

# Ti<sub>2</sub>AlNb 合金板材的电子束焊接

尹建明，卢斌，李玉兰，杨锐

(中国科学院 金属研究所，沈阳 110016)

**摘要：**采用电子束焊接工艺研究 Ti-22Al-24Nb-1Mo 合金厚度为 0.6 mm 冷轧板的焊接性，用电子探针观察焊后焊接接头处的合金元素分布情况，通过光学金相显微镜、扫描电镜和透射电子显微镜对等对焊后及焊后热处理的焊接接头区域显微组织演变和相组成的变化进行了分析，利用维氏显微硬度计测试焊后及焊后热处理的焊接接头区域的显微硬度。结果发现：该合金板材具有良好的焊接性能，焊接接头未产生焊接缺陷；Al 元素有一定程度的烧损，焊缝熔合区由柱状  $B2$  相晶粒组成；经焊后热处理，熔合区组织转变为  $(O+\beta)$  网篮组织；焊后及焊后热处理均为热影响区的硬度值最高；经焊后热处理，焊接接头的硬度显著提高。

**关键词：**Ti<sub>2</sub>AlNb 合金；电子束焊接；接头；组织

中图分类号 : TG456.3

文献标志码 : A

## Electron beam welding of Ti<sub>2</sub>AlNb based alloy sheet

YIN Jian-ming, LU Bin, LI Yu-lan, YANG Rui

(Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China)

**Abstract:** The weldability of the Ti-22Al-24Nb-1Mo alloy cold rolled sheet with thickness of 0.6 mm was investigated by electron beam welding, and the element distribution was observed across the weld joint using electron probe micro-analyzer (EPMA). The microstructure of the joints and its phase evolution characterization after heat treatment were investigated by optical microscopy (OM), scanning electron microscopy (SEM) and transmission electron microscopy (TEM). The Vickers microhardness across the as-weld and heat treated joints was tested. The results indicate that this alloy sheet has good weldability and no defect forms in the joints. The aluminum depletion is observed in the bulk of the fusion zone. The fusion zone (FZ) of the as-weld joints is composed of metastable ordered  $\beta$  phase (namely  $B2$  phase), and after heat treatment, the  $B2$  phase decomposes to  $O$  phase and disordered  $\beta$  phase, a basket wave microstructure forms. The microhardness of the heat-affected zone is higher than the base metal and fusion zone, and after heat treatment, the microhardness is elevated significantly.

**Key words:** Ti<sub>2</sub>AlNb alloy; electron beam welding; joints; microstructure

在 20 世纪 80 年代对  $\alpha_2$  合金研究的基础上，90 年代早期开发出以有序斜方系钛铝化合物 Ti<sub>2</sub>AlNb 为基的合金，又称  $O$  相合金<sup>[1]</sup>。该合金具有较高的高温屈服强度、高断裂韧性、高蠕变抗力、低得热膨胀系数、无磁性和阻燃性能好等优点，在航空航天领域越来越受到重视。而在其构件制造过程中，焊接是不可

缺少的，而且因为此类材料多在高温环境下使用，即使在高温下暴露较短的时间，焊接接头的组织也会发生改变，进而影响其力学性能，因此对该合金的焊接工艺和组织性能进行研究是非常必要的。

本文作者研究 Ti-22Al-24Nb-1Mo 合金 0.6 mm 规格冷轧板材电子束焊接工艺，讨论焊接及焊后热处理

对焊接接头组织及显微硬度的影响。

## 1 实验

实验材料为名义成分为 Ti-22Al-24Nb-1Mo 的  $O$  相合金冷轧板材，板材厚度为 0.6 mm。焊前经过丙酮清洗除油。焊接工艺参数如下：加速电压 120 kV，电子束电流 3 mA，焊接速度 1.2 m/min。焊后热处理在氩气保护下进行，热处理制度分别为 800 $^{\circ}\text{C}$ ，2 h 和 850 $^{\circ}\text{C}$ ，2 h，均为炉冷。

