

DOI: 10.7512/j.issn.1001-2303.2026.03.08

选区激光熔化成形 Ti31 钛合金显微组织 与力学性能研究

聂翔宇^{1,2}, 谭小练^{1,2*}, 赵勇^{1,2}, 郭振^{1,2}, 龙绍军^{1,2}, 何戈宁^{1,2}, 李元峰^{1,2}

1. 中国核动力研究设计院, 四川 成都 610213
2. 核能增材制造四川省重点实验室, 四川 成都 610213

摘要: 为探究选区激光熔化(SLM)成形 Ti31 钛合金的组织与性能特征, 明确热处理对其的影响, 为核动力装置增材制造余热排出换热器的应用提供理论依据, 采用 SLM 技术成形制备 Ti31 钛合金试样, 观察其沉积态和 800 °C/4 h 退火处理后的显微组织, 并开展室温拉伸性能测试和断口形貌分析。结果表明, SLM 成形 Ti31 组织致密, 无明显缺陷。沉积态组织可观察到平均宽度 110 μm 的初生 β 晶粒, 初生 β 晶粒内部为网篮状交错排列的针状 α' 马氏体, α' 马氏体呈现明显的分级现象且与 β 晶界呈现 45° 的夹角关系。800 °C/4 h 退火处理后, 初生 β 晶粒较为稳定, α' 相发生粗化, 转变为片层状的 α 相, 片层组织仍然维持网篮状的交错排列特征。沉积态的抗拉强度达到 969 MPa 以上, 延伸率达到 15.5% 以上; 经 800 °C/4 h 退火处理后, 抗拉强度降低至 795 MPa 左右, 延伸率有所提高, 达到 19% 以上。SLM 成形 Ti31 沉积态和退火态的强度均高于锻件, 退火态的延伸率也达到了锻件的水平。沉积态拉伸断裂方式为脆性+塑性断裂, 退火态拉伸断裂方式为塑性断裂。本研究可为增材制造余热排出换热器在核动力装置上的应用提供理论支撑。

关键词: Ti31 钛合金; 选区激光熔化; 热处理; 显微组织; 力学性能

中图分类号: TG146.2 文献标识码: A 文章编号: 1001-2303(2026)03-0060-07

Microstructure and Mechanical Properties of Ti31 Titanium Alloy Fabricated by Selective Laser Melting

NIE Xiangu^{1,2}, TAN Xiaolian^{1,2*}, ZHAO Yong^{1,2}, GUO Zhen^{1,2}, LONG Shaojun^{1,2}, HE Gening^{1,2},
LI Yuanfeng^{1,2}

1. Nuclear Power Institute of China, Chengdu 610213, China
2. Nuclear Power Additive Manufacturing Key Laboratory of Sichuan Province, Chengdu 610213, China

Abstract: Ti31 titanium alloy was fabricated using selective laser melting (SLM). The microstructures of both the as-deposited and annealed conditions were examined, and room-temperature tensile tests along with fracture morphology analysis were conducted. The results show that the SLM-formed Ti31 exhibits a dense structure without significant defects. In the as-deposited state, primary β grains with an average width of approximately 110 μm were observed, within which a basket-weave interlacing pattern of acicular α' martensite was present. The α' martensite displayed distinct hierarchical characteristics and maintained an approximately 45° angle relationship with the β grain boundaries. After annealing at 800 °C for 4 h, the primary β grains remained relatively stable, while the α' phase coarsened and transformed into lamellar α phase. The lamellar structure retained the basket-weave interlacing arrangement. The as-deposited material achieved a tensile strength exceeding 969 MPa and an elongation above 15.5%. Following the 800 °C/4 h annealing treatment, the tensile strength decreased to about 795 MPa, while the elongation increased to over 19%. Both the as-deposited and annealed conditions of SLM-formed Ti31 exhibited higher strength than forged counterparts, and the elongation of the annealed condition reached a

收稿日期: 2025-12-21 修回日期: 2026-02-03

作者简介: 聂翔宇(1998—), 男, 硕士, 助理研究员, 主要从事金属增材制造的研究。E-mail: 786881236@qq.com。

通讯作者: 谭小练(1993—), 男, 硕士, 助理研究员, 主要从事球形粉末制备和金属增材制造的研究。E-mail: 1191353660@qq.com。

level comparable to that of forged material. Tensile fracture of the as-deposited condition exhibited a mixed brittle and ductile mode, whereas the annealed condition showed ductile fracture characteristics. This study provides theoretical support for the application of additively manufactured residual heat removal heat exchangers in nuclear power systems.

