

超厚板 TC4 钛合金电子束焊接接头应力腐蚀敏感性

房卫萍¹, 肖铁², 张宇鹏¹, 徐望辉¹, 易耀勇¹

(1. 广东省焊接技术研究所(广东省中乌研究院) 广东省现代焊接技术重点实验室, 广州 510650;
2. 中国科学院金属研究所, 沈阳 110016)

摘要: 针对 100 mm 超厚板 TC4 钛合金电子束焊接接头, 采用慢应变速率拉伸方法评价接头在人造海水中的应力腐蚀敏感性, 分析接头的显微组织和断口形貌, 对接头的腐蚀机制进行研究。结果表明, 室温条件下应变速率为 $\varepsilon = 1 \times 10^{-6} \text{ s}^{-1}$ 时, 母材在海水中未表现出应力腐蚀敏感性; 焊缝上部、中部和下部具有轻微应力腐蚀敏感性。焊缝在海水中发生阳极溶解, 产生氢吸附, 导致裂纹的萌生。同时氢扩散诱导 α' 相界及 α' 相内发生位错塞积, 进而使裂纹在更低的应力水平下发生扩展。

关键词: 电子束焊接; 钛合金; 应力腐蚀; 显微组织; 断口形貌

中图分类号: TG 456.3 文献标识码: A doi: 10.12073/j.hjxb.2019400324

0 序 言

钛合金由于具有密度小、比强度高、耐高温、耐腐蚀、无磁、透声和抗冲击振动等特点, 成为具有发展前途的船用和海洋工程装备金属结构材料^[1-2]。世界各国对海洋环境用钛合金的研究已经越来越深入。美国、日本和俄罗斯等已经将 TC4 钛合金应用到深潜器耐压壳体制造中。自 2002 年, 中国开始采用 TC4 钛合金建造“蛟龙”号载人深潜器^[3]。

在大气和水溶液中, 钛及钛合金由于其致钝电位较负(标准电极电位为 -1.63 V), 很容易形成保护性极好的氧化膜, 减少金属电极表面的活性溶解面积, 抑制了钛合金腐蚀^[4-5]。但是钛合金在很多场合下还会发生应力腐蚀, 如在高浓度、低 pH 值和高温的氯化物中, 钛合金氧化膜将被破坏, 氧化膜破损的区域发生局部酸化而产生氢吸附, 致使裂纹尖端脆化而发生应力腐蚀开裂^[6-8]。国内外学者开展了很多关于钛合金的应力腐蚀开裂机理的研究。结论主要分为阳极溶解型和氢致开裂型两类, 没有形成统一的意见。

电子束焊接技术由于采用高能密度电子束流轰击材料, 可实现大厚度合金不开坡口、单面焊双

面成形, 比其它熔焊具有更高的焊接效率。焊接过程中束流功率密度高、焊接速度快, 焊缝深宽比大, 工件变形小; 同时电子束焊接在真空中进行, 很好地防止工件在焊接过程中氢、氧、氮的危害。因此电子束焊接经常用于大厚度钛合金的焊接^[9-10]。钛合金经过电子束焊接后, 焊缝金属经历快速加热和快速冷却过程, 接头各个区域的最高温度停留时间不同, 导致各区域的晶粒大小和相组成均存在较大的差别。石铭霄^[11]通过对 20 mm 厚钛合金电子束焊接温度场计算和模拟, 发现细晶区最高温度基本保持在 1 100 °C 左右, 高于 $\alpha + \beta/\beta$ 转变温度 923 °C; 粗晶区温度基本保持在 1 400 °C 左右; 而熔池中的峰值温度基本保持在 3 200 °C 左右; 远离焊缝区, 加热温度较低, 最高温度未达到 α/β 转变温度。侯江涛^[12]在 20 mm 厚的 TC4 电子束焊接接头上发现上层组织粗大, 晶粒尺寸约 1 200 μm, 而下层晶粒尺寸仅 200 μm。吴会强等人^[13]发现电子束焊接热输入对 Ti-6Al-4 V 焊缝组织形态和分布有很大的影响。龚玉兵等人^[14]发现采用中等热输入时, 钛合金接头在熔宽和熔深方向均存在较大的不均匀性; 增大焊接热输入会使晶粒和组织粗化, 但是可以减小组织的不均匀性; 而减小焊接热输入, 会使晶粒和组织细化, 但是组织不均匀性增大。钛合金电子束焊接接头组织的不均匀性对其接头常规力学性能、疲劳性能、残余应力分布等造成很大影响^[15-19]。

海洋环境是一种复杂的腐蚀环境, 海水本身是

收稿日期: 2019-04-30

基金项目: 广州市项目(201907010010, 201807010036); 广东省科技项目(2018B090904004, 2017A070701026, 2016B070701025, 2014B070705007); 攀钢集团项目(2014 外协 03)

一种强的腐蚀介质, 同时波、浪、潮、流对构件产生往复应力, 材料的腐蚀是一个不容忽视的问题, 需要有大量的腐蚀数据作支撑。目前, 低合金钢、高强钢、耐候钢等材料在海洋环境下的腐蚀研究较多^[20-22]。钛及钛合金经过焊接后, 焊缝组织及晶粒大小等都会发生一定程度的变化, 其焊缝及热影响区的抗腐蚀能力需要进一步深入研究。文中针对 100 mm 厚 TC4 钛合金电子束焊接接头, 研究其在海水条件下的应力腐蚀敏感性, 探讨其腐蚀开裂机理, 为其在海洋工程装备实际应用提供数据支撑和理论基础。

