

Ti-6Al-2Zr-3Nb-Mo 合金激光焊接接头组织及力学性能研究

刘甲*, 雷小伟, 马照伟, 符成学, 付占波, 杜志博

中国船舶重工集团公司第七二五研究所第八研究室, 河南 洛阳 471039

摘要 研究了 Ti-6Al-2Zr-3Nb-Mo 合金激光焊接技术, 实现了 16 mm 厚的 Ti-6Al-2Zr-3Nb-Mo 合金试板的一次焊透、单面焊双面成形焊接; 对焊接试板进行了接头微观组织、力学性能和工艺性能等测试, 结果表明: Ti-6Al-2Zr-3Nb-Mo 合金激光焊接接头表面成形良好, 呈银白或淡黄色, 焊缝内部无缺陷。焊缝为柱状晶组织, 粗大的 β 相原始晶界被保留下来, 内部金相组织为全片层 β 相转变的针状马氏体 α' 相和少量晶间 α 相组成, 针状马氏体 α' 相按一定方向排列, 呈集束状, 组织细密, 间距小; 热影响区金相组织主要由粗大的块状 α 和片层 α 的转变 β 相组成, 片层组织由针状 α 相、片状 β 相和少量的针状马氏体 α' 相组成, 层状组织相互交错。焊接接头残余应力主要集中在焊缝及热影响区附近。焊接接头力学性能稳定, 抗拉强度高于母材, 为韧性断裂。焊缝和热影响区的冲击吸收功比母材高。钛合金大功率激光焊接技术具有良好的应用前景。

关键词 激光技术; Ti-6Al-2Zr-3Nb-Mo 合金; 激光焊接技术; 微观组织; 力学性能

中图分类号 TG456.7

文献标志码 A

DOI: 10.3788/CJL202249.1602007

1 引言

钛合金具有轻质、无磁、高强和耐蚀等优点, 尤其耐海水和海洋大气腐蚀, 是优异的海洋工程用轻量化结构材料, 也是海洋工程重要的装备材料^[1]。Ti-6Al-2Zr-3Nb-Mo 钛合金是屈服强度为 785 MPa 级的近 α 型钛合金, 强度高, 冲击韧性好, 抗腐蚀性能优异, 断裂韧性和应力腐蚀断裂韧度优于 TC4ELI 合金^[2]。在 Ti-6Al-2Zr-3Nb-Mo 合金中, Al 元素是最主要的强化元素, 是 α -Ti 稳定元素, 固溶强化作用明显, 可提高 β 相转变温度, 扩大 α 相区; Mo 和 Nb 元素是 β -Ti 稳定元素, 可无限固溶于 β -Ti 中, 可以在提高钛合金强度的同时保持良好的塑性; Zr 元素是常用的中性元素, 起到补充强化的作用, 但对塑性影响较小, Zr 元素还可以提高合金的耐热性^[3-4]。Ti-6Al-2Zr-3Nb-Mo 钛合金具有优良的综合力学性能, 在舰船和海洋工程中有广泛的应用, 其焊接性一直是研究的重要方向, 而钛合金大功率光纤激光焊接性能的研究处于起步阶段,

开展相关研究对船用钛合金装备的发展具有重要的理论和现实意义^[5]。

本文以 16 mm 厚的 Ti-6Al-2Zr-3Nb-Mo 钛合金板为研究对象, 在大功率光纤激光下获得了一次焊透、单面焊双面成形接头, 并研究了激光焊接接头的焊缝成形、组织形貌和力学性能。研究结果为厚板 Ti-6Al-2Zr-3Nb-Mo 钛合金的激光焊接应用提供了理论基础。

2 试验条件

试验材料为 Ti-6Al-2Zr-3Nb-Mo 钛合金板材, 试板尺寸为 16 mm × 200 mm × 400 mm, 长度方向为板材轧制方向, 化学成分如表 1 所示, 实测力学性能如表 2 所示 (R_m 为抗拉强度, $R_{p0.2}$ 为屈服强度, A 为伸长率), 坡口为 I 型, 间隙为 0~0.5 mm。在焊接试板前, 用酸洗液 (3 mL HF + 30 mL HNO₃ + 67 mL H₂O) 将试样表面的氧化膜除去, 然后用丙酮或无水乙醇擦拭干净^[3]。

表 1 Ti-6Al-2Zr-3Nb-Mo 母材的化学成分

Table 1 Chemical compositions of Ti-6Al-2Zr-3Nb-Mo base material

Chemical composition	Al	Zr	Nb	Mo	O	H	Si
Mass fraction / %	6.12	2.21	2.84	1.15	0.084	0.0013	0.024

收稿日期: 2021-09-13; 修回日期: 2021-10-15; 录用日期: 2021-12-15

基金项目: 郑洛新自创区专项资金(201200211400)

通信作者: *liuj725@126.com

表 2 Ti-6Al-2Zr-3Nb-Mo 母材的力学性能

Table 2 Mechanical properties of Ti-6Al-2Zr-3Nb-Mo base material

Mechanical property	R_m /MPa	$R_{p0.2}$ /MPa	A /%
Value	903	805	15

试验采用 IPG 公司生产的 YLS-20000 型光纤激光器,最大可提供 20 kW 激光,KUKA 机器人搭载了 HIGHYAG 公司生产的 BIMO 系列激光焊枪,整个系统通过总控台高度集成。焊接系统如图 1 所示。采用连续输出激光模式,平焊位置焊接,焊接过程中正反面采用体积分数为 99.99% 的纯氩气保护,熔池上方采用侧吹辅助气体吹离等离子体,侧吹角度为 $50^\circ \sim 60^\circ$,辅助气体也采用体积分数为 99.99% 的纯氩气^[6],焊接工艺具体参数如表 3 所示。



图 1 激光焊接系统

Fig. 1 Laser welding system

表 3 激光焊接工艺参数

Table 3 Laser welding process parameters

Parameter	Power / kW	Welding speed / (cm·min ⁻¹)	Defocusing amount / mm	Flow rate of shielding gas / (L·min ⁻¹)	Flow rate of side assist gas / (L·min ⁻¹)
Value	18.5	90	+10	20-25	35

焊后采用盲孔法,利用 XL2118A16(U) 静态电阻应变仪进行焊后接头表面残余应力的测试;采用 OLYMPUS GX71 光学金相显微镜进行接头金相组织分析;采用 Quanta650 扫描电子显微镜(SEM)对接头组织进行分析;采用 JEM-2100 透射电镜(TEM)对焊接接头精细组织进行观察;在 STNTECH20/G 材料试验机上进行圆棒拉伸试验,拉伸试样尺寸如图 2 所示;在 BHT5106 电液伺服弯曲试验机上进行侧弯弯曲试验,弯曲试样尺寸如图 3 所示;在摆锤式冲击试验机上进行标准 V 型冲击试验;在全自动维氏硬度试验机 KB30SR-FA 上进行显微硬度试验,载荷为 5 kg,加载时间为 30 s。

