

脉冲频率和热输入对电弧增材制造 TC4 钛合金形貌和组织的影响

马振书^{1,2}, 陈广森^{1,2}, 吴倩茹³, 刘长猛³, 张云峰²

(1. 军械技术研究所, 河北 石家庄 050000)

(2. 军械工程学院, 河北 石家庄 050003)

(3. 北京理工大学, 北京 100081)

摘 要: 粗大 β 柱状晶导致的各项异性是电弧增材制造 TC4 合金面临的主要问题。为解决上述问题, 采用不同的脉冲频率和热输入成形了多组试样, 并结合有限元分析, 重点研究了热输入和脉冲频率对成形 TC4 合金形貌和组织的影响。结果表明: 随着脉冲频率增加, 试样宽度先快速减小, 随后略有增加, β 晶粒由柱状晶转变为等轴晶, 并且得到细化, 但 α 相没有显著变化; 提高热输入有利于获得等轴晶, 但会增加试样的宽度, 还会导致 α 相变得粗大。试样的宽度由熔池的尺寸决定, 主要与平均热输入和峰值阶段输入的热量相关。提高脉冲频率能破碎树枝晶, 降低温度梯度, 有利于增加形核率, 提高热输入也能降低温度梯度, 因此能够获得等轴晶。 α 相形貌主要与相变时的冷却速度相关, 降低热输入能增大冷却速度, 细化 α 相。

关键词: 电弧增材制造; 脉冲频率; 热输入; TC4; 晶粒细化

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2018)07-2144-07

钛合金具有高比强度和优异的耐腐蚀性, 被广泛应用于航空航天及船舶制造等领域^[1]。但是, 由于钛合金导热性差、成本较高, 采用传统的锻造和机械加工的方法制造钛合金结构件存在周期长、材料利用率低、经济性差等缺点。增材制造为钛合金结构件制造提供了一条新的途径, 其采用高能热源对钛合金粉材或丝材进行逐层熔化/凝固堆积, 实现钛合金零件近净成形, 极大的提高了成形效率、材料利用率, 降低了成本^[2]。

根据选用的热源不同, 现有的金属增材制造技术主要可以分为激光、电子束、电弧 3 类。相比其他 2 类增材制造技术, 电弧增材制造具有材料利用率高、成形速度快、设备成本低等优点。但是, 电弧的热输入大, 能量分布较为分散, 导致电弧增材制造成形的钛合金零件精度较差, 并具有粗大的晶粒^[3]。同时, 由于高温梯度导致 β 晶粒外延生长, 呈现柱状形态, 会造成严重的各项异性, 降低零件的力学性能^[4-6]。为细化 β 晶粒尺寸, 促进等轴晶粒的生成, 相关的科研机构开展了大量研究, 例如在 TC4 合金中添加微量元素^[7], 优化工艺参数^[3], 以及熔敷层间采用高压滚轧^[8]等, 不过其中大部分效果并不明显, 采用高压滚轧虽然可以细化晶粒, 但增加了设备复杂程度, 降低了成形效率。

在传统的电弧焊接中, 采用脉冲电流不仅能获得良好的表面形貌, 还能细化晶粒^[9, 10]。B. Mehdi 等^[10]研究了直流和脉冲电流焊接 TC4 合金熔合区的显微组织, 结果表明, 采用脉冲电流可以细化 β 晶粒, 并且随着脉冲频率增加, 平均晶粒尺寸随之减小。然而在电弧增材制造中, F. Wang 等^[11]和 A. A. Antonysamy^[12]分别研究了 5~25 Hz 及 5~50 Hz 成形的 TC4 试样, 发现改变脉冲频率对 β 柱状晶形貌并没有显著影响, 但他们没有对 50 Hz 以上的脉冲频率展开进一步的研究。另外, 成形试样的形貌和组织与热输入密切相关^[13, 14]。J. J. Lin 等^[14]通过调节脉冲电流的占空比和基值电流, 逐层降低成形时的热输入, 发现 β 晶粒和 α 晶粒的形貌随着热输入的改变出现了显著的变化。因此, 本研究拟选用 0.5~5000 Hz 的脉冲频率和不同的热输入成形单道多层试样, 研究脉冲频率和热输入对 TIG 电弧增材制造 TC4 形貌及组织的影响。

1 实 验

本试验采用基板是 TC4 钛合金薄板, 尺寸为 150 mm × 150 mm × 5 mm, 试验前先通过机械打磨去除氧化膜, 而后固定在工作台上。试验时, 焊枪产生电弧熔

