

TA5 钛合金万瓦光纤激光焊接工艺研究

雷小伟, 刘甲, 余巍, 陈利阳, 马照伟, 符成学

(洛阳船舶材料研究所, 河南 洛阳 471000)

摘要: 采用 10 mm TA5 钛合金, 开展了万瓦级光纤激光焊接工艺研究。焊接过程高速摄影表明, 当激光功率达到 3~4 kW 时, 羽辉严重, 飞溅及烟尘增加明显; 不同功率焊缝截面形貌试验表明, 较低焊接功率时, 焊缝截面呈“楔形”, 当激光功率达到 6 kW 以上时焊缝截面过渡为“漏斗形”。采用激光功率为 10~11 kW, 焊接速度为 1100~1500 mm/min 的工艺得到成型优良的“小孔型”焊接试板, 焊缝变为具有较大深宽比的典型的高能束形貌, 深宽比达到 2:1, 对焊缝进行射线和渗透检测, 满足无损检测标准要求; 对焊接接头进行力学性能和工艺性能测试, 结果表明: 焊接接头强度可达 800 MPa, 弯曲测试能够满足标准, 断口初裂明显, 为韧性断裂; 金相测试显示, 焊缝区截面为“束腰”形貌, 柱状晶区明显, 各柱状晶区有明显的竞争生长模式。焊缝区主要为锯齿状 α +点状 β 。硬度检测显示, 焊缝区相比母材硬度略有升高, 热影响区硬度最低, 满足钛合金接头硬度要求。

关键词: TA5 钛合金; 大功率激光焊; 焊缝截面形貌; 接头性能

中图分类号: TG456.7; TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2024)02-0417-07

钛具有优异的抗腐蚀性能, 同时强度高、密度低, 综合性能优异, 广泛应用于船舶及海洋工程, 被誉为“海洋金属”。同时, 钛及钛合金的比强和比刚度高, 连接性能、高温力学性能、抗疲劳和抗蠕变性能优异, 综合性能优良, 也广泛用于航空、航天、化工、能源、电力、海水淡化等领域, 同时也被誉为“21 世纪金属”^[1]。

TA5 (Ti-4Al-0.005B) 合金是一种中等强度的 α 型钛合金, 其是在纯钛基础上增加了 4% 铝 (Al) 元素和 0.005% 硼 (B) 元素形成的 α 型钛合金, 其不但有工业纯钛的氧 (O) 及其它间隙元素的强化机制, 也有铝元素的置换固溶增强机制。因此, 强度相比工业纯钛大大提升。铝元素不但能够提高钛合金室温和高温强度, 而且能够有效提高钛合金的弹性模量、剪切模量等, 但对塑性影响不大, B 元素可以细化合金组织。与纯钛相比, TA5 有较高的强度, 以及更优异的抗点腐蚀、抗空泡破损能力; 与 TC4 等高强双相钛合金相比, TA5 不但在塑性、冲击性能方面性能更优, 同时焊接性更加优异。因此, TA5 钛合金基于其中等强度及优良的塑韧性、焊接性、耐蚀性^[2-5]等, 已广泛应用于船舶工业以及海洋工程环境^[2,6]。

光纤激光具有光电转换效率高、光束质量优、材料吸收率高、综合使用成本低、以及便于长距离传输和易

实现自动化等优点, 相比传统的 CO₂ 激光器在金属焊接领域有着更大的发展潜力。近年来, 随着双包层光纤制作工艺发展及二极管泵浦源寿命的提高, 单个二极管发光功率的增加, 单模块光纤激光输出功率的提高以及光束耦合技术的进步, 大功率光纤激光器的生产与应用取得重要突破。国外在光纤激光焊接基础研究和航空航天、石油管道建设领域取得的巨大成就表明, 光纤激光在经济性、便携性及工艺适应性等方面具有明显优势^[7], 因此, 成为近年激光焊接领域研究的热点^[8-13]。

近年, 国内对钛合金光纤激光焊接技术的研究日益增加, 主要集中在: 哈尔滨焊接研究所、哈尔滨工业大学、湖南大学、北京工业大学、上海交通大学、江苏科技大学等少数单位^[13]。但总体来讲, 国内对于钛合金激光焊研究相对滞后, 研究多集中在中低功率 (8 kW 以下) 的薄板 (≤ 6 mm) 焊接, 材质多为化工行业用低强度 TA2 或航空航天领域用 TC4 合金; 而船舶及海洋工程广泛使用的 TA5 合金研究极少; 而对于焊接难度大、焊接过程不稳定的大功率钛合金 (激光功率 ≥ 10 kW, 焊接厚度 ≥ 10 mm) 激光焊焊接过程“匙孔”稳定性研究, 以及“羽辉”对焊接过程稳定性影响研究尚不深入。原因在于: (1) 相比不锈钢, 钛合金大功率激光焊接“羽辉”更加严重, 对激光传

