

# Ti-22Al-24Nb-0.5Mo 合金电子束 焊接接头的组织和性能

陈 玮<sup>1</sup>, 陈志勇<sup>2</sup>, 赵 桐<sup>1</sup>, 唐振云<sup>1</sup>

(1. 北京航空制造工程研究所 高能束流加工技术重点实验室, 北京 100024)

(2. 中国科学院金属研究所, 辽宁 沈阳 110016)

**摘 要:** 对 Ti-22Al-24Nb-0.5Mo 合金的电子束焊接接头的组织和性能进行了研究。焊接接头熔合区由 B2 相柱状晶和分布在上下边缘的少量枝状晶组成, 并且沿中心轴对称分布。对焊接接头进行了 850 °C/2 h/AC (时效) 与 980 °C/2 h+850 °C/24 h/AC (固溶+时效) 两种热处理, 时效态接头熔合区的 B2 相中析出了大量针状 O 相, 而固溶+时效态熔合区的 O 相更为粗大, 且  $\alpha_2$  相重新形成。两种热处理后接头的室温拉伸性能相近, 但在高温下时效态接头的强度稍高。固溶+时效态接头的 650 °C 持久寿命高于时效态, 失效模式均为沿晶断裂。

**关键词:** 电子束焊接; 金属间化合物; 显微组织; 拉伸性能

中图分类号: TG146.2

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2017)S1-031-05

Ti<sub>2</sub>AlNb 是 TiAl 系合金中拓展出的适合在 650~750 °C 范围内使用的轻质高温结构材料<sup>[1,2]</sup>。Ti<sub>2</sub>AlNb 相比于 TiAl 合金具有更高的强度和更好的断裂韧性, 其优异的综合力学性能, 更能适应未来航空发动机对高比强度、高比刚度的轻质高温结构材料的迫切要求, 对于降低飞行器的自重、提高燃油效率和高温服役性能具有重要意义。近些年来, Ti<sub>2</sub>AlNb 合金的研制已经成为美国、日本等国家新材料领域研究的热点之一, 其目标是替代 IN-718 合金作为航空发动机的零部件, 可减重 35% 左右, 从而大大提高发动机的推重比。

Banerjee 等在 1988 年最先发现了 Ti<sub>2</sub>AlNb (O) 相, 并对其机理、结构、性能进行了系统深入的研究, 取得了开拓性的进展<sup>[3-8]</sup>。Boehlert 等<sup>[9-12]</sup>测试了不同成分 Ti<sub>2</sub>AlNb 基合金及其复合材料的力学性能, 还研究了其变形过程对显微组织的影响, 并绘制了相图。另外, 美国、日本、德国的其他学者也对 Ti<sub>2</sub>AlNb 基合金开展了一系列研究, 包括其冶炼工艺、轧制、锻造、热处理、组织与性能的关系等。在国内, 北京钢铁研究总院相继研制了 Ti-22Al-25Nb、Ti-22Al-20Nb-7Ta 等牌号的合金, 而中科院金属所则开发了 Ti-22Al-24Nb-(0.5~1.5)Mo 合金体系, 并在合金的焊接、冷热加工、力学性能等方面开展了大量研究工作。

作为金属间化合物材料, Ti<sub>2</sub>AlNb 合金塑性低于传统钛合金, 且对环境因素的影响敏感, 其焊接过程需要极好的控制才能保证焊缝的质量。中科院金属所的尹建明等<sup>[13]</sup>, 北京钢铁研究总院的程云君等<sup>[14]</sup>, 以及哈尔滨工业大学的崔约贤等<sup>[15]</sup>对 Ti<sub>2</sub>AlNb 合金电子束焊接进行了研究。Ti-22Al-25Nb 板材的电子束焊接接头熔合区由单一的柱状 B2 相晶粒组成, 经焊后 850°C/2h/AC 热处理, B2 相中析出的 O 相板条尺寸相比 800°C/2h/AC 条件下稍大; 热处理后的焊接接头的高温塑性有所改善<sup>[14]</sup>。本实验针对 Ti-22Al-24Nb-0.5Mo 合金电子束焊接接头, 研究了显微组织在 850 °C/2 h/AC (时效) 及 980 °C/2 h/AC+850 °C/24 h/AC (固溶+时效) 两种不同焊后热处理制度下的演变, 并对其拉伸与持久性能进行了评估。

