

轧制 + 增材 TC4 合金电子束焊接接头组织与性能

闫泰起^{1,2}, 程 序^{1,2}, 李 安^{1,2}, 田象军^{1,2}, 刘 栋^{1,2}

(1. 北京航空航天大学 大型金属构件增材制造国家工程实验室, 北京 100191;

2. 北京航空航天大学 材料科学与工程学院, 北京 100191)

摘 要: 研究了一种电子束焊接规范对轧制 + 增材 TC4 钛合金焊接接头组织影响, 分析了焊后钛合金力学性能。结果表明, 轧制侧热影响区合金组织变化较大, 离焊缝中心距离越近, β 转变组织含量增加, 晶粒逐渐转变为等轴晶组织, 等轴晶内有集束状马氏体 α' 相析出, 越靠近焊缝等轴晶尺寸越大; 增材侧热影响区组织形态变化较小, β 晶粒形态保持柱状晶形态, 无等轴晶区产生, 晶内组织转变为马氏体 α' 相。焊缝两侧热影响区显微硬度变化趋势相同, 均为越靠近焊缝中心, 显微硬度越高, 焊接重熔区硬度最高, 达 400 HV 左右。焊接接头力学性能与 TC4 钛合金锻件相当, 且断裂位置均位于激光沉积母材区域。

关键词: TC4 钛合金; 激光增材制造; 电子束焊接; 显微组织; 力学性能

中图分类号: TG 456.3; V 252.2

文献标识码: A

doi: 10.12073/j.hjxb.2019400164

0 序 言

钛合金具有比强度高, 综合力学性能好, 耐腐蚀等优点, 在航空航天、化工和造船等领域具有重要应用价值^[1]。TC4(Ti-6Al-4V) 钛合金是目前使用量最高的钛合金, 约占钛合金总产量的一半以上^[2]。轧制是工业上广泛使用的塑性形变方法, 该工艺具有细化晶粒, 可以大批量连续生产等优点^[3]。激光快速成形技术是 20 世纪 90 年代中期逐渐发展的一种先进制造技术, 其基本原理是将零件的三维 CAD 模型“切片”形成二维轮廓信息, 在计算机控制下按照固定扫描路径通过高能束流把金属粉末或者丝材逐点、逐层熔化堆积, 最终得到实体零件^[4-5]。激光增材制造技术提高了构件生产效率及材料利用率^[6]。在实际生产中, 往往需要将上述两种制造方式相互结合以达到最优生产效率。例如对于大型复杂构件, 可利用采用轧制或锻造制备较规则的主体部分, 利用增材制造技术制备耳片、筋板等突出复杂部位。在这一过程中, 对于不适于直接在轧制或锻造构件上直接进行激光增材制造的零部件, 需要先将突出复杂部位单独激光增材制造, 再利用焊接技术进行连接。电子束焊接具有焊接精度高, 热影响区窄及适用条件宽松, 可焊接板厚较

大等优点^[7], 成为了轧制 + 激光沉积、锻造 + 激光沉积等异种状态 TC4 钛合金厚板焊接的首选。

文中利用电子束焊接技术获得了“激光沉积 + 轧制”TC4 钛合金焊接接头, 研究了焊缝区、热影响区激光沉积及轧制母材的显微组织变化及原因, 分析了焊接接头显微硬度和力学性能的变化, 为不同状态 TC4 钛合金复杂构件电子束焊接技术在实际应用中的可行性提供参考。

1 试验方法

取轧制态与激光沉积态 TC4 钛合金板材, 尺寸均为 400 mm × 45 mm × 36 mm。显微组织如图 1 所示。轧制态 TC4 钛合金显微组织为沿轧辊运动方向拉长的小柱晶, 见图 1a; 而激光沉积态 TC4 钛合金显微组织为典型的 $\alpha + \beta$ 网篮组织, 如图 1b 所示。将两块钛合金板材紧密对接, 采用型号为 THDW-30 的真空电子束焊机进行电子束焊接, 工艺参数如表 1 所示。焊接后, 沿垂直于电子束运动方向切取厚度为 5 mm、宽 50 mm 的试样, 经打磨、抛光及腐蚀后, 采用 LEICA DM4000M 型光学显微镜和 JEOL-6010 型扫描电镜观察焊接接头处合金显微组织。焊接接头显微硬度变化用恒-FM800 型显微维氏硬度计进行分析; 焊接后试样的拉伸性能参考 GB/T 2651—2008 焊接接头拉伸试验方法, 取

