

# 空心阴极真空电弧焊钛合金接头焊接特性

许建平<sup>1</sup>, 巩春志<sup>2</sup>

(1. 黑龙江工程学院 材料科学与工程学院, 黑龙江 哈尔滨 150050)

(2. 材料结构精密焊接与连接全国重点实验室, 黑龙江 哈尔滨 150001)

**摘要:** 采用空心阴极真空电弧技术焊接TC4钛合金, 研究空心阴极真空电弧的伏安特性、发射光谱等物理特性, 分析不同气体流量下焊缝的微观组织特征, 测试焊缝的力学性能。结果表明: 气体流量影响空心阴极真空电弧的物理特性, 当气体流量降低时, 电弧伏安特性曲线上升, 电弧中心区域出现快电子主导的蓝色形态, 电弧离子浓度增强; TC4钛合金母材的显微组织为( $\alpha+\beta$ )的两相组织; 焊接热影响区的显微组织为等轴初生 $\alpha$ +针状马氏体 $\alpha'$ 相组织与等轴初生 $\alpha$ 相+含针状马氏体 $\alpha'$ 相的转变 $\beta$ 相组织的混合物, 焊接热循环影响热影响区2种组织的分布; 焊缝为针状马氏体 $\alpha'$ 组成网篮组织; 随着气体流量的减小, 焊接能量密度增加, 马氏体晶粒粗化并且分布散乱; 焊接接头的抗拉强度高于母材。

**关键词:** TC4钛合金; 空心阴极; 真空电弧放电; 显微组织; 发射光谱

中图法分类号: TG444

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2025)12-3084-07

## 1 引言

钛合金具有密度小、比强度高、耐蚀性好、热强性优良、生物相容性良好等优点, 被广泛应用于航空航天、兵器、石油化工、船舶、汽车及医用等各个领域<sup>[1-5]</sup>。

钛与氧、氮、氢的亲和力较大而容易产生脆化缺陷, 并且钛合金熔点高和导热性差, 致使钛合金焊缝及热影响区的晶粒较大, 降低钛合金焊接接头的力学性能<sup>[6]</sup>。针对钛合金焊接性差的问题, 在良好保护的情况下, 可以采用TIG焊、MIG、搅拌摩擦焊、电子束及激光焊等方法实现钛合金结构的焊接, 国内外学者针对所采用的焊接方法对钛合金焊接接头组织、性能、焊接接头形成机理等方面进行了研究<sup>[7-11]</sup>。

空心阴极真空电弧焊接方法是一种具有真空保护无污染、能量密度高及适用于太空环境焊接等优势的材料焊接技术<sup>[12]</sup>。良好保护的真空环境下, 空心结构的阴极管能够形成稳定的高温电弧放电。但是, 不同工艺参数下空心阴极真空电弧表现出不同的热源性质, 包括: 空心阴极真空电弧具有高能束的特性、双电子组分、磁场约束电弧等<sup>[13-14]</sup>。

空心阴极真空电弧可以实现钛合金焊缝成型<sup>[15]</sup>。但是鲜见关于气体流量、焊接电流等工艺参数影响钛合金焊缝组织结构及其规律的文献报道。工艺参数影响空心

阴极真空电弧焊接头组织及性能<sup>[16-17]</sup>。因此, 本研究以TC4钛合金作为焊接母材, 采用空心阴极真空电弧焊方法, 重点考察气体流量工艺参数, 研究电弧物理特性、TC4钛合金焊接接头的微观组织、相组成的变化规律, 分析焊接接头的力学性能。

## 2 实验

本实验采用自主研发的空心阴极真空电弧焊接系统, 该系统主要由真空室、真空抽气系统、水冷系统、电源系统、运动机构等部分组成, 如图1所示。空心阴极利用镧钨(内径2 mm、外径5 mm、长度60 mm)制造, 水冷系统充分冷却空心阴极的夹持机构。焊接电源采用市售的惰性气体保护钨极氩弧焊电源。利用过真空室的电极实现空心阴极、工件、运动机构等相关功能结构件的真空密封连接。引弧方式是高频高压引弧。

试验所用材料TC4钛合金试板, 堆焊试验试板的尺寸规格50 mm×100 mm×4 mm, 对焊试验试板的尺寸规格50 mm×100 mm×2 mm, 对接焊接时采用I形坡口。首先利用真空抽气系统使得真空室的本底气压达到 $6 \times 10^{-3}$  Pa, 然后注入工作气体,  $2 \times 10^{-1}$  Pa气压下进行焊接试验。阴极与工件阳极的焊接间距为2 mm, 工作气体为高纯氩气(99.99%), 利用气体质量流量计调控工作气体进入空心阴极管内, 气体流量单位mL/min。焊前用砂轮机

收稿日期: 2024-12-13

基金项目: 黑龙江省自然科学基金(LH2022E102); 黑龙江省属本科基本科研业务费(国基培育)(2021GJ04, 2023GJ09); 哈尔滨市科技创新人才项目(2023CXRCCG016)