1 试验方法

试验材料为 100 mm 厚 TC4 钛合金锻件(退火态), 成分为(质量分数, %): $w(\text{Al}) 5.50 \sim 6.75$, $w(\text{V}) 3.50 \sim 4.50$, $w(\text{Fe}) \leq 0.50$, $w(\text{C}) \leq 0.10$, $w(\text{O}) \leq 0.20$, $w(\text{N}) \leq 0.05$ 。试样尺寸为 650 mm × 300 mm × 100 mm。采用高压真空电子束焊机进行焊接, 工艺参数为加速电压 150 kV, 电子束流 270 mA, 聚焦电流 2 380 mA, 焊接速度 3 mm/s。焊后随炉冷却。

采用金相显微镜和扫描电子显微镜观察接头不同区域的微观组织。金相腐蚀液为按体积比配置的 3% HF + 6% HNO₃ + 91% H₂O 混合溶液。采用 FEI Tecnai G2 透射电镜观察焊缝区域的微细结构。采用二次离子质谱分析技术(SIMS)分析氢元素的分布情况。

采用慢应变速率拉伸试验方法对 TC4 母材及其电子束焊接件的应力腐蚀敏感性进行评价。由于

试样厚度较大, 因此分上部、中部和下部进行取样, 取样位置如图 1 所示。慢拉伸试样的尺寸如图 2 所示。应力腐蚀敏感性评价根据 HB 7235—1995《慢应变速率应力腐蚀试验方法》进行。慢应变速率拉伸试验采用 WDM-30 型微机控制慢速率应力腐蚀试验机。试验时, 为了保证溶液离子浓度和溶液浓度比, 采用磁力泵将包裹试样环境盒中的溶液与 5 L 容量瓶中溶液进行循环, 试验的应变速率为 $1 \times 10^{-6} \text{ s}^{-1}$, 分别在室温空气和室温人造海水溶液中(表 1)进行。试验结束后对样品进行断口观察和断口附近的截面金相观察。断口观察在 FEI XL30 FEG ESEM 扫描电镜下进行。

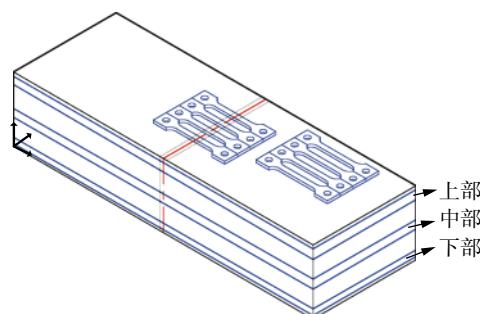


图 1 母材和焊缝的慢拉伸取样位置

Fig. 1 Sampling location of TC4 base metal and weld joint for slow tensile test

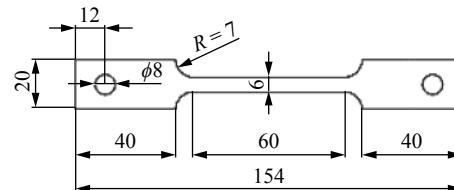


图 2 慢拉伸试样尺寸 (mm)
Fig. 2 Tensile sample size for slow tensile test

表 1 人造海水配方(质量浓度, g/L)

Table 1 Artificial seawater composition

NaCl	MgCl ₂	Na ₂ SO ₄	CaCl ₂	KCl	NaHCO ₃	KBr	H ₃ BO ₃	SrCl ₂	NaF
24.53	5.20	4.09	1.16	0.695	0.201	0.101	0.027	0.025	0.003

注: 用 0.1 mol/L NaOH 将溶液 pH 调至 8.2

2 结果与分析

2.1 接头组织分析

图 3 是接头的表面宏观形貌和横截面形貌。焊缝表面成形良好, 无凹陷、裂纹等宏观缺陷, 背面熔入垫块。焊缝横截面没有发现粗大气孔、冷隔等内部缺陷。焊缝表面熔宽约 22 mm, 半熔深处熔宽约

13 mm。100 mm 厚板焊接时, 焊缝顶部吸收电子束能量最多, 热量最大, 焊缝宽度大; 中部和下部相比于上部吸热较少, 焊缝宽度减小。焊缝冷却凝固时, 熔池下部先凝固, 冷却速度最快, 晶粒细小; 熔池上部最后凝固, 冷却速度比熔池下部金属慢, 晶粒粗大。因此宏观形貌上显示 100 mm 厚板钛合金电子束焊缝区从上到下晶粒逐渐变细小。