采用线切割沿垂直于焊接方向切取金相试样，通过蔡司 Axiovert 200MAT 金相显微镜，岛津 SSX-550 钨丝扫描电子显微镜和 Tecnai G<sup>2</sup> 20 分析透射电镜观察了焊接接头的显微组织，采用 EPMA-1610 电子探针分析仪分析焊缝的元素分布。利用 FM-700e 数显维氏硬度计测试焊接接头的显微硬度。

## 2 结果与讨论

### 2.1 焊接母材及焊接接头的组织形貌

图 1 所示为焊接用 0.6 mm 厚 Ti-22Al-24Nb-1Mo 板材的原始组织形貌和 XRD 谱。由图 1(a)可以看出，板材主要由  $B_2$  相和等轴  $O$  相组成，并有少量的  $\alpha_2$  相镶嵌在  $O$  相中。在板材的轧制过程中，较难变形的  $O$  相发生一定程度的聚集排列，形成类似带状结构的组织。

合金板材经过电子束焊接后，其焊接接头的显微组织如图 2 所示。图 2(a)所示为该合金板材焊接接头

在光学显微镜下观察到的组织。由图 2(a)可看出，焊接接头未见焊接缺陷，可以看到焊缝由上下两层焊道构成，这是因为采用正反两道焊缝的焊接工艺。所以采用此工艺是考虑到薄板的导热性较差，装配要求较高，在焊接过程中易出现塌陷<sup>[2]</sup>的影响，同时，此工艺还能改善焊接过程中产生的角变形。在图 2(a)中还可以看到，熔合区为自热影响区外延生长的尺寸较大的柱状晶组成。在图 2(b)和图 2(c)中可以看到，柱状晶内存在沿熔合线垂直方向生长的胞状晶，局部还出现树枝晶，这与 FENG 等<sup>[3]</sup>在研究  $\text{Ti}_3\text{Al}-\text{Nb}$  的电子束焊接时发现随着线能量的增加，熔合区的树枝晶逐渐向胞状晶过渡的现象类似。同时树枝晶的二次晶轴与主晶轴相互垂直，表明其晶体结构可能属于立方系<sup>[4]</sup>，同时通过 TEM 观察验证这一猜测。在图 2(a)和(b)中可见明显的层状条纹，有研究认为这些分层是由于结晶过程中放出结晶潜热和热能输入周期性变化以及化学成分分布不均匀造成<sup>[5]</sup>。在图 2(b)中可清楚的看到因焊接过程熔池液体的波动而引起的层状条纹中胞状晶尺寸的差异。图 2(d)所示为熔合区组织的 TEM 暗场像和衍射花样。从图 2(d)中可以看出，衍射花样中出现了超点阵斑点。暗场像是通过衍射花样中的超点阵斑点获得，在其中可以看到了细小的反相畴。这说明熔合区由有序的  $B_2$  相组成，这说明熔合区的冷却速度较快，使  $B_2$  相未来的及发生转变而完全保留下来。

电子束焊接是通过电子动能转化为热能而使部分金属熔化从而达到焊合的目的。因此，在焊接过程中有可能会使部分低熔点的元素蒸发。通过电子探针显微分析仪对焊接接头的元素分布情况进行观察，如图 3 所示，发现熔合区中低熔点的 Al 存在一定程度的损