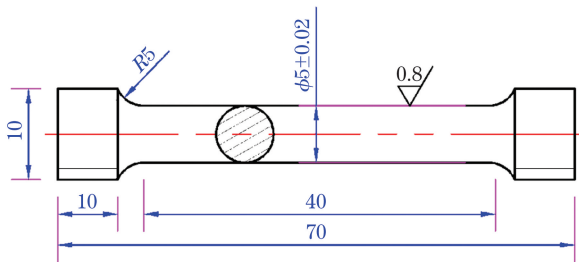


图 2 焊接接头的拉伸试样

Fig. 2 Tensile specimen of welded joint

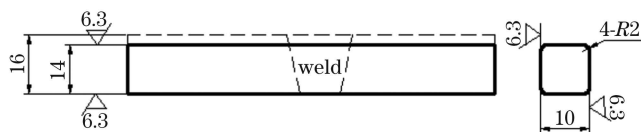


图 3 焊接接头侧弯试样

Fig. 3 Side bend specimen of welded joint

3 试验结果分析与讨论

3.1 焊缝成形及宏观形貌

按照表 3 焊接工艺参数对 Ti-6Al-2Zr-3Nb-Mo 激

光焊接试板施焊,焊后试板表面成形良好,呈银白或淡黄色,焊缝正面存在部分下凹,背面存在一定余高且过渡圆滑,如图 4 所示。这主要是由于焊接过程中熔池在重力和金属蒸气反推力作用下会下坠,当熔池重力和金属蒸气反推力与表面张力平衡时,激光小孔效应稳定,背部焊缝的余高均匀一致,同时由于在焊接过程中熔池烧损,因此焊缝正面会存在下凹现象,这是钛合金激光深熔焊的基本特征。在激光焊接过程中,焊缝正上方存在着侧吹氩气、金属蒸气、光致等离子体等气流的混合作用。若侧吹氩气的流量过大,熔池会被吹散,焊缝易形成切割面状态;若侧吹氩气的流量过小,金属蒸气和光致等离子体在焊缝表面聚集,形成金属“羽辉”,进而吸收和折射入射激光,降低熔池对激光的吸收率,激光穿透能力减弱,焊缝成形较差,焊接过程不稳定,焊缝正表面变宽,且受光致等离子体流动紊乱的影响,焊缝两侧存在波浪形或锯齿状咬边^[7-8]。本次试验的辅助气体侧吹角度为 60° ,侧吹流量为 35 L/min,获得了良好的焊接成形。

对 Ti-6Al-2Zr-3Nb-Mo 试板进行 X 射线检测,焊缝内部无气孔、夹渣等圆形缺陷和未焊透、裂纹等线性缺陷。焊接接头的宏观金相检测结果表明,焊缝内部无缺陷,焊缝区域可以明显地看到树枝状柱状晶从母材两侧向焊缝中心伸展,始终沿着最大过冷度方向生长。焊缝正面熔宽约为 6 mm,焊缝背面熔宽约为 7 mm,厚度方向的焊缝宽度呈先增大后变小再增大的变化特征。分析认为,焊缝宏观形貌主要由焊接过程中激光小孔效应决定。在焊接过程中,熔池受重力作用下坠,下部熔池能量降低,小孔下部发生轻微紧缩现象;焊缝根部熔宽增大,这是由于激光小孔效应,激光能量在小孔底部聚集,此处焊接热输入较大引起的。

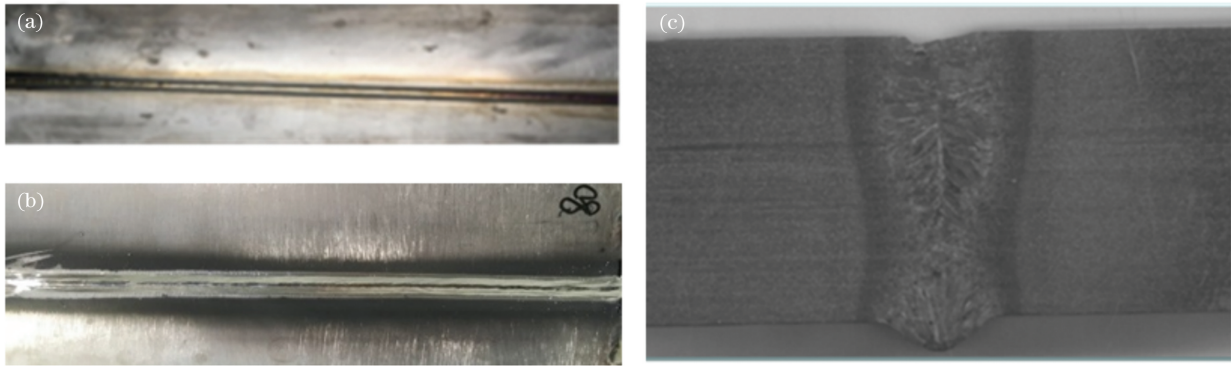


图 4 焊接接头的外观形貌。(a)正表面焊缝;(b)背表面焊缝;(c)焊缝横截面的宏观形貌

Fig. 4 Appearances of welded joint. (a) Front surface of weld; (b) back surface of weld; (c) macroscopic cross-sectional morphology of weld

3.2 焊接接头的微观组织

图 5 所示为母材金相组织状态图,组织为 $\alpha + \beta$ 双态组织,由初生 α 相和片状 α 相的转变 β 相组成,组织分布均匀, α 相为基体,呈等轴状态, α 相周围分布着大量片层 β 相。如图 6 所示,采用 SEM 作进一步观察,等轴 α 相周围分布着大量的片层状 β 相,在 β 相中间又分布着细小的针状 α 相^[9]。如图 7 所示,TEM 检测结果表明, α 相内分布着纵横交错的位错和亚晶界,片层组织针状 α 相的晶粒宽度为 $0.5 \sim 0.7 \mu\text{m}$,长宽比 ≤ 10 ,在片层组织针状 α 相内部可以看到大量的位错缠结,这有利于保证母材的强度和塑性。

图 8 所示为焊缝金相组织状态图,焊缝组织由全片层 β 相转变组织和少量晶间 α 相组成,可以明显地看到粗大的 β 相原始晶界,母材在具有较大能量密度的激光照射下,形成了温度极高的熔池,然后在约 $1655 \text{ }^\circ\text{C}$ 时开始凝固形核,液态金属转变为各向异性柱状晶高温 β 相是柱状晶竞争生长的结果。由于焊缝的快速冷却,高温 β 相合金元素来不及扩散, β 相晶粒以非扩散转变形式形成过饱和和非平衡六方晶格 α' 相,即马氏体转变。从图 8(b) 可以看到, α' 相在高温 β 相原始晶界处形核,并向晶内生长,形成板条状马氏体 α' ,形貌呈针状,长宽比大于 10,针状马氏体 α' 相沿一定

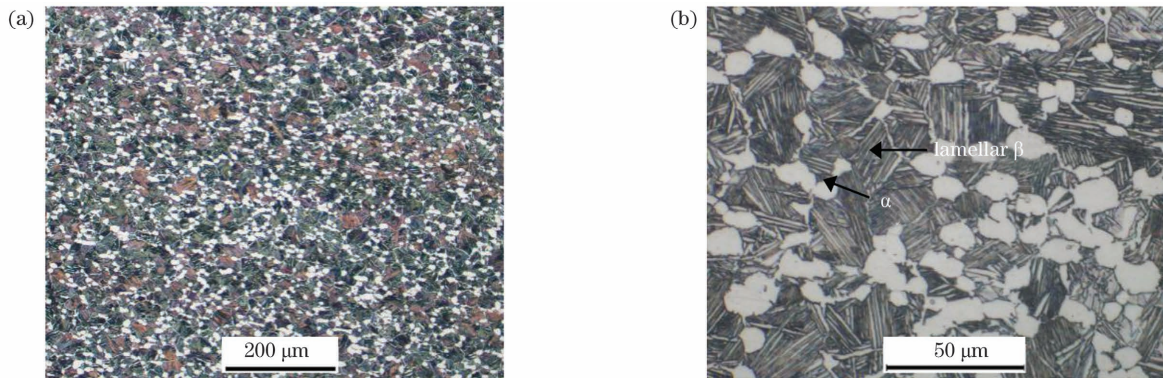


图 5 不同放大倍数下的母材金相组织形貌

Fig. 5 Metallographic microstructures of base material at different magnifications