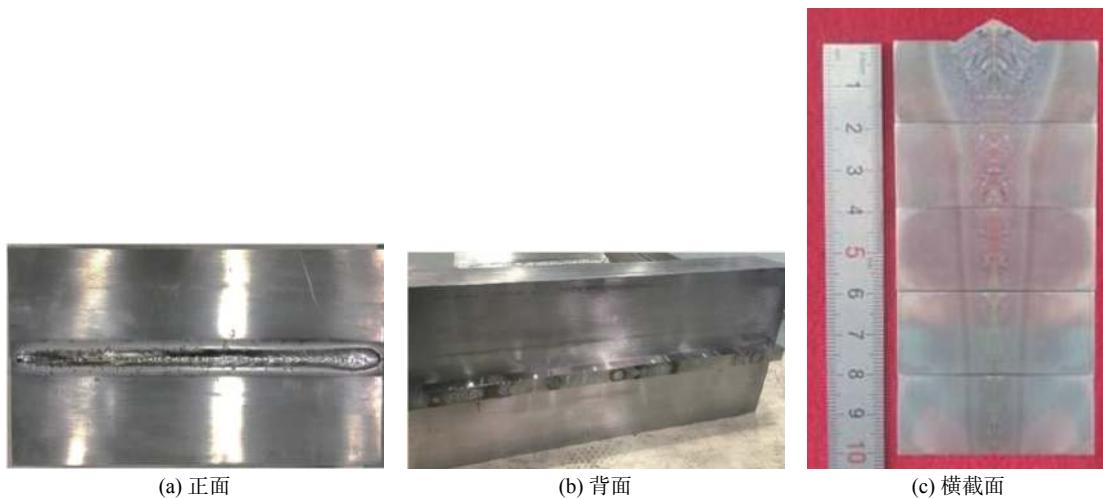
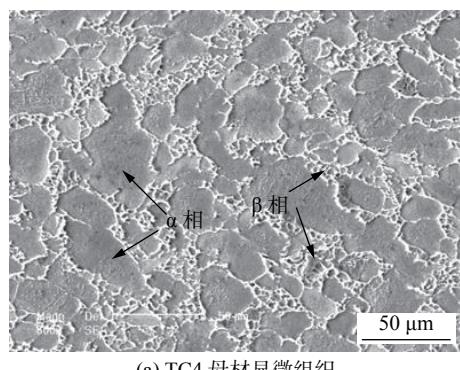


图 3 接头表面宏观和横截面形貌

Fig. 3 Macro and cross-sectional morphology of the EBW joint

母材显微组织及对应的 XRD 衍射图见图 4, 结果表明, 母材呈现两相区锻造组织, 由等轴 α 相、大块条状 α 相和片状 β 转变组织组成。从 XRD 衍射峰强度可以大致判断母材中 α 相含量较多, α 相颗粒尺寸较大。



(a) TC4 母材显微组织

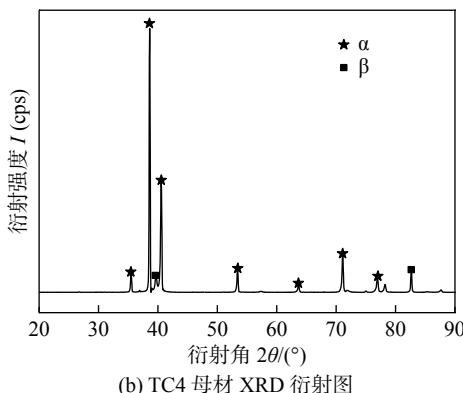
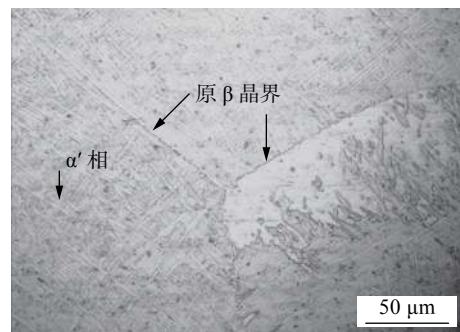


图 4 TC4 母材显微组织及 XRD 衍射图

Fig. 4 Microstructure and XRD diffraction pattern of the TC4 base metal

图 5 为 TC4 焊缝区域的金相显微组织和对应的 XRD 衍射图。可以看到, 焊缝存在粗大的原始

β 相晶界和内部呈网篮状分布的针状 α' 相。在电子束焊接过程中, TC4 钛合金焊缝区的温度可达 β 相及以上温度, 焊缝金属 β 相快速长大, 在焊缝区生成粗大柱状晶。随后, 焊缝冷却速度极快, 焊缝金属由 β 相直接切变生成马氏体 α' 相, 为单一板条 α' 马氏体及夹在 α' 相片层之间的少量 β 相。 α' 马氏体交错分布, 属于典型的网篮状组织。



(a) TC4 焊缝显微组织

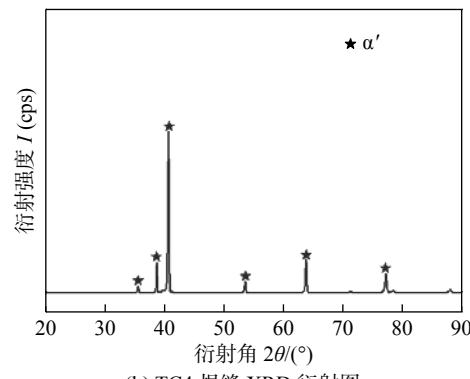


图 5 TC4 焊缝显微组织及 XRD 衍射图

Fig. 5 Microstructure and XRD diffraction pattern of TC4 weld metal

2.2 应力腐蚀敏感性分析

为了表征 TC4 钛合金电子束焊接接头在海水中的应力腐蚀 SCC 敏感性, 定义应力腐蚀敏感指数 I_{SSRT} 作为应力腐蚀 SCC 敏感性的判据。根据 HB 7235—95《慢应变速率应力腐蚀试验方法》中的规定, 应力腐蚀敏感指数 I_{SSRT} 通过式(1)计算, 即

$$I_{SSRT} = 1 - \frac{R_m(\text{溶液}) (1 + A(\text{溶液}))}{R_m(\text{空气}) (1 + A(\text{空气}))} \quad (1)$$

