

Ti-6321 大厚度钛合金电子束焊接接头组织及性能

高 奇, 蒋 鹏, 耿永亮, 高福洋, 余 巍

(中国船舶重工集团公司第七二五研究所, 河南 洛阳 471023)

摘 要: 采用真空电子束焊机实现 94 mm 大厚度 Ti-6321 (名义成分为 Ti-6Al-3Nb-2Zr-1Mo) 钛合金全厚度焊接。通过在接头根部填加锁底结构形式获得良好成形的焊缝, 接头呈钉形焊缝形貌, 深宽比约为 16。结果表明: 焊缝区为粗大柱状晶, 内部排列针状 α' 马氏体相及编织状片层 α 相; 熔合区是柱状晶与等轴晶共生; 单侧热影响区宽约 2 mm。焊缝区和热影响区的硬度值比母材低, 焊接接头抗拉强度与母材相当, 拉伸试样均断于焊缝区。焊缝区和热影响区都有较好的冲击韧性, 焊接接头厚度方向上力学性能的均匀性较好。

关键词: 真空电子束焊; Ti-6321 钛合金; 显微组织; 力学性能

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2020)03-0990-07

Ti-6321 钛合金是一种用于船舶及海洋工程的中等强度近 α 型钛合金, 具有比强度高、良好的塑韧性以及耐海水腐蚀性等优异性能^[1], 近年来成为我国海洋船舶钛合金承力构件的理想选择, 已用于制造船舶结构件及深海装备深潜器^[2]。

真空电子束焊接具有真空度高、能量密度高、穿透能力强以及效率高等优势, 可获得大熔深、小变形和成形良好的焊接接头, 极其适合于大厚度钛合金构件的焊接。而对于大厚度钛合金电子束深熔焊, 大功率电子束高速轰击作用于接头, 熔池温度梯度较大, 冷却速度不一, 使得接头组织不均匀性增大, 进而对接头性能的影响较大^[3,4]。曹京霞等人^[5] 研究近 α 钛合金发现, 等轴 α 相体积分数的增加, 增强了钛合金抗裂纹萌生的能力, 有利于塑性和冲击性能的提高。由于采用电子束焊接, 焊接接头等轴 α 相减少, 冲击吸收功降低。安飞鹏等人^[2] 研究了 56 mm 厚 Ti-6321 钛合金锻件电子束焊接接头性能试验, 接头抗拉强度较高, 焊缝区冲击吸收功 36.3 J, 相比母材冲击吸收功 58 J, 冲击韧性损失严重。宋庆军等人^[6] 对厚度为 60 mm 的 TC4ELI 钛合金对接缝电子束焊研究中发现接头在厚度方向上呈钉形, 沿厚度方向存在组织不均匀性, 由焊缝顶部至底部冲击韧性值均呈降低趋势。全熔透焊缝的冲击韧性值和平行于轧制方向及板材厚度方向的母材基本相当, 而大于垂直于轧制方向母材的冲击韧性。

Ti-6321 钛合金元素较 TC4ELI 钛合金元素多, 大功率电子束焊对接头成分、组织和性能的均匀性影响较大, 故在优化电子束焊工艺实现 94 mm 厚的 Ti-6321 钛合金焊

接接头良好成形, 保证熔深的同时更加注重对接头力学性能均匀性的研究。本研究采用适用于海洋船舶行业的 Ti-6321 钛合金, 实现 94 mm 全厚度 Ti-6321 钛合金电子束焊接接头良好成形, 并对其组织和性能及其匹配规律进行分析, 为推广 Ti-6321 钛合金在航空、海洋船舶、石油化工等领域结构件中的应用提供依据。

1 实 验

试验材料选用 94 mm 和锁底 20 mm 厚的 Ti-6321 钛合金轧板, 其化学成分如表 1 所示。焊接设备为 EBOCAM KS610-TWIN G600KM 大功率高压电子束焊机, 该设备最高加速电压为 150 kV, 功率 60 kW。焊前先对钛合金厚板进行机械打磨去除表面氧化膜, 然后用无水乙醇擦洗干净。焊接方向垂直于厚板轧制方向, 焊接工艺参数如表 2 所示。

表 1 Ti-6321 钛合金化学成分

Table 1 Chemical composition of Ti-6321 titanium alloy (wt%)

Al	Nb	Zr	Mo	Fe	Si	O	Ti
6.10	3.00	1.93	1.04	0.04	0.04	0.10	Bal.

