki.net

随着航空、航天等领域对零部件强度、减重及耐热性能要求的不断提高，普通钛合金已无法满足高温服役要求。高温钛合金具有高比强度、耐腐蚀、线膨胀系数小以及在高温和低温条件下优异的机械性能等特点[1]，Ti60 合金为我国中国科学院金属研究所与宝钛集团有限公司联合设计研发的具有自主知识产权的 600 ℃高温钛合金，是适用于 600 ℃的高温钛合金的典型代表[2]。Ti60 合金是 Ti-Al-Sn-Zr-Mo-Nb-Ta-Si 系多元复合强化的近α 型高温钛合金[3]，具有较好的热稳定性能。其 β 相的体积分数在 3%~10%，保持 α 型钛合金的高蠕变强度和高温性能的同时，兼具 α+β 钛合金的高静强度[4]。其优异高温性能主要来源于合金元素的添加。添加 Al 元素固溶强化提高强度，Sn 元素对 Al 元素进行补充强化，缓解 Al 元素浓度过高带来的热稳定性损失。中性元素 Zr 与 Ti 基体无限互溶，通过置换 Ti 原子实现固溶强化[5]，同时可有助于硅化物的沉淀析出，提升蠕变性能[6]。添加少量 β 稳定元素 Mo 提高合金的热加工性能，减少有序相析出和合金脆化。添加 Nd 元素有助于降低基体氧含量和细化组织，提升合金热稳定性[7]。微量 C 元素(≤0.1%，质量分数)扩大 Ti60 钛合金 α+β 两相区的温度区间[8]，便于组织调控。Ti60 合金有较好的综合性能，被广泛用于制造高推重比航空发动机压气机盘和航空发动机的叶片等关键部件。然而传统热加工手段，无法一体化制造复杂构件，限制了合金的进一步应用。

激光粉末床熔融技术(laser powder bed fusion, LPBF)是激光增材制造技术的一种，结合了前沿材料、激光加工技术、计算机模拟技术和其他先进技术，通过激光作用实现对光斑直径区域内粉末层的非平衡快速凝固过程，并通过逐层熔融、凝固实现三维零件的成形[9-11]。并且 LPBF 技术改变通过激光对金属粉末的熔化，实现了对金属粉末无模具的快速“净成形”，是解决制备复杂结构部件的有效手段[12]。因而，采用 LPBF 技术成形 Ti60 合金对于航空领域高性能复杂构件一体化成形具有巨大研究潜力和应用价值。

目前，关于 Ti60 合金的主要研究内容为不同热加工环境对 Ti60 合金组织以及蠕变、疲劳等力学性能的影响。同时关于激光增材制造 Ti60 合金主要集中在激光立体成形 Ti60 合金不同工艺参数对显微组织的影响和力学性能的各项异性等，而关于 LPBF 制备 Ti60 合金的研究还处于初期探索阶段，研究十分匮乏。陈静等[13]在激光立体成形 Ti60 过程中，发现不同的激光功率对 Ti60 合金的显微组织有较大的影响，大激光功率会形成魏氏组织，小激光功率则形成网篮组织，魏氏组织的持久性能显著低于网篮组织，其表现为脆性沿晶断裂，而网篮组织表现为韧性断裂。同时冶金缺陷也会影响其力学性能。刘意[14]研究了 Ti60 合金孔洞、未熔等缺陷的形成机理，但仍缺乏工艺参数对显微组织的影响规律。此外 Ti60 合金中 Si 元素的作用目前存在较大争论[15-17]，有研究者认为固溶态的硅元素和析出的硅化物均能够钉扎位错，有利于钛合金蠕变强度的提高，也有研究者认为硅化物的析出和长大易造成局部应力集中，会降低钛合金的蠕变抗力。刘彦红等[18]将激光修复的 Ti60 合金进行(500 ℃/4 h/FC)去应力退火处理后，发现激光修复区 α/β 界面析出尺寸 100~300 nm 的$(Ti, Zr)_6Si_3$ 硅化物，母材金属区析出尺寸 1~2 nm 的 α_2 相。赵亮等[19]研究了固溶态的 Si、硅化物以及 α_2 相对 Ti60 钛合金高温持久性能和蠕变性能的影响。研究发现[20-21]，小尺寸硅化物的析出可以提高试样的蠕变性能，而大尺寸硅化物不利于高温持久性能；α_2 相的析出对材料高温蠕变和高温持久性能均有好处。因此有必要研究 LPBF 成形过程中不同工艺参数下 Ti60 合金的成形特性和工艺–组织对应关系，进而更好地调控其性能。

本研究采用多因素实验设计 LPBF 过程中不同工艺参数的 Ti60 合金试样，研究基础工艺参数对 Ti60 合金成形性和致密度变化规律，分析不同工艺参数对 Ti60 合金组织变化和显微硬度变化的规律，形成“工艺–组织–硬度”对应关系，获得最佳成形窗口。最后，测试最佳工艺窗口下 Ti60 合金的室温和高温力学性能，并分析其失效机理，为后续研究 LPBF 成形 Ti60 合金提供一定指导和借鉴。

1 实验材料与方法

实验采用的 Ti60 合金粉末通过等离子旋转电极雾化工艺(plasma rotating electrode process, PREP)制备，如图 1 所示。该工艺制得的粉末球形度高、空心率低、纯度高，颗粒尺寸范围在 15~53 μm 变化，粉末的直径符合高斯分布，其化学成分如表 1 所示。

实验采用铂力特金属增材制造设备BLT-S210 进行实验试样制备。该设备配备了波长为 1 060 nm、光斑直径为 60 μm 的光纤激光器，激光功率和扫描速度的上限分别为 500 W 和 7 000 mm/s。使用 105 mm×105 mm×200 mm 的纯钛基板作为实验基材。为消除粉末中的残留水分，提高铺粉过程中粉末的流动性，将粉末在 180 ℃真空干燥箱中干燥 3 h，将基材打磨并用丙酮洗涤。LPBF 实验前，将纯钛基

中国知网 https://www.cnki.net

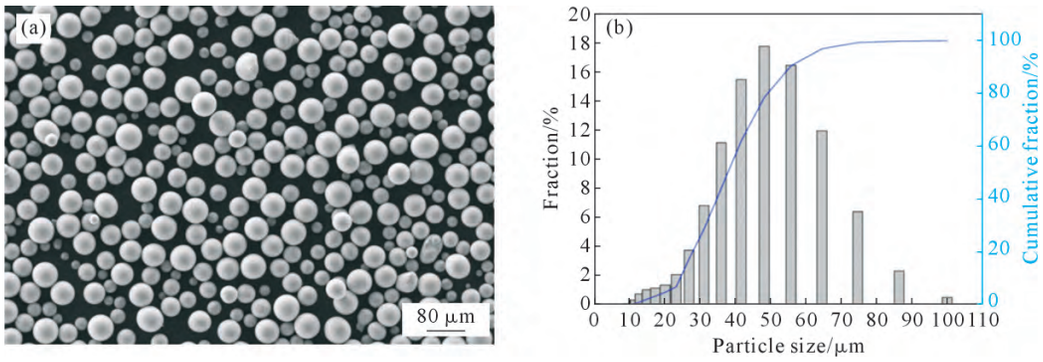


图 1　Ti60 合金粉末特性：(a) 粉末形貌；(b) 粉末粒径分布

Fig.1　Characteristics of the Ti60 alloy powder: (a) powder morphology; (b) size distribution

表1 Ti60合金粉末化学成分

Tab.1 Chemical composition of the Ti60 alloy powder

(mass fraction/%)

Element	Al	Sn	Zr	Mo	Si	Ta	Nb	C	Ti
Content	5.2~6.2	3.0~4.5	2.5~4.0	0.2~1.0	0.2~0.6	0.2~1.5	0.2~0.7	0.02~0.08	Bal.

