

薄板 TC4 钛合金脉冲电子束焊接技术研究

范霖康^{1,2}, 齐铂金³, 李晓鹏¹, 许海鹰⁴, 杨东青¹, 彭 勇¹, 王克鸿¹

(1. 南京理工大学, 江苏 南京 210094)

(2. 昆山华恒焊接股份有限公司, 江苏 昆山 215300)

(3. 北京航空航天大学, 北京 100191)

(4. 中国航空制造工程研究院, 北京 100024)

摘 要: 采用常规直流电子束和不同频率脉冲电子束对 1.2 mm 薄板 TC4 钛合金进行了焊接工艺试验, 并对接头进行了微观组织与力学性能检测。结果表明: 脉冲电子束焊接能够形成无熔合缺陷的焊缝, 随着频率的增加, 焊缝咬边和背面余高减小, 表面成形得到改善; 由于焊接热循环变化, 脉冲束流可加快熔池冷却速度, 细化组织晶粒; 直流和脉冲电子束焊接接头拉伸时均断裂在母材区, 拉伸强度不低于母材; 高频脉冲电子束可提升焊接接头塑性和焊缝区、热影响区的显微硬度, 频率为 10 kHz 时, 焊接接头的断后伸长率可达 14.9%, 约为母材的 80%, 焊缝区和热影响区的显微硬度 (HV_{0.2}) 分别为 3750 和 3680 MPa。

关键词: 脉冲束流; 电子束焊接; TC4 钛合金; 微观组织; 力学性能

中图法分类号: TG456.3

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2019)12-4026-09

钛合金因具有比强度高、耐腐蚀性强、高温性能好等优点, 自 20 世纪 50 年代开始作为一种重要的结构材料在各领域中应用^[1,2]。TC4 钛合金作为 $\alpha+\beta$ 型双相钛合金的典型代表, 含有 6% 的 α 稳定元素 Al 和 4% 的 β 稳定元素 V, 在航空工业中常用于制造发动机的压气机盘和叶片, 以及飞机结构中的梁、接头和隔框等重要承力构件^[3,4]。焊接是钛合金结构件制造过程中不可避免的加工手段, 由于钛合金化学性能活泼, 容易氧化, 弧焊、激光焊等在保护气下进行焊接的方法具有一定局限性, 而电子束焊接因具有能量密度高、变形小、在真空条件下焊缝纯净等优点已成为钛合金首选的焊接方法^[5,6]。

芦伟等^[7,8]对 TC4 钛合金电子束焊接接头的拉伸性能和断裂机制进行了研究, 发现拉伸断裂位置在离焊缝边缘较远的母材上, 母材成为接头的薄弱环节, 这与电子束焊接过程中冷却速度快、在焊缝区形成了粗大 β 柱状晶及针状马氏体有关。Zhang 等^[9]对大厚度 TC4 钛合金板材电子束焊接接头的显微组织、相组成和冷隔缺陷进行了研究, 对冷隔的形成原因进行了分析, 并提出了相关预防措施。Kar 等^[10]研究了电子束扫描对 TC4 钛合金焊接接头气孔产生和疲劳性能的影响, 结果表明电子束扫描能够降低焊接气孔率, 提升接头疲劳性能。Rao 等^[11]采用多道焊接方式对 TC4 钛合金进行了电子束焊接, 并结合微观组织分析了对焊接接头断裂韧性的影响。Liu^[12]等评价了 TC4 薄板电子束焊缝组织不均匀性对拉伸性能和低周疲劳性能的影响, 发现接头的拉伸延性和低周疲劳强度均低于母材。

根据电子束的调制形式, 电子束焊接可分为直流电子束焊接和脉冲电子束焊接, 虽然很多学者已对不同厚度 TC4 钛合金板材的电子束焊接接头的组织和性能进行了研究, 但采用的电子束焊接多为直流电子束焊接。脉冲电子束焊接是在常规直流电子束焊接的基础上发展而来, 指将电子束流调制成脉冲方波形式进行焊接的一种新型电子束焊接技术^[13]。相关研究表明^[14], 在同样输出功率下, 脉冲电子束可使焊缝深度增加 50%, 使焊缝深宽比能够达到 50:1。此外, Nair 等^[15,16]发现脉冲电子束流在焊接铝合金时可加快熔池冷却速度, 加快焊接热循环, 有效抑制枝状晶长大, 细化组织晶粒。

综上所述, 由于脉冲效应对焊接热循环的改善, 脉冲电子束焊接将有可能进一步提升 TC4 钛合金的焊接质量。本研究采用自主研发的脉冲电子束焊机对薄板 TC4 钛合金进行了不同频率的脉冲电子束焊接, 并

收稿日期: 2019-04-09

基金项目: 国家自然科学基金 (51805265, 51805266); 江苏省自然科学基金 (BK20180472)

作者简介: 范霖康, 男, 1988 年生, 博士, 讲师, 南京理工大学材料科学与工程学院, 江苏 南京 210094, 电话: 025-84315776, E-mail: fanjk@njjust.edu.cn

对接头成形质量、微观组织和力学性能进行了分析,深入探讨了脉冲电子束对 TC4 钛合金焊接质量的影响规律。

1 实验

试验采用 1.2 mm 厚的 TC4 钛合金材料, 单侧板尺寸为 100 mm×200 mm, 焊接方式采用对接。焊前经砂纸打磨、丙酮擦拭后, 使用 3% HF + 35% HNO₃ 溶液酸洗去除氧化膜。

试验所采用的脉冲电子束焊机是北京航空航天大学自主研发的高频脉冲电子束焊接电源配套北京航空制造工程研究所 ZD150-15 高压真空电子束焊机组合而成, 能够实现 0~20 kHz 脉冲电子束焊接, 脉冲束流波形良好, 其中 1 kHz 频率的脉冲波形如图 1 所示^[17]。