表 2 电子束焊接工艺参数

Table 2 Process parameters for electron beam welding

U/kV	I_b /mA	I_f /mA	v /mm·min ⁻¹
150	270	2445	300

收稿日期: 2019-03-15

作者简介: 高 奇, 男, 1994 年生, 硕士, 中国船舶重工集团公司第七二五研究所, 河南 洛阳 471023, E-mail: 15194539792@163.com

焊后利用线切割在垂直于焊接方向截取焊缝横截面金相试样, 经砂纸打磨, 抛光机抛光后, 用腐蚀溶液 (HF、HNO₃、H₂O) 进行化学腐蚀。采用 OLYMPUS GX71 金相显微镜进行接头显微组织观察。按图 1a 进行拉伸试样取样, 按图 2a 加工试样, 利用万能材料试验机进行拉伸试验。按图 1b、1c 进行冲击试样取样, 按图 2b 加工试样, 利用摆锤式冲击试验机 (ZBC2302-B) 进行冲击试验。

2 结果及分析

2.1 接头横截面宏观形貌

采用大功率真空电子束焊机实现大厚度 Ti-6321 钛合金电子束深熔焊, 焊接试块底部填加了 20 mm 厚垫板, 锁底背部出现零星焊点, 实际熔焊 Ti-6321 钛合金试块可达 114 mm 厚, 实现 94 mm 大厚度焊接接头良好成形。通过填加锁底的方式保证 94 mm 接头全厚度焊接, 将底部钉尖引到锁底后去除, 根部填加锁底是实现 94 mm 全厚度钛合金焊接接头良好成形的重要方法。

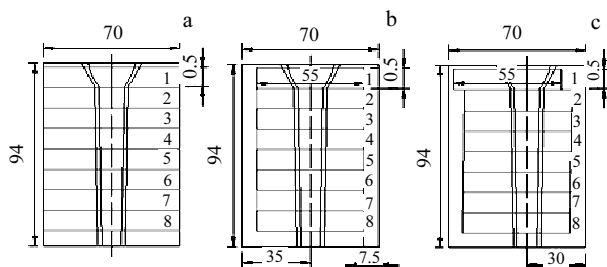


图1 试板取样图

Fig.1 Sampling diagram of test plate: (a) tensile specimens, (b) impact specimens in weld zone, and (c) impact specimens in HAZ

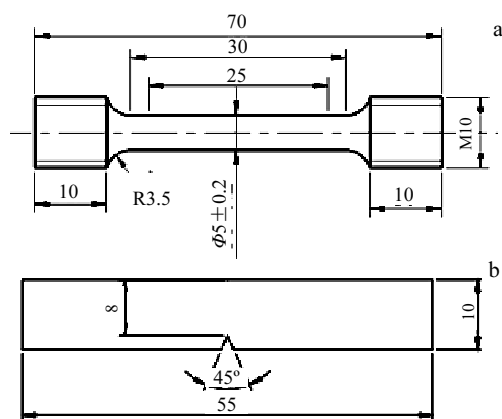


图2 标准试样示意图

Fig.2 Schematic diagram of standard specimen at room temperature: (a) tensile specimen and (b) impact specimen

图3为94 mm厚Ti-6321钛合金电子束焊接接头横截面形貌, 熔宽约为6 mm, 接头熔深94 mm, 焊缝深宽比约为16。焊缝顶部熔宽大约为15 mm, 底部熔宽为5 mm。焊缝成形良好, 没有明显气孔、裂纹等缺陷, 熔深方向焊缝呈钉形, 钉头熔深高为12 mm。由于电子束焊一次性深熔焊特性, 焊缝由上部到下部热输入量逐渐减小, 焊缝上部吸热多, 熔宽大, 相比于焊缝上部, 焊缝下部熔宽减小。焊缝表面余高约为8 mm, 主要是熔化金属的凝固堆叠和焊接收缩造成。接头焊缝区由柱状晶组成, 经腐蚀柱状晶清晰可见。焊缝余高及钉头位置处柱状晶由两侧朝向焊缝顶部生长, 中、下部焊缝区柱状晶垂直向中心呈对称分布。

图4为接头中部横向焊缝中心偏母材一侧显微组织。可以观察到焊缝到母材一侧的组织转变梯度较大。显微组织关于焊缝中心呈对称分布, 接头截面从焊缝中心至右侧母材, 焊缝区为中心等轴晶和柱状晶, 熔合线为柱状晶和等轴晶联生, 单侧热影响区约2 mm, 分为受热温度影响较高的近焊缝区、热影响区中间区域和受温度影响较低的近母材区。