Keywords: Ti31 Titanium Alloy; selective laser melting; heat treatment; microstructure; mechanical properties

引用格式:聂翔宇,谭小练,赵勇,等. 选区激光熔化成形 Ti31 钛合金显微组织与力学性能研究[J]. 电焊机,2026,56(3):60-66.

Citation:NIE Xiangyu, TAN Xiaolian, ZHAO Yong, et al. Microstructure and Mechanical Properties of Ti31 Titanium Alloy Fabricated by Selective Laser Melting[J]. Electric Welding Machine, 2026, 56(3): 60-66.

0 引言

余热排出换热器是核反应堆一回路系统的重要安全级设备,其服役性能直接决定停堆排热过程的安全性及可靠性,是保障核动力装置稳定运行的关键部件^[1]。增材制造技术突破了传统工艺的限制,可以充分解放设计自由度,可以实现新型结构换热器一体成型,与传统管壳式换热器相比,重量和体积可大幅降低,在轻量化与减阻方面具有明显技术优势,且非微通道、不易堵塞^[2-3]。

Ti31 钛合金是我国自主研发的一种近 α 型钛合金,具有较高的塑韧性、优异的耐腐蚀性能以及良好的可焊性,已成功应用于焊接结构管式余热排出换热器的制造^[4-5]。目前近 α 型钛合金的增材制造研究较为成熟,牌号主要为TA15,主要集中在成形工艺参数、显微组织、热处理工艺和力学性能等方面,但几乎未见 Ti31 增材制造研究的公开报道。雷杨等^[6]研究了扫描速度对 SLM 成形 TA15 合金宏观形貌和微观组织的影响规律,结果表明较高的扫描速度会导致熔道波动不连续、表面出现不规则起伏,较低的扫描速度会显著促进截面孔隙产生。扫描速度的提高导致合金内部马氏体尺寸先增加后减小,马氏体层级逐步降低。Chao 等^[7]的研究表明,SLM 成形 TA15 合金沉积态组织为初生 β 晶粒和 α' 马氏体相组成,退火处理后 α' 马氏体逐渐分解为 α 相+ β 相。王猛等^[8]研究表明随着退火温度的升高,TA15 试样强度逐渐下降,伸长率先上升后下降。袁晨风等^[9]研究表明,随保温时间的延长和退火温

度的升高,SLM 成形 TA15 合金拉伸强度整体呈下降趋势,但断裂韧性呈现先升高后降低的趋势。

本文以 SLM 成形 Ti31 钛合金为研究对象,系统分析其显微组织和力学性能,揭示显微组织形成机理,掌握热处理对显微组织和力学性能的影响机制,为增材制造余热排出换热器在核动力装置上的应用提供理论支撑。

1 试验方案

1.1 原材料

选用电极感应气雾化法(EIGA)制备的球形 Ti31 粉末为选区激光熔化(SLM)的原材料,其微观形貌如图 1 所示,表面光滑、卫星粉少,化学成分如表 1 所示。Ti31 粉末的粒径范围为 15~53 μm ,流动性为 37.5 s/50 g,松装密度为 2.59 g/cm^3 ,振实密度为 2.92 g/cm^3 。成形基板采用 TC4 锻件。

1.2 增材成形

采用 BLT-A400 型激光选区熔化设备(见图 2)开展 Ti31 增材试验,该设备激光光斑直径 80 μm ,最大成形尺寸(W×D×H)为 400 mm×300 mm×400 mm。成形样品尺寸为 52 mm×11 mm×70 mm(T 向试样)和 \varnothing 11 mm×52 mm(L 向试样),成形工艺参数:激光功率 270 W,扫描速度 1 100 mm/s,扫描间距 0.09 mm,层间转角 66.7°,铺粉层厚 50 μm 。扫描方式为条带式扫描,条带宽 10 mm,条带搭接 0.1 mm,条带内部为 Z 字型扫描路径,成形全过程氧含量低于 0.01%。SLM 成形 Ti31 钛合金宏观照片如图 3 所示,样品无

表 1 Ti31 粉末化学成分(质量分数,%)

Table 1 Ti31 powder chemical composition (wt. %)

