



超大厚度钛合金电子束焊接熔合区精细组织表征

高福洋*, 高奇, 蒋鹏, 刘志颖, 廖志谦

中国船舶重工集团公司第七二五研究所, 洛阳 471000

* E-mail: gaofuyang@126.com

收稿日期: 2017-03-22; 接受日期: 2017-06-16; 网络出版日期: 2017-07-18

国家重点研发计划项目(编号:2016YFC0304203)资助

摘要 对大厚度船用钛合金电子束焊接接头熔合区组织进行了研究, 采用金相显微镜观察熔合区在不同厚度的微观组织特点, 并通过透射电子显微镜对相形貌进行了分析. 结果表明: 熔合区晶粒从两端面向90 mm处逐渐增大. 显微组织从两端面交错生长的细长马氏体, 向厚度中部逐步转变成相互平行具有一定方向性的马氏体束域. 相形貌在两端面主要是由含有大量位错的初生 α' 相和相互平行且细小的针状马氏体组成, 交界面上有少量 β 相析出, 90 mm处在细长的针状马氏体之间形成短棒状的马氏体. 熔合区显微硬度在60 mm处最低, 90 mm处最高, 上下表面处相当, 这与组织有密切关系. 由于电子束焊接温度分布和温度梯度的特点, 造成熔合区在厚度上晶粒和相形貌尺寸的不均匀, 使得界面成为焊缝的薄弱部位.

关键词 Ti6321, 电子束焊接, 熔合区, 精细组织

1 引言

钛及钛合金所具有的比强度高、耐海水及其他介质腐蚀以及良好的韧性和焊接性等一系列优点, 非常适合用作船舶材料^[1-3]. 由于钛的化学活性强, 随着温度的升高, 其强烈地吸收各种气体, 使得接头的塑性急剧下降^[4,5]. 同时钛的熔点高、热容量大、热导率低, 金属在高温下的停留时间长, 易引起焊接接头的过热倾向, 使晶粒变得十分粗大, 接头的塑性显著降低. 在各种熔化焊接方法中, 电子束焊接以真空保护, 大能量密度和小热输入等特点, 在钛及钛合金焊接方面具有独特优势^[6,7].

国内外学者对钛合金焊接接头精细组织进行了研究. 一方面, 针对接头各特定区域开展精细研究分

析相组成、晶粒特征和位错等, 明确特定区域的特征, 为更好地了解和改善组织提供参考. 吴巍等人^[8]认为随着热输入的增大, 位错密度增大, 残余 β 相转变生成的次生 α' 尺寸增大. 张秉刚等人^[9]研究揭示了热影响III区内无马氏体强化效果, 且 β 相数量增多, 硬度低于母材的, 发生软化. 吴会强等人^[10]研究了Ti-6Al-4V电子束焊接焊缝区域精细组织特征, 发现焊缝区域的位错分布密度与轧板母材相比呈现出减小的趋势. 高福洋等人^[11]对船用钛合金TIG焊接接头精细组织进行表征, 揭示了接头各区域的组织结构特点. Feng等人^[12]研究发现随着热输入的减小, 胞状晶区域明显减少, 熔合区组织呈现为树枝柱状晶结构. 另一方面, 针对使用需求对特定区域开展组织分析与调控, 从而改善接头性能. Wu等人^[13]研究Ti-6Al-4V接头各区域组织

引用格式: 高福洋, 高奇, 蒋鹏, 等. 超大厚度钛合金电子束焊接熔合区精细组织表征. 中国科学: 技术科学, 2017, 47: 941-945
Gao F Y, Gao Q, Jiang P, et al. Fine microstructure of electron beam welding joint in fusion zone of large thickness titanium alloy (in Chinese). Sci Sin Tech, 2017, 47: 941-945, doi: [10.1360/N092016-00406](https://doi.org/10.1360/N092016-00406)

演变与接头疲劳性能的关系发现, Ti, Al, V, Fe等元素的聚集引起组织调幅分界从而提高接头的塑性和拉伸强度, 而焊缝内部不均匀的微孔洞成为裂纹源从而影响焊缝性能. Sahoo和Chou^[14]通过相场法研究了凝固时温度梯度和扫描速度对接头各区域显微组织的影响规律, 从而针对使用环境可以获得特定的组织性能. Chen等人^[15]通过焊后局部回火改善接头组织从而实现性能的调控. 通过精细组织表征揭示区域特点, 了解接头形成的过程, 为改善和提高接头性能提供依据.