分别采用直流电子束和不同频率的脉冲电子束对试件进行焊接,焊接过程中加速电压(60 kV)、焊接速度(10 mm/s)、聚焦电流(472 mA)、占空比(50%)等参数保持不变,脉冲频率及束流基值、峰值束流如表1所示。由于采用的脉冲电子束焊接频率变化范围大,定义频率 ≤ 1 kHz时为低频脉冲电子束焊接,频率 ≥ 5 kHz时为高频脉冲电子束焊接。

对焊接完成的工件进行 X 射线无损检测，查看是否有气孔、夹渣等缺陷。根据国家标准 GB/T 13298-91

《金属显微组织检验方法》，用线切割切取金相试样并镶嵌、磨制和抛光，然后用体积比为 $\text{HF}:\text{HNO}_3:\text{H}_2\text{O} = 3:10:100$ 的浸蚀剂对金相试样进行腐蚀，使用光学显微镜对金相组织进行观察，并测试焊缝硬度。根据 GB/T 228-2002《金属材料室温拉伸试验方法》和 GB/T 2651-2008《焊接接头拉伸试验方法》制备拉伸试样，试样尺寸如图 2 所示，采用 DWD-50E 电子万能试验机进行接头拉伸试验，拉伸速度为 3 mm/min ，每个参数制备 3 个拉伸试样，拉伸数据通过求平均值获得。

2 结果与分析

2.1 焊缝成形质量

对所有焊接接头进行了 X 射线无损检测, 发现无论是直流电子束焊接还是脉冲电子束焊接, 焊接接头内均没有出现气孔、夹渣等明显焊接缺陷。对焊接接头表面成形进行观察, 其中试样 1 (直流)、试样 2 (低频 100 Hz)、试样 5 (高频 10 kHz) 的焊缝正、背面成形如图 3 所示。

由图 3 可知,在直流电子束焊接条件下,焊缝正面和背面成形都比较粗糙,出现凸凹不平的现象,正面有轻微咬边,背面焊缝向下凸起形成余高;在脉冲频率为 100 Hz 时,焊缝正面咬边现象严重,背面成形不连续;在脉冲频率为 10 kHz 时,焊缝的正、背面成形均比较光滑,焊缝正面咬边和背面余高均有减小的趋势,但是焊缝背面熔宽会有所增加。

为了定量的分析焊缝的表面成形质量,如图4所示,分别定义焊缝正面熔宽为 W_f ,背面熔宽为 W_b ,咬边深度为 H_e ,焊缝余高为 H_f 。

通过对焊缝横截面的微观显微图像进行测试得到焊缝表面成形参数如表 2 所示。

由表 2 可知, 当频率 ≤ 1 kHz 时, 脉冲电子束焊缝正面熔宽与直流电子束相比有所减小, 在频率为 1 kHz 时尤为明显; 当频率为 1 kHz 时, 焊缝背面熔宽最小, 约为直流参数的 77.7%, 随着频率的增大, 当频率在 ≥ 5 kHz 时, 背面熔宽与直流相比明显变大,

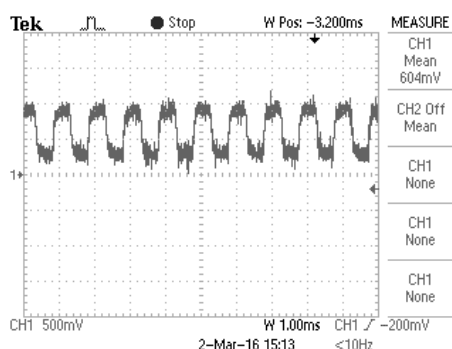


图 1 脉冲束流波形 (频率 1 kHz)

Fig.1 Waveform of 1 kHz pulsed beam current^[17]

表 1 电子束焊接工艺参数

Table 1 Electron beam welding parameters

Sample No.	Frequency, f/Hz	Base value, I_b/mA	Peak value, I_p/mA	Average value, I_a/mA
1	DC	-	-	12
2	100	6.0	18	12
3	1 k	6.0	18	12
4	5 k	6.0	18	12
5	10 k	6.0	18	12
6	20 k	6.0	18	12

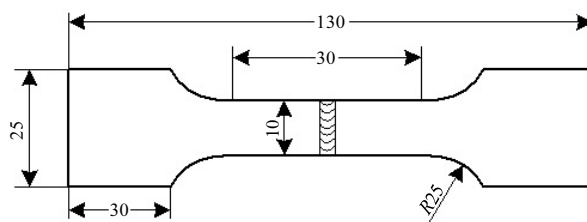


图2 焊接接头拉伸试样制备示意图

Fig.2 Schematic of tensile specimen preparation

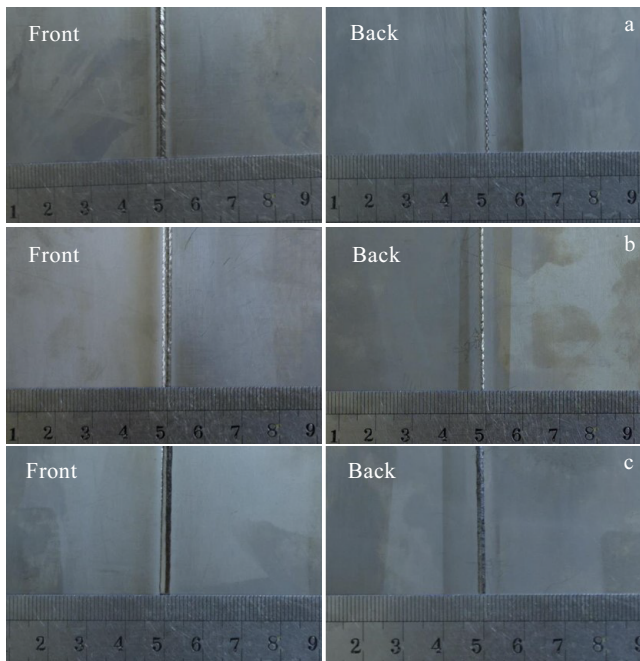


图 3 不同试样焊缝表面成形质量

Fig.3 Surface appearance of weld for sample 1 (a), sample 2 (b), and sample 5 (c)