板预热至 200 ℃，以减小打印过程中的温度梯度，降低热应力。在 LPBF 的工艺设计中，通常使用体积能量密度(volumetric energy density, VED)作为激光能量输入的度量，其计算公式如下[22]：

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

式中，P 为激光功率；v 为扫描速度；h 为扫描间距；t 为粉末层厚。其中对钛合金试样成形质量影响最大的是激光功率和扫描速度[23]，因此本实验通过设计激光功率和扫描速度变化并保持其余工艺参数不变，以获得高致密度、高成形质量的 Ti60 合金试样。实验中使用的工艺参数列于表 2 中。具体数值为：激光功率 150、200、250、300 W，扫描速度 600、800、1 000、1 200 mm/s，扫描间距为 0.09 mm，层厚为 0.03 mm，并且试样以层间旋转角 67°的扫描策略成形。

表 2 LBPF 成形 Ti60 合金的主要工艺参数

Tab.2 Main processing parameters of the Ti60 alloy processed via LPBF

LPBF processing parameters	Value
Laser power, P/W	150, 200, 250, 300
Scanning speed, v/(mm·s^{-1})	600, 800, 1 000, 1 200
Hatching spacing, h/mm	0.09
Powder layer thickness, t/mm	0.03

采用称量精度为 0.000 1 g 的赛多利斯 BS2245 电子天平进行密度测试，该测试基于阿基米德排水法，使用粗砂纸打磨掉表面氧化皮与线切割痕迹，保持试样成分一致与表面整洁，根据阿基米德排水法原理测试不同参数成形试样的密度，再与理论密度相比，获得相对致密度。采用 TM4000 扫描电镜拍摄粉末形貌和断口形貌等。使用电火花线切割机加工用于显微组织分析的立方试样和用于力学性能测试的拉伸试样，并用 Kroll 试剂(HF:HNO_3:H_2O=1:3:50)腐蚀。研磨和抛光后，使用光学显微镜(OM, Keyence VH-2000)和配备电子背散射衍射(EBSD) 检测器的扫描电子显微镜(SEM, Zeiss Gemini 500)对试样进行表面形貌显微观察。使用 Image-Pro Plus 软件对不同工艺参数条件下马氏体组织的大小形貌和体积分数等进行统计分析。

在 LECO 显微硬度计上测试维氏硬度，该测试选择 300 g 的加载载荷和 15 s 的加载时间，每个试样沿沉积方向测量 10 个点，每个点之间相隔 0.5 mm，去掉最大值和最小值后取平均作为该试样最终的显微硬度值。将原试样经过线切割、抛光处理后，制成板状室温拉伸试样和棒状高温拉伸试样，拉伸试样尺寸如图 2 所示，拉伸轴方向垂直于沉积方向。Instron-3382 试验机以 1 mm/min 的恒定十字头位移速率进行室温拉伸试验，试验机升温到 600 ℃后保温 10 min，以1 mm/min 恒定位移速率进行高温拉伸试验。拉伸实验后获得室温、高温下的抗拉强度、屈服强度、延伸率等数据，分别绘制室温和高温下的应力–应变曲线。最后采用扫描电子显微镜技术对拉伸试样的断裂面表征，分析断裂机理。

2　实验结果及讨论

2.1　Ti60 合金激光粉末床熔融成形的工艺优化

2.1.1　工艺参数对致密度的影响

LPBF 成形 Ti60 合金的致密度结果如图 3 所示，在不同扫描速度下，致密度均随激光功率出现先增加后下降的现象，同时不同的扫描速度均在激光功率 200 W 处达到致密度的最高值。在激光功率 200 W、扫描速度 1 200 mm/s 的组合下，致密度能达到最大值 99.87%。而在恒定激光功率条件下，致密

中国知网　https://www.cnki.net

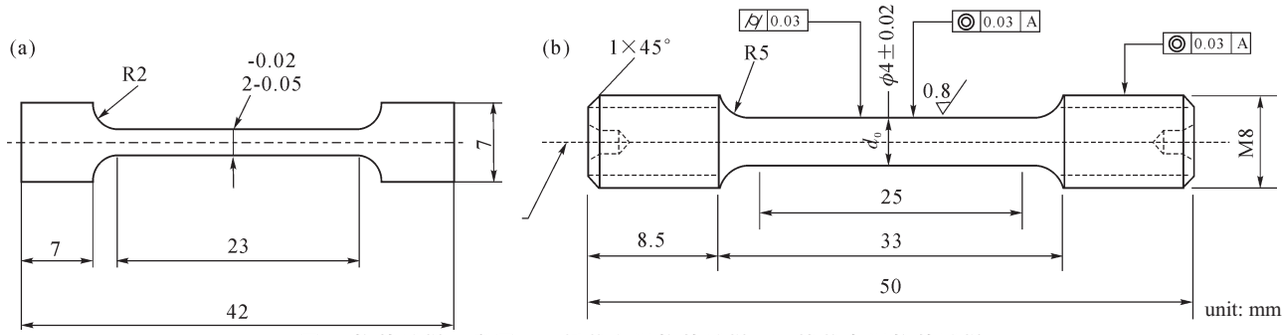


图 2 拉伸试样示意图:(a) 板状室温拉伸试样;(b) 棒状高温拉伸试样

Fig.2 Schematic diagram of a tensile sample: (a) plate-like room temperature tensile sample; (b) rod-like high temperature tensile sample

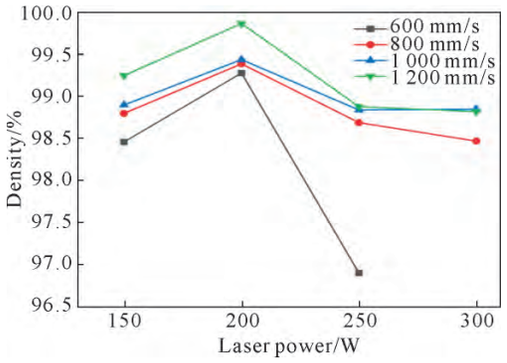


图 3 不同激光功率和扫描速度下 LPBF 成形 Ti60 致密度的关系

Fig.3 Density relationship of Ti60 alloy processed by LBPF under different laser powers and scanning speeds