收稿日期: 2023-08-28

基金项目: 郑洛新双创区专项 (201200211400)

作者简介: 雷小伟, 男, 1983 年生, 硕士, 高级工程师, 国际焊接工程师, 洛阳船舶材料研究所, 河南 洛阳 471000, 电话: 0379-67256091, E-mail: lei_xiaowei@725.com.cn

导过程屏蔽剧烈，控制更加困难；(2) 大厚度钛合金激光焊接“匙孔”稳定性控制困难，更易出现缺陷；

(3) 焊接过程避免氮、氧、氢等元素侵入困难；因此，大功率钛合金激光焊研究发展相对缓慢。

基于上述背景，本实验将以 10 mm 级别 TA5 为研究对象，开展万瓦级光纤激光焊接工艺研究。进一步探明钛合金大功率激光焊接过程“羽辉”对于激光屏蔽特性及对“匙孔”稳定性影响规律，掌握“羽辉”控制及避免焊缝组织恶化的途径，得到组织及性能优良的焊接接头，为实现中厚度 TA5 激光焊接技术在船舶及海洋工程应用奠定基础。

1 实验

试验材料选用 TA5，厚度为 10 mm 的板材，材质符合 GB/T3621-2007 要求。试板规格为 300 mm×150 mm×10 mm；其化学成分见表 1，材料 $R_m \geq 685$ MPa， $R_{p0.2} \geq 585$ MPa， $A \geq 12\%$ 。

焊接设备采用 2 万瓦光纤激光器，以及可实现平面摆动的激光焊接枪头，光纤直径 300 μm ，焊枪准值 300 mm，聚焦焦距 200 mm，焦点最小尺寸 450 μm 。

2 结果与分析

2.1 激光焊接羽辉拍摄试验

激光焊接羽辉是高功率光纤激光焊接过程中存在的一种固有的物理现象，其特性行为与焊接过程密切相关^[15-16]。大功率激光对金属热作用，是一个固相加热-表面熔化-稀薄等离子体、致密等离子化的过程，当激光束的功率和作用时间足够大时，金属大量汽化，产生了电离度较高的等离子体，同时混有大量烟尘，形成羽辉。一方面，羽辉对激光有屏蔽作用，极大降低了激光直接入射到材料内部的能量密度；另一方面，熔池在汽化金属的反作用下形成匙孔，匙孔的形成有利于金属对激光能量的吸收。不同金属激光焊接羽辉有所差异，因此，研究钛合金激光焊接过程羽辉对探究钛合金激光焊接有实际意义。

为了探究钛合金大功率激光焊接羽辉对焊接过程影响，开展了相同条件下的 1、3、4、6 kW 焊接过程羽辉拍摄，如图 1 所示，可以看出，1 kW 时，羽辉直径及高度均较小，而到 3~4 kW 时，羽辉不但在直

径和高度有较大增加，同时出现较明显的散射光柱，以及明显的烟焰，当功率增加至 6 kW 时，进一步出现较大飞溅。当继续增加功率时，由于未增加羽辉控制装置，致密等离子体对激光有屏蔽明显增加，不但很快导致焊接保护镜片污染而报废，同时，极大影响熔池对激光能量的吸收。因此，在进行实际焊接时，在激光功率达到 3~4 kW，应当进行必要的羽辉控制，避免焊接激发的等离子体、金属蒸汽等对激光的屏蔽、散射和吸收，导致激光有效熔透能力降低及焊接质量受到影响。

2.2 激光焊接功率对焊缝截面形态影响

为了探究激光功率对 TA5 钛合金熔透能力影响，开展了不同功率钛合金大厚平板熔透能力试验。图 2 所示为 2、4、6、8、10、11 kW 焊接截面形貌，可以看出，随着激光功率增加，熔深和熔宽都不断增加，当激光功率为 2~6 kW 时，焊缝呈“楔形”，焊道中心金属堆积不明显，这也是导热焊典型形貌^[17]；进一步增加激光功率至 8 kW，焊缝截面变为“漏斗形”，由于焊接时液态金属向后流动，出现一定余高，当激光功率增加至 10~11 kW 时，焊缝截面“漏斗形”更加明显，漏斗下部等宽度部分随着功率增加进一步变深，表现出高能束焊缝特征。

对各个功率焊接金相进行观察，可以看出 2 kW 时，焊接功率较低，焊缝中心晶粒尺寸较大；4 kW 时，中上部呈现以焊缝表面中心为中心的放射状柱状晶特征，焊缝下部为尺寸较大的柱状晶区，但由于晶粒生长，取向已经不明显。当激光功率增至 6~8 kW，以焊缝表面呈放射性柱状晶区更加明显；进一步增加激光功率，当焊缝截面出现“漏斗形”时，在“漏斗形”上部三角区域，柱状晶更加明显，且晶粒尺寸较大，

