

激光熔丝 Ti6Al4V 合金成形工艺、微观组织及强韧性研究

张大越¹, 伍新泽², 王一甲¹, 司姗姗¹, 姜圆博¹, 李彬周¹, 姜凤春²

(1. 鞍钢集团北京研究院有限公司, 北京 102200; 2. 哈尔滨工程大学, 黑龙江 哈尔滨 150001)

摘要:采用激光熔丝增材制造技术制备了单道多层的 Ti6Al4V 合金试样, 系统研究了激光功率、扫描速度及送丝速度对 Ti6Al4V 合金的组织形貌、拉伸性能和冲击性能的影响。单道多层沉积试样的组织由马氏体 α' 、 α 束和网篮状 α 构成。激光功率提高使 β 晶粒尺寸增大和马氏体 α' 分解程度增加, 激光功率从 3 000 W 提升至 3 500 W 时试样抗拉强度下降了约 4%, 但延伸率上升了 50%, 冲击韧性提高了约 6%。送丝速度的提高增大了试样的 β 晶粒平均尺寸, 随着送丝速度从 10 mm/s 增加至 30 mm/s, 抗拉强度下降了 2%, 延伸率提高了 67%, 冲击韧性提高了 11%。扫描速度提高会增加试样内的未熔合缺陷和残留马氏体 α' , 扫描速度 6 mm/s 试样相比扫描速度 4 mm/s 的试样延伸率提高了约 45%, 抗拉强度下降了 2%, 冲击韧性提高了 11%。

关键词: Ti6Al4V; 激光熔丝增材制造; 激光功率; 扫描速度; 送丝速度; 拉伸性能; 冲击性能

中图分类号: TF823

文献标志码: A

文章编号: 1004-7638(2024)01-0049-08

DOI: 10.7513/j.issn.1004-7638.2024.01.008

开放科学(资源服务)标识码(OSID):



听语音
与作者互动
聊科研

Forming process, microstructure, strength and toughness of Ti6Al4V alloy by laser wire-feed additive manufacturing

Zhang Dayue¹, Wu Xinze², Wang Yijia¹, Si Shanshan¹, Jiang Yuanbo¹, Li Binzhou¹, Jiang Fengchun²

(1. Ansteel Beijing Research Institute Co., Ltd., Beijing 102200, China; 2. Harbin Engineering University, Harbin 150001, Heilongjiang, China)

Abstract: In this paper, single-pass multi-layer Ti6Al4V alloy specimens were prepared by laser wire-feed additive manufacturing technology. The effects of laser power, scanning speed and wire feeding speed on the microstructure, tensile properties and impact properties of Ti6Al4V alloy were systematically studied. The microstructure of single-pass multi-layer deposition samples is composed of martensite α' , α bundle and basket-weave microstructure. The increase of laser power increases the β grain size and the decomposition degree of martensite α' . When the laser power increases from 3 000 W to 3 500 W, the tensile strength of the sample decreases by about 4%, the elongation increases by 50%, and the impact toughness increases by about 6%. With increasing wire feeding speed, the average size of the β grains of the sample increases. As the wire feeding speed increases from 10 mm/s to 30 mm/s, the tensile strength decreases by 2%, the elongation increases by 67%, and the impact toughness increases by 11%. When the scanning speed increases, the lack-of-fusion and residual martensite α' in the sample increases. Compared with the sample with a scanning speed of 4 mm/s, the elongation rate of the sample with a scanning speed of 6 mm/s increases by about 45%, the tensile strength decreases by 2%, and the

收稿日期: 2023-09-12

基金项目: 国家重点研发计划资助项目(2017YFB1103703)。

作者简介: 张大越, 1987 年出生, 女, 黑龙江哈尔滨人, 博士, 高级工程师, 主要研究增材制造工艺、微观组织表征与计算, E-mail: zhangdayue@ansteel.com.cn。

impact toughness increases by 11%.

Key words: Ti6Al4V, laser wire-feed additive manufacturing, laser power, scanning speed, wire feeding speed, tensile properties, impact properties

0 引言

深潜器作为海洋探测的重要工具,其外部耐压壳在作业时承受巨大的静水压力,因此耐压壳的材料选用一般要求有较高的强度和刚度,同时重量尽可能轻^[1]。目前用于耐压壳制造的金属材料有钢、铝合金及钛合金等^[2]。钛合金具有良好的综合力学性能、更高的比强度及优异的耐腐蚀性,相比于其他金属材料(如钢、铝),其在深潜器耐压壳制造方向应用前景更广阔。采用传统方法进行圆筒形深潜器耐压壳的制造,需要先对钛合金板材进行轧制,随后分段焊接,但由于焊接接头存在元素偏析导致的裂纹、伸长率低、耐腐蚀性低及疲劳性能差等问题^[3],焊接的壳体强度难以达到要求,因此在深潜器耐压壳体的制造工艺中引进新的制造技术成为迫切的需求。

激光熔丝增材制造(Wire Laser Additive Manufacturing, WLAM)是使用金属丝为原料、激光为热源的增材制造方法。相比于金属粉末,金属丝作为原材料具有成本低(约为粉末的10%)^[4]、易保存、沉积效率高和材料利用率高等优点^[5],目前正在钢^[6-7]、铝^[8]、镍^[9]和钛^[10-11]等金属及其合金材料零件加工领域得到越来越广泛的应用^[12]。由于增材制造过程具有连续性,在深潜器耐压壳体制造时无需后续焊接,可避免焊缝的存在,从而保持耐压壳体结构的完整性。Ti6Al4V合金是中等强度 $\alpha+\beta$ 型两相钛合金,具有高强度、高断裂韧性、高可焊性等综合性能,因此采用激光熔丝增材制造技术制备Ti6Al4V制件在海工领域有巨大的应用前景。