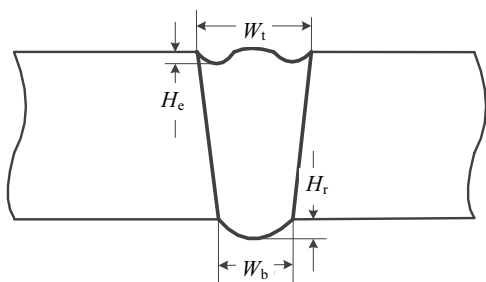


图 4 焊缝成形参数示意图

Fig.4 Schematic diagram of weld appearance

表 2 焊接接头成形质量

Table 2 Forming quality of welded joint

Frequency/Hz	W_t /mm	W_b /mm	H_e /μm	H_r /μm
DC	2.65	1.30	56	161
100	2.49	1.32	81	152
1 k	2.41	1.01	150	192
5 k	2.52	1.63	32	32
10 k	2.69	1.61	25	23
20 k	2.55	1.67	36	25

最大增加了 28.5%；在 100 Hz 和 1 kHz 条件下，脉冲电子束焊缝正面咬边与直流电子束相比更加严重，随

着焊接频率的升高，当频率 ≥ 5 kHz，咬边缺陷得到改善；在频率 ≤ 1 kHz 时，焊缝背面余高较大，在 1 kHz 时背面余高高度达到了 192 μm ，而在频率 ≥ 5 kHz 条件下时，背面余高基本消失，在 10 kHz 时仅为 23 μm 。

焊缝形貌及不规则参数主要是由焊接时熔池的流动状态决定。当熔池受力不平衡时，熔池流动不稳定，焊接飞溅增加，焊缝的不规则性增加；当熔池受力平衡时，焊缝熔池稳定，焊缝表面平整，焊缝不规则性减小。

脉冲电子束焊接过程中，脉冲电子束主要对峰值温度和金属蒸气有影响。平均输入功率条件下，直流和脉冲电子束作用下材料的温度和蒸发率变化如图 5 所示^[13]。由于束流峰值的作用，脉冲束流轰击工件的峰值温度要比平均温度高出许多，而平均温度等于或略高于直流电子束轰击工件的温度。根据金属蒸发率与温度的关系可知，若金属温度升高 1 倍，会使金属材料的蒸发率增加几倍或几十倍，因此通常把温度看作是促进金属材料蒸发率的主要因素。在同样的平均输入功率下，脉冲电子束作用时有更多的材料被蒸发，使金属的气化效率得到增加，金属蒸气的反作用压力也随着增加。

下面将从电子束焊接时熔池的受力状态解释脉冲电子束对焊缝表面成形质量的影响机制。如图 6 所示，在熔透型焊缝中，匙孔壁的受力主要包括电子束压力 F_e 、金属蒸气压力 F_v 、表面张力引起的附加压力 F_s 、静压力 F_h 、气液面摩擦力 F_f 和重力 F_g 等，其中电子束压力、重力和金属蒸气压力使液态金属下凹，熔化金属表面张力 F_s 和液态金属的静压力 F_h 试图拉平液体表面^[18]。

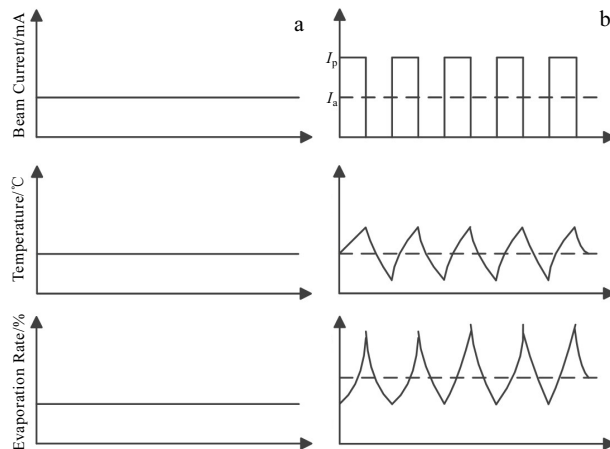


图 5 脉冲束流对温度和金属蒸发率的影响

Fig.5 Effect of pulsed beam current on temperature and metal evaporation rate: (a) direct current and (b) pulsed current^[13]

根据力的平衡条件, 当匙孔保持动态平衡时, 气液面法向方向上的受力需满足式(1)的力学平衡方程。

$$F_v + (F_e + F_g) \cos \alpha = F_s + F_h \quad (1)$$

因电子质量很小, 电子束压力 F_e 可以忽略不计。由熔化的金属引起的流体静力学压力公式(2)可知, F_h 只与熔池深度和作用面积有关, 与电子束的加载状态无关。

$$F_h = \rho ghS \quad (2)$$

式中, ρ 为熔化金属密度, h 为液体所在位置深度, g 为重力加速度, S 为静压力的作用面积。

附加压力 F_s 是由气、液两相界面形成的表面张力引起的, 总是指向液面的曲率中心。根据拉普拉斯附加压力计算公式(3)可知, 附加压力是由表面张力系数 γ 和弯曲液面的曲率半径 r 决定。表面张力系数 γ 与相邻气、液体的性质有关, 因此可以认为 F_s 与脉冲的加载状态无关。

