

引文格式: 郭震国, 马铁军, 陈曦, 等.  $Ti_2AlNb/Ti60$  线性摩擦焊接头组织特征及力学性能[J]. 航空制造技术, 2022, 65(21): 98-103.

GUO Zhenguo, MA Tiejun, CHEN Xi, et al. Microstructure evolution and mechanical properties of linear friction welded  $Ti_2AlNb/Ti60$  dissimilar joint[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2022, 65(21): 98-103.

# $Ti_2AlNb/Ti60$ 线性摩擦焊接头组织特征及力学性能\*

郭震国<sup>1</sup>, 马铁军<sup>1</sup>, 陈曦<sup>1</sup>, 杨夏炜<sup>1</sup>, 李文亚<sup>1</sup>, 陶军<sup>2</sup>

(1. 西北工业大学材料学院陕西省摩擦焊接工程技术重点实验室, 西安 710072;

2. 中国航空制造技术研究院航空焊接与连接技术航空科技重点实验室, 北京 100024)

[摘要] 对  $Ti_2AlNb$  及  $Ti60$  合金进行了线性摩擦焊接(LFW)试验, 利用光镜和扫描电镜对接头各区域微观组织进行了表征, 测试了接头的力学性能。结果表明, 接头两侧热力影响区(TMAZ)组织沿摩擦方向变形,  $Ti_2AlNb$  侧 TMAZ 发生了  $\alpha_2 \rightarrow B2$  和  $O \rightarrow B2$  相转变,  $B2$  相体积分数相比母材显著增高,  $Ti60$  侧 TMAZ 发生了  $\beta \rightarrow$  亚稳  $\beta \rightarrow \alpha$  相转变, 析出了细小的层片状次生  $\alpha$  相。接头两侧焊缝区(WZ)发生了动态再结晶,  $Ti_2AlNb$  侧 WZ 完全转变为  $B2$  相并在快速冷却后保留下来,  $Ti60$  侧 WZ 在高温下首先转变为高温  $\beta$  相, 焊后快冷过程中发生  $\beta \rightarrow \alpha'$  相转变, 析出  $\alpha'$  马氏体。接头界面发生了溶质元素的互扩散, 形成了宽约为  $1 \mu m$  的元素扩散层, 界面两侧晶粒实现“共生”。在 TMAZ 组织的形变强化、沉淀强化, WZ 组织的细晶强化、沉淀强化的综合作用下, 接头拉伸强度(939 MPa)不低于  $Ti60$  母材, 断裂模式为韧性断裂。

关键词: 线性摩擦焊;  $Ti_2AlNb$ ;  $Ti60$ ; 微观组织; 力学性能

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2022.21.098



郭震国

博士研究生, 研究方向为线性摩擦焊接技术。

$Ti_2AlNb$  基合金具有高塑性、高断裂韧度和高裂纹扩展抗力的特征, 可以在  $650 \sim 750 \text{ }^\circ\text{C}$  温度范围内长期服役, 且密度远低于镍基高温合金, 是航空航天领域应用前景广阔的高温轻质结构材料<sup>[1]</sup>。 $Ti60$  是我国自行研制的一种新型高温钛合金, 其蠕变性能好、高温强度高, 还具有优良的热稳定性和高温抗氧化性, 是高推重比航空发动机叶盘的重要候选材料<sup>[2]</sup>。目前,  $Ti_2AlNb$  与  $Ti60$  被认为是未来高性能航空发动机双合金-双性能整体叶盘最有希望的材料配伍之一<sup>[3]</sup>。

线性摩擦焊(Linear friction welding, LFW)是 20 世纪 80 年代问世的一种固相焊接技术, 扩展了旋转摩擦焊的应用范围, 可以进行非轴对称复杂截面金属构件的焊接, 由于

焊接中无凝固过程, 接头连接质量高, 是国际公认的航空发动机整体叶盘制造与维修的核心技术<sup>[4-5]</sup>。使用 LFW 制造  $Ti_2AlNb-Ti60$  双合金-双性能整体叶盘, 可满足新一代高推重比航空发动机整体叶盘大应力梯度和大温度梯度的服役条件<sup>[3]</sup>, 因此开展  $Ti_2AlNb$  和  $Ti60$  LFW 的相关基础试验研究意义重大。

目前, 西北工业大学<sup>[6]</sup>和中国航空制造技术研究院<sup>[7-8]</sup>已针对  $Ti_2AlNb$  基合金 LFW 进行了研究, 然而有关  $Ti_2AlNb$  和  $Ti60$  异质接头 LFW 却鲜有报道。此外, 异种钛合金 LFW (如  $TC4/TC17$ <sup>[9-10]</sup>、 $TC17(\alpha+\beta)/TC17(\beta)$ <sup>[11]</sup>) 的研究表明, 相比同质接头, 异质接头由于母材物理及力学性能的差异, 界面更容