对于海洋和舰船用钛合金,高断裂韧性和良好的抗冲击性能是重要的性能指标^[13],但目前的国内外文献中鲜有激光熔丝增材制造Ti6Al4V合金试样冲击性能的相关研究。由于该零件需要进行多层的沉积才能制得,因此,笔者主要研究激光功率、送丝速度及扫描速度等工艺参数对激光熔丝增材制造Ti6Al4V合金的显微组织、拉伸性能及冲击性能的影响规律,为激光熔丝增材制造技术应用于Ti6Al4V合金深潜器耐压壳体的快速成形提供理论基础。

1 试验方法

激光熔丝增材制造试验使用的增材设备主要由激光器、激光头、送丝头、三轴机床、气氛保护系统以及控制系统组成,送丝头与基板之间夹角为 45° (图1),为避免激光直接反射对内部镜片造成损害,激光头偏离垂直方向 5° ,光斑直径设置为6 mm,丝材伸出送丝嘴约2 cm,末端处于光斑中心。激光熔丝试验在氩气的气氛保护下进行,使用塑料膜包裹激光头、送丝头以及沉积平台,并使用四条塑料气管在沉积过程中全程充氩气。

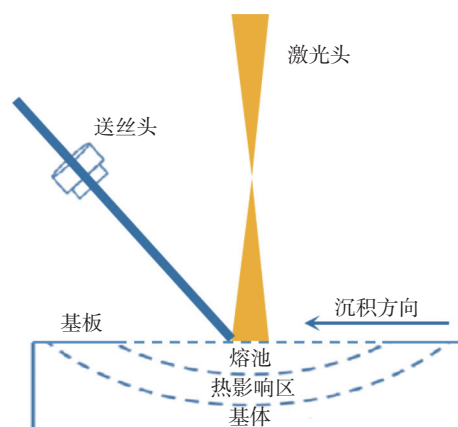


图1 激光熔丝增材制造示意

Fig. 1 Schematic diagram of laser wire-feed additive manufacturing

试验采用自制的直径为1.2 mm的Ti6Al4V合金丝材为原材料进行激光熔丝增材制造试验,丝材的化学成分如表1所示。试验用的沉积基板为 $200\text{ mm}\times 100\text{ mm}\times 10\text{ mm}$ 的纯钛板,沉积前将基板表面用角磨机打磨干净,然后使用酒精清洗并吹干。

表1 Ti6Al4V丝材主要化学成分

Table 1 Main chemical composition of Ti6Al4V wire %

C	V	Al	Fe	Ti	H	N	O
0.013	4.03	6.33	0.049	90.14	0.005 5	0.006	0.034

基于前期单道单层试验的工艺参数优化,采用表2的工艺参数制备单道多层单壁墙沉积试样。通过控制变量法研究激光功率(2 500~3 500 W)、扫

描速度(4~8 mm/s)及送丝速度(10~30 mm/s)对成形及微观组织的影响规律,更全面地理解参数之间的关系,为沉积试样的工艺优化提供理论依据。每个试样的沉积层数均为 30 层,沉积长度为 180 mm,以确保结果的可比性和试验的一致性。

表 2 多层薄壁墙试样的沉积参数

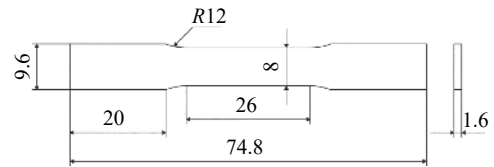
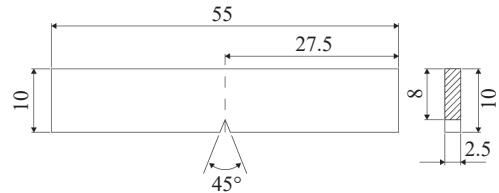
Table 2 Deposition parameters of multi-layered thin wall specimens

试样序号	激光功率/W	送丝速度/(mm·s ⁻¹)	扫描速度/(mm·s ⁻¹)
1	2 500	20	4
2	3 000	20	4
3	3 500	20	4
4	3 000	20	6
5	3 000	20	8
6	3 000	10	4
7	3 000	30	4

在试样中部稳定沉积区域进行金相试样的选取。切下 3 mm 厚的横截面试样进行热镶嵌,使用 60~7 000 目砂纸、2.5 μm 金刚石抛光膏依次进行打磨和抛光,使用 Keller 试剂进行金相试样腐蚀,腐蚀剂成分为:95% H₂O, 2.5% HNO₃, 1.5% HCl, 1.0% HF, 腐蚀时间为 1 min。

采用 ZEISS AXIOSCOPE 5 金相显微镜(Optical Microscope, OM)对腐蚀后的试样进行金相组织观察。试样的高倍显微组织、拉伸和冲击试样的断口使用 Thermo Fisher Axia ChemiSEM 扫描电子显微镜(Scanning Electron Microscope, SEM)进行观察,加速电压为 20 kV,驻留时间为 20 μm。使用 Nano Measurer 软件对试样横截面从顶端到底端的初生 β 晶粒尺寸进行测量,测量的 β 晶粒数量根据试样高度而不同,约 50~100 个。

