

# 送丝速度对 Ti-3Al-6Mo-2Fe-2Zr 钛合金激光填丝焊接头组织与性能的影响

张可召<sup>1</sup>, 蔡嘉梦<sup>1</sup>, 刘栋<sup>1</sup>, 陈锦伊<sup>1</sup>, 包晔峰<sup>1</sup>, 牛红志<sup>2</sup>

(1. 河海大学, 常州, 213022; 2. 东北大学, 沈阳, 110819)

**摘要:** 采用 Ti-6Al-4V(TC4) 焊丝对 2 mm 厚的 Ti-3Al-6Mo-2Fe-2Zr 钛合金进行激光填丝焊接, 利用光学显微镜、扫描电子显微镜、X 射线能谱仪等分析测试方法研究了送丝速度对接头显微组织和力学性能的影响。结果表明, 由于从熔合线至母材受到焊接热作用逐渐递减, 热影响区组织依次为单一  $\beta$  相、基体  $\beta$  相 + 初生  $\alpha_p$  相、基体  $\beta$  相 + 初生  $\alpha_p$  相 + 少量次生  $\alpha_s$  相。焊缝中有针状  $\alpha'$  相生成, 且分布不均匀。随着送丝速度的增加, 针状  $\alpha'$  相的数量增加, 尺寸增大。激光填丝焊接头的抗拉强度及断后伸长率均低于母材, 随送丝速度的增加, 接头抗拉强度上升, 断后伸长率下降。其原因在于 TC4 焊丝的加入, 促使针状  $\alpha'$  相在焊缝中析出, 送丝速度加快, 造成焊缝中钼当量  $[Mo]_{eq}$  降低, 析出的针状  $\alpha'$  相数量进一步增多, 尺寸增大。针状  $\alpha'$  相的析出提高了焊缝强度, 当送丝速度大于 1.0 m/min 时, 接头的断裂位置为热影响区。

**创新点:** (1) 采用激光填丝焊实现了 Ti-3Al-6Mo-2Fe-2Zr 钛合金的高质量焊接, 研究了不同送丝速度下接头成分及显微组织转变规律。

(2) 研究了不同送丝速度下 Ti-3Al-6Mo-2Fe-2Zr 钛合金激光填丝焊接头显微组织和拉伸性能之间的关系。

**关键词:** 激光填丝焊;  $\beta$  钛合金; 微观组织; 拉伸性能

**中图分类号:** TG 454 **文献标识码:** A **doi:** 10.12073/j.hjxb.20211106001

## 0 序言

钛合金具有良好的比强度、耐疲劳和耐腐蚀性能, 在国防工业领域广泛应用<sup>[1-4]</sup>。近年来  $\beta$  钛合金逐渐受到青睐<sup>[5-6]</sup>, 用于制备商用客机的起落架、转向架等结构件。 $\beta$  钛合金在焊接过程中由于其较高的  $[Mo]_{eq}$  (钼当量), 在焊缝中形成单一  $\beta$  相组织<sup>[7]</sup>, 需要通过后期热处理工艺或者在焊接过程中添加合金元素以生成稳定的强化相。Anis 等人<sup>[8]</sup> 使用电弧熔炼方法制备含硼的填充材料对 Ti-15V-3Cr-3Sn-3Al 进行钨极氩弧焊成功细化了焊缝晶粒, 提升了接头强度, 但填充材料制备较为复杂, 成本较高。目前激光填丝焊工艺已经较为成熟, 同时相较于电弧焊等焊接方法具有变形小、热影响区窄、能量密度高等优点, 在实际生产中应用广泛<sup>[9-10]</sup>。优化

和完善  $\beta$  钛合金的激光填丝焊工艺对进一步推动  $\beta$  钛合金的应用具有积极作用。

目前, 针对  $\beta$  钛合金激光填丝焊的研究较少。Shariff 等人<sup>[11]</sup> 使用 Ti-6Al-4V 焊丝研究了坡口间隙对 3.1 mm 厚的 Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr 对接接头质量的影响。结果表明, 随着间隙的增大, 焊缝中马氏体的数量也随之增加, 当间隙大于 0.5 mm 后焊缝出现未熔合缺陷。