收稿日期: 2017-07-18

基金项目: 军内科研 (01060203); 国家自然科学基金 (51505033)

作者简介: 马振书, 男, 1966 年生, 博士, 研究员, 军械技术研究所, 河北 石家庄 050000, 电话: 0311-87974128, E-mail: mazs@vip.163.com

化同步送进的钛合金丝材(直径 1.2 mm), 并根据控制系统的指令沿着预定的轨迹运动, 从而在基板上逐层熔敷制造金属实体零件。本试验主要研究热输入和脉冲频率对电弧增材制造 TC4 合金形貌和组织的影响, 故设置了高热输入和低热输入 2 组试验, 选用 0.5~5000 Hz 的脉冲频率。送丝速度(WFS)、焊枪移动速度(TS)等工艺参数保持一致(具体参数见表 1)。整个成形过程在充满氩气的密封仓内进行。

单道多层试样沉积成形后, 通过线切割获取中部位位置平行于沉积方向和垂直于沉积方向的试样。试样镶嵌后先进行简单的机械抛光, 然后进行电解抛光(抛光液: HClO_4 60 mL、 CH_3OH 390 mL、 $\text{C}_2\text{H}_6\text{O}_2$ 350 mL)和化学腐蚀(腐蚀液: HF 2 mL、 HNO_3 6 mL、 H_2O 90 mL)。腐蚀后, 采用光学照相机拍摄宏观照片, 并利用 Image J 软件测量宏观尺寸和晶粒尺寸。显微组织则利用 Leica DM4000M optical microscope 显微镜观测。

为研究热输入和脉冲频率的作用机理, 本研究采用 ABAQUS 软件模拟了高热输入(182 kJ/m)和低热输入(72 kJ/m)成形时的温度场^[15]。三维有限元模型及网格划分如图 1 所示, 考虑到模型的对称性, 选取了其中的 1/2 进行分析, 并采用非均匀网格以提高计算效率。其中, 2 种热输入条件下的熔道的宽度和高度由试验测得, 热源移动速度、层间冷却时间等参数与试验保持一致。仿真采用了双椭球热源模型, 由 Dflux 子程序实现, 结合生死单元技术模拟逐层堆积的成形过程。此外, 根据试验环境, 通过修正基板和熔覆层的对流、辐射系数使模拟时基板的温度变化与试验中电热偶所测的温度变化吻合, 以保证仿真结果的可靠性。

2 结果与讨论

2.1 宏观形貌

单道多层试样逐层堆积过程中, 由于热量累积, 散热条件变化, 试样的截面呈现出严重的表面波动。测量试样的宽度时, 通常将试样的截面分为 3 个区域, 如图 2a 所示。其中区域 A 是能有效利用的部分, 区域 B 和 C 需要通过切削去除, 截面的最大宽度称为总宽度(TW), 区域 A 的宽度称为有效宽度(EW), TW 和 EW 的平均值为平均宽度(AW), 前 4 层由于基板的快速散热导致宽度变化较大, 通常不计算在内^[16]。图 2b 展示了不同脉冲频率和热输入条件下成形的单道多层试样的平均宽度。

图 3 是对应的宏观截面图, 高热输入成形时部分试样出现了弯曲和倾斜的现象, 在测量宽度时进行了适当的调整。例如, 图 3h 和 3l 的试样出现了倾斜, 因此, 在测量时旋转了一定的角度; 而图 3j 出现了弯曲, 导致 TW 增加, EW 减小, 但就 AW 而言, 没有很大的改变。从图 2b 中可以看出, 随着脉冲频率升高, 试样的 AW 先是快速下降, 随后略有增加, 高热输入试样的 AW 要明显大于低热输入试样的 AW。试样的宽度主要由熔池的尺寸决定, 脉冲电弧增材制造的熔池演变过程可用图 4 表示。在基值电流阶段, 电弧主要起维弧的作用, 能够缓慢熔化同步送进的金属丝。熔化的金属受到表面张力的作用, 会粘附在金属丝上(如图 4a)。随着电流由基值转变为峰值, 热输入和电弧压力升高, 持续的高热输入使金属丝快速熔化, 熔滴温度升高, 表面张力系数下降^[17], 当熔滴所受的重力和电弧压力超过其所受的表面张力时, 实现熔滴过渡并形成熔池(如图 4b)。后续输入的热量会使熔池进一步扩张, 导致宽度增加, 高度下降(如图 4c)。

