

# TC21 钛合金线性摩擦焊接头组织及性能分析

常川川<sup>1,2</sup>, 李菊<sup>1,2</sup>, 崔洋<sup>3</sup>, 敖斌<sup>4</sup>, 夏昌龙<sup>4</sup>, 金俊龙<sup>1,2</sup>

(1. 中国航空制造技术研究院 航空焊接/连接技术航空科技重点实验室, 北京 100024)

(2. 北京市摩擦焊接工艺与装备工程中心, 北京 100024)

(3. 沈阳飞机工业(集团)有限公司, 辽宁 沈阳 110034)

(4. 中国航发贵州黎阳航空动力有限公司, 贵州 贵阳 550000)

**摘要:** 本研究对 TC21 钛合金进行线性摩擦焊接试验, 采用 OM、SEM 等测试手段对接头各区域显微组织演变规律进行了分析, 并通过显微硬度仪和电子万能试验机对接头显微硬度及拉伸性能进行测试。结果表明: TC21 钛合金线性摩擦焊可以得到良好的焊接接头, 接头明显分为母材区、热力影响区和焊缝区; 焊接过程中焊缝区发生了相变及动态再结晶过程, 形成细小的再结晶晶粒, 板条状  $\alpha$  相在晶界处析出, 针状马氏体  $\alpha'$  相在晶粒内部析出, 并有少量的残余  $\alpha$  相保留至室温; 热力影响区主要以变形  $\alpha$  相为主, 随着远离焊缝中心, 再结晶程度逐渐减弱,  $\alpha$  相比例逐渐增加。由于飞边形成阶段及焊后冷却速率大小不同, 导致沿着焊缝中心向飞边端部靠近, 晶粒尺寸逐渐变大。TC21 钛合金线性摩擦焊接头显微硬度呈拱形分布, 焊缝中心显微硬度值 (HV) 达到最大值 4508 MPa, 拉伸性能测试结果表明, 接头强度与母材相当。

**关键词:** TC21 钛合金; 线性摩擦焊; 显微组织; 显微硬度; 拉伸性能

**中图分类号:** TG146.23

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1002-185X(2022)10-3843-07

飞机构件一般结构较为复杂, 目前主要采用整体加工或铆接的方法, 整体加工主要对体积较大的铸件及锻件进行加工, 整体加工周期较长, 材料利用率低, 航空用钛合金价格昂贵 ( $>1000$  元/kg), 导致制造成本高; 而铆接又会增加零件数量及重量。采用线性摩擦焊技术不受焊接截面的约束, 可以直接将预成型的半成品零件焊接成整体接头, 随后再进行精加工, 得到的接头强度与整体机加钛合金飞机构件强度相当<sup>[1]</sup>, 并且可以节约大量贵金属, 减少零件数量, 缩短构件的制造周期和成本。线性摩擦焊属于固相连接技术, 焊接过程中界面最高温度低于母材熔点, 焊后接头区域为锻造组织, 可以有效地避免气孔、夹杂等凝固缺陷的产生, 同时焊接过程绿色环保, 具有自清洁功能, 焊前不需要去除表面氧化膜。焊接温度低可以避免金属间化合物的产生, 在异种金属焊接具有独特的技术优势<sup>[2-6]</sup>。

基于线性摩擦焊独特的技术优势, 目前已经成为航空发动机整体叶盘制造及修复的关键技术之一<sup>[7]</sup>, 国外发达国家已将该技术成功用于发动机风扇及压气机整体叶盘的制造与修复, 并且正在开发线性摩擦焊

技术在飞机及其他领域整体结构件的制造。英国焊接研究所 (TWI) 在 2017 年展出了线性摩擦焊制造的商用飞机铝合金翼肋, 由 22 个 AA7050 铝合金材料制成的肋板连接到 2.5 m 的底板上, 先预成型为近净成形。采用线性摩擦焊工艺减少了 70% 的材料损耗, 缩短了 43% 的机加工时间, 降低制造成本。另外 Boeing 公司和 TWI 目前也在积极开发用于预成型的线性摩擦焊技术<sup>[8]</sup>, 据报道<sup>[1]</sup>, 达到 50% 的飞机钛合金结构件可以采用线性摩擦焊的方法来制造, 线性摩擦焊技术有望成为未来航空结构件制造的关键技术, 因此开展钛合金飞机构件线性摩擦焊制造技术研究十分必要。

各国科研机构已经对 TC4、TC17 等同种及异种钛合金线性摩擦焊进行了大量的试验研究<sup>[9-13]</sup>, 对于 TC21 钛合金线性摩擦焊的研究鲜见报道。TC21 钛合金是由西北有色金属研究院自主研发的一种 Ti-Al-Sn-Zr-Mo-Cr-Nb-X 系两相高强高韧性损伤容限型钛合金, 具有较高的强度, 断裂韧性和较低的裂纹扩展速率, 主要应用在飞机大型框、梁、接头、起落架部件等重要承力构件<sup>[14-17]</sup>。本工作对航空结构件用 TC21 钛合金进行线性摩擦焊试验, 研究了线性摩