利用 TC4 焊丝对 2 mm 厚的 Ti-3Al-6Mo-2Fe-2Zr (质量分数, %) 钛合金进行激光填丝焊, 研究了不同送丝速度条件下焊接接头不同区域的显微组织特征和力学性能差异, 研究结果可为优化和完善  $\beta$  钛合金焊接工艺作参考。

## 1 试验方法

试验采用母材尺寸为 80 mm × 22.5 mm × 2 mm, 名义成分为 Ti-3Al-6Mo-2Fe-2Zr, 采用直径为 1.2 mm 的 TC4 焊丝, 母材和焊丝的化学成分如

收稿日期: 2021-11-06

基金项目: 国家自然科学基金资助项目 (51804097); 中央高校基本科研业务费专项资金资助项目 (B220202026); 常州市科技计划资助 (CJ20220074)。

表 1 所示. 焊接工艺参数如表 2 所示, 焊接时保护气体为 99.99% Ar, 板材采用 I 形坡口, 间隙为 0 mm. 焊后采用线切割加工金相试样. 通过蔡司 Axiolab 5 型光学显微镜和蔡司 Gemini 300 型扫描电子显微镜观察焊缝和热影响区显微组织, 并采用 ULTIM MAX 170 型能谱仪分析焊缝元素组成. 母材的显微组织如图 1 所示, 在  $\beta$  相基体上分布着块

状初生  $\alpha_p$  相及细小次生  $\alpha_s$  相. 利用线切割制备拉伸试样, 拉伸试样为非标准试样, 尺寸如图 2 所示. 按照 GB/T 228.1—2010《金属材料 拉伸试验第 1 部分 室温试验方法》采用 UTM5105 100 kN 型万能试验机进行拉伸性能测试, 拉伸速度为 1 mm/min, 并用蔡司 Gemini 300 型扫描电子显微镜观察断口形貌.

表 1 Ti-3Al-6Mo-2Fe-2Zr 和 TC4 焊丝化学成分 (质量分数, %)  
Table 1 Chemical compositions of Ti-3Al-6Mo-2Fe-2Zr and TC4 filler wire

材料	Ti	Al	Fe	Zr	Mo	V
Ti-3Al-6Mo-2Fe-2Zr	83.97	3.31	2.89	2.12	7.71	—
TC4	89.642	6.24	0.048	—	—	4.07

表 2 焊接工艺参数  
Table 2 Welding process parameters

试样 编号	送丝速度 $v_f/(\text{m}\cdot\text{min}^{-1})$	焊接速度 $v/(\text{m}\cdot\text{min}^{-1})$	激光功率 $P/\text{W}$	气体流量 $Q/(\text{L}\cdot\text{min}^{-1})$	
				正面	背面
F1	1.0	1.0	1 400	20	3
F2	1.5	1.0	1 400	20	3
F3	2.0	1.0	1 400	20	3