$$F_s = \frac{2\gamma}{r} \quad (3)$$

把匙孔内的金属蒸气看作理想气体, 可由描述两相平衡的 Clausius-Clapeyron 公式(4)推导出任意温度条件下的蒸气压。

$$\frac{d(\ln P)}{d(\frac{1}{T})} = \frac{-H(v)}{RZ(v)} \quad (4)$$

式中, P 为蒸气压, $H(v)$ 为蒸发潜热, $Z(v)$ 为饱和蒸气压缩因子与液体压缩因子之差, R 为与蒸气性质有关的常数。

公式(4)中 $H(v)$ 、 R 、 $Z(v)$ 与温度 T 无关, 对式(4)进行积分, 并令积分常数为 A , 得到如式(5)所示的 Clapeyron 方程。

$$\ln P = A - B/T \quad (5)$$

式中, $B = H(v)/(RZ(v))$ 。

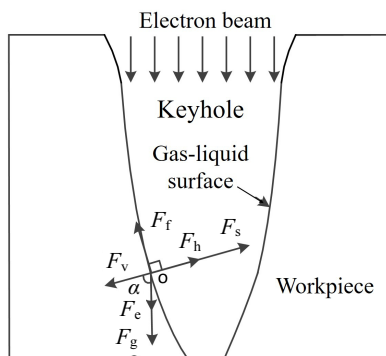


图 6 匙孔受力状态

Fig.6 Force state of keyhole

由式(5)可知, 金属的蒸气压跟熔池温度相关, 蒸汽压力 F_v 随温度的增加而增加。

由以上分析可知, 在直流电子束焊接时, 输入功率恒定, 匙孔运动过程中各作用力基本保持不变, 能够保持“匙孔”和熔池的动态平衡。焊接过程中, 当“匙孔”相对工件移动时, “匙孔”周围熔化的液态金属会由“匙孔”前壁向“匙孔”后壁回流, 回流速度和状态也会对焊缝形貌产生影响。直流电子束焊接时, 液态金属流动速度较慢, 使焊缝凝固过程不连续, 从而导致焊缝正面和背面成形都比较粗糙。在脉冲电子束焊接时, 脉冲峰值作用时间内金属蒸气温度升高, 脉冲基值作用时间内金属蒸气温度降低。若脉冲频率较低时, 焊接束流在基值和峰值停顿时间较长, 熔池内的液态金属受力不平衡, 焊接飞溅增加, 熔池流动加剧, 使焊缝咬边现象及不规则程度增大。而在高频脉冲状态下, 束流在基值和峰值之间停顿时间较短, 由于熔池金属的惯性, 在基值与峰值切换时间内, 熔池金属和“匙孔”的变化较小, 使“匙孔”和熔池金属处于一种高度动态平衡状态。另外, 束流基值与峰值作用时, 蒸气压的高频变化会使熔池产生一定的震动效应, 从而能够在不影响“匙孔”稳定性的情况下促进周围液态金属由“匙孔”前壁向后壁流动, 使“匙孔”后壁液态金属凝固过程更加连续, 因此高频状态下的焊缝表面成形更加光滑平整, 焊缝正面咬边现象与背面余高得到改善。

2.2 微观组织分析

不同频率下焊缝横截面微观组织如图 7 所示, 焊缝区的组织发生了显著的改变, 主要由尺寸较大的晶粒组成。

在直流电子束焊接条件下, 如图 7a 所示, 焊缝区出现了因液态金属沿垂直熔池边界定向散热凝固而形成的较为粗大的柱状晶, 且晶粒按照一定角度向焊缝中心生长。当脉冲频率为 100 Hz 时, 如图 7b 所示, 焊缝区仍然由较为粗大的柱状晶组织组成, 但是柱状晶生长的方向有所改变, 柱状晶集中向焊缝表面的热源中心生长, 而不是朝焊缝中心生长。当脉冲频率为 5 kHz 时, 如图 7c 所示, 焊缝区主要由分布均匀的粗大等轴晶组成。当脉冲频率为 20 kHz 时, 如图 7d 所示, 焊缝区晶粒完全等轴化, 且晶粒尺寸与 5 kHz 相比具有明显减小的趋势。

分析以上现象可知, 脉冲电子束能够使焊缝区的晶粒生长方向及晶粒尺寸发生改变。低频条件下, 柱状晶由朝焊缝中心定向生长转变为向焊缝表面定点生长, 并且出现等轴化趋势; 而高频条件下, 焊缝晶粒主要由等轴晶构成, 且随着频率的进一步升高, 焊缝

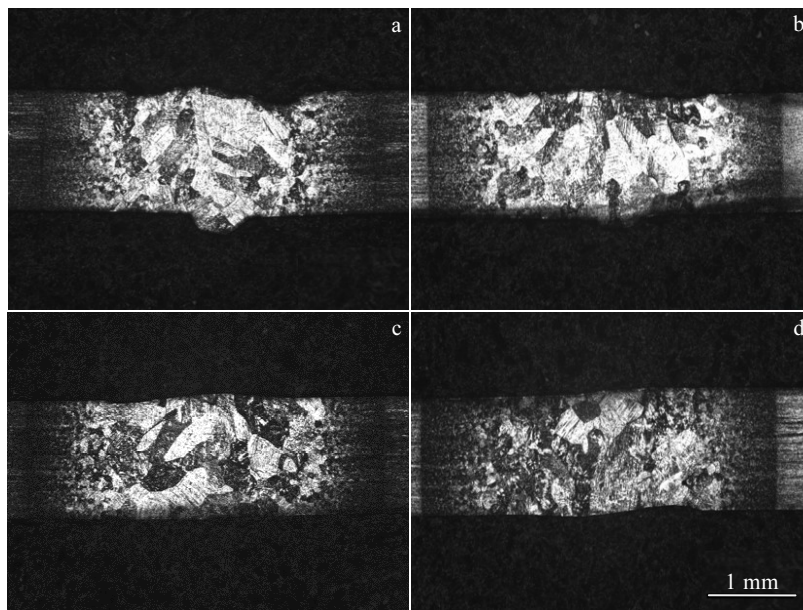


图 7 不同频率下焊缝组织

Fig.7 Microstructures of weld under DC (a) and pulsed current with different frequencies: (b) 100 Hz, (c) 5 kHz, and (d) 20 kHz