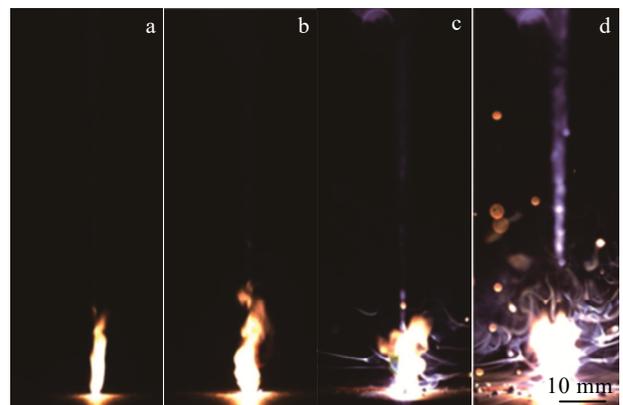


图 1 不同功率激光羽辉照片

Fig.1 Plume in laser welding under different power: (a) 1 kW, (b) 3 kW, (c) 4 kW, and (d) 6 kW

表 1 TA5 钛合金化学成分

Table 1 Composition of TA5 titanium alloy (wt%)

Al	B	Fe	C	N	H	O	Others	Ti
3.3-4.7	0.005	0.30	0.08	0.04	0.015	0.15	0.4	Bal.

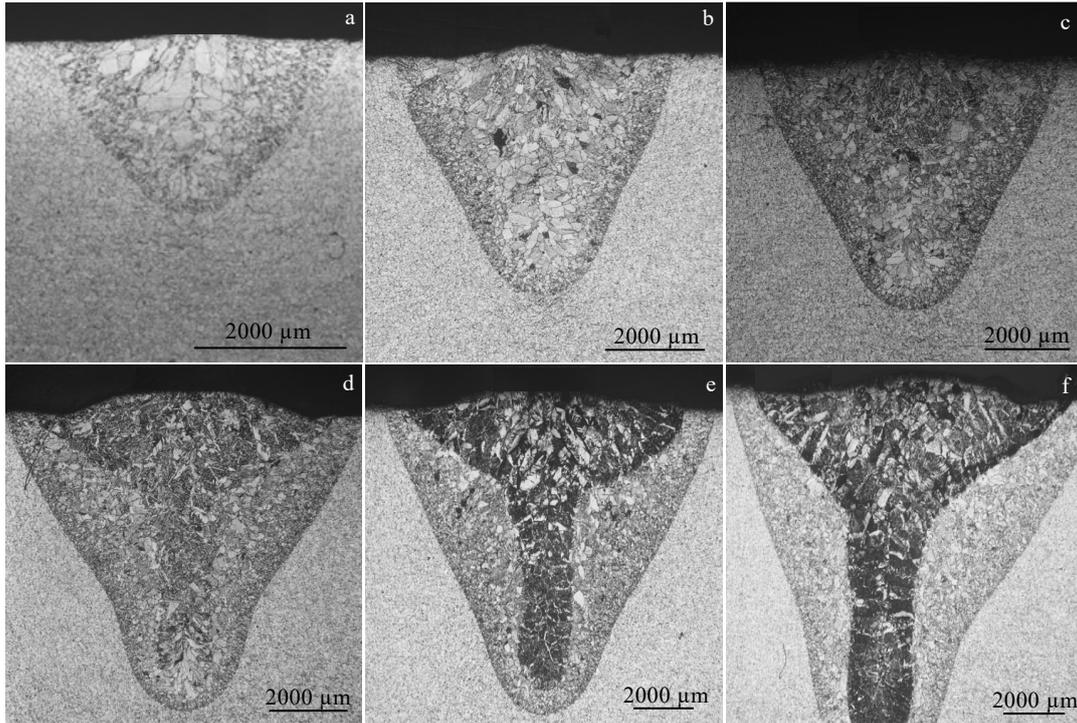


图 2 不同激光功率熔深形貌

Fig.2 Morphologies of joint profile under different laser power: (a) 2 kW, (b) 4 kW, (c) 6 kW, (d) 8 kW, (e) 10 kW, and (f) 11 kW

在“漏斗形”下部等宽部分，也有较明显柱状晶区特征，但晶粒尺寸较小。此时热影响区中，靠近熔合线部分为较大等轴晶，靠近母材部分为尺寸较小的等轴晶。

对以上功率焊接试验金相截面的熔深和熔宽进行测量，如图 3 所示，横坐标为激光功率，纵坐标分别表示熔深和熔宽，可以看出，当大功率激光导热焊时，同时采取必要的羽辉控制手段，熔深和熔宽与激光功率基本呈线性关系，当激光功率增加至 10~11 kW 时，基本可实现 10 mm 钛合金熔透。