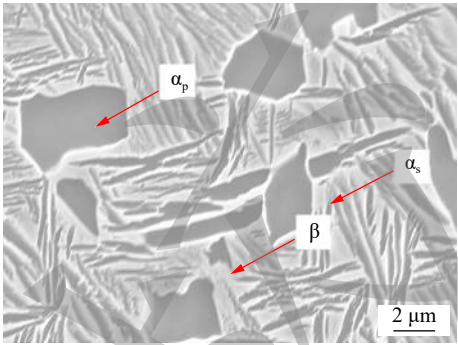


图 1 母材微观组织  
Fig. 1 Microstructure of base metal

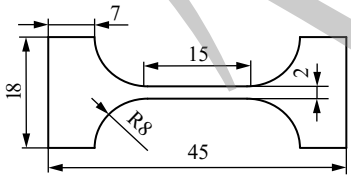


图 2 拉伸试样尺寸 (mm)  
Fig. 2 Geometry of tensile specimens

线距离的逐渐增加, 热影响区可以分为 3 个区域, 依次为  $\beta$  单相区、初生  $\alpha_p$  相 +  $\beta$  相区和初生  $\alpha_p$  相 +  $\beta$  相 + 少量次生  $\alpha_s$  相区, 如图 4 所示. 区域 1 到区域 3 显微组织呈现出的梯度变化与受到的焊接热作用依次递减有关. 如图 5 所示, 区域 1 位于熔合线附近, 峰值温度接近熔点, 远高于  $\beta$  相转变点, 次生  $\alpha_s$  相和初生  $\alpha_p$  相能够完全转变为  $\beta$  相; 而区域 2 所受到的峰值温度较低, 不足以使得全部初生  $\alpha_p$  相发生转变, 仅能使次生  $\alpha_s$  相转变; 而区域 3 离熔合线距离最远, 受到的焊接热作用也最小, 仅部分次生  $\alpha_s$  相发生转变. 在随后的冷却过程中, 过快的冷却速率抑制了  $\beta$  相向  $\alpha$  相转变. Wan 等人<sup>[12]</sup>

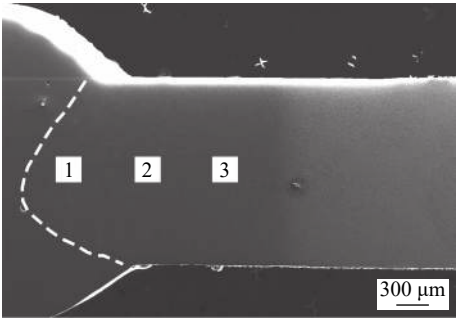


图 3 热影响区形貌  
Fig. 3 Morphology of HAZ

2 分析与讨论

2.1 微观组织分析

图 3 和图 4 为热影响区显微组织. 随着距熔合

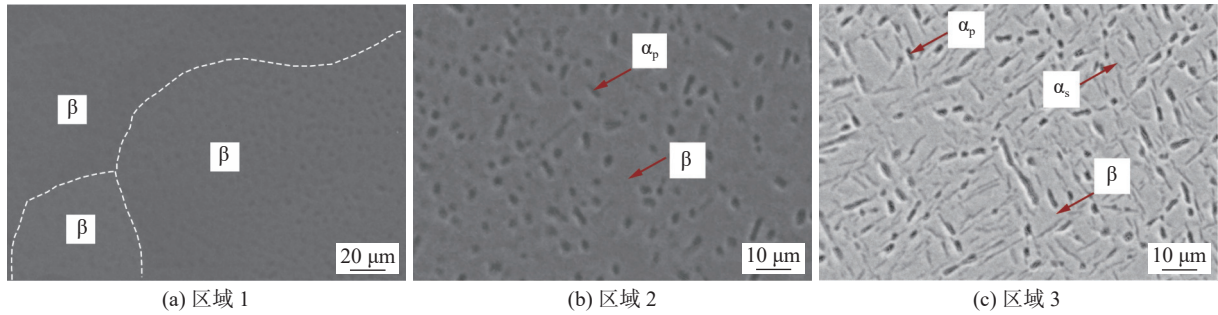


图 4 热影响区微观组织

Fig. 4 Microstructure of heat affected zone (HAZ). (a) region 1; (b) region 2; (c) region 3

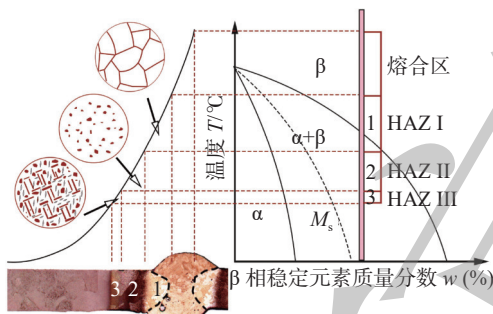


图 5 热影响区示意图

Fig. 5 Schematic of HAZ

研究了  $[\text{Mo}]_{\text{eq}}$  为 12.8% 的 Ti1300 合金连续冷却转变 (CCT) 曲线, 发现当冷却速率大于  $3\text{ }^{\circ}\text{C/s}$  时, 可以使  $\beta$  相保留至室温. 研究结果表明, 随着  $[\text{Mo}]_{\text{eq}}$