2.2 不同区域的显微组织

图5为Ti-6321钛合金的母材显微组织, 母材为轧制退火态, 组织由拉长的 α 相和转变 β 相组成。

图6为电子束焊接头平行段上部、中部、和下部的接头组织。可以看出, 图6a上部焊缝区为对称分布的柱状晶, 由两侧熔合线向中心对接垂直生长至相遇。

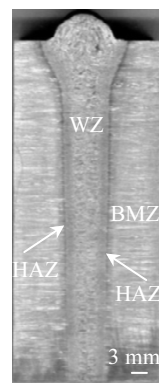


图3 Ti-6321 钛合金电子束焊接接头横截面宏观形貌

Fig.3 Cross-sectional macroscopic morphology of electron beam welded joint of Ti-6321 titanium alloy

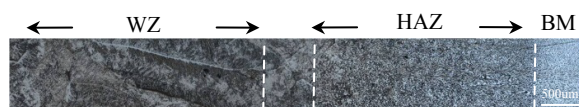


图4 接头中部横向部分显微组织

Fig.4 Microstructure of the transverse part in the middle of the joint

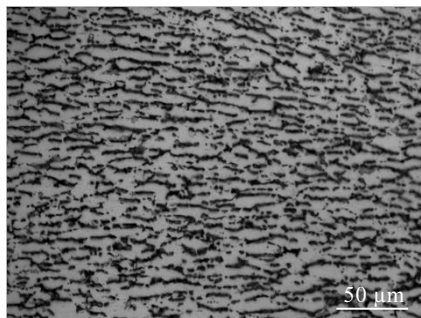


图 5 Ti-6321 钛合金母材显微组织

Fig.5 Microstructure of Ti-6321 titanium alloy base material

因为熔池在垂直于熔合线方向的散热最大,凝固结晶时,焊缝温度梯度较大,成分过冷度较小,非均质形核较少,每个晶粒有足够的时间长大成粗大的柱状晶^[7,8]。图 6b 中部和图 6c 下部焊缝区分布为中心等轴晶和柱状晶,是由于焊缝中心晶体在凝固的后期,四周散热和液体对流使中心的温度达到均匀,可向四周均匀生长,形成中心等轴晶,中心等轴晶尺寸较小。不同之处在于中部中心等轴晶沿厚度方向生长连在一块,无明显晶界,而下部沿焊缝中心呈小且多的等轴晶。原因是中部温度梯度较小,在焊接传热厚度方向大致均

匀且温度散热较慢,柱状晶较为粗大,中心等轴晶有适宜的温度形核生长连在一块。下部热输入较低、高温停留时间短且冷速较快,柱状晶由两侧向中心生长,中心等轴晶形核长大较多但并不连续。上部熔合线附近的等轴晶较中、下部明显,由焊缝区向热影响区一侧的晶粒尺寸由大到小递减分布。

中部熔深焊缝区显微组织如图 7 所示,主要由 α 相、 α' 马氏体和残余 β 相组成。由图 7a 可知, $\beta \rightarrow \alpha$ 转变区间上, α 相在 β 晶界上形核长大,形成晶界 α 相, α' 马氏体相在晶界处形核,垂直晶界向晶内生长,形成沿一定位相排列的 α' 马氏体板条束,即魏氏组织^[6]。由于电子束焊超快热循环,焊缝区冷却速度极快,形成粗大的柱状晶, β 相通过原子扩散析出稳定态 α 相的过程来不及进行,只能通过切变相变生成 α' 马氏体组织,长条的针状马氏体沿晶界有序排列^[9-11]。图 7b 为焊缝区晶粒内部高倍显微组织,柱状晶内部主要分布为交织长针状 α' 相、片层 α 相和少量块状 α 相。

焊缝区 TEM 组织如图 8a 所示,柱状晶晶界处为长条晶界 α 相和沿晶界朝一定位向排列的针状 α' 马氏体相,针状 α' 马氏体长度 200~300 μm ,宽度约 0.5 μm 。图 8b 为晶内部分交错分布的片层 α 相,宽度约 1 μm ,长度约 7 μm 。