Ti	Al	Mo	Ni	Zr	Fe	Si	C	Co	N	O	H
Bal.	3.05	1.01	0.44	1.56	0.021	0.029	0.009 3	<0.005	0.010 7	0.088 6	—

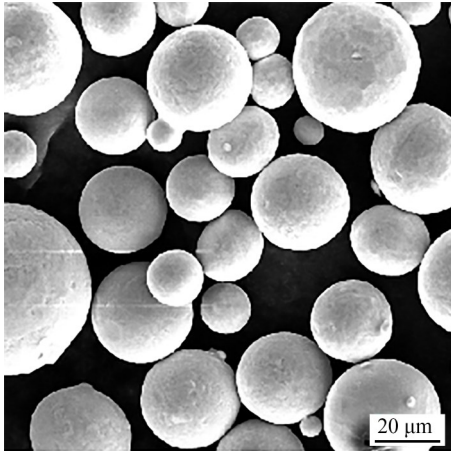


图1 Ti31钛合金球形粉末形貌
Fig. 1 SEM morphology of Ti31 powder

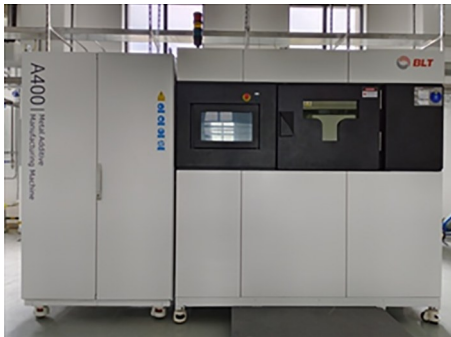


图2 选区激光熔化设备
Fig. 2 Selective laser melting equipment

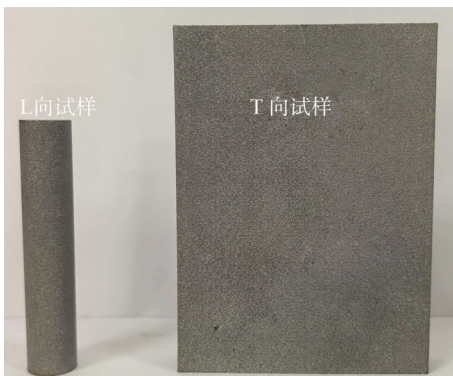


图3 选区激光熔化成形 Ti31 宏观照片
Fig. 3 Macroscopic image of Ti31 by SLM

明显缺陷,表面质量良好。

1.3 热处理

采用VHQ-557MDIU真空热处理炉对SLM成形Ti31钛合金样品进行退火处理,具体工艺如图4所示,样品以 $10\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{min}$ 升温至 $800\text{ }^{\circ}\text{C}$,保温4 h后充氩进行气淬冷却,获得退火态试样,与沉积态试样形成对比分析。

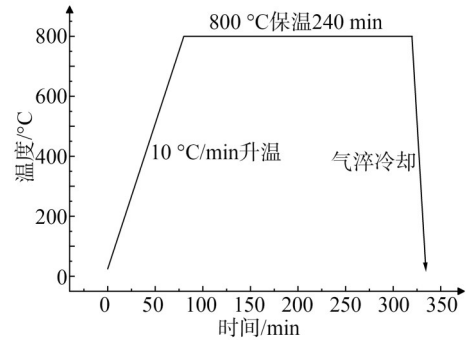


图4 退火处理工艺

Fig. 4 Annealing treatment process

1.4 组织表征与性能测试

采用电火花线切割将样品从基板上切下,在L向试样上切取 $10\text{ mm}\times 10\text{ mm}\times 10\text{ mm}$ 的金相样品。金相样品经砂纸水磨后,采用 SiO_2 抛光剂进行抛光,随后采用 $3\%\text{HF}+9\%\text{HNO}_3+88\%\text{H}_2\text{O}$ 的腐蚀液进行腐蚀。采用徕卡DM6M光学显微镜(OM)观察显微组织。采用TESCAN Bros.r.o场发射扫描电子显微镜(SEM)观察高倍显微组织。按图5所示取样方式加工水平方向(T向)和竖直方向(L向)拉伸试样,尺寸如图6所示。依据GB/T 228.1—2021《金属材料拉伸试验 第1部分:室温试验方法》,采用WDW-100C电子万能试验机进行室温拉伸性能测试。采用TESCAN Bros.r.o场发射扫描电子显微镜(SEM)观察断口形貌。