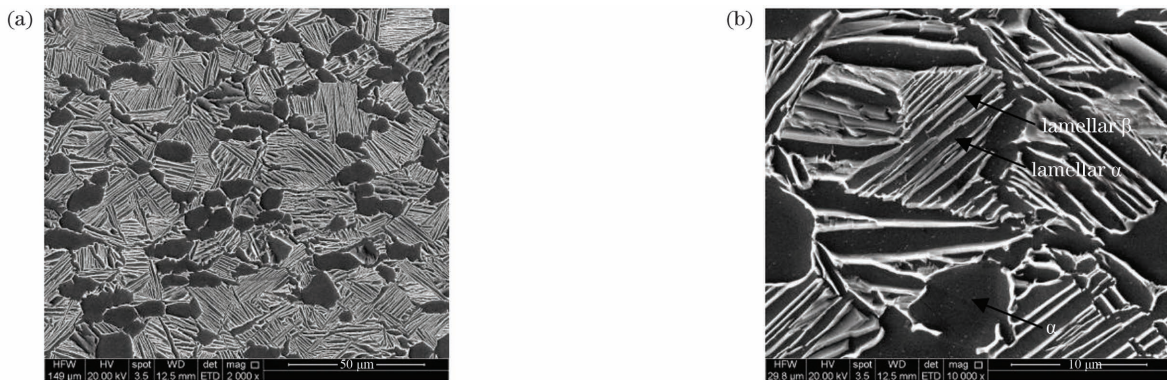


图 6 不同放大倍数下的母材 SEM 形貌

Fig. 6 SEM images of base material at different magnifications

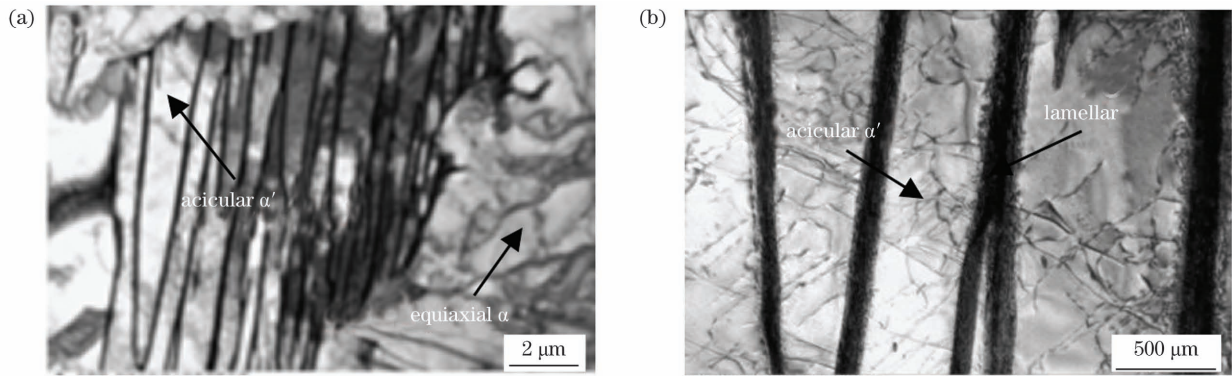


图 7 不同放大倍数下的母材 TEM 形貌

Fig. 7 TEM morphologies of base material at different magnifications

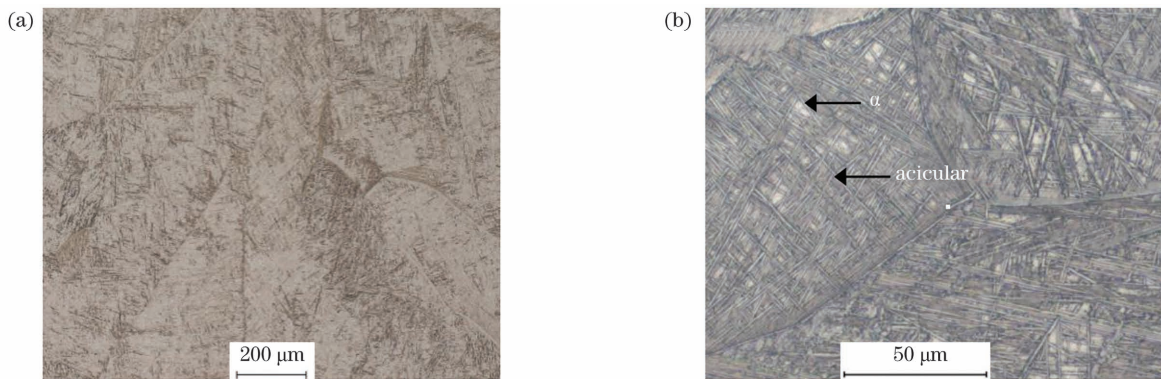


图 8 不同放大倍数下的焊缝金相组织形貌

Fig. 8 Metallographic microstructures of weld at different magnifications

方向交错排列,截止在高温 β 相晶界处,针状马氏体 α' 相的分布呈现部分魏氏组织特征^[10-11]。原始高温 β 相内存在少量的块状晶间 α 相,这有利于改善焊缝塑性。

采用扫描电镜进一步观察,如图 9 所示,焊缝组织主要是针状马氏体 α' 相,少量长条块状 α 相被针状马氏体 α' 相切割成小块,片层组织细密,间距小。如图 10 所示,TEM 检测结果表明,针状马氏体 α' 相按一定方向排列,呈集束状,针状马氏体 α' 相集束被少量的块状晶间 α 相分割,针状 α' 相的晶粒宽度为 $0.3\sim 0.7\ \mu\text{m}$,长宽比大于 10,晶粒内部可以看到明显的位错缠结,相对母材,焊缝的针状片层组织更多,块状 α 相尺寸及数量明显减小,这会提高焊缝强度,降低

塑性^[3]。

图 11 为热影响区(HAZ)的金相组织,组织由 α 相和片状 α 的转变 β 相组成,组织分布均匀, α 相为基体,呈等轴状态, α 相周围分布着大量片层 β 相,与母材比较, α 相的数量有所减少,晶粒尺寸明显增大,片层 β 相的长宽比明显减小。这主要是由于在热循环的作用下,合金元素原子有了很强的扩散能力,实现了晶界的迁移运动, α 相晶粒开始长大,相邻的 α 相晶粒相互吞并,形成了粗大的 α 相晶粒,晶界能的减少是晶粒长大的驱动力,使得合金处于较为稳定的、自由能较低的状态。粗大的 α 相晶粒会弱化热影响区的强度和塑性^[2]。图 11(c)为熔合区附近的热影响区组织,左侧