表 1 电弧增材制造试验参数

Table 1 Deposition parameters of arc additive manufacturing

Peak current/A		Base current ratio/%	Peak time ratio/%	$v_{\text{WFS}}/\text{cm}\cdot\text{min}^{-1}$	$v_{\text{TS}}/\text{mm}\cdot\text{min}^{-1}$	Pulse frequency/Hz	Gas flow rate/ $\text{L}\cdot\text{min}^{-1}$
Low heat input	High heat input						
150	80	10	30	120	200	0.5~5000	20

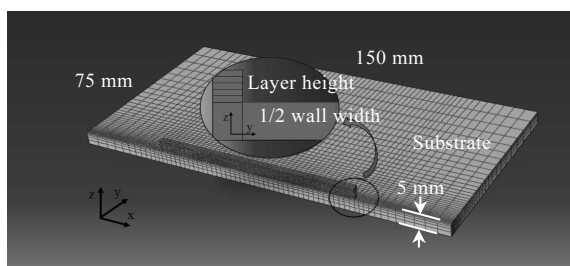


图 1 三维有限元模型和网格划分

Fig.1 3-D thermal model and finite element mesh

结合试验观察可知, 熔池的扩张程度主要与平均热输入及峰值阶段输入的热量相关。脉冲频率一定时, 提高平均热输入, 熔池的温度升高, 液态金属流动增强, 表面张力降低, 导致扩张更明显, 宏观上表现为高热输入成形的试样宽度明显大于低热输入成形的试样^[18]。而当平均热输入固定时, 熔池的扩张程度随着脉冲频率增加先快速降低, 随后趋于稳定, 其原因如下: 脉冲频率较低时, 峰值时间较长, 且熔滴过渡时的体积较大(如图 4b), 熔池在峰值阶段吸收的热量

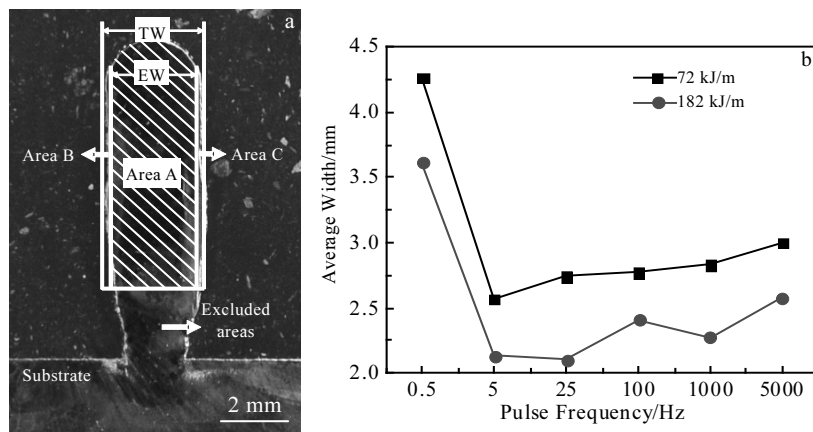


图 2 单道多层试样宽度

Fig.2 Width of multi-layer walls: (a) measuring method and (b) the variation of average wall widths (AW)