式中: R_m 表示抗拉强度; A 表示断后伸长率。

当 I_{SSRT} 从 0 增加到 1, 表示应力腐蚀敏感性逐渐增加; 如果 $I_{SSRT} \leq 0$, 就表明材料在所测试的应变速率和试验环境下不表现应力腐蚀敏感性。

TC4 母材及 TC4 焊缝在室温空气与人造海水溶液中的慢应变速率拉伸性能如表 2 所示。TC4 母材在海水中的慢拉伸强度和断后伸长率和 TC4 母材在空气中的慢拉伸强度和断后伸长率相当, 没有明显损失。按照公式(1)计算得到母材在室温海水中的应力腐蚀敏感指数 I_{SSRT} 为 -0.066 。这表明在室温人造海水溶液中, 应变速率为 $\varepsilon = 1 \times 10^{-6} \text{ s}^{-1}$ 时, TC4 母材未表现出应力腐蚀敏感性。

表 2 TC4 母材和焊缝在空气和海水中的慢应变速率拉伸性能

Table 2 Slow strain rate tensile properties of the TC4 base metal and welded joint in air and seawater

试样编号	环境条件	拉伸强度 R_m/MPa	平均拉伸强度 \bar{R}_m/MPa	拉伸强度比值 $\bar{R}_m(\text{海水})/\bar{R}_m(\text{空气})$	断后伸长率 $A(\%)$	平均断后伸长率 $\bar{A}(\%)$	应力腐蚀敏感指数 I_{SSRT}	备注
MCU-A-1	室温空气	1 005	970	1.00	8.7	8.15	-0.066	母材
MCU-A-2		935			7.6			
MCU-S-1	室温海水	982	973.5	0.96	10.2	8.75	0.13	焊缝上部
MCU-S-2		965			7.3			
HFU-A-1	室温空气	938	969.5	0.97	5.4	5.85	0.02	焊缝中部
HFU-A-2		1 001			6.3			
HFU-S-1	室温海水	939	933.5	0.96	5.3	5.3	0.03	焊缝下部
HFU-S-2		928			5.3			
HFM-A-1	室温空气	924	927	0.97	6.2	6.55	0.02	焊缝下部
HFM-A-2		930			6.9			
HFM-S-1	室温海水	881	897.5	1.06	6.3	6.6	0.03	焊缝下部
HFM-S-2		914			6.9			
HFD-A-1	室温空气	900	922.5	0.97	8.3	7	0.03	焊缝下部
HFD-A-2		945			5.7			
HFD-S-1	室温海水	997	974.5	1.06	5.8	6.4	0.03	焊缝下部
HFD-S-2		952			7.0			

TC4 焊缝在海水中的强度和断后伸长率比 TC4 焊缝在空气中的强度和断后伸长率略有损失, 但损失并不显著。按照公式(1)计算得到焊缝上部、中部和下部在室温海水中的应力腐蚀敏感性指数 I_{SSRT} 分别为 0.13 , 0.02 和 0.03 , 这表明 TC4 焊缝在室温人造海水溶液中, 应变速率为 $\varepsilon = 1 \times 10^{-6} \text{ s}^{-1}$ 条件下表现出轻微的应力腐蚀敏感性。

对比 TC4 母材和焊缝的慢应变速率拉伸性能发现, 焊缝的强度与母材相比没有明显变化, 但断后伸长率显著降低。这是由于焊缝微观组织为网篮

状马氏体, 而母材为等轴状 $\alpha + \beta$ 两相组织。焊缝中存在的大量马氏体 α' 相, 其 hcp 晶体结构滑移系少, 塑性变形能力相对于母材 $\alpha + \beta$ 等轴组织要差, 因此焊缝的断后伸长率低于母材。

2.3 慢拉伸断口形貌分析

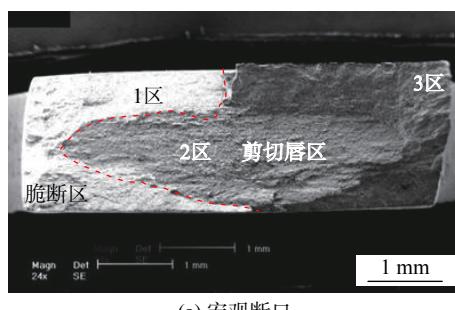
图 6 为 TC4 母材在人造海水环境中的慢拉伸断口形貌。宏观断口(图 6a)可以看出, TC4 母材慢拉伸断口由晶间脆性断裂区和大面积剪切唇区组成。图 6b(图 6a 中 1 区的微观断口)显示, 方框区域表面光滑, 无明显韧窝, 同时可以看到部分小台阶,