收稿日期: 2021-10-23

基金项目: 国家自然科学基金 (52105411); 国防基础科研计划 (JCKY2018205B026)

作者简介: 常川川, 男, 1994 年生, 硕士, 中国航空制造技术研究院航空发动机工艺研究室, 北京 100024, 电话: 010-85701343, E-mail: changcc\_nuaa@163.com

擦焊接头不同区域显微组织演变规律及力学性能,为线性摩擦焊技术在大型飞机构件上的应用提供理论基础,对线性摩擦焊技术在飞机结构件上应用推广具有重大意义。

### 1 实 验

本实验选用的材料为 TC21 钛合金锻件,其主要的化学成分如表 1 所示。原材料经过 3 次真空自耗熔炼,锻件的热处理制度:一次退火 910 °C 保温 150 min 空冷;二次退火 565 °C 保温 300 min 空冷。TC21 钛合金母材显微组织如图 1 所示,为典型的网篮状组织,板条状  $\alpha$  相随机分布在  $\beta$  基体上,板条状  $\alpha$  相之间由次生  $\alpha+\beta$  片层状组织构成,微观组织中存在少量的块状  $\alpha$  相,材料相变温度为 965 °C。

试验在中国航空制造技术研究院自主研发的线性摩擦焊设备上进行。焊接试件尺寸为 20 mm×75 mm×130 mm,焊接面积为 1500 mm<sup>2</sup>。焊后将飞边去除,

表 1 TC21 钛合金化学成分

Table 1 Chemical composition of TC21 titanium alloy ( $\omega/\%$ )

| Al   | Zr   | Sn   | Mo   | Cr  | Nb   | Si   | Ti   |
|------|------|------|------|-----|------|------|------|
| 6.17 | 2.22 | 2.19 | 2.86 | 1.5 | 2.02 | 0.07 | Bal. |

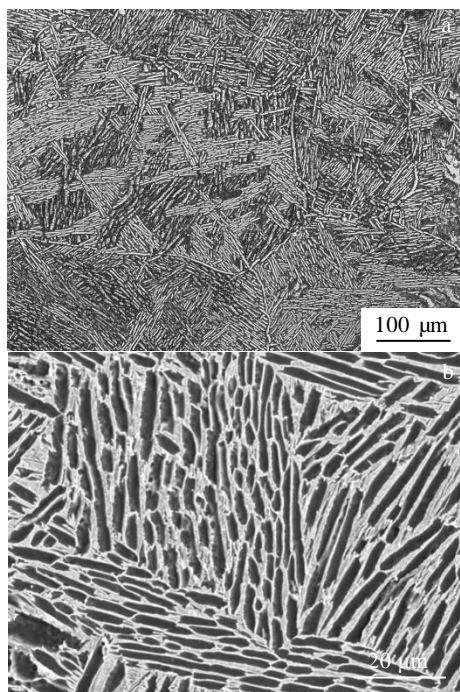


图 1 TC21 钛合金显微组织

Fig.1 OM (a) and SEM (b) microstructures of TC21 titanium alloy

截取金相及拉伸试样。接头金相试样经过研磨、抛光后,使用 Kroll (体积比 HF:HNO<sub>3</sub>:H<sub>2</sub>O=5:12:83) 试剂腐蚀 5~10 s。利用 OLYMPUSBX41M 光学显微镜(OM)和 SUPRA55SAPPHIRE 扫描电镜(SEM)对焊接接头的不同区域组织进行观察。另外,对抛光后的试样进行电解制备 EBSD 试验样品,EBSD 分析在配有 Oxford 系统的 JSM7001F 扫描电子显微镜上进行;使用 HXD-100TMC/LCD 显微硬度仪测量接头不同位置的显微硬度,压头载荷为 0.3 kg,保压时间为 10 s,相邻 2 个点间隔 0.2 mm。焊后对 TC21 线性摩擦焊接头及母材进行拉伸试验,接头及母材分别取 4 个试棒进行室温拉伸试验,拉伸试验依据 GB/T228 标准,拉伸试验在 5982 电子万能材料试验机上完成。

### 2 结果与讨论

#### 2.1 线性摩擦焊接头形貌

图 2 所示为 TC21 钛合金线性摩擦焊 (LFWed) 接头宏观形貌,其焊接飞边呈黄色,与 TC17 钛合金线性摩擦焊接头飞边相似,接头四周包括转角处均有焊接飞边挤出,无宏观焊接缺陷产生,由于两工件沿振动方向做线性往复运动,使得沿振动方向挤出的飞边表面呈波纹状,沿垂直振动方向的飞边表面较光滑。图 3 所示为 TC21 钛合金线性摩擦焊接头截面金相组织,接头焊缝中心没有明显的焊接界面。根据焊后接头组织变化的不同,可以明显地分为母材区 (base material, BM), 热力影响区 (thermal-mechanical affected zone, TMAZ)、焊缝区 (welded zone, WZ)。由图 3 可以看出,焊后在焊缝区形成细小的等轴晶粒,晶粒明显细化,表明焊接过程中发生了明显的动态再结晶过程,