2.3 对接焊接试验及无损检测

采用优化的焊接参数对 10 mm 厚 TA5 钛合金试板进行激光对接焊接，焊前彻底清理焊件表面，避免杂质污染。焊接时采用激光功率为 11 kW，焊接速度为 1100 mm/min，焊后得到成型优良的焊接试板，焊缝外观如图 4 所示。

可以看出，焊缝正面宽度约 4~5 mm，由于没有填充金属，焊道两侧有轻微下凹；焊缝背面宽度约 3~4 mm，为典型高能束焊接的单面焊双面成型形貌，同时由于焊接速度较快，也形成了类似鱼鳞纹的凝固形态。对焊缝进行射线数字成像（digital radiography, DR）拍摄，照片如图 5 所示，可以看出焊缝整体宽度

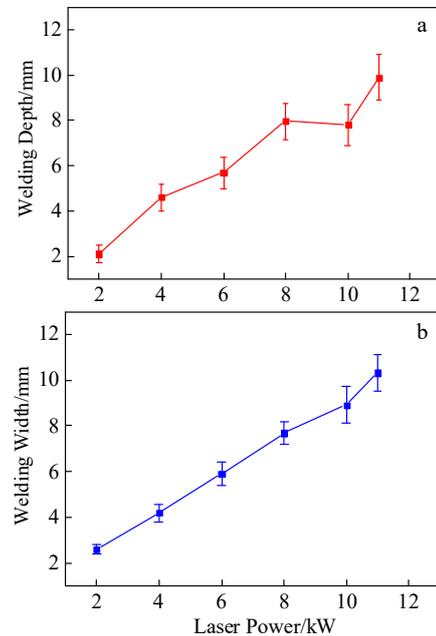


图 3 不同激光功率焊缝熔深与熔宽

Fig.3 Variations of welding depth (a) and width (b) under different laser power

均匀，无超标缺欠，整体满足 NB/T47013.2 的 II 级要求。同时，渗透满足 I 级要求。

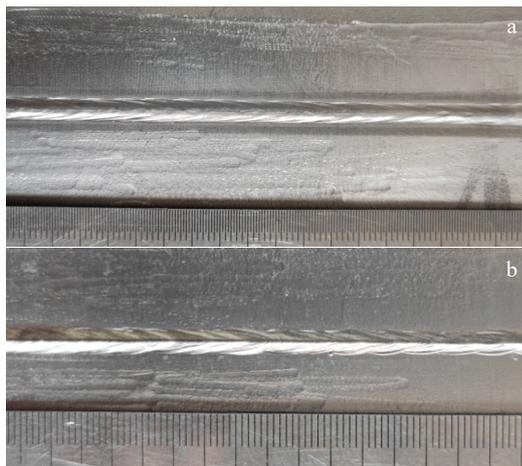


图 4 10 mm 厚 TA5 钛合金激光对接焊缝外观

Fig.4 Profiles of TA5 titanium alloy laser butt welding with thickness of 10 mm: (a) front and (b) back

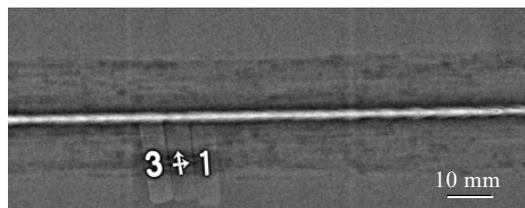


图 5 10 mm TA5 钛合金激光对接焊接试板 DR 检测底片

Fig.5 DR pictures of TA5 titanium alloy laser butt welding with thickness of 10 mm

2.4 力学及工艺性能测试

对焊接试板按照 NB/T47014 进行拉伸、弯曲取样，按照 GB/T228 进行焊接接头拉伸性能测试，焊接接头抗拉强度能够满足标准规定的母材抗拉强度值，测试结果如表 2。同时，按照 CB/T4363 进行 10 t/90°无缺陷要求工艺性能测试，根据标准规定，试板厚度≥10 mm，采用侧向弯曲，测试结果如表 3，能够满足标准要求。

对拉伸断口进行了扫描电镜观测，可以清晰看到断口表面的韧窝，且分布均匀，属于典型韧性断裂，没有出现解理断裂，如图 6 所示，表明万瓦级大功率光纤激光焊接 TA5 钛合金实现了良好的韧性焊接。力学性能及工艺性能测试表明，焊接接头实现了优良的塑性匹配，能够满足工程化相关标准规定，具备工程化应用条件。

2.5 组织分析及硬度检测

由于激光焊是一种快速加热、冷却、凝固和结晶过程，造成焊接接头各区域的热量分布和温度梯度

表 2 接头抗拉强度试验结果

Table 2 Mechanical properties of joints			
Sample No.	Size/mm	Tensile strength	
		R_m /MPa	
1#	37×10	807	Qualified
2#	37×10	804	Qualified