作者简介: 许建平, 男, 1981年生, 博士, 副教授, 黑龙江工程学院材料科学与工程学院, 黑龙江 哈尔滨 150050, 电话: 0451-88028573, E-mail: xujianping@hljit.edu.cn

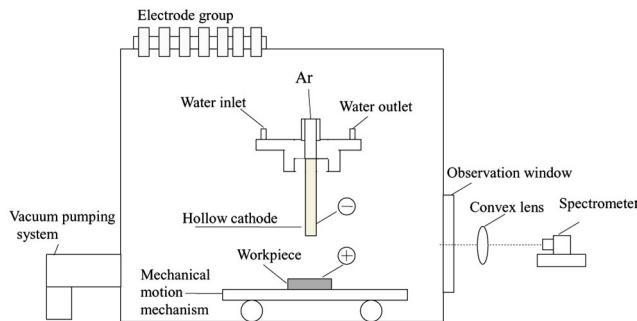


图1 焊接实验系统示意图

Fig.1 Schematic diagram of welding experimental system

对试样表面进行打磨，并对待焊接的工件面进行酸洗以去除试板表面的氧化层，酸洗液配方为：HF(5%)、HNO<sub>3</sub>(30%)、H<sub>2</sub>O(65%)。焊接过程中处于真空度状态，防止氧化和其他杂质气体对TC4钛合金焊接接头组织性能的影响。焊接工艺参数如表1所示。

采用VHX-1000E型超景深光学显微镜及JSM-6510-A型扫描电子显微镜观察焊接接头不同区域的微观组织。采用CSS44300型电子万能试验机测试焊接结构的拉伸试验，拉伸试验样的形状尺寸设计参考GB/T 2651-2023国家标准，加载速度为2 mm/min。为了避免熔化金属离化影响等离子体特性，以水冷铜作为阳极，利用聚焦透镜将穿过观察窗的放电电弧转移至真空腔室外部，进而采用AvaSpec-3648型光谱仪(Avantes公司)测试空心阴极真空电弧发射光谱图。

### 3 结果与讨论

#### 3.1 电弧伏安特性

电弧的电压与电流之间的关系被称为伏安特性，它反映了电弧物理特性。图2给出不同气体流量下空心阴极真空电弧伏安特性曲线为“C”形状，随着电流的增加，空心阴极真空电弧的放电电压首先降低然后增加。

电弧等离子体的电阻特性影响放电电压的变化<sup>[13]</sup>。如图2所示，低气体流量时，电弧放电电压大于高气体流量的放电电压。不同于传统惰性气体钨极氩弧焊，气体流经空心阴极的内部并进入空心阴极与阳极之间的放电空间，气体流量对于放电空间的导电粒子密度的影响更

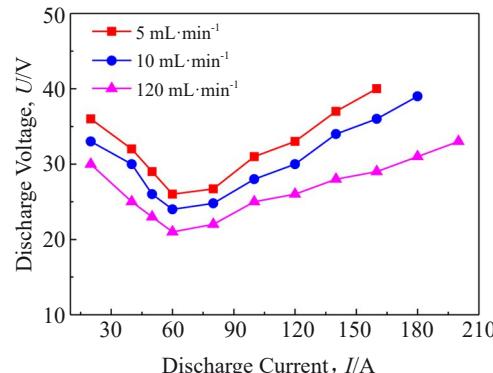


图2 空心阴极真空电弧伏安特性曲线

Fig.2 Discharge voltage-discharge current curves of hollow cathode vacuum arc

为显著，低气体流量时放电空间内被离化的粒子密度低。

#### 3.2 电弧形貌

当焊接电流80 A、气体流量5 mL·min⁻¹时，电弧高温熔化TC4钛合金，金属蒸气参与电弧放电，电弧物理形貌如图3所示。

为了避免金属蒸气影响电弧形貌，采用水冷铜作为阳极，测试空心阴极真空电弧形貌，如图4所示。可以看出，气体流量、电流影响电弧形貌。当电流相同时，低气体流量下的电弧亮度大于高气体流量的电弧亮度，并且低气体流量下空心阴极与阳极之间的中心区域出现蓝色的等离子体区域。空心阴极真空电弧等离子体包括空心阴极内部等离子体、空心阴极与阳极之间的外部等离子体<sup>[13]</sup>。由图4可知，随着气体流量的降低，内部等离子体区域的长度增加。

此外，相同气体流量下，随着焊接电流的增加，电弧亮度增加，内部等离子体区域增加。

#### 3.3 发射光谱特性

空心阴极真空电弧的发生光谱主要由连续谱和线状谱组成，大量的线状谱分布在连续谱上，如图5所示。线

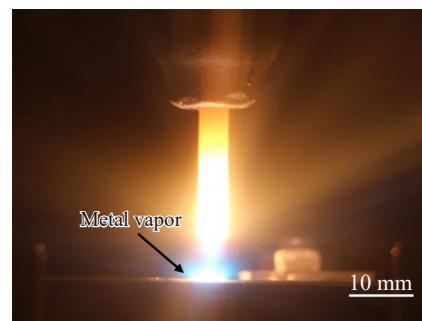


图3 TC4钛合金焊接过程的电弧形貌

Fig.3 Arc morphology of TC4 titanium alloy during the welding process

表1 焊接工艺及电弧测试参数

Table 1 Parameters of welding process and arc testing

Type	Gas flow rate/ mL·min⁻¹	Current/A	Speed/ mm·min⁻¹
Surfacing welding	10	90	150
Butt welding	10, 120	180	150
Arc testing	5, 120 10, 30, 50, 70	15, 80 30, 50, 70, 90	-