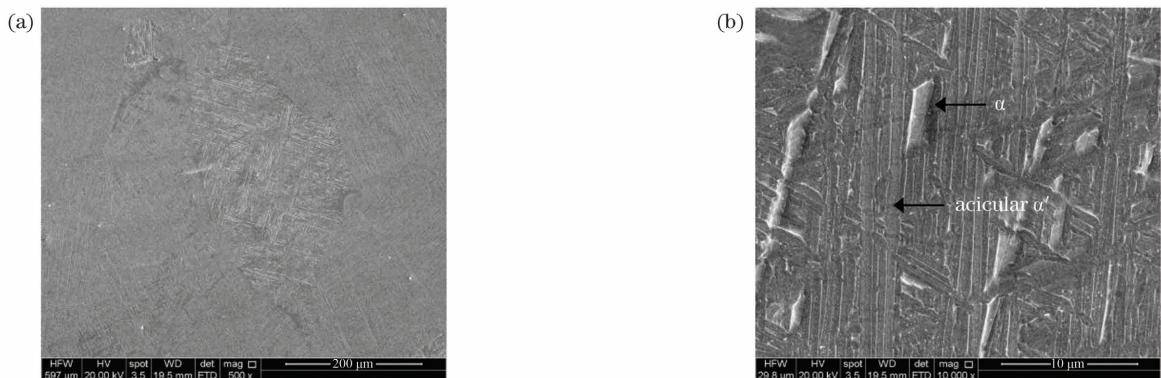


图 9 不同放大倍数下的焊缝 SEM 形貌

Fig. 9 SEM images of weld at different magnifications

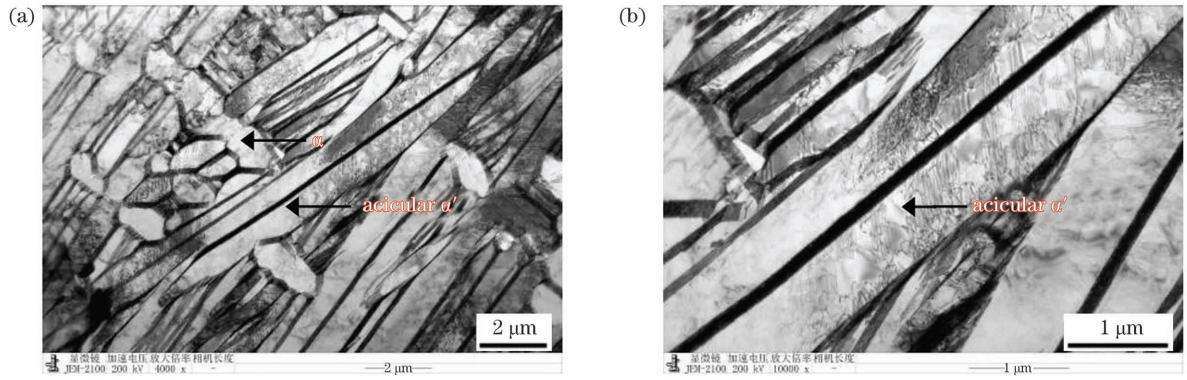


图 10 不同放大倍数下的焊缝 TEM 形貌

Fig. 10 TEM images of weld at different magnifications

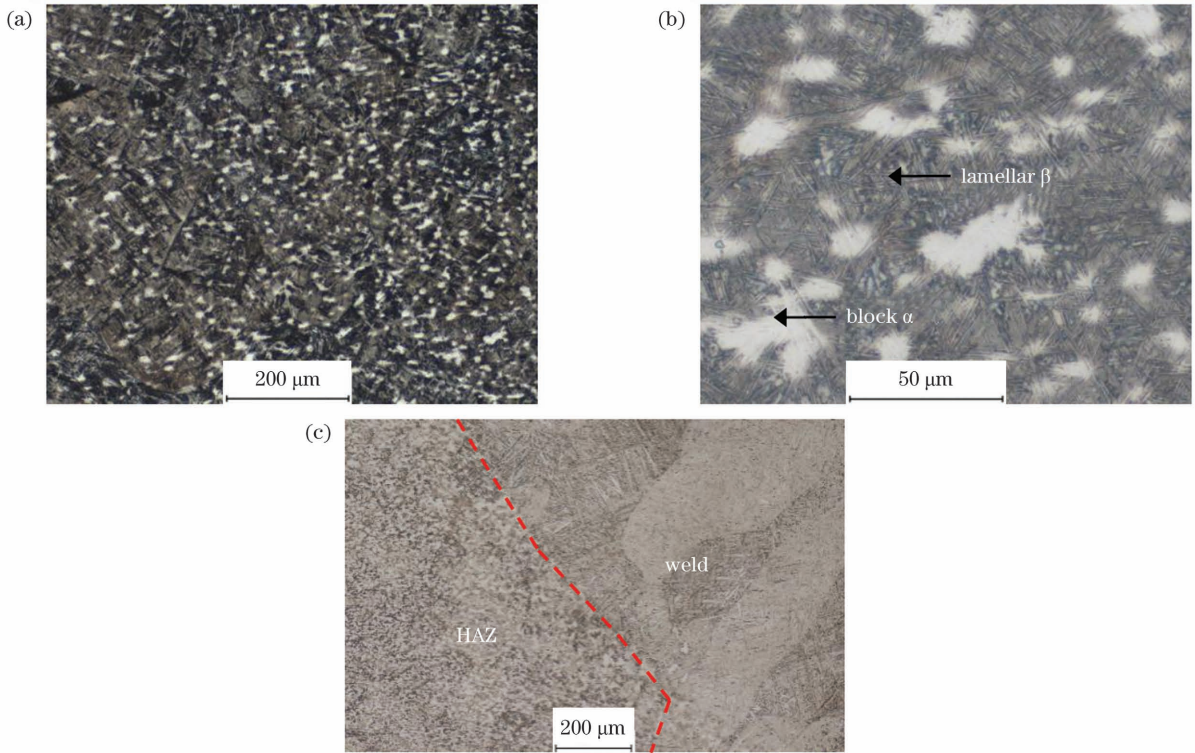


图 11 热影响区的金相组织形貌。(a)(b)不同放大倍数下;(c)熔合线附近的热影响区

Fig. 11 Metallographic microstructures of HAZ. (a)(b) At different magnifications; (c) HAZ around fusion line

为热影响区等轴晶,右侧为焊缝柱状晶,柱状晶在熔合线处与母材未熔化的晶粒联生结晶,熔合线区域的组织结合良好,接头实现了可靠连接。扫描电镜的进一步

观察结果如图 12 所示,可以明显地看到粗大的 α 相晶界。对片层组织进行放大观察,发现相比母材,片层 β 相和针状 α 相的长宽比明显减小,组织中出现少量

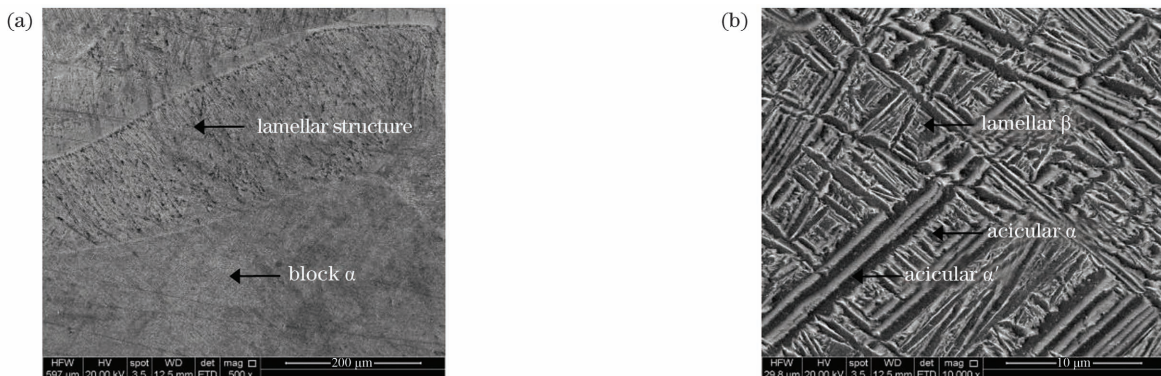


图 12 不同放大倍数下热影响区的 SEM 形貌

Fig. 12 SEM images of HAZ at different magnifications

针状马氏体 α' 相,长宽比明显大于 10。这主要是由于在焊接热循环作用下,部分片层 β 相晶粒长大,激光焊接接头的冷却速度很快,过冷度较大,部分片层 β 相以非扩散转变形式形成过饱和非平衡六方晶格 α' 相,即形成针状马氏体 α' 相,片层组织相互切割交错,呈现“网篮”特征,片层组织整体间距比母材小,