使用 Zwick/Roell Z250 拉伸试验机和 Zwick/Roell HIT450 示波冲击试验机对不同参数试样进行室温拉伸与冲击性能测试。在激光熔丝增材制造 Ti6Al4V 单壁墙试样的平行沉积方向切割拉伸与冲击试样,拉伸与冲击试样分别为标准板材拉伸试样和夏比摆锤冲击试样,具体参数如图 2 和图 3 所示。拉伸速率为 0.5 mm/min,试样的断后伸长率由激光引伸计进行测定。示波冲击试验过程中通过安装在摆锤上的传感器实时测定载荷、冲击能量及位移等数据,用于对试样冲击性能的深入分析。

图 2 拉伸试样尺寸(单位:mm)
Fig. 2 Dimensions of tensile specimen图 3 冲击试样尺寸(单位:mm)
Fig. 3 Dimensions of impact specimen

2 结果与分析

2.1 工艺参数对单道多层试样显微组织的影响

图 4 为不同工艺参数下试样的横截面组织,其上有规则排列的维氏硬度测试点。试样中下部均出现了明显的明暗交替层带,这些层带是由激光的热量穿透多层熔池所导致,在激光热量作用下,某一层的温度不足以达到 β 转变温度,但足以使初级 α 相溶解,冷却后即形成了层带^[14-15]。

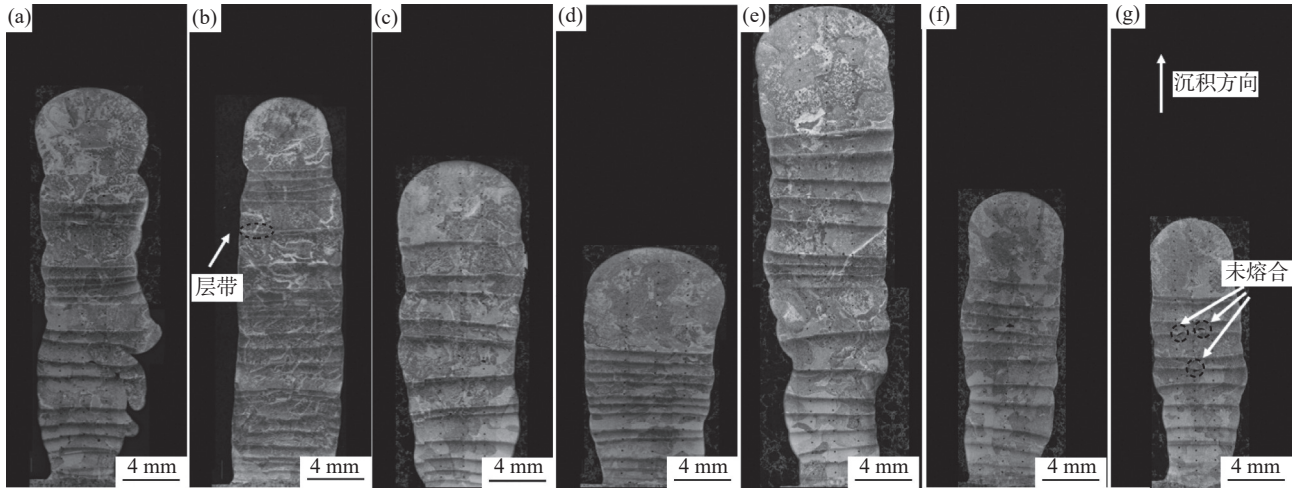
在相同沉积层数(30 层)下,随着激光功率的升高,试样高度逐渐减小,而宽度逐渐增加。激光功率为 2 500 W 时试样低层存在未熔合缺陷,沉积至高层时未熔合缺陷消失,说明初始温度较低时,若受到外部扰动,激光会无法完全熔化丝材,但随着沉积层数增高,受热积累的影响,熔池温度升高,金属丝材可以较好地被熔化,因此未熔合现象消失。而当激光功率升高至 3 000 W 及以上时,试样底层未熔合缺陷消失,获得较好的沉积效果。

随着送丝速度的升高,试样高度逐渐增加,宽度变化不明显。当送丝速度为 10~30 mm/s 范围时,获得了成形效果较好的试样,试样内部并未观察到明显孔洞缺陷。

随着扫描速度的升高,试样高度逐渐降低,宽度逐渐减小。扫描速度增加时,沉积层在单位长度的热输入和材料输入均会减少,单位体积丝材获得的热输入不会随扫描速度变化而变化,但熔池向基板的散热效率不变,熔池冷却速度加快,单位体积熔池的热输入降低了。扫描速度从 4 mm/s 升高到 8 mm/s 时,试样截面观察到了未熔合缺陷,送丝速

度为 8 mm/s 的试样缺陷数量要多于送丝速度为 6 mm/s 的试样。当扫描速度上升时,熔池冷却速度

加快,熔池中的金属液体来不及填补空隙,出现未熔合现象。



(a) 2 500 W, 20 mm/s, 4 mm/s; (b) 3 000 W, 20 mm/s, 4 mm/s; (c) 3 500 W, 20 mm/s, 4 mm/s; (d) 3 000 W, 10 mm/s, 4 mm/s; (e) 3 000W, 30 mm/s, 4 mm/s; (f) 3 000 W, 20 mm/s, 6 mm/s; (g) 3 000 W, 20 mm/s, 8 mm/s