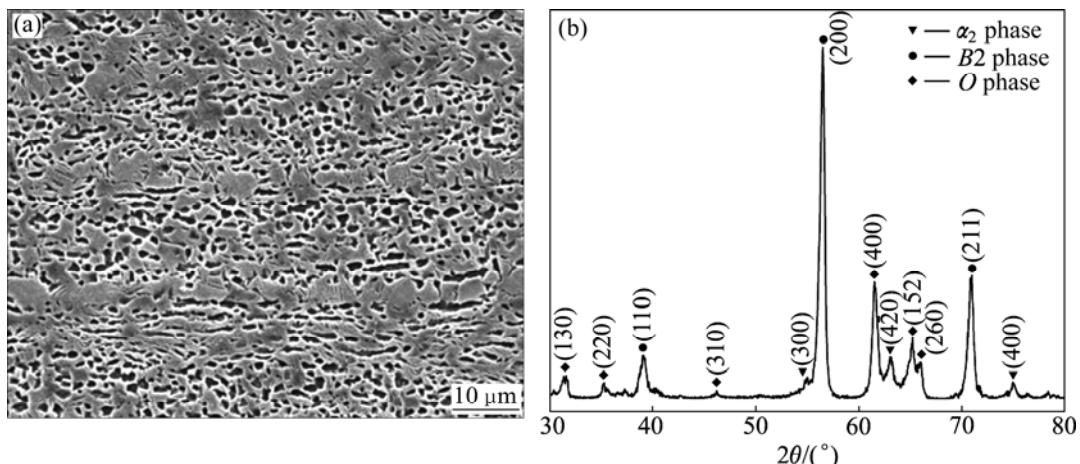


图 1 Ti-22Al-24Nb-1Mo 板材的形貌和 XRD 谱

Fig.1 Morphology (a) and XRD pattern (b) of Ti-22Al-24Nb-1Mo alloy sheet

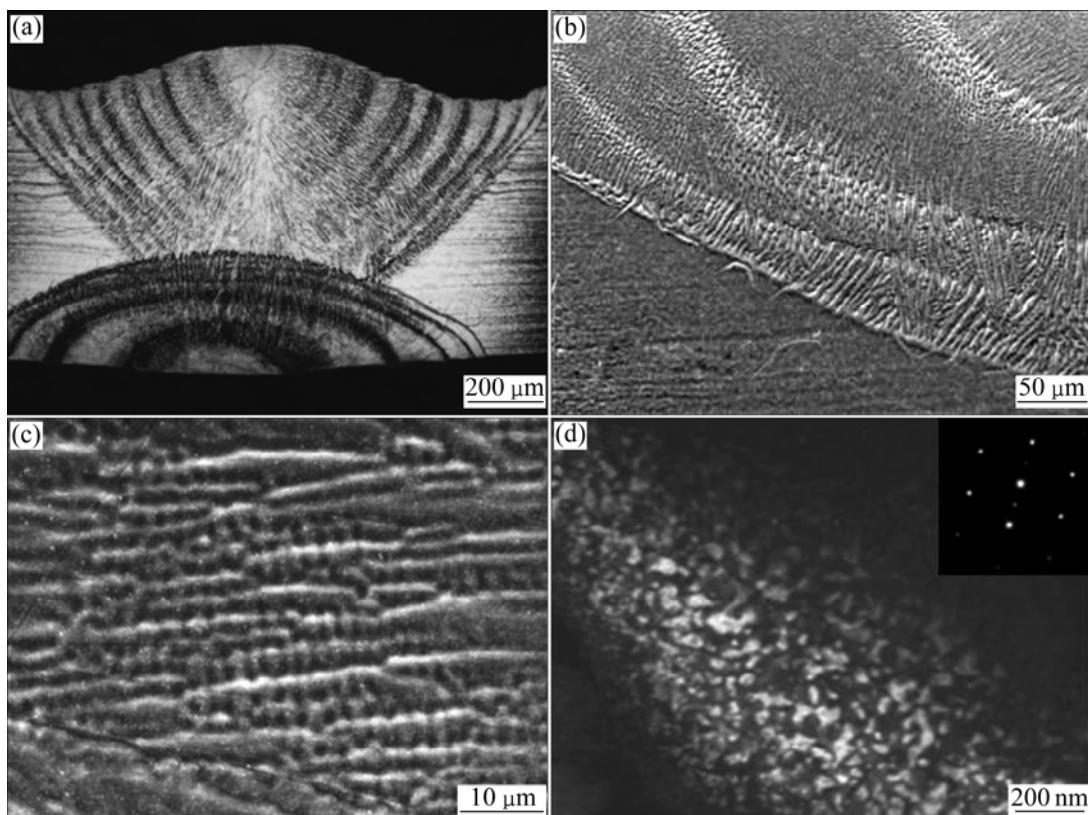


图2 电子束焊接接头显微组织

**Fig.2** Microstructures of as-weld EBW joint: (a) OM image of joints profile; (b), (c) SEM image of joints profile; (d) Dark field TEM image of joints profile