## 1 实 验

本实验所采用的材料为 980 °C/2 h/AC 固溶态的 Ti-22Al-24Nb-0.5Mo 平板, 厚度约 3.5 mm, 其显微组织如图 1 所示。B2 相基体中均匀分布着等轴  $\alpha_2$  相, 其体积分数为 6.0%, 晶粒大小在 1~6  $\mu\text{m}$  之间。电子束焊接前, 对板材表面进行打磨和化学清洗。焊接在 ZD150-C 高压真空电子束焊机中进行, 首先对试板进

收稿日期: 2016-12-30

作者简介: 陈 玮, 男, 1982 年生, 博士, 高级工程师, 北京航空制造工程研究所高能束流加工技术重点实验室, 北京 100024, 电话: 010-85701493, E-mail: werner\_nju@163.com

行双面成型，随后对束流散焦后进行表面修饰以去除

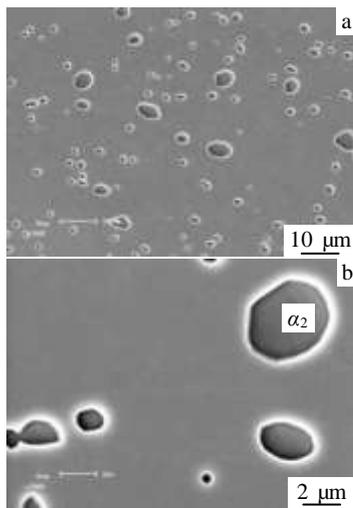


图 1 Ti-22Al-24Nb-0.5Mo 薄板显微组织

Fig.1 Microstructure of the Ti-22Al-24Nb-0.5Mo sheet: (a) low magnification overview and (b) high magnification image

焊缝正面咬边。经 X 射线检验，焊缝满足航标 HB5484-91 规定的 I 级标准。然后对焊接接头进行 850 °C/2 h/AC (时效) 及 980°C/2 h/AC+850 °C/24 h/AC (固溶+时效) 两种不同焊后热处理。

金相试样采用传统方法制备，并在蔡司 Axiovert 200MAT 光学显微镜下进行组织观察。采用岛津 SSX-550 扫描电子显微镜观察试样的显微组织、相组成和相分布，同时对断口进行失效分析。使用岛津 AG-100kNG 拉伸机测试试样的室温拉伸性能，使用岛津 AG-X 250kN 的拉伸机测试试样的高温拉伸性能。拉伸与高温持久试样取样时垂直于焊接方向，焊缝均处于试样中心位置。

## 2 结果与分析

### 2.1 焊接接头组织分析

焊接态接头宏观形貌如图 2a 所示。由典型的熔合区(FZ)、热影响区(HAZ)和母材区(BM) 3 部分组成。

在熔池冷却过程中，由于热传递的影响，会造成凝固组织明显的区域不均匀性，这也造成了腐蚀性的明显差异。由于焊后修饰，熔合区由上半区（修饰区）和下半区（原始焊缝区）两部分组成。熔合区为单一的 B2 相，主要由柱状晶和分布在上下边缘的少量枝状晶组成，并且沿中心轴对称分布（图 2b）。此外，由于热传递方向性的差异，最后形成的柱状晶在上半区中大体平行于中心轴，下半区中则与中心轴成一定角度。

焊后经过 850 °C/2 h/AC 时效处理的焊缝显微组织如图 3a 所示。焊接接头组织变得较为均匀，可明显发现母材和焊接接头的腐蚀衬度差异变小。熔合区主要由粗大的 B2 柱状晶粒和少量等轴晶粒组成，并沿焊缝中心对称分布。而且焊缝区自上而下，柱状晶长度逐渐变小。B2 相基体中析出了针状 O 相，但没有  $\alpha_2$  相存在（图 3b）。O 相与 B2 相的位相关系是  $[1-11]B_2//[110]O$ ,  $(110)B_2//(001)O$ <sup>[16]</sup>，这是由于这两相中特定的低能量晶面造成的。