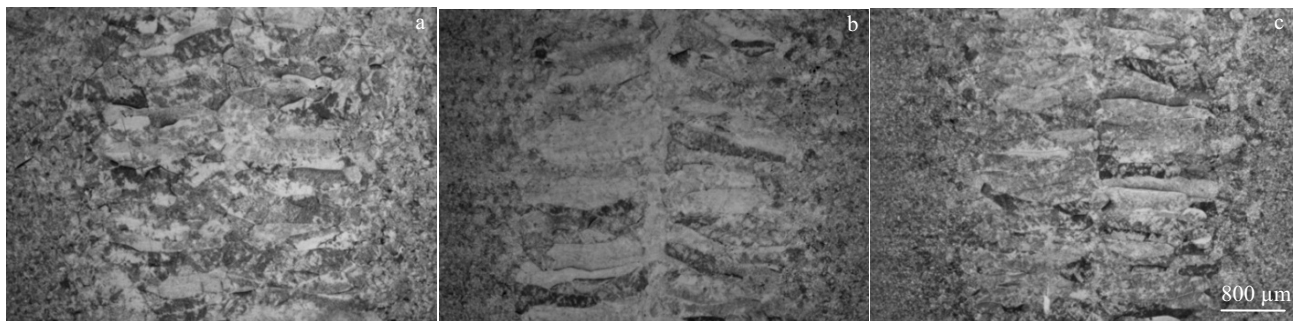


图 6 Ti-6321 钛合金电子束焊接接头组织形貌

Fig.6 Microstructures of electron beam welded joint of Ti-6321 titanium alloy: (a) top joint, (b) middle joint, and (c) bottom joint

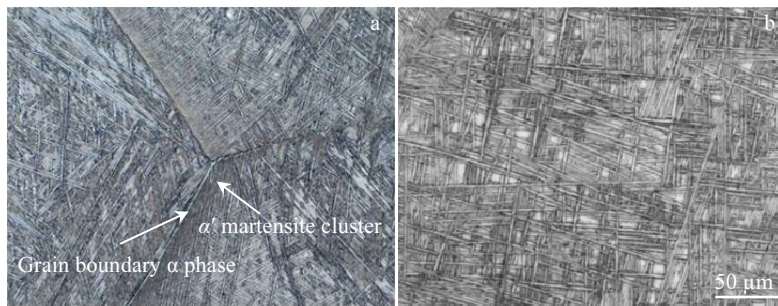


图 7 焊缝区显微组织

Fig.7 Microstructures of weld zone: (a) columnar grain boundary and (b) columnar intracrystalline

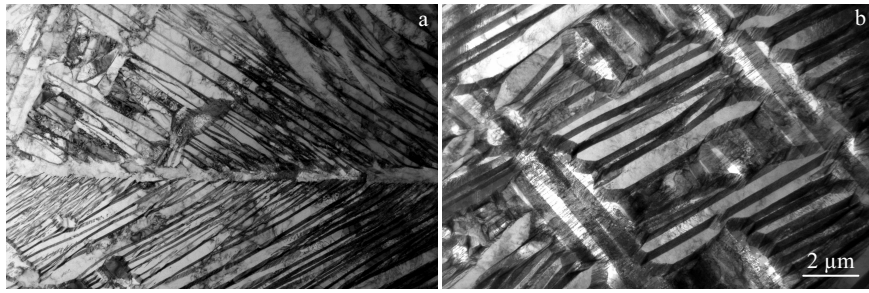


图8 焊缝区 TEM 组织形貌

Fig.8 TEM microstructures of weld zone: (a) columnar grain boundary and (b) columnar intracrystalline

图9为熔合区的显微组织,由左侧焊缝区柱状晶和右侧热影响区等轴晶联生,该处母材受热温度较高,处于半熔化状态,固液两相区存在较大的温度梯度,由焊缝中心向着母材一侧,等轴粗晶向细晶过渡明显^[12],熔合区两侧组织结合良好,接头实现可靠连接。