图 4 不同工艺参数下沉积层的横截面组织

Fig. 4 Cross-sectional microstructure of deposited layers under different process parameters

不同工艺参数下试样横截面的 β 晶粒平均尺寸如表 3 所示。在 2 500 W 激光功率时,试样相同位置处的 β 晶粒尺寸比 3 500 W 激光功率的 β 晶粒尺寸要小,但变化不大,原因是 2 500 W 功率下的热输入要更小,熔池过冷度高,冷却速度更快,晶粒更细。试样的平均 β 晶粒尺寸随送丝速度增大而增大,尤其是送丝速度从 10 mm/s 增大至 20 mm/s 时,平均晶粒尺寸增大了约 30%。提高送丝速度时,单位时

间内送入熔池的金属增多,但热量输入不变,因此单位体积熔池获得的热量减少。但当增大送丝速度时,多层试样的沉积高度会显著增加(送丝速度从 10 mm/s 增加至 20 mm/s 时,高度增加了约 50%),试样沉积高度越高则热积累就越严重,平均 β 晶粒尺寸也就越大。送丝速度从 20 mm/s 增加至 30 mm/s 时平均晶粒尺寸变化较小。随着扫描速度增大, β 晶粒尺寸受熔池热输入减小的影响而减小。

表 3 不同工艺参数下试样的 β 晶粒平均尺寸

Table 3 Average sizes of β grains of samples under different process parameters

试样1	试样2	试样3	试样4	试样5	试样6	试样7	μm
981.9±4	1 001.2±1	1 026.5±3	942.16±2	849.11±2	774.84±2	1 044.86±3	

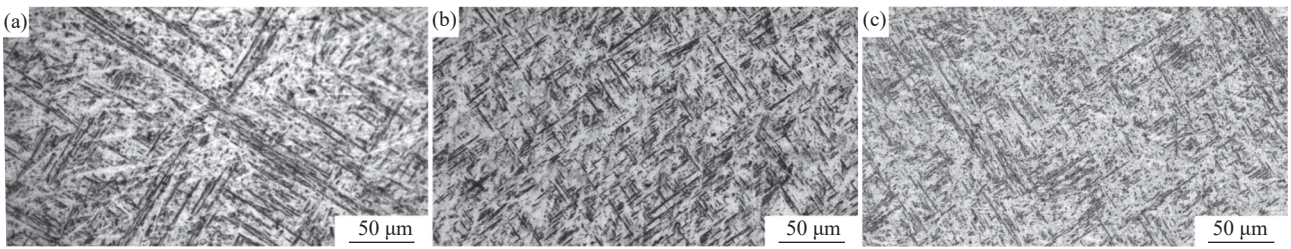
激光功率变化时会对试样内部的马氏体 α' 有所影响,图 5 为不同激光功率下试样相同位置的马氏体 α' 显微组织。2 500 W 时 α' 针的长度较长,使用 Nano Measurer 测量平均长度约为 $95 \mu\text{m} \pm 0.5 \mu\text{m}$ (测量数量约 30 个),针状马氏体 α' 长且连续。3 000 W 时试样内部的马氏体 α' 则明显更短小和不连续,平均长度约 $40 \mu\text{m}$ 。而 3 500 W 时 α' 针更短,平均长度约为 $17 \mu\text{m}$ 。激光功率增大能使更多层先前沉积的沉积层被重复加热,先前沉积层中的马氏体 α' 在加热过程中发生 $\alpha' \rightarrow \beta$ 转变, β 相在 α' 相界上形成并不断长大,并将较长的 α' 针截断成许多小

段^[16],形成如图 5(c) 中的马氏体形态。

除 β 晶粒尺寸外, β 晶内的 α 相也受送丝速度变化的影响,图 6 是送丝速度改变时试样内部初生 β 晶界处的组织形态,沉积层的组织除马氏体 α' 外全为魏氏组织,魏氏组织表现为 α 集束或网篮状由 α 薄片数量决定。从图 6(a) 中可看出,沿 β 晶界处生长的 α 集束相比于图 6(c) 和(d) 要更为粗大, α 相从晶界向晶内生长形成了连续的取向一致的 α 集束,表明在试样上部存在较大的热输入。图 6(b) 则是试样底部的马氏体 α' ,该参数下由于顶部热输入较大,底部温度梯度大,从而形成了这种组织区别。

而送丝速度为 30 mm/s 时, 并没有因为单位体积熔池获得的热输入减小而保留更多的马氏体 α' , 这是由于较大的体积导致试样中部和上部热积累加剧。在图 6(c) 中大部分组织为较细的 α 网篮, 仅有部分区域 α 束较宽大。在图 6(d) 中, 由于试样下半部相对上半部较小的热积累, 由 β 晶界向内生长的 α 集束仅存在于晶界周围的一小部分区域, β 晶粒内大部分是网篮状魏氏组织。