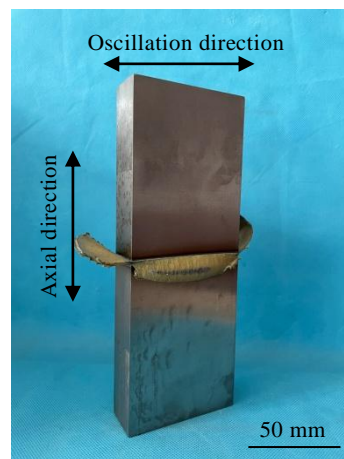


图 2 TC21 钛合金线性摩擦焊接头宏观形貌

Fig.2 Appearance of TC21 titanium alloy LFWed joint

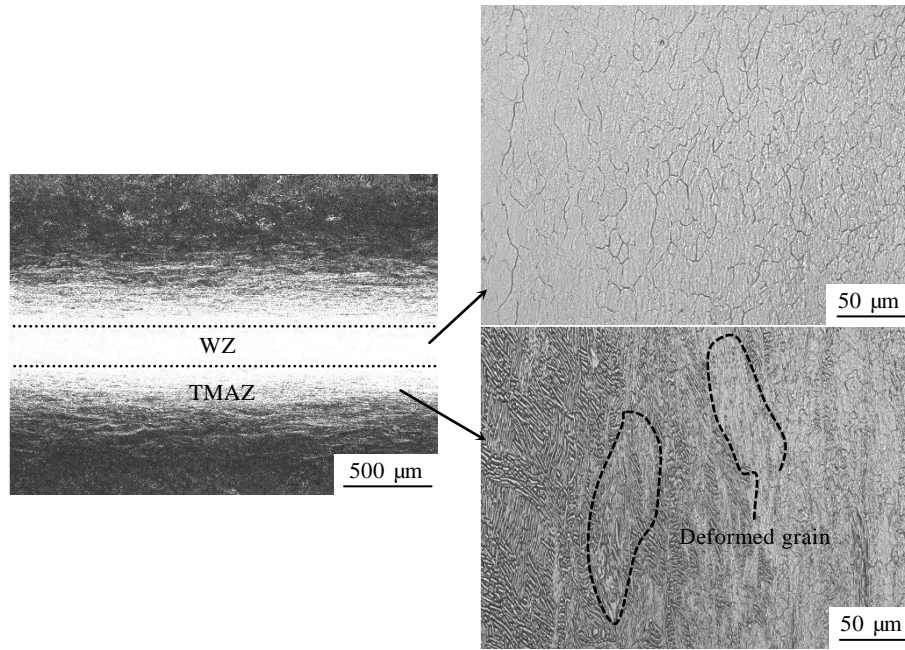


图 3 TC21 钛合金线性摩擦焊接头截面金相组织

Fig.3 OM microstructures of cross-section of TC21 titanium alloy LFWed joint

焊缝区宽度为 250~300  $\mu\text{m}$ 。热力影响区主要以变形组织为主,表明焊接过程中接头发生了剧烈的塑性变形,原始的  $\beta$  晶粒发生破碎,热力影响区变形程度与到焊缝距离的大小相关,两侧热力影响区宽度约 1000  $\mu\text{m}$ 。与 TC21 钛合金母材和两侧热力影响区相比,焊缝区显微组织更加难以腐蚀,因此焊缝区呈白色亮条带状。

## 2.2 线性摩擦焊接头各区域显微组织演变规律

图 4 所示为 TC21 钛合金线性摩擦焊接头焊缝区微观组织,由图可知,焊缝区显微组织明显与 TC21 钛合金母材不同,原始的 TC21 钛合金母材原始晶粒约为 500  $\mu\text{m}$ ,而焊后形成超细的等轴晶粒,晶粒尺寸 10~20  $\mu\text{m}$ ,板条状  $\alpha$  相在  $\beta$  晶晶晶界处析出,晶粒内部析出细小的针状马氏体  $\alpha'$  相,并且存在少量的残余  $\alpha$  相,焊缝区形成的等轴晶粒沿着垂直方向有所拉长,主要是受到顶锻力的作用,引起焊缝界面附近金属的流动。本试验选用的 TC21 钛合金  $\beta$  相转变温度为 965  $^{\circ}\text{C}$ ,而研究表明钛合金线性摩擦焊接过程中金属焊接界面温度可以迅速超过 1000  $^{\circ}\text{C}$ <sup>[18-20]</sup>,意味着焊接过程中接触界面处温度瞬间升高到  $\beta$  单相区,原始的  $\alpha$  相可以迅速转变为  $\beta$  相,而焊后界面冷却速率非常快(达到 250  $^{\circ}\text{C}/\text{s}$  以上<sup>[21]</sup>)焊缝区域在高温停留时间较短,所以有少量的残余  $\alpha$  相保留至室温。 $\beta$  相为体心立方结构, $\alpha$  相为密排六方结构,当钛合金从  $\beta$