Ti6321合金是屈服强度785 MPa级的近 α 型钛合金, 已经作为船用钛合金推广应用, 但是对于120 mm大厚度钛合金焊接接头的研究较少. 而熔合区作为介于焊缝与热影响区之间的相当狭小的过渡区域, 是部分熔化的母材和部分未熔化的母材所组成的固液两相区. 其化学成分、微观组织和力学性能极不均匀, 常常是裂纹和缺陷的发源地, 从而成为焊接接头的最薄弱环节. 通过对120 mm Ti6321合金电子束焊接接头熔合区精细组织进行表征, 揭示该区域的特点和形成原因, 对于解决相关焊接问题、提高焊接质量具有重要的意义.

2 试验材料及方法

母材为120 mm厚退火态Ti6321, 室温组织为等轴 α +晶界 α +含次生片状 α 的转变 β , 组织形貌如图1所示.

采用真空电子束焊接, 电子束焊接采用“T”型平头对接形式, 对接间隙不大于0.05 mm. 焊接试验在德国G600KM大型真空电子束焊机上进行, 焊接试板尺寸分别将2块厚120 mm, 长200 mm, 宽100 mm的锻件沿长度方向对接焊, 并用电子束熔透而形成对接接头, 焊接工艺参数如下: 加速电压为150 kV, 聚焦电流为2300 mA, 束流为300 mA, 焊速为800 mm/min, 波形为圆形.

从焊接试件上沿垂直焊缝方向截取金相试样, 由于截面金相尺寸较大, 因此将120 mm厚度的接头从焊缝顶部到焊缝底部均匀划分为4个部分, 分别为30, 60, 90和120 mm段进行详细观测, 也对应于焊缝的上部、中部平行段、中部鼓腰段和底部. 4段试样经过逐个金相抛光制样, 采用10 mL氢氟酸、15 mL硝酸和75 mL水配成的腐蚀液腐蚀后, 利用Leica DMI5000M

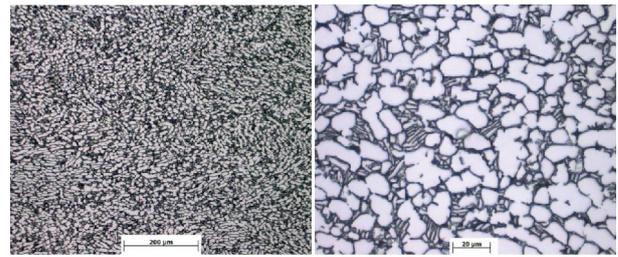


图1 (网络版彩图)母材室温组织

光学显微镜对接头进行微观组织观察和分析.

从各区域块状试样上切取0.5 mm薄片, 研磨到约120 μ m厚, 之后冲制出 Φ 3圆片, 精磨到50 μ m. 以3%高氯酸酒精为电解液, 在-20 $^{\circ}$ C条件下, 双喷电解得到穿孔薄膜试样, 电解电压75 V. 在JEM-2100透射电子显微镜下进行观测分析.

用VMH-104型维氏硬度计分别在熔合区15, 45, 75和105 mm位置进行维氏硬度测量.

3 试验结果及分析

接头宏观形貌如图2所示, 焊接接头形貌呈较为典型的平行焊缝, 焊缝顶部与底部宽度接近, 这种形状焊缝几何尺寸规则, 因此性能分布比较均匀, 是焊接中理想的焊缝形状. 接头可以分为焊缝(WM)、熔合区(FZ)和热影响区(HAZ)共3个区域. 焊缝为铸态组织, 可以看到内部存在明显的柱状晶, 柱状晶以联生结晶的形式从母材向焊缝生长. 在焊缝中心形成一道柱状晶的交界线. 这是由于电子束焊接能量密度大, 焊接温度高, 冷却速度快, 造成晶粒沿温度梯度大的方向快速生长, 从而形成的高能束焊接所特有的焊缝形貌. 焊缝内部冶金良好, 未见明显的气孔、夹杂等缺陷.

