

# $\alpha+\beta$ 型钛合金惯性摩擦焊接头焊态/热处理态组织特征及性能

乌彦全<sup>1,2</sup>, 周军<sup>1,2</sup>, 张春波<sup>1,2</sup>, 梁武<sup>1,2</sup>, 李睿<sup>1,2</sup>, 秦丰<sup>1,2</sup>

(1. 哈尔滨焊接研究院有限公司, 黑龙江 哈尔滨 150028)

(2. 黑龙江省先进摩擦焊接技术与装备重点实验室, 黑龙江 哈尔滨 150028)

**摘要:** 采用 SEM、EBSD 及 TEM 等表征手段分析了惯性摩擦焊接头在焊态及焊后热处理态下的微观组织形貌与分布特征, 并研究了焊后热处理态下的接头力学性能。结果表明, 焊缝区为单一等轴  $\alpha$  晶粒, 在焊态下由板条状马氏体  $\alpha'$  相+晶界片状  $\alpha_p$  相+亚稳态  $\beta$  相构成, 并伴随着(0001)/ND 丝织构。热处理后转变为晶界片状  $\alpha_p$  相+晶内片状  $\alpha_s+\beta$  相, 在原有丝织构的基础上形成了(2 $\bar{1}\bar{1}$ 3)[2 $\bar{1}\bar{1}$ 9]取向织构; 焊缝区显微硬度最高, 随着向母材区过渡显微硬度逐渐降低, 焊后热处理可降低焊缝区硬度, 使接头硬度分布较为均匀。接头在室温下的拉伸试验均断裂于远离焊缝中心的母材区。

**关键词:** 钛合金; 惯性摩擦焊; 织构; 微观组织

中图分类号: TG456.9; TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2022)06-2144-07

Ti-6Al-4V 钛合金作为一种  $\alpha+\beta$  型双相钛合金, 可在 400 °C 以下长时间工作, 具有质量轻、比强度高、组织稳定性好及良好的塑性、韧性和高温变形性能等优点<sup>[1]</sup>, 被广泛应用于制造航空发动机风扇、压气机及飞机结构件等室温或较低温度下的重要结构件<sup>[2-4]</sup>, 在钛合金工业中更是占据着重要位置<sup>[5-7]</sup>。近年来, 随着轻质钛合金材料在航空发动机风扇及压气机等重要部件上用量的不断增加, 在满足航空发动机转动部件的高转速与大扭矩等动载荷的条件下, 大大降低了航空发动机的自身质量, 从而有效地提高了推重比。

航空发动机构件整体化是除采用轻质钛合金材料外进一步降低发动机的质量, 提高结构强度和刚度的重要发展方向。其中焊接技术在简化发动机机械结构、降低生产成本上具有突出优势<sup>[8]</sup>, 而发动机风扇盘及压气机盘鼓组件的连接方法也多采用电子束焊或惯性摩擦焊接工艺实现连接<sup>[9,10]</sup>, 而惯性摩擦焊相比于电子束焊具有工艺控制参数少、热输入小、变形小、焊缝窄及接头性能更好且生产效率高等优点<sup>[11,12]</sup>。其中 CFM56、GE90、Trent1000 等先进航空发动机的风扇及压气机盘鼓组件的焊接就选用了高质量的惯性摩擦焊接技术<sup>[13-15]</sup>, 且惯性摩擦焊已成为先进航空发动机转动部件的重要制造工艺<sup>[16]</sup>。

多年来, 为实现 Ti-6Al-4V 钛合金的工程化应用,

现已开展了多种焊接方法的试验研究, 并取得了一定的研究成果<sup>[17-24]</sup>。针对 Ti-6Al-4V 钛合金的惯性摩擦焊接头组织、性能及焊接过程数值模拟也有部分研究成果, 但主要集中在小型实心棒体结构的焊接<sup>[25-27]</sup>, 与航空发动机转动部件的环形空心结构在焊接特性上仍然存在一定的差异, 并且针对 Ti-6Al-4V 钛合金环件惯性摩擦焊接头的组织分析及系统性的力学性能评估也相对较少。为保障 Ti-6Al-4V 钛合金惯性摩擦焊接头质量能够满足高性能航空发动机转动部件高速及大扭矩的动载荷要求, 开展较为全面的 Ti-6Al-4V 钛合金惯性摩擦焊接头组织分析与综合力学性能研究, 为其工程化应用提供有效的技术参考。

## 1 实验

惯性摩擦焊接试验采用 Ti-6Al-4V 钛合金环形锻件, 外径尺寸为 150 mm, 壁厚为 30 mm, 高温锻后经 960 °C/1.5 h 水冷处理, 其主要合金成分如表 1 所示。焊接试验采用自主设计研发的 HWI-IFW-130 型轴/径向惯性摩擦焊机。选取优化后的焊接工艺参数, 初始转速 500 r/min、转动惯量 388 kg·m<sup>2</sup>、焊接压力 100 MPa, 根据研究成果, 焊后热处理工艺选取 700 °C/2 h 空冷, 消除焊后接头残余应力, 改善接头组织性能。