\* 基金项目: 国家自然科学基金青年基金(52105400)。

易形成孔洞、未焊合等缺陷,进而影响接头的力学性能。本文主要针对Ti<sub>2</sub>AlNb/Ti60异质LFW接头各微区及界面的组织特征进行了研究,并测试了接头的力学性能,为LFW制备Ti<sub>2</sub>AlNb-Ti60双合金-双性能整体叶盘的工程应用提供试验依据。

## 1 试验及方法

本研究采用的Ti<sub>2</sub>AlNb基合金的名义成分为Ti-22Al-25Nb(原子分数,%);Ti60的主要化学成分为5.85Al、4.14Sn、4.03Zr、0.69Nb、1.48Ta、0.37Si、Ti余量(质量分数,%)。Ti<sub>2</sub>AlNb母材的光镜(OM)组织如图1(a)所示,可以看出,Ti<sub>2</sub>AlNb基合金母材晶粒尺寸粗大,有的甚至超过了1000 μm。大尺寸晶粒内部的扫描电镜(SEM)组织如图1(b)所示,由B2+α<sub>2</sub>(Ti<sub>3</sub>Al)+O(Ti<sub>2</sub>AlNb)三相组成,黑色的等轴状颗粒为α<sub>2</sub>相,针条状组织为O相,基体为B2相,其中O相的强化作用大于α<sub>2</sub>相<sup>[8]</sup>。本研究所选Ti60合金母材的组织如图1(c)和(d)所示,可以看出Ti60母材主要由等轴α、拉长的α及β相组成,β相主要分布在α相边界。由

于Ti60为近α型钛合金,其母材α相体积分数高达98%。两种母材的力学性能如表1所示。

本研究中焊接试验所用试件尺寸为12 mm×22 mm×65 mm,焊接面积为12 mm×22 mm,线性往复运动沿22 mm长度方向。LFW焊接试验设备为西北工业大学自行研制的XMH-250型焊机,试验所用焊接工艺参数为摩擦压力70 MPa、频率25 Hz、振幅2 mm、顶锻压力70 MPa、保压时间60 s。

焊后切割尺寸为20 mm×20 mm×5 mm的金相试样,焊缝位于试样中心,如图2所示。金相试样打磨抛光后,利用Kroll试剂(0.5% HF+1.5% HNO<sub>3</sub>+2% HCl+96% H<sub>2</sub>O)腐蚀,随后在OLYMPUS-PMG3型光学显微镜(OM)及Zeiss GeminiSEM 500型场发射扫描电子显微镜(SEM)下对接头组织进行表征。进行电子背散射衍射测试(EBSD)前将金相试样在Struers-5型电解抛光机上进行电解抛光,抛光液配比为高氯酸:甲醇:正丁醇=6 mL:64 mL:30 mL,电压为30 V,抛光时间为40 s,温度为5℃。EBSD测试在配有Nordlys-

MaxEBSD探头的MIRA3XMU型TESCAN场发射扫描电子显微镜中完成,数据处理及分析在HKL-Channel5软件中完成。力学性能测试方面,利用SHIMADZU HMV-G20显微硬度计沿垂直于焊缝方向测试接头各微区的维氏硬度,步长为200 μm,载荷为500 g,保压时间为10 s。此外,接头按照GB/T 228.1-2010标准加工拉伸试样,拉伸试样与金相试样的相对位置如图2所示,随后在Instron 3382电子万能试验机上以1 mm/min的速度进行室温拉伸测试,测试接头的拉伸性能。拉伸试验后在扫描电镜中对拉伸试样断口进行观察,研究接头的拉伸断裂机理。

## 2 结果与讨论

### 2.1 接头组织特征

Ti<sub>2</sub>AlNb/Ti60异质LFW接头的组织如图3所示。可以看出接头无未焊合、氧化物夹杂等缺陷,表明焊接过程氧化物自清理<sup>[4-5]</sup>彻底。由于Ti<sub>2</sub>AlNb为金属间化合物,Ti60为近α型钛合金,两种母材成分的巨大差异使得接头中心形成了明显的

