正火温度对电弧增材制造 Ti-6AI-4V 组织与性能的影响

徐国建,柳晋,陈冬卅,马瑞鑫,苏允海

(沈阳工业大学,沈阳,110870)

摘要:利用 TIG 电弧增材制造技术制备了 TC4 钛合金样件,并对样件进行了正火处理.结果表明,经正火处理后的试样组织由 α 相和 β 相组成;在 750~950 ℃ 范围内,随着正火温度的升高,针状初生 α 相变短变粗,并逐渐向 网篮组织方向转变;在 950~1 050 ℃ 温度范围内,随着温度的升高,部分初生 α 相聚合长大,并向着"伪等轴晶"方向转化,在 1 050 ℃ 形成了"伪等轴晶"初生 α 相 + 细小针状初生 α 相 + 细小针状初生 α 相之间的 α + β 组织,针状初生 α 相随着温度的升高变短变细.最佳条件 (850 ℃/2 h/空冷)下 y 方向的抗拉强度 900.4 MPa、屈服强度 820.4 MPa、断后伸长率 9.3%、断面收缩率 27.4%, z 方向的抗拉强度 890.1 MPa、屈服强度 790.1 MPa、断后伸长率 10.8%、断面收缩率 31.0%,其性能接近锻件标准要求;沉积态与正火处理态的硬度值变化不大;拉伸试样 (y 和 z 方向)断口形貌均布满韧窝,属于塑性断裂.

关键词: TC4(Ti-6Al-4V); 正火处理; TIG 电弧增材制造; 显微组织; 力学性能 中图分类号: TG 422.3 文献标识码: A doi: 10.12073/j. hjxb. 20191022002

0 序言

增材制造技术具有加工成本低、生产周期短、减 重明显及使用性能高等特点,近年来在航空航天领 域受到了国内外研究机构及应用领域的高度重视[1-6]. 随着增材制造技术的快速发展,人们发现成本和效 率两大因素是制约该项技术大规模产业化的瓶颈. 电弧送丝增材制造技术是解决上述两大技术瓶颈的 有效措施之一. 但是电弧增材制造由于热输入量大, 导致了成形困难、残余应力大及性能较低,零部件需 要进行后续热处理以提高其综合性能. Bermingham 等人^[7]研究了热处理工艺对电弧增材制造 Ti-6Al-4V (TC4) 合金组织性能的影响,发现去应力退火可 以在避免组织粗化的前提下显著提高塑性:热等静 压可以降低微观缺陷,但对力学性能影响不大;固溶 时效可以提高抗拉强度,但是塑性会有明显降低.到 目前为止,关于正火处理对电弧增材制造 TC4 钛合 金组织和性能的影响研究较少[7-8],正火处理工艺对 组织和性能的影响规律有待进一步确认^[9-12].

对电弧增材制造 TC4 试样进行了正火处理, 研究 了不同正火温度对 TIG 电弧送丝增材制造 TC4 钛 合金组织与性能的影响规律, 为低成本和高效率电弧

基金项目:国家重点研发计划 (2017YFB1103600)

增材制造技术的产业化应用,提供一定的理论基础.

1 试验方法

TIG 电弧增材制造装置由 TIG 焊枪、焊机、焊 丝盘、送丝机、氩气密封舱体、氧分析仪及机器人等 构成.焊丝直径为 φ1.2 mm 的 TC4 丝材、基板为 100 mm × 100 mm × 20 mm 的锻造 TC4 板材,其化 学成分如表 1 所示.保护气体采用了 99.99% Ar 作 为密封舱体所用气体.通过大量的试验,获得的 TIG 电弧增材制造最佳工艺参数如表 2 所示.TIG 电弧增材制造后,样件的正火处理工艺参数如表 3 所示 (0 号试样为沉积态).