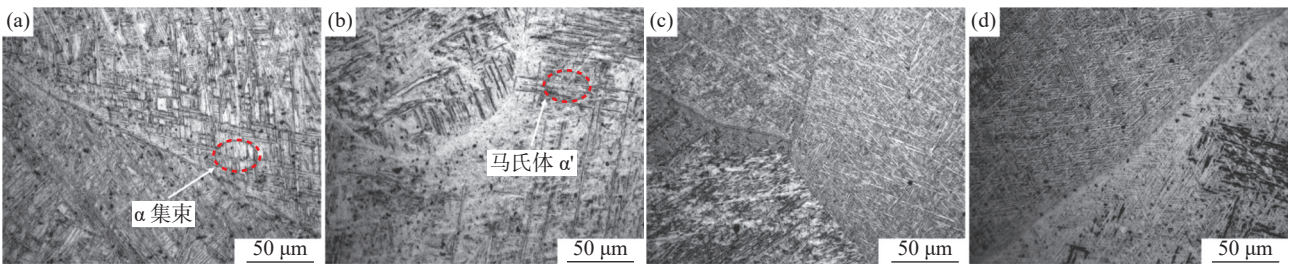
图 7(a) 中, 扫描速度 4 mm/s 的沉积层组织由晶界内延生长的 α 集束和粗化的网篮状 α 组成, 图 7(b) 中的网篮状 α 则相对较细小, 未观察到大量 α 集束存在。在图 7(c) 中观察到了残留的马氏体 α' 及相比(a)、(b)中更加细密的网篮状 α , 网篮状 α 极为细小, 难以分辨。这表明在扫描速度增加到 8 mm/s 时试样冷却较快, 热积累无法使马氏体 α' 完全受热分解。



(a) 2 500 W; (b) 3 000 W; (c) 3 500 W

图 5 不同激光功率下试样底部的显微组织

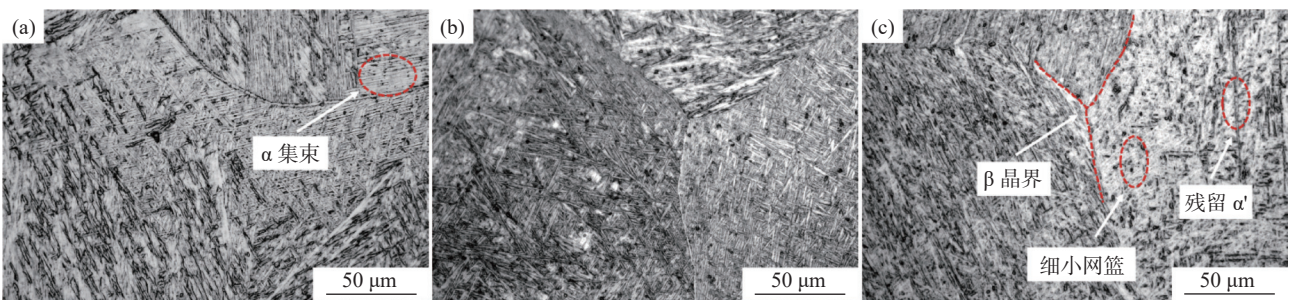
Fig. 5 Microstructure at the bottom of the samples under different laser powers



(a) 送丝速度 10 mm/s, 试样上层; (b) 送丝速度 10 mm/s, 试样下层; (c) 送丝速度 30 mm/s, 试样上层; (d) 送丝速度 30 mm/s, 试样下层

图 6 不同送丝速度下试样的 β 晶界处显微组织

Fig. 6 Microstructure at the β grain boundary of samples at different wire feeding speeds



(a) 扫描速度 4 mm/s; (b) 扫描速度 6 mm/s; (c) 扫描速度 8 mm/s

图 7 不同扫描速度的试样同一位置的 α 相形态

Fig. 7 Morphology of α -phase at the same position of the samples at different scanning speeds

2.2 工艺参数对试样室温拉伸性能的影响

图 8 为不同工艺参数下激光熔丝增材制造 Ti6Al4V 单道多层试样的拉伸应力应变曲线, 表 4 是不同工艺参数下制备试样的拉伸性能。对于激光功率 2 500 W 的试样, 虽然在其横截面观察到了更

细的初生 β 晶粒, 但由于内部存在未熔合缺陷, 延伸率和激光功率 3 000 W 的试样接近, 抗拉强度低于激光功率 3 000 W 的试样。激光功率 3 500 W 时, 试样具有相对更粗大的初生 β 晶粒, 但相比激光功率 3 000 W 试样的 β 晶粒尺寸增加幅度较小, 因此其

强度和延伸率主要受马氏体 α' 的分解影响, 由于马氏体 α' 分解程度更高, 其屈服强度和抗拉强度低于激光功率 3 000 W 的试样, 但延伸率要更高。

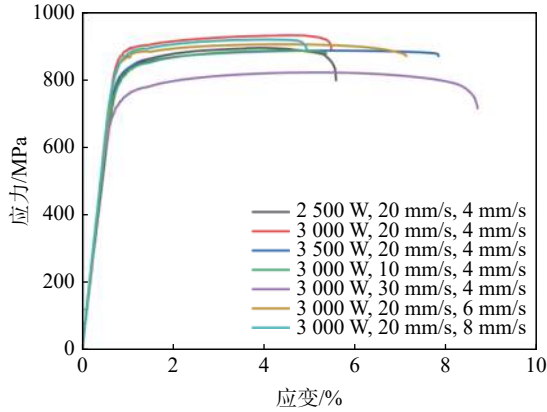
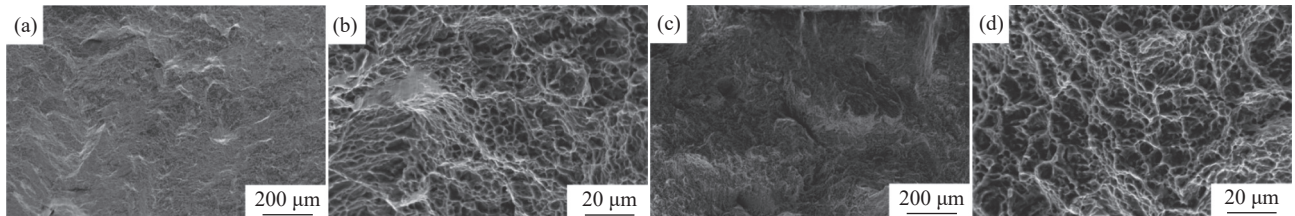