的提高,  $\beta$  相的临界冷却速率会逐渐降低.  $[\text{Mo}]_{\text{eq}}$  计算公式<sup>[13]</sup> 如式 (1) 所示, 计算后得到该合金实际的  $[\text{Mo}]_{\text{eq}}$  为 13.49%. 激光焊的冷却过程可以达到上述临界冷却速率, 因此转变后的  $\beta$  相得以保留至室温.

$$[\text{Mo}]_{\text{eq}} = w_{\text{Mo}} + \frac{1}{4}w_{\text{Ta}} + \frac{1}{3.3}w_{\text{Nb}} + \frac{1}{2}w_{\text{W}} + \frac{1}{1.4}w_{\text{V}} + \frac{1}{0.6}w_{\text{Cr}} + \frac{1}{0.8}w_{\text{Ni}} + \frac{1}{0.6}w_{\text{Mn}} + 2w_{\text{Fe}} + \frac{1}{0.9}w_{\text{Co}} \quad (1)$$

图 6 为不同送丝速度下焊缝微观组织. 从图 6 可以看出, 焊缝中有针状的第二相生成, 且分布不均匀. 随着送丝速度增加, 焊缝中的针状相数量逐渐增加. 针状第二相的生成和焊缝成分有关. 送丝速度的增加导致单位时间内进入焊缝的 TC4 焊丝量