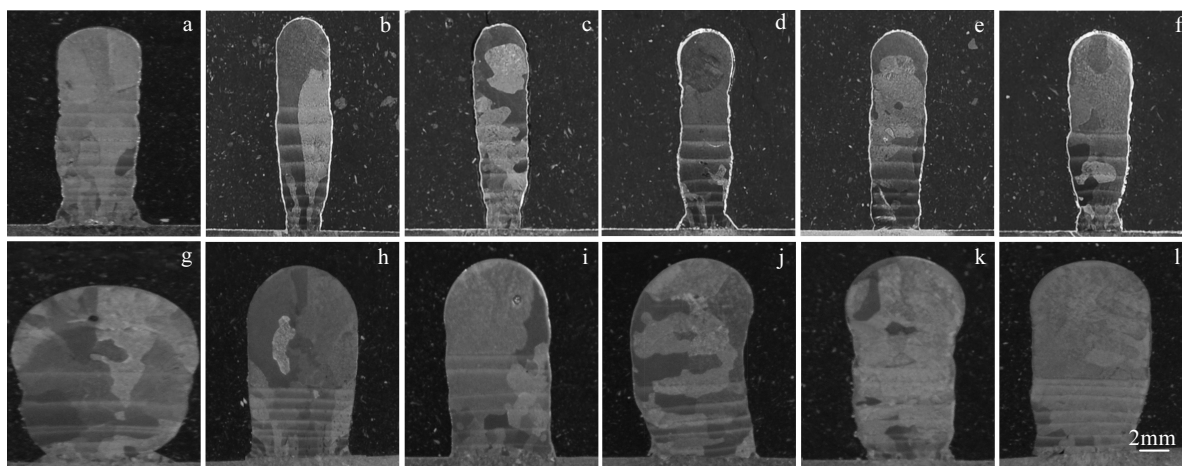


图 3 单道多层试样宏观截面图

Fig.3 Cross section images of walls deposited with the heat input of 72 kJ/m (a~f), 182 kJ/m (g~l) (the pulse frequency is corresponding to Fig.2b): (a, g) 0.5 Hz; (b, h) 5 Hz; (c, i) 25 Hz; (d, j) 100 Hz; (e, k) 1000 Hz; (f, l) 5000 Hz

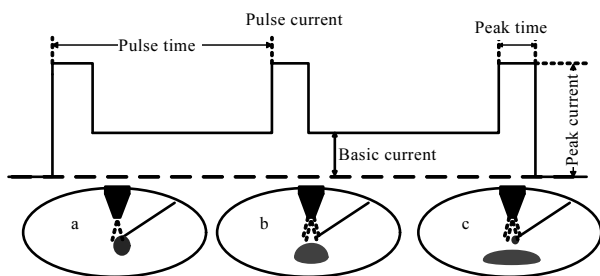


图 4 脉冲电弧增材制造熔池形成过程示意图

Fig.4 Schematic of molten pool formation in pulsed arc additive manufacturing: (a) formation of droplet, (b) droplet transition, and (c) expansion of molten pool

远高于散发的热量，因而温度较高，扩张明显；随着脉冲频率的增加，熔滴过渡的频率随之升高，峰值阶段输入的热量也相应降低，熔池宽度快速减小；脉冲频率进一步增加，峰值时间变得很短，其作用不再明显，熔池的尺寸更多的与平均热输入相关，所以不再有明显的变化。但由于脉冲频率升高会使电弧收缩，其能量密度和电弧压力会增加，虽然电流、电压、移动速度没有改变，但实际热输入有所提高，所以表现为试样的宽度略有增加。

因此，逐层堆积时，可以根据热累积情况适当地降低热输入，以减小表面波动。当热输入固定时，则可以通过调节脉冲频率获得所需的熔道宽度。

2.2 显微组织

图 5 是不同热输入和脉冲频率成形的单道多层试

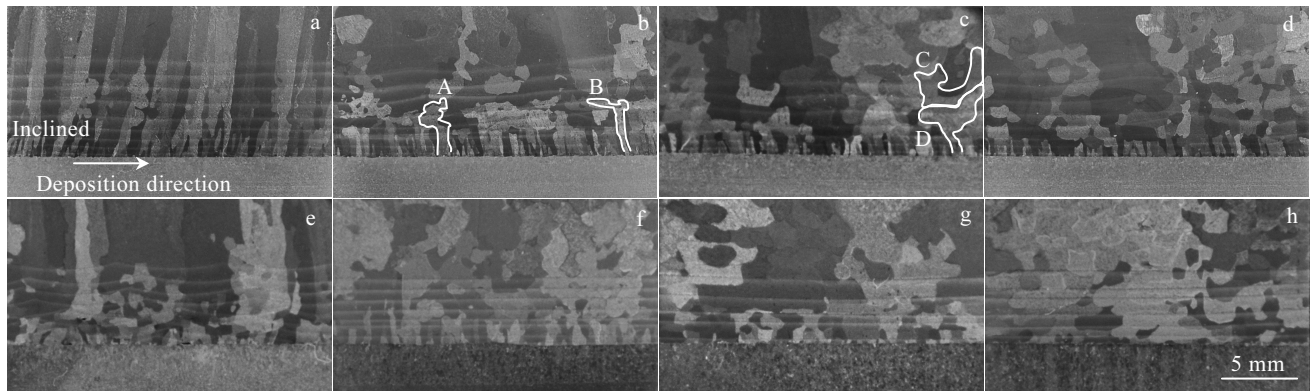
图5 成形试样的 β 晶粒形貌

Fig.5 β grain morphologies of walls deposited with different parameters: (a) 72 kJ/m, 5 Hz; (b) 72 kJ/m, 25 Hz; (c) 72 kJ/m, 100 Hz; (d) 72 kJ/m, 5000 Hz; (e) 182 kJ/m, 0.5 Hz; (f) 182 kJ/m, 5 Hz; (g) 182 kJ/m, 25 Hz; (h) 182 kJ/m, 5000 Hz