度在扫描速度 600~1 200 mm/s 范围内变化较小。

不同工艺参数的 Ti60 合金光镜结果如图 4 所示,当扫描速度不变时,合金中孔隙数量随着激光功率的升高而增加,而当激光功率恒定时,孔隙数量随扫描速度的增大而明显减少。其中激光功率 300 W,扫描速度 600 mm/s 工艺参数组合由于能量密度过高,使成形过程中试样周围翘边严重,因而该工艺参数组合不适用于 LPBF 成形 Ti60 合金。

从图 4 中可以发现,LPBF 成形 Ti60 合金过程中出现的缺陷主要是一些细微的呈圆形且较规则的孔隙,这是由于在激光成形 Ti60 粉末前,需要向成形室中通入惰性气体(通常为氩气)避免高温融化的金属粉末与氧气反应而降低成形质量,而液态金属冷却过程中由于凝固速度太快,凝固过程中氩气无

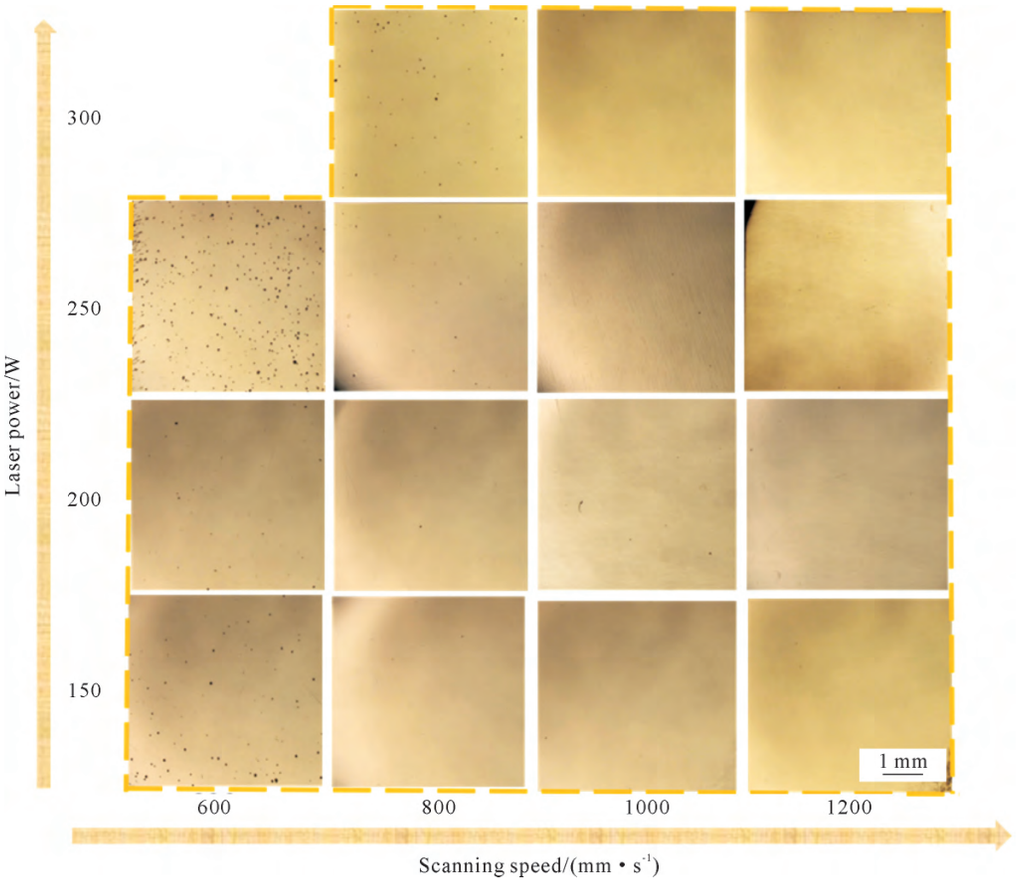


图 4 不同激光功率和扫描速度的 LPBF 成形 Ti60 合金光镜结果

Fig.4 OM results of Ti60 alloy processed by LBPF with different laser powers and scanning speeds

中国知网 https://www.cnki.net

法完全排出，最终形成气孔。在该过程中，激光与金属粉末的相互作用时间非常短，形成的熔池尺寸很小，冷却速度可高达 10^6~10^8 K/s。填充到粉末空间中的氩气溢出速率远低于凝固速率，导致氩气被滞留在试样中，增加了内部的孔隙率，降低试样的致密度。随着激光功率增加或扫描速度减小，熔池冷却速度增加，增加了气体留在试样内部的概率，从而增加试样内部的气孔数量，最终导致致密度下降。

激光能量密度对成形质量影响主要表现为凝固过程中球化效应的发生，这种球化效应对成形质量起着至关重要的作用[24]。当激光能量密度太低，一般是低激光功率和高扫描速度的参数组合下，试样上方的粉末层会发生部分熔化，熔池很可能在粉末床上形成，然后转化为液滴，形成较大的表面张力，熔池润湿性差，这会导致严重的球化效应，从而增加了试样内部的孔隙率和表面粗糙度。而通过增加激光束的功率，熔池能进一步延伸到已经凝固的试样中，熔体更有可能在试样表面上扩散，则球化效应可以受到限制，进而获得较低的孔隙率和表面粗糙度。同时，如果能量密度过高，通常为高激光功率和低扫描速度的组合，那么会使熔池波动加剧，低黏度的过热液体可能会从熔池中飞溅出来，加剧球化效应和热应力，在试样内产生匙孔，从而增加试样内部孔隙率。

2.1.2　工艺参数对显微组织的影响

由图 5 和 6 可以看出，利用 LPBF 成形技术，在不同工艺参数下成形的 Ti60 合金，其组织主要为细针状 α′马氏体，这种马氏体具有很高的长厚比。由于 LPBF 独特的熔池特性，熔池内金属液体凝固速度非常快，熔池凝固过程中合金元素固溶到 β 相中，在高冷却速率(10^6~10^8 K/s)和大温度梯度(10^6 K/m)作用下的冷却过程中合金元素的扩散阻力变大，扩散过程难以进行。当温度降到马氏体转变温度时，固溶在 Ti60 合金中 BCC 结构 β 相中的合金元素此时已经无法通过扩散相变快速析出，只能通过非扩散型切变转变为亚稳态 HCP 针状 α′马氏体相。在这个过程中，β 相的成分浓度基本保持不变，但是 β 相的晶体结构发生了快速的变化，从体心立方结构转变为密排六方结构，形成了过饱和的固溶体。另外，由于熔池冷却速度非常快，抑制了晶界 α 相的析出，因此原始 β 晶界十分模糊。