这是晶间解理断裂的特征形貌, 由此推断, 方框区域在拉伸时是晶间脆性断裂。方框之下的断口表面有韧窝, 但韧窝很浅, 起伏不大, 具有穿晶韧性断裂特征。**图 6c(图 6a 中 2 区的微观断口)**可以观察到许多形状不规则的扇形花样解理面和二次裂纹, 韧窝边缘形成韧性撕裂岭。由此推断, 2 区在拉伸时是准解理断裂。**图 6d(图 6a 中 3 区的微观断口)**显示, 断口表面存在许多韧窝和部分解理面, 说明 3 区在拉伸时也是准解理断裂。

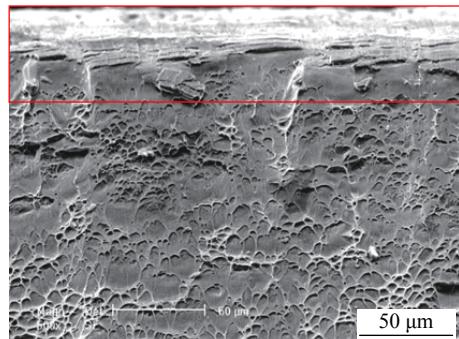
图 7 为 TC4 电子束焊缝在人造海水环境中的慢拉伸断口形貌。焊缝上部(**图 7a**)、焊缝中部(**图 7b**)和焊缝下部(**图 7c**)宏观断口均表明, 焊缝断口主要由晶间脆性断裂区和小面积剪切唇区组成, 焊缝塑性较差, 符合**表 2** 的测试结果。由于焊缝上、中、

下部位的宏观断口形貌相似, 因此挑选焊缝上部断口作为典型代表, 进行微观断口形貌分析。

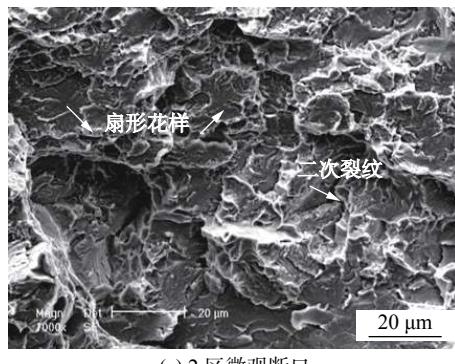
图 8a 为**图 7a** 中 1 区的微观断口形貌, 呈现典型的电子束焊缝柱状晶断口和准解理断裂形貌。箭头所示的长条状光滑凹坑是电子束焊接快速加热及快速冷却形成的 α' 相集束断裂时整体拔出的结果。准解理断裂的每个小断裂面上存在一些河流花样、舌状物, 但这些小断裂面间的连接又有韧性断裂特征的撕裂岭和韧窝。**图 8b** 为**图 7a** 中 2 区的放大图, 呈现解理断裂和准解理断裂形貌。右侧裂纹由右向左扩展, 中间斜交界线为晶界。由于中间和右侧晶粒相对扭转角度较大, 所以产生较大的解理台阶, 河流花样得以继续扩展至中间晶粒。然而, 中间晶粒与左侧晶粒的位向相差很大, 河流花样在晶



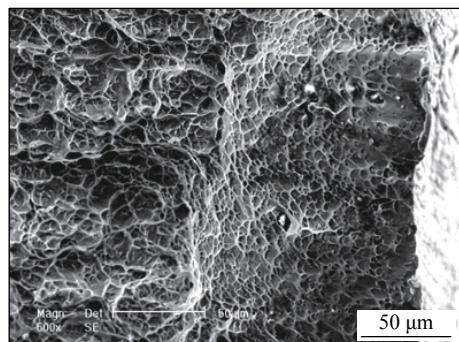
(a) 宏观断口



(b) 1 区微观断口



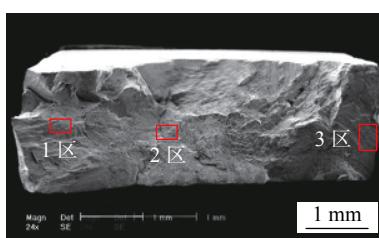
(c) 2 区微观断口



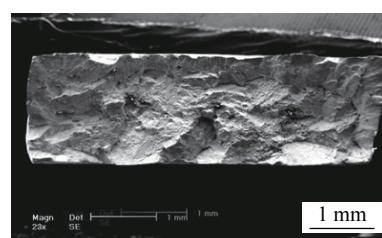
(d) 3 区微观断口

图 6 母材在海水中慢拉伸断口形貌

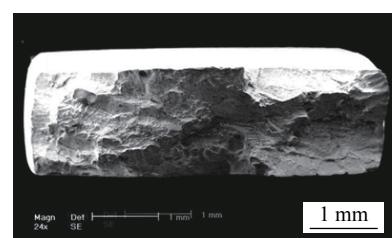
Fig. 6 Fracture morphology of the base metal in seawater