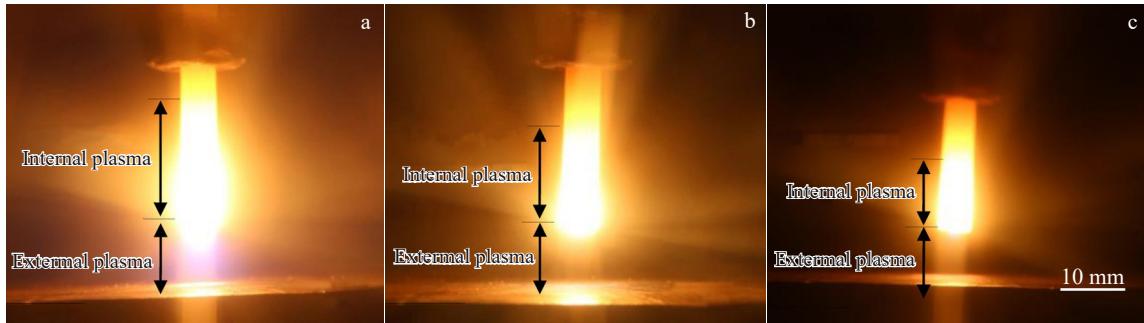


图4 水冷铜阳极的电弧形貌

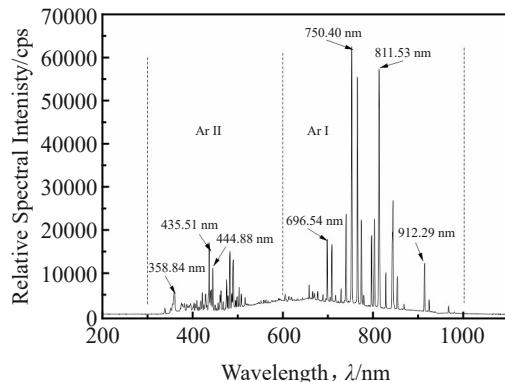
Fig.4 Arc morphologies of water-cooled copper anode: (a)  $5 \text{ mL} \cdot \text{min}^{-1}/80 \text{ A}$ ; (b)  $120 \text{ mL} \cdot \text{min}^{-1}/80 \text{ A}$ ; (c)  $120 \text{ mL} \cdot \text{min}^{-1}/15 \text{ A}$ 

图5 空心阴极真空电弧光谱图

Fig.5 Spectra of hollow cathode vacuum arc

状谱分为300~600 nm 氖离子谱线区、600~1000 nm 激发态氖原子谱线区。300~600 nm 区域内包括典型的氖离子谱线(Ar II)为:438.51、476.49、443.02、488.90、480.60 nm等,600~1000 nm 区域包括典型的激发态氖原子谱线(Ar I)为:842.46、738.40、763.51、750.40、811.53 nm等。

当焊接电流30 A时,图6给出气体流量对空心阴极真空电弧发射光谱强度的变化规律,随着气体流量的增加,发射光谱强度逐渐降低。

为了避免等离子体发射光谱饱和而影响比较结果,选择Ar II 358.84 nm作为离子区域的典型发射谱线,其跃迁是 $3s23p4(3P)4p$ 、 $3s23p4(3P)4d$ ,能级差3.454 eV,选择Ar II 444.88 nm作为离子区域的典型发射谱线,其跃迁能级是 $3s23p4(1D)4p$ 、 $3s23p4(1D)5s$ ,能级差2.786 eV,选择Ar I 696.54 nm作为激发态原子区域的典型发射谱线,其跃迁是 $3s23p5(2P^3/2)4s$ 、 $3s23p5(2P^1/2)4p$ ,能级差1.779 eV,选择Ar I 912.29 nm作为激发态原子区域的典型发射谱线,其跃迁是 $3s23p5(2P^3/2)4s$ 、 $3s23p5(2P^3/2)4p$ ,能级差1.359 eV。