单相区快速冷却时,来不及发生  $\beta \rightarrow \alpha$  的扩散相变,然而  $\beta$  相的晶格结构不受到冷却速率的影响,最终发生马氏体相变形成过饱和固溶体,钛合金马氏体转变因合金的成分不同可以得到马氏体  $\alpha'$  和  $\alpha''$  相,TC21 钛合金含有较少的  $\beta$  型稳定元素,切变过程中  $\beta$  相可以迁移较大的距离形成亚稳定的六方马氏体  $\alpha'$  相<sup>[16]</sup>。Ji 等人<sup>[22]</sup>对同样含  $\beta$  型稳定元素较多的 Ti-5Al-2Sn-2Zr-4Mo-4Cr 钛合金线性摩擦焊接头进行研究分析,经 XRD 图谱分析发现焊后接头焊缝区主要由亚稳定  $\beta$  相和马氏体  $\alpha''$  相组成;Dalgaard 等人<sup>[23]</sup>研究发现近  $\beta$  型 Ti5553 钛合金线性摩擦焊接头焊缝区最终以  $\beta$  相的形式保留至室温。

TC21 钛合金线性摩擦焊接头热力影响区在焊接过程中受到热和力的耦合作用,随着离焊缝中心距离的不同,受到热力耦合作用的程度不同,分为近缝区、变形区和热影响区,其显微组织形貌如图 4b~4d 所示。图 4b 所示为距焊缝中心 0.2 mm 处的显微组织,由于发生动态再结晶,最终形成细小的等轴晶粒,晶粒尺寸小于 10  $\mu\text{m}$ ,条状  $\alpha$  相在晶界处析出。焊接过程中,该区域温度处于  $\alpha+\beta$  两相区靠近  $\beta$  转变温度,因此次生  $\alpha$  相完全溶解消失,条状初生  $\alpha$  相发生部分溶解, $\alpha$  相界变得模糊不清,和焊缝区相似,形成大量的亚稳定  $\beta$  晶粒。图 4c 所示为距焊缝中心 0.4 mm 处的显微组织,该区域主要以变形  $\alpha$  相组织为主,次生  $\alpha$  相溶



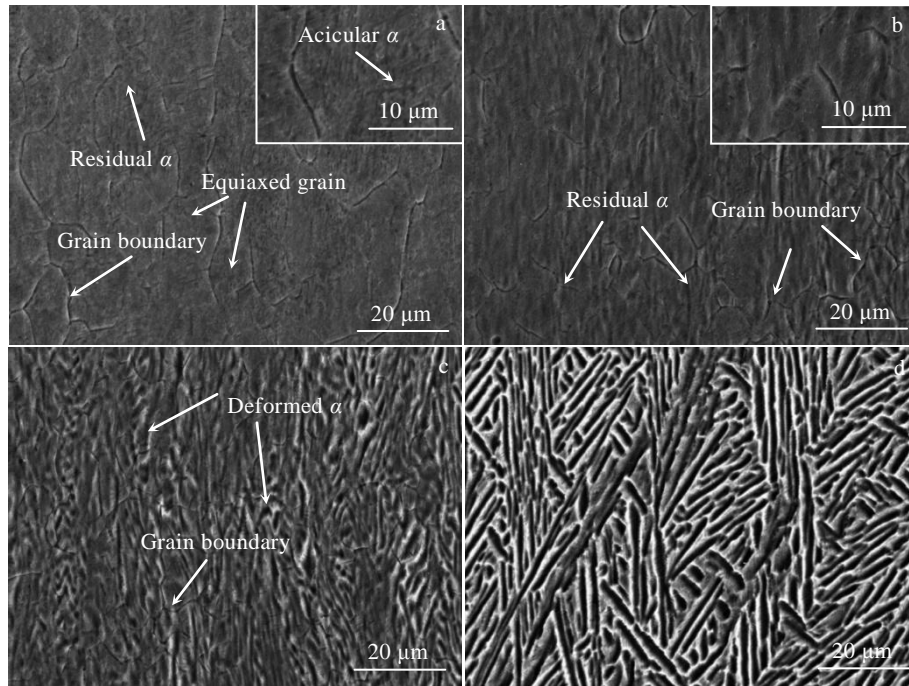


图 4 TC21 钛合金线性摩擦焊接头距焊缝中心不同距离的显微组织

Fig.4 Microstructures of TC21 titanium alloy LFWed joint at different distances from weld center: (a) weld center, (b) 0.2 mm, (c) 0.4 mm, and (d) 0.8 mm