表 3 接头弯曲性能试验结果

Table 3 Bending properties of joints			
Sample No.	Size/mm	Bending type	
1#	10×10	Lateral	Qualified
2#	10×10	Lateral	Qualified
3#	10×10	Lateral	Qualified
4#	10×10	Lateral	Qualified

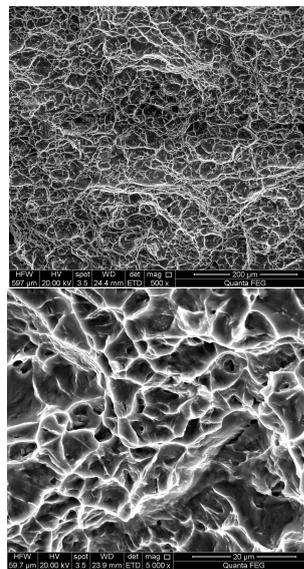


图 6 断口 SEM 照片

Fig.6 SEM images of fracture surface

很不均匀，因此焊接接头各部分的组织形态和大小差异很大。如图 7 所示，其焊缝区（WZ 或 FZ）、热影响区（HAZ）及熔合线清晰；焊缝区由上部柱状晶区、中部的等轴晶区、下部的柱状晶区构成，热影响区主要为等轴晶，母材（BM）为典型的轧制形态。

如前所述在大功率激光焊接未焊透情况下焊缝截面通常为“漏斗形”，这主要是因为，当“导热焊”时，较早接受激光能量的焊缝表面区域获得较多热量，随着熔深增加，由于钛合金较低的导热率，使得较深焊缝位置温度梯度较低，从而形成上部为“倒三角”，下部为平行段的“漏斗形”焊缝截面。

当激光能力密度进一步增大，由“导热焊”变为“小孔焊”时，焊缝截面将发生变化，如图 8 所示，为熔池纵向等值面示意图，较高的激光密度，使得被焊金属发生汽化，在金属蒸汽的压力下，熔融金属被排挤向

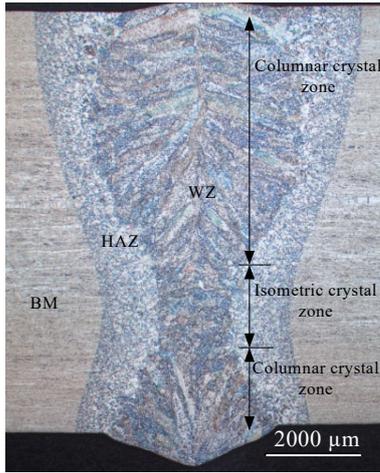


图 7 焊接接头宏观金相组织
Fig.7 Macrostructure of joint

四周,随着金属的不断汽化和金属蒸汽的逸出,在小孔内部和金属上方形成致密的等离子体,这种致密等离子体可以吸收大多数的激光束能量,并通过小孔的传热作用和壁聚焦效应将热量直接传递到小孔深处,以得到较大的熔深,图 8 中 a、b 点即为以上作用交互形成“小孔”位置。“小孔”壁面处的液态金属在该压力作用下向下高速流动,流动到熔池底部后向两侧流动,在横截面上形成了 2 个由内向外的环流。这与纵截面上环流的形成原因相同,但由于横截面上的熔池较窄,这部分流动相对较小,对热量的输运能力较弱,因此熔池宽度增加不大,从图 8 中 c 与 d 点可见,热源经过之后,蒸发反冲压力作用逐渐减弱,熔池流动速度逐渐减小;同时,受热减小,散热增多,液态金属逐渐凝固。在表面张力作用下,熔池逐渐凸起,凝固之后形成焊缝余高。最终形成“束腰状”或“铆钉”状焊缝截面。

对于 10 mm TA5“小孔型”激光焊,由于焊缝正面和焊缝背面温度梯度较大,因此会形成大深宽比+束腰的焊缝截面形态。其具有典型“束腰”形态,即图 7 所示焊缝由上部椭圆形柱状晶区、中部等轴晶区(束腰)、下部三角形柱状晶区构成。

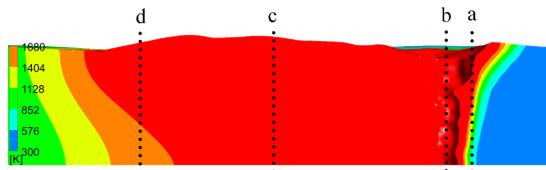


图 8 熔池纵向等值面示意图
Fig.8 Isosurface diagram of molten pool

进一步观察可以发现,在焊缝区上部,由焊缝表面到焊缝 1/2 处,形成了一个以焊缝中线为长轴的椭圆形柱状晶区,在越靠近焊缝表面位置,柱状晶越趋于平行于焊缝表面,这主要由于焊缝中心的温度梯度小,散热较慢,方向性很强的柱状晶将垂直于熔合线向焊缝中心生长。在焊缝区中部 1/2 到焊缝下表面 1/3 处为束腰区,该区域为典型的细小等轴晶粒区,形成束腰区主要是由于该区域处于试板最中心位置,散热条件较差,温度梯度较低。在焊缝下表面到距下表面约 1/3 处,由于该区域散热条件较好,温度梯度较大,也形成了一个与上表面类似的柱状晶区。