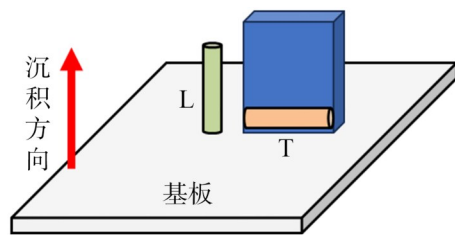


图5 拉伸试样取样方式

Fig. 5 Sampling method for tensile specimens

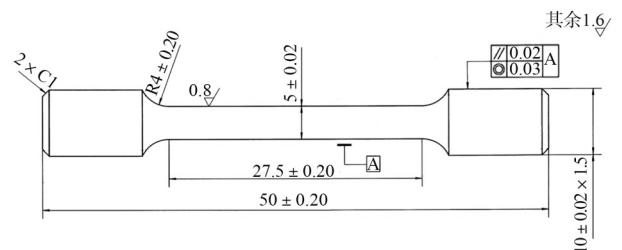


图6 拉伸性能测试试样尺寸(mm)

Fig. 6 Tensile test specimen dimensions (mm)

2 结果分析与讨论

2.1 沉积态显微组织

图7为SLM成形Ti31钛合金沉积态XOZ面的低倍显微组织。由图7a可见,样品组织致密,未发现明显的气孔、裂纹、熔合不良等缺陷。低倍组织可以清晰地观察到沿着垂直方向生长的初生 β 晶粒,其平均宽度为110 μm ,长度达毫米级,远大于50 μm 的铺粉层厚。熔池凝固过程中,晶体沿着温度梯度方向生长,由于基板的散热作用,将产生垂直方向上的温度梯度,导致 β 晶粒整体沿着垂直方向优先生长,形成柱状晶^[10-11]。如图7a、7b所示,初生 β 晶粒内部存在大量细小的针状的 α' 马氏体组织。SLM成形过程是一个快速熔化、快速凝固的过程,其极高的冷却速度远大于钛合金中马氏体转变的临界冷却速度,元素来不及进行扩散, β 相向 α 相转变的过程来不及进行,因此以无扩散相变的方式生成过饱和的 α' 马氏体^[6]。

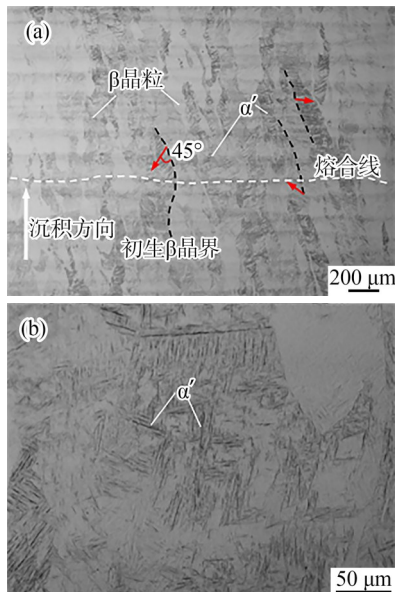


图7 SLM成形Ti31钛合金沉积态XOZ面低倍显微组织
Fig. 7 Low-magnification microstructure of Ti31 fabricated by SLM, as-build state, XOZ plane

图8为沉积态试样的高倍显微组织。结合图7和图8可观察到这些细小的 α' 马氏体相有着高的长径比,且沿不同方向呈网篮状交错排列,同时大多与 β 晶界呈45°夹角分布。上述现象与钛合金中 β 相和 α' 相间的Burger取向关系有关,体心立方

(BCC)结构的 β 相转变为密排六方(HCP)的 α 相或 α' 相时存在12种可能的取向关系,其中最常见取向关系为45°的方向^[12]。

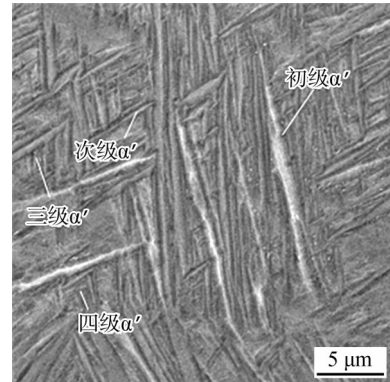


图8 SLM成形Ti31钛合金沉积态高倍显微组织
Fig. 8 High-magnification microstructure of nuclear grade 304L fabricated by SLM, as-build state