(a) 焊缝上部



(b) 焊缝中部



(c) 焊缝下部

图 7 焊缝在海水中慢拉伸宏观断口形貌

Fig. 7 Macro-fracture morphology of the TC4 weld metal in seawater

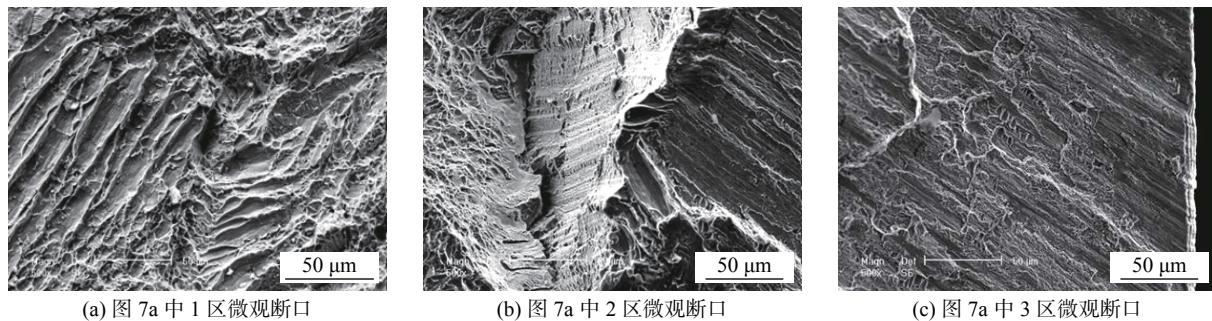


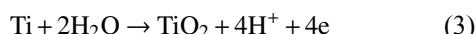
图 8 焊缝在海水中慢拉伸微观断口形貌

Fig. 8 Micro-fracture morphology of the TC4 weld metal in seawater

界处停止。左侧晶粒开始出现韧窝等韧性断裂特征形貌。[图 8c](#) 为图 7a 中 3 区的放大图, 呈现解理断裂河流花样, 在平的断裂面上又存在撕裂棱, 因此该区域在断裂时首先产生解理裂纹, 然后这些解理裂纹不断长大, 最后以撕裂棱塑性方式撕裂。

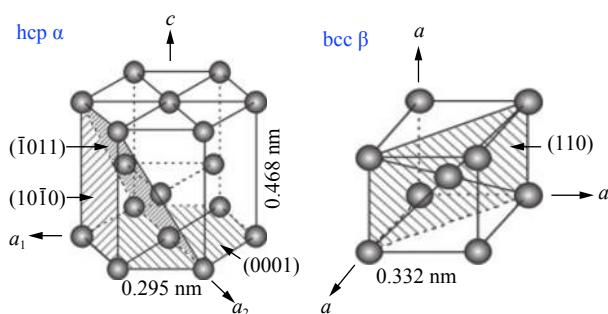
2.4 接头腐蚀机制讨论

钛合金具有耐腐蚀性主要是因为钛表面会形成钛的氧化膜。当钛合金遇到外加机械力时, 裂纹尖端的氧化膜被破坏, 电化学反应发生^[23], 化学反应如式(2)~式(4)所示, 即



钛的阳极溶解导致裂纹尖端的溶液中 Ti^{2+} 浓度增加, 钛的水解使裂纹尖端的溶液产生氢。

TC4 钛合金电子束焊缝的应力腐蚀敏感性高于母材。这是由于焊缝组织主要为 α' 相。TC4 钛合金的晶体结构中([图 9](#)), α 相具有 4 个四面体间隙和 2 个八面体间隙; β 相具有 12 个四面体间隙和 6 个八面体间隙。H 主要占据 Ti 的四面体间隙位置。由于 β 相具有比 α 相更多的四面体间隙位置,

图 9 钛合金 α 相和 β 相的晶体结构示意图Fig. 9 Crystal structural diagrams of α phases and β phases in titanium Alloys

因此 H 在 β 相中的扩散速率要比在 α 相中的扩散速率高。当 Ti 合金中同时存在 α 相和 β 相时, H 优先通过 β 相晶格扩散到 α/β 的相界面处或 α 相内障碍物附近。如[图 10](#) 母材 H 元素分布 SIMS 结果所示, α/β 的相界面处积累大量的氢。TC4 焊缝的 TEM 明场像中([图 11](#))可以看到, 氢扩散到 α' 相界面处或 α' 相内障碍物附近, 并在此处发生位错的塞积和氢的累积。当位错组态从胞状向平面滑移转变时, 增加了滑移长度, 进而增加了位错堆积应力, 应力腐蚀敏感性增加。

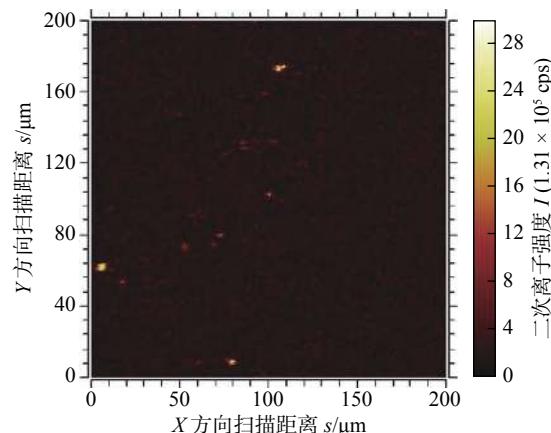


图 10 H 元素在 TC4 母材中的分布 SIMS 结果
Fig. 10 SIMS for distribution of hydrogen in the TC4 base material



图 11 TC4 焊缝 α' 相的 TEM 明场像和 δ -H 的电子衍射谱
Fig. 11 TEM bright field image and electron diffraction spectrum of δ -H phase