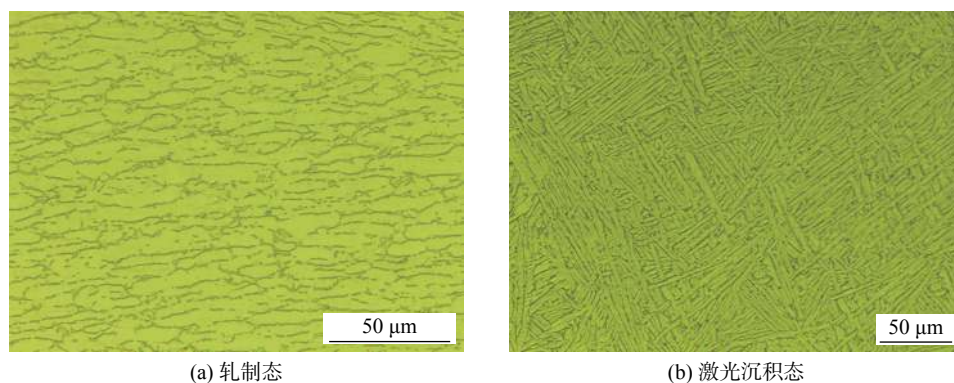


图 1 TC4 钛合金显微组织
Fig. 1 Microstructure of TC4 alloy

表 1 电子束焊接工艺参数

Table 1 Parameters of electron beam welding

焊接束流 I/mA	聚焦电流 I_0/mA	加速电压 U/kV	焊接速度 $v/(\text{mm} \cdot \text{min}^{-1})$	工作距离 d/mm
140	475	85	250	150

样方式如图 2 所示. 为了确定焊缝区占试样体积比对拉伸性能的影响, 按焊缝深度不同取上下两组试样作为对比试验. 同时为保证试验的准确性, 减小小试验误差, 每组取三根平行试样, 结果取平均值.

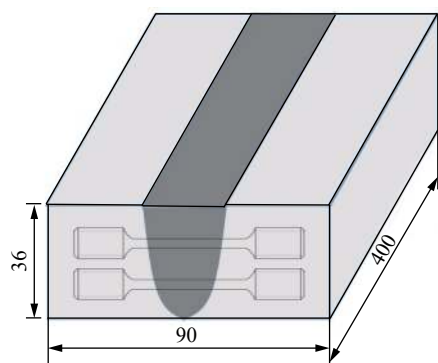


图 2 拉伸试样取样示意图 (mm)
Fig. 2 Diagram of sampling tensile specimens

2 结果分析与讨论

焊接接头横截面宏观金相如图 3 所示. 由图可见, 焊接接头熔池呈锥形, 最大深度为 29.0 mm, 1/2 熔深处焊缝宽为 11.5 mm, 深宽比为 2.5 左右, 试验采用较小深宽比的焊接规范, 以便更清晰地观察焊缝区和热影响区的组织变化. 熔池宏观上以焊缝为中心左右对称, 熔池左侧为激光沉积态母材, 右侧为轧制态母材. 两种状态的 TC4 钛合金基体 β 相变点温度相近, 约为 $995\text{ }^{\circ}\text{C} \pm 15\text{ }^{\circ}\text{C}$ ^[8-9], 熔点为