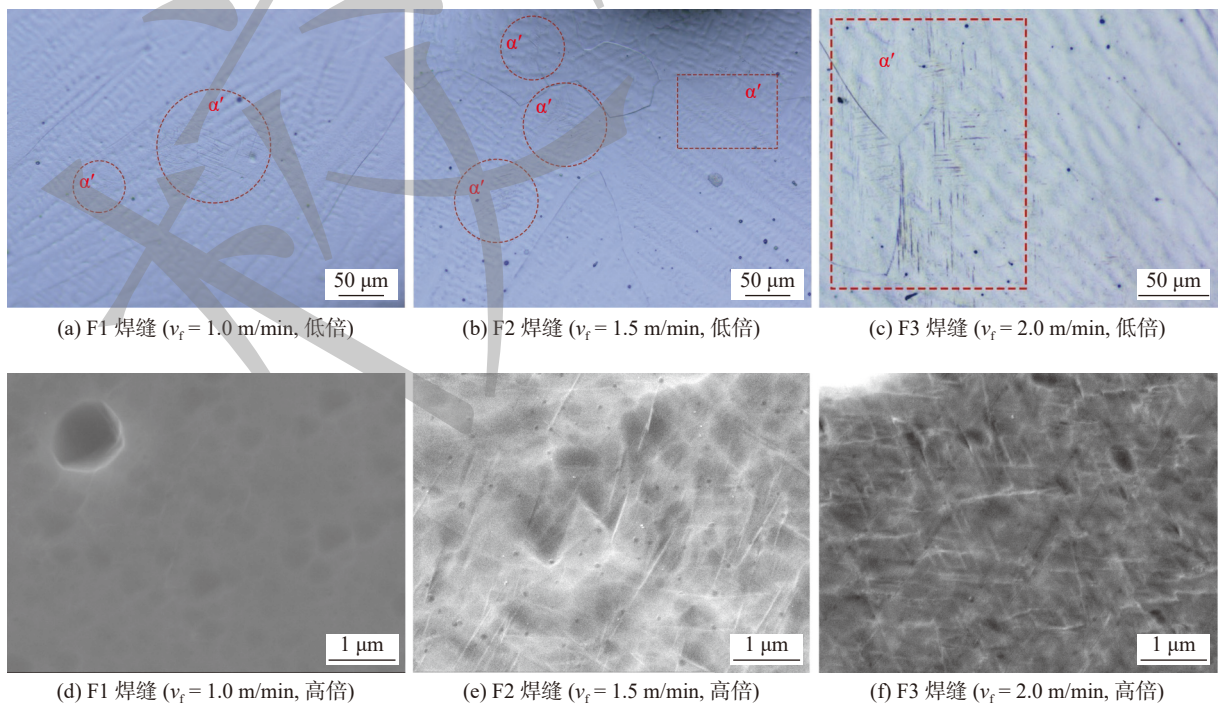


图 6 焊缝微观组织

Fig. 6 Microstructure of weld. (a) F1 weld ( $v_f = 1.0\text{ m/min}$ , low magnification); (b) F2 weld ( $v_f = 1.5\text{ m/min}$ , low magnification); (c) F3 weld ( $v_f = 2.0\text{ m/min}$ , low magnification); (d) F1 weld ( $v_f = 1.0\text{ m/min}$ , high magnification); (e) F2 weld ( $v_f = 1.5\text{ m/min}$ , high magnification); (f) F3 weld ( $v_f = 2.0\text{ m/min}$ , high magnification)



增加,改变了焊缝合金元素比例.

表 3 为焊缝能谱分析. 通过表 3 可以看出,试样编号 F1 到 F3, 焊缝中 Al, V 含量逐渐提高, Fe, Zr, Mo 含量逐步降低, 这说明随着送丝速度的增加, 单位时间内进入焊缝的 TC4 焊丝量逐渐增多, 焊缝中母材的比重逐渐减小, 进而使得焊缝  $[Mo]_{eq}$  逐步降低. F1, F2, F3 焊缝中的  $[Mo]_{eq}$  依次为 9.65%, 8.50% 和 7.28%. 在随后的冷却过程中, 焊缝中发生  $\beta \rightarrow \alpha$  同素异构转变, 在较高的冷却速

度下, 元素没有足够的时间进行扩散, 因此  $\beta \rightarrow \alpha$  扩散型相变难以发生<sup>[14]</sup>,  $\beta$  相通过切变生成了  $\alpha'$  马氏体<sup>[15]</sup>, 因此焊缝中的针状第二相为  $\alpha'$  相. 相较于 F2 和 F3 焊缝, F1 焊缝中  $[Mo]_{eq}$  最高, 因此仅有少量的  $\beta$  相发生了转变, 如图 6a ~ 图 6d 所示,  $\alpha'$  马氏体数量较少, 尺寸较小; 而随着  $[Mo]_{eq}$  进一步降低, 更多的  $\beta$  相发生了转变,  $\alpha'$  相数目增多, 尺寸加大, 如图 6b 和图 6c 所示; 当  $[Mo]_{eq}$  降低到 7.28% 时,  $\alpha'$  相数量最多, 尺寸最大, 如图 6c 和图 6f 所示.

表 3 焊缝能谱分析  
Table 3 Energy spectrum analysis for the welds

试样编号	原子分数a(%)						钼当量 $[Mo]_{eq}(\%)$
	Al	Ti	V	Fe	Zr	Mo	
F1	4.84	85.34	0.87	1.86	1.78	5.31	9.65
F2	4.85	86.25	1.42	1.53	1.52	4.43	8.50
F3	5.24	87.03	1.88	1.27	1.18	3.40	7.28

2.2 接头拉伸性能分析

图 7 为母材和不同送丝速度下焊接接头的拉伸性能. 母材和送丝速度为 1.0, 1.5 和 2.0 m/min 的接头抗拉强度分别为 1 000, 821, 858 和 883 MPa, 其断后伸长率分别为 6.4%, 2.6%, 2.5% 和 2.1%. 从图 7 可以看出, 激光填丝焊接头的抗拉强度和断后伸长率均要低于母材, 随着送丝速度的增加, 接头抗拉强度上升, 断后伸长率下降. 图 8 为拉伸后试样的宏观形貌. 从图 8 可以看出, 送丝速度为 1.0 m/min 时, 接头断裂于焊缝区; 送丝速度为 1.5 和 2.0 m/min 时, 接头均断裂于热影响区.