图7是量化给出了气体流量对空心阴极真空电弧的发射光谱强度的影响规律。可以看出,随着气体流量的增加,Ar II 和 Ar I 谱线强度呈现出降低的变化规律。增

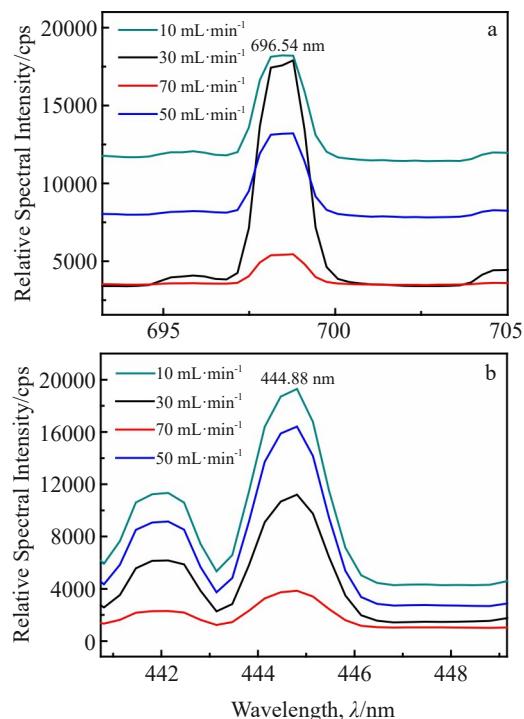


图6 不同气体流量下空心阴极真空电弧光谱

Fig.6 Spectra of hollow cathode vacuum arc under different gas flow rates: (a) Ar I and (b) Ar II

加气体流量时,空心阴极与阳极之间放电空间的气体密度增加,同时电弧中心区域的快电子密度降低<sup>[18-19]</sup>,因此气体被激发电离率降低,等离子体发射光谱强度降低。

图8给出当气体流量70 mL·min⁻¹时,焊接电流对空心阴极真空电弧的发射光谱强度的变化规律。可见,随着焊接电流的增加,发射光谱强度逐渐增强。

图9为焊接电流对空心阴极真空电弧的发射光谱强度的影响。可以看出,随着焊接电流的增加,Ar II 谱线强度增加速度较为强烈,Ar I 谱线强度增加速度较为缓慢。增加焊接电流时,气体被激发电离率增加,电弧能量密度增强,因此等离子体发射光谱强度增加。

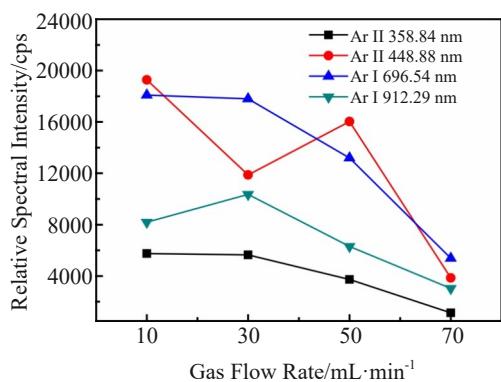


图7 气体流量对空心阴极真空电弧光谱强度的影响

Fig.7 Influences of gas flow rate on the relative spectral intensity of hollow cathode vacuum arc

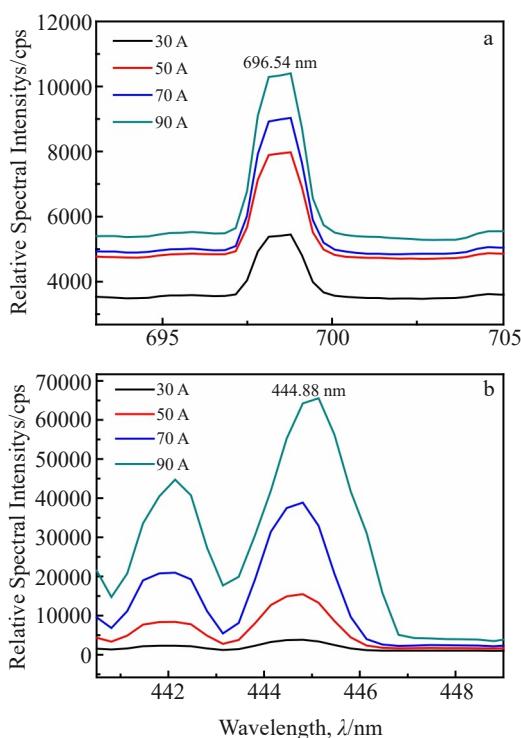


图8 不同电流下空心阴极真空电弧光谱

Fig.8 Spectra of hollow cathode vacuum arc under different currents:  
(a) Ar I and (b) Ar II

### 3.4 焊接接头的宏观形貌

当空心阴极真空电弧的气体流量  $10 \text{ mL}\cdot\text{min}^{-1}$ , 焊接电流 90 A(表1)时, 图10为低倍显微镜下 TC4 钛合金的堆焊焊接接头的半个横截面的显微组织。TC4 钛合金的焊接接头包括焊缝区、热影响区(HAZ)及母材, 热影响区较宽。此结果与传统大气条件下 TC4 钛合金的手工电弧焊结果类似, 均有较大的熔宽。

图11为 TC4 母材区域的 OM 显微组织, 可以看出, TC4 钛合金的母材组织包括白色的等轴状初生  $\alpha$  相和晶

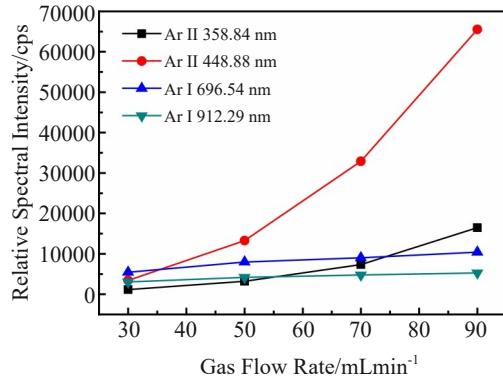


图9 电流对空心阴极真空电弧光谱强度的影响

Fig.9 Influences of current on the relative spectral intensity of hollow cathode vacuum arc