$1\ 668\text{ }^{\circ}\text{C} \pm 4\text{ }^{\circ}\text{C}$ ^[10]. 由宏观金相图可以看出, 焊缝中下部位置主要由两侧向中心生长的柱状晶构成, 并且柱状晶的尺寸越靠近熔池底部越小; 而焊缝的上部主要由向上外延生长的粗大 β 柱状晶组成. 焊缝的晶粒形态呈现左右对称的特征, 并不因母材原始晶粒形态的不同而表现出差别. 焊缝中不同部位晶粒形态的差别与不同部位的冷却速率和热量扩散方向有关. 在焊缝中下部, 熔池热量主要向两侧扩散, 最大温度梯度方向近似垂直于熔池中心线, 形成从两侧向中心生长的柱状晶; 同时由于越靠近熔池底部熔体达到的最高温度越低、冷却速率越快, 导致柱晶尺寸越小. 在焊缝的上部, 熔池热量主要向下方的母材、已凝固焊缝扩散, 最大温度梯度近似平行焊缝中心线, 形成从下向上生长的柱状晶. 现取轧制侧 A 区域及激光沉积侧 B 区域两块典型区域, 进一步分析焊缝热影响区微观组织及其变化原因.

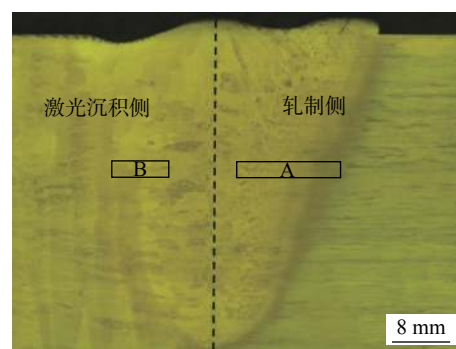


图 3 轧制态 + 激光沉积态 TC4 钛合金焊接接头宏观金相形貌

Fig. 3 Macro metallography of welded laser deposited + rolled TC4 alloy joints

2.1 焊接接头轧制侧微观组织形成原因分析

轧制侧 A 区域显微组织变化如图 4 所示. 从图中可以看出, 晶粒形貌变化较大, 在离焊缝中心

最远处的 e 区, 合金组织仍然为轧制态的原始晶粒形貌, 随着离焊缝中心距离越近, 在区域 c 和区域 d 之间的界面处, 晶粒形貌逐步由轧制态晶粒变为等轴晶, 且越靠近焊缝, 等轴晶尺寸越大, 最终逐步变为区域 a 的柱状晶。根据晶粒的形貌特点, 可将

焊缝中心至轧制态母材部分按其晶粒形态分为三个区域, 即远离焊缝的轧制态晶粒区 (区域 d 和 e)、靠近焊缝的等轴晶区 (区域 b 和 c) 及焊缝柱状晶区 (区域 a)。对其晶内组织观察发现 (图 5), 在轧制态区, 虽然晶粒保持了原轧制态晶粒形貌, 但由于