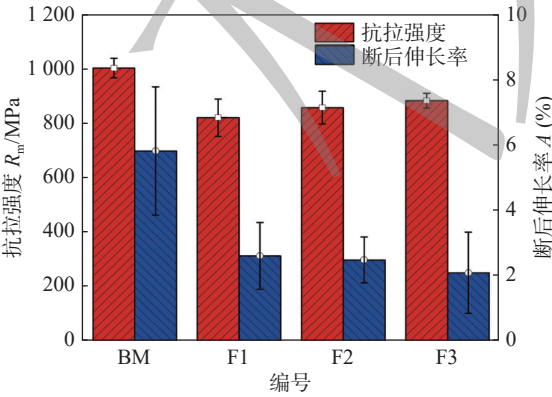


图 7 激光焊接头的拉伸性能  
Fig. 7 Tensile properties of laser welded joints

图 9 为母材及激光填丝焊接头的断口形貌. 母材的断口表面分布大量韧窝, 表现出微孔聚集型断

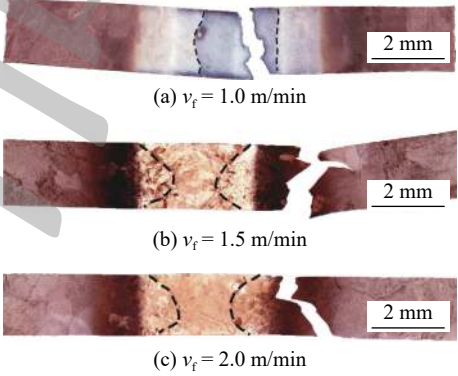


图 8 拉伸试样断裂位置  
Fig. 8 Fracture location of tensile specimen. (a)  $v_f = 1.0$  m/min; (b)  $v_f = 1.5$  m/min; (c)  $v_f = 2.0$  m/min

裂的特征; 而激光填丝焊接头的断口可以同时观察到韧窝和河流状花样, 表现出准解理断裂的特征.

母材显微组织由  $\alpha_p$ ,  $\alpha_s$  和基体  $\beta$  相构成, 其中  $\alpha_p$  相在略低于  $\beta$  相变点的温度下析出, 具有细化  $\beta$  相晶粒的作用, 可以防止  $\beta$  相晶粒粗化降低性能; 弥散分布的细小  $\alpha_s$  相, 通过第二相强化作用可以提高母材强度, 因此母材性能较为优异. 在焊接过程中, 激光焊接能量密度高, 在接头区域形成较大的温度梯度,  $\beta$  相沿散热最快的方向生长成柱状晶. 在随后的冷却过程中, 由于 TC4 焊丝引入了较多 Al 元素, 降低了焊缝  $[Mo]_{eq}$ , 发生了  $\beta \rightarrow \alpha'$  转变. 研究表明, 针状  $\alpha'$  相可以通过第二相强化作用提高接头强度, 且针状  $\alpha'$  相的数量越多, 越能够提高接头