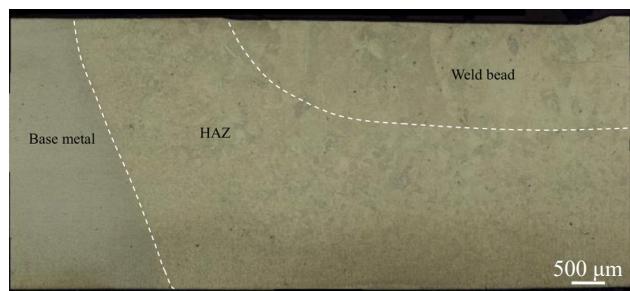


图10 TC4 空心阴极真空电弧焊接接头的微观组织形貌

Fig.10 Microstructure of TC4 joints welded by hollow cathode vacuum arc

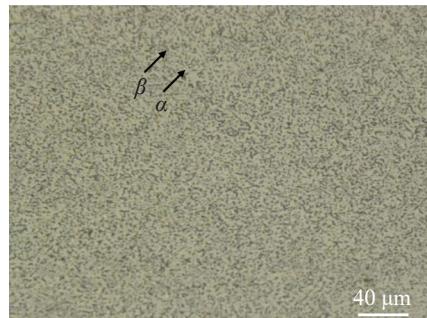


图11 TC4 焊接母材的显微组织

Fig.11 Microstructure of TC4 welding base metal

间分布的黑色的  $\beta$  相两相组织组成, 晶粒大小均匀。

### 3.5 焊缝区的显微组织

选取图10焊缝区域, 给出了焊缝显微组织(如图12所示)。可以观察到, 显微组织结构为针状马氏体  $\alpha'$  相组成的网篮状结构, 针状马氏体  $\alpha'$  相分布散乱。钛合金在焊接热循环的冷却阶段,  $\beta$  相晶界区域形成次生  $\alpha'$  相, 若干数量  $\alpha'$  相的长针之间形核和长大, 获得大量小而细的短针, 形态上呈网篮状分布。

散乱原因为: 电弧力对熔池的搅拌作用下, 细小  $\alpha'$  发

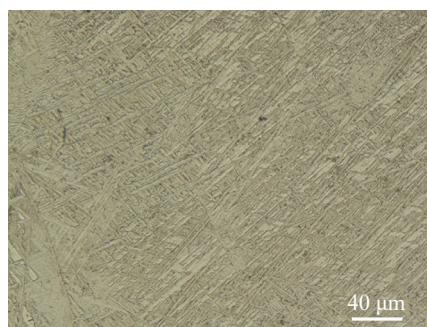


图 12 焊缝的显微组织

Fig.12 Microstructure of the weld seam

生破碎或断裂,造成更多的形核核心。此外,焊缝区域的高热量促进 $\alpha'$ 形核进而增加形核核心,大量 $\alpha'$ 针交互生长,进而形成 $\alpha'$ 相分布散乱的网篮状组织<sup>[20]</sup>。

焊缝区的冷却速度快,次生 $\alpha'$ 晶团的尺寸及次生 $\alpha'$ 相层厚度小, $\beta$ 相晶界上形核的晶团无法填充满整个晶粒内部,因此新 $\alpha$ 晶团开始在其他晶团界面上形核。晶团的形核以弹性应力最小方向推进<sup>[21]</sup>,因此,新晶团以“点”接触方式在已有次生 $\alpha'$ 相层表面形核并与其近似垂直方向上继续生长,进而形成网篮状微观结构。研究表明,这种网篮状结构主要存在于高 $\beta$ 相稳定元素且低扩散元素的钛合金组织中<sup>[22]</sup>。

### 3.6 热影响区显微组织

选取图 10 焊接热影响区的 2 个典型位置,对比分析焊接热影响区的显微组织变化规律(图 13)。焊接热循环下,该区域发生着受热影响的固态微观结构转变

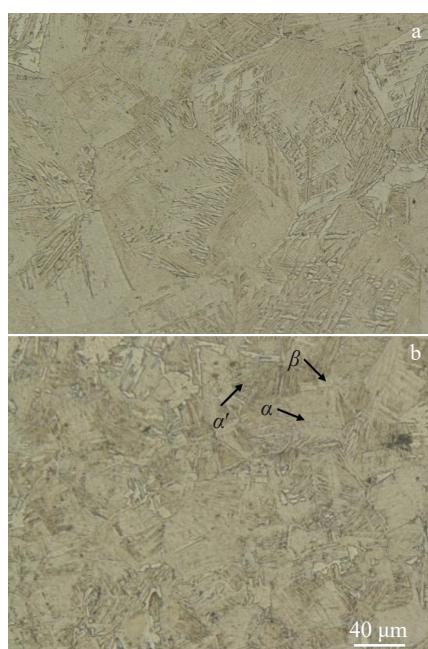


图 13 TC4 焊接热影响区组织

Fig.13 Microstructures of TC4 HAZ: (a) near fusion zone and  
(b) near base metal