由图8可明显观察到 α' 马氏体相尺寸存在明显的差异,这种现象与SLM成形TA15、TC4合金类似,可根据其尺寸分为初级、次级、三级、四级 α' ,尺寸依次降低:初级 α' 的长度为几十微米至百余微米,四级 α' 的长度可能小于1 μm ,这是SLM成形过程中复杂的热循环导致的^[12]。对热循环过程中的 α' 马氏体机理的形成机理进行分析,如图9所示。热循环1,熔体快速冷却形成初级马氏体。热循环2,下一沉积层的热作用使局部区域温度升至熔点(T_m),部分组织重新熔化,部分 β 相残留,快速冷却过程中液相先转变为 β 相再转变为初级 α' 马氏体,残留 β 相则转变为更为细小的二级 α' 马氏体。热循环3,在后续沉积层的热影响下,温度达到 β 转变温度(T_β)以上、熔点(T_m)以下,组织全部转变为 β 相,快速冷却后生成初级和次级 α' 马氏体。热循环4,温度升至 β 转变温度(T_β)以下、马氏体转变温度(M_s)以上,部分 α' 马氏体重新转变为 β 相,快速冷却后形成更为细小的三级 α' 马氏体。热循环5,在后续沉积层的热影响下,温度仅能达到马氏体转变温度(M_s)以下,前期形成的马氏体保留下来,仅发生轻微的粗化,但仍有极少部分的马氏体转变为 β 相或分解为 $\alpha+\beta$ 相,快速冷却后,组织内部保留的大量孪晶和位错等亚结构会转变为四级马氏体^[13]。

2.2 热处理态显微组织

图10、图11为SLM成形Ti31钛合金经800 $^\circ\text{C}$ /

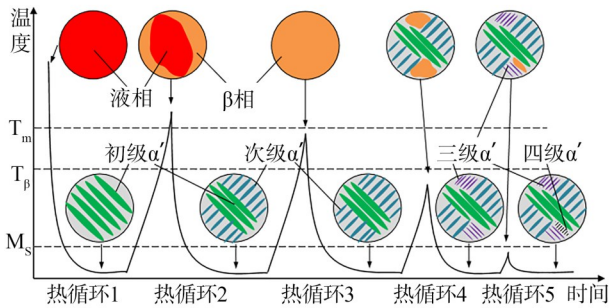


图9 SLM成形 Ti31 钛合金沉积态 α' 马氏体形成机理

Fig. 9 Formation mechanism of α' martensite in as-build Ti31 titanium alloy fabricated by SLM

4 h 退火处理后 XOZ 面的显微组织形貌。由低倍组织可见,退火态试样中仍能清晰观察到柱状的 β 晶粒,尺寸和形态相较于沉积态差异较小,这说明 β 晶粒在 β 转变温度下较为稳定。经 $800^\circ\text{C}/4\text{h}$ 退火处理后,沉积态中细小的针状组织 α' 相发生粗化,转变为片层状的 α 相,片层组织仍然维持网篮状的交错排列特征。SLM 成形 Ti31 钛合金退火过程主要伴随着亚稳定 α' 相的分解,由于 Ti31 钛合金中含有 β 同晶型稳定元素 Mo,因此马氏体在退火过程会以 $\alpha' \rightarrow \alpha + \beta$ 的形式分解^[14-15]。

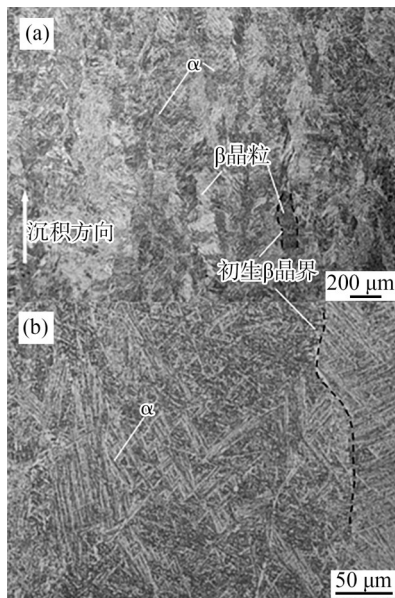


图10 SLM成形 Ti31 钛合金退火态 XOZ 面低倍显微组织

Fig. 10 Low-magnification microstructure of Ti31 fabricated by SLM, annealing state, XOZ plane