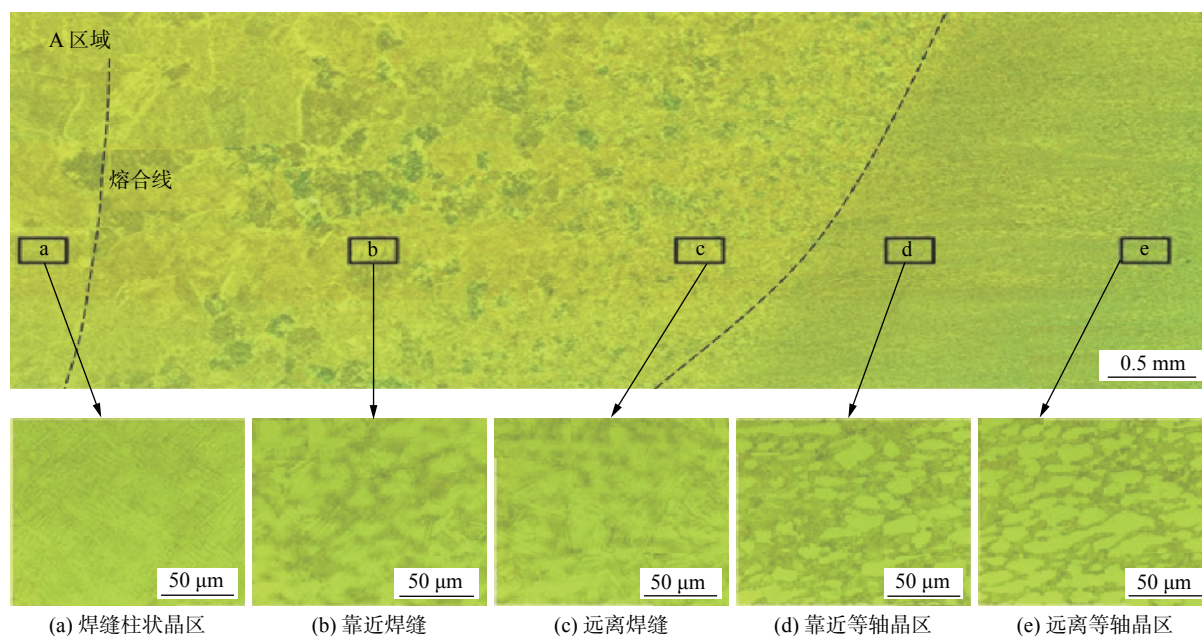


图 4 轧制侧典型焊接接头组织变化趋势

Fig. 4 Trends of typical microstructure of welded joint on rolled side

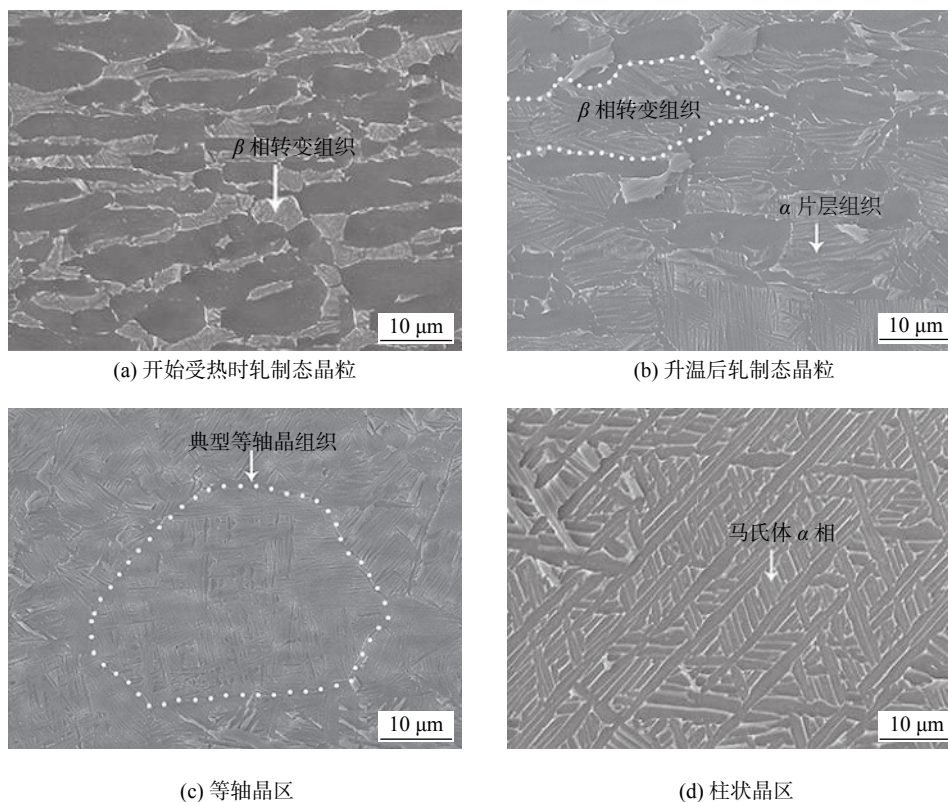


图 5 轧制侧热影响区及焊缝形貌

Fig. 5 Morphology of fusion zone and heat affected zone on rolled side

受到热影响,晶粒中出现 β 转变组织,如图5a所示.推测此焊接过程中此区域温度已经达到 α 相向 β 相的转变温度,且随着温度的提高,转变量越来越大^[11-12].随着离焊缝中心距离越近, β 转变组织含量越多,转变组织中 α 相片层越厚(图5b).从轧制态晶粒转变为等轴晶区后,晶粒内组织由马氏体 α' 相集束组成^[13],如图5c所示.该转变过程表明此区域所受热影响温度已超过 β 相转变温度,导致了轧制态合金(轧制过程中发生了冷塑变形)发生回复再结晶产生等轴晶.且越靠近熔池,温度越高,保温时间越长,等轴晶尺寸越大.与焊缝相邻的等轴晶受热温度最高,尺寸达到最大,且被加热到半熔化状态.