解到基体中，初生  $\alpha$  相趋于等轴化。图 4d 所示为距离焊缝 0.8 mm 处的显微组织，该区域在焊接过程中仅受到较低温度的影响，初生板条状  $\alpha$  相之间的针状次生  $\alpha$  相溶解到  $\beta$  基体中，由图 4b 到 4d 可以看出  $\alpha$  相比比例随着远离焊缝中心， $\alpha$  相含量逐渐升高。

图 5a 所示为 TC21 钛合金线性摩擦焊接头晶界分布图，从左往右依次是焊缝区、近缝区和变形区域，其中蓝色线代表大于  $15^\circ$  的大角度晶界，红色和绿色线代表大于  $2^\circ$ ，小于  $5^\circ$  和大于  $5^\circ$ ，小于  $15^\circ$  的小角度

晶界，小于  $2^\circ$  的晶界忽略，可以看出焊缝区几乎全部为大角度晶界，表明了焊接界面附近发生了完全动态再结晶过程，动态再结晶过程使得焊缝区变形畸变能得到释放，小角度晶界迁移形成大角度晶界，最终形成细小的等轴晶粒，而随着远离焊缝中心区域，再结晶程度不断减弱，焊后近缝区及变形区仍然残留较大的变形，大角度晶界数量逐渐减少，小角度晶界相应的增加，可以看出变形区域小角度晶界长度最长，也说明焊后变形区域储存的残余变形畸变能最大。图 5b

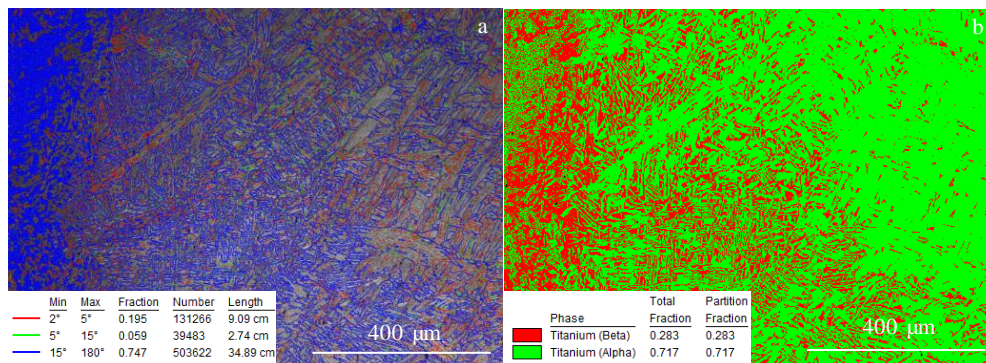


图 5 TC21 钛合金线性摩擦焊接头 EBSD 图

Fig.5 EBSD maps of TC21 LFWed joint: (a) boundary fraction map and (b) phase fraction map

所示为 TC21 钛合金线性摩擦焊接头相分布图，可以看出接头焊缝区以  $\beta$  相为主，随着向母材区域靠近， $\alpha$  相含量逐渐增加，靠近母材区域的变形区主要以  $\alpha$  相为主，相分布图可以间接地反映出焊接过程中接头各区域的温度梯度分布。焊缝区处于  $\beta$  单相区，热力影响区处于  $\alpha+\beta$  两相区，越靠近焊缝中心，焊接过程中温度越高， $\alpha$  相溶解的比例越高，导致焊后从焊缝中心到 TC21 钛合金母材， $\alpha$  相的体积分数逐渐增加。

### 2.3 线性摩擦焊过程中界面附近金属组织演变规律

图 6 所示为 TC21 钛合金线性摩擦焊接头挤出飞边的组织特征。线性摩擦焊接头飞边是焊接过程中平衡和顶锻阶段挤出形成的，观察接头飞边的组织特征可以进一步了解焊接过程中接头界面附近金属显微组织演变规律。焊后接头飞边端部形成了等轴晶粒，并且可以看到完整的  $\beta$  晶界，晶粒大小 60~150  $\mu\text{m}$  不等，由于冷却速率非常快，挤出后在晶粒内部形成交错分布的针状马氏体  $\alpha'$  相，如图 6b 所示。图 6c 所示为飞边根部显微组织形貌，飞边根部也形成了致密的等轴晶粒，晶粒大小约 30  $\mu\text{m}$ ，组织形貌与焊缝中心相似，晶粒内部存在少量残余的  $\alpha$  相。由图 4a、图 6c、6b 可看出，飞边端部向焊缝中心靠近晶粒尺寸逐渐减小。焊接过程中平衡阶段摩擦界面实现 100% 接触，界面附近金属完全达到粘塑性状态，飞边端部正是由此阶段挤出形成，由于线性往复运动导致的动态再结晶使得界面附近形成细小的等轴晶粒，界面塑性金属受到摩擦正应力的作用挤出，在随后的冷却过程中出现长大；而飞边根部在顶锻阶段形成，挤出前焊接接触面不断更新，界面附近金属层发生动态再结晶，等轴晶粒长大受到严重的阻碍，因此只有在顶锻挤出后冷却阶段晶粒出现一定程度的长大。另外由图 7 可以看出焊后接头飞边根部冷却速率要明显大于飞边端部，冷却过程中飞边根部出的热量迅速向金属母材内部和夹具传导，而飞边端部热量向空气中和接头中辐射，冷却速率较为缓慢，因此焊接过程中飞边端部在高温停留的时间较长，以上 2 个因素是导致焊后飞边端部晶粒尺寸明显大于焊缝中心及飞边根部主要原因。