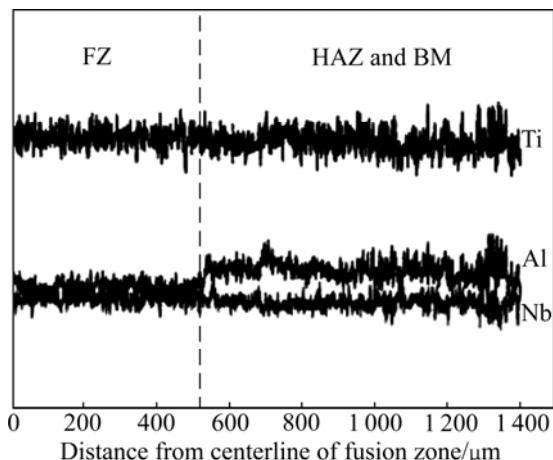


图3 焊接接头元素分布

**Fig.3** Electron microprobe profile of elements obtained across weld joint

耗, 但并未发现层状条纹之间存在明显的成分差别。Al 元素的损失也一定程度上降低了熔合区  $B_2 - \alpha_2$  相变点, 在焊后冷却过程中抑制  $\alpha_2$  相的析出。

## 2.2 热处理后焊接接头的组织

为了消除焊接过程中产生的残余应力, 并保证焊接接头在高温环境下使用的稳定性, 一般需对其进行焊后热处理。图 4 所示为分别经 800 、 850 保温 2 h 随炉冷却后的焊缝熔合区(FZ)和热影响区(HAZ)的组织形貌。

由图 4 可清楚的看到, 经过焊后热处理焊接接头组织的变化。经焊后热处理, 在焊缝熔合区和靠近熔合区较近的热影响区的  $B_2$  相中析出了大量的次生板条, 形成网篮组织; 在热影响区靠近母材的区域, 等轴状的  $O/\alpha_2$  相比母材较少, 形成双态组织。在 850 的热处理温度下, 析出板条的尺寸较大。图 5 所示为热处理后熔合区在 TEM 下的明场相和衍射花样。通过对基体和析出的板条做选区衍射分析, 表明板条析出相为  $O$  相。基体的选区衍射花样中超点阵斑点消失, 说明  $B_2$  相发生无序化转变, 形成无序的  $\beta$  结构。