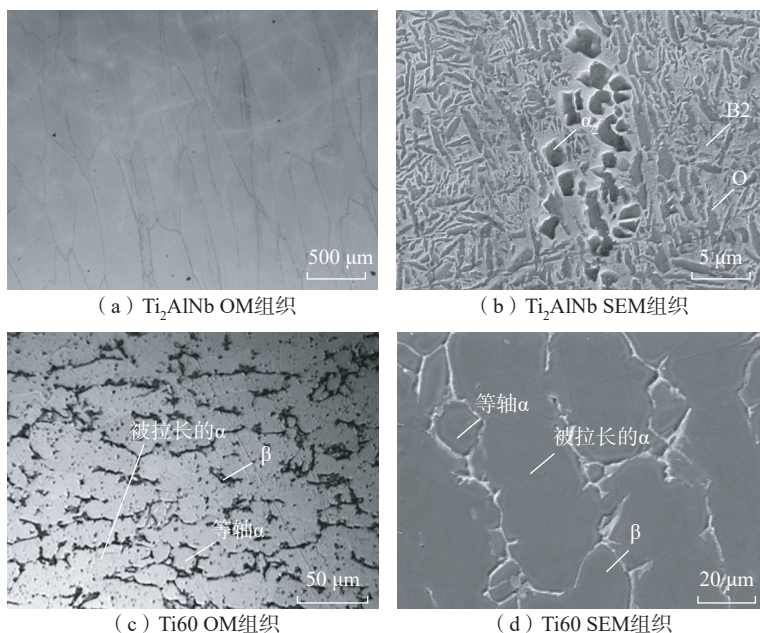


图1 母材组织

Fig.1 Microstructures of base metals

表1 母材力学性能

Table 1 Mechanical properties of base metals

母材	室温拉伸强度 / MPa	650℃拉伸强度 / MPa
Ti <sub>2</sub> AlNb	1203	830
Ti60	914	529

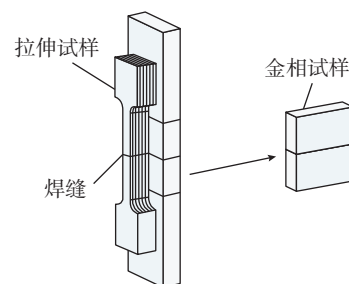


图2 金相及拉伸试样取样示意图

Fig.2 Sampling diagram of metallographic sample and tensile samples

焊接界面。依据接头不同位置的组织形态,将接头大致分为6个区域,分别为Ti<sub>2</sub>AlNb侧母材区(BM-1)、Ti<sub>2</sub>AlNb侧热力影响区(TMAZ-1)、Ti<sub>2</sub>AlNb侧焊缝区(WZ-1)、Ti60侧焊缝区(WZ-2)、Ti60侧热力影响区(TMAZ-2)及Ti60侧母材区(BM-2)。TMAZ-1和TMAZ-2的组织沿平行于界面方向发生了变形,其中TMAZ-1的大尺寸晶粒被拉长变形呈弯折状(图3中箭头所指),上述组织形态是在LFW过程高温及沿界面的剪切力的共同作用下形成的。WZ-1和WZ-2的组织完全失去了原始Ti<sub>2</sub>AlNb及Ti60的组织特征,晶粒明显细化,组织变得致密。由图3还可看出,WZ-1+TMAZ-1的宽度(1400 μm)明显大于WZ-2+TMAZ-2的宽度(1050 μm)。分析认为,Ti<sub>2</sub>AlNb母材具有更高的高温强度(表1),这是由于其存在大尺寸晶粒。在LFW过程热塑性金属周期性的形成与挤出中<sup>[4-5]</sup>,Ti<sub>2</sub>AlNb相比Ti60更难被挤出,因此Ti<sub>2</sub>AlNb侧接头随飞边被带走的热量也会更少,焊接界面传入Ti<sub>2</sub>AlNb侧接头的热量会更多,Ti<sub>2</sub>AlNb侧接头受热力耦合作用的区域更宽。这种由于母材高温强度差异导致接头界面两侧热力耦合区域宽度不同的现象在Guo等<sup>[12]</sup>进行的TA19-TB2异质LFW接头研究中也被发现。

## 2.2 接头微观组织特征

TMAZ-1中部的微观组织如图4(a)所示。可以看出,TMAZ-1内B2相的体积分数相比原始母材(图1(b))明显增高,α<sub>2</sub>相及O相的体积分数则显著降低,其中O相基本完全分解,仅能观察到残存的轮廓。分析认为LFW过程中,TMAZ-1中部温度超过了Ti<sub>2</sub>AlNb的O相转变温度(约630℃<sup>[1]</sup>),发生了O→B2相转变;此外,在高温作用下,α<sub>2</sub>相还发生了α<sub>2</sub>→B2相转变,含量明显减少。由图4(a)可以看出,TMAZ-1内一些

等轴颗粒状α<sub>2</sub>相沿线性摩擦方向被拉长变形,前文接头组织特征中指出,TMAZ-1内的大尺寸晶粒沿摩擦方向发生弯折变形,微观组织变形与其原因一致,均由焊接过程中的高温热及沿摩擦方向剪切力的共同作用造成。