晶粒尺寸能够明显减小。由式(5)可知,在低频时,蒸气压力的变化使熔池处于一种不稳定的状态,焊缝飞溅增加,由于焊缝金属高温停留时间长,使匙孔后壁待凝固的金属在焊缝表面的热量更加集中,所以在熔池冷却时出现晶粒向温度梯度最大、散热最快的焊缝表面热源中心位置生长。而在高频条件下时,由于金属材料温度变化的连续性,熔池的温度脉冲效应不明显,使熔池受力处于一种动态平衡状态,从而加速熔池流动,使生长的柱状晶折断而形成新的晶核,因此焊缝区晶粒出现等轴化趋势,并且晶粒尺寸减小。

TC4 钛合金电子束焊接接头的焊缝区因加热温度较高,使材料局部发生熔化而形成焊接熔池,在冷却过程中,当熔池冷却到 β/α 相转变温点后发生固态相变。电子束焊接时,因冷却速度极快,焊缝区的 β 相来不及通过扩散的方式生成 α 相,只能通过切变生成马氏体 α' 相^[19]。不同参数下得到焊接接头焊缝区微观组织如图 8 所示。

在直流电子束焊接时,焊缝区的微观组织形态主要由长针状 α' 马氏体组织组成,部分以一定结构排列组成板条状 α' ,并且在晶粒中出现了网篮组织。当采用脉冲电子束焊接时,由于在基值束流作用时,熔池冷却速度更快,焊缝区的 α' 马氏体多以短针状出现,细小而均匀。 α' 马氏体首先在 β 晶界通过切变形成,相互平行的一次 α' 向晶粒内部生长,生成更为细小的二次 α' 马氏体,从而纵横交错形成网篮组织。并且随

着频率的增加,针状 α' 马氏体更加细小,交错分布程度增加,网篮组织在晶粒中的分布密度也相应增大。

图 9 为在不同焊接条件下得到的 TC4 钛合金热影响区组织,根据晶粒的大小可以将热影响区分为粗晶区(coarse grain region, CGR)和细晶区(fine grain region, FGR),粗晶区靠近焊缝区,而细晶区靠近母材。

在焊接过程中,热影响区的粗晶区温度一般低于熔化温度,但是超过了 α/β 相转变温度,在材料加热过程中使母材组织完全转化为 β 相组织,并因为显著过热而使晶粒快速长大。在冷却过程中,温度降低到 β/α 转变点时,除了一部分 β 相转化为 α 组织外,还会因冷却速度较快而产生部分 α' 组织。不同频率条件下得到的粗晶区组织如图 10 所示。在直流电子束焊接中,粗晶区主要由 α 相组织、 β 相组织和少量的针状 α' 马氏体组织组成。而在低频脉冲电子束焊接时,由于受到循环加热和冷却过程,使粗晶区处于循环的急冷极热状态,热影响区冷却速度更快,因此粗晶区 α' 马氏体数量有所增加。在高频条件下,温度热循环速度更快,热影响区在 β/α 转变温度区间发生多次转变行为,造成粗晶区 α' 马氏体数量比直流和低频条件下明显增加。

热影响区的细晶区微观组织如图 11 所示,由于加热温度较低,晶粒长大不多,因此晶粒比较细小。电子束焊接过程中,细晶区的加热温度峰值处于 TC4 钛

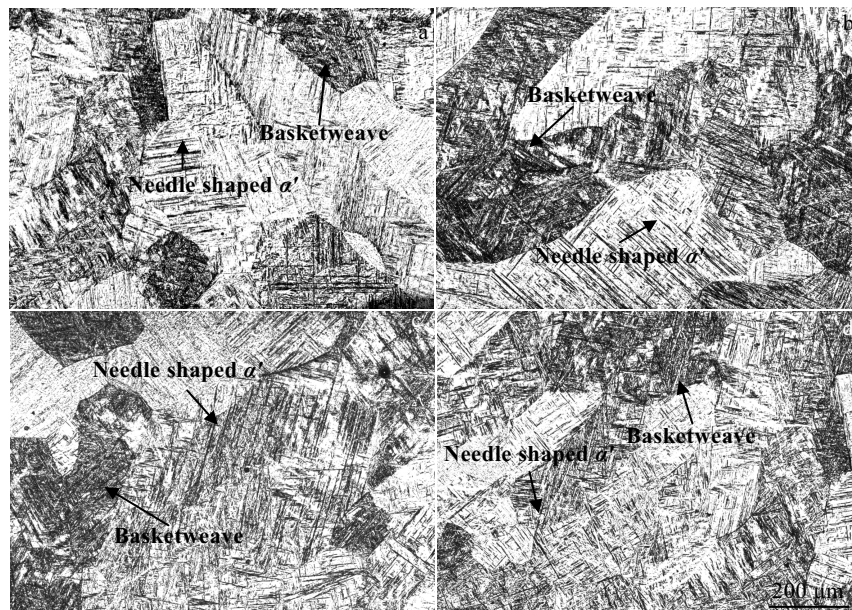


图 8 不同频率下焊缝区微观组织

Fig.8 Microstructures of weld zone under DC (a) and pulsed current with different frequencies: (b) 100 Hz, (c) 5 kHz, and (d) 20 kHz