过程,并且由于温度梯度而导致热影响区的组织分布不均匀<sup>[23]</sup>。

图 13a 为热影响区的位置靠近焊缝区域,该区域温度超过 $\beta$ 相的转变温度<sup>[24]</sup>,因此焊接时出现由 $\alpha$ 相向 $\beta$ 相转变的过程。但由于加热时间较短,相变不完全,少量初生 $\alpha$ 相未转变。在焊后冷却过程中, $\beta$ 相转变为次生针状马氏体 $\alpha'$ 相,但由于受熔合区传热影响,冷却速度相对于焊缝较低,因此组织中次生针状马氏体 $\alpha'$ 相含量低于焊缝区,并且晶粒细小。

图 13b 给出了热影响区的位置远离焊缝且靠近母材区域,该区域加热时温度未超过 $\beta$ 相转变温度,但是该温度达到增加层状区域体积分数的状况,冷却过程中 $\beta$ 相晶界处和晶粒内部产生针状 $\alpha'$ 相,因此该区域组织为初生 $\alpha$ 相+含针状 $\alpha'$ 相的转变 $\beta$ 相组织。

### 3.7 焊缝显微组织的影响规律

空心阴极真空电弧的气体流量影响 TC4 焊缝中马氏体针相尺寸与分布。高气体流量( $15 \text{ mL}\cdot\text{min}^{-1}$ )时,焊缝显微组织中的次生马氏体针单向平行分布,细小的短针状二次马氏体穿插于次生马氏体之间,如图 14a 所示。低气体流量( $5 \text{ mL}\cdot\text{min}^{-1}$ )时,马氏体针粗大并且针状马氏体的分布更为散乱,一次马氏体与二次马氏体不存在明显区别,如图 14b 所示。

根据空心阴极真空电弧的放电特性可知,气体流量影响电弧的热学、力学特性,最终影响焊缝的微观组织的变化规律<sup>[25]</sup>。一方面,降低空心阴极真空电弧的气体流量,电弧电压增加,焊接热输入增加<sup>[14]</sup>。钛合金的冷却速

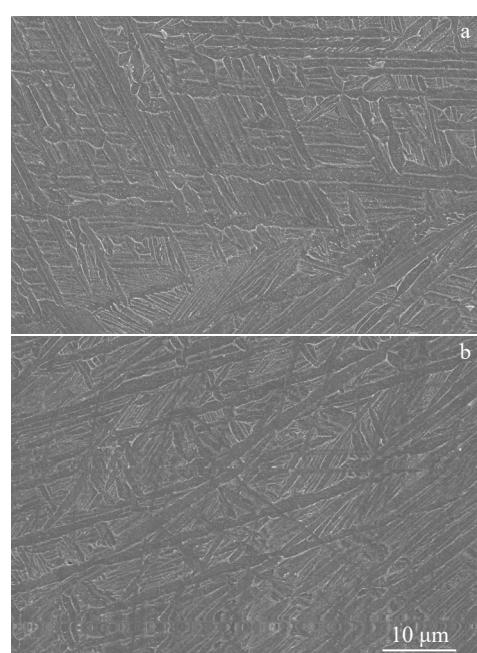


图 14 不同气体流量下焊缝的微观组织形貌

Fig.14 Microstructures of the weld seam with different gas flow rates: (a)  $15 \text{ mL}\cdot\text{min}^{-1}$  and (b)  $5 \text{ mL}\cdot\text{min}^{-1}$