单侧热影响区宽约2 mm,焊接过程温度介于焊缝与母材之间,按组织变化热影响区可大致分为3个区域。图10a为热影响区近焊缝区的等轴晶显微组织,此区域靠近焊缝,热影响区温度高,大量的原始 α 相通过相变转变为 β 相。在达到最高温度时,其组织由 α 相和 β 相共同组成;在冷却过程中,较多 β 相快冷转变为交织的 α' 针状马氏体^[13,14],部分转变为片层 α 相。原始的 α 相向 β 相转变不完全,少量保留下来,与片层 α 相和 α' 针状马氏体映衬呈放射状。图10b为热影响区中间区域,显微组织为连续分布的块状 α 相、少量 α' 针状马氏体,晶界 α 相和残留 β 相。此区域受温度影响较低,原始 α 相大部分保留,等轴晶晶界轮廓明显, β 相在冷却过程中转变为针状 α' 马氏体,针状 α' 马氏体穿过原始 α 相内。原因是:此处热影响区温度较低,原始 α 相转变不完全而有所保留,部分 β 相转变为针状 α 相。图10c为近母材的热影响区,受热温度最低,其显微组织为原始拉长的 α 相,部分 α

相趋向等轴化的 α 相,连续条带状 β 相长大粗化。

热影响中间区 TEM 照片如图11所示,片层 α 相粗大,宽约4 μm 。片层 α 相间的 β 相上分布着少量次生 α 相。

2.3 力学性能

2.3.1 显微硬度

由于电子束接头焊缝组织关于焊缝中心线对称,因此在接头一侧进行显微硬度测试。测试结果为:母材显微硬度(HV)均值为3240 MPa,距上表面5 mm处焊缝区3个点硬度值为2540、2670、2560 MPa,均值为2590 MPa;距上表面45 mm处焊缝区的3个点硬

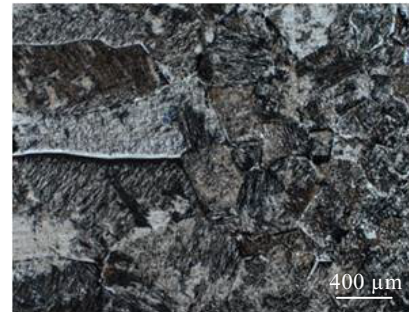


图9 熔合区组织

Fig.9 Microstructure of fusion zone

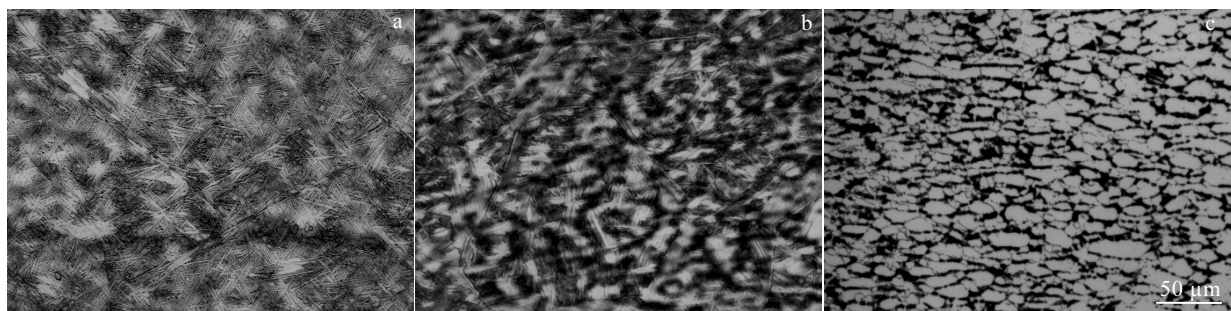


图10 热影响区显微组织

Fig.10 Microstructures of heat affected zone: (a) near weld of heat affected zone, (b) intermediate area of heat affected zone, and (c) near base metal of heat affected zone

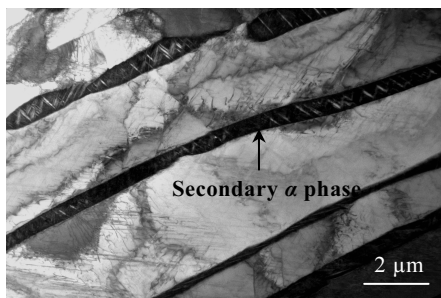


图 11 热影响中间区 TEM 照片

Fig.11 TEM image of heat-affected intermediate zone

度值为 3050、3040、3050 MPa，均值为 3047 MPa；距下表面 5 mm 处焊缝区的 3 个点硬度值为 3030、2900、3050 MPa，均值为 2993 MPa。沿熔深方向由于上部热输入较大，熔池最后凝固，组织粗大，有较多的 α 相存在，上部焊缝区的显微硬度值较低。中部和下部的焊缝区显微硬度值相近，无较大差异，是由于底部填加锁底结构，相对而言冷却速度差异不大，组织梯度较为均匀。