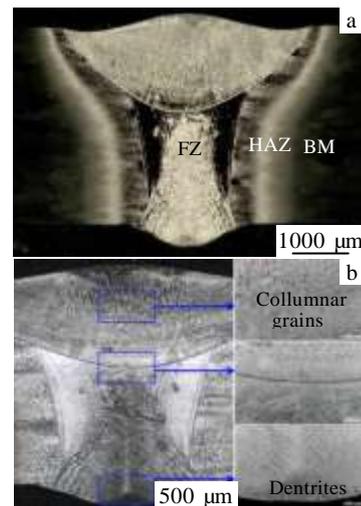


图 2 Ti-22Al-24Nb-0.5Mo 电子束焊接接头截面焊接态显微组织

Fig.2 Microstructure of cross-section of Ti-22Al-24Nb-0.5Mo EBW as-welded joint: (a) overview and (b) dendritic microstructure of B<sub>2</sub> phase in the FZ

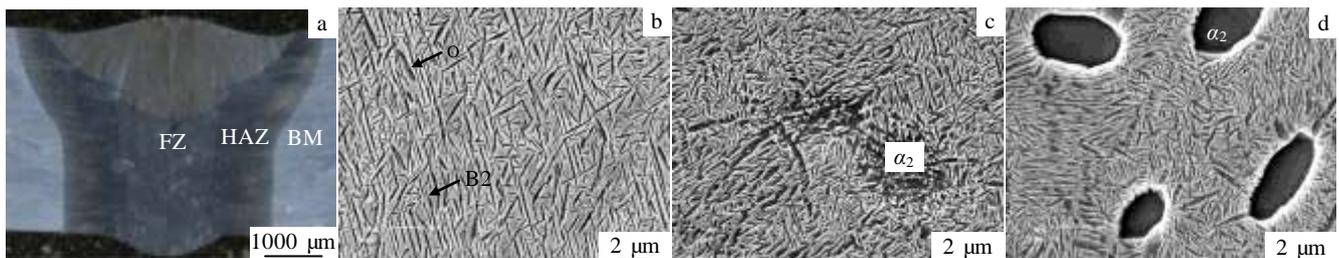


图 3 焊后 850 °C/2 h/AC 时效态接头截面显微组织

Fig.3 EBW microstructure of cross-section after 850 °C/2 h/AC aging: (a) overview, (b) FZ, (c) HAZ, and (d) BM

焊接熔池凝固过程发生的热量传递在熔合区到母材方向上形成了温度梯度,该区域材料相当于发生了局部的热处理,距离热影响区越远,热处理温度越低;时间越短,组织形貌变化越小。热影响区组织形貌介于熔合区和母材之间,该区在焊接时温度高于 $(\alpha_2+B2)/B2$ 相变点,焊接过程中发生原始等轴 $\alpha_2$ 相向B2相转变,其中一部分区域 $\alpha_2$ 相完全转变,另一部分未来得及完成转变,就在很高的冷却速度下停止(图3c)。由于母材区在焊前是固溶态,焊后时效导致B2相基体中析出了针状O相,而 $\alpha_2$ 相仍然保持原有形貌(图3d)。

焊后经过 980 °C/2 h/AC+850 °C/24 h/AC 固溶+时效处理的焊缝显微组织如图4所示。双重热处理后,熔合区边界依然清晰,而热影响区边界几乎消失(图4a)。熔合区中除了析出针状O相以外还析出了 $\alpha_2$ 相板条,这是因为固溶温度处于 $\alpha_2+B2+O$ 三相区,形成的板条状 $\alpha_2$ 相被O相包围(图4b)。这种O相通常被称为“边缘O相”,它被认为可以在后续长时间时效过程中避免 $\alpha_2$ 相的分解<sup>[17,18]</sup>。由于时效时间更长,熔合区中针状O

相比 850 °C/2 h/AC 时效的 O 相也更为粗大。热影响区(图4c)中等轴 $\alpha_2$ 相与板条 $\alpha_2$ 相共存,且被“边缘O相”包围。固溶+时效接头母材区组织与 850 °C/2 h/AC 时效后的组织相似,但 O 相更为粗大(图4d)。