图 9 显示了焊接接头微观金相,焊缝区上部中部、下部均为锯齿状 α +点状 β ,锯齿状 α 中混杂少量马氏体 α' ,马氏体 α' 为 β 相以非扩散转变形成的过饱和非平衡六方晶格 α 相,通常马氏体截止在原始 β 晶界,而针状 α 通常在 β 晶粒边界形核,有时 α' 与针状 α 难以区分;由于 TA5 合金的 β 稳定化元素较少,激光焊中马氏体 α' 在数量和特征表现并不明显,典型的针状马氏体 α' 和马氏体集束如图 10 所示,具有长条形或针状特征,表现出长宽比大于 10:1 的特征。而近焊缝的热影响区和近母材的热影响区均为锯齿状 α +点状 β ,母材区为片状 α +晶间 β 。

图 11 显示了焊接接头柱状晶区的焊缝区和热影响区的 EBSD 图像,图 11a、11b 为焊缝区和 HAZ 区

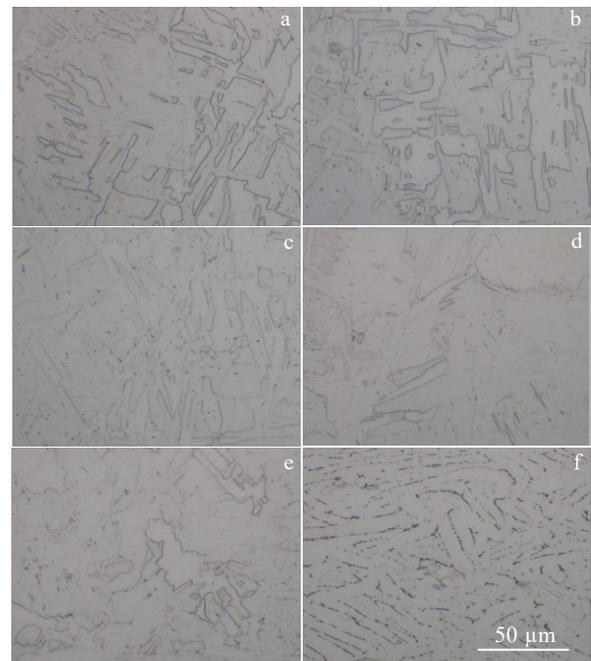


图 9 焊接接头金相组织
Fig.9 OM microstructures of different zones in the joint: (a) upper part of WZ, (b) middle part of WZ, (c) lower part of WZ, (d) near HAZ, (e) near BM, and (f) BM

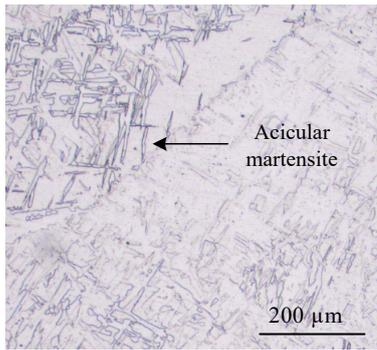


图 10 焊缝中少量马氏体
Fig.10 Martensite in weld zone

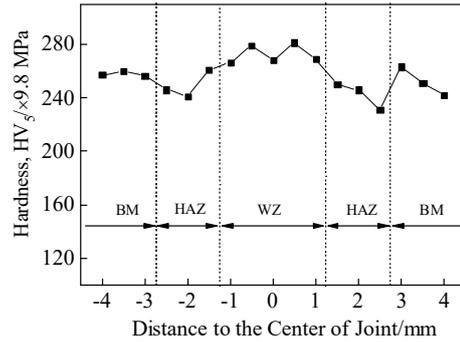


图 12 焊接接头硬度分布
Fig.12 Hardness distributions of the weld zone

的 IPF+晶界图(BGD), 图 11c、11d 为焊缝区和 HAZ 区的晶界图; 由图 11a、11c 可以看出, 原始 β 晶界清晰, 具有典型的柱状晶特征, 而在柱状晶内部为 $\alpha+\alpha'$ 混合组织, 呈十字交错特征, 在一个柱状晶内部, 其晶向区域一致。由图 11b、11d 可以看出, 热影响区左侧的焊缝区, 由于距离焊缝熔化区域较近, 热循环峰值温度较高, 并且高温时间较长, 晶粒有长大倾向, 为锯齿状特征, 热影响区右侧的母材区, 由于受高温影响较小, 晶粒尺寸更加细小, 更趋于等轴晶特征, 晶粒更加细小。