图 1 为初始状态 Ti-6Al-4V 母材的 EBSD 分析的晶

收稿日期: 2021-06-15

基金项目: 黑龙江省省院科技合作项目 (YS20A19); 国家自然科学基金青年科学基金项目 (52005139)

作者简介: 乌彦全, 男, 1991 年生, 硕士, 哈尔滨焊接研究院有限公司固相焊中心, 黑龙江 哈尔滨 150028, 电话: 0451-87199357, E-mail: 1272797994@qq.com

表 1 Ti-6Al-4V 合金化学成分

Table 1 Chemical composition of Ti-6Al-4V alloy (wt%)						
Al	V	Fe	O	C	N	Ti
6.3	4.13	0.04	0.2	0.007	0.006	Bal.

粒菊池线衬度图 (BC)、相分布图和反极图 (IPF)。从图 1a 中可以清晰地观察到, Ti-6Al-4V 母材组织状态为等轴状+片状的双态组织, 沿晶界分布的等轴状晶粒直径约为 20  $\mu\text{m}$ , 原始  $\beta$  晶粒尺寸约为 30  $\mu\text{m}$ , 而晶内片状组织的宽度在 1~4  $\mu\text{m}$  之间。Ti-6Al-4V 母材的相分

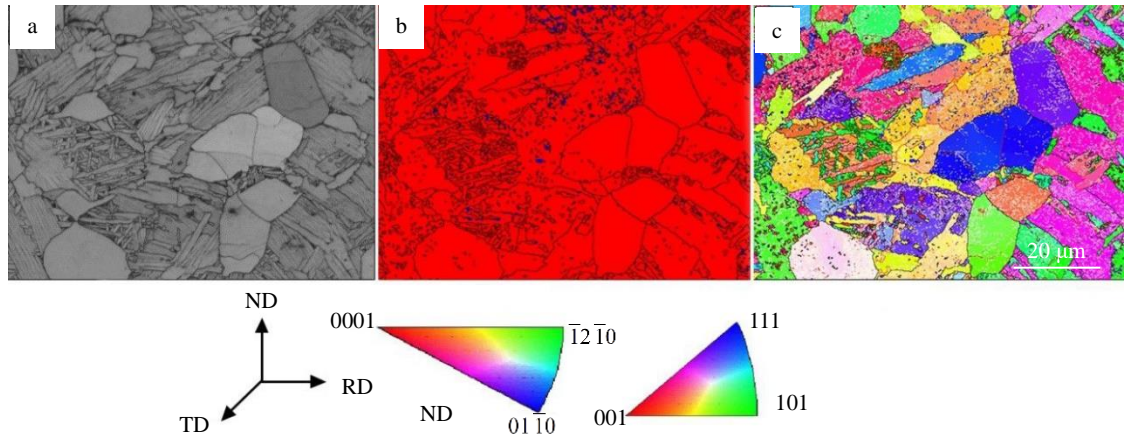


图 1 Ti-6Al-4V 合金母材 EBSD 结果

Fig.1 EBSD results of Ti-6Al-4V alloy base material: (a) BC image, (b) phase distribution, and (c) IPF map

布图 (图 1b) 直观地显示出了合金中的相分布特征, 其主要由  $\alpha$  相 (红色显示, 含量为 98.63%) 和少量的晶内  $\beta$  相 (蓝色显示, 含量为 0.37%) 组成。图 1c 展示了母材的反极图 (IPF) (IPF 图中黑线表示位相差大于  $15^\circ$  的大角度晶界, 红线表示位相差为  $2^\circ\sim 15^\circ$  的小角度晶界, 白线表示位相差小于  $2^\circ$  的亚晶界), IPF 图中清晰地显示出相邻  $\alpha$  晶粒间存在较大的取向差, 晶内的少量  $\beta$  相则具有相近的晶体取向, 使得相邻  $\alpha$  晶粒之间均为大角度晶界, 而小角度晶界主要存在于  $\alpha$  晶粒内部, 对相邻晶粒间的位相差统计发现, 大角度晶界占比为 38.6%, 小角度晶界占比仅为 8.5%, 亚晶界数量所占比例则高达 52.9%。通常亚晶界主要由晶粒内部的位错组成, 而小角度晶界则是由大量的位错堆积成墙形成, Ti-6Al-4V 母材中高比例亚晶界的存在也说明锻造过程中产生了较

大的塑性变形而形成了大量的位错。

为了充分了解 Ti-6Al-4V 钛合金在优化后的焊接工艺参数及焊后热处理参数下的接头组织分布特征及力学性能, 利用扫描电子显微镜 (SEM)、电子背散射衍射 (EBSD) 分析及透射电子显微镜 (TEM) 等显微技术分析表征接头各区域微观组织类型与分布状态及结构特征, 结合显微硬度、拉伸、断裂韧性与裂纹扩展等综合力学性能检测方法, 根据其服役环境要求, 系统性分析研究 Ti-6Al-4V 钛合金惯性摩擦焊接头的性能表现。焊后根据组织分析及力学性能检测需要, Ti-6Al-4V 钛合金惯性摩擦焊接头形貌及检测分析取样如图 2 所示。