图 5 为不同激光功率下块状试样的 SEM 组织照片，保持扫描速度为1 200 mm/s，扫描间距0.09 mm 不变，激光功率由 150 W 增加至 300 W。由图 5 可知，在激光功率为 150 和 200 W 试样中，Ti60 合金组织内部分布大量不同长度和厚度的细针状马氏体。在激光功率为 150 W 时，马氏体尺寸相对细长，平均厚度大约为 0.41 μm。当激光功率为 200 W 时，马氏体平均厚度为 0.45 μm，与 150 W 激光功率条件下的平均厚度十分接近。当激光功率进一步提高后，凝固后形成的针状 α′马氏体的整体尺寸也随之变得相对粗大，250 和 300 W 试样中这些针状马氏体的厚度变得更大，具有较小的长厚比。在250 W 参数下，马氏体平均厚度为 0.65 μm，在 300 W 参数下，马氏体的平均厚度可达 0.91 μm。

为研究激光扫描速度对 LPBF 成形 Ti60 合金

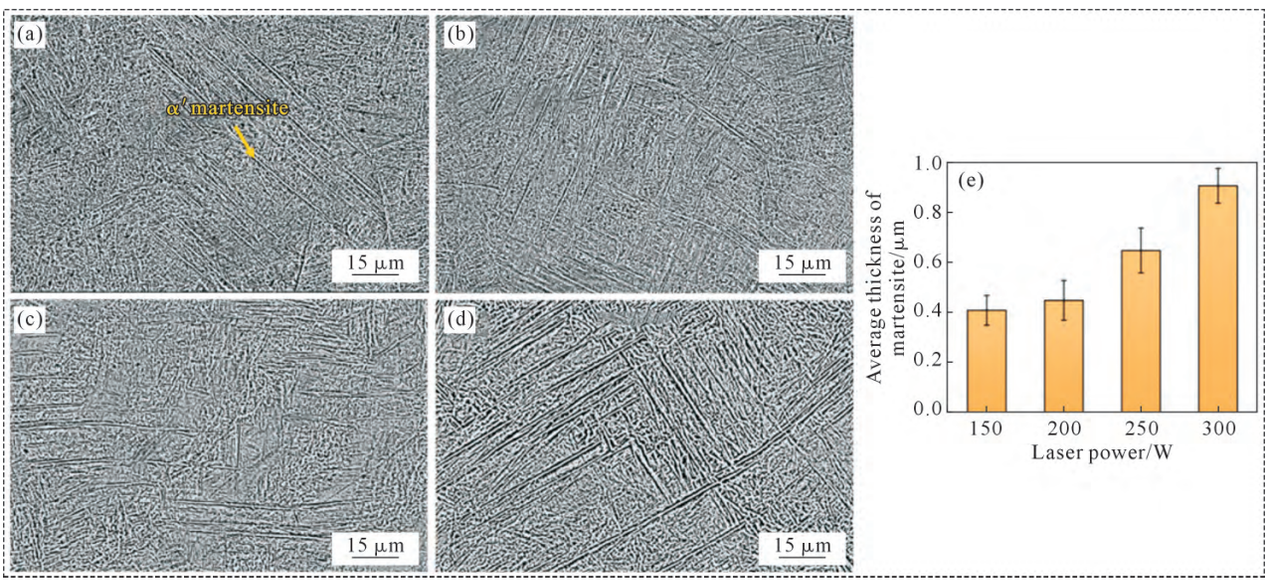


图 5　LBPF 成形 Ti60 合金在不同激光功率下的 SEM 图及马氏体平均厚度：(a) 150 W；(b) 200 W；(c) 250 W；(d) 300 W；(e) 平均马氏体厚度

Fig.5　SEM images of Ti60 alloys processed by LBPF with different laser powers and average thicknesses of martensite: (a) 150 W; (b) 200 W; (c) 250 W; (d) 300 W; (e) average thickness of martensite

中国知网　https://www.cnki.net

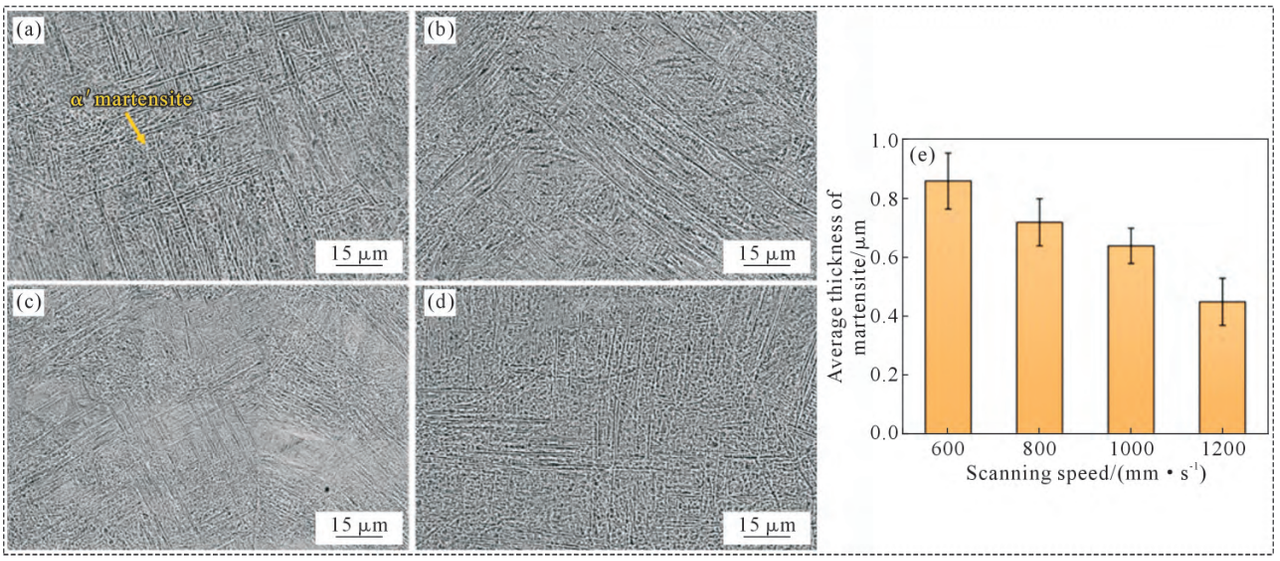


图 6 LBPF 成形 Ti60 合金在不同扫描速度下的 SEM 图及马氏体平均厚度:(a) 600 mm/s;(b) 800 mm/s;(c) 1 000 mm/s;(d) 1 200 mm/s;(e) 平均马氏体厚度

Fig.6 SEM images of Ti60 alloys processed by LBPF with different scanning speeds and average martensite thicknesses: (a) 600 mm/s; (b) 800 mm/s; (c) 1 000 mm/s; (d) 1 200 mm/s; (e) average martensite thickness