TMAZ-2中部的微观组织如图4(b)所示。可以看出,TMAZ-2内α与β相沿线性摩擦方向也被拉长变形,呈现等轴组织钛合金LFW接头热力影响区典型的流线组织形态<sup>[5]</sup>。对比TMAZ-1中部组织(图4(a)),TMAZ-2中部组织沿摩擦方向的变形更为剧烈,其成因是由于Ti60的高温强度低于含有大尺寸晶粒的Ti<sub>2</sub>AlNb,高温下更容易发生变形。仔细观察被拉长的β相内部,可以看出存在许多尺寸细小的层片状组织,该层片组织为焊后冷却过程中析出的次生α相,其形成机制是焊接过程中α与β相发生了元素互扩散,β相内β稳定元素含量降低,α相稳定元素含量增高,β相转变为亚稳β相,在随后的冷却过程中又发生了亚稳β→α相转变,最终析出了次生α相,而焊后TMAZ中残留的β相与层片状次生α相则构成了β相转组织。

WZ-1中部的微观组织如图4(c)所示,相比TMAZ-1(图4(a)),WZ-1内α<sub>2</sub>与O相完全消失,基本由B2相组成。对于Ti<sub>2</sub>AlNb基合

金,当加热温度超过β转变温度(约1100℃)时<sup>[1]</sup>,O相和α<sub>2</sub>相会迅速转变为非密排晶体结构的B2相。随后,当B2相的冷却速率大于120 K/s时,由于O相和α<sub>2</sub>相是密排结构,扩散系数较小,因此B2→α<sub>2</sub>和B2→O两种相变过程受到抑制,室温可以得到均一的B2相。分析认为,钛合金LFW接头焊缝温度约为1200℃,超过了Ti<sub>2</sub>AlNb的β转变温度;而钛合金LFW接头焊后冷却速率高达300 K/s,因此接头WZ-1焊后基本由B2相组成。此外,由图4(c)还可以看出,WZ-1内形成了等轴细晶,尺寸远小于Ti<sub>2</sub>AlNb母材的晶粒,表明在LFW过程强烈的热力耦合作用下,WZ-1发生了动态再结晶。而WZ-1由于相变及动态再结晶的共同作用,其SEM组织完全失去了原始母材的特征。

WZ-2中部的微观组织如图4(d)所示,可以看出WZ-2内满布针状组织。前文指出,钛合金LFW过程中焊缝温度会超过1200℃,也高于Ti60的β转变温度(1045℃<sup>[13]</sup>),因此WZ-2内首先发生α→β相转变,形成高温β相。而在焊后冷却过程中,由于冷速过快,高温β相无法通过元素扩散析出α相,会直接切变析出α'马氏体,图4(d)中的针状组织即为α'马氏体。此外,由于Ti60的高温强度低于Ti<sub>2</sub>AlNb,WZ-2金