## 2 结果与分析

### 2.1 焊缝区微观组织特征

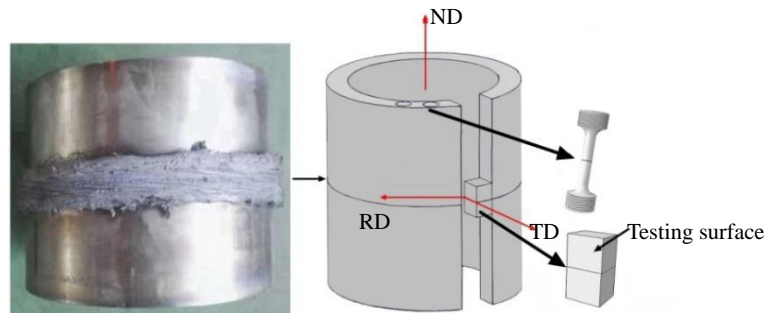


图 2 焊接接头形貌及取样图

Fig.2 Morphology of welded joint and schematic diagram of sampling

图 3a 和 3b 分别为接头在焊态及热处理态下的焊缝区微观组织形貌。从图 3a 和 3b 中可以清晰地观察到，沿晶界分布的细小片状及等轴状  $\alpha_p$  相消失，表明焊接过程中摩擦界面温度已远高于  $\beta$  相转变温度，焊接高温促进了  $\alpha_p \rightarrow \beta$  的相转变，由于晶界处具有较高的能量而更容易满足固态相变所需的能量起伏，高温  $\beta$  相在缓慢冷却过程中  $\alpha$  相将优先在  $\beta$  晶界上析出，形核长大成细小片状及大尺寸等轴状  $\alpha_p$  相。由于惯性摩擦焊接过程时间短、冷却速度快，在晶界处仅有少量的细小片状  $\alpha_p$  相析出，片层宽度约为  $1 \mu\text{m}$ ，同时在晶界  $\alpha_p$  相的基体上，以片状形式通过整体切变向高温  $\beta$  晶粒内生生长，从而形成平行排列的马氏体  $\alpha'$  相<sup>[28]</sup>，平行或近似平行排列的  $\alpha'$  片层之间的取向差角度仅有  $0^\circ \sim 2^\circ$ （如图 4a），热处理后的片状组织的局部位相差未有较大变化（如图 4b）。由于高温  $\beta$  相  $\rightarrow$  马氏体  $\alpha'$  相转变是在晶界和晶内的多点位同时进行，当不同区域转变的马氏体  $\alpha'$  相相遇时就会在晶粒内的部分区域出现交叉分布状态，不平行的马氏体  $\alpha'$  相板条之间取向差角度一般有  $10^\circ$ 、 $60^\circ$  和  $90^\circ$  3 种，从而形成了大量平行或交叉分布的马氏体  $\alpha'$  相。除了 SEM 观察下的片状及针状马氏体  $\alpha'$  相外，在 TEM 观察下还发现焊缝区等轴晶粒内还分布着尺寸细小的块状结构的

马氏体  $\alpha'$  相，块状组织由平行或近似平行的短板条组成，板条之间分布着少量残余  $\beta$  组织（如图 5）。

Ti-6Al-4V 钛合金相比于 TC6 钛合金具有较少的  $\beta$  相稳定元素 V<sup>[29]</sup>， $\beta$  相在惯性摩擦焊的高温及大应变热耦合作用下不易被保留，更容易发生回复与再结晶转变，同时由于惯性摩擦焊接时间极短，再结晶组织较难长大，从而在焊缝区形成细小的等轴晶粒<sup>[30]</sup>。但该焊接工艺参数下的焊缝区晶粒尺寸未得到细化，很大原因可能是由于焊接能量输入过高，导致焊缝在高温区停留时间过长，促进了细小再结晶组织长大，从而形成了与母材晶粒尺寸相当的等轴晶粒。焊后  $700^\circ\text{C}$  的高温处理正好处于 Ti-6Al-4V 钛合金的  $\alpha+\beta$  双相区之间，可有效促进焊缝区残留的亚稳态  $\beta \rightarrow \alpha_s$  相转变（图 3b），因此热处理后的接头焊缝区等轴晶粒内的大部分区域出现了平行且断续分布的点状组织。

图 6 为焊态及焊后热处理态下的接头焊缝区 EBSD 分析结果。从图 6a 和 6b 中可以观察到，焊缝区内平行或交叉分布的板条状马氏体  $\alpha'$  相组织取向各异，分布状态与扫描电镜下的形貌基本一致。由于惯性摩擦焊冷却速度快，过冷度较大，高温  $\beta$  相没有充足时间完成均匀的扩散型相变，而是在多点位同时以整体切变的方式实