图 1 所示为构件的宏观形貌.采用线切割机将 样件切割成 10 mm × 10 mm × 10 mm 的小块,并做 成金相试样,切取位置示意图如图 2 所示.采用 240 号、400 号、600 号、1200 号、2000 号砂纸研磨 试样,然后使用 Cr₂O₃ 悬浮液在抛光机上进行抛 光.使用配比为 HF:HNO₃:H₂O=1:3:7 的腐蚀液进 行腐蚀,腐蚀时间约为 15 s.腐蚀后用酒精冲洗,并 用吹风筒吹干,完成金相试样的制备.采用 ZX-10 型蔡司光学金相显微镜 (OM) 及 SU8010 型扫描 电镜 (SEM) 分析了显微组织及拉伸试样断口形貌. 采用日本岛津公司生产 XRD-7000 X 射线衍射仪

第 41 卷

表 1 Ti-6AI-4V 的化学成分 (质量分数,%)

Table 1 Chemical compositions of Ti-6AI-4V

材料	Al	V	С	Fe	Н	0	Ν	Ti
焊丝	6.08	4.15	0.012	0.04	0.097	0.088	0.062	余量
基板	6.10	4.0	0.08	0.03	0.015	0.2	0.03	余量

表 2 焊接工艺参数

Table 2 Processing parameters of additive manufacturing

焊接电流	扫描速度	送丝速度	焊丝与工件表面距离	焊丝与焊枪角度	气体流量	搭接率	基板尺寸
I/A	$v_1/(\mathrm{mm}\cdot\mathrm{s}^{-1})$	$v_2/(\mathrm{m}\cdot\mathrm{min}^{-1})$	<i>L</i> /mm	α/(°)	$q/(L \cdot min^{-1})$	$\delta(\%)$	$mm \times mm \times mm$
160	8	1.4	3	40	10	40	$100 \times 100 \times 20$



fabricated by arc additive manufacturing

样品	加热温度 T/℃	加热速度 v ₃ /(℃·min ⁻¹)	加热时间 t/h	冷却方式
0	0	0	0	无
1	750	6	2	空冷
2	850	6	2	空冷
3	950	6	2	空冷
4	1 050	6	2	空冷

分析了相组成,扫描角度范围为 20°~90°,扫描速 度为 4°/min.利用 HVS-5 维氏硬度计测试了沉积 层的硬度分布,载荷为 2 N 及持续时间为 10 s. 采 用 MTS Exceed E43 电子万能试验机测试了试样的 力学性能,拉伸试样取样位置及拉伸试样尺寸如图 2、 图 3 所示,拉伸速度为 1 mm/min.



图 1 构件宏观形貌 Fig. 1 Macrostructure morphologies of component









2 试验结果与讨论

2.1 沉积层显微组织

图 4 所示为不同状态下的试样显微组织. 由 图 4a 可知, 沉积态的显微组织主要由针状初生 α及针状初生 α之间的 α 相和 β 相组成. 由图 4b 可知,750 ℃ 正火组织主要由针状初生 α 相及针状 初生α相之间的α相和β相组成. 与图 4a 比较, 针 状初生 α相略有变短变粗,但变化不明显.由 图 4c,850 ℃ 正火组织主要由针状初生 α 相、针状 初生 α 相之间的 α + β 相所组成. 与图 4b 比较, 针 状初生 α 相进一步变短变粗,并由大量网篮组织构 成. 由图 4d 可知, 950 ℃ 正火组织主要由针状初 生 α 相、针状初生 α 相之间 α + β 相所组成. 与 图 4c 比较,针状初生 α 相进一步变短变粗,基本由 网篮组织构成,并有部分初生α相向等轴晶状态转 化. 由图 4e、图 4f 可知, 1 050 ℃ 正火组织由初生 等轴晶 α 相、针状初生 α 相及针状初生 α 相之间 的 α + β 组成, 图 4f 为图 4e 矩形区域 (等轴晶区 域)SEM照片,由图4f可知,光学显微镜下等轴晶 初生 α 相内部是由很细的束状 α 相所组成, 微观上 由片层组织构成,片层之间有晶界存在,文中把这 种等轴晶称为"伪等轴晶",另外与图 4d 比较,针状 初生α相变短变细.