熔合区段为固液两相区, 晶粒呈联生结晶形貌. 由于从固液两相区向焊缝中心存在较大的温度梯度, 因此晶粒向焊缝中心生长, 固液面前液相中的温度梯度较大, 形成较小的成分过冷区, 在此条件下, 平面结晶界面处于不稳定的状态, 其上长出许多平行束状胞结构, 进入到过冷的液相, 并向前生长, 形成相互平行的柱状晶. 焊缝顶部由于加热温度高, 临近热影响区晶粒粗度, 因此形成较为粗大的柱状晶, 如图3(a)所示. 焊缝中部由于温度梯度小, 冷却速度相对较慢, 因此柱状晶尺寸有所增大, 如图3(b)所示, 随着温度梯度的

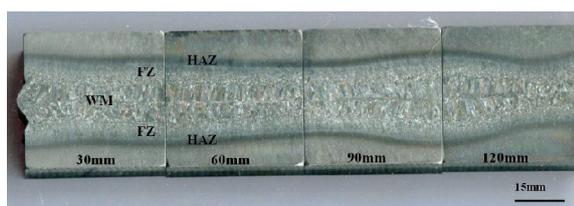


图2 (网络版彩图)焊接接头宏观组织形貌

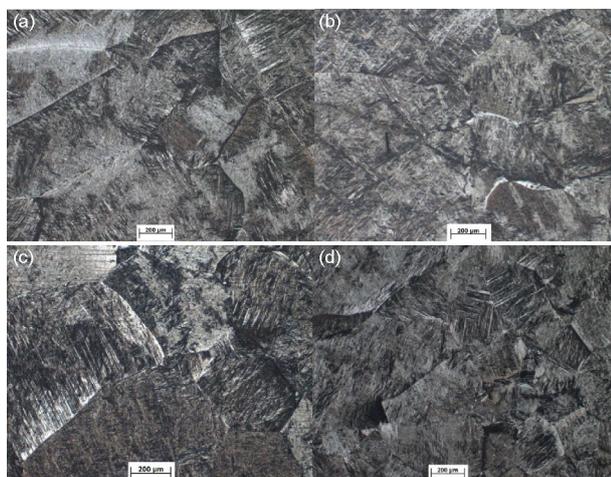


图3 熔合区显微金相形貌. (a) 30 mm; (b) 60 mm; (c) 90 mm; (d) 120 mm

进一步增大, 形成较大的成分过冷区, 此时晶体成长速度更快, 在一个晶粒内部沿温度梯度最大的方向快速成长, 形成几乎平行的柱状晶. 而90 mm处晶粒最为粗大, 在焊缝中心部位基本形成等轴晶, 如图3(c)所示, 这是由于在该区域金属蒸气向上流动在此处得到聚集, 高温停留时间长, 从而最后凝固, 使得温度梯度最小, 因此形成等轴晶. 焊缝底部由于金属蒸气从下部逸出, 匙孔中液态金属热量传导到固相的热量减少, 热影响区晶粒细小, 因此和其他各段相比晶粒尺寸减小, 同时由于温度梯度大冷却速度较快, 柱状晶粒尺寸较小, 如图3(d)所示.