## 2.3 焊接接头的硬度

为了分析焊后及焊后热处理对合金性能的影响, 自焊缝中心到母材对焊接接头的显微硬度进行测试,

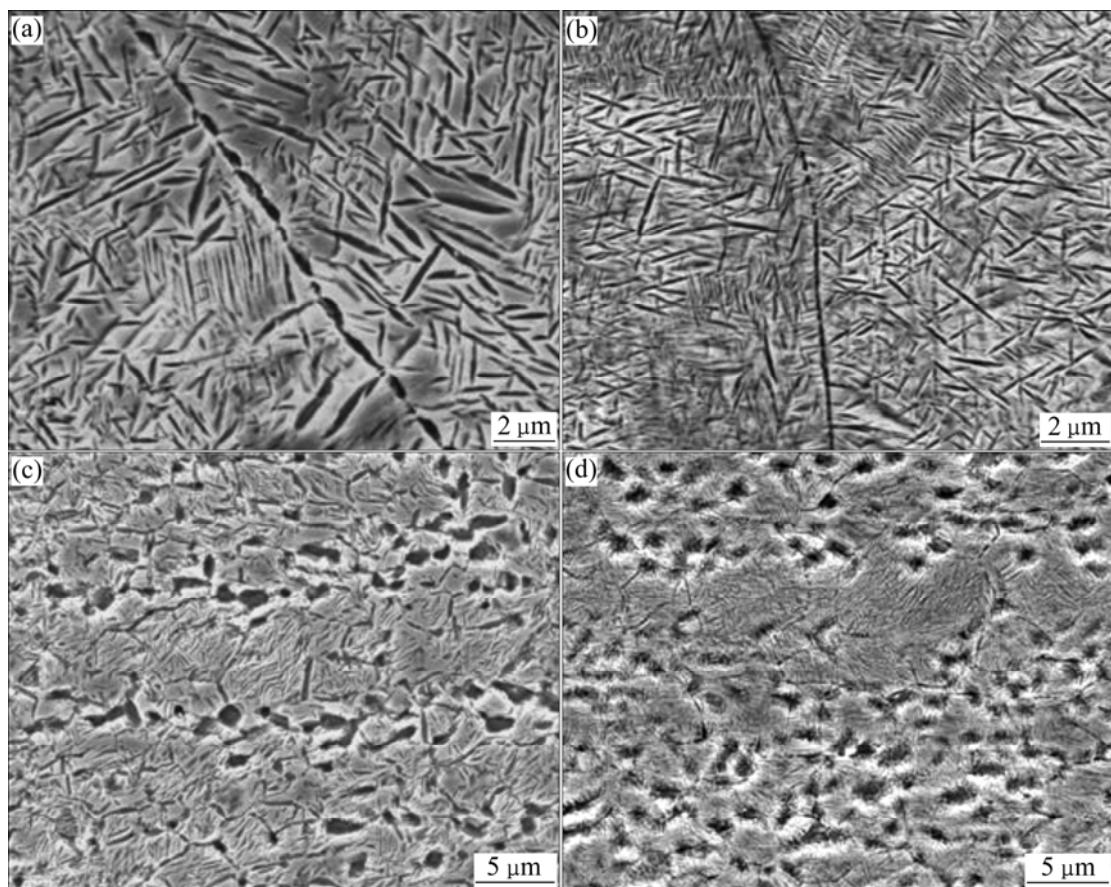


图 4 经焊后热处理的接头焊缝截面的显微组织

**Fig.4** Microstructures of joints after heat treatment: (a), (c) FZ and HAZ with 850 °C, 2 h, furnace cooling; (b), (d) FZ and HAZ with 800 °C, 2 h, furnace cooling

其结果如图 6 所示。在图 6 中可以看到，在未热处理的焊缝中，热影响区的硬度最高，母材次之，熔合区的硬度值最低；经焊后热处理，焊接接头的硬度均显著提高，其中热影响区的硬度仍然最高，熔合区的硬度次之，母材的硬度最低。

焊接后未进行热处理的焊接接头中，由于冷却速度较大， $B_2$  相保留了下来，抑制次生相的析出，同时熔合区  $\alpha$  稳定元素 Al 存在部分的损耗，因此硬度值较低。距离熔合区较近的区域主要是  $B_2$  相，但因其晶粒尺寸比熔合区的晶粒要小，且因扩散时间短，在  $O(a_2)-B_2$  及随后的冷却过程中成分来不及均匀化而存在成分偏聚<sup>[6]</sup>，因此硬度高于熔合区。随着距离熔合线距离的增加，在焊接过程中热影响区所达到的温度值也越来越低，处于  $B_2+\alpha_2$  相区的区域中，等轴状  $O$  相的含量相应减少，并且冷却速度也要稍低，在冷却过程中，部分  $B_2$  相析出细小针状的  $O$  相，所以硬度会较高。焊接母材由  $B_2+\alpha_2+O$  三相构成，其中  $\alpha_2$

很少，且  $B_2$  中存在少量的次生  $O$  相，硬度比主要为  $B_2$  相的熔合区硬度值要高。焊后经过 850 °C, 2 h 炉冷处理后，在熔合区和热影响区中因为冷速较快而保留下来的亚稳  $B_2$  中析出大量的板条状  $O$  相，而使前者转变成  $(O+B_2)$  网篮组织，靠近熔合线的热影响区因主要由比熔合区晶粒尺寸较小的  $B_2$  相晶粒组成，其析出的  $O$  相板条相应较细，较远的热影响区转变为(近似)双态组织。在很多  $Ti_3Al$  基合金中，界面强化效应在影响强度的因素中其主要作用<sup>[7]</sup>，而伴随  $O$  相的析出出现大量的相界，因此会导致各个区域的硬度均有所提升。KUMPFERT 和 KAYSER<sup>[8]</sup>也发现  $B_2$  晶粒内析出细小的  $O$  相将产生显著地硬化。熔合区中析出的  $O$  相体积分数相对较大，因而硬度提高的幅度也较高。焊后经 800 °C, 2 h 炉冷处理后，因为时效温度较低， $O$  相的析出的动力较大，形核率较高，所以析出的  $O$  相较细小，进而导致硬度值较 850 °C 处理时的硬度值要稍高。在热处理后的母材中，因基体  $B_2$  相中