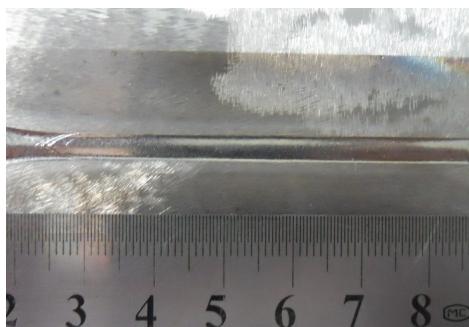


图 15 焊接接头的宏观形貌

Fig.15 Macroscopic morphology of the welded joint

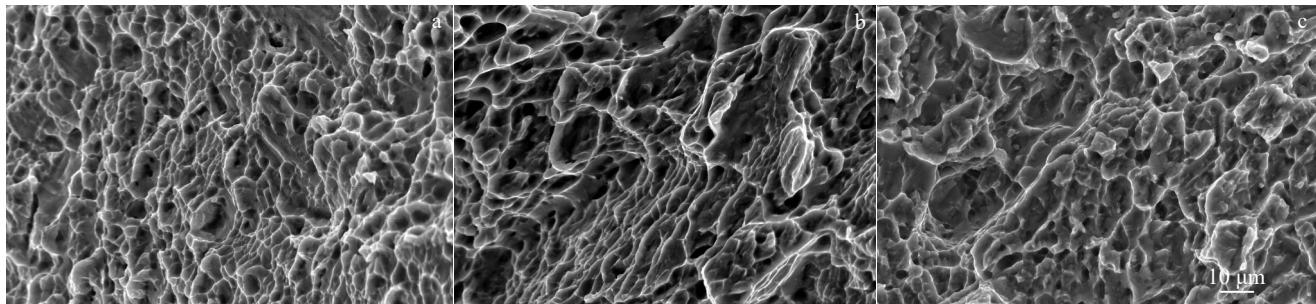


图 16 母材和焊接接头的断口形貌

Fig.16 Fracture morphologies of the base metal (a) and welded joint (b–c): (b)  $10 \text{ mL} \cdot \text{min}^{-1}$  and (c)  $120 \text{ mL} \cdot \text{min}^{-1}$ 

比值增大, TC4 焊缝中的马氏体针组织粗大。另一方面, 焊接熔池经受着金属蒸汽、等离子体力的搅拌作用, 对于空心阴极真空电弧焊而言, 降低气体流量时, 电弧中心区域的快电子流提供附加作用力将变的更加强烈<sup>[18]</sup>。因此, 焊缝马氏体针组织发生断裂, 晶核数目增加, 马氏体针分布散乱, 致使马氏体交互生长, 焊缝区形成网篮状结构。

此外, 降低气体流量时, 焊缝区温度高且冷却速度慢, 焊缝的合金元素烧损严重, 致使  $\alpha$  相稳定元素大量流失<sup>[26]</sup>, 抑制马氏体生长, 网篮状组织增多。但是, 过高热输入导致焊缝内柱状晶显著生长, 降低焊接接头的韧性。

### 3.8 焊接接头拉伸性能

图 15 为 TC4 钛合金堆焊实验焊接接头表面的宏观形貌。工艺参数: 气体流量  $120 \text{ mL} \cdot \text{min}^{-1}$ , 焊接电流 180 A。空心阴极真空电弧焊是一种在真空环境下利用高能量密度的真空电弧完成焊接工艺的技术, 由于焊接过程的真空保护条件, TC4 焊缝表面无氧化、氮化等气体污染现象, 焊缝及热影响区平整光滑且带有金属光泽。

采用表 1 的对接形式的工艺参数, 焊接接头的抗拉强度和伸长率列于表 2。低气体流量 ( $10 \text{ mL} \cdot \text{min}^{-1}$ ) 时, 其抗拉强度  $926 \text{ MPa}$ , 焊接试样断裂在靠近热影响区的母材, 说明此时焊缝的抗拉强度大于母材, 塑性低于母材。主要原因是焊缝区域存在由马氏体针组成的网篮状结构, 该组织结构能够有效的抑制裂纹的扩展从而提高

表 2 焊接接头拉伸试验结果

Table 2 Tensile test results of welded joints

Sampling location	Gas flow rate/ $\text{mL} \cdot \text{min}^{-1}$	Tensile strength, $R_m/\text{MPa}$	Elongation, A/%
Welded joint	10	926	6.2
	120	905	7.3
Base metal	-	874	9.4

度随着热输入的增加而逐渐降低, 焊缝组织的形核率和晶粒长大速度降低, 但是降低速率不同, 形核率的降低速率大于生长速度的降低速率, 因此生长速度与形核率的

焊缝的强度。高气体流量 ( $120 \text{ mL} \cdot \text{min}^{-1}$ ) 时, 焊接试样断裂于靠近热影响区的母材, 其抗拉强度  $905 \text{ MPa}$ , 焊缝的抗拉强度高于母材, 塑性低于母材。

母材和焊接接头的断口微观形貌表现为准解理断裂特征, 如图 16 所示。相对于焊接接头的断口形貌而言, 母材断口的韧窝数量多而小。气体流量对于焊接接头的断口形貌影响较小。

## 4 结 论

1) 气体流量影响空心阴极真空电弧的物理特性, 低气体流量下的发射光谱强度增强、伏安特性上升、电弧功率增加; 大电流、低气体流量下, 空心阴极真空电弧中心区域存在辅助能量强化的蓝色等离子体束, 具备高功率电弧特征。

2) TC4 钛合金母材的显微组织为  $(\alpha+\beta)$  的两相混合物; 焊缝的热影响区显微组织为等轴初生  $\alpha$ +针状  $\alpha'$  相组织与等轴初生  $\alpha$  相+含针状  $\alpha'$  相的转变  $\beta$  相组织, 2 种组织分布取决于焊接热循环, 焊缝区的马氏体越粗大且含量增加; 焊缝区显微组织包括针状马氏体  $\alpha'$  组成网篮组织、少量二次马氏体  $\alpha''$  相。

3) 随着气体流量的减小, 焊接热输入增加且熔池搅拌效应增强, 马氏体粗化并且分布更加散乱, 焊接接头的抗拉强度高于母材的抗拉强度, 焊接接头的断口形貌呈现出准解理断裂特征。