组织细密^[3,12]。TEM 检测结果如图 13 所示,粗大 α 相晶粒内分布着纵横交错的位错和亚晶界,片层组织沿一定方向排列,晶粒宽度为 0.2~0.4 μm ,片层组织相比母材明显细化,针状 α 相内部可以看到大量的位错缠结,这有利于提供接头热影响区的强度和塑性。

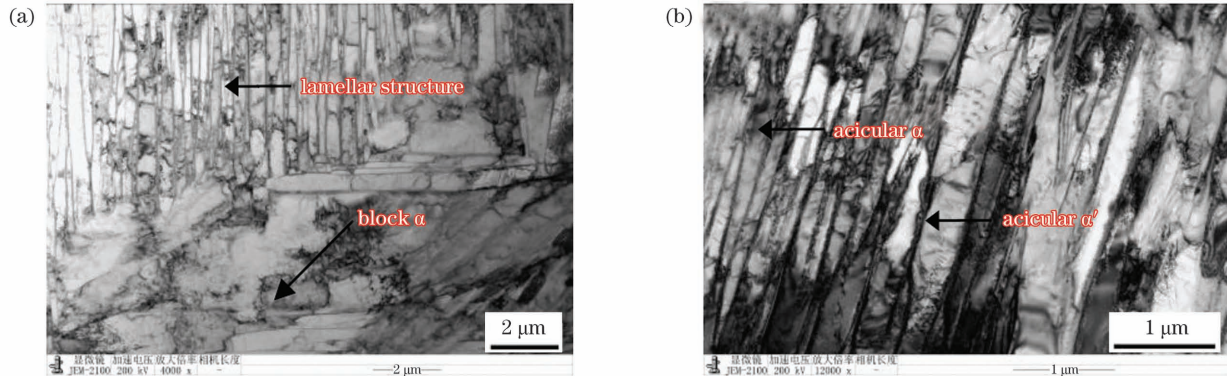


图 13 不同放大倍数下热影响区的 TEM 形貌

Fig. 13 TEM images of HAZ at different magnifications

3.3 焊接接头的残余应力

残余应力是焊接结构质量评定的重要参数之一,焊接残余应力的存在会影响结构的使用性能^[12-13]。本次试验采用盲孔法进行应力测量,盲孔法测量简单,适用性强^[14]。在焊缝中心、热影响区及母材共测试 9 处位置,测试结果如图 14 所示,其中 σ_x 表示沿焊缝方向的残余应力, σ_y 表示垂直焊缝方向的残余应力, σ_m 表示等效应力。

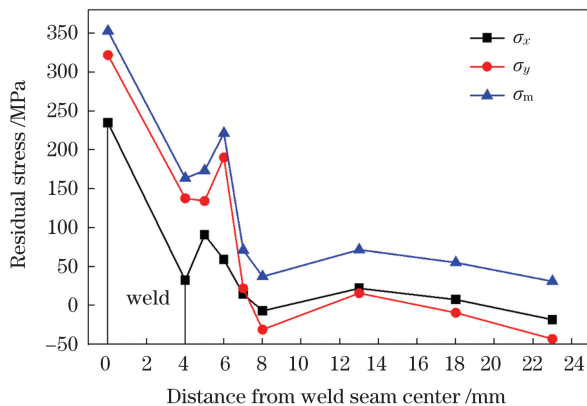


图 14 焊接接头的残余应力

Fig. 14 Residual stress of welded joint

从测试结果可知,焊缝中心处为拉应力, σ_x 约为 235 MPa, σ_y 约为 322 MPa, σ_m 约为 353 MPa。在距离焊缝熔合线不同位置处,沿焊缝方向和垂直焊缝方向的热影响区和母材的等效残余应力值先增大后减少再增大,最后趋于稳定。 σ_x 在距离熔合线 2 mm 位置处达到最大值,约为 91 MPa。 σ_y 在距离熔合线 3 mm 位置处达到最大值,约为 190 MPa,在距离熔合线 5 mm 及以外位置处 σ_y 基本在零值附近浮动。焊缝热影响区主要受残余拉应力作用,最大残余拉应力远低于材料的屈服强度。在相同位置处,垂直焊缝方向

的拉应力要远大于沿焊缝方向的拉应力,焊缝处的残余应力要高于热影响区和母材,这主要是焊接接头热应力和组织应力共同作用的结果。接头残余应力分布较为集中,主要集中在焊缝及热影响区附近,且焊接变形低,这是激光焊接能量密度高引起的。

3.4 焊接接头的力学性能

3.4.1 焊接接头的拉伸性能

取三组接头试样,拉伸结果如表 4 所示,其中 Z 为拉伸断后收缩率。三组试样的拉伸性能相近,结果稳定,试样抗拉强度平均值为 936 MPa,母材拉伸强度为 903 MPa,接头抗拉强度相对母材提高了 33 MPa。

由于拉伸材料的不均匀性,表 4 中的屈服强度和塑性指标只能作参考。可以发现,接头的屈服强度平均值为 865 MPa,稍高于母材。这主要是因为母材组织为 $\alpha + \beta$ 双态组织,由初生相 α 相和片状 α 的转变 β 相组成,组织分布均匀,片层组织间距较大,而焊缝组织主要由针状马氏体 α' 相集束和少量晶间 α 相组成,片层组织细密,呈网篮或魏氏组织特征,热影响区片层组织相对母材明显细化,且部分片层 β 相以非扩散转变形式形成针状马氏体 α' 相,片层组织相互切割交错,呈现网篮特征,所以拉伸强度要高于母材。但是,母材组织均匀,等轴状 α 相含量较高,表现出更好的塑性。

拉伸断口形貌如图 15 所示。由图 15(a)可知,拉伸断口存在一定的颈缩现象,断口为杯锥状,可以明显看到下部边缘区域光滑的剪切唇和中上部灰色的纤维区,未发现放射区,纤维区面积约占断口面积的 73.8%。由图 15(b)、(d)可知,断裂中心纤维区均由密集细小的韧窝组成,断裂为韧性断裂。由图 15(c)可知,剪切唇区主要由韧窝构成,靠近边缘位置有解理平台,呈剪切特征。

表 4 焊接接头的拉伸性能
Table 4 Tensile property of welded joint

Group	$R_{p0.2}$ /MPa	R_m /MPa	A / %	Z / %	Fracture position
1 #	859	931	12.7	41	Base metal
2 #	871	942	13.1	40	Base metal
3 #	864	935	13.2	42	
Average	865	936	13	41	-

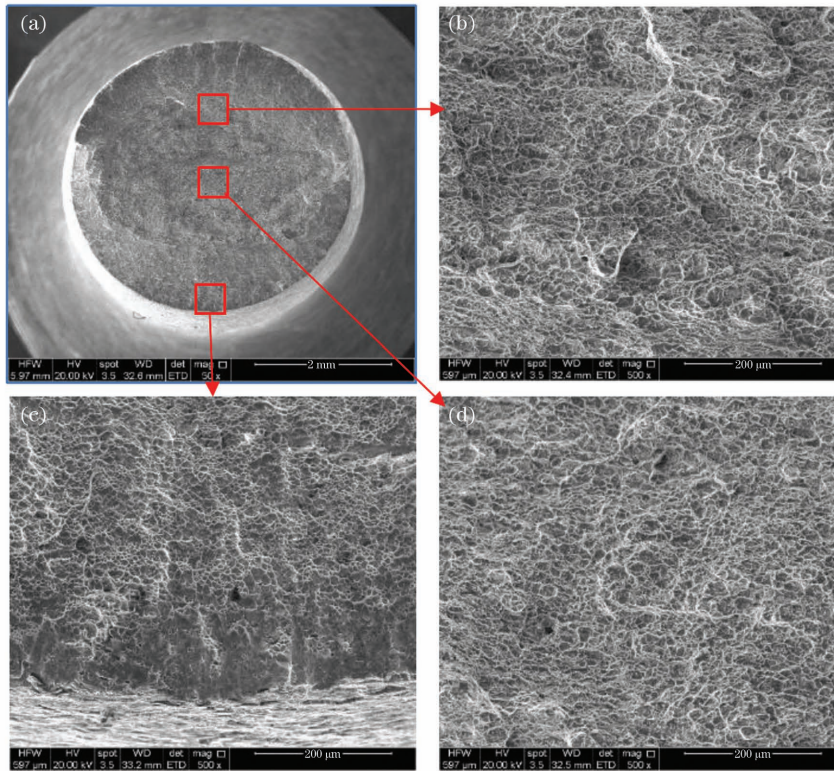


图 15 拉伸断口形貌。(a)宏观断口;(b)(c)(d)不同区域的微观断口形貌

Fig. 15 Morphologies of tensile fractures. (a) Macroscopic fracture; (b)(c)(d) microscopic morphologies at different areas of fracture