2.3 室温力学性能

SLM 成形 Ti31 钛合金沉积态与退火态的室温拉伸性能数据如表 2 所示。沉积态试样的抗拉强度

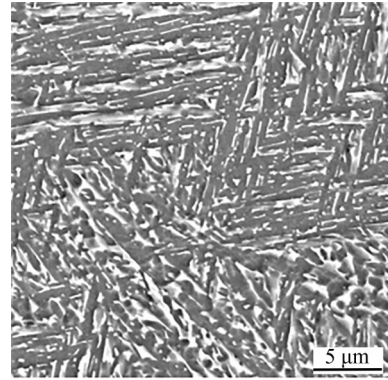


图11 热处理态高倍显微组织

Fig. 11 High-magnification microstructure of nuclear grade 304L fabricated by SLM, annealing state

达到 969 MPa 以上,延伸率达到 15.5% 以上,竖直方向(L 向)和水平方向(T 向)的拉伸性能差异较小,未发现明显的各向异性,这主要与其网篮状的显微组织有关。经 $800^\circ\text{C}/4\text{h}$ 退火处理后,试样抗拉强度降至 795 MPa,延伸率有所提高,提升至 19% 以上。

表 2 SLM 成形 Ti31 钛合金室温拉伸性能数据

Table 2 Room temperature tensile properties data of Ti31 fabricated by SLM

热处理状态	取向	R_m/MPa	$A/\%$	$Z/\%$
沉积态	T	973	15.5	58
		969	16.5	58
	L	985	16.5	58
$800^\circ\text{C}/4\text{h}$ 退火处理	L	970	17.0	59
		796	20.0	54
	T	803	19.0	46
	T	796	20.0	53
		788	21.0	56

退火后试样强度降低、塑性提升的原因分析:其一,SLM 快速凝固过程中产生了大量的残余应力,阻碍了位错的运动,退火处理释放了内部的残余应力,导致抗拉强度降低^[16]。其二,退火处理过程发生 α' 马氏体相逐渐分解,转变为片层状的 α 相 + β 相,组织有所粗化,导致强度降低。其三,退火处理过程析出的体心立方(BCC) β 相相比于密排六方(HCP)的 α' 相有更多的滑移系,提升了 Ti31 的塑性变形能力,导致延伸率有所提高^[15]。

SLM 成形的 Ti31 与 Ti31 锻件^[4,17]的室温拉伸性能对比如图 12 所示。由图可知,沉积态和退火态的强度均高于锻件,退火态的延伸率已达到锻件水平。SLM 成形过程能够得到比锻造更为细小的显

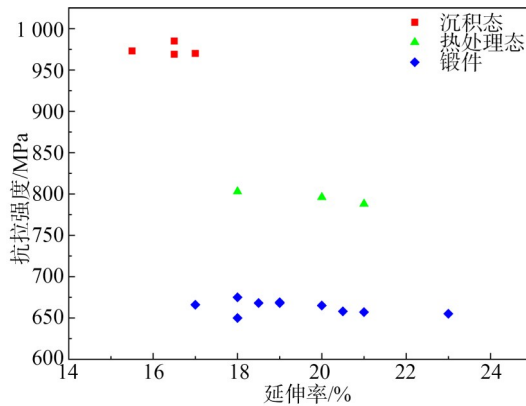


图 12 SLM 成形的 Ti31 与 Ti31 锻件拉伸性能对比^[4,17]

Fig. 12 Tensile properties of Ti31 fabricated by SLM and forging^[4,17]

微组织, 导致其强度更高。

SLM 成形 Ti31 拉伸断裂试样宏观形貌如图 13 所示。沉积态试样拉伸断口 SEM 形貌如图 14 所示, 断口可以明显地分为粗糙的纤维区(见图 14b)



图 13 SLM 成形 Ti31 拉伸断裂试样宏观形貌

Fig. 13 Macroscopic morphology of tensile fracture sample of Ti31 fabricated by SLM

和河流花样的解理区(见图 14c), 纤维区可观察到大小不一的韧窝和少量的撕裂棱, 表现为脆性+塑性断裂。退火态拉伸断口 SEM 形貌如图 15 所示, 断口形貌呈现促成的纤维状, 内部可观察到较多大韧窝(见图 15b), 大韧窝内部被小韧窝占据(见图 15c), 表现为塑性断裂^[8]。