钛合金焊接易受氮、氢、氧污染, 温度超过 400 °C 时, 钛开始和空气中的氧、氮、氢等元素发生化学反应, 在高于 600 °C 时反应就更加剧烈, 上述反应所生

成的化合物都使钛的性能恶化, 其中钛的氧化物和氮化物均使强度提高而塑性显著降低; 氢则严重影响冲击韧性。因此, 一般情况下对焊接接头是否硬化来评价焊接过程是否由于气体保护不到位焊缝组织恶化。

对焊接接头按照 GB/T4340 进行 HV_{0.05} 维氏硬度检测, 焊接接头硬度从左到右依次为: 左侧母材 2518.6、2548、2508.8 MPa; 左侧热影响区 2410.8、2361.8、2557.8 MPa; 焊缝区 2606.8、2734.2、2626.4、2753.8、2636.2 MPa; 右侧热影响区 2450、2410.8、2263.8 MPa; 右侧母材 2577.4、2459.8、2371.6 MPa。如图 12 所示, 可以看出, 焊缝区硬度最高, HAZ 区域硬度最低, 母材硬度介于焊缝区和 HAZ 之间, 这主要是由于缝区存在少量的针状马氏体 α' , 由于显微硬度值 $\alpha' > \alpha > \beta$ 相, 而 HAZ 区域但受到高温作用, 晶粒长大, 造成软化而硬度值降低。焊缝区硬度平均值为 2665.6 MPa, 热影响区平均硬度为 2401 MPa, 而母材平均硬度为 2499 MPa, 焊缝硬度相比母材略有上升, 没有发生明显增高, 满足相关标准要求, 无论焊缝区还是热影响区均未出现由于焊接过程中氧化(主要为 O 和 N)引起的组织硬化和组织恶化现象。

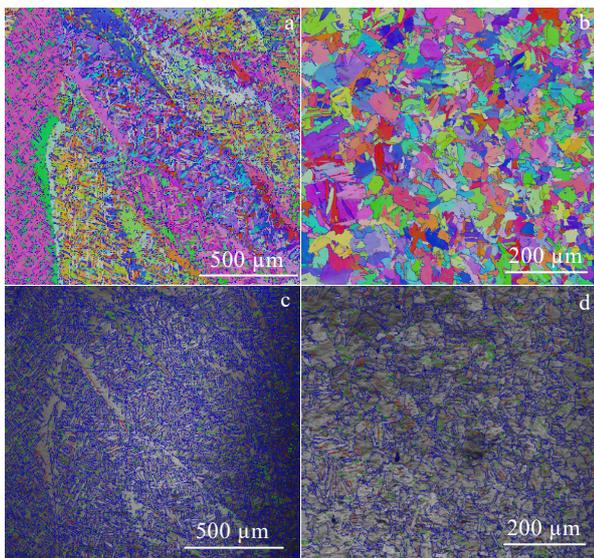


图 11 不同区域 EBSD IPF 和晶界图
Fig.11 EBSD IPF maps and grain boundary diagrams (GBD) of different zones: (a) IPF+GBD of WZ, (b) IPF+GBD of HAZ, (c) GBD of WZ, and (d) GBD of HAZ

3 结 论

1) 对于 TA5 钛合金大功率激光焊, 当激光功率达到 3~4 kW 时, 羽辉不但在直径和高度有较大增加, 同时出现较明显的散射光柱, 以及明显的烟焰, 应当进行必要的羽辉控制, 避免焊接激发的等离子体、金属蒸汽等对激光的屏蔽、散射和吸收, 导致激光有效熔透能力降低及焊接质量受到影响。

2) 非焊透模式下, 激光功率从 2~6 kW 增加时, 焊缝截面由“楔形”向“漏斗形”过渡, 进一步增加激光功率至 10~11 kW, 漏斗状进一步明显, 漏斗状底部平行区域变长, 焊缝区域为典型的柱状晶竞争生长模式。

3) 选择适宜参数, 可以得到成型优良的 10 mm

TA5 钛合金激光焊接接头, 焊缝截面表现出大深宽比+“束腰”的焊缝截面形态; 无损检测、力学性能及工艺性能均能满足标准要求, 拉伸断口可观察到明显韧窝, 为典型的韧性断裂。焊缝区金相组织为锯齿状 α +点状 β , 由于存在针状六方马氏体 α' , 导致其硬度略有升高。