图 8 不同工艺参数试样拉伸应力-应变曲线

Fig. 8 Tensile stress-strain curves of samples under different process parameters

送丝速度 30 mm/s 时的试样平均 β 晶粒尺寸较大, β 晶粒内部的马氏体 α' 在较长时间高温作用下发生分解, 导致该试样抗拉强度最低, 但延伸率提高显著。由于送丝速度 20 mm/s 的试样与送丝速度 30 mm/s 的试样相比 β 晶粒尺寸较小, 残留马氏体 α' 更多, 因此强度较高, 延伸率则与送丝速度 10 mm/s 的试样接近。



(a) (b) 3 000 W, 20 mm/s, 4 mm/s; (c) (d) 3 500 W, 20 mm/s, 4 mm/s

图 9 典型沉积试样拉伸断口形貌

Fig. 9 Tensile fracture morphology of typical deposited samples

2.3 工艺参数对冲击性能的影响

图 10 是典型激光熔丝增材制造 Ti6Al4V 合金试样的冲击载荷随位移的变化曲线, 表 5 是不同工艺参数的试样示波冲击性能。由图 10 可知, Ti6Al4V 合金的冲击断裂表现为韧性断裂, 但由于 Ti6Al4V 合金试样内部含有较多硬脆的马氏体 α' , 试样的载荷在到达峰值之后陡然降低, 塑性变形部分曲线尖锐, 在载荷-位移曲线中, 位移经过最大载荷 F_m 之后即进入稳定裂纹扩展阶段, 直至断裂。

从表 5 可知, 激光功率增大时试样的吸收功逐渐增大, 激光功率 2 500 W 的试样 β 晶粒较细的同

表 4 不同工艺参数的试样同一位置的拉伸性能
Table 4 Tensile properties of the samples at the same position under different process parameters

试样序号	$R_{p0.2}$ /MPa	R_m /MPa	A /%
1	786.5	898.5	4.60
2	847.4	925.2	4.55
3	784.4	886.2	6.80
4	818.4	904.9	6.60
5	836.6	918.7	4.10
6	749.7	886.3	4.50
7	702.0	821.7	7.60

扫描速度为 8 mm/s 时的试样相对热输入最低, 因此具有较小的平均晶粒尺寸和较多的马氏体 α' 残留, 但由于内部存在较多未熔合缺陷, 其强度较高的同时延伸率较低。扫描速度 6 mm/s 的试样强度则受分解的马氏体 α' 影响而略低, 延伸率最高。扫描速度 4 mm/s 的试样晶粒尺寸最大、马氏体 α' 残留最少, 强度最高, 但延伸率较 6 mm/s 试样降低。

图 9 是沉积试样的典型拉伸断口典型形貌, 主要为韧窝断裂。3 000 W 功率时, 低倍断口表面平整, 表明试样塑性较低, 高倍断口中含有解理面。3 500 W 功率时, 相对于 3 000 W 断口更加不平整, 韧窝尺寸和深度略大, 塑性更好, 具有更高的延伸率。

时马氏体 α' 分解程度较低, 激光功率 3 000 W 的试样 β 晶粒较粗的同时马氏体分解程度较高, β 晶粒尺寸和马氏体 α' 的数量共同作用导致了两组试样接近的裂纹萌生功。激光功率 2 500 W 的试样由于未熔合缺陷和含量较多的马氏体 α' , 抵抗裂纹扩展能力差, 裂纹扩展功显著低于激光功率 3 000 W 的试样。激光功率 3 500 W 试样由于热输入较大, 导致熔池冷却速度相对较慢, 内部初生 β 晶粒粗大, 马氏体 α' 分解程度更高, 裂纹萌生功显著上升, 而裂纹扩展功则在粗大 β 晶粒和马氏体 α' 分解的共同作用下降低。整体而言, 试样的冲击韧性随激光功率上升而上升。

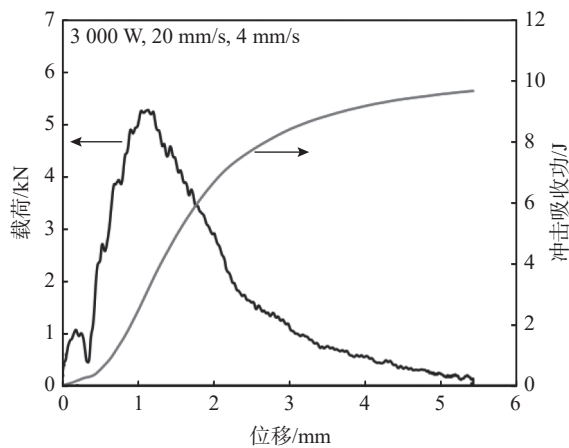


图 10 典型试样冲击载荷-位移及冲击吸收功曲线

Fig. 10 Impact load-displacement and impact absorbed energy curves of typical sample