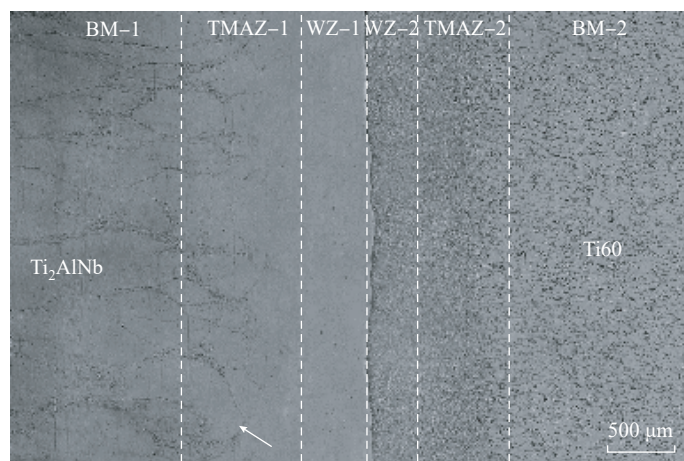


图3 Ti<sub>2</sub>AlNb/Ti60 LFW 接头组织特征

Fig.3 Microstructural characterization of LFWed Ti<sub>2</sub>AlNb/Ti60 joint

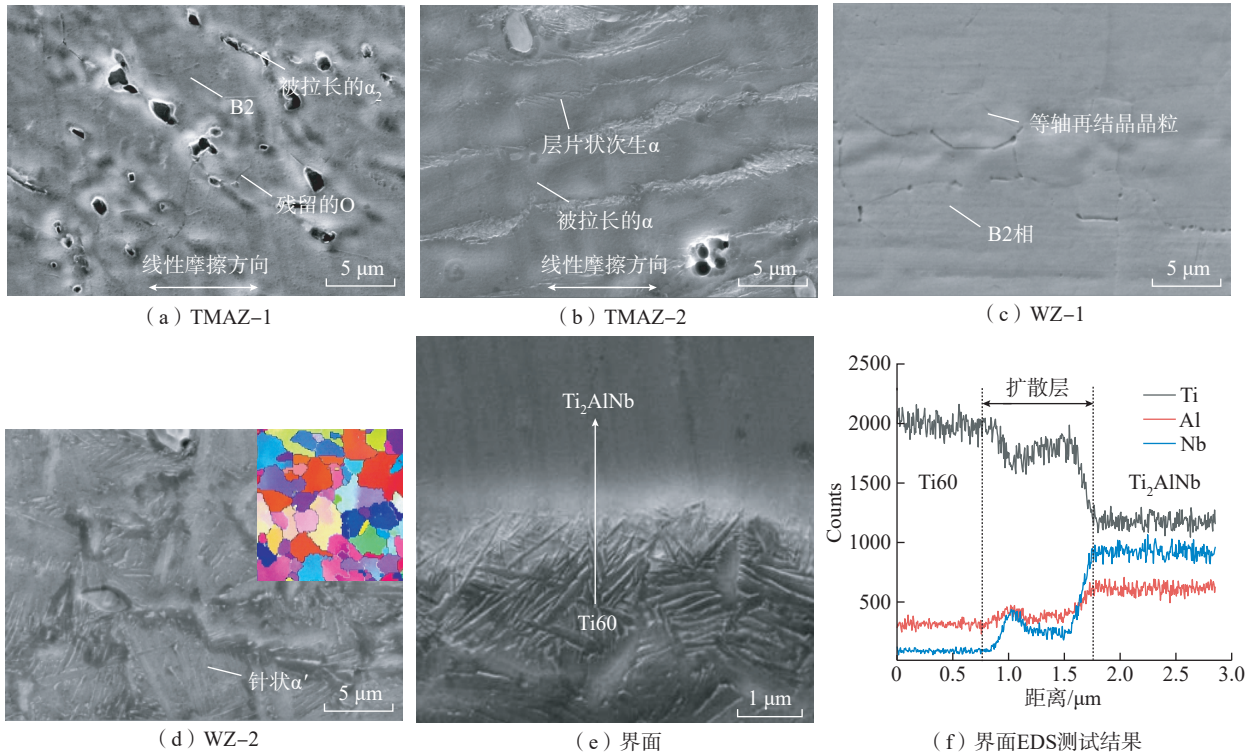


图4 接头不同区域微观组织

Fig.4 Microstructures of different zones of the joint

属在焊接过程中的塑性变形剧烈程度应大于 WZ-1 金属, WZ-2 也应发生动态再结晶。但由于 WZ-2 内析出了大量  $\alpha'$  马氏体, 遮挡住了再结晶晶粒晶界。因此, 对 WZ-2 进行了 EBSD 测试, 反极图显示 WZ-2 确实发生了动态再结晶并形成了取向随机的等轴细晶(图 4 (d))。

对接头界面也进行了表征, 结果如图 4 (e) 所示。可以看到原始界面消失,  $\text{Ti}_2\text{AlNb}$  与 Ti60 实现冶金结合。对图 4 (e) 箭头所示位置进行了 EDS 扫描, 结果如图 4 (f) 所示。接头焊接界面形成了 1 个宽度约  $1\ \mu\text{m}$  的元素扩散层, Ti60 中的 Ti 元素向  $\text{Ti}_2\text{AlNb}$  中扩散,  $\text{Ti}_2\text{AlNb}$  中的 Al 和 Nb 元素向 Ti60 中扩散。分析认为, 在 LFW 过程高温的作用下, 接头界面两侧发生了溶质元素的互扩散, 使得原始界面消失, 焊接界面两侧晶粒实现“共生”, 接头实现冶金结合, 而焊后接头界面实际为相界面, 而非晶界面。目前, 公开报道中针对  $\text{Ti}_2\text{AlNb}$  及 Ti60 的焊接方法主

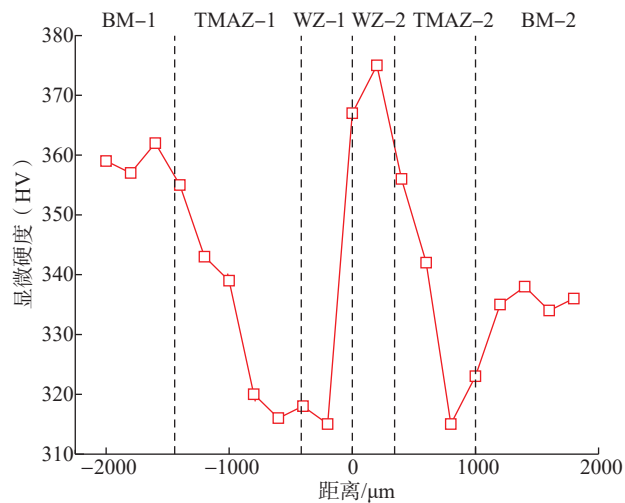


图5 接头显微硬度分布

Fig.5 Microhardness distribution of joint

要为电子束焊, 但由于电子束焊属于熔焊方法, 因此焊接界面会形成粗晶、孔洞、偏析等缺陷<sup>[13]</sup>。相比电子束焊, 利用线性摩擦焊焊接  $\text{Ti}_2\text{AlNb}$  基合金及 Ti60 可避免上述缺陷, 具有明显优势。