## 参考文献 References

- [1] Huang Danlei, Ye Zhiyang, Wang Jun et al. *BMC Musculoskeletal Disorders*[J], 2024, 25(1): 29
- [2] Kazarian G S, Du J, Gang C H et al. *Global Spine Journal*[J], 2025, 15(2): 1077
- [3] Li Xuewu, Wang Hongxing, Xing Zhiguo et al. *Materials Today Communications*[J], 2024, 38: 107580
- [4] Jamal Takadoum. *Corrosion and Materials Degradation*[J], 2023, 4(4): 644
- [5] Dai Quanchun(戴全春), Wang Nan(王楠), Dai Guoqing(戴国庆) et al. *Titanium Industry Progress*(钛工业进展)[J], 2024, 41(6): 39
- [6] Chen Lei, Li Chun, Si Xiaoqing et al. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2024, 324: 118272
- [7] Jia Chenpeng, Huang Yiming, Zhao Shengbin et al. *Measurement*[J], 2024, 225: 114004
- [8] Xu Fang, Wen Jing, Han Xiufeng et al. *Engineering Research Express*[J], 2024, 6(1): 015008
- [9] Li Nan, Lang Qiang, Dong Yuchen et al. *Journal of Materials Research and Technology*[J], 2024, 28: 1137
- [10] Ivanov A, Chumakovskii A, Amirov A et al. *Metals*[J], 2023, 13(8): 1385
- [11] Akhonin S V, Belous V Y, Selin R V et al. *Materials Science Forum*[J], 2023, 6922: 105
- [12] Wang Dali, Dong Honggang, Ma Yueting et al. *Welding International*[J], 2022, 36(12): 732
- [13] Nishikawa H, Yoshida K, Ohji T et al. *Science and Technology of Welding and Joining*[J], 2002, 7: 280
- [14] Nerczyni V M, Khakhalev A D. *Journal of Applied Physics*[J], 2008, 41: 1
- [15] Saito Y, Ohara M, Sogawa H et al. *Welding International*[J], 2009, 23(5): 369
- [16] Xu Jianping, Tian Xiubo, Qi Haiqun et al. *Vacuum*[J], 2019, 16: 70
- [17] Shinichiro S, Toshimitsu T, Hiroaki S et al. *Journal of Light Metal Welding and Construction*[J], 2005, 43(12): 6
- [18] Shobako S, Ota M, Ojsi T. *Welding International*[J], 2006, 20(2): 111
- [19] Nishikawa H, Shobako S, Ohta M et al. *Journal of Physics D-Applied Physics*[J], 2005, 38: 3451
- [20] Yang Jing(杨静), Cheng Donghai(程东海), Huang Jihua(黄继华) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2009, 38(2): 259
- [21] Fu Xuesong(付雪松), Chen Guoqing(陈国清), Wang Zhongqi(王中奇) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2011, 40(8): 1473
- [22] Tuo Xiangming(脱祥明), Peng Yiqun(彭益群), Yue Yaofeng(岳耀峰) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2000, 24(4): 282
- [23] Wang Shiqing(王世清), Liu Jinhe(刘金合), Wen Guodong(温国栋) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2013, 42(6): 1150
- [24] Lu Wei(芦伟), Shi Yaowu(史耀武), Lei Yongping(雷永平) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2013, 42(1): 54
- [25] Saito Y, Shinike S, Ekuni T et al. *Japan Society for Aeronautical and Space Sciences*[J], 2006, 48(162): 229
- [26] Luo Lei(罗雷), Yu Lanlan(于兰兰), Lei Wenguang(雷文光) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2011, 40(4): 625

## Welding Characteristics of Titanium Alloy Joints Welded by Hollow Cathode Vacuum Arc Welding

Xu Jianping<sup>1</sup>, Gong Chunzhi<sup>2</sup>

(1. School of Material Science and Engineering, Heilongjiang Institute of Technology, Harbin 150050, China)

(2. State Key Laboratory of Precision Welding & Joining of Materials and Structures, Harbin 150001, China)

**Abstract:** The microstructure of Ti-6Al-4V joints by hollow cathode vacuum arc welding with different gas flow rates was studied, and the tensile properties were investigated. The results show that the microstructure of base metal is a mixture of  $\alpha$  phase and  $\beta$  phase. The microstructure of heat affected zone are equiaxed and primary  $\alpha$  phase and needle martensite  $\alpha'$  phase dispersed in the transformed  $\beta$  phase. The distribution of two kinds of microstructures in the heat-affected area is affected by the welding thermal cycle. The microstructure of weld seam mainly consists of  $\alpha'$  martensite phase. The decrease in welding gas flow rate and the increase in welding energy density result in coarse and more scattered martensitic grains. The tensile strength of welded joint is higher than that of base metal.

**Key words:** TC4 titanium alloy; hollow cathode; vacuum arc discharge; microstructure; emission spectrum

Corresponding author: Xu Jianping, Ph. D., Associate Professor, School of Material Science and Engineering, Heilongjiang Institute of Technology, Harbin 150050, P. R. China, Tel: 0086-451-88028573, E-mail: xujianping@hljit.edu.cn