图 4 不同状态下试样显微组织



由上述组织分析可知,在正火温度 750~950 ℃ 范围内,其针状初生α相变短变粗,并向着网篮组 织方向转化. 在正火温度 950~1050 ℃ 范围内, 其 组织由网篮组织向着"伪等轴晶"初生α相+针状 初生 α 相 + 针状初生 α 相之间的 α + β 转变, 并且 针状初生α相逐渐变短变细.产生上述变化规律是 由于在 750~950 ℃ 范围内正火加热过程中, 加热 温度处于 α+β 两相区, 在加热过程中随着加热温 度的升高, $\alpha + \beta$ 两相区内转变为 β 相的量也越来 越多, 而α相越来越少, 在β相生长过程中总要截 断细长的针状初生 α 相, 使针状初生 α 相变短. 在 α+β两相区随着加热温度的升高,在沉积态快速 冷却过程中没有来得及转变为α相的残余β相,部 分逐步转变为 α 相, 表现出来的现象为针状初生 α相变粗; 所以在上述 750~950 ℃ 正火范围内, 随 着正火温度的升高,针状初生α相变粗变短.另外, 由于在 950~1 050 ℃ 范围内正火加热过程中, 加 热温度处于β相的相变温度附近,由于温度比较 高,其组织由大量β相及少量α相构成,β相有合并 长大倾向,形成了"伪等轴晶"的β相.在随后的冷 却过程中,高温下"伪等轴晶"β相逐渐转变为室温 下"伪等轴晶"初生α相.同时,正火加热温度在 β相的相变温度附近,大量针状初生 α 相转变为 β相,并且随着正火温度的升高,针状初生α相转变 为β相的量也越多.由于有α相的约束,β相来不 及长大粗化,故β相比较细小.这部分β相在随后 的空冷过程中,形成了细小的针状初生α相.所以, 在正火温度950~1050 ℃范围内,其组织由网篮 组织向着"伪等轴晶"初生α相+细小针状初生 α相+细小针状初生α相之间的α+β组织转变, 并且针状初生α相逐渐变短变细.

在 750, 850, 950, 1 050 ℃ 正火温度下 TIG 电 弧增材制造钛合金的 XRD 分析结果如图 5 所示. 由图可知, 正火状态下沉积层主要由大量 α 相及微 量 β 相组成.



2.2 力学性能

图 6 所示为不同正火温度下样件的力学性能. 由图 6a 可知,随着正火温度的升高, *y* 方向的抗拉强度、屈服强度、断后伸长率及断面收缩率的变化规律是先上升后下降,在 850 ℃ 正火温度时达到了最佳值 (900.4,820.4 MPa,9.3%,27.4%).由图 6b可知, *z* 方向的抗拉强度、屈服强度、断后伸长率及断面收缩率的变化规律是先上升后下降,同样在850 ℃ 正火温度时达到了最佳值 (890.1,790.1 MPa,10.8%,31.0%).这是由于在750~900 ℃ (950 ℃)



的正火温度范围内沉积层组织向着网篮组织方向 转化,在 850~900 ℃ 的正火温度区间形成了细小 网篮组织,所以使沉积层的综合性能达到了最佳状 态;在 900 (950)~1 050 ℃ 正火温度范围内,随着 温度的升高,沉积层组织向着"伪等轴晶"初生 α 相+细小针状初生 α相+细小针状初生 α相之间 的 α+β组织转变,这种组织导致了沉积层的综合 性下降.通过对比,最佳正火状态下 (850 ℃/2 h/AC) 的沉积层性能基本接近锻件标准 (GB/T 25137— 2010).



图 6 不同正火温度下样件的力学性能

Fig. 6 Mechanical properties of the selected sample in different normalizing temperature. (a) y direction; (b) z direction

沉积态及不同正火温度下 TIG 电弧增材制造 钛合金硬度测试结果如图 7 所示.由图可知,沉积 态与正火处理的沉积层硬度值差别不大,其硬度值 在 HV315~360.

2.3 断口形貌

电弧增材制造 TC4 钛合金沉积态和 850 ℃ 正 火态拉伸试样断口形貌如图 8 所示.由图可知,电 弧 3D 打印 TC4 沉积态和 850 ℃ 正火态拉伸试样 断口上均布满韧窝,属于塑性断裂.y方向和 z 方向 的拉伸试样与沉积态比较,850 ℃ 正火态拉伸试样 的断口形貌上韧窝更均匀和更深,说明塑性更好.











Fig. 8 Fracture morphology of sample in as-deposited and in normalized state. (a) *y* in deposited; (b) *y* in normalizing; (c) *z* in deposited; (d) *z* in normalizing

3 结论

(1) 沉积层在 750~950 ℃ 范围内正火处理时, α 相组织随着温度的提高变短变粗,且向网篮状组 织方向转化;在 950~1050 ℃ 范围内正火处理时, 随着温度的提高,其组织由网篮状组织向着"伪等 轴晶"初生 α 相 + 细小针状初生 α 相 + 细小针状初 生 α 相之间的 α + β 组织转变,并且针状初生 α 相 组织细化. 与 750~950 ℃ 正火处理比较,950~ 1050 ℃ 正火处理获得了更加细小的针状初生 α 相.