### 2.3 接头力学性能

#### 2.3.1 显微硬度

接头垂直于界面方向的显微硬

度分布如图 5 所示。可以看出, 对于  $\text{Ti}_2\text{AlNb}$  侧接头, 由 BM-1 至 WZ-1 显微硬度呈现逐渐降低的趋势, BM-1 的平均显微硬度为 360HV, 而 WZ-1 的显微硬度不足 320HV。前文指出, 由 BM-1 至 WZ-1, O 相的体积分数逐渐降低, 其中 WZ-1 内 O 相基本完全分解, 而 O 相为  $\text{Ti}_2\text{AlNb}$  基合金的主要强化相, 因此  $\text{Ti}_2\text{AlNb}$

侧接头显微硬度呈现逐渐降低的趋势。Ti60 侧接头的显微硬度分布呈 V 字形,由 BM-2 至 WZ-2 先降低后增高,其中显微硬度极小值位于 TMAZ-2 内,为 316HV。分析认为,由 BM-2 至 TMAZ-2 显微硬度降低是由于 TMAZ-2 内  $\beta$  相分解转变为  $\alpha$  相,导致  $\alpha/\beta$  相界数量显著减少;而显微硬度在 TMAZ-2 接近 WZ-2 的区域再次升高的原因为该区域组织变形更为剧烈(图 3),形变强化作用的加强使得显微硬度再次回升<sup>[14]</sup>;WZ-2 内发生动态再结晶并形成等轴细晶,存在细晶强化作用,此外 WZ-2 内还大面积析出针状  $\alpha'$  马氏体,因此 WZ-2 的显微硬度最高,达到了 375HV。

### 2.3.2 拉伸性能

对接头进行了拉伸试验,图 6 为拉伸试验后试样的宏观形貌,3 个拉伸试样都断裂于距离焊接界面较远的 Ti60 母材,且断口处都出现明显的缩颈现象。拉伸性能测试结果显示,3 个拉伸试样的平均拉伸强度为 939 MPa,高于 Ti60 母材的拉伸强度(914 MPa)。前文指出,接头两侧 TMAZ 组织在焊接热力耦合过程中变形剧烈(图 4(a)和(b)),这会使得大量位错增殖,具有显著的形变强化作用,其中 TMAZ-2 的  $\beta$  相内还析出了层片状次生  $\alpha$  相(图 4(b)),存在一定的沉淀强化作用;接头两侧 WZ 均发生了动态再结晶(图 4(c)和(d)),形成了等轴细晶,存在细晶强化作用,WZ-2 内还大面积析出了  $\alpha'$  马氏体(图 4(d)),沉淀强化作用也非常显著;焊接界面由于元素互扩散的作用,两侧晶粒实现了“共生”。虽然焊后接头各区域不同程度地失去了原始母材的组织特征,但上述组织特征及相应的强化机制使得接头拉伸强度仍不低于 Ti60 母材。需要指出的是,虽然接头断裂于 Ti60 母材,但其拉伸强度值高于 Ti60 母材本身,这是因为接头拉伸试样在拉

伸过程中, Ti60 母材首先进入屈服阶段产生塑性变形,随着应力的进一步增大, TMAZ 及 WZ 也会进入屈服阶段发生塑性变形,这时应变将不再集中于 Ti60 母材。这种情况下若使 Ti60 母材达到断裂所需要的应变,则接头试样的外加应力应大于只含有 Ti60 母材的拉伸试样发生断裂需要的应力,因此拉伸试验中接头的拉伸强度高于只含有 Ti60 母材的拉伸试样的拉伸强度,即高于原始 Ti60 母材的强度。

此外,还对接头断口进行了 SEM 观察,结果如图 7 所示,可以看出接头拉伸试样断口满布韧窝,表明接头的断裂模式为韧性断裂。

## 3 结论

(1)  $Ti_2AlNb/Ti60$  线性摩擦焊接头界面两侧热力影响区组织在焊接过程高温及剪切力的共同作用下,沿平行于界面方向变形,其中  $Ti_2AlNb$  侧热力影响区仅在焊接加热过程中发生了  $\alpha_2 \rightarrow B2$  和  $O \rightarrow B2$  相转变, B2 相体积分数相比原始母材显著增高; Ti60 侧热力影响区内拉长变形的  $\beta$  相在焊接加热过程中发生  $\beta \rightarrow$  亚稳  $\beta$  相转变,在随后的冷却过程中又发生亚稳  $\beta \rightarrow \alpha$  转变,析出了细小的层片状次生  $\alpha$  相。