如图 12 所示，熔深为 45 mm 处的接头一侧横向硬度分布，焊缝区显微硬度较为均匀，均值为 3047 MPa。焊缝区的片层 α 相较宽，分布较多，显微硬度值低于母材，焊缝区显微硬度的梯度较为均匀。热影响区组织变化复杂、分布不均，显微硬度梯度变化大，热影响区中部位置， α 相受热影响片层组织粗大，存在显微硬度值最低点。

2.3.2 室温拉伸性能

通过对 Ti-6321 钛合金母材取样，进行室温拉伸试验。本工作中定义取样方向为厚板轧制方向为纵向、垂直轧向为横向。母材力学性能如表 3 所示，母材轧向抗拉强度和冲击韧性高于垂直轧向方向，是因为沿

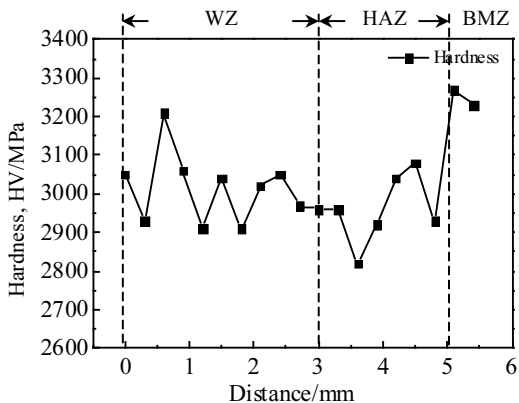


图 12 中部熔宽处接头横向硬度分布

Fig.12 Transverse hardness distribution of joint at fusion width

板材轧制方向金属流动明显多于展宽方向，因而晶粒沿轧制方向被拉长而呈现各向异性，性能较优。

按图 1 所示进行电子束焊接头全厚度取样，按照图 1 取样位置列为横坐标，同一厚度方向上取一对平行试样，对试验结果计算平均值列为纵坐标，如图 13 所示。室温下进行拉伸试验，接头抗拉强度介于 872~884 MPa 之间，屈服强度介于 746~769 MPa，延伸率介于 8%~12%。对比试验结果可知，接头拉伸试样断于焊缝区，母材抗拉强度与接头强度相当。焊缝区金属屈服强度较低，接头拉伸试样由于组织不均匀，在拉伸试验中不能协同变形，拉伸变形过程中焊缝区首先达到屈服点，直至断裂。

钛合金自身的特点和焊接工艺的特殊性决定了焊接接头区域组织和性能发生显著的变化，这些变化对钛合金整体焊接结构的性能和寿命有着重要影响^[15]。材料的力学性能主要取决于其组织形态^[16]。从组织上分析接头拉伸断裂，焊缝区及热影响区的片层 α 相使得焊缝区强度低于母材，而塑性相对较好，大量的片层的 α 相在受力变形中，裂纹容易萌生和扩展。在厚度方向上，接头在钉头位置具有较大的熔宽，焊缝区及热影响区较大，在拉伸试样中贡献较多，接头上部抗拉强度比中、下部略高。接头熔深方向平行段的抗拉强度较为均匀，波动在 10 MPa 以内，处于同一水平。试验说明较大的电子束焊热输入得到的焊缝平行形貌，可以减小厚度方向的组织不均匀性，有利于强度性能的均匀一致^[17]。

2.3.3 室温冲击性能

表 3 母材力学性能

Table 3 Mechanical properties of base metal					
Direction	$R_{p0.2}$ /MPa	R_m /MPa	A /%	Z /%	KV2/J
Longitudinal	854	916	8.0	41	57
Transverse	791	876	9.5	30	42

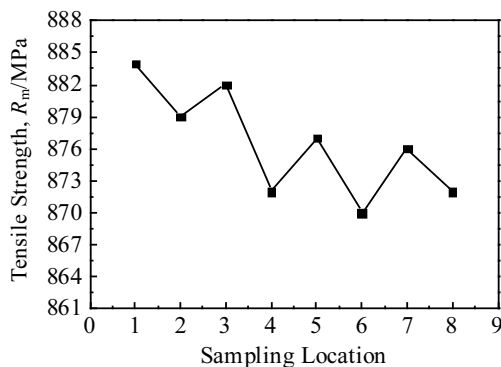


图 13 接头拉伸性能

Fig.13 Tensile properties of joint

图 14 为 Ti-6321 钛合金电子束焊接接头冲击性能, 焊缝中心的冲击功值分布于 48~56 J 之间, 均值为 53 J, 热影响区的冲击功值分布于 53~61 J 之间, 均值为 57 J。与母材的冲击功 42 J 相比, 电子束焊接接头冲击韧性优于母材。影响钛合金冲击韧性的因素较多, 对比母材单一的条带状 α 和 β 相, 焊缝区和热影响区片层交错分布的针状 α' 相对冲击过程裂纹扩展具有良好的缓冲作用。母材中条状分布的 α 相, 易于裂纹萌生和扩展, 使得母材冲击韧性相对较低^[18-20]。而热影响区出现的 β 转变次生 α 相在一定程度上也有利于冲击韧性的提高。