### 2.4 TC21 钛合金线性摩擦焊接头显微硬度分布

图 8 所示为 TC21 钛合金线性摩擦焊接头各区域显微硬度分布曲线。接头焊缝中心两侧显微硬度分布规律相似呈拱形，焊缝中心显微硬度值 (HV) 达到最大值 4508 MPa，这是由于线性摩擦焊自身的工艺特点所引起的，在焊缝中心发生了动态再结晶过程，使得焊缝区晶粒明显细化；同时焊接过程中焊缝区发生了相变，由于焊后冷却速率非常快，最终在焊缝区形成细小的针状马氏体  $\alpha'$  相，而马氏体  $\alpha'$  相自身硬度较大，

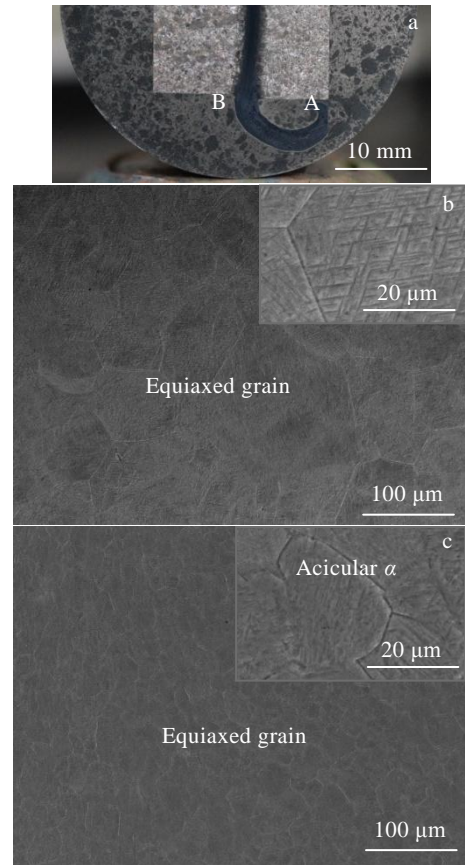


图 6 飞边显微组织形貌

Fig.6 Microstructures of flash: (a) photo of flash, (b) the end of flash of region A, and (c) the root of the flash of region B marked in Fig.6a

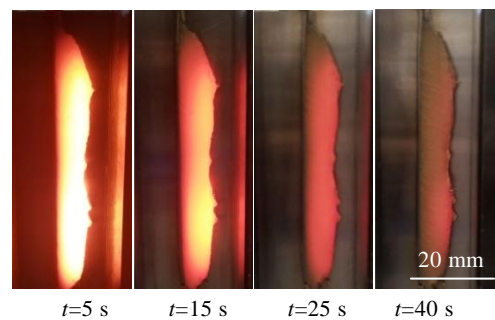


图 7 冷却阶段不同时刻的 TC21 钛合金线性摩擦焊接头

Fig.7 TC21 titanium alloy LFWed joint after different cooling time

在细晶强化和析出针状马氏体共同的作用下，导致焊缝区显微硬度显著升高。随着远离焊缝中心，显微硬度值呈逐渐下降的趋势。近缝区在焊接过程中处于  $\alpha+\beta$  两相区靠近  $\beta$  转变温度的区域，尽管动态再结晶使得焊后晶粒同样得到细化，但是焊接过程中大量的板条及块状  $\alpha$  相溶解到  $\beta$  基体，针状次生  $\alpha$  相完全消失，使得该区域显微硬度较焊缝区域有所降低；变形



区受到的再结晶程度较小，晶粒细化不明显，此时主要依靠变形硬化的强化机制，使得该区域显微硬度值高于母材区域；靠近母材侧热影响区受到剪切力的作用较小，在焊接过程中主要受到热的影响，仅出现板条状  $\alpha$  相之间的针状次生  $\alpha$  相溶解，因此该区域显微硬度值较 TC21 钛合金母材略低。