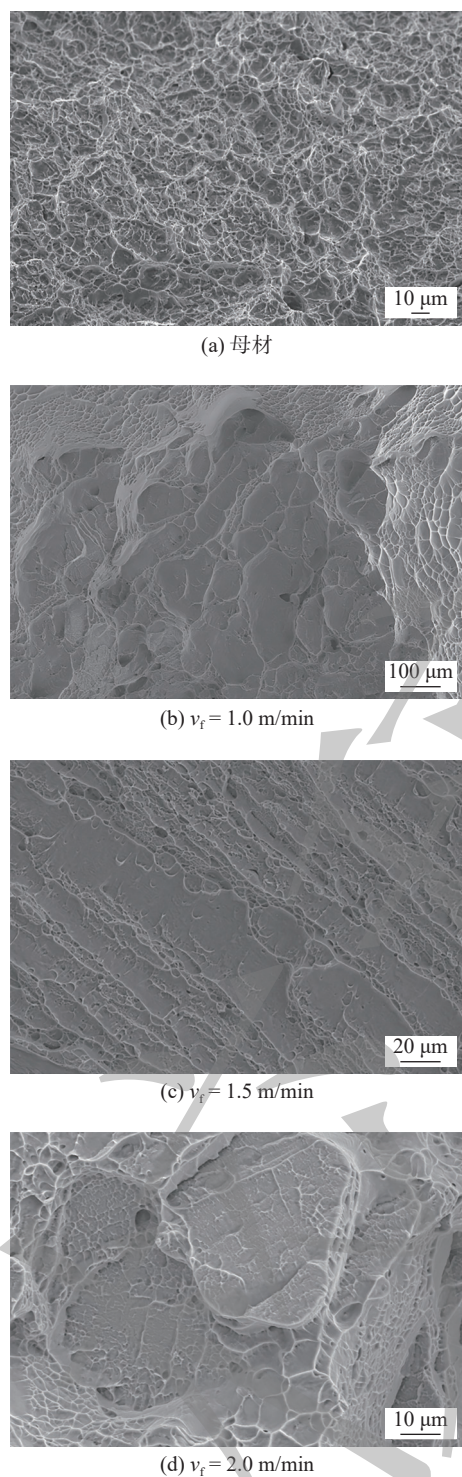


图 9 激光焊接头的断口形貌

Fig. 9 Fracture morphology of laser welded joints. (a) BM; (b)  $v_f = 1.0$  m/min; (c)  $v_f = 1.5$  m/min; (d)  $v_f = 2.0$  m/min

强度<sup>[16-17]</sup>. 相比之下, 送丝速度为 1.0 m/min 时, 焊缝中的  $\alpha'$  相数量较少, 对焊缝的强化作用不明显, 随送丝速度增加,  $\alpha'$  相数量增多, 第二相强化作用使焊缝强度升高, 同时热影响区内发生的  $\alpha_{ps} \rightarrow \beta$  转变, 导致第二相数量显著降低,  $\beta$  相晶粒发生粗化, 降低了热影响区的强度, 最终使得断裂位置由焊缝

转移至热影响区.

### 3 结论

(1) 采用 TC4 焊丝实现了 2 mm 厚的 Ti-3Al-6Mo-2Fe-2Zr 钛合金激光填丝焊, 随着距熔合线距离的逐渐增加, 热影响区组织依次为单一  $\beta$  相、基体  $\beta$  相 + 初生  $\alpha_p$  相和基体  $\beta$  相 + 初生  $\alpha_p$  相 + 少量次生  $\alpha_s$  相. 焊缝中有针状  $\alpha'$  相生成, 且分布不均匀. 同时, 随着送丝速度增加, 焊缝中的针状  $\alpha'$  相数量逐渐增加, 尺寸增大.

(2) 激光填丝焊接接头的抗拉强度和断后伸长率均要低于母材, 随送丝速度的增加, 接头抗拉强度上升, 断后伸长率下降.  $\alpha'$  相析出可以提高焊缝强度, 当送丝速度大于 1.0 m/min 时, 拉伸试样的断裂位置由焊缝转移至热影响区, 断裂方式为准解理断裂.

### 参考文献

- [1] 李娜, 杜随更, 王松林, 等. TiAl 合金与 GH3039 高温合金的摩擦焊接 [J]. 焊接学报, 2020, 41(6): 6 - 11.  
Li Na, Du Suigeng, Wang Songlin, *et al.* Friction welding of Ti Al alloy and superalloy GH3039[J]. Transaction of China Welding Institution, 2020, 41(6): 6 - 11.
- [2] 孟圣昊, 司昌健, 任逸群, 等. 中厚板 TC4 钛合金真空环境激光焊接特性 [J]. 焊接学报, 2021, 42(8): 40 - 47.  
Meng Shenghao, Si Changjian, Ren Yiqun, *et al.* Laser welding characteristics of TC4 titanium alloy in vacuum environment[J]. Transaction of China Welding Institution, 2021, 42(8): 40 - 47.
- [3] 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]. Transaction of China Welding Institution, 2018, 39(6): 77 - 80.
- [4] Akhtar Awais, Dong Honggang, Xia Yueqing, *et al.* Lap joining 5052 aluminum alloy to Ti6Al4V titanium alloy by GTAW process with Al Si12 filler wire[J]. China Welding, 2020, 29(3): 1 - 8.
- [5] 张可召, 何超威, 戚宋歌, 等. 热处理对激光焊接  $\beta$  钛合金组织及性能的影响 [J]. 电焊机, 2020, 39(6): 59 - 64.  
Zhang Kezhao, He Chaowei, Qi Songge, *et al.* Influence of heat treatment on microstructure and properties of laser welded  $\beta$  titanium alloy[J]. Electric Welding Machine, 2020, 39(6): 59 - 64.
- [6] Zhang L J, Pei J Y, Long J, *et al.* Effects of laser welding and