如图 14 所示, 热影响区的冲击值相比焊缝区的较高, 因为焊缝区主要为交织分布的 α' 针状马氏体, 热影响区组织中存在较大的块状和片层尺寸较大的 α 相, 利于提高冲击韧性。接头厚度方向上, 根部焊缝中心和热影响区的冲击功均最低, 相比于接头上部区域, 接头下部由于热输入较低、冷速较快, 焊缝区和热影响区细针 α' 相的尺寸更小, 片层 α 相较少。对比不同厚度位置的接头冲击性能可知, 冲击功值波动不大, 性能均匀性较好。

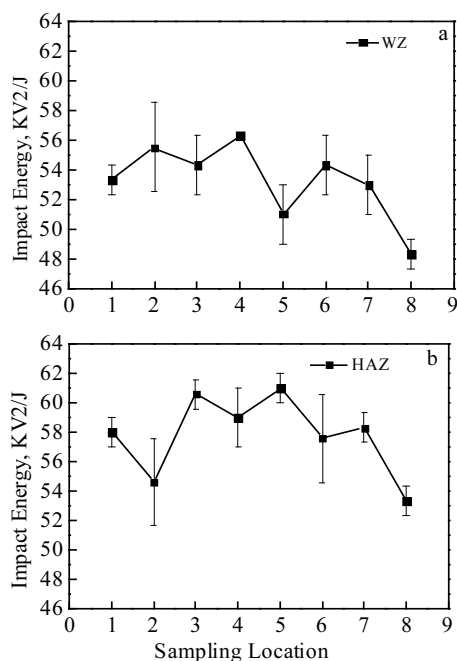


图 14 接头冲击性能

Fig.14 Impact properties of joint: (a) weld zone and (b) heat affected zone

1) 通过根部填加锁底的方式, 实现 94 mm 厚 Ti-6321 钛合金接头全厚度良好成形, 避免了根部钉尖缺陷对接头成形及性能的影响。接头深宽比约为 16, 焊缝中下部获得近似平行形貌。

2) 电子束焊接大厚板 Ti-6321 钛合金, 由于焊接接头瞬时升温, 快速冷却, 焊缝区、熔合区、及热影响区具有不同的显微组织。焊缝区上部粗大的柱状晶, 中、下部焊缝区中心为等轴晶和柱状晶; 焊缝区均为交织的长针状 α' 马氏体、少量片层和块状 α 相组成; 熔合线附近为中心柱状晶和热影响区等轴晶联生; 热影响区按组织不同大致分为 3 个区域, 靠近焊缝区为针状 α' 马氏体、片层 α 相和少量块状 α 相, 连续块状 α 相、针状 α' 马氏体和 β 相, 趋向等轴化的 α 相和连续条带状 β 相。

3) Ti-6321 钛合金大厚板电子束焊接接头力学性能在厚度方向上表现均匀。接头抗拉强度介于 861~890 MPa 之间, 焊缝区强度与母材相当。焊缝中心的冲击功均值为 53 J, 热影响区的冲击功均值为 57 J, 冲击韧性优于母材。焊接接头强度、塑性匹配较好。说明电子束焊接方法适合于大厚度 Ti-6321 钛合金的焊接, 可以提高焊接效率的同时保证焊接质量, 接头强度和塑性可达到良好匹配