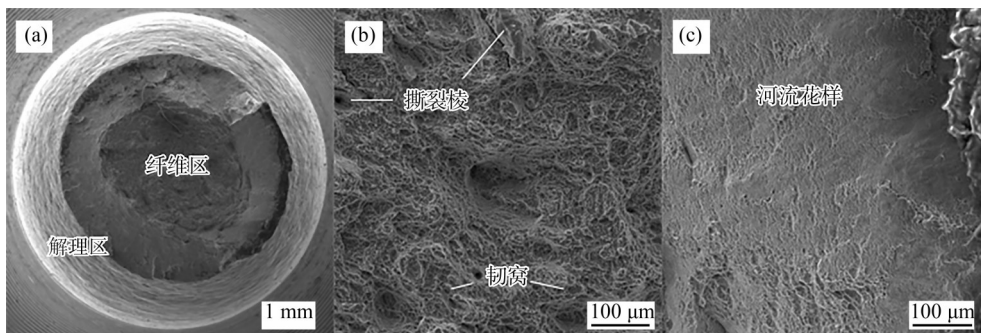


图 14 SLM 成形 Ti31 沉积态拉伸断口 SEM 形貌: (a) 宏观形貌; (b) 纤维区高倍形貌; (d) 解理区高倍形貌

Fig. 14 SEM morphology of tensile fracture surface of Ti31 fabricated by SLM, as-build state: (a) Macroscopic morphology; (b) High-magnification morphology of the fibrous zone; (c) High-magnification morphology of the cleavage zone

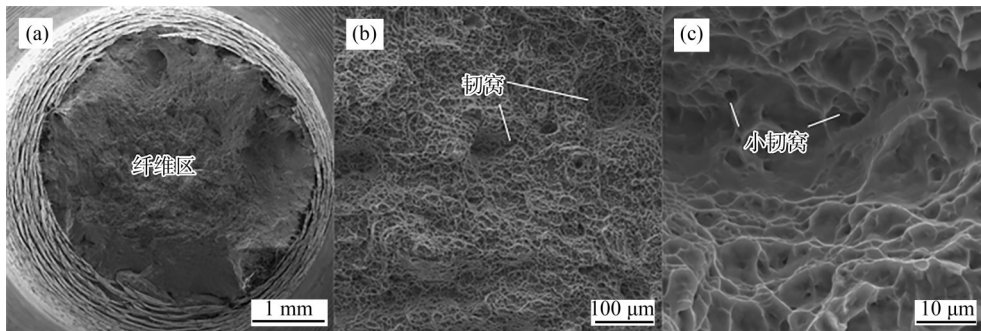


图 15 SLM 成形 Ti31 退火态拉伸断口 SEM 形貌: (a) 宏观形貌; (b) 高倍形貌; (c) 典型韧窝形貌

Fig. 15 SEM morphology of tensile fracture surface of Ti31 fabricated by SLM, annealing state: (a) Macroscopic morphology; (b) High-magnification morphology; (c) Typical ductile dimple morphology

3 结论

本研究通过选区激光熔化(SLM)技术制备 Ti31

钛合金试样, 研究了其沉积态与 800 °C/4 h 退火态的显微组织, 并结合室温拉伸试验与断口形貌分析, 阐明了热处理对合金力学性能与断裂行为的影

响。主要结论如下:

(1)SLM成形 Ti31 钛合金组织致密,无明显缺陷,沉积态组织可观察到平均宽度为 110 μm 初生 β 晶粒,初生 β 晶粒内部为网篮状交错排列的针状 α' 马氏体, α' 马氏体呈现明显的分级现象且与 β 晶界呈现 45° 的夹角关系。

(2)800 $^{\circ}\text{C}/4\text{ h}$ 退火处理后,初生 β 晶粒较为稳定, α' 相发生粗化,转变为片层状的 α 相,片层组织仍然维持网篮状的交错排列特征。

(3)SLM成形 Ti31 钛合金沉积态的抗拉强度达到 969 MPa 以上,延伸率达到 15.5% 以上,经 800 $^{\circ}\text{C}/4\text{ h}$ 退火处理后,抗拉强度降低至 795 MPa 左右,延伸率有所提高,达到 19% 以上。