(2) 经过正火处理后的试样, *y* 和 *z* 向的力学性 能呈现先上升后下降的趋势, 在 850 ℃/2 h/空冷时 达到最佳的力学性能.

(3)z 向拉伸试样和 y 方向拉伸试样断口形貌均 布满韧窝,属于塑性断裂.

参考文献

- Vrancken B, Thijs L, Kruth J P, *et al.* Heat treatment of Ti6Al4V produced by selective laser melting: microstructure and mechanical properties[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2012, 541: 177 – 185.
- [2] 陈志茹, 计霞, 楚瑞坤, 等. 热处理工艺对激光熔化沉积 TC4 钛 合金组织性能的影响 [J]. 金属热处理, 2018, 43(11): 144 - 149. Chen Zhiru, Ji Xia, Chu Ruikun, *et al.* Effect of heat treatment process on microstructure and properties of TC4 titanium alloy deposited by laser melting deposition[J]. Metal Heat Treatment, 2018, 43(11): 144 - 149.
- [3] Fan Z C, Feng H W. Study on selective laser melting and heat treatment of Ti-6Al-4V alloy[J]. Results in Physics, 2018, 10: 660 – 664.
- [4] Tian D Y, Yan T Y, Gao Q Y, *et al.* Thermal cycle and its influence on the microstructure of laser welded butt joint of mm thick Ti-6Al-4V alloy[J]. China Welding, 2019, 28(3): 60 – 66.
- [5] 勾健, 王志江, 胡绳荪, 等. CMT + P 过程及后热处理对 TC4 钛

合金增材构件组织和性能影响 [J]. 焊接学报, 2019, 40(12): 31-35.

Gou Jian, Wang Zhijiang, Hu Shengsun, *et al.* Effects of CMT + P process and post heat treatment on microstructure and properties of TC4 component by additive manufacturing[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2019, 40(12): 31 - 35.

- [6] 卞红, 田晓, 冯吉才, 等. TC4/Ti60 合金钎焊接头界面组织及力 学性能 [J]. 焊接学报, 2018, 39(5): 33 - 36.
 Bian Hong, Tian Xiao, Feng Jicai, *et al.* Interfacial microstructure and mechanical properties of TC4/Ti60 brazed joints[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2018, 39(5): 33 - 36.
- [7] Bermingham M J, Nicastro L, Kent D, et al. Optimising the mechanical properties of Ti-6Al-4V components produced by wire +arc additive manufacturing with post-process heat treatments[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2018, 753: 247 – 255.
- [8] Brandl E, Schoberth A, Leyens C. Morphology, microstructure, and hardness of titanium (Ti-6AI-4V) blocks deposited by wirefeed additive layer manufacturing (ALM)[J]. Materials Science & Engineering: A, 2012, 532: 295 – 307.
- [9] Lin J J, Guo D J, Lü Y H, et al. Heterogeneous microstructure evolution in Ti-6Al-4V alloy thin-wall components deposited by plasma arc additive manufacturing[J]. Materials & Design, 2018, 157: 200 – 210.
- [10] Wang F D, Williams S, Paul C, et al. Microstructure and mechanical properties of wire and arc additive manufactured Ti-6Al-4V[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2013, 44(2): 968 – 977.
- [11] Wu B T, Pan Z X, Ding D H, et al. Effects of heat accumulation on microstructure and mechanical properties of Ti6Al4V alloy deposited by wire arc additive manufacturing[J]. Additive Manufacturing, 2018, 23: 151 – 160.
- [12] Wang J, Lin X, Wang M, et al. Effects of subtransus heat treatments on microstructure features and mechanical properties of wire and arc additive manufactured Ti-6Al-4V alloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2020, 776: 139020.

第一作者简介:徐国建,1959年出生,博士,教授,博士研究 生导师;主要从事增材制造及激光焊接技术等方面的研究; 发表论文 50 余篇; Email: xuguojian1959@qq.com.

(编辑: 刘洋)