参考文献 References

- [1] Wang Jianzhong(王建忠), Ao Qingbo(敖庆波), Jing Peng(荆鹏) *et al. Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程)[J], 2022, 51(5): 1907
- [2] Chang Hui(常辉), Liao Zhiqian(廖志谦), Wang Xiangdong(王向东). *Titanium Material of Marine Engineering*(海洋工程钛金属材料)[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2016: 68
- [3] Li Yajiang(李亚江). *Light Material Welding Technology*(轻质材料焊接技术)[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2019: 22
- [4] He Shulin(何书林), Feng Yongqi(冯永崎), Wang Yongqiang(王永强) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2002, 38(S): 204
- [5] Liu Shouyi(刘守义), Wang Youjun(王有君), Geng Tao(耿涛). *Journal of Dalian Jiaotong University*(大连交通大学学报)[J], 2018, 39(3): 86
- [6] Huang Xianming(黄先明), Xie Wenlong(谢文龙), Wang Ruiqin(王瑞琴) *et al. Hot Working Technology*(热加工工艺)[J], 2017, 46(5): 163
- [7] Ma Xuyi, Duan Aiqin, Lu Wei *et al. Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2021, 50(7): 2300
- [8] Hu Peipei(胡佩佩), Wang Chunming(王春明), Hu Xiyuan(胡席远). *Welding*(焊接)[J], 2011, 7: 40
- [9] Quintino L, Costa A, Miranda R *et al. Materials and Design*[J], 2007, 28(4): 1231
- [10] Vedmeghe G. *Welding Journal* [J], 2005, 84(8): 56
- [11] Cui Li, Kutusna M, Simizu T *et al. Materials and Design*[J], 2009, 30: 109
- [12] Cui Li(崔丽), Li Xiaoyan(李晓延), He Dingyong(贺定勇) *et al. Transactions of the China Welding*(焊接学报)[J], 2009, 30(11): 33
- [13] Cui Li(崔丽), Zhang Yanchang(张彦超), He Dingyong(贺定勇) *et al. Laser Technology*(激光技术)[J], 2012, 36(2): 154
- [14] Jiang Bao(蒋宝), Huang Ruisheng(黄瑞生), Li Linlin(李琳琳) *et al. Electric Welding Machine*(电焊机)[J], 2021, 51(10): 8
- [15] Zou Jianglin(邹江林), Li Fei(李飞), Niu Jianqiang(牛建强) *et al. Chinese Journal of Lasers*(中国激光)[J], 2014, 41(6): 0603005-1
- [16] Zhang Junming(张明军). *Study on the Behavior of Metallic Vapor Plume and Defects Control during Deep Penetration Laser Welding of Thick Plate Using 10-kW Level High Power Fiber Laser* (万瓦级光纤激光深熔焊接厚板金属蒸汽行为与缺陷控制)[D]. Changsha: Hunan University, 2013
- [17] Mu Zhuangzhuang(穆壮壮), Liao Zhiqian(廖志谦), Yu Wei(余巍) *et al. Development and Application of Materials* (材料开发与应用)[J], 2021, 36(6): 60

Study on High Power Fiber Laser Welding Technology of TA5 Titanium Alloy

Lei Xiaowei, Liu Jia, Yu Wei, Chen Liyang, Ma Zhaowei, Fu Chengxue
(Luoyang Ship Material Research Institute, Luoyang 471000, China)

Abstract: High power fiber laser welding was conducted on TA5 titanium alloy with 10 mm in thickness. High speed photography was used to investigate the effect of the laser welding plume on the welding process. The results show that when the laser power reaches 3-4 kW, the plume become serious, and the splash and soot increase obviously in amount. The weld metallography test manifests that the weld section is “wedge-shaped” when the laser power is low, while the weld section becomes “funnel shaped” when the laser power is larger than 6 kW. When the laser power is 10-11 kW, and the welding speed is 1100-1500 mm/min, an excellent “keyhole” welding joint is obtained, and the welding seam is of typical high-energy beam joint shape with a large ratio of depth to width up to 2:1. RT and PT tests show that the weld seam can satisfy NDT (non-destructive test) standard. The mechanical test indicates that the strength of the welded joints can reach 800 MPa, which can meet the bending standard. The fracture dimple is obvious, which indicates its ductile fracture. Metallographic test exhibits that the section of weld zone is “girdle-shaped” morphology and the columnar crystal zones are obvious, with an obvious competitive growth of mode of each columnar crystal zone. The weld zone is mainly composed of serrated α +punctate β . The hardness test shows that the hardness of the weld zone is slightly higher than that of base metal, and that of the heat-affected zone is the lowest, which can satisfy the hardness requirements of titanium alloy joints.

Key words: TA5 titanium alloy; high power fiber laser; metallography profile of weld; mechanical property of joint

Corresponding author: Lei Xiaowei, Senior Engineer, International Welding Engineer, Luoyang Ship Material Research Institute, Luoyang 471000, P. R. China, Tel: 0086-379-67256091, E-mail: lei_xiaowei@725.com.cn