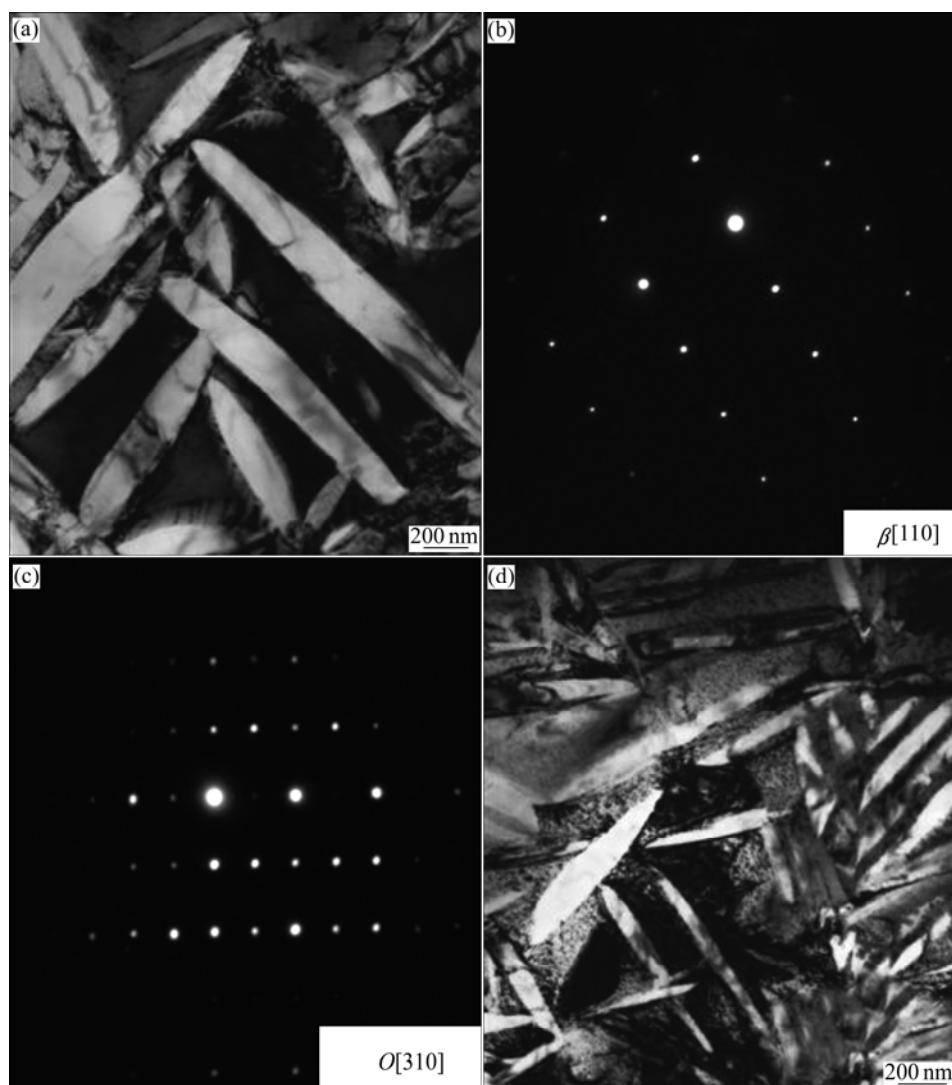


图5 经焊后热处理的接头焊缝截面的TEM像

**Fig.5** TEM images and diffraction patterns of FZ area of joints after heat treatment: (a) TEM image, 850 °C; (b), (c) Diffraction pattern, 850 °C; (d) TEM image, 800 °C