3.4.2 焊接接头的显微硬度

分别测试焊接接头上表面、板厚中间位置和下表面位置,测试结果分别如图 16~18 所示。整体来看,焊接接头焊缝(WZ)处的显微硬度的变化不明显,显微硬度在热影响区的波动比较明显,最大值均出现在热影响区,上表面热影响区的最大显微硬度为

325 HV,中部热影响区的最大显微硬度为 320 HV,下表面热影响区的最大显微硬度为 320 HV。这主要是因为热影响区内存在晶粒尺寸宽度和片层间距较小的针状马氏体 α' 相和针状 $\alpha+\beta$ 片层,呈集束状,片层组织相互切割交错,内部位错高度缠结,晶格畸变能、晶界能和位错能较高,所以此处显微硬度较高。但是,

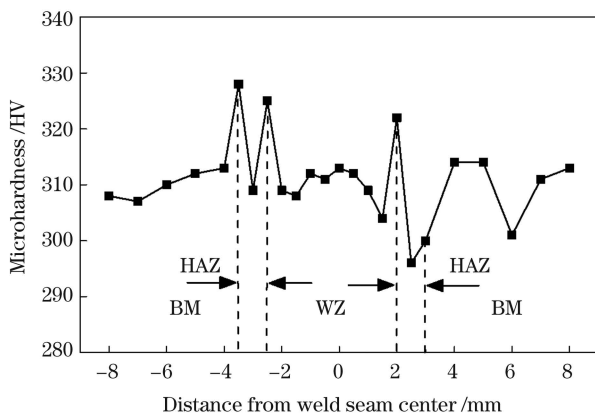


图 16 焊接接头上表面显微硬度

Fig. 16 Microhardness on upper surface of welded joint

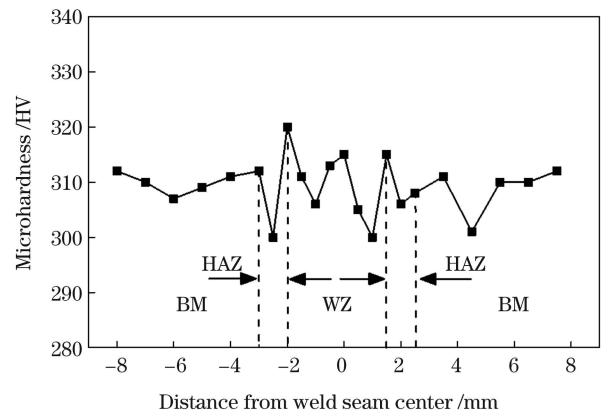


图 17 焊接接头中部显微硬度

Fig. 17 Microhardness in middle of welded joint

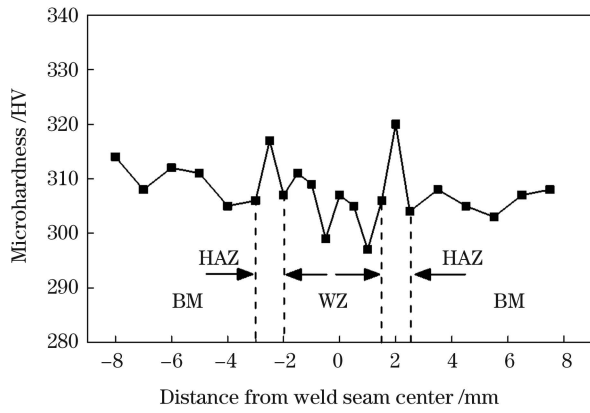


图 18 焊接接头根部显微硬度

Fig. 18 Microhardness in root of welded joint

热影响区同时存在尺寸较大的块状 α 相,粗大的 α 相导致此处显微硬度较小,因此热影响区的显微硬度波动最大,显微硬度差最大可达 26 HV。

上表面、接头中部和下表面的母材(BM)显微硬度平均值分别为 310 ,309 ,308 HV,这表明板材不同部位的化学成分和组织分布状态基本一致,原材料性

能比较稳定。上表面、接头中部和下表面的焊缝显微硬度平均值分别为 310 ,308 ,297 HV,上表面和接头中部的焊缝显微硬度相近,而焊缝根部的显微硬度较小。这是由于受激光小孔效应的影响,能量主要集中在小孔底部,此处焊接热输入较大,因此焊缝根部的金相组织和晶粒尺寸与其他部位略有差异,但总体来看,母材与焊缝的显微硬度相差不大。

3.4.3 焊接接头的冲击韧性

接头的室温夏比冲击试验结果如表 5 所示,其中焊缝的冲击吸收功最高,热影响区次之,母材最低,接头强度和塑性匹配较好。相对母材,焊缝的冲击吸收功平均提高了 6 J,热影响区的冲击吸收功平均提高了 3 J。这主要是由于焊缝和热影响区内存在着交错分布的片层 β 转变组织,呈现“网篮”组织特征,交错分布的针状马氏体 α' 组织有利于阻止冲击过程中裂纹的扩展,而母材组织大量的等轴状 α 相有利于裂纹的萌生与扩展^[15]。总体来说,焊接接头焊缝、热影响区、母材三组试样的冲击吸收功误差不大,冲击性能稳定。

表 5 焊接接头的冲击吸收功

Table 5 Impact absorbing energy of welded joint

Location of notch	Impact absorbing energy /J	Average/J
Base material	41,43,42	42
Welding heat affected zone	42,46,47	45
Weld	47,48,49	48