焊缝上部由于电子束焊接金属蒸气蒸发带动上部金属液流动, 使得上部热传导较为充分, 上部温度梯度较小, 冷却速度快形成杂乱的细长针状马氏体, 如图4(a)所示. 焊缝中部平行段由于焊速较快, 针状马氏体沿温度梯度最大的方向快速成长, 形成几乎平行的马氏体束域, 针状马氏体显示出明显的方向性, 如图4(b)所示, 与固态杂乱的马氏体存在明显的区别. 90 mm处由于该区域金属蒸气压力和液体表面张力及

金属液体静压力达到平衡^[14], 从而使其最后凝固, 该位置除了沿温度梯度最大方向进行生长, 生成大长径比的针状马氏体外, 还可以看到在细长的针状马氏体之间形成短棒状的马氏体垂直于细长的马氏体分布, 如图4(c)所示. 而焊缝底部由于温度梯度大, 散热条件好, 冷却速度快形成杂乱的细长针状马氏体, 如图4(d)所示, 由于温度梯度大因此可以看到相互平行的 α' 束域的存在.

焊缝上部温度梯度较大, 冷却速度快熔化的液相在固相前沿形核生长, 形成细长的针状马氏体, 由于焊接热应力作用, 使得初生 α' 相内产生了大量位错, 如图5(a)所示. 在初生 α' 相和针状马氏体之间可以看

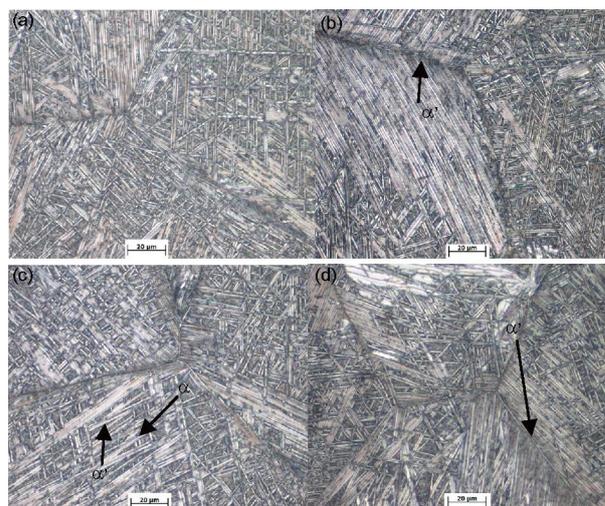


图4 (网络版彩图)焊熔合区显微金相形貌. (a) 30 mm; (b) 60 mm; (c) 90 mm; (d) 120 mm

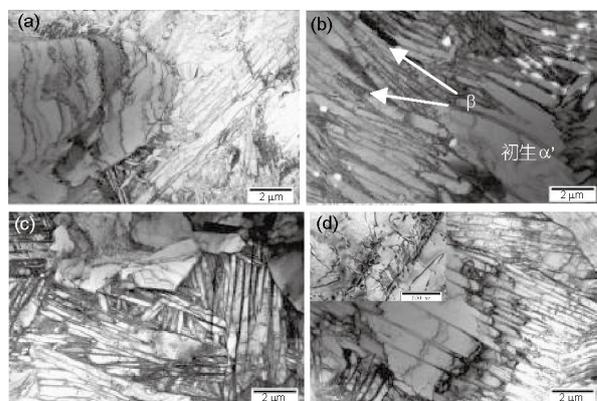


图5 熔合区TEM微观组织形貌. (a) 30 mm; (b) 60 mm; (c) 90 mm; (d) 120 mm

到 β 相析出. 焊缝中部从固相中的初生 α' 相上产生出大量细小的针状马氏体, 针状马氏体具有较大的长径比, 而且相互之间平行, 如图5(b)所示. 在大块初生 α' 相产生细小针状马氏体的交界处, 可以看到 β 相析出. 90 mm处最后凝固温度梯度最小, 细长的针状马氏体之间形成短棒状的马氏体, 针状马氏体的长径比是整个焊缝中最小的, 而且内部存在大量的位错. 在针状马氏体之间的相界上可以看到有较多的 β 相析出, 如图5(c)所示. 焊缝底部初生 α' 相上沿伸出的针状马氏体非常细小且相互平行, 在交界的位置存在大量位错和 β 相, 熔化的金属溶液在固相区初生 α' 相上形核生长, 如图5(d)所示. 由于固相部分受热产生 β 相在快速冷却时来不及转变, 因此在交界处形成了残余 β 相. 固液两相巨大的温差, 造成不均匀的焊接热循环, 使得该处的焊接热应力较大, 在交界的相内部产生了位错和层错现象.