2.2 焊接接头拉伸性能分析

焊接接头的室温拉伸性能列入表1。表1显示,两种不同焊后热处理制度的接头抗拉强度差别不大,试样的断裂在熔合区、热影响区和母材区均有发生。室温断口显示,拉伸断裂模式为穿晶(图5)。

焊接接头的高温拉伸性能如表2所示。表2显示,850 °C/2 h/AC 时效接头的高温抗拉强度均高于 980 °C/2 h/AC+850 °C/24 h/AC 固溶+时效接头,且面缩率较高,这是由于 O 相尺寸比固溶时效态的细小,沉淀强化作用更强造成的。除了一个时效接头断裂在母材

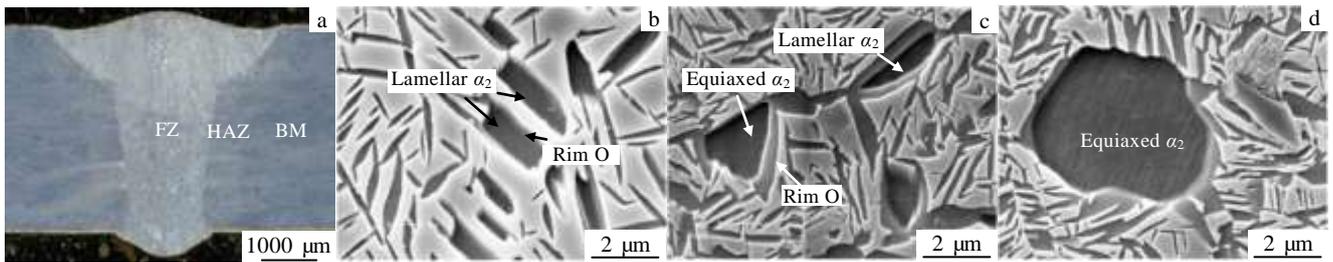


图4 焊后 980°C/2h/AC+850°C/24h/AC 固溶+时效态接头截面显微组织

Fig.4 EBW microstructure of cross-section after 980 °C/2 h/AC + 850 °C/24 h/AC: (a) overview, (b) FZ, (c) HAZ, and (d) BM

以外,所有试样均断裂于焊缝熔合区。时效接头拉伸断裂模式为沿晶,而固溶+时效试样拉伸断裂模式为沿晶+穿晶的混合模式(图6)。

2.3 焊接接头持久性能分析

对两种不同焊后热处理的光滑平板焊接接头进行了 650°C 下的持久寿命测试(表3)。可以看出,固溶+时效态的持久性能要高于时效态的,这可能是由于固溶+时效态的接头中含有的 $\alpha_2$ 相相对高温持久测试过程中的位错攀移起到了阻碍作用,故而提高了持久寿

	935	985	2.0	BM
980°C/2h/AC+	878	941	1.5	HAZ
850°C/24h/AC	884	991	5.0	FZ

表1 Ti-22Al-24Nb-0.5Mo 焊接接头室温拉伸性能

Table 1 Room temperature tensile properties of Ti-22Al-24Nb-0.5Mo EBW

Post-weld heat-treatment	Rp0.2/MPa	Rm/MPa	Area red./%	Fracture location
850°C/2h/AC	-	943	-	BM

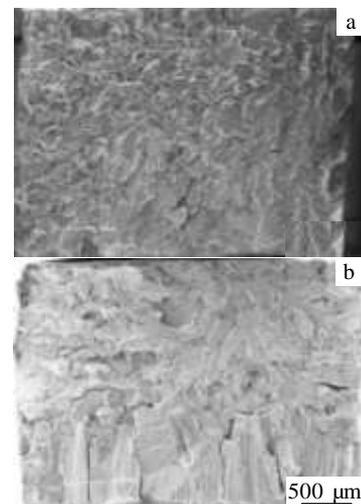


图 5 Ti-22Al-24Nb-0.5Mo 焊接接头室温拉伸断口形貌

Fig.5 Room temperature tensile fracture surface of Ti-22Al-24Nb-0.5Mo EBW: (a) 850 °C/2 h/AC and (b) 980 °C/2 h/AC+850 °C/24 h/AC