表 5 不同工艺参数试样同一位置的室温冲击性能

Table 5 Room temperature impact properties of the samples at the same position under different process parameters

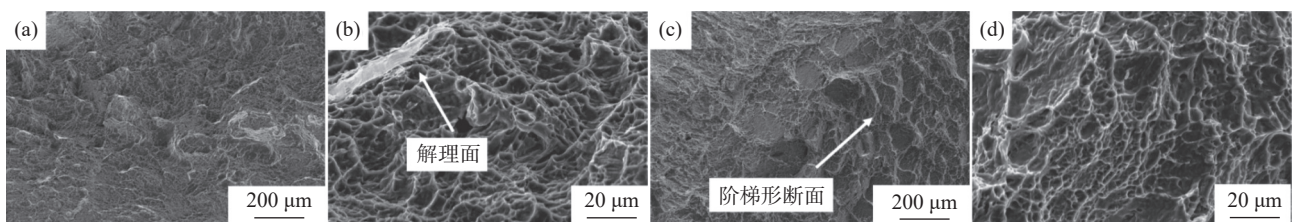
试样序号	吸收功 E_c /J	裂纹萌生 功 W_i /J	裂纹扩展 功 W_p /J	冲击韧性/ $(J \cdot cm^{-2})$
1	9.12	3.94	5.18	45.71
2	9.74	3.98	5.76	48.74
3	10.05	4.84	5.21	51.74
4	10.74	5.22	5.52	53.97
5	9.31	3.62	5.69	46.51
6	9.21	4.68	4.53	47.52
7	10.73	4.84	5.89	54.05

试样的冲击韧性随送丝速度提高而提高。送丝速度 10 mm/s 的试样表现出了最低的冲击吸收功和较高的裂纹萌生功, 较高的裂纹萌生功应归功于最细的平均晶粒尺寸, 该参数下试样的平均晶粒尺寸

比其他参数小约 30%, 该参数试样的显微组织内部的初生 β 晶界处具有较多连续的 α 集束, 而 α 集束被认为能够阻碍和偏转裂纹的扩展^[17], 而未熔合缺陷可能是导致该参数下试样裂纹扩展功较小的原因。送丝速度增加到 20 mm/s 时, 试样的初生 β 晶粒尺寸陡增, 因而裂纹萌生功下降明显, 但由于缺陷减少, 裂纹扩展功上升。而送丝速度提高至 30 mm/s 时, β 晶粒尺寸增大较少, 马氏体 α' 分解程度提高, 裂纹萌生功显著提高, 裂纹扩展功略微提高。

试样的冲击韧性随扫描速度增加先上升后下降。不同扫描速度试样的显微组织表明, 扫描速度增大时, 熔池的冷却速度加快, 试样的组织由 α 集束和粗化的网篮组织变为较细的网篮组织, 再转变为马氏体 α' 和较细的网篮组织。粗化的网篮组织、马氏体 α' 以及 α 集束抵抗裂纹萌生的能力均不佳, 因此扫描速度 4 mm/s 的试样裂纹萌生功较低, 扫描速度 8 mm/s 的试样由于存在未熔合缺陷, 裂纹萌生功也较低。但由于 α 集束能使裂纹偏折, 扫描速度 4 mm/s 的试样裂纹扩展功较高。扫描速度 6 mm/s 的试样受较细的初生 β 晶粒和马氏体 α' 影响, 裂纹萌生功较高, 但马氏体 α' 分解产生的网篮状 α 组织少于扫描速度 4 mm/s 的试样, 因此裂纹扩展功略低。

图 11 是典型试样的冲击断口形貌。激光功率 3 000 W 试样的冲击断口低倍下可以看到较多沿晶粒形成的断口, 呈阶梯形, 高倍下存在解理面。激光功率 3 500 W 试样的断口截面可见大量阶梯状断裂面, 表明该参数下断裂时组织中的 α 集束使裂纹扩展路径偏折。



(a)(b) 3 000 W, 20 mm/s, 4 mm/s; (c)(d) 3 500 W, 20 mm/s, 4 mm/s

图 11 典型试样冲击断口形貌

Fig. 11 Impact fracture morphology of typical samples

3 结论

1) 不同工艺参数下单道多层沉积试样的组织均由马氏体 α' 和魏氏组织构成, 魏氏组织的形态有 α 集束、网篮状 α 等。

2) 当激光功率增大时, 熔池凝固时间增加, β 晶

粒尺寸增大, 沉积层中下位置处的马氏体 α' 分解程度也会越高。激光功率从 3 000 W 增加至 3 500 W 时, 试样的延伸率、冲击韧性和裂纹萌生功提升较多, 抗拉强度和裂纹扩展功在激光功率 3 000 W 时最大。激光功率在 3 000 ~ 3 500 W 时可以获得熔合良好的沉积层, 并达到抗拉强度和延伸率的均衡,