试样显微形貌的影响规律,控制激光功率为 200 W,道间距为 0.09 mm 不变,扫描速度分别为 600、800、1 000 和 1 200 mm/s,不同扫描速度成形的 Ti60 组织如图 6 所示。从图中可以看出,不同扫描速度下组织均为针状 α′马氏体,且随扫描速度的增加,针状 α′马氏体厚度变得更加细小。扫描速度 600、800、1 000 和 1 200 mm/s 下马氏体平均厚度依次为0.86、0.72、0.64 和 0.45 μm。通过体能量密度公式可知,提高扫描速度可以减少整体能量输入,提高凝固速率,进而细化马氏体组织。但过高的扫描速度会引起能量输入不足而无法熔化粉层,形成欠融合、裂纹等缺陷,本实验未发现欠融合等现象。

2.1.3 工艺参数对显微硬度的影响

硬度是材料弹性和塑性的重要参量,通常与屈服强度成正相关。本文首先选择测试显微维氏硬度来表征 Ti60 合金在不同工艺参数下的力学性能。图 7 为不同激光功率和扫描速度组合下通过 LPBF 成形 Ti60 合金的显微硬度变化图。结果表明,显微硬度值均在 399 HV 以上,且显微硬度最大值为 422 HV。

由图 7 可知,在扫描速度 600、800、1 000 和 1 200 mm/s 条件下,激光功率从 150 W 升高至300 W 时,显微硬度出现先增加后下降的趋势。在激光功率 150~200 W 变化范围内,硬度随激光功率呈现单调增加的趋势,激光功率越大,显微硬度也越大。而激光功率在 200~300 W 变化范围内,硬度随激光功率增大而逐渐减小。在不同扫描速度下,显微硬度都在激光功率 200 W 处达到硬度的最大值,在 600、800、1 000 和 1 200 mm/s 处显微硬度值分别为 411、416、417 和 422 HV,其中在激光功率 200 W 和扫描速度

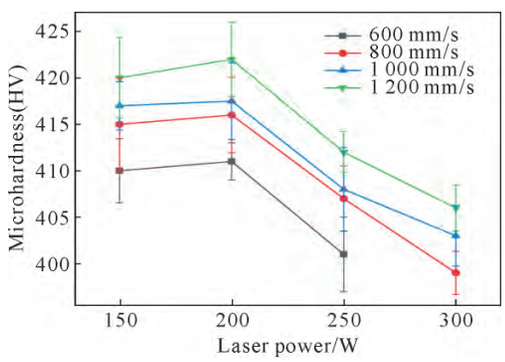


图 7 LPBF 成形 Ti60 合金显微硬度随激光功率和扫描速度的变化

Fig.7 Microhardness changes in the Ti60 alloy processed by LBPF with respect to the laser power and scanning speed

1 200 mm/s 组合下,显微硬度达到最大值 422 HV。这一结果与“工艺参数–致密度”关系保持一致,致密度也在激光功率 200 W 和扫描速度1 200 mm/s 处达到最大值 99.87%。同时,当扫描速度从600 mm/s 逐渐增加至 1 200 mm/s 时,硬度随扫描速度的增加而增加。造成这种现象的原因是激光功率增加时,激光能量密度变大,激光对熔池的热输入变大,温度升高,熔池变宽变深,形成的 α′相变得粗大,强度变差[25]。在高功率(250 和 300 W)条件下,α′相更粗大,硬度变化更明显,表明 α′相大小对硬度的影响有很大作用。随扫描速度的变化,成形试样内部 α′相的大小发生变化,硬度主要受 α′相尺寸和形态的影响。当扫描速度增加时,激光对粉末的作用时间变短,体能量密度减小,熔池温度降低,熔宽熔深减小,α′相变得细小,强度更大。因此当扫描速度从 600 mm/s 增加至 1 200 mm/s 时,α′相长厚比变得更小,其长厚比平均值为 4.15,硬度随之升高。

中国知网 https://www.cnki.net

尽管激光功率 150 W 时马氏体平均厚度最小，但该工艺参数条件下致密度略低于激光功率 200 W 时的致密度，因而显微硬度值也略低于200 W 条件下的显微硬度值。综合考虑致密度、显微组织以及显微硬度之间的对应关系，选取最高致密度和最大显微硬度结果下的工艺参数，进行 EBSD 表征并制备室温及高温拉伸试样：激光功率 200 W，扫描速度 1 200 mm/s，扫描间距 0.09 mm，层厚 0.03 mm。

利用 EBSD 技术获取最优工艺参数条件下的组织形貌和尺寸、取向分布、极图等信息，如图 8 所示。图 8a Ti60 合金晶粒重构后的母相。图 8b 展示了重构前 Ti60 合金晶界取向差的分布，其中红色表示小角度晶界(low-angle grain boundaries, LAGB, 2°≤θ≤10°)，蓝紫色表示大角度晶界(high-angle grain boundaries, HAGB, θ≥10°)。LAGB 的占比为 2.3%，而 HAGB 的占比为 97.7%。

2.2　激光粉末床熔融成形 Ti60 合金的力学性能

选取最优工艺参数后对 LPBF 成形的 Ti60 合金分别进行室温拉伸和 600 ℃的高温拉伸，表 3 列出 Ti60 合金铸态和锻态[3]的室温及高温拉伸性能，用于 LPBF 成形 Ti60 合金与其他热加工方法成形后拉伸性能的对比。从图 9 中可以看出，室温拉伸应力–应变曲线较为光滑，LPBF 成形 Ti60 合金试样的室温屈服强度为 1 164 MPa，抗拉强度为 1 321 MPa，强度均远高于铸态/锻态试样，而伸长率仅有 2.5%，远低于铸态/锻态试样的伸长率。

图 10 为 LPBF 成形 Ti60 合金 600 ℃拉伸性能曲线，由图可知，高温拉伸应力–应变曲线在屈服前十分平滑，说明高温拉伸过程十分稳定。LPBF 成形 Ti60 合金试样的高温屈服强度为 532 MPa，抗拉强度为 889 MPa，最大抗拉强度远高于铸态/锻态试样，而伸长率为 16%，略低于铸态/锻态试样的伸长率。室温塑性差的原因是由于 LPBF 成形过程中高冷却速度和高温度梯度使 Ti60 合金中 β 相发生非

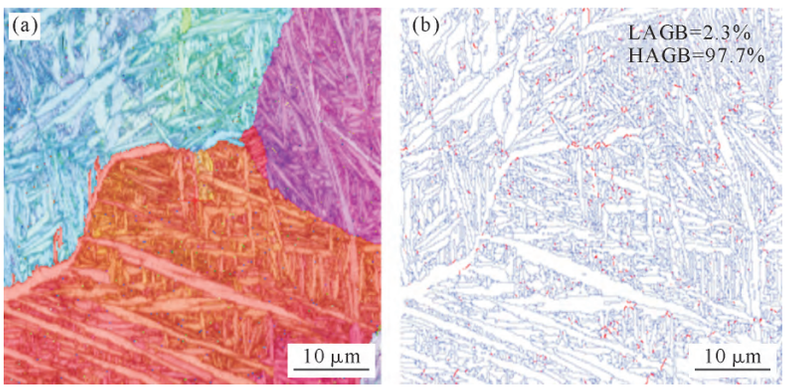


图 8　LPBF Ti60 合金 EBSD 结果：(a) 晶粒重构；(b) 晶界取向差分布

Fig.8　The EBSD results of Ti60 alloy processed by LBPF: (a) parent grain; (b) misorientation distributions