有研究表明, 氢可以降低金属原子键的结合能力, 促进位错增加, 运动的位错将氢原子传输到晶界附近或其它障碍物附近, 并在此处发生位错的塞积, 同时积累大量的氢原子, 当浓度达到足够高的程度, 导致了裂纹的萌生。另一方面, 氢促进了裂尖的塑性过程, 即氢增强了金属中位错的可动性, 导致裂尖局部区域的位错滑移, 进而使裂纹在更低的应力水平下发生扩展^[24]。TC4 焊缝应力腐蚀以 α' 相的穿晶解理断裂为主(见图 12), 解理面与 α 相的(0001)面成一定角度。前述断口形貌表明, 焊缝应力腐蚀断裂呈现穿晶解理和准解理断裂形貌。这种形貌可以进一步证明 TC4 钛合金电子束焊缝在海水中的应力腐蚀机制如图 13 所示, 在拉伸应力作用下, 焊缝在海水中发生阳极溶解, 氢扩散诱导 α' 相界及 α' 相内发生位错塞积, 积累大量氢原子, 导致了裂纹的萌生, 同时扩散氢增强裂纹尖端的塑性变形进而使裂纹在更低的应力水平下发生扩展。

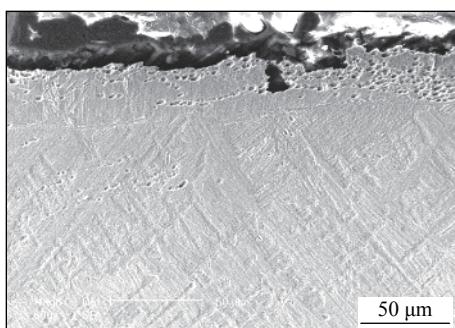


图 12 焊缝海水慢拉伸断口附近截面 SEM 显微组织
Fig. 12 The microstructure of cross section near fracture of the TC4 weld metal in seawater

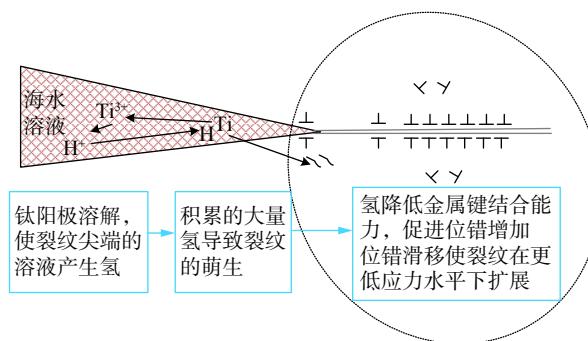


图 13 TC4 焊缝应力腐蚀断裂机制示意图
Fig. 13 Schematic diagram of stress corrosion fracture mechanism of the TC4 weld metal

3 结 论

(1) 采用电子束焊接方法焊接 100 mm 厚 TC4

钛合金, 接头呈现近 U 形焊缝, 表面成形良好, 内部没有粗大气孔、冷隔等缺陷。母材主要由 α 相和 β 相构成, β 相分布于 α 相的晶界处。焊缝金属由于快速加热和快速冷却, 由粗大 β 相直接切变生成马氏体 α' 相, 呈网篮状分布, α' 相内部呈现大量位错。

(2) 在室温人造海水中应变速率为 $1 \times 10^{-6} \text{ s}^{-1}$ 条件下, TC4 母材未表现出应力腐蚀敏感性; 而 TC4 焊缝则表现出轻微应力腐蚀敏感性。

(3) TC4 钛合金电子束焊缝在海水中发生阳极溶解, 使裂纹尖端的溶液产生氢。氢扩散到 α' 相界面处或 α' 相内障碍物附近, 并发生位错的塞积, 并累积大量氢, 应力腐蚀敏感性增加。

参考文献:

- [1] Lütjering G, Williams J C. Titanium[M]. 2nd ed. New York: Springer Berlin Heidelberg, 2007.
- [2] 赵永庆. 我国创新研制的主要船用钛合金及其应用[J]. 中国材料进展, 2014, 33(7): 398 – 404.
Zhao Yongqing. The new main titanium alloys used for shipbuilding developed in China and their applications[J]. Materials China, 2014, 33(7): 398 – 404.
- [3] 常 辉. 钛材料在海洋工程中的应用 [N]. 北京: 中国有色金属报, 2018.
- [4] 赵凤桐. 钛及钛合金在氯碱工业上的应用 [J]. 氯碱工业, 1991, 6: 33 – 42.
Zhao Fengtong. Application of titanium and titanium alloys in chlor-alkali industry[J]. Chlor-Alkali Industry, 1991, 6: 33 – 42.
- [5] 余存烨. 耐蚀钛合金的发展 [J]. 钛工业进展, 2003, 20(1): 12 – 19.
Yu Cunye. Development of corrosion resistant titanium alloys[J]. Titanium Industry Progress, 2003, 20(1): 12 – 19.
- [6] Atapour M, Pilchak A L, Shamanian M, et al. Corrosion behavior of Ti-8Al-1Mo-1V alloy compared to Ti-6Al-4V[J]. Material Design, 2011, 32(3): 1692 – 1696.
- [7] Raja V S, Shoji T. Stress corrosion cracking[M]. Cambridge: Woodhead Publishing, 2011: 381-408.
- [8] Wanhill R J H. Aqueous stress corrosion in titanium alloys[J]. British Corrosion Journal, 1975, 10: 69 – 78.
- [9] 李晓延, 巩水利, 关桥, 等. 大厚度钛合金结构电子束焊接制造基础研究 [J]. 焊接学报, 2010, 31(2): 107 – 112.
Li Xiaoyan, Gong Shuli, Guan Qiao, et al. Fundamental research on electron beam welding of heavy section titanium alloy structures[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2010, 31(2): 107 – 112.
- [10] Weglowski M S, Blacha S, Phillips A. Electron beam welding-techniques and trends-review[J]. Vacuum, 2016, 130: 72 – 92.