冲击断口形貌如图 19 所示。图 19(a)、(c)、(e)分别为接头焊缝中心、热影响区和母材冲击断口的宏观

形貌,三个冲击断口的宏观形貌基本一致,断口粗糙不平,主要由纤维区和剪切唇组成,断裂面主要为纤维

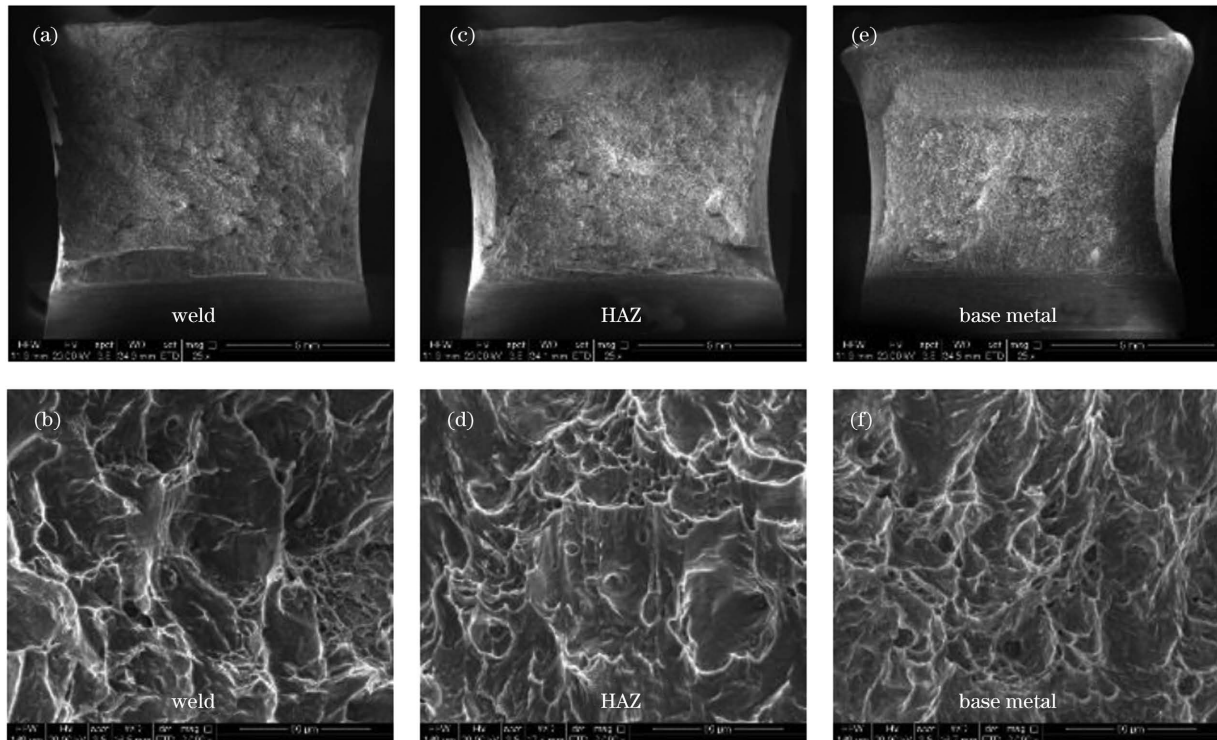


图 19 冲击断口形貌。(a)(c)(e)宏观形貌;(b)(d)(f)微观形貌

Fig. 19 Morphologies of impact fracture. (a)(c)(e) Macroscopic morphologies; (b)(d)(f) microscopic morphologies

区。图 19(b)、(d)、(f) 分别为接头焊缝中心、热影响区和母材冲击断口的微观形貌,三个断口试样中均有韧窝,为韧性断裂,且焊缝中心和热影响区断口的韧窝尺寸和深度要略大于母材断口,这主要是由于焊缝和热影响区在冲击断裂过程中的抗裂纹扩展能力较强。

3.4.4 焊接接头的弯曲性能

取四组侧弯试样,试样弯曲厚度为 10 mm,在弯心直径为 140 mm、弯曲角度为 90°的条件下进行侧弯试验。试验结果表明,所有试样均未发生断裂且无裂纹,全部合格,焊接接头的工艺性能良好。

4 结 论

针对 16 mm 厚的 Ti-6Al-2Zr-3Nb-Mo 钛合金板材,采用大功率光纤激光进行焊接,实现了焊接接头一次焊透、单面焊双面成形的良好效果。焊接接头整体形貌良好,呈银白或淡黄色,焊缝内部没有气孔、夹渣、未熔合、未焊透、裂纹等缺陷。

母材组织为典型的 $\alpha+\beta$ 双态组织,由初生相 α 相和片状 α 的转变 β 相组成,组织分布均匀;焊缝为柱状晶组织,粗大的 β 相原始晶界被保留下来,内部金相组织为全片层 β 相转变的针状马氏体 α' 相和少量晶间 α 相组成,针状马氏体 α' 相按一定方向排列,呈集束状,组织细密,间距小,呈魏氏或网篮组织特点;热影响区的金相组织主要由粗大的块状 α 和片层 α 的转变 β 相组成,片层组织由针状 α 相、片状 β 相和少量的针状马氏体 α' 相组成,层状组织相互切割交错,呈现网篮特征。

焊接接头的残余应力远低于材料屈服强度,主要集中在焊缝及热影响区附近 5 mm 范围内,且焊接变形低,这是激光焊接能量密度高引起的。焊接接头的力学性能稳定,其中抗拉强度达到 936 MPa,高于母材本身,为韧性断裂。接头显微硬度除了在焊缝根部稍低外,其余位置几乎相同。室温冲击性能相差不大(最大相差 6 J),其中焊缝冲击吸收功最高,热影响区次之,母材最低。

参 考 文 献

- [1] 邹武装,郭晓光,谢湘云,等. 钛手册[M]. 北京: 化学工业出版社, 2012.
Zou W Z, Guo X G, Xie X Y, et al. Titanium handbook[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2012.
- [2] 陈才敏. 耐蚀 Ti-Al-Nb-Zr-Mo 合金的成分优化及组织性能研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2018: 3-20.
Chen C M. Study on composition optimization and microstructures and properties of corrosion resistant Ti-Al-Nb-Zr-Mo alloy [D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2018: 3-20.
- [3] 王妍. 高强耐蚀 Ti-Al-Zr-Sn-Mo-Nb 合金的成分优化及组织性能研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2019: 4-30.
Wang Y. Study on the composition optimization and microstructures and properties of high-strength and corrosion resistant Ti-Al-Zr-Sn-Mo-Nb alloy [D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2019: 4-30.
- [4] 宋凯,毛小南,辛社伟,等. 钛合金焊接接头组织性能研究进展[J]. 材料导报, 2018, 32(S2): 336-340.
Song K, Mao X N, Xin S W, et al. Research progress on microstructure and properties of titanium alloy welded joints[J]. Materials Review, 2018, 32(S2): 336-340.
- [5] 禹杭,李瑞峰,刘鸿彦,等. 舰船用轻合金结构激光焊接研究[J]. 舰船科学技术, 2020, 42(5): 47-51.
Yu H, Li R F, Liu H Y, et al. Research on laser welding of light alloy structure for naval ship [J]. Ship Science and Technology, 2020, 42(5): 47-51.
- [6] 邹帅. 钛合金激光焊接气体保护技术研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2016: 1-25.
Zou S. Study on gas shielding technology for titanium alloys laser welding [D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2016: 1-25.
- [7] 赵乐,曹政,邹江林,等. 高功率光纤激光深熔焊接小孔的形貌特征[J]. 中国激光, 2020, 47(11): 1102005.
Zhao L, Cao Z, Zou J L, et al. Keyhole morphological characteristics in high-power deep penetration fiber laser welding [J]. Chinese Journal of Lasers, 2020, 47(11): 1102005.
- [8] 韩雪,赵宇,邹江林,等. 基于可视化观察的光纤激光深熔焊接羽辉形成原因分析[J]. 中国激光, 2020, 47(6): 0602004.
Han X, Zhao Y, Zou J L, et al. Analysis of plume formation reasons in laser deep penetration welding based on visual observation [J]. Chinese Journal of Lasers, 2020, 47(6): 0602004.
- [9] 高福洋,蒋鹏,耿永亮,等. 船用钛合金电子束焊接接头组织与性能研究[C]//第十六届全国钛及钛合金学术交流会论文集. 北京: 中国有色金属学会, 2016: 902-905.
Gao F Y, Jiang P, Geng Y L, et al. Study of microstructure and mechanical properties of electron beam welded Ti6321 joint [C]// Proceedings of the 16th National Academic Exchange Conference on titanium and titanium alloys. Beijing: The Nonferrous Metals Society of China, 2016: 902-905.
- [10] 王松茂,白新房,朱波,等. 钛合金相变点概述[J]. 西安文理学院学报(自然科学版), 2017, 20(4): 92-96.
Wang S M, Bai X F, Zhu B, et al. Discussion on the transformation point of titanium alloy [J]. Journal of Xi'an University (Natural Science Edition), 2017, 20(4): 92-96.
- [11] 雷正龙,董智军,陈彦宾,等. 激光焊接热输入对 Ti₂AlNb 合金组织性能的影响[J]. 稀有金属材料与工程, 2014, 43(3): 579-584.
Lei Z L, Dong Z J, Chen Y B, et al. Effect of heat input on the microstructures and mechanical properties of laser welded Ti₂AlNb alloys [J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2014, 43(3): 579-584.
- [12] 王娜. 中厚板焊接残余应力测试的盲孔法研究[D]. 大连: 大连理工大学, 2007: 1-5.
Wang N. Research on measuring welding residual stress of plate of moderate thickness using blind-hole method [D]. Dalian: Dalian University of Technology, 2007: 1-5.
- [13] 郭相忠,刘伟,范佳斐,等. 完全熔透和部分熔透搭接激光焊接接头的残余应力和变形[J]. 中国激光, 2020, 47(5): 0502005.
Guo X Z, Liu W, Fan J F, et al. Welding residual stress and deformation of full and partial penetration laser welded lap joints [J]. Chinese Journal of Lasers, 2020, 47(5): 0502005.
- [14] 黄钢,张清东,王春海,等. 钢板残余应力盲孔测量法试验及应用[J]. 焊接学报, 2020, 41(9): 49-59, 80, 99.
Huang G, Zhang Q D, Wang C H, et al. Experimental research on the blind hole-drilling method for measuring residual stress of steel plate [J]. Transactions of the China Welding Institution, 2020, 41(9): 49-59, 80, 99.
- [15] 高奇,蒋鹏,耿永亮,等. Ti-6321 大厚度钛合金电子束焊接接头组织及性能[J]. 稀有金属材料与工程, 2020, 49(3): 990-996.
Gao Q, Jiang P, Geng Y L, et al. Microstructure and properties of electron beam welded joint for Ti-6321 large thickness titanium alloy [J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2020, 49(3): 990-996.