样平行于沉积方向的剖面图。在低热输入条件下,脉冲频率为 5 Hz 时,从图 5a 可以看到贯穿基板到顶部的柱状晶;脉冲频率为 25 Hz 时,出现了柱状晶和等轴晶混合的形貌;当脉冲频率提高到 100 Hz 时,凝固组织为等轴晶形貌,晶粒平均尺寸约为 2 mm;当脉冲频率为 5000 Hz 时,等轴晶尺寸减小,平均直径约为 1.25 mm。在高热输入条件下,脉冲频率为 0.5 Hz 时,主要为粗大的柱状晶,但出现了少量的等轴晶;频率上升到 5 Hz 时,便出现了柱状晶和等轴晶混合的形貌;而当脉冲频率为 25 Hz 时,凝固组织为等轴晶,晶粒平均直径约为 2.22 mm;随着脉冲频率升高到 5000 Hz,晶粒细化,平均直径约为 1.33 mm。

采用增材制造成形 TC4 合金时,由于基板的快速散热作用,会导致很高的温度梯度,<100>与最大温度梯度方向平行的晶粒会优先生长,淘汰掉<100>方向与最大温度梯度方向有较大夹角的晶粒,形成粗大的柱状晶。从宏观上看,晶粒总是沿着温度梯度最大的方向生长,如图 5a 所示,柱状晶会从基板延伸到顶部,并向着热源的移动方向倾斜^[19]。

提高脉冲频率,电弧径向收缩,电弧压力增加,并随着脉冲电流周期性变化,会对熔池产生震荡作用;此外,交替变化的脉冲电流会使熔池内部感应生成脉动电磁场,引起熔池内部的自激搅拌。熔池内部的液态金属在电弧压力、电磁力等力的作用下发生复杂的流动。

从形核角度分析,提高熔池内液态金属的流动可以降低温度梯度,有利于提高形核率^[9];流动对熔池边缘产生的冲刷还可能使树枝晶破碎,将熔池边缘部分未融化的晶粒带入熔池,形成新的异质形核颗粒^[20]。如图 5c 所示,由上述因素导致新生的晶粒数量明显增加,图中晶粒 C 抑制了柱状晶 D 的外延生长,促进了等轴晶的形成。

从晶粒生长角度分析,熔池内部流动的增强会改变最大温度梯度的方向。如图 5b 中标记的晶粒 A 和 B 所示,前几层由于基板初始温度较低,凝固速度快,因此晶粒依然从基板由下向上生长,但随后由于熔池内部流动导致最大温度梯度方向发生变化,晶粒的生长方向也随之改变。图中晶粒的生长方向表明最大温度梯度方向会经常改变且没有明显的规律,这会造成晶粒外延生长的中断,有利于新生晶粒的生长。

随着脉冲频率的升高,熔池内部的流动增强。最大温度梯度改变的频率和形核率均有所提高,因此,获得等轴晶后继续提高脉冲频率能够实现晶粒细化。

柱状晶生长过程中,固液相线前沿最大局域过冷度高于形核过冷度,则可能自发形核生成等轴晶。根据 Hunt 的 columnar-to-equiaxed transition (CET)模型^[21],当等轴晶体积分数小于 0.66%时,不会对柱状晶生长产生显著影响;当体积分数大于 49%时,凝固组织呈现为等轴晶;介于两者之间则为混合形貌。在 TC4 合金快速成形中,可以采用 CET 曲线图(如图 6)判断等轴晶的体积分数,从而预测凝固组织的形貌^[22, 23]。从图中可以看出,降低温度梯度或增加凝固速度,等轴晶体积分数会增加,有利于实现柱状晶向等轴晶转变。提高热输入会导致热累积加剧,使温度梯度降低,与此同时,冷却速度也会随之降低,但根据公式(2)无法判断凝固速度的变化。为此,采用有限元模拟成形时的温度场,并结合晶粒形貌预测图(图 6)分析了热输入大小对晶粒形貌的影响。模拟结果如图 7 所示,图 7a 是低热输入时的模型,图 7b 是高热输入时的模型,图中灰色区域表示熔池。选取了熔池中部截面上不同位置的 3 个点(图中红色标记的点),计算了各个点的温度梯度和凝固速度。根据傅里叶定律,温

度梯度 G 为:

$$G = \frac{|\dot{q}|}{k}$$

(1)

式中, $|\dot{q}|$ 为热流量, k 为金属在液相线温度时的导热系数。凝固速度 R 为:

$$R = \frac{1}{G} \frac{\partial T}{\partial t}$$

(2)