表 3 LPBF 成形 Ti60 合金试样和铸态试样与锻态试样室温和高温拉伸性能

Tab.3 Tensile strength of the Ti60 samples processed by LBPF and the as–cast sample and forging samples at room temperature and 600 °C high temperature

Method	Tensile strength at room temperature			Tensile strength at 600 °C		
	$\sigma_{0.2}$/MPa	σ_b/MPa	δ/%	$\sigma_{0.2}$/MPa	σ_b/MPa	δ/%
LPBF	1 164	1 321	2.5	532	889	16.0
Casting[3]	978	1 050	12.8	536	656	21.2
Forging[3]	955	1 020	8.0	568	670	19.0

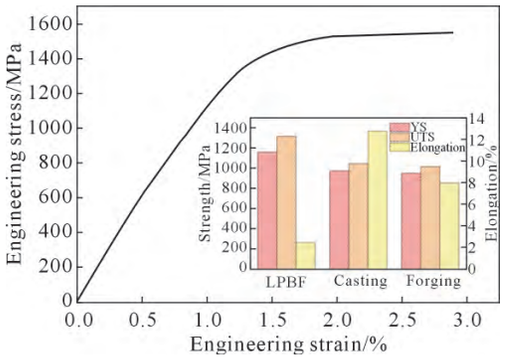


图 9　LPBF 成形 Ti60 合金室温拉伸曲线

Fig.9　Tensile property curves of the Ti60 alloy processed LBPF at room temperature

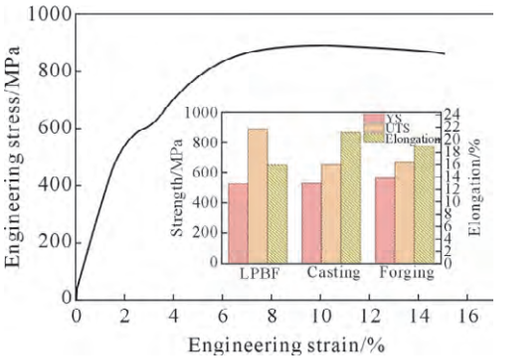


图 10　LPBF 成形 Ti60 合金 600 ℃拉伸性能曲线

Fig.10　Tensile property curves of the Ti60 alloys processed LBPF at 600 ℃

中国知网　https://www.cnki.net

扩散型切变转变，形成细长状的α′马氏体。这种α′马氏体属于密排六方结构，与面心立方结构相比，密排六方滑移系少，限制了材料在应力作用下的塑性变形能力。Chen等[26]认为LPBF成形后马氏体板条内部产生了高密度的晶格缺陷，包括位错、堆叠故障和孪晶。与层状α+β相比，这种马氏体往往被认为是硬脆相，微观结构强度高，但延展性相对较低。Galarraga等[25]发现α′马氏体也具有强化作用，从而提高屈服强度但随着α′量的增加，合金的延展性急剧下降。

为进一步研究Ti60试样拉伸的断裂机理，分析室温及高温拉伸试样的断口形貌，如图11所示。由图11a~c可知，室温拉伸断口较为平齐，内部存在明显的解理平台和解理面，属于沿晶断裂，解理平台的出现表明合金塑性低，伸长率差，与室温拉伸伸长率低相符合。同时断裂前塑性变形较小，没有明显征兆突然断裂，表现为脆性断裂。由图11d~f可知，高温拉伸断口存在大量的韧窝，同时部分韧窝尺寸较大，具有较好的伸长率，试样表现为韧性断裂。

材料的力学性能主要取决于材料内部的显微组织，结合上述工艺参数对致密度和组织的影响，经过分析研究认为最优工艺参数下通过LPBF成形Ti60合金具有优异强度的原因主要有以下2个方面。

(1)LPBF成形的Ti60合金成形质量好。在最优工艺参数下制备的试样内部几乎无缺陷，致密度最高达到99.87%，大幅减小气孔等缺陷对力学性能的影响。同时，由于LPBF成形Ti60合金在沉积方向显微组织为外延生长的β柱状晶和连续的晶界α相，本实验中拉伸取样方向为垂直于沉积方向，因此拉伸结果呈现出高强度和低塑性的特点。

(2)根据金属强化的经典理论[27]，合金的屈服强度包括固有屈服强度σ_0、固溶强化$\Delta\sigma_{ss}$、析出强化$\Delta\sigma_{os}$、细晶强化$\Delta\sigma_{gs}$和位错强化$\Delta\sigma_{dis}$，如式(2)所示：

$$\sigma_{ys}=\sigma_0+\Delta\sigma_{ss}+\Delta\sigma_{os}+\Delta\sigma_{gs}+\Delta\sigma_{dis} \quad (2)$$

σ_0是合金的本征应力，由文献[28]得知，α钛的本征强度为250 MPa。由于LPBF的高冷却速率使合金内位错密度增加[29]，高密度位错在运动过程中在β晶界处收到阻碍而产生晶界位错强化。这是促成LPBF成形Ti60合金高强度的一个关键因素。

晶界贡献强度$\Delta\sigma_{gs}$通常由Hall-Petch公式计算，如式3所示，式中k为晶界对强度影响程度的常数，与晶界结构有关；d为晶粒平均直径。LPBF成形Ti60合金的晶粒尺寸十分细小，最优工艺参数下晶