靠近电子束区域的焊缝区温度可瞬间达到2500℃以上^[14],而TC4钛合金的熔点仅为1668℃左右,故电子束焊接的过程中,焊缝区钛合金会在极短时间内熔化.在随后的降温过程中,焊缝边界金属液相附着在半熔化等轴晶粒表面(图4所示熔合线附近)进行非均匀形核,并以柱状晶的形态向焊缝中心生长,形成联生结晶,最终形成一系列垂直于焊缝中心线的柱状晶^[15].柱状晶内组织

由马氏体 α' 相组成.但和等轴晶区集束状马氏体 α' 相不同的是,柱状晶内的马氏体 α' 相呈网篮状.这是因为焊缝区域温度最高,保温时间最长,马氏体 α' 相得以充分生长,从而形成交错的网篮组织.

2.2 焊接接头激光沉积侧微观组织

与轧制侧热影响区晶粒形态变化不同,激光沉积一侧热影响区内未形成等轴晶区,而是保留了激光沉积态TC4柱状晶晶粒形态,且这些柱状晶粒由母材一侧外延生长进入焊缝区,导致焊缝区与原母材热影响区之间界面不明显,如图6中所示.观察柱状晶内部组织发现,热影响区中的柱状晶内部区域b除马氏体 α' 外,还残留了一定的初生 α 相(图7a);当进入区域c,柱状晶内部组织则全部变为马氏体集束(图7b),该组织与轧制侧的区域c(图5c)一致,表明此区域在焊接时温度已经达到 β 相转变温度以上.当进入区域d,柱状晶内组织变为网篮状马氏体片层(图7c),与轧制态一侧a区域(图5d)中一致,表明此区域已经进入焊缝区.