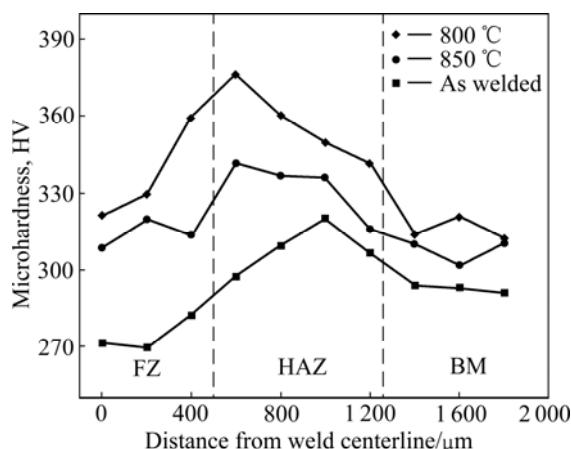


图6 不同状态下焊接接头的硬度分布

**Fig.6** Microhardness distribution of weld joints under different states

的次生 O 相有所增加，从而使得硬度也稍有增加。

### 3 结论

1) 焊缝熔合区组织为自焊接热影响区外延生长的柱状 B2 晶粒组成；柱状晶内的胞状晶和树枝晶沿熔合线的垂直方向生长。在焊接过程中，熔合区内的铝元素存在一定程度的损失。

2) 经过焊后热处理，在焊缝的熔合区中的 B2 晶粒内析出了大量的 O 相板条；相比 800 °C、2 h 炉冷热处理，经 850 °C、2 h 炉冷热处理条件下析出的 O 相板条尺寸较大。

3) 焊缝在未热处理时，熔合区的显微硬度值最低；经焊后热处理，焊接接头各个区域的硬度均显著

提高, 其中热影响区的硬度值最大。相比经 850<sup>°C</sup>、2 h 炉冷热处理后的焊缝硬度值, 经过 800<sup>°C</sup>、2 h 炉冷热处理后的焊缝硬度值较高。

## REFERENCES

- [1] KUMPFERT J. Intermetallic alloys based on orthorhombic titanium aluminide [J]. Advanced Engineering Metals, 2001, 3(11): 851–857.
- [2] 李亚江, 王娟, 刘鹏. 特种焊接技术及应用[M]. 北京: 化学工业出版社, 2004: 58–59.  
LI Ya-jiang, WANG Juan, LIU Peng. special welding technique and application [J]. Beijing: Chemical Industry Press, 2004: 58–59.
- [3] FENG Ji-cai, WU Hui-qiang, HE Jing-shuan, ZHANG Bin-gang. Microstructure evolution of electron beam welded Ti<sub>3</sub>Al-Nb joints [J]. Materials Characterization, 2005, 54: 99–105.
- [4] ABASZADEH H, KASHANI BOZORG S F. Mechanical assessment of autogenous gas tungsten arc weldments of a super alpha-2 alloy [J]. J Mater Sci, 2008, 43: 4001–4008.
- [5] 吴会强, 冯吉才, 何景山, 张秉刚. 焊接工艺对高铌 Ti<sub>3</sub>Al 合金电子束焊接接头显微组织和显微硬度的影响[J]. 中国有色金属学报, 2004, 14(8): 1313–1317.  
WU Hui-qiang, FENG Ji-cai, HE Jing-shan, ZHANG Bin-gang. Microstructure evolution of high Nb containing Ti<sub>3</sub>Al based alloy electron beam welding joints [J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2004, 14(8): 1313–1317.
- [6] MARTIN G S, ALBRIGHT C E, JONES T A. An evaluation of CO<sub>2</sub> laser beam welding on a Ti<sub>3</sub>Al-Nb alloy [J]. Welding Journal, 1995(s): 80s–81s.
- [7] KUMPFERT J, LEYENS C. Microstructure evolution, phase transformations and oxidation of an orthorhombic titanium aluminide alloy. Structural intermetallics [C]// NATHAL M V, DAROLIA R, LIU C T, MARTIN P L, MIRACLE D B, WAGNER R, YAMAGUCHI M. Pennsylvania: The Minerals, Metals & Materials Society, 1997: 899–891.
- [8] KUMPFERT J, KAYSER W A. Othorhombic titanium aluminides: Phase, phase transformation and microstructure evolution [J]. Z Metallkd, 2001, 92(2): 128–134.

(编辑 李艳红)