参考文献 References

- [1] Wang Ting(汪汀). *Development and Application of Materials*(材料开发与应用)[J], 2003, 18(6): 3546
- [2] An Feipeng(安飞鹏), Wang Qihong(王其红), Li Shikai(李士凯) *et al. Transactions of the China Welding Institution*(焊接学报)[J], 2017, 38(5): 96
- [3] Liu Jinhe(刘金合). *High Energy Density Welding*(高能密度焊接)[M]. Xi'an: Northwestern Polytechnical University Press, 1995
- [4] Boyer R R. *Materials Science and Engineering A*[J], 1996, 213(1-2): 103
- [5] Cao Jingxia(曹京霞), Fang Bo(方波), Huang Xu(黄旭) *et al. Rare Metal* (稀有金属)[J], 2004, 28(4): 362
- [6] Song Qingjun(宋庆军). *Thesis for Master*(硕士论文)[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2015
- [7] Du Qiang(都强), Ni Jiaqiang(倪家强), Liu Yanmei(刘艳梅) *et al. Tool Technology*(工具技术)[J], 2016, 50(4): 65
- [8] Gong Yubing(龚玉兵), Wang Shanlin(王善林), Li Juan(李娟) *et al. Transactions of the China Welding Institution*(焊接学报)[J], 2017, 38(9): 91
- [9] Wen Jingzhi(温锦志), Bu Wende(卜文德), Li Jianping(李建萍) *et al. Hot Working Technology*(热加工工艺)[J], 2016,

3 结 论

- 45(17): 66
- [10] Zhang B G, Shi M X, Chen G Q *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2012, 22(11): 2633
- [11] 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
- [12] Gao Fuyang(高福洋), Gao Qi(高 奇), Jiang Peng(蒋 鹏) *et al. Scientia Sinica Technologica*(中国科学: 技术科学)[J], 2017, 47(9): 941
- [13] Kuang Xiaocong(旷小聪). *Thesis for Master*(硕士论文)[D]. Nanchang: Nanchang Hangkong University, 2017
- [14] Zhao Yongqing(赵永庆), Chen Yongnan(陈永楠), Zhang Xuemin(张学敏) *et al. Phase Transformation and Heat Treatment of Titanium Alloys*(钛合金的相转变及热处理)[M]. Changsha: Central South University, 2012
- [15] Li Xiaoyan(李晓延), Gong Shuili(巩水利), Guang Qiao(关 桥) *et al. Transactions of the China Welding Institution*(焊接学报)[J], 2010, 31(2): 107
- [16] Li Jishuai(李吉帅). *Thesis for Master*(硕士论文)[D]. Jinan: Shandong University, 2017
- [17] Li Qinghua(李清华). *Thesis for Master*(硕士论文)[D]. Wuhan: Huazhong University of Science and Technology, 2009
- [18] Hou Qi(侯 琦), Ni Jiaqiang(倪家强), Liu Shengnan(刘胜男) *et al. Mechanical Manufacturing Abstracts, Welding Brochures*(机械制造文摘-焊接分册)[J], 2014(4): 17
- [19] Wang Songmao(王松茂), Bai Xinfang(白新房), Wang Hui(王 辉) *et al. Journal of Xi'an Academy of Arts and Sciences, Natural Science Edition*(西安文理学院学报, 自然科学版)[J], 2013, 16(3): 84
- [20] Liu Jianqiang(刘建强). *Hot Working Technology*(热加工工艺)[J], 2013, 42(12): 63

Microstructure and Properties of Electron Beam Welded Joint for Ti-6321 Large Thickness Titanium Alloy

Gao Qi, Jiang Peng, Geng Yongliang, Gao Fuyang, Yu Wei
(Luoyang Ship Material Research Institute, Luoyang 471023, China)

Abstract: Vacuum electron beam welding was used to realize the full thickness welding of Ti-6321 (nominal component Ti-6Al-3Nb-2Zr-1Mo) titanium alloy with 94 mm large thickness. The full thickness of the welded joint can be well formed with the method of bottom locking at the bottom. The welded joint shows approximately parallel weld morphology, and the depth width ratio is about 16. The results show that the weld center is composed of coarse columnar crystal and internally staggered acicular α and α' phase. The transition is from coarse grain to fine grain near the fusion zone. The width of unilateral heat affected zone is about 2 mm. The microhardness of the weld zone and the heat affected zone are both lower than that of base metal. The tensile strength of welded joint is equivalent to that of the base metal, and the fracture occurs in the weld metal. Both the weld zone and the heat affected zone have better impact toughness. The strength and toughness of the welded joint are excellent. The mechanical properties in the direction of welded joint have good uniformity.

Key words: vacuum electron beam welding; Ti-6321 titanium alloy; microstructure; mechanical property

Corresponding author: Gao Qi, Master, Luoyang Ship Material Research Institute, Luoyang 471023, P. R. China, E-mail: 15194539792@163.com