(2) 接头界面两侧焊缝区在焊接过程中均发生了动态再结晶形成等轴细晶,并超过了各自母材的  $\beta$  转变温度。其中,  $Ti_2AlNb$  侧焊缝区在焊接加热过程中完全转变为 B2 相,并在冷却后完全保留下来; Ti60 侧焊缝区在加热过程中首先完全转变为高温  $\beta$  相,快速冷却过程中又发生  $\beta \rightarrow \alpha'$  转变,析出了大量  $\alpha'$  马氏体。

(3) 接头界面两侧发生了溶质元素的互扩散,形成了宽度约  $1 \mu m$  的元素扩散层,使得原始界面消失,焊接界面两侧晶粒实现“共生”,界面实现冶金结合。此外,界面不存在电子束焊  $Ti_2AlNb/Ti60$  接头界面常见的粗晶、孔洞等缺陷。

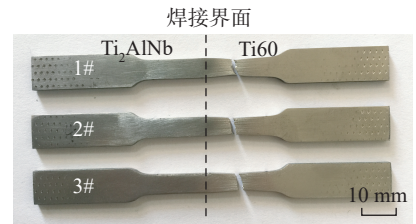


图 6 拉伸断后试样

Fig.6 View of tensile samples after test

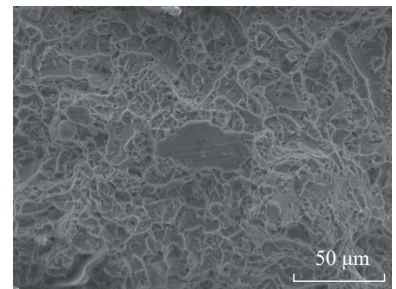


图 7 拉伸断口形貌

Fig.7 Fracture surface of tensile specimen

(4)  $Ti_2AlNb$  侧接头母材区至焊缝区 O 相的体积分数逐渐降低,导致其显微硬度也逐渐降低; Ti60 侧接头焊缝区显微硬度最高,达到了 375HV。在热力影响区组织的形变强化、沉淀强化,焊缝区组织细晶强化、沉淀强化的综合作用下,接头拉伸强度(939 MPa)不低于 Ti60 母材,接头的断裂模式为韧性断裂。

## 参考文献

- [1] 刘石双,曹京霞,周毅,等.  $Ti_2AlNb$  合金研究与展望[J]. 中国有色金属学报, 2021, 31(11): 3106-3126.  
LIU Shishuang, CAO Jingxia, ZHOU Yi, et al. Research and prospect of  $Ti_2AlNb$  alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2021, 31(11): 3106-3126.
- [2] CHENG C, YU B B, CHEN Z Y, et al. Mechanical properties of electron beam welded dissimilar joints of TC17 and Ti60 alloys[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2018, 34(10): 1859-1866.
- [3] 高伟.  $Ti_2AlNb/Ti60$  异质合金线性摩擦焊接头组织与性能研究[D]. 西安: 长安大学, 2021.  
GAO Wei. Microstructure and properties of  $Ti_2AlNb/Ti60$  heterogenous alloy linear friction welded joints[D]. Xi'an: Changan University, 2021.
- [4] MCANDREW A R, COLEGROVE P A, BÜHR C, et al. A literature review of

Ti-6Al-4V linear friction welding[J]. Progress in Materials Science, 2018, 92: 225-257.

[5] LI W Y, VAIRIS A, PREUSS M, et al. Linear and rotary friction welding review[J]. International Materials Reviews, 2016, 61(2): 71-100.

[6] 贺建超, 张田仓, 李菊. 热处理对 Ti<sub>2</sub>AlNb 线性摩擦焊接头组织与硬度的影响[J]. 焊接学报, 2019, 40(4): 119-124, 166.

HE Jianchao, ZHANG Tiancang, LI Ju. Effect of heat treatment on microstructure and hardness of Ti<sub>2</sub>AlNb linear friction welding joint[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2019, 40(4): 119-124, 166.

[7] CHEN X, XIE F Q, MA T J, et al. Microstructure evolution and mechanical properties of linear friction welded Ti<sub>2</sub>AlNb alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2015, 646: 490-496.

[8] 常川川, 张田仓, 李菊. Ti-22Al-27Nb 合金线性摩擦焊接头组织与显微硬度分析[J]. 焊接学报, 2019, 40(3): 140-144, 167.

CHANG Chuanchuan, ZHANG Tiancang, LI Ju. Study on microstructure and microhardness of linear friction welded joints of Ti-22Al-27Nb alloy[J]. Transactions of the China Welding

Institution, 2019, 40(3): 140-144, 167.

[9] 李睿, 周军, 张春波, 等. TC4/Ti17 异质钛合金线性摩擦焊接头组织及力学性能[J]. 机械制造文摘(焊接分册), 2021(2): 11-17.