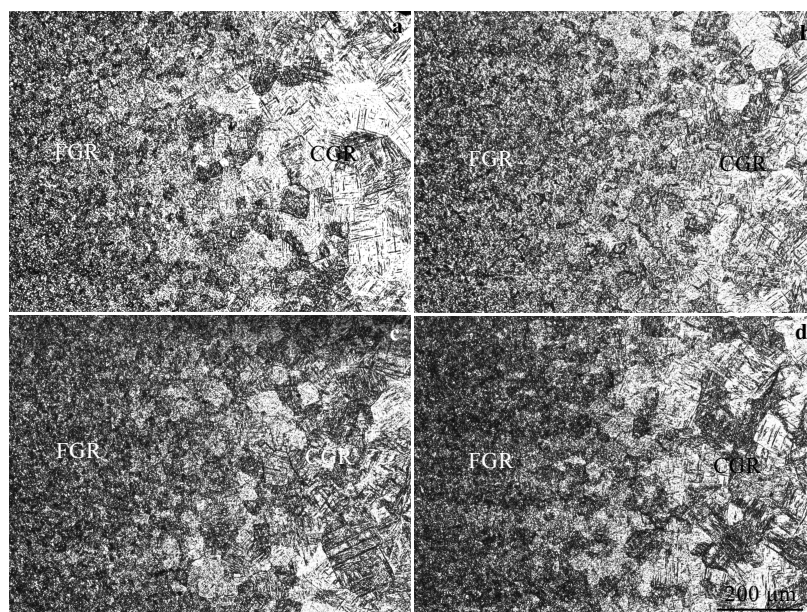


图 9 不同频率下热影响区微观组织

Fig.9 Microstructures of heat affected zone under DC (a) and pulsed current with different frequencies: (b) 100 Hz, (c) 5 kHz, and (d) 20 kHz

合金 α/β 相转变温度以上, 但是又不完全超过 β 相转变温度, 母材中的 α 相仅仅有一部分转化为 β 相, 因此在焊接完成后, 细晶区仍然存在部分原始的等轴 α 相和 β 相^[20]。在冷却过程中, 加热时生成的 β 相因固态相变转变为少量的 α' 马氏体组织。而在脉冲电子束焊接条件下, 因细晶区的位置距离焊缝区较远, 温度

的脉冲作用不明显, 因此细晶区与直流电子束焊接相比差别不大。

2.3 接头力学性能

电子束焊接接头的焊缝和热影响区较窄, 测量显微硬度时设置焊缝和热影响区的测试点间距为 0.2 mm, 母材区的测试间距为 0.4 mm, 在不同条件下,

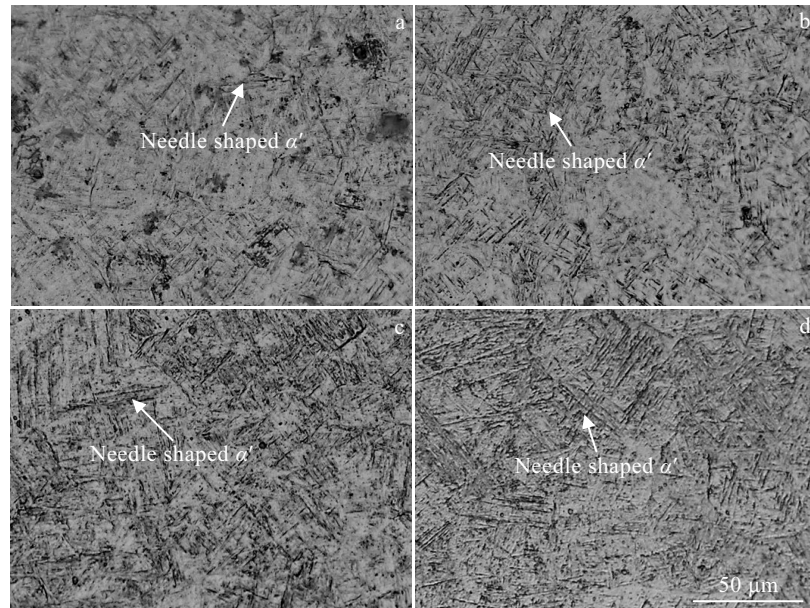


图 10 不同频率下粗晶区微观组织

Fig.10 Microstructures of the coarse grain region under DC (a) and pulsed current with different frequencies: (b) 100 Hz, (c) 5 kHz, and (d) 20 kHz

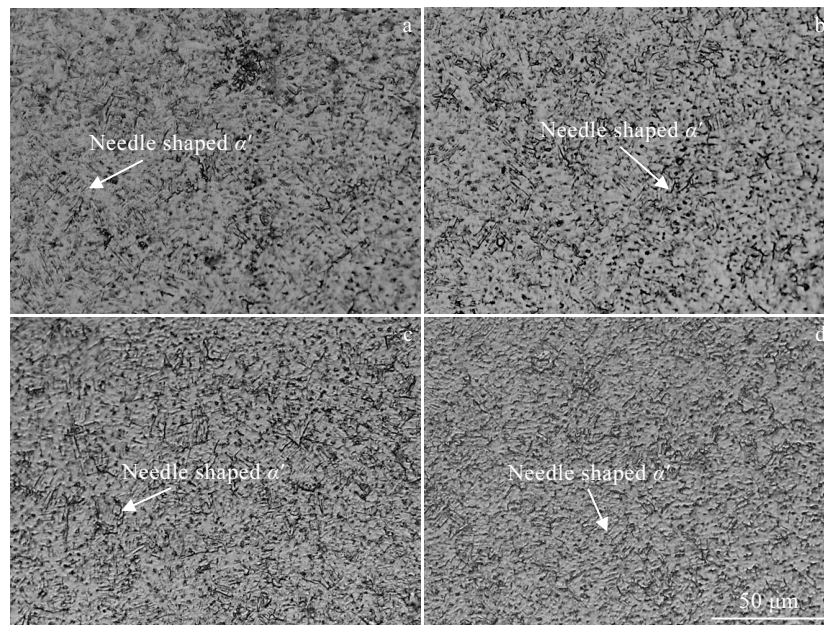


图 11 不同频率下细晶区微观组织

Fig.11 Microstructures of the fine grain region under DC (a) and pulsed current with different frequencies: (b) 100 Hz, (c) 5 kHz, and (d) 20 kHz