式中, $\frac{\partial T}{\partial t}$ 表示从液相到固相的冷却速度。

$$\frac{\partial T}{\partial t} = \left| \frac{T_s - T_L}{t_s - t_l} \right|$$

(3)

式中, T_s 和 T_L 是固相线温度和液相线温度, t_s 和 t_l 是对应的时间。

各点的凝固速度和温度梯度如表 2 所示。可以看出, 随着热输入增加, 温度梯度降低, 而凝固速度增大。将表 2 中的数据代入图 6 可标记出对应位置的点。从图中可以看出, 高热输入熔池下沿的点位于柱状区和混合区的分界线偏下位置, 中部和顶部的点位于混合区, 而低热输入熔池下沿和中部的点位于柱状区, 顶部的点位于混合区。表明通过提高热输入, 有利于实现柱状晶向等轴晶转变。对应图 5e 可以看到, 脉冲频率为 0.5 Hz 时, 凝固组织虽然以柱状晶为主, 但已经出现了少量的等轴晶, 在此基础上提高脉冲频率, 结合前文的分析, 等轴晶的体积分数会进一步增加。因此, 在高热输入条件下, 脉冲频率为 25 Hz 时便获得了等轴组织。而在低热输入条件下较难发生 CET 转变, 脉冲频率提高到 100 Hz 时才获得等轴组织。

图 8 是不同热输入及脉冲频率成形试样的显微组织, 其中主要包含针状正交的 α' 马氏体和块状的 α_m 组织。 α 相形貌主要与相变时的冷却速度相关。当冷却速度高于 410 °C/s 时, 主要发生非扩散性相变, 形成针状的 α' 马氏体; 当冷却速度低于 20 °C/s 时, 以扩散性相变为主, 形成网篮状的魏氏组织; 冷却速度介于 20~410 °C/s 时, 则会形成块状的 α_m 组织^[24]。并且, 提高冷却速度能细化 α 相^[25]。

表 2 熔池中不同点凝固速度和温度梯度

Table 2 Thermal gradient and solidification velocity of different points in the molten pool

Point number	Thermal gradient, $G/\text{cm}\cdot\text{s}^{-1}$	Solidification velocity, $R/\text{K}\cdot\text{cm}^{-1}$
A	1369.8	0.1184
B	2215.0	0.0903
C	3078.2	0.0877
D	846.8	0.1289
E	1449.4	0.1080
F	2015.2	0.0916

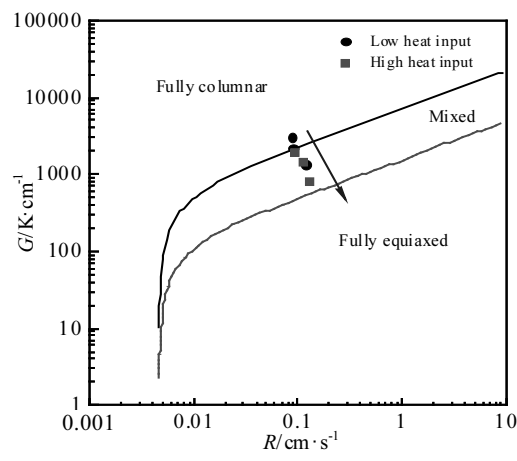


图 6 不同热输入成形的 TC4 合金晶粒形貌预测

Fig.6 Predicted Ti-6Al-4V alloy grain morphology with different heat inputs

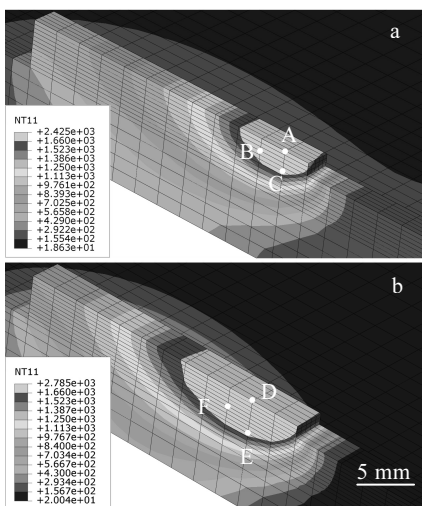


图 7 单道多层试样温度场分布图

Fig.7 Temperature field of multilayer walls with different heat inputs: (a) 72 kJ/m and (b) 182 kJ/m