- post-weld heat treatment on microstructure and mechanical properties of aged Ti55531 alloy[J]. *Materials*, 2018, 11(10): 1907 – 1921.
- [7] Sabol J C, Pasang T, Misiolek W Z, *et al.* Localized tensile strain distribution and metallurgy of electron beam welded Ti-5Al-5V-5Mo-3Cr titanium alloys[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2012, 212(11): 2380 – 2385.
- [8] Anis A L, Talari M K, Kishore Babu N, *et al.* Grain refinement of Ti-15V-3Cr-3Sn-3Al metastable  $\beta$  titanium alloy welds using boron-modified fillers[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2018, 749: 320 – 328.
- [9] 曹海涛, 张鹏, 杜云慧, 等. Mg-Gd-Y-Zr 激光焊接工艺优化及高温力学性能 [J]. *焊接学报*, 2020, 41(10): 87 – 96.
- Cao Haitao, Zhang Peng, Du Yunhui, *et al.* Optimization of Mg-Gd-Y-Zr laser welding process parameters and study on high temperature mechanical properties[J]. *Transaction of China Welding Institution*, 2020, 41(10): 87 – 96.
- [10] 王磊, 许雪宗, 王克鸿, 等. 中厚板 7A52 铝合金光纤激光焊接接头组织与性能 [J]. *焊接学报*, 2020, 41(10): 28 – 31.
- Wang Lei, Xu Xuezhong, Wang Kehong, *et al.* Microstructures and mechanical properties of fiber laser beam welded 7A52 alloy joint[J]. *Transaction of China Welding Institution*, 2020, 41(10): 28 – 31.
- [11] Shariff T, Cao X, Chromik R R, *et al.* Effect of joint gap on the quality of laser beam welded near- $\beta$  Ti-5553 alloy with the addition of Ti-6Al-4V filler wire[J]. *Journal of Materials Science*, 2012, 47(2): 866 – 875.
- [12] Wan Mingpan, Wen Xin, Ma Rui, *et al.* Microstructural evolution and continuous cooling transformation diagram in Ti-1300 alloy under continuous cooling condition[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2019, 48: 97 – 103.
- [13] 张平平, 王庆娟, 高颀, 等. 高强  $\beta$  钛合金研究和应用现状 [J]. *热加工工艺*, 2012, 41(14): 51 – 55.
- Zhang Pingping, Wang Qingzhuang, Gao Qi, *et al.* Research and application of high-strength  $\beta$  Ti alloy[J]. *Hot Working Technology*, 2012, 41(14): 51 – 55.
- [14] Hui Y, Li W, Li S, *et al.* Phase transformation mechanism and microstructure evolution of TC4 alloy during continuous cooling[J]. *Physics of Metals and Metallography*, 2020, 121(14): 1375 – 1381.
- [15] Xu W, Jun Ma, Luo Y, *et al.* Microstructure and high-temperature mechanical properties of laser beam welded TC4/TA15 dissimilar titanium alloy joints[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2020, 30(1): 160 – 170.
- [16] Li D, Hu S, Shen J, *et al.* Microstructure and mechanical properties of laser-welded joints of Ti-22Al-25Nb/TA15 dissimilar titanium alloys[J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2016, 25(5): 1880 – 1888.
- [17] Lei Z L, Dong Z J, Chen Y B, *et al.* Microstructure and mechanical properties of laser welded Ti-22Al-27Nb/TC4 dissimilar alloys[J]. *Materials Science and Engineering:A*, 2013, 559: 909 – 916.

第一作者: 张可召, 博士, 讲师; 主要从事钛合金激光焊接的科研和教学工作; Email: zhangkz@hhu.edu.cn.

(编辑: 戴红)