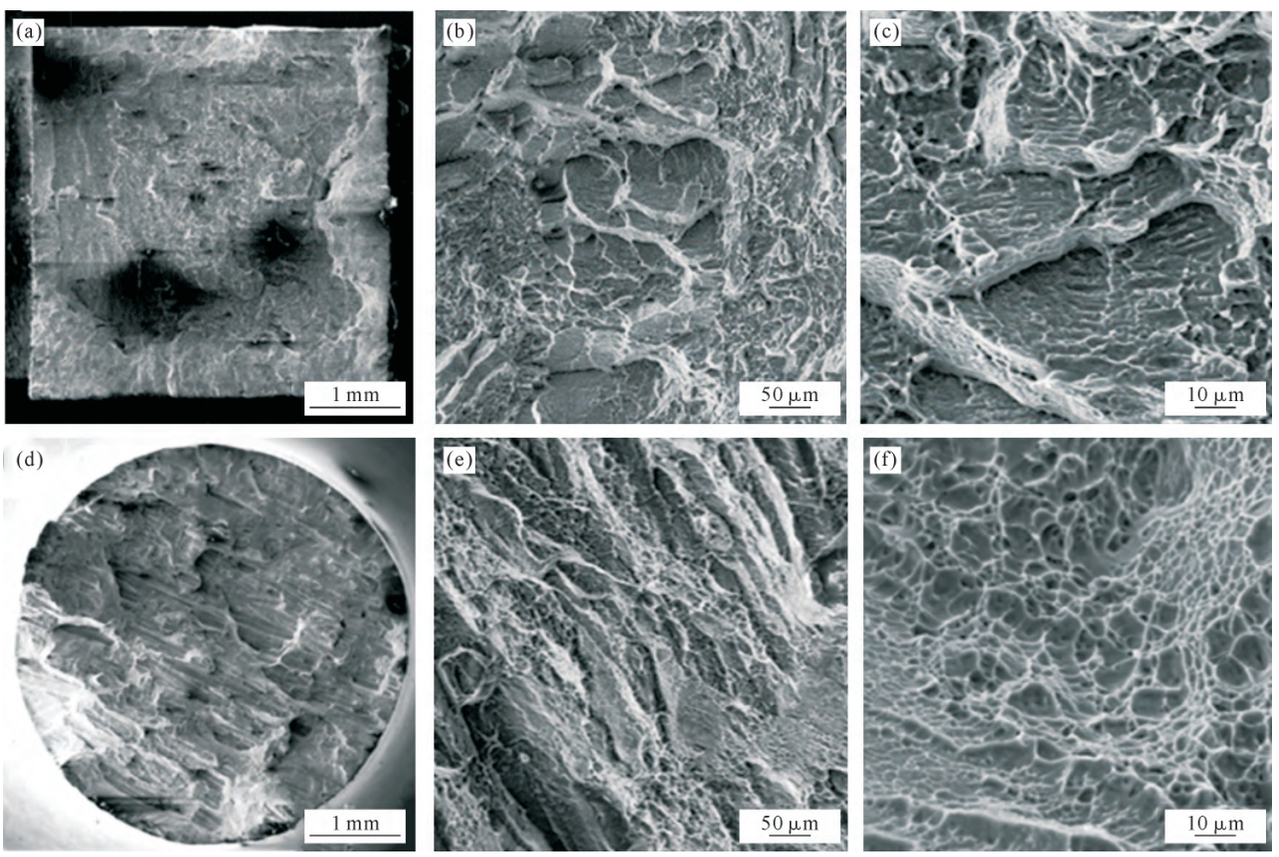


图11 LPBF成形Ti60合金试样拉伸断口形貌：(a~c) 室温拉伸；(d~f) 600 ℃高温拉伸

Fig.11 Tensile fracture morphology of the Ti60 alloy processed by LBPF: (a~c) room-temperature tensile; (d~f) high-temperature tensile at 600 ℃

中国知网 https://www.cnki.net

粒平均尺寸大小为 7.6 μm。在相同体积内，晶粒尺寸越小，晶粒数目越多，晶界所占体积也越多，滑移至晶界前的位错被晶界阻碍，塑性变形将分散在更多的晶粒内进行，从而显著提升材料强度。

$$\Delta\sigma_{gs}=kd^{-\frac{1}{2}} \tag{3}$$

固溶强化 $\Delta\sigma_{ss}$ 是将合适的合金元素固溶于基体金属中造成一定程度的晶格畸变，从而提高合金强度。例如少量添加固溶的 Al 元素可以提高 Ti60 合金中原子间结合力，进而提高合金强度。同样，Sn、Zr 元素同样也通过固溶强化的方式提高合金强度。

析出强化 $\Delta\sigma_{os}$ 主要是由于位错在含有细小析出相的材料内部移动中遇到阻碍，增强塑性变形的抵抗力，从而提升材料的强度。相关研究证明[20, 30]，在 500~670 ℃温度间热处理后，Ti60 合金内析出大量纳米级颗粒相，这些颗粒相主要是硅化物和与基体共格的有序相 α_2 相，这些弥散的细小析出相能阻碍晶界附近位错，进而提升材料强度。颗粒相对 Ti60 合金力学性能的影响有待进一步研究。

3　结论

(1)LPBF 成形 Ti60 合金的致密度和显微硬度都表现出随激光功率先增大后减小，随扫描速度的增加而增加的趋势。在激光功率 200 W 时，致密度均达到 99%以上，其中在 1 200 mm/s 扫描速度条件下，致密度达到最大值 99.87%，显微硬度也在该激光功率和扫描速度参数下得到最大值 422 HV。

(2)LPBF 成形 Ti60 合金的显微组织主要为针状 α′马氏体，这种组织是由于 LPBF 过程中高冷却速度和高温度梯度使 β 相发生非扩散型切变转变而形成，同时针状 α′马氏体的平均厚度表现出随激光功率的增大而增大、随扫描速度的增大而减小的趋势。

(3)综合考虑致密度、显微硬度的最佳结果，优选工艺参数，采用 LPBF 技术成功制备出无缺陷Ti60 合金。室温条件下，拉伸屈服强度为 1 164 MPa、抗拉强度为 1 321 MPa，伸长率为 2.5%，断口形貌表现为典型的脆性断裂特征。600 ℃高温条件下，屈服强度为 532 MPa、抗拉强度为 889 MPa，伸长率为16%，断口形貌表现为韧性断裂。

参考文献：

[1] 刘莹莹，陈子勇，金头男，柴丽华. 600 ℃高温钛合金发展现状与展望[J]. 材料导报，2018, 32(11): 1863-1869, 1883.
LIU Y Y, CHEN Z Y, JIN T N, CHAI L H. Present situation and prospect of 600 ℃ high-temperature Titanium alloys[J]. Materials Reports, 2018, 32(11): 1863-1869, 1883.

[2] 田永武，朱乐乐，李伟东，刘喜波. 高温钛合金的应用及发展[J]. 热加工工艺，2020, 49(8): 17-20.
TIAN Y W, ZHU L L, LI W D, LIU X B. Application and development of high temperature titanium alloys[J]. Hot Working Technology, 2020, 49(8): 17-20.

[3] 魏寿庸，石卫民，王鼎春，王清江，陈志勇，刘建荣. 600 ℃时高温钛合金(Ti60)的组织与力学性能[J]. 中国有色金属学报，2010, 20(S1): s801-s806.
WEI S Y, SHI W M, WANG D C, WANG Q J, CHEN Z Y, LIU J R. Microstructure and mechanical properties of high temperature titanium alloy Ti60 at 600 ℃[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2010, 20(S1): s801-s806.

[4] 王清江，刘建荣，杨锐. 高温钛合金的现状与前景[J]. 航空材料学报，2014, 34(4): 1-26.
WANG Q J, LIU J R, YANG R. High temperature titanium alloys: Status and perspective[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2014, 34(4): 1-26.

[5] 高雄雄. Ti60 钛合金双态组织调控过程中显微组织演变规律研究[D]. 西安：西北工业大学，2018.
GAO X X. Study of microstructure evolution of Ti60 titanium alloy during controlling of bimodal structure[D]. Xi'an: Northwestern Polytechnical University, 2018.