对比同一热输入不同脉冲频率的金相照片, 可以看到 α 相形貌没有发生明显的变化。在传统电弧焊接中, 提高脉冲频率能够降低温度梯度, 从而减小冷却速度, 使 α 相宽度略微增加。而在电弧增材制造中, 逐层堆积的过程会使散热条件变差。当脉冲频率较低时, 熔池温度梯度高, 向固相传热速率快, 固相的温度快速升高, 反过来会使冷却速度下降, 削弱脉冲频率对冷却速度的影响。这可能是本试验中脉冲频率没有对 α 相产生显著影响的一个原因。对比相同脉冲频率不同热输入成形试样的照片可以发现, 随着热输入增加, α 相变得粗大。这也是由于热输入增加, 热累积效应加剧, 导致冷却速度降低, 使 α 相变得粗大。

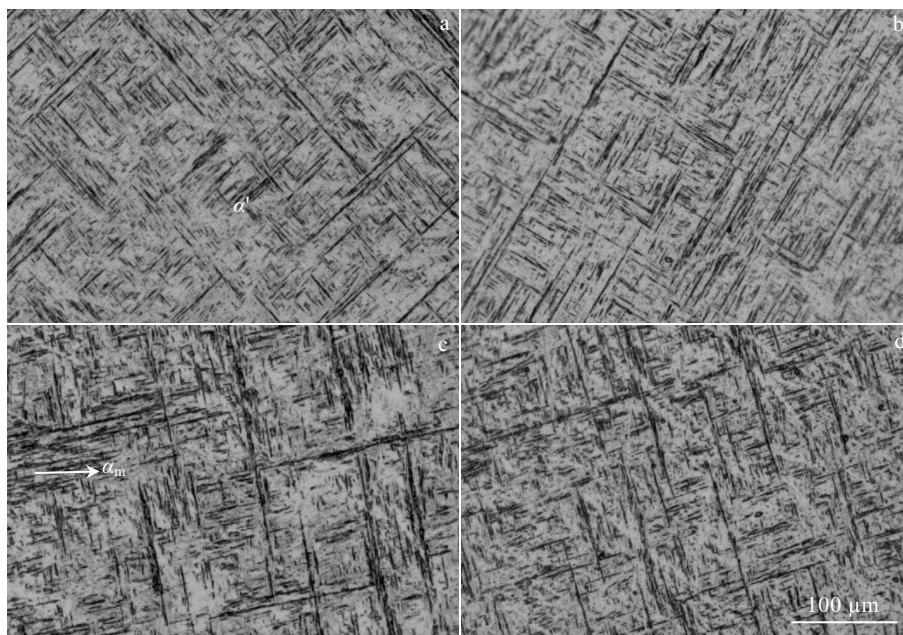


图8 成形试样的显微组织

Fig.8 Microstructures of walls deposited with different parameters: (a) 72 kJ/m, 5 Hz; (b) 72 kJ/m, 5000 Hz; (c) 182 kJ/m, 5 Hz; (d) 182 kJ/m, 5000 Hz

3 结 论

1) 脉冲电弧增材制造中, 单道多层试样的宽度主要与平均热输入及峰值阶段输入的热量相关。提高平均热输入, 试样的宽度增加; 提高脉冲频率, 试样宽度先快速减小, 随后略有增大。

2) 提高脉冲频率能够增加电弧压力和电磁力, 促进熔池内液态金属的流动, 使树枝晶破碎并且能够降低温度梯度。因此, 随着脉冲频率提高, β 柱状晶转变为等轴晶, 晶粒得到细化。增加热输入同样能够降低温度梯度, 有利于形成等轴晶。

3) α 相的形貌主要与相变时的冷却速度相关。减少热输入能够增加冷却速度, 细化 α 相; 但脉冲频率对 α 相的形貌没有显著的影响。

参考文献 References

- [1] Yang Yingli(杨英丽), Luo Yuanyuan(罗媛媛), Zhao Hengzhang(赵恒章) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2011, 40(S2): 538
- [2] Wang F, Williams S, Colegrove P *et al. Int J Adv Manuf Tech*[J], 2013, 44(2): 968
- [3] Brandl E, Baufeld B, Leyens C *et al. J Polym Sci Pol Phys*[J], 2010, 48(5): 595
- [4] Suo Hongbo(锁红波), Chen Zheyuan(陈哲源), Liu Jianrong