通过研究可以发现熔合区组织和相形貌存在极大的差异, 这是由于电子束焊接时底部温度处于汽化温度, 温度最高, 而焊缝顶部温度最低, 但也处于熔点以上. 凝固时, 温度梯度从两端面向中间逐渐减小, 温度梯度最小的位置处于90 mm处, 该处晶粒有等轴晶趋势, 生成小长径比的针状马氏体, 同时有短棒状的马氏体在针状马氏体间形成, 有较多的 β 相析出, 相内部的位错密度也最大. 位错最终的分布及其密度, 在很大程度上取决于电子束施加给焊缝金属的蒸气压力以及凝固结晶前沿温度梯度和过冷度的综合作用. 而底部熔合区温度梯度大于顶部, 同时高温金属溶液快速从底部逸出带走热量, 使得热传导减少, 因此出现了底部熔合区液相部分产生柱状晶而固相部分出现等轴晶, 液相部分为细长的针状马氏体, 而固相区呈现为平行的马氏体束域, 而液相区中的细针状马氏体在固相针状马氏体上形核生长, 在交界处生成了 β 相. 由于凝固过程中固相对液相凝固过程的拘束作用, 在固液交界处存在残余应力, 在界面两侧相内部出现大量位错和层错, 而且交界面上 β 相的析出, 以及初生 α' 相和细小针状马氏体之间存在的 β 相, 形成了尺寸和性能的不均匀区, 这些交界面在受到循环载荷作用时会成为裂纹源引发接头的失效. 因此需要采取相应的手段改善熔合区组织和相尺寸分布状态的不均匀性, 使得接头性能得到提升.

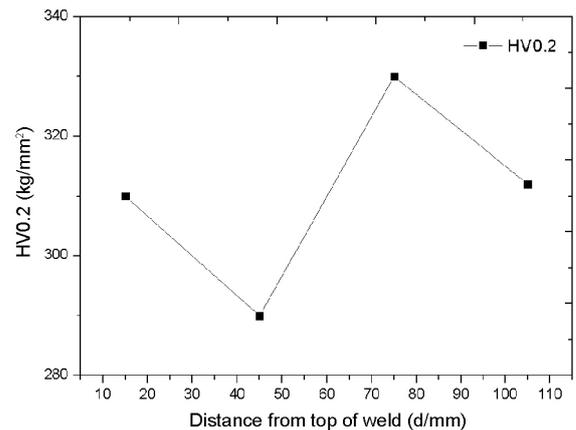


图6 不同深度熔合区的显微硬度

显微硬度分布情况如图6所示, 熔合区显微硬度在60 mm处最低, 90 mm处最高, 上下表面处相当. 这是由于90 mm处组织主要为细小杂乱的马氏体, 60 mm处存在马氏体束域以及较多的 β 相, 使得硬度下降最多, 而上下表面针状马氏体细长, 且含有较多的初生 α' 相, 硬度有所降低. 电子束焊接温度分布和温度梯度的特点, 造成熔合区在厚度上晶粒和相形貌尺寸的不均匀, 使得界面成为焊缝的薄弱部位.

4 结论

(1) 熔合区晶粒从顶部到90 mm处逐渐增大, 焊缝底端出现减小, 这是因为两端面温度梯度大, 散热条件好, 而焊缝90 mm处作为最后凝固的区域, 温度梯度小造成的.

(2) 熔合区显微组织从顶部交错生长的细长马氏体, 逐步转变成具有一定方向性相互平行的马氏体束域, 底端以交错的针状马氏体为主, 包含有一些相互平行的马氏体束域.

(3) 熔合区相形貌在顶部主要是由含有大量位错的初生 α' 相和针状马氏体组成, 在交界面上可以看到少量 β 相析出, 中部在条状初生 α' 相产生细小针状马氏体, 90 mm处在细小的针状马氏体之间形成短棒状的马氏体, 底部初生 α' 相上沿伸出的针状马氏体非常细小且相互平行, 在交界的位置存在大量位错和 β 相.