Microstructure and Mechanical Properties of Laser Welding Joint of Ti-6Al-2Zr-3Nb-Mo Alloy

Liu Jia^{*}, Lei Xiaowei, Ma Zhaowei, Fu Chengxue, Fu Zhanbo, Du Zhibo

Eighth Research Laboratory, Luoyang Ship Material Research Institute, Luoyang 471039, Henan, China

Abstract

Objective The excellent comprehensive mechanical properties of Ti-6Al-2Zr-3Nb-Mo titanium alloy have obvious advantages in ship and marine engineering. The research on high-power fiber laser welding of Ti-6Al-2Zr-3Nb-Mo titanium alloy is still in its infancy, and it is of great theoretical and practical significances on improving the development of marine titanium alloy equipment. The research on high-power laser welding of Ti-6Al-2Zr-3Nb-Mo titanium alloy is carried out, and high power fiber laser welding can achieve good results of one-time penetration and one-side welding or two-side forming. It belongs to the leading level in China. The morphology, microstructural distribution and properties of laser welded Ti-6Al-2Zr-3Nb-Mo joints are studied in detail, which provides a theoretical basis for subsequent engineering applications.

Methods The high-power laser welding of Ti-6Al-2Zr-3Nb-Mo titanium alloy is studied by using high-power fiber laser equipment. The welded joints with excellent quality and beauty are obtained. The residual stress on the surface of the welded joint is tested by using the XL2118A16(U) static resistance strain gauge with the blind hole method. The round bar tensile test is carried out on the STNTECH20/G material testing machine. The side bending test is carried out on the BHT5106 electro-hydraulic servo bending tester. The standard V-shaped impact test is carried out on the ZBC2302-C pendulum impact tester. The microhardness test is carried out on the automatic Vickers hardness tester with a load of 5 kg and the loading time of 30 s. The microstructure of the joint is analyzed by the OLYMPUS GX71 optical microscope. The microstructure of the joint is analyzed under the Quanta650 scanning electron microscope. The fine microstructure of the welded joint is observed by the JEM-2100 transmission electron microscope.

Results and Discussions For the 16 mm thick Ti-6Al-2Zr-3Nb-Mo titanium alloy sheet, high power fiber laser welding can achieve good results of one-time penetration and one-side welding or two-side forming. The overall surface morphology of the welded joint is good with silver white or light yellow. And there are no pores, slag, unmelting, incomplete penetration, cracks, and other defects in the weld (Table 4). The microstructure of the base metal is a typical α and β duplex structure, which is composed of primary α phase and lamellar α transformed β phase. The microstructural distribution is uniform (Figs. 5–7). The weld has a columnar crystal structure. The coarse original grain boundary of β phase is retained. The internal metallographic structure is composed of acicular martensite α' phase and a small amount of intergranular α phase. The acicular martensite α' phase is cluster-like and arranged in a certain direction. The microstructure is fine and dense. The spacing is small, which is characterized by “Widmanstätten structure” or “basketweave” (Figs. 8–10). The metallographic structure of the heat affected zone is mainly composed of coarse block α and lamellar α transformed β phase. The lamellar structure is composed of needle-like α phase, lamellar β phase, and a small amount of needle-like martensite α' phase. The lamellar structure is cut and interlaced with each other, which shows the characteristic of “basketweave” (Figs. 11 and 12). The residual stress of the welded joint is far lower than the yield strength of the material, mainly concentrated in the range of 5 mm near the weld and the heat affected zone. Its distribution characteristics are in line with the characteristics of high energy density and low deformation of laser welding (Fig. 14). The welded joint has stable mechanical properties, ductile fracture, and tensile strength of up to 936 MPa, higher than that of the base metal (Table 4 and Fig. 15). The microhardness of the weld root is slightly low, and those at other positions are almost the same. There is little difference in room temperature impact properties (the maximum difference of 6 J), where the weld impact energy absorption followed by that of the heat affected zone is the highest, and that of the base metal is the lowest (Table 5 and Fig. 19).

Conclusions The laser welding of Ti-6Al-2Zr-3Nb-Mo alloy is studied. The single-side penetration welding and double-side forming welding process of 16 mm thick Ti-6Al-2Zr-3Nb-Mo alloy test plate is obtained. The microstructure, mechanical properties and process properties of the laser welded joint of Ti-6Al-2Zr-3Nb-Mo alloy are tested. The results show that the surface of laser welded joint of Ti-6Al-2Zr-3Nb-Mo alloy is well formed. The surface is silver white or light yellow, and there is no defects in the weld. The weld seam has a columnar crystal structure, and the original grain boundary of the coarse β phase is retained. The internal metallographic structure is composed of the acicular martensite α' phase transformed by the whole lamellar β phase and a small amount of intercrystalline α phase. The acicular martensite α'

phase is arranged in a certain direction and has a cluster shape. The microstructure is fine and the spacing is small. The microstructure of the heat affected zone is mainly composed of coarse block α and lamellar α transformed β phase. The lamellar microstructure is composed of needle-like α phase, lamellar β phase, and a small amount of needle-like martensite α' phase. The lamellar microstructure is cut and crisscrossed with each other. The residual stress distribution of welded joints is mainly concentrated in the weld and the heat affected zone. The mechanical properties of welded joints are stable, and the tensile strength is higher than that of the base metal. The tensile fractures are ductile rupture. The impact absorbing energy of the weld and the heat affected zone are higher than that of the base metal. High power laser welding of titanium alloy has a good application prospect.

Key words laser technique; Ti-6Al-2Zr-3Nb-Mo alloy; laser welding technology; microstructure; mechanical properties