(刘建荣) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2014, 43(4): 780

- [5] Li Huaixue(李怀学), Huang Baiying(黄柏颖), Sun Fan(孙帆). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2013, 42(S2): 209
- [6] Carroll B E, Palmer T A, Beese A M. *Acta Mater*[J], 2015, 87: 309
- [7] Bermingham M J, Kent D, Zhan H *et al. Acta Mater*[J], 2015, 91: 289
- [8] Martina F, Colegrove P A, Williams S W *et al. Metall Mater Trans A*[J], 2015, 46(12): 6103
- [9] Babu N K, Raman S G S, Mythili R *et al. Mater Charact*[J], 2007, 58(7): 581
- [10] Mehdi B, Badji R, Ji V *et al. J Mater Process Tech*[J], 2016, 231: 441
- [11] Wang F, Williams S, Rush M. *Int J Adv Manuf Tech*[J], 2011, 57(5-8): 597
- [12] Antonysamy A A. *Microstructure, Texture and Mechanical Property Evolution during Additive Manufacturing of Ti6Al4V Alloy for Aerospace Applications*[D]. Manchester: University of Manchester, 2012
- [13] Cong Baoqiang(丛保强), Ding Jialuo(丁佳洛). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2014, 43(12): 3149

- [14] Lin J J, Lv Y H, Liu Y X *et al. Mater Design*[J], 2016, 102: 30
- [15] Ding J. *Thermo-mechanical Analysis of Wire and Arc Additive Manufacturing Process*[D]. Cranfield: Cranfield University, 2012
- [16] Martina F, Mehnen J, Williams S W *et al. J Mater Process Tech*[J], 2012, 212(6): 1377
- [17] Zhou K, Wang H P, Chang J *et al. Chem Phys Lett*[J], 2015, 639:105
- [18] Katou M, Oh J, Miyamoto Y *et al. Mater Design*[J], 2007, 28(7): 2093
- [19] Wang F, Williams S, Colegrove P *et al. Metall Mater Trans A*[J], 2012, 44(2): 968
- [20] Cong Baoqiang(从保强), Qi Bojin(齐铂金), Li Wei(李 伟) *et al. Transactions of the China Welding Institution*(焊接学报)[J], 2010, 31(9): 37
- [21] Hunt J D. *Mater Sci Eng*[J], 1984, 65(1): 75
- [22] Kelly S M, Kampe S L. *Metall Mater Trans A*[J], 2004, 35(6): 1861
- [23] Al-bermani S S, Blackmore M L, Zhang W *et al. Metall Mater Trans A*[J], 2010, 41(13): 3422
- [24] Ahmed T, Rack H J. *Mat Sci Eng A*[J], 1998, 243(1): 206
- [25] Tjering L G. *Mat Sci Eng A*[J], 1998, 243(1-2): 32

Influence of Pulse Frequency and Heat Input on Macrostructure and Microstructure of TC4 Titanium Alloy by Arc Additive Manufacturing

Ma Zhenshu^{1,2}, Chen Guangsen^{1,2}, Wu Qianru³, Liu Changmeng³, Zhang Yunfeng²

(1. Ordnance Technology Institute, Shijiazhuang 050000, China)

(2. Ordnance Engineering College, Shijiazhuang 050003, China)

(3. Beijing Institute of Technology, Beijing 100081, China)

Abstract: The anisotropy caused by columnar β grains are main challenges in arc additive manufacturing of Ti-6Al-4V alloy. In order to handle these issues, multilayer walls were deposited with different pulse frequencies and heat inputs. Combined with finite element analysis, the influence of pulse frequency and heat input on macrostructure and microstructure of deposited Ti-6Al-4V alloy were investigated. The results indicate that with the increase of pulse frequency, the widths of deposited walls decrease rapidly at first, and then increase slightly; The columnar β grains transform from columnar into equiaxed β grains and are refined, but α phases have no obvious variation. Increasing heat input is beneficial to obtaining equiaxed β grains, but the wall width increases and α phases become coarser. The width of the specimen is determined by the dimension of the molten pool, which is influenced by the average heat input and the input heat in peak time period. Improving pulse frequency can break the dendrites and reduce the temperature gradient, which is conducive to increasing the nucleation rate. Besides, higher heat input can reduce the temperature gradient as well. Therefore, equiaxed β grains are formed with the increase of pulse frequency and heat input. The morphology of α phases is mainly associated with the cooling rate. Reducing heat input can increase cooling rate and refine α phases.

Key words: additive manufacturing; pulse frequency; heat input; Ti-6Al-4V; grain refinement

Corresponding author: Chen Guangsen, Master, Ordnance Technology Institute, Shijiazhuang 050000, P. R. China, Tel: 0086-311-87974128, E-mail: guangsen_chen@126.com