(4)SLM成形 Ti31 沉积态和退火态的强度均高于锻件,退火态的延伸率也达到了锻件的水平。

(5)沉积态拉伸断裂方式为脆性+塑性断裂,退火态拉伸断裂方式为塑性断裂。

参考文献:

- [1] 姚振华. 某核电站非能动余热排出热交换器制造难点及监理[J]. 设备监理, 2018, 43(6): 44-47.
YAO Z H. Manufacturing difficulties and supervision of passive residual heat removal heat exchangers in a nuclear power plant[J]. Plant Engineering Consultants, 2018, 43(6): 44-47.
- [2] 伍浩松, 张焰, 戴定. 3D 核电打印现状及前景[J]. 中国核工业, 2017(7): 45-47.
WU H S, ZHANG Y, DAI D. Current status and prospects of 3D printing in nuclear energy [J]. China Nuclear Industry, 2017(7): 45-47.
- [3] 谭磊, 赵建光. 金属 3D 打印技术核电领域研究现状及应用前景分析[J]. 电焊机, 2019, 49(4): 339-343.
TAN L, ZHAO J G. Analysis on the present research situation and application prospect of metal 3D printing technology in nuclear power field[J]. Electric Welding Machine, 2019, 49(4): 339-343.
- [4] 赵永庆. 我国创新研制的主要船用钛合金及其应用[J]. 中国材料进展, 2014, 33(7): 398-404.
ZHAO Y Q. The new main titanium alloys used for shipbuilding developed in china and their applications [J]. Materials China, 2014, 33(7): 398-404.
- [5] 陈胜川, 刘彦昌, 陈睿博, 等. 挤压温度对 Ti31 合金管坯组织和力学性能的影响[J]. 热加工工艺, 2018, 47(07), 145-147.
CHEN S C, LIU Y C, CHEN R B, et al. Effect of extrusion temperature on microstructure and mechanical properties of Ti31 alloy tube blank [J]. Hot Working Technology, 2018, 47(7), 145-147.
- [6] 雷杨, 陈冰清, 闫泰起, 等. 激光扫描速度对选区激光熔化成形 TA15 合金宏观形貌和微观组织的影响[J]. 航空材料学报, 2025, 45(3): 131-141.
LEI Y, CHEN B Q, YAN T Q, et al. Effect of laser scanning speed on macroscopic morphology and microstructure of TA15 alloy fabricated by selective laser melting [J]. Journal of Aeronautical Materials, 2025, 45(3): 131-141.
- [7] CHAO C, XU W, WAN L, et al. Selective laser melting of near- α titanium alloy Ti-6Al-2Zr-1Mo-1V: Parameter optimization, heat treatment and mechanical performance [J]. Journal of Materials Science & Technology, 2020, 57: 51-64.
- [8] 王猛, 赵琳瑜, 刘喜旺, 等. 热处理对激光选区熔化 TA15 组织性能的影响[J]. 材料工程, 2025, 53(3): 125-134.
WANG M, ZHAO L Y, LIU X W, et al. Effect of heat treatment on microstructure and properties of selective laser melting TA15 alloy [J]. Journal of Materials Engineering, 2025, 53(3): 125-134.
- [9] 袁晨风, 白兵, 程宗辉, 等. 热处理制度对 SLM 成形 TA15 钛合金组织及性能的影响[J]. 粉末冶金工业, 2024, 34(1): 76-83.
YUAN C F, BAI B, CHENG Z H, et al. Effect of heat treatment on microstructure and properties of TA15 titanium alloy formed by SLM [J]. Powder Metallurgy Industry, 2024, 34(1): 76-83.
- [10] MOKADEM S, BEZENCON C, DREZET J M, et al. Microstructure control during single crystal laser welding and deposition of Ni-base superalloys [J]. Solidification Processes and Microstructures, 2004: 67-75.
- [11] LIANG Y J, WANG H M. Origin of stray-grain formation and epitaxy loss at substrate during laser surface remelting of single-crystal nickel-base superalloys [J]. Materials & Design, 2016, 102: 297-302.
- [12] JIANG J J, REN Z H, MA Z B, et al. Mechanical properties and microstructural evolution of TA15 Ti alloy process by selective laser melting before and after annealing [J]. Materials Science and Engineering A, 2020, 772(C): 138742.
- [13] YANG J, YU H, YIN J, et al. Formation and control of