(4) 熔合区显微硬度在60 mm处最低, 90 mm处最高, 上下表面处相当, 这与组织有密切关系.

参考文献

- 1 Leyens C, Peters M. Titanium and Titanium Alloys. Cleveland, OH: ASM, 1994. 5–10
- 2 Xiong J H, Li S K, Gao F Y, et al. Microstructure and mechanical properties of Ti6321 alloy welded joint by GTAW. *Mater Sci Eng-A*, 2015, 640: 419–423
- 3 孟祥军, 汪汀. 船用钛合金发展概况. 钛工业进展, 2000, 5: 7–8
- 4 Boyer R R. An overview on the use of titanium in the aerospace industry. *Mater Sci Eng-A*, 1996, 213: 103–114
- 5 孙建科, 孟祥军, 陈春和, 等. 我国船用钛合金研究、应用及发展. 金属学报, 2002, 38: 33–36
- 6 Suresh N, Pillai M G, Mathew J. Investigations into the effects of electron beam welding on thick Ti-6Al-4V titanium alloy. *J Mater Process Tech*, 2007, 192-193: 83–88
- 7 高福洋, 廖志谦, 李文亚. 钛及钛合金焊接方法与研究现状. 航空制造技术, 2012, 23: 86–90
- 8 吴巍, 高洪明, 程广福. 细晶粒钛合金焊接接头粗晶区的精细结构. 中国有色金属学报, 2009, 19: 252–258
- 9 张秉刚, 王廷, 陈国庆, 等. TC21钛合金电子束焊缝精细组织及其对硬度的影响. 中国有色金属学报, 2010, S1: 829–832
- 10 吴会强, 冯吉才, 何景山, 等. Ti-6Al-4V电子束焊接焊缝区域精细组织特征. 航空材料学报, 2005, 25: 21–24
- 11 高福洋, 廖志谦, 熊进辉, 等. 船用钛合金焊接接头精细组织表征. 焊接学报, 2016, 37: 124–128
- 12 Feng J C, Wu H Q, Hu J S, et al. Microstructure evolution of electron beam welded Ti₃Al-Nb joint. *Mater Charact*, 2005, 54: 99–105
- 13 Wu H Q, Feng J C, He J S. Microstructure evolution and fracture behaviour for electron beam welding of Ti-6Al-4V. *Bull Mater Sci*, 2004, 27: 387–392
- 14 Sahoo S, Chou K. Phase-field simulation of microstructure evolution of Ti-6Al-4V in electron beam additive manufacturing process. *Add Manuf*, 2016, 9: 14–24
- 15 Chen W, Chen Z Y, Wu C C, et al. The effect of annealing on microstructure and tensile properties of Ti-22Al-25Nb electron beam weld joint. *Intermetallics*, 2016, 75: 8–14

Fine microstructure of electron beam welding joint in fusion zone of large thickness titanium alloy

GAO FuYang, GAO Qi, JIANG Peng, LIU ZhiYing & LIAO ZhiQian

Luoyang Ship Material Research Institute, Luoyang 471000, China

The microstructure of fusion zone in the welded joints welded by electron beam in titanium alloys with large thickness for ships was studied by optical microscopy observation and transmission electron microscopy in different thickness. The results show that the grain size of the fusion zone increased from the two ends to 90 mm deep. The microstructure is transformed from the elongated martensite in the two ends to martensitic beam with a certain direction in the middle of the thickness gradually. The morphology at the two ends is mainly composed of primary α' phase with large numbers of dislocations, fine acicular martensite that is parallel to each other, and interfaces with a small amount of β phase. The morphology at 90 mm deep mainly consists of needle martensite and short rod martensite. The electron beam welding temperature distribution and temperature gradient characteristics result in uneven distribution of the grain size and phase morphology along the different thickness of the fusion zones, forming the weak parts at the interface.

Ti6321, electron beam welding, fusion zone, fine microstructure

doi: 10.1360/N092016-00406