- [11] 石铭霄. 钛合金电子束深熔焊传热传质及质量控制研究 [D]. 兰州: 兰州理工大学, 2013.
- [12] 侯江涛. TC4 钛合金高能束流焊接焊缝组织研究 [D]. 武汉: 华中科技大学, 2009.
- [13] 吴会强, 冯吉才, 何景山, 等. 电子束焊接热输入对 Ti-6Al-4V 组织结构的影响 [J]. 焊接学报, 2004, 25(5): 41–44.
Wu Huiqiang, Feng Jicai, He Jingshan, et al. Effect of electron beam welding heat input on microstructure of Ti-6Al-4V[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2004, 25(5): 41–44.
- [14] 龚玉兵, 王善林, 李娟, 等. 厚板 TC4 钛合金电子束焊接头组织演变规律 [J]. 焊接学报, 2017, 38(9): 91–96.
Gong Yubing, Wang Shanlin, Li Juan, et al. Microstructure evolution of thick TC4 titanium alloy vacuum electron beam welded joint[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2017, 38(9): 91–96.
- [15] 安飞鹏, 王其红, 李士凯, 等. 深潜器用 Ti80 电子束焊接接头精细组织结构特征 [J]. 焊接学报, 2017, 38(5): 96–99.
An Feipeng, Wang Qihong, Li Shikai, et al. Microstructure of electron beam welded thick-wall Ti80 joint[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2017, 38(5): 96–99.
- [16] 旷小聪. 超大厚度 TA15 钛合金电子束焊接及热处理工艺研究 [D]. 南昌: 南昌航空大学, 2017.
- [17] 余陈, 张宇鹏, 房卫萍, 等. 焊后热处理对 100 mm TC4 钛合金电子束焊接接头残余应力的影响 [J]. 材料热处理学报, 2018, 39(7): 151–155.
Yu Chen, Zhang Yupeng, Fang Weiping, et al. Effect of post welding heat treatment on residual stress of 100 mm TC4 Ti-alloy welded joint by electron beam welding[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2018, 39(7): 151–155.
- [18] 吴冰, 张建勋, 巩水利, 等. 厚板钛合金电子束焊接残余应力分布特征 [J]. 焊接学报, 2010, 31(2): 10–12.
Wu Bing, Zhang Jianxun, Gong Shuili, et al. Residual stress distribution of large thickness titanium alloy joints by electron beam welding[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2010, 31(2): 10–12.
- [19] Han W, Fu L, Chen H Y. Effect of welding speed on fatigue properties of TC18 thick plate by electron beam welding[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2018, 47(8): 2335–2340.
- [20] 吴俊升, 林超, 彭冬冬, 等. Q345D 低合金钢在海洋潮差区的腐蚀规律及电化学行为研究 [J]. 机械工程学报, 2016, 52(20): 30–36.
Wu Junsheng, Lin Chao, Peng Dongdong, et al. Electrochemical investigation and corrosion behavior of low alloy steel Q345D in marine tidal zone[J]. Journal of Mechanical Engineering, 2016, 52(20): 30–36.
- [21] 马宏驰, 刘智勇, 杜翠薇, 等. SO₂ 质量分数对污染海洋大气环境中高强钢 E690 腐蚀行为的影响 [J]. 机械工程学报, 2016, 52(16): 33–41.
Ma Hongchi, Liu Zhiyong, Du Cuiwei, et al. Effect of SO₂ content on corrosion behavior of high-strength steel E690 in polluted marine atmosphere[J]. Journal of Mechanical Engineering, 2016, 52(16): 33–41.
- [22] 黄涛, 陈小平, 王向东, 等. 高强耐候钢在 NaCl 溶液中的腐蚀锈层特征和耐腐蚀性研究 [J]. 机械工程学报, 2017, 53(20): 45–53.
Huang Tao, Chen Xiaoping, Wang Xiangdong, et al. A study on the rust characteristics and corrosion resistance of high strength weathering steels in NaCl solution[J]. Journal of Mechanical Engineering, 2017, 53(20): 45–53.
- [23] 刘焱. 感应热处理 TC4 合金焊缝的应力腐蚀及慢拉伸时电化学行为 [D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2017.
- [24] Sheng C, Suming Z, Chao V, et al. The mechanism of aqueous stress-corrosion cracking of $\alpha + \beta$ titanium alloys[J]. Corrosion Science, 2017, 125: 29–39.

第一作者简介:房卫萍,女,1983年出生,高级工程师。主要从事高效焊接技术及材料表征研究。发表论文20余篇。E-mail: fwpln@163.com