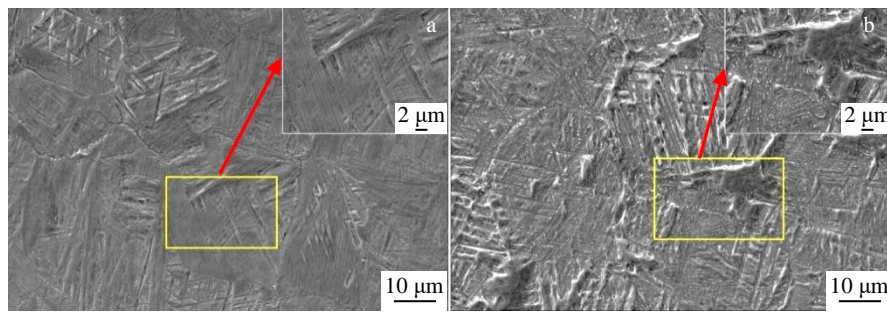


图 3 焊缝区显微组织

Fig.3 Microstructures of weld zone in welding state (a) and post-welding heat treatment state (b)

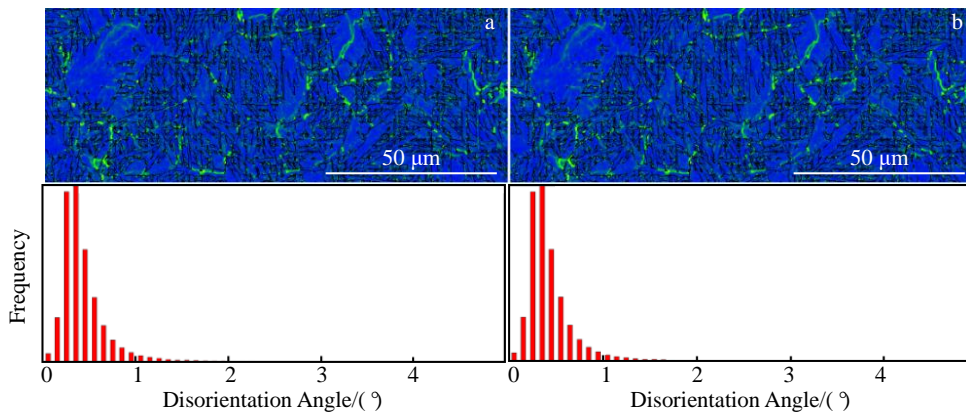


图 4 焊缝区组织局部取向差

Fig.4 Local misorientation of weld zone in welding state (a) and post-welding heat treatment state (b)

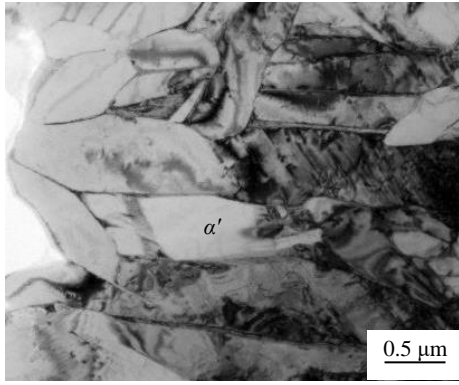


图 5 焊缝区 TEM 明场像

Fig.5 TEM bright field image of weld zone

现相结构转变, 从而在焊缝区形成了大量尺寸相对细小且晶体取向各异的马氏体  $\alpha'$  相组织, 其中位相差较小的

板条状马氏体  $\alpha'$  相组织具有相同或近似的晶体取向, 处于交叉分布状态的板条状组织的晶体位相差则较大。因此, 在焊缝区形成了相对杂乱的晶体取向。

图 6c 和 6d 分别为接头在焊态及焊后热处理态的焊缝区  $\alpha$  相的  $\{0001\}$ 、 $\{11\bar{2}0\}$  及  $\{10\bar{1}0\}$  极图。从图 6c 中的  $\{0001\}$  极图中可以清晰观察到, 焊态下的焊缝区中  $\alpha$  相展现出了一个取向性很强的  $(0001)//ND$  的丝织构特征, 由于丝织构具有很强的对称性, 热处理仅能消除残余应力、位错及晶格畸变等缺陷, 但无法改变晶体取向的对称性<sup>[31]</sup>。因此, 图 6d 显示的  $\{0001\}//RD$  丝织构特征依然存在, 仅极密度有所降低, 同时 700 °C 高温处理后促进了焊缝区内部分晶体取向发生了改变, 沿着  $(2\bar{1}\bar{1}3)$  晶面和  $[2\bar{1}\bar{1}9]$  晶向形成了定向分布, 从而形成了密勒指数为  $(2\bar{1}\bar{1}3)[2\bar{1}\bar{1}9]$  的织构, 且其极点密度要高于  $\{0001\}//ND$  的丝织构。