冲击韧性也较高。

3)当送丝速度为 20 mm/s 时,试样内部初生 β 晶粒由于热积累严重而尺寸增大,马氏体 α' 分解也更严重,抗拉强度下降,而延伸率略微上升,冲击裂纹扩展功上升,冲击韧性提高。送丝速度 30 mm/s 的试样由于马氏体 α' 分解为较细的网篮状组织,因此其冲击裂纹扩展功略高于送丝速度 20 mm/s 的试样,冲击韧性也最高。送丝速度高于 20 mm/s 时可以获得相对更致密的沉积层、更好的拉伸和冲击性能,但送丝速度过高时沉积层的抗拉强度会有所下降。

4)当扫描速度由 4 mm/s 增大到 8 mm/s 时,试样横截面显微组织观察到了未熔合缺陷,初生 β 晶

粒尺寸减小。扫描速度增大会抑制初生 β 晶界处的晶界 α 相向晶内生长,扫描速度越大则晶内组织残留的马氏体 α' 越多、网篮状组织越细。扫描速度控制在 4 ~ 6 mm/s 可获得较好的抗拉强度、延伸率和冲击韧性。

5)为改善激光熔丝增材制造 Ti6Al4V 合金试样的组织均匀性及力学性能,下一步将对激光熔丝 Ti6Al4V 合金试样进行热处理,研究热处理制度对试样显微组织、硬度、拉伸性能及冲击性能的影响规律,阐明热处理对合金组织及性能的改善机理。为激光熔丝增材制造 Ti6Al4V 合金在海工船舶领域深潜器等零部件中的应用提供理论基础与指导。

参考文献

- [1] Zhou Xinyuan, Zhang Weixing, Ge Futing. Overview of research status of cylindrical pressure shell structure of deep submersible[J]. *Electronics Quality*, 2021, (12): 4.
(周新院, 张卫星, 葛付婷. 深潜器柱形耐压壳结构研究现状概述[J]. *电子质量*, 2021, (12): 4.)
- [2] Gorynin I V. Titanium alloys for marine application[J]. *Materials Science and Engineering:A*, 1999, 263(2): 112-116.
- [3] Auwal S T, Ramesh S, Yusof F, *et al.* A review on laser beam welding of titanium alloys[J]. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2018, 97(1): 1071-1098.
- [4] Rosli Nor Ana, Alkahari Mohd Rizal, Bin Abdollah Mohd Fadzli, *et al.* Review on effect of heat input for wire arc additive manufacturing process[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2021, 11: 2127-2145.
- [5] Murugan P Durai, Vijayananth S, Natarajan Mp, *et al.* A current state of metal additive manufacturing methods: A review[J]. *Materials Today:Proceedings*, 2022, 59: 1277-1283.
- [6] Yuan Ding, Sun Xiaojing, Sun Laibo, *et al.* Improvement of the grain structure and mechanical properties of austenitic stainless steel fabricated by laser and wire additive manufacturing assisted with ultrasonic vibration[J]. *Materials Science and Engineering:A*, 2021, 813: 141-177.
- [7] Da Silva Adrien, Frostevarg Jan, Volpp Joerg, *et al.* Additive manufacturing by laser-assisted drop deposition from a metal wire[J]. *Materials & Design*, 2021, 209: 109987.
- [8] Huang Wenhao, Chen Shujun, Xiao Jun, *et al.* Laser wire-feed metal additive manufacturing of the Al alloy[J]. *Optics & Laser Technology*, 2021, 134: 106627.
- [9] Zhu Song, Nakahara You, Yamamoto Motomichi, *et al.* Additive manufacturing phenomena of various wires using a hot-wire and diode laser[J]. *Welding in the World*, 2022, 66(7): 1315-1327.
- [10] Du Farui, Zhu Jinqian, Ding Xueping, *et al.* Dimensional characteristics of Ti-6Al-4V thin-walled parts prepared by wire-based multi-laser additive manufacturing in vacuum[J]. *Rapid Prototyping Journal*, 2019, 25(5): 849-856.
- [11] Yuan Ding, Shao Shuaiqi, Guo Chunhuan, *et al.* Grain refining of Ti-6Al-4V alloy fabricated by laser and wire additive manufacturing assisted with ultrasonic vibration[J]. *Ultrasonics Sonochemistry*, 2021, 73: 105472.
- [12] Ding Yaoyu, Akbari Meysam, Kovacevic Radovan. Process planning for laser wire-feed metal additive manufacturing system[J]. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2018, 95: 355-365.
- [13] Hu Yaojun. Developing marine titanium alloy[J]. *Titanium Industry Progress*, 1998, (4): 5.
(胡耀君. 发展中的船用钛合金[J]. *钛工业进展*, 1998, (4): 5.)
- [14] Kelly Shawn Michael. Thermal and microstructure modeling of metal deposition processes with application to titanium aluminum vanadium[D]. USA, Virginia: Virginia Polytechnic Institute and State University, 2004.
- [15] Kelly Sm, Babu Ss, David Sa, *et al.* A thermal and microstructure model for laser deposition of Ti-6Al-4V[C]//Cost-Affordable Titanium. Symposium, Dedicated to Professor Harvey Flower, 2004. Citeseer.
- [16] Zhang Min. Research on laser additive manufacturing characteristics of titanium alloy with powder and wire[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2013.
(章敏. 送粉式和送丝式的钛合金激光增材制造特性研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2013.)
- [17] Lei Lei, Zhao Yongqing, Zhao Qinyang, *et al.* Impact toughness and deformation modes of Ti-6Al-4V alloy with different microstructures[J]. *Materials Science and Engineering:A*, 2021, 801: 140411.