TC4 电子束焊接接头的显微硬度分布如图 12 所示。

由图 12 可知, TC4 钛合金母材平均显微硬度值 ($HV_{0.2}$) 为 3370 MPa 在直流电子束焊接条件下, 焊缝区和热影响区的显微硬度均值分别为 3530 和 3490

MPa, 均高于母材区, 最大显微硬度位于热影响区的位置, 接头的显微硬度分布不均匀; 当频率为 100 Hz 时, 焊缝区和热影响区的显微硬度均值分别为 3670 和 3550 MPa, 比直流电子束焊接时略有提升; 在频率

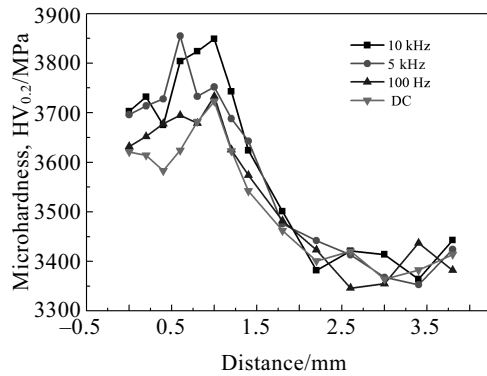


图 12 焊接接头显微硬度

Fig.12 Microhardness of welded joint

为 5 kHz 时, 焊缝区和影响区的显微硬度分别为 3720 和 3650 MPa; 当频率升高到 10 kHz 时, 焊缝区和热影响区的显微硬度为 3750 和 3680 MPa。

焊缝区、热影响区及母材区的显微硬度差异性较大, 主要是因为焊接接头各区域的微观组织不同。电子束焊接接头中显微组织表明, 焊缝区和热影响区存在马氏体 α' 组织, 通常情况下, 马氏体 α' 组织的显微硬度高于等轴的 α 相硬度^[21], 因此焊缝区和热影响区的显微硬度均高于母材区。同时, 随着脉冲频率的增加, 焊缝区和影响区的粗晶区域的马氏体 α' 组织数量增加, 并且变得更加均匀, 网篮组织也相应增加, 所以脉冲条件下得到的显微硬度有所提高。

对获得的 TC4 焊接接头进行拉伸性能测试, 获得焊接接头的拉伸性能结果如表 3 所示。由表 3 可知, TC4 钛合金母材的拉伸强度为 1027 MPa, 断后伸长率为 18.7%。在电子束焊接时, 焊缝区和热影响区的晶粒长大, 并在冷却过程中以切变的形式生成了硬脆的马氏体 α' 组织, 在一定程度上增加了焊缝的拉伸强度, 所以拉伸试样均断裂在母材区, 部分试样的断裂位置如图 13 所示。

由于电子束焊接接头的焊缝区和热影响区存在硬脆相的马氏体 α' 组织, 使接头的塑性变差^[19], 所以电

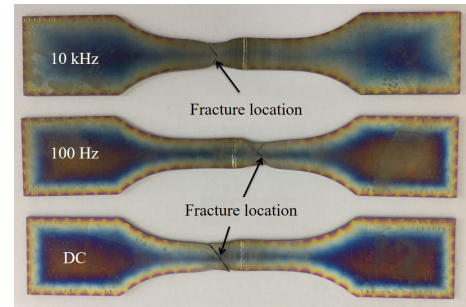


图 13 焊缝的断口位置

Fig.13 Fracture position of the weld

子束焊接接头断后伸长率与母材相比具有明显的下降。直流电子束焊接接头拉伸接头断后伸长率为 12.9%, 约为母材的 67%。在高频 (≥ 5 kHz) 条件下, 焊接接头的断后伸长率平均值达到 14.2%, 比直流和 100 Hz 时略有提升。频率为 10 kHz 时, 焊接接头的断后伸长率可达 14.9%, 约为母材的 80%。分析认为, 高频条件下接头塑性的改善与焊缝区和热影响区的晶粒大小及晶粒内部的组织结构有关, 一方面当晶粒减小时, 相同程度的变形量由更多的晶粒分担, 等轴晶能够减小拉伸时的应力集中; 另一方面焊缝区和热影响区形成的较细小的 α' 马氏体交织而成的网篮组织也会增加接头塑性, 阻碍断裂时裂纹的扩展。

3 结 论

1) 与直流电子束焊接相比, 低频脉冲电子束焊接焊缝的表面成形缺陷更加严重, 而高频脉冲电子束焊接能够改善焊接接头的表面成形, 消除焊缝正面咬边并减小背面余高, 使焊缝表面更加平整光滑。

2) 高频脉冲电子束焊接能够使焊缝区晶粒出现等轴化趋势, TC4 钛合金焊缝区几乎全部由等轴晶组成, 并且随着脉冲频率的增加, 晶粒更加细化。

3) 脉冲电子束焊接时, 焊缝区的 α' 马氏体多以短针状出现, 细小而均匀。相互平行的一次 α' 向晶粒内部生长, 生成更为细小的二次 α' 马氏体, 从而纵横交错形成网篮组织。随着频率的增加, 针状 α' 马氏体更加细小, 交错分布程度增加, 网篮组织在晶粒中的分布密度也相应增大。