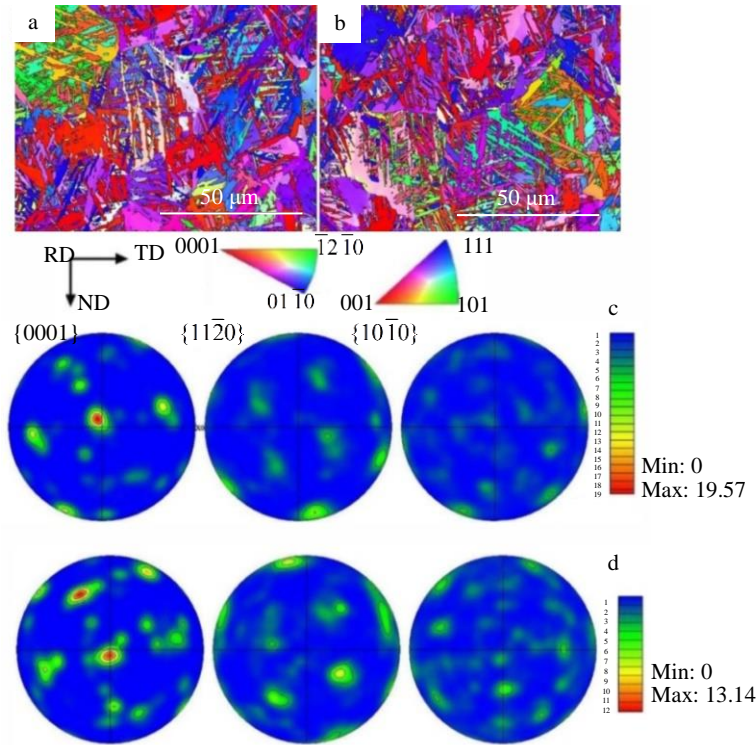


图 6 焊缝区  $\alpha$  相极图和反极图

Fig.6 IPF maps and corresponding pole figures of  $\alpha$  phase in welding state (a, c) and post-welding heat treatment state (b, d)

## 2.2 力学性能分析

### 2.2.1 显微硬度

图 7 为焊态及焊后热处理态下的焊接接头显微硬度变化曲线, 充分显示了接头各区域的显微硬度值及分布趋势。从图 7 中可以观察到, 焊态及焊后热处理态下的焊缝区显微硬度最高, 焊态下的焊缝区显微硬度 (HV) 最高约为 3600 MPa 主要是由于经历动态再结晶的焊缝区形成了大量的片状马氏体  $\alpha'$  相组织, 导致硬度提

高。随着向母材区过渡, 显微硬度呈下降趋势, 其硬度变化曲线以焊缝为中心呈对称分布状态。焊接接头经过热处理后有效促进了马氏体  $\alpha'$  相畸变晶格的恢复及亚稳态  $\beta$  相的转变, 从而降低了焊缝区硬度, 但仍要高于母材, 其主要原因是经过热处理后的焊缝区依然为均匀的等轴晶粒, 晶粒内部分布着大量片状  $\alpha+\beta$  组织, 晶界处仅有少量的片状  $\alpha_p$  相析出, 相比于原始母材的双态组织, 单一的片状组织具有更高的显微硬度, 因此经过热

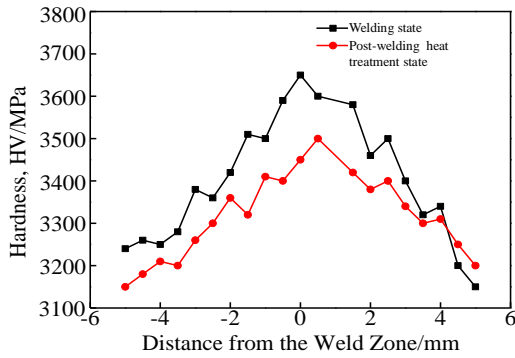


图 7 焊接接头显微硬度曲线

Fig.7 Microhardness profiles of the welded joint

处理后的焊缝区硬度依然高于母材。

### 2.2.2 拉伸检测

图 8 为经过焊后热处理的 Ti-6Al-4V 合金母材及焊接接头的拉伸试验断后试样。从图 8 中可以观察到，在室温下的接头拉伸试样均断裂于远离焊缝中心的母材区，且试样焊缝区直径尺寸未出现明显减小现象，焊接接头相比于母材表现出了更好的拉伸性能。通过图 3 所显示的焊缝区微观组织可以了解到，焊后热处理状态下的接头焊缝区由均匀的等轴  $\alpha$  晶粒构成，且与母材晶粒尺寸相当，由于焊接过程能量输入过高而获得了异于 TA19 钛合金接头焊缝区的细小等轴晶组织<sup>[30]</sup>。等轴  $\alpha$  晶粒内为平行或交叉分布的细小片状组织，晶界未见有大尺寸等轴  $\alpha_p$  相析出，仅有少量的片状  $\alpha_p$  相，相反 Ti-6Al-4V 母材组织由等轴  $\alpha_p$  相+片状  $\alpha_s$  相+片状  $\beta$  相组成，为典型的双态组织。焊缝区内的大量细小片状组织相比于母材双态组织有效提高了界面数量。由于界面处原子排列不规则、缺陷多，大量近距离界面给位错运动制造了更大滑移阻力，然而母材中除了原始  $\beta$  晶粒内的片状组织，沿晶界还分布着众多较大尺寸的等轴  $\alpha_p$