LI Rui, ZHOU Jun, ZHANG Chunbo, et al. Microstructure and mechanical properties of TC4/Ti17 heterogeneous titanium alloy linear friction welded joints[J]. Welding Digest of Machinery Manufacturing, 2021(2): 11-17.

[10] GARCÍA J M, ESIN V A, MORGENEYER T F. Strength, fatigue strength and toughness of dissimilar Ti17-Ti64 linear friction welded joints: Effect of soft surface contamination and depletion of  $\alpha$  precipitates[J]. Materials Science and Engineering: A, 2021, 799: 139989.

[11] 李晓红, 张彦华, 李赞, 等. 热处理温度对 TC17( $\alpha+\beta$ )/TC17( $\beta$ ) 钛合金线性摩擦焊接头组织及力学性能的影响[J]. 材料工程, 2020, 48(1): 115-120.

LI Xiaohong, ZHANG Yanhua, LI Zan, et al. Effect of heat treatment temperatures on microstructure and mechanical property of linear friction welded joints of titanium alloys TC17( $\alpha+\beta$ )/TC17( $\beta$ )[J]. Journal of Materials Engineering, 2020, 48(1): 115-120.

[12] GUO Z G, MA T J, LI W Y, et al. Intergrowth bonding mechanism and mechanical property of linear friction welded dissimilar near-alpha to near-beta titanium alloy joint[J]. Advanced Engineering Materials, 2021, 23(5): 2001479.

[13] 田宏杰, 郭鸿镇, 赵张龙, 等. 变形温度对 Ti<sub>2</sub>AlNb/Ti60 双合金焊接头组织性能的影响[J]. 热加工工艺, 2013, 42(1): 20-22, 26.

TIAN Hongjie, GUO Hongzhen, ZHAO Zhanglong, et al. Effects of deformation temperature on microstructure and mechanical properties of electron beam welded joint of Ti<sub>2</sub>AlNb/Ti60 dual alloys[J]. Hot Working Technology, 2013, 42(1): 20-22, 26.

[14] 郭震国, 马铁军, 李菊, 等. TC4-DT 钛合金线性摩擦焊接头组织特征及其形成机制[J]. 航空材料学报, 2022, 42(1): 68-73.

GUO Zhenguo, MA Tiejun, LI Ju, et al. Microstructure characteristics and formation mechanism of linear friction welded TC4-DT titanium alloy joint[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2022, 42(1): 68-73.

通讯作者: 马铁军, 副教授, 博士生导师, 主要研究方向为线性摩擦焊接技术。

## Microstructure Evolution and Mechanical Properties of Linear Friction Welded Ti<sub>2</sub>AlNb/Ti60 Dissimilar Joint

GUO Zhenguo<sup>1</sup>, MA Tiejun<sup>1</sup>, CHEN Xi<sup>1</sup>, YANG Xiawei<sup>1</sup>, LI Wenya<sup>1</sup>, TAO Jun<sup>2</sup>

(1. Key Laboratory of Friction Welding Engineering Technology of Shaanxi Province, School of Materials Science and Engineering, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China;

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

**[ABSTRACT]** The linear friction welding (LFW) experiment of Ti<sub>2</sub>AlNb and Ti60 alloys was conducted. The microstructure evolution of the joint was analyzed by using an optical microscope and scanning electron microscope, and the mechanical property of the joint was tested as well. The results reveal that the microstructures of thermo-mechanically affected zones (TMAZ) on both sides of the joint deform along the direction parallel to weld interface.  $\alpha_2 \rightarrow B2$  and  $O \rightarrow B2$  transformations occur in TMAZ of the Ti<sub>2</sub>AlNb side joint in which the fraction of B2 phase is higher than that of base metal;  $\beta \rightarrow$  metastable  $\beta \rightarrow \alpha$  transformations occur in TMAZ of the Ti60 side joint, resulting in fine lamellar secondary  $\alpha$  precipitation. Dynamic recrystallization happens in weld zones (WZ) on the two sides of the joint. During welding, the WZ of Ti<sub>2</sub>AlNb side joint completely transformed into B2 phase and retained after rapid cooling; the WZ of Ti60 side joint is firstly transformed into high-temperature  $\beta$ , and then  $\beta \rightarrow \alpha'$  transformation occurs during fast cooling, leading to  $\alpha'$  martensite precipitation. In addition, interdiffusion of solute elements occurs at the weld interface, forming an element diffusion layer about 1  $\mu\text{m}$  in width, and the grains on two sides of the weld interface are intergrowth. Under the coupling effects of strain strengthening and precipitation strengthening of TMAZ and fine grain strengthening and precipitation strengthening of WZ, the tensile strength (939 MPa) of the joint is not lower than that of Ti60 base metal, and the fracture mode is ductile fracture.

**Keywords:** Linear friction welding; Ti<sub>2</sub>AlNb; Ti60; Microstructure; Mechanical property

(责编 古系)