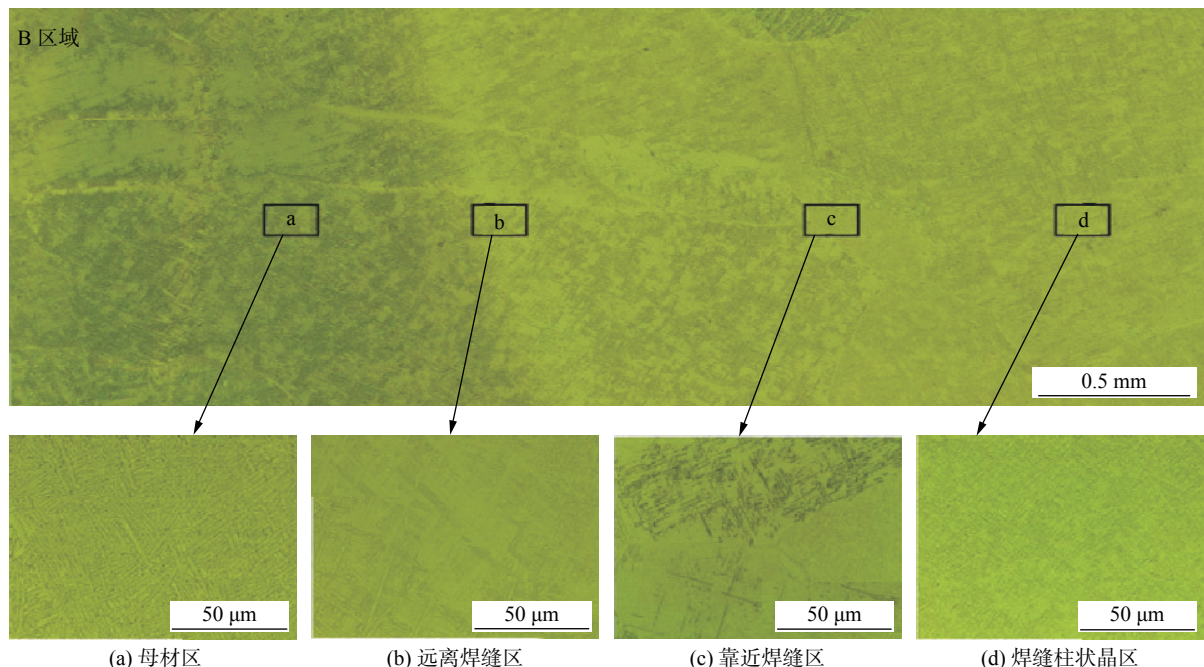


图6 激光沉积侧典型熔池组织变化趋势

Fig. 6 Trends of typical microstructure in laser deposited side molten pool

2.3 焊接接头力学性能

焊接接头显微硬度测试结果如图8所示.可以看出,左侧激光沉积TC4钛合金母材处硬度稳定在350HV左右,进入热影响区后显微硬度开始

上升,直至平稳在焊缝区的400HV上下;轧制侧的显微硬度与激光增材侧变化趋势相同,也是在进入热影响区后开始上升直到稳定在焊缝区.显微硬度变化的原因与组织内马氏体 α' 相的含量有

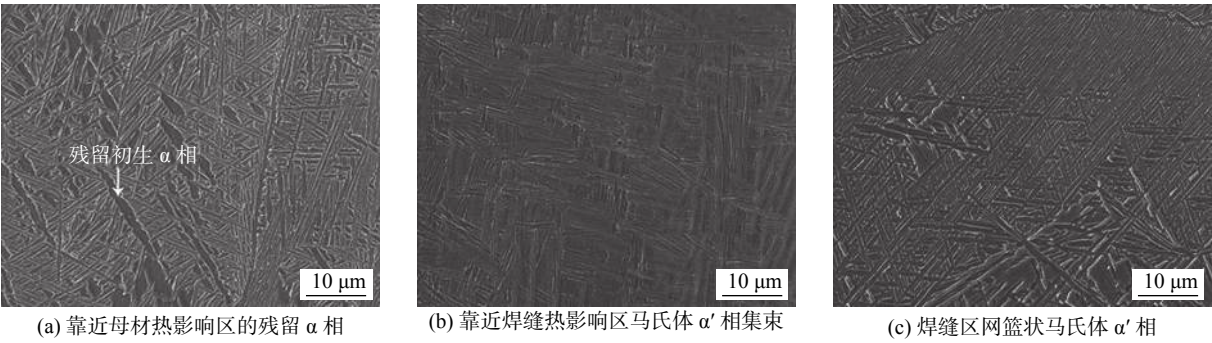


图 7 激光沉积侧焊接接头微观组织形貌
Fig. 7 Morphology of welded joint on laser deposited side

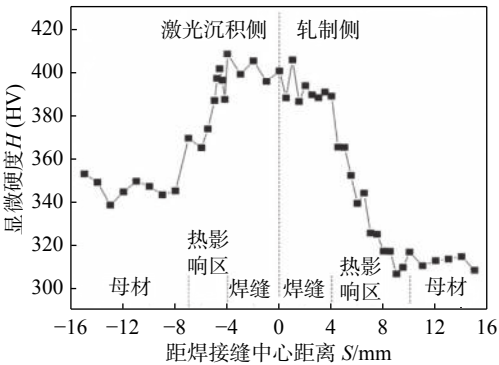


图 8 焊接接头显微硬度
Fig. 8 Microhardness of welded joints

关,随着热影响区开始出现马氏体 α' 相,显微硬度逐渐开始上升,至焊缝区柱状晶内组织全部变为网篮状马氏体 α' 相,显微硬度达到最高,稳定在 400 HV.

表 2^[16] 为异种状态 TC4 钛合金电子束焊接接头力学性能测试结果,所有拉伸试样的断裂位置均位于激光沉积母材区域.对比两组拉伸试样结果可知,焊缝占比不同的试样,其力学性能相似,可知焊接接头的拉伸性能与焊缝宽度无关.焊接接头的各项力学性能参数与 TC4 锻件相当.