### 2.5 TC21 钛合金线性摩擦焊接头拉伸性能

对 TC21 钛合金线性摩擦焊接头及母材进行拉伸性能测试，测试结果如表 2 所示。接头抗拉强度及屈服强度与母材相当，延伸率略有下降。拉伸断裂位置均出现在距焊缝中心 5~10 mm 处，如图 9 所示，由于焊缝区域较为狭窄，表明断裂位置出现在 TC21 钛合

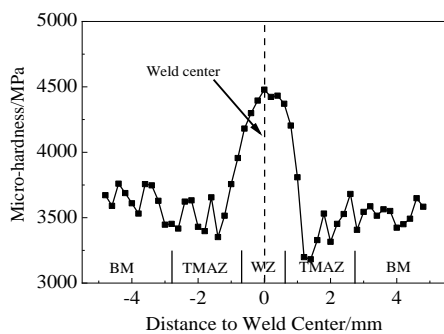


图 8 TC21 钛合金线性摩擦焊接头显微硬度分布

Fig.8 Microhardness distribution of TC21 titanium alloy LFWed joint

表 2 TC21 钛合金线性摩擦焊接头及母材拉伸性能

Table 2 Tensile test results of the TC21 titanium alloy LFWed joint and base material

| Specimen      | $\sigma_b$ /MPa | $\sigma_s$ /MPa | $\delta_5$ /% | $\psi$ /% |
|---------------|-----------------|-----------------|---------------|-----------|
| As-weld       | 1111.8          | 1022.9          | 10.4          | 30.6      |
| Base material | 1094.3          | 998.5           | 14.6          | 30.3      |

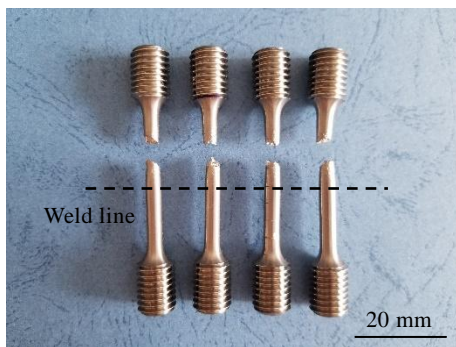


图 9 接头拉伸试件断后照片

Fig.9 Photo of the fractured joint tensile test specimen

金母材一侧，说明接头抗拉强度不低于母材。主要是由于，焊接过程中接头区域发生动态再结晶，焊缝区域晶粒得到明显细化，产生大量的晶界，在外力的作用下，位错滑移受到晶界阻碍，因此接头强度不低于母材。

### 3 结 论

1) 采用线性摩擦焊焊接 TC21 钛合金可以得到良好的焊接接头，无焊接缺陷产生，TC21 钛合金线性摩擦焊接头可以明显分为 TC21 钛合金母材区、热力影响区、焊缝区。

2) TC21 钛合金线性摩擦焊接头焊缝区晶粒明显得到细化，晶粒尺寸为 10~20  $\mu\text{m}$ ，板条状  $\alpha$  相在  $\beta$  晶粒晶界处析出，晶粒内部析出细小的针状  $\alpha'$  相，并且有少量的残余  $\alpha$  相保留至室温。

3) 热力影响区可以分为近缝区、变形区和热影响区，近缝区发生动态再结晶形成细小的等轴晶粒，有大量的板条状  $\alpha$  相残留至室温，随着远离焊缝中心，受到的热耦合作用逐渐降低， $\alpha$  相变形程度逐渐减弱， $\alpha$  相比比例逐渐增加。

4) TC21 钛合金线性摩擦焊接头飞边端部在平衡阶段挤出形成晶粒较大的等轴晶粒，由于冷却速率快在晶粒内部形成交错分布的针状马氏体  $\alpha'$  相，同时由于飞边根部形成于顶锻阶段，并且焊后冷却速率较端部高，最终焊后得到的晶粒尺寸较端部小，微观组织形貌与焊缝中心处相似。

5) 焊接头各区域显微硬度值呈拱形分布，焊缝中心处显微硬度值 (HV) 达到最大值 4508 MPa，随着向母材靠近，显微硬度值逐渐下降。焊接头抗拉强度与母材相当，断裂位置出现在 TC21 母材一侧。

### 参考文献 References

- [1] McAndrew A R, Colegrove P A, Bühr C et al. *Progress in Materials Science*[J], 2018, 92: 225
- [2] Vairis A, Frost M. *Materials Science and Engineering A*[J], 2000, 292(1): 8
- [3] Karadge M, Preuss M, Lovell C et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2007, 459(1-2): 182
- [4] Zhang Tiancang(张田仓), Li Jing(李 晶), Ji Yajuan(季亚娟) et al. *Transactions of the China Welding Institution*(焊接学报)[J], 2010, 31(2): 53
- [5] Buffa G, Baffari D, Barcellona A et al. *International Journal of Material Forming*[J], 2020, 13(2): 383
- [6] Zhou Nan(周 楠), Qi Wenjun(戚文军), Song Dongfu(宋东福). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料