4) 高频脉冲电子束焊接可提升焊缝区和热影响区显微硬度, 焊接接头的抗拉伸强度与连续束流电子束焊接接头相当, 而焊接接头的塑性较母材有所降低。

参考文献 References

[1] Chen Zhao, Ye Hong, Xu Haiying. *Journal of Materials Pro-*

表 3 焊接接头拉伸性能

Table 3 Tensile properties of welded joint

Frequency, f/Hz	Tensile strength, R_m/MPa	Elongation, $Z/\%$	Fracture location
Base metal	1027	18.7	-
DC	1045	12.9	Base metal
100	1076	13.1	Base metal
5 k	1029	13.7	Base metal
10 k	1007	14.9	Base metal
20 k	1088	14.1	Base metal

- cessing Technology[J], 2018, 258(8): 286
- [2] Sun Rujian(孙汝剑), Li Liuhe(李刘合), Zhu Ying(朱 颖) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48(2): 491
- [3] Rajendran A R, Manoharan D A. *China Welding*[J], 2018, 27(1): 60
- [4] Lu Ying(陆 莹), Qiao Hongchao(乔红超), Qu Nan(曲 楠) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48(1): 254
- [5] Wu Bing(吴 冰), Li Jinwei(李晋伟), Tang Zhenyun(唐振云) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2014, 43(4): 786
- [6] Wang Yarong, Yu Yang, Teng Wenhua. *China Welding*[J], 2016, 25(4): 27
- [7] Lu Wei(芦 伟), Shi Yaowu(史耀武), Li Xiaoyan(李晓延) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2013, 42(9): 1945
- [8] Lu Wei, Lei Yongping, Li Xiaoyan *et al. Science and Technology of Welding & Joining*[J], 2012, 17(4): 277
- [9] Zhang Binggang, Shi Mingxiao, Chen Guoqing *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2012, 22(11): 2633
- [10] Kar J, Chakrabarti D, Roy S K *et al. Journal of Materials Processing Technology*[J], 2019, 266: 165
- [11] Rao K P, Angamuthu K, Srinivasan P B. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2008, 199(1-3): 185
- [12] Liu Jing, Gao Xiaolong, Zhang Linjie *et al. Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2015, 24(1): 319
- [13] Qi Bojin(齐铂金), Fan Jikang(范霁康), Liu Fangjun(刘方军). *Aeronautical Manufacturing Technology*(航空制造技术)[J], 2015(11): 26
- [14] Schultz H. *Electron Beam Welding*[M]. Cambridge: Abington Publishing, 1994: 32
- [15] Nair B S, Phanikumar G, Rao K P *et al. Science and Technology of Welding & Joining*[J], 2007, 12(7): 579
- [16] Nair B S, Rakesh S, Phanikumar G *et al. Materials & Design*[J], 2010, 31(10): 4943
- [17] Qi Bojin, Fan Jikang, Zhang Wei *et al. Vacuum*[J], 2016, 133: 46
- [18] He Jingshan(何景山), Zhang Binggang(张秉刚), Zhang Yabin(张亚斌) *et al. Welding & Joining*(焊接)[J], 2007(6): 28
- [19] Wang Shaogang, Wu Xinqiang. *Materials & Design*[J], 2012, 36: 663
- [20] Yang Zhou, Qi Bojin, Cong Baoqiang *et al. Journal of Materials Processing Technology*[J], 2015, 216: 37
- [21] Zhai Yutao, Huang Bo, Zhang Junyu *et al. Fusion Engineering and Design*[J], 2016, 112: 440

Research on TC4 Titanium Alloy Sheet Welded by Pulsed Electron Beam Welding

Fan Jikang^{1,2}, Qi Bojin³, Li Xiaopeng¹, Xu Haiying⁴, Yang Dongqing¹, Peng Yong¹, Wang Kehong¹

(1. Nanjing University of Science and Technology, Nanjing 210094, China)

(2. Huaheng Welding Co. Ltd, Kunshan 215300, China)

(3. Beihang University, Beijing 100191, China)

(4. China Aviation Manufacturing Engineering Research Institute, Beijing 100024, China)

Abstract: The welding experiment of 1.2 mm TC4 titanium alloy sheets was carried out by conventional continuous electron beam welding and pulsed electron beam welding with different frequencies. Then, the microstructure and mechanical properties of the welded joint were tested. Results show that pulsed electron beam welding can form welds without fusion defects. As the frequency increases, the weld undercut and backside weld reinforcement decrease and the surface formation is improved. Due to the change of welding thermal cycle, the pulsed beam flow can accelerate the cooling rate of the molten pool and refine the microstructure grains. Both DC and pulsed electron beam welded joints are broken in the base metal zone during tensile process, so the tensile strength is higher than that of the base metal. The high-frequency pulsed electron beam can improve the plasticity of the welded joint and the micro-hardness of the weld zone and heat-affected zone. When the frequency is 10 kHz, the elongation after fracture of the welded joint can reach 14.9%, which is about 80% of that of the base metal, and the microhardness (HV_{0.2}) of the welding and heat affected zone are 3750 and 3680 MPa, respectively.

Key words: pulsed current; electron beam welding; TC4 titanium alloy; microstructure; mechanical property

Corresponding author: Li Xiaopeng, Ph. D., Lecturer, School of Materials Science and Engineering, Nanjing University of Science and Technology, Nanjing 210094, P. R. China, Tel: 0086-25-84315776, E-mail: lxp@njjust.edu.cn