表 2 焊接接头力学测试平均值
Table 2 Average parameters of mechanical properties of welded joints

取样位置	断裂位置	抗拉强度 R_m /MPa	屈服强度 $R_{p0.2}$ /MPa	断后伸长率 A (%)	断面收缩率 Z (%)
焊接接头上部	沉积侧母材区	950 ± 3	874 ± 2	12.0 ± 0.5	33 ± 2
焊接接头下部	沉积侧母材区	962 ± 4	879 ± 4	11.0 ± 0.5	36 ± 1
锻件	—	≥ 895	≥ 825	≥ 10	≥ 25

焊接接头拉伸试样断口形貌非常相似,典型断口如图 9 所示,为杯锥状断口,有明显的中心纤维

区及四周剪切唇区.断口主要表现为穿晶断裂,韧窝较浅较小.

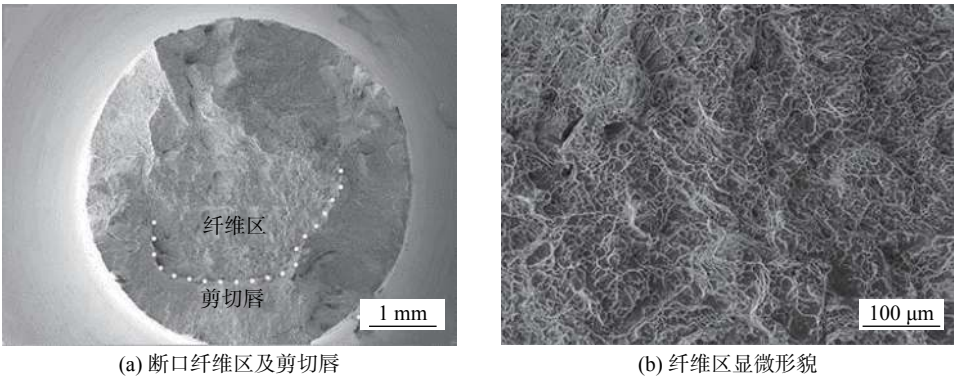


图 9 焊接接头断口形貌
Fig. 9 Fracture morphology of welded joints

3 结 论

(1) 焊缝晶粒呈左右对称的特征。焊缝中下部,熔池热量主要向两侧扩散,最大温度梯度方向近似垂直于熔池中心线,形成从两侧向中心生长的柱状晶。焊缝上部熔池热量主要向已凝固焊缝扩散,最大温度梯度近似平行焊缝中心线,形成从下向上生长的柱状晶。

(2) 轧制侧热影响区内组织变化较大,靠近焊缝中心, β 转变组织含量增加,晶粒形貌逐渐转变为等轴晶组织,等轴晶内有集束状马氏体 α' 相析出,越靠近焊缝等轴晶尺寸越大;激光沉积侧热影响区组织形态变化较小, β 晶粒形态保持原沉积态柱状晶形态,无等轴晶区产生。

(3) 激光沉积侧与轧制侧 TC4 钛合金母材处硬度稳定。由于马氏体 α' 相的出现,热影响区显微硬度开始增加,焊缝区柱状晶组织全部变为网篮状马氏体 α' 相,显微硬度达到最高,稳定在 400 HV。同时,该类型焊接接头力学性能符合 TC4 锻件标准,且焊接接头的拉伸性能与焊缝宽度无关。拉伸断口呈杯锥状,表现为穿晶断裂。

参考文献:

- [1] Li G C, Li J, Tian X J, *et al.* Microstructure and properties of a novel titanium alloy Ti-6Al-2V-1.5Mo-0.5Zr-0.3Si manufactured by laser additive manufacturing[J]. *Materials Science & Engineering A*, 2007, 684: 233 – 238.
- [2] 牛超楠, 宋晓国, 胡胜鹏, 等. 钎焊温度对 TC4 /Ti60 接头组织及性能的影响 [J]. *焊接学报*, 2018, 39(6): 77 – 80.
Niu Chaonan, Song Xiaoguo, Hu Shengpeng, *et al.* Effect of brazing temperature on the interfacial microstructure and mechanical properties of TC4 /Ti60 brazed joints[J]. *Transactions of the China Welding Institution*, 2018, 39(6): 77 – 80.
- [3] 赵志业. 金属塑性变形与轧制理论 (第 2 版)[M]. 北京: 冶金工业出版社, 1996.
- [4] 王华明, 张述泉, 王向明. 大型钛合金结构件激光直接制造的进展与挑战 (邀请论文)[J]. *中国激光*, 2009, 36(12): 3204 – 3209.
Wang Huaming, Zhang Shuquan, Wang Xiangming. Progress and challenges of laser direct manufacturing of large titanium structural components (Invited Paper)[J]. *China Laser*, 2009, 36(12): 3204 – 3209.
- [5] Dirk H, Vanessa S, Eric W, *et al.* Additive manufacturing of metals[J]. *Acta Materialia*, 2016, 117: 371 – 392.
- [6] Zhu Y Y, Tang H B, Li Z, *et al.* Solidification behavior and grain morphology of laser additive manufacturing titanium alloys[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2019, 777: 712 – 716.
- [7] 许鸿吉, 尹丽香, 李晋炜, 等. TC4 钛合金电子束焊接接头组织和性能 [J]. *焊接学报*, 2005, 26(11): 43 – 46.
Xu Hongji, Yin Lixiang, Li Jinwei, *et al.* Microstructure and properties of electron beam welded joints in TC4 titanium alloy[J]. *Transactions of the China Welding Institution*, 2005, 26(11): 43 – 46.
- [8] 何 伟, 杜小平, 马红征, 等. TC4 钛合金相变温度的测定与分析 [J]. *理化检验(物理分册)*, 2014, 50(7): 461 – 464.
He Wei, Du Xiaoping, Ma Hongzheng, *et al.* Determination and analysis of phase transition temperature of TC4 titanium alloy[J]. *Physical Testing and Chemical Analysis(Part A: Physical Testing)*, 2014, 50(7): 461 – 464.
- [9] 杨晶晶, 喻寒琛, 韩 婕, 等. 激光选区熔化成形 TC4 合金的 β 转变温度 [J]. *材料热处理学报*, 2016, 37(9): 80 – 85.
Yang Jingjing, Yu Hanchen, Han Jie, *et al.* Transition temperature of TC4 alloy by laser selective melting forming[J]. *Journal of Material Heat Treatment*, 2016, 37(9): 80 – 85.
- [10] Zhou X, Huang Y, Chen Y, *et al.* Laser joining of Mo and Ta sheets with Ti6Al4V or Ni filler[J]. *Optics and Laser Technology*, 2018, 106: 487 – 494.
- [11] Li Z, Cheng X, Li J, *et al.* Thermal expansion properties of laser melting deposited Ti-6. 5Al-2Zr-1Mo-1V alloy during $\alpha + \beta$ zone annealing[J]. *Materials Characterization*, 2017, 128: 115 – 122.
- [12] Li Z, Li J, Zhu Y Y, *et al.* Variant selection in laser melting deposited $\alpha + \beta$ titanium alloy[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2016, 661: 126 – 135.
- [13] He J, Li D, Jiang W, *et al.* The martensitic transformation and mechanical properties of Ti6Al4V prepared via selective laser melting[J]. *Materials*, 2019, 12(2): 1 – 14.
- [14] 吴新强, 王少刚, 李 燕. 线能量对 TC4 钛合金激光焊接残余应力和变形的影响 [J]. *电焊机*, 2011, 41(6): 6 – 12.
Wu Xinqiang, Wang Shaogang, Li Yan. Effects of linear energy on residual stress and deformation in laser welding of TC4 titanium alloy[J]. *Welding Machine*, 2011, 41(6): 6 – 12.
- [15] Palanivel R, Dinaharan I, Laubscher R F. Microstructure evolution and mechanical characterization of Nd:YAG laser beam welded titanium tubes[J]. *Materials Characterization*, 2017, 134: 225 – 235.
- [16] 国防科学技术工业委员会. 航空用钛及钛合金锻件规范国家标准: GJB 2744A-2007[S]. 北京: 国防科学技术工业委员会, 2007.

第一作者简介: 闫泰起, 男, 1993 年出生, 硕士研究生. 主要从事 TC4 钛合金电子束焊接焊缝的组织与性能方面研究。

Email: 18201165269@163.com

通信作者简介: 程序, 女, 讲师. Email: chengxu@buaa.edu.cn