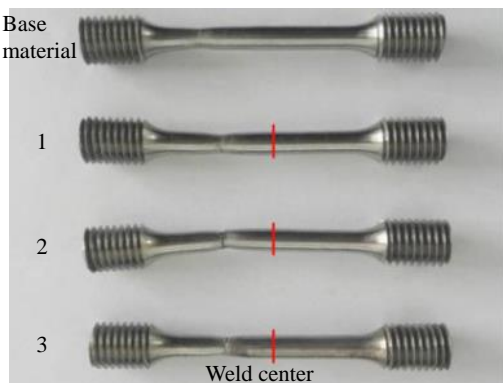


图 8 焊接接头拉伸断后试样

Fig.8 Tensile fracture specimens of welded joint

相，其存在为位错长距离滑移运动提供了充足空间，致使较早产生塑性变形。

图 9 为母材及焊接接头在室温下的拉伸性能。其中接头在室温条件下的抗拉强度均值、屈服强度均值及延伸率均值分别为 981.7 MPa、921.7 MPa、11.3%，且单个接头的抗拉强度均不低于母材，同时屈服强度也要高于母材。主要是由于惯性摩擦焊接时间短、速度快及钛合金的热导率低等因素，导致焊接过程中从焊缝区到母材存在较大的温度梯度，在焊接力与摩擦热的耦合作用下，焊缝区经历了一个高温动态再结晶过程，相反热影响区及母材更多的是承受着轴向焊接力导致的低温微变形，而低温变形的结果将导致材料的晶格畸变及晶粒内部位错增殖和塞积（如图 10 所示）。从图 10 所显示的明场像中可以清晰地观察到在焊接接头的近热影响区母材（图 10b）的片状  $\alpha_s$  相及等轴状  $\alpha_p$  相内相比于原始母材（图 10a）分布着数量更多且更密集的位错，拉伸试样在承受轴向拉力的过程中，大量位错的塞积和交割将阻碍位错运动，其结果显著拖延了塑性变形过程，进而提升了屈服强度，但对提高抗拉强度的作用相对较小。延伸率  $\delta$  的高低主要取决于检测试样拉伸过程中屈服后的塑性变形大小，屈强比越大，塑性变形就越小。其中焊接接头在室温下的抗拉强度均值与屈服强度均值的差为 60 MPa，要小于母材的抗拉强度和屈服强度差值 85 MPa，从而降低了焊接接头的延伸率。

图 11 为室温试验的典型拉伸断口形貌。从图 11a 中可以观察到，室温拉伸断口较为齐平，塑性变形特征较小，断口心部的微观形貌则由一系列的撕裂棱和细小的韧窝所构成，为典型的准解理断口。300 °C 高温拉伸断口相比于室温拉伸断口拥有了典型的纤维区、放射区及剪切唇等形貌(图 11b)，其断口心部的微观形貌与室温拉伸断口基本相同。高温有效降低了位错的密度及阻力，位错运动速度加快，从而提高了材料的塑性，同时也提高了材料的韧性，韧窝尺寸变大，数量减少。

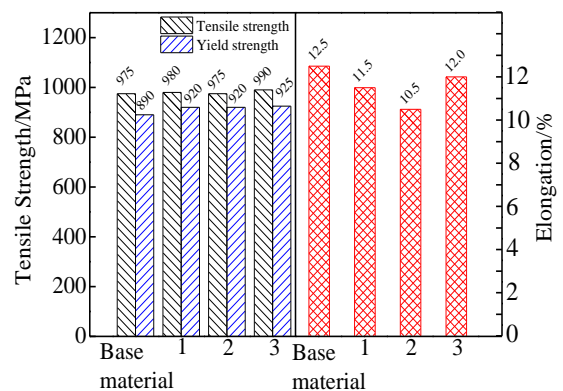


图 9 焊接接头拉伸性能

Fig.9 Tensile mechanical properties of welded joints

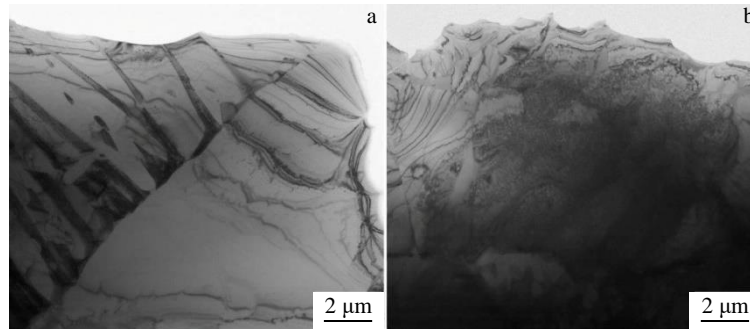


图 10 原始母材及近热影响区母材的 TEM 明场像

Fig.10 TEM bright field images of original base material (a) and base material near the heat affected zone (b)