- 与工程[J], 2017, 46(5): 1255
- [7] Smith M, Bichler L, Gholipour J *et al.* *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*[J], 2017, 90: 1931
- [8] Slattery K T. *America Patent*, US7225967[P], 2007
- [9] Wanjara P, Jahazi M. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2005, 36(8): 2149
- [10] Lang B, Zhang T C, Li X H *et al.* *Journal of Materials Science*[J], 2010, 45(22): 6218
- [11] Ma T J, Li W Y, Yang S Y. *Materials & Design*[J], 2009, 30(6): 2128
- [12] Chang Chuanchuan(常川川), Zhang Tiancang(张田仓), Li Ju(李菊) *et al.* *Transactions of the China Welding Institution* (焊接学报)[J], 2019, 40(12): 115
- [13] Frankel P, Preuss M, Steuwer A *et al.* *Materials Science and Technology*[J], 2009, 25(5): 640
- [14] Shi Z F, Guo H Z, Liu R *et al.* *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2015, 25(1): 72
- [15] Fei Yuhuan(费玉环), Zhou Lian(周廉), Qu Henglei(曲恒磊) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2007, 36(11): 1928
- [16] Zhang Binggang(张秉刚), Wang Ting(王廷), Chen Guoqing(陈国庆) *et al.* *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2010, 20(S1): 829
- [17] Zhu Zhishou(朱知寿), Wang Xinnan(王新南), Tong Lu(童路) *et al.* *Materials China*(中国材料进展)[J], 2010, 29(5): 14
- [18] Bühr C, Colegrove P A, McAndrew A R. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2018, 252: 849
- [19] Li W Y, Ma T J, Li J L. *Materials & Design*[J], 2010, 31(3): 1497
- [20] Zhang Chuanchen(张传臣), Huang Jihua(黄继华), Zhang Tiancang(张田仓) *et al.* *Transactions of the China Welding Institution*(焊接学报)[J], 2012, 33(4): 97
- [21] Chen X, Xie F Q, Ma T J *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2015, 646: 490
- [22] Ji Y P, Chai Z Z, Zhao D L *et al.* *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2014, 214(4): 979
- [23] Dalgaard E, Wanjar P, Gholipour J *et al.* *Acta Materialia*[J], 2012, 60(2): 770

## Microstructure and Properties of Linear Friction Welded Joint of TC21 Titanium Alloy

Chang Chuanchuan<sup>1,2</sup>, Li Ju<sup>1,2</sup>, Cui Yang<sup>3</sup>, Ao Bin<sup>4</sup>, Xia Changlong<sup>4</sup>, Jin Junlong<sup>1,2</sup>

(1. Aeronautical Key Laboratory for Welding and Joining Technologies, AVIC Manufacturing Technology Institute, Beijing 100024, China)

(2. Beijing Friction Welding Technology and Equipment Engineering Center, Beijing 100024, China)

(3. AVIC Shenyang Aircraft Co., Ltd, Shenyang 110034, China)

(4. AECC Guizhou Liyang Aero-engine Co., Ltd, Guiyang 550000, China)

**Abstract:** In this study, the linear friction welding of TC21 titanium alloy was investigated. The microstructure evolution of each region of the joint was analyzed by OM and SEM. The microhardness and tensile properties of the joint were tested by a microhardness tester and an electronic universal testing machine. The results show that a sound weld joint can be obtained using LFW. The joint is obviously divided into base metal zone (BM), thermo-mechanically affected zone (TMAZ) and weld zone (WZ). During the welding process, phase transformation and dynamic recrystallization take place in WZ, forming fine recrystallized grains, lath  $\alpha$  precipitated at grain boundary, acicular martensite  $\alpha$  phase precipitated inside grain, and a few residual  $\alpha$  phase remains at room temperature. TMAZ is mainly dominated by deformed  $\alpha$  phase. Away from the weld center, the degree of recrystallization gradually decreases and the proportion of  $\alpha$  phase gradually increases. Due to the difference of flash formation phase and cooling rate after welding, the grain size gradually increases from the weld center to the end of flash. The microhardness distribution of TC21 titanium alloy linear friction welded joint is arched, and the maximum value of microhardness (HV) in weld center is 4508 MPa. The tensile test results indicate that the strength of the joint is equivalent to that of the base metal.

**Key words:** TC21 titanium alloy; linear friction welding; microstructure; microhardness; tensile properties

Corresponding author: Chang Chuanchuan, Master, Aeronautical Key Laboratory for Welding and Joining Technologies, AVIC Manufacturing Technology Institute, Beijing 100024, P. R. China, Tel: 0086-10-85701343, E-mail: changcc\_nuaa@163.com