表 2 Ti-22Al-24Nb-0.5Mo 焊接接头高温拉伸性能

Table 2 High temperature tensile properties of Ti-22Al-24Nb-0.5Mo EBW

Post-weld heat-treatment	Test temperature/°C	R <sub>p0.2</sub> /MPa	R <sub>m</sub> /MPa	Area red./%	Fracture location
850 °C/2 h/AC	650	625	745	7.5	BM
		625	725	14.0	FZ
	750	440	610	4.0	FZ
		430	615	6.5	FZ
980 °C/2 h/AC+850 °C/24 h/AC	650	614	715	4.0	FZ
		608	720	5.0	FZ
	750	454	600	1.0	FZ
		457	591	5.0	FZ

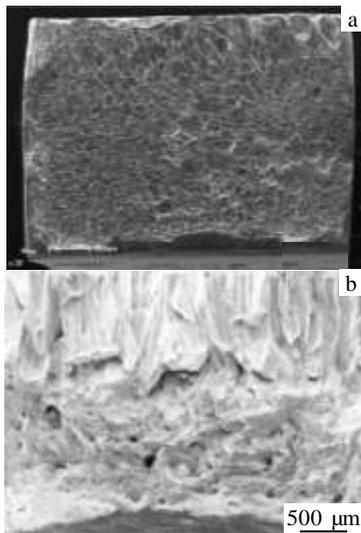


图 6 Ti-22Al-24Nb-0.5Mo 焊接接头高温拉伸断口形貌

Fig.6 High temperature tensile fracture surface of Ti-22Al-24Nb-0.5Mo EBW: (a) 850°C/2 h/AC and (b) 980°C/2h/AC+850°C/24h/AC

表 3 Ti-22Al-24Nb-0.5Mo 焊接接头高温持久性能

Table 3 Creep rupture life of Ti-22Al-24Nb-0.5Mo EBW

Post-weld heat-treatment	Test stress/MPa	Life/h	Fracture location
850°C/2h/AC	360	9.0	FZ
	360	0.3	FZ
980°C/2h/AC+	360	13.4	FZ
850°C/24h/AC	400	5.4	FZ

命。所有测试样品均断裂在熔合区，断口形貌显示为

沿晶断裂(图 7)，表明 650 °C 下晶界强度较晶粒内部低，位错在晶界处的塞积导致样品断裂。850 °C/2 h/AC 的 2 号样品持久寿命远低于其它，在其断口中发现了气孔，尺寸在 100 μm 左右，这些气孔的存在降低了接头的持久寿命。

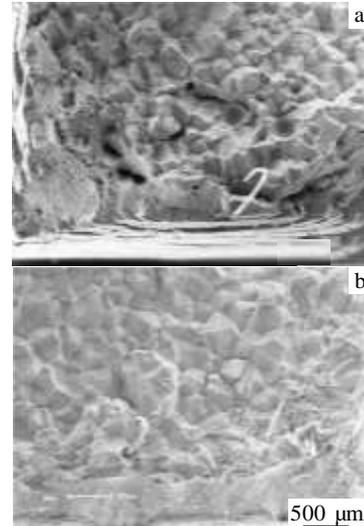


图 7 Ti-22Al-24Nb-0.5Mo 焊接接头 650 °C 持久断口形貌

Fig.7 650°C creep fracture surface of Ti-22Al-24Nb-0.5Mo EBW: (a) 850°C/2 h/AC and (b) 980°C/2 h/AC+850°C/24 h/AC

### 3 结 论

1) Ti-22Al-24Nb-0.5Mo 合金电子束焊接接头的熔合区为单一 B2 相，主要由柱状晶和上下边缘的少量枝状晶组成。850 °C/2 h/AC 时效态接头熔合区的 B2 相中析出了大量针状 O 相。由于时效时间更长，980 °C/2 h+850°C/24 h/AC 固溶+时效态熔合区的 O 相更为粗大，且 α<sub>2</sub> 相在固溶过程中重新形成并保持。