[6] 孙峰. Ti60 钛合金相变动力学及组织演变研究[D]. 西安：西北工业大学，2015.
SUN F. Investigation of phase transformation kinetics and microstructure evolution in Ti60 alloy[D]. Xi'an: Northwestern Polytechnical University, 2015.

[7] LI W Y, CHEN Z Y, LIU J R, WANG Q J, SUI G X. Effect of texture on anisotropy at 600 ℃ in a near-α titanium alloy Ti60 plate [J]. Materials Science and Engineering: A, 2017, 688: 322-329.

[8] 郝孟一，蔡建明，杜娟，李臻熙. C 元素对 600 ℃高温钛合金热处理温度窗口的影响[J]. 材料工程，2003(7): 20-22.
HAO M Y, CAI J M, DU J, LI Z X. The effect of element C on heat-treatment processing temperature window of 600 ℃ high temperature titanium alloy[J]. Journal of Materials Engineering, 2003(7): 20-22.

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

[10] NGO T D, KASHANI A, IMBALZANO G, NGUYEN K T Q, HUI D. Additive manufacturing (3D printing): A review of materials, methods, applications and challenges[J]. Composites Part B: Engineering, 2018, 143: 172-196.

[11] 林鑫，黄卫东. 高性能金属构件的激光增材制造[J]. 中国科学：信息科学，2015, 45(9): 1111-1126.
LIN X, HUANG W D. Laser additive manufacturing of high-performance metal components[J]. Science in China (Information Sciences), 2015, 45(9): 1111-1126.

[12] FENG Z, WANG G, HAO Z W, WANG Y X, TAN H, FAN W, DANG M J, ZHANG S Y, CHEN Y G, PENG Y J, ZHANG T C, SHI S Q, WEI L, ZHANG F Y, LIN X, HUANG W D. Influence of

中国知网　https://www.cnki.net

scale effect on surface morphology in laser powder bed fusion technology [J]. Virtual and Physical Prototyping, 2024, 19 (1): e2336157.

[13] CHEN J, ZHANG R, ZHANG Q, YANG J Q, HUANG W D. Relationship among microstructure, defects and performance of Ti60 titanium alloy fabricated by laser solid forming[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2014, 43(3): 548-552.

[14] 刘意. 热处理对激光选区熔化成形高温钛合金组织与力学性能的影响规律研究[D]. 沈阳:沈阳理工大学,2023.
LIU Y. Influence of heat treatment on microstructure and mechanical properties of high temperature titanium alloy formed by laser selective melting[D]. Shenyang: Shenyang Ligong University, 2023.

[15] 张尚洲,王清江,刘羽寅,杨锐. Ti-60 合金双态组织时效过程中碳化物的溶解行为[J]. 金属学报,2005(9): 969-973.
ZHANG S Z, WANG Q J, LIU Y Y, YANG Rui. Dissolution behavior of carbide in Ti-60 titanium alloys with bimodal microstructure during ageing[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2005 (9): 969-973.

[16] MESHRAM S D, MOHANDAS T. A comparative evaluation of friction and electron beam welds of near-α titanium alloy[J]. Materials & Design, 2010, 31(4): 2245-2252.

[17] SINGH N, SINGH V. Effect of temperature on tensile properties of near-α alloy Timetal 834 [J]. Materials Science and Engineering: A, 2008, 485(1-2): 130-139.

[18] LIU Y H, CHEN J, ZHANG Q, XUE L, LIN X, HUANG W D. Microstructure characteristics of laser forming repaired Ti60 alloy[J]. Chinese Optics Letters, 2011, 9(7): 4.

[19] 赵亮,刘建荣,王清江,杨锐. 析出相对 Ti60 钛合金蠕变和持久性能的影响[J]. 材料研究学报,2009, 23(1): 1-5.
ZHAO L, LIU J R, WANG Q J, YANG R. Effect of precipitates on the high temperature creep and creep rupture properties of Ti60 alloy[J]. Chinese Journal of Materials Research, 2009, 23(1): 1-5.

[20] WANG X, JAHAZI M, YUE S. Investigation of α platelet boundaries in a near-α titanium alloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2008, 492(1-2): 450-454.

[21] ES-SOUNI M. Creep behaviour and creep microstructures of a high-temperature titanium alloy Ti-5.8Al-4.0Sn-3.5Zr-0.7Nb-0.35Si-0.06C(Timetal 834) - Part 1. Primary and steady-state creep [J]. Materials and Characterization, 2001, 46(5): 365-379.

[22] DING H H, ZHANG J, LIU J Y, WANG J H, NIU L H, CHEN Y F. Effect of volume energy density on microstructure and mechanical properties of TC4 alloy by selective laser melting[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2023, 968: 171769.

[23] SUN D S, GU D D, LIN K J, MA J, CHEN W H, HUANG J, SUN X F, CHU M Q. Selective laser melting of titanium parts: Influence of laser process parameters on macro- and microstructures and tensile property[J]. Powder Technology, 2019, 342: 371-379.

[24] WANG M, LIN X, HUANG W. Laser additive manufacture of titanium alloys[J]. Materials Technology, 2016, 31(2): 90-97.

[25] GALARRAGA H, WARREN R J, LADOS D A, DEHOFF R R, KIRKA M M, NANDWANA P. Effects of heat treatments on microstructure and properties of Ti-6Al-4V ELI alloy fabricated by electron beam melting (EBM)[J]. Materials Science and Engineering: A, 2017, 685: 417-428.

[26] CHEN J J, FABIJANIC D, ZHANG T, LUI E W, BRANDT M, XU W. Deciphering the transformation pathway in laser powder-bed fusion additive manufacturing of Ti-6Al-4V alloy[J]. Additive Manufacturing, 2022, 58: 103041.

[27] ZHANG S Y, LIN X, WANG L L, WANG L L, YU X B, HU Y L, YANG H O, LEI L M, HUANG W D. Strengthening mechanisms in selective laser-melted Inconel718 superalloy [J]. Materials Science and Engineering: A, 2021, 812: 141145.

[28] CORDERO Z C, KNIGHT B E, SCHUH C A. Six decades of the Hall-Petch effect-A survey of grain-size strengthening studies on pure metals[J]. International Materials Reviews, 2016, 61(8): 495-512.

[29] ZHANG C, ZHU J K, ZHENG H, LI H, LIU S, CHENG G J. A review on microstructures and properties of high entropy alloys manufactured by selective laser melting[J]. International Journal of Extreme Manufucturing, 2020, 2(3): 032003.

[30] ZHANG X D, WIEZOREK J M K, BAESLACK W A, EVANS D J, FRASER H L. Precipitation of ordered α_2 phase in Ti-6-22-22 alloy[J]. Acta Materialia, 1998, 46(13): 4485-4495.

中国知网 https://www.cnki.net