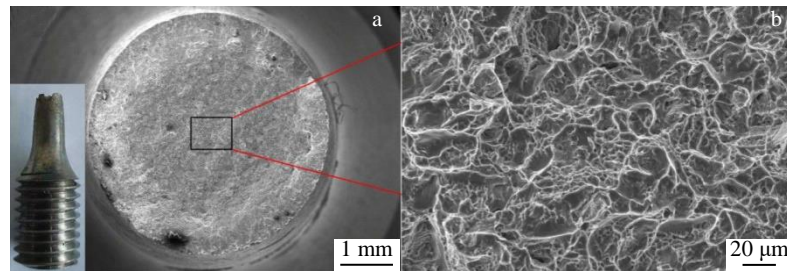


图 11 拉伸试样断口形貌

Fig.11 Fracture morphologies of the tensile specimen

### 3 结 论

1) Ti-6Al-4V 钛合金具有良好的惯性摩擦焊接性能, 焊缝区由尺寸约为  $30\ \mu\text{m}$  的均匀等轴晶粒组成。由于焊接过程能力输入过高, 导致焊缝区晶粒长大而未被细化, 最终形成了与母材晶粒尺寸相近的等轴晶粒。

2) 焊态下的接头焊缝区由板条状马氏体  $\alpha'$  相+晶界片状  $\alpha_p$  相+亚稳态  $\beta$  相构成, 形成了(0001)//ND 丝织构, 平行或交叉分布的板条状马氏体  $\alpha'$  相取向差角度为  $0^\circ\sim 2^\circ$  或  $10^\circ$ 、 $60^\circ$  和  $90^\circ$ ; 热处理后转变为晶界片状  $\alpha_p$  相+晶内片状  $\alpha_s+\beta$  相, 同时在原有丝织构的基础上形成了新的  $(2\bar{1}\bar{1}3)[2\bar{1}\bar{1}9]$  织构。

3) 焊态下的焊缝区显微硬度 (HV) 最高约为  $3600\ \text{MPa}$ , 随着向母材区过渡显微硬度逐渐降低, 热处理促进了高硬度马氏体  $\alpha'$  相畸变晶格结构的恢复及亚稳态  $\beta$  相组织转变而降低了焊缝区硬度。焊缝区大量平行或交叉分布的片状组织相比于母材的双态组织可有效阻碍位错运动, 致使室温下的拉伸试样均断裂于母材区。此外, 焊接力所导致的母材区位错增殖和塞积将阻止位错运动, 进而提升了屈服强度并降低了延伸率。

#### 参考文献 References

[1] Testani C, Astarita A, Scherillo F *et al.* *Metallography Microstructure*

& Analysis[J], 2014, 3(6): 460

[2] Neminathan P V, Yadav J S, Reddy K R *et al.* *Transactions of the Indian Institute of Metals*[J], 2008, 61(5): 363

[3] Hewitt J S, Davies P D, Thomas M J *et al.* *Materials Science and Technology*[J], 2014, 30(15): 1919

[4] Filice L, Gagliardi F, Lazzaro S *et al.* *The 14 th International ESAFORM Conference on Material Forming*[C]. Belfast: ESAFORM, 2011: 165

[5] Neminathan P V, Velpari M S, Rao S R A *et al.* *Transactions of the Indian Institute of Metals*[J], 2008, 61(5): 355

[6] Odenberger E L, Hertzman J, Thilderkvist P. *International Journal of Material Forming*[J], 2013, 6(3): 391

[7] Oberwinkler B, Riedler M, Eichlseder W. *International Journal of Fatigue*[J], 2010, 32(5): 808

[8] Qu Shen(曲 伸), Li Ying(李 英), Ni Jiancheng(倪建成) *et al.* *Aeronautical Manufacturing Technology(航空制造技术)*[J], 2015, 20: 53

[9] Wang Lun(王 伦), Han Xiufeng(韩秀峰), Zhang Lu(张 露). *Aeronautical Manufacturing Technology(航空制造技术)*[J], 2015(11): 102

[10] Geng Peihao(耿培皓), Qin Guoliang(秦国梁). *Journal of Netshape Forming Engineering(精密成形工程)*[J], 2017, 9(5): 73