2) 两种热处理后接头的室温拉伸性能相近，而高温测试条件下时效态接头的抗拉强度稍高，这是由于 O 相尺寸比固溶时效态的细小，沉淀强化作用更强。时效态接头的断裂模式为沿晶，而固溶+时效态为沿晶+穿晶混合。固溶+时效态接头的 650°C 持久寿命高于时效态，这可能是由于固溶+时效态接头中含有的 α<sub>2</sub> 相对持久测试中的位错攀移起了阻碍作用。

#### 参考文献 References

[1] Lutjering G, Williams J C. *Titanium, 2nd ed*[M]. Heidelberg: Springer-Verlag, 2007

[2] Leyens C, Peters M. *Titanium and Titanium Alloys: Fundamentals and Applications*[M]. Weinheim: Wiley-Vch, 2003

- [3] Banerjee D, Gogia A K, Nandy T K *et al. Acta Metal*[J], 1988, 36: 871
- [4] Muraleedharan K, Naidu S, Banerjee D. *Scripta Metall*[J], 1990, 24: 27
- [5] Gogia A K, Nandy T K, Banerjee D. *Intermetallics*[J], 1998(6): 741
- [6] Nandy T K, Mishra R S, Banerjee D. *Scripta Metall Mater*[J], 1993, 28: 569
- [7] Singh A K, Nandy T K, Banerjee D. *Phil Mag* [J], 1994, 69: 701
- [8] Nandy T K, Banerjee D. *Intermetallics* [J], 2000, 8: 915
- [9] Quast J P, Boehlert C J. *Met Trans A* [J], 2007, 38: 529
- [10] Cowen C J, Boehlert C J. *Met Trans A* [J], 2007, 38: 26
- [11] Cowen C J, Boehlert C J. *Intermetallics* [J], 2006, 14: 412
- [12] Boehlert C J. *Mater Sci Eng A*[J], 2000, 219: 118
- [13] Yin Jianming, Lu Bin, Li Yulan *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China* [J], 2010, 20(S1): 325
- [14] Cheng Yunjun(程云君), Zhu Ruican(朱瑞灿), Zhang Jianwei(张建伟) *et al. Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程) [J], 2008, 37(S3): 209
- [15] Cui Yuexian(崔约贤), Zhen Liang(甄良), Yang Dezhuang(杨德庄) *et al. Transactions of the China Welding Institution*(焊接学报) [J], 1998, 12: 130
- [16] Banerjee D. *Prog Mater Sci* [J], 1997, 42: 135
- [17] Muraleedharan K, Banerjee D, Banerjee S *et al. Phil Mag* [J], 1995, 71: 1011
- [18] Muraleedharan K, Nandy T K, Banerjee D. *Intermetallics* [J], 1995, 3: 187

## Microstructure and Mechanical Properties of Ti-22Al-24Nb-0.5Mo EBW

Chen Wei<sup>1</sup>, Chen Zhiyong<sup>2</sup>, Zhao Tong<sup>1</sup>, Tang Zhenyun<sup>1</sup>

(1. Power Beam Processing Laboratory, Beijing Aeronautical Manufacturing Technology Research Institute, Beijing 100024, China)

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

**Abstract:** The microstructure and mechanical properties of Ti-22Al-24Nb-0.5Mo electron beam weld was investigated. The FZ (fusion zone) is composed of fully collunar B2 grains in the FZ center and the dendritic B2 grains on top and bottom of the weld. Their distribution is symmetrical to the fusion line center. Two post-weld annealing schedules, namely 850°C/2 h/AC (aged) and 980°C/2 h+850°C/24 h/AC (solution treat+aged, STA), have been carried out. The STA weld exhibits a coarser O phase than the aged weld in the FZ and the  $\alpha_2$  phase reappears. The tensile strength at room temperature of the welds for these two annealing conditions are similar, while the aged weld is a little stronger at high temperature. The creep rupture life of the STA weld is higher, and the fracture mode is intergranular for both aged and STA welds.

**Key words:** electron beam welding; intermetallics; microstructure; tensile properties

---

Corresponding author: Chen Wei, Ph.D., Senior Engineer, Power Beam Processing Laboratory, Beijing Aeronautical Manufacturing Technology Research Institute, Beijing 100024, P. R. China, Tel: 0086-10-85701493, E-mail: werner\_nju@163.com