[11] Nicholas E D, Thomas W M. *International Journal of Materials*

- & *Product Technology*[J], 1998, 13(1-2): 45
- [12] Dang X L. *International Journal of Plant Engineering and Management*[J], 2012, 17(3): 8
- [13] Han Xiufeng(韩秀峰), Zhang Lu(张露), Qian Lingyi(钱凌翼). *Aeronautical Manufacturing Technology(航空制造技术)*[J], 2012(13): 55
- [14] Zhang Lu(张露), Han Xiufeng(韩秀峰), Wang Lun(王伦). *Aeronautical Manufacturing Technology(航空制造技术)*[J], 2015(11): 96
- [15] Zhao Qiang(赵强), Zhu Wenhui(祝文卉), Shao Tianwei(邵天巍) *et al. Aerospace Power(航空动力)*[J], 2019 (5): 41
- [16] Attallah M M. *Welding & Joining of Aerospace Materials*[J], 2012: 25
- [17] Wu W, Cheng G, Gao H *et al. Transactions of the China Welding Institution*[J], 2009, 30(7): 81
- [18] Karimzadeh F, Salehi M, Saatchi A *et al. Advanced Manufacturing Processes*[J], 2005, 20(2): 205
- [19] Cheng F, Hong F, Zhi L *et al. Material Science & Technology*[J], 2001, 9(3): 293
- [20] Gao X L, Liu J, Zhang L J *et al. Materials Characterization*[J], 2014, 93: 13
- [21] Irisarri A M, Barreda J L, Azpiroz X. *Vacuum*[J], 2009, 84(3): 393
- [22] Samavatian M, Zakipour S, Paidar M. *Welding in the World*[J], 2017, 61(1): 69
- [23] Turner R, Gebelin J C, Ward R M *et al. Acta Materialia*[J], 2011, 59(10): 3792
- [24] Liu H J, Zhou L. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2010, 20(10): 1873
- [25] Meng Weiru(孟卫如), Niu Ruifeng(牛锐锋), Wang Shiyuan(王士元) *et al. Transactions of the China Welding Institution(焊接学报)*[J], 2004, 4(4): 111
- [26] Turner R P, Perumal B, Lu Y *et al. Metallurgical and Materials Transactions B*[J], 2019, 50(2): 1000
- [27] Cang Ruizhi(苍睿智), Ke Liming(柯黎明), Bu Wende(卜文德). *Electric Welding Machine(电焊机)*[J], 2012, 42(4): 13
- [28] 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
- [29] Ma Tiejun(马铁军), Zhang Xiaoqiang(张晓强), Zhang Xuejun(张学军) *et al. Journal of Aeronautical Materials(航空材料学报)*[J], 2013, 33(6): 33
- [30] Wu Y Q, Zhang C B, Zhou J *et al. Chinese Journal of Mechanical Engineering*[J], 2020, 33: 88
- [31] Chen Liangwei(陈亮维), Liu Zhuang(刘状), Yu Lan(虞澜) *et al. Materials Science and Technology(材料科学与工艺)*[J], 2020, 28(1): 17

## Microstructure Characteristics and Mechanical Properties of Inertia Friction Welding Joint of $\alpha+\beta$ Titanium Alloy in Welding State/Post-Weld Heat Treatment State

Wu Yanquan<sup>1,2</sup>, Zhou Jun<sup>1,2</sup>, Zhang Chunbo<sup>1,2</sup>, Liang Wu<sup>1,2</sup>, Li Rui<sup>1,2</sup>, Qin Feng<sup>1,2</sup>

(1. Harbin Welding Institute Limited Company, Harbin 150028, China)

(2. Heilongjiang Key Laboratory of Advanced Friction Welding Technology and Equipment, Harbin 150028, China)

**Abstract:** The microstructure morphology and distribution characteristics of inertial friction welded joint were analyzed in welding state and post-welding heat treatment state by SEM, EBSD and TEM. In addition, the mechanical properties of the joint in post-welding heat treatment state were studied. The results show that the weld zone is single equiaxed  $\alpha$  grains, which is composed of lamellar martensite  $\alpha'$  phase+grain boundary lamellar  $\alpha_p$  phase+metastable  $\beta$  phase in welding state, and with (0001)//ND fiber texture. The microstructure is consisted of grain boundary lamellar  $\alpha_p$  phase + intragranular lamellar  $\alpha_s+\beta$  phase after post-weld heat treatment. The  $(2\bar{1}\bar{1}3)[2\bar{1}\bar{1}9]$  orientation texture is also formed on the basis of the original fiber texture. Under the effect of welding pressure and thermal cycling, the equiaxed  $\alpha_p$  phase in thermo-mechanically affected zone has been transformed into a rod and approximately paralleled to the welding interface. The equiaxed  $\alpha_p$  phase in thermal affected zone still maintains original shape. The weld zone has the highest microhardness, which gradually decreases from weld zone to base metal. The post-weld heat treatment can reduce the hardness of the weld zone and obtain uniform hardness distribution in welded joint. The tensile specimens at room temperature fail in the base metal away from weld center line.

**Key words:** titanium alloy; inertial friction welding; texture; microstructure

Corresponding author: Zhang Chunbo, Ph. D., Senior Engineer, Research and Development Center, Harbin Welding Institute Limited Company, Harbin 150028, P. R. China, Tel: 0086-451-87199359, E-mail: zhangcbcb@163.com