文章编号: 1004-0609(2013)S1-s0472-05

焊后热处理对 Ti₂AINb 合金焊接接头显微组织及 力学性能的影响

韩晓东¹, 宋 涛², 胡 明², 杨秀娟¹, 任 萍¹, 卢 斌² (1. 中航工业沈阳黎明航空发动机(集团)有限责任公司, 沈阳 110043;

2. 中国科学院 金属研究所, 沈阳 110016)

摘 要:研究不同时效温度对 Ti₂AlNb 基合金电子束焊接显微组织及力学性能的影响,利用金相显微镜和扫描电镜观察和分析焊接接头显微组织,并分析断口形貌。结果表明:在时效过程中,熔合区 B2 晶粒内析出大量的 O 相板条,时效温度越高,析出的板条尺寸越粗大;同时,从近热影响区到远热影响区的焊后热处理组织为网篮组织向双态组织过渡。时效处理后拉伸试样的断裂位置均为接头部位,且因时效温度升高造成细小 O 相板条含量减少,因而焊接接头强度下降、塑性升高。当时效温度为 830 ℃时,焊件接头的室温抗拉强度 σ_b达 1 041 MPa,伸长率达到 6.5%;650 ℃下 σ_b为 810 MPa,伸长率为 6.5%,达到强度和塑性的最佳匹配。
 关键词: Ti₂AlNb 基合金;电子束焊接;时效温度;焊接接头;拉伸性能
 中图分类号:TG146.2

Effect of post-weld heat treatment on microstructure and mechanical properties of electron beam welded joint of Ti₂AlNb based alloy

HAN Xiao-dong¹, SONG Tao², HU Ming², YANG Xiu-juan¹, REN Ping¹, LU Bin²

(1. AVIC Shenyang Liming Aero-engine (Group) Co., Ltd., Shenyang 110043, China;

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

Abstract: The effects of post-weld heat treatment on the microstructure and mechanical properties of electron beam welded joints of Ti_2AINb based alloy were studied. The microstructure and fractographs were analyzed by OM and SEM. The results show that during the aging process, the laths of *O* phase precipitate in *B*2 grains in fusion zone, while the microstructure is transient microstructure from the basket-weave microstructure of near-HAZ to duplex microstructure of far-HAZ. All ruptures take place at the weld joints during tensile test after aging treatment, and with the increase of aging temperature, the strength decreases and ductility increases. When aged at 830 °C, the tensile strengths are 1 041 and 810 MPa, respectively, and the elongations are 6.5% both at room temperature and 650 °C, the welded joint has the best combinations of the strength and ductility.

Key words: Ti₂AlNb based alloy; electron beam weld; aging temperature; welded joint; tensile properties

现代航空、航天等发动机性能的不断提高对高温 结构材料的性能提出了新的要求,因此,发展综合性 能良好的轻质高温结构材料显得尤为必要。Ti₂AlNb 基合金由于具有较高的比强度、室温塑性、断裂韧性 和蠕变抗力,以及较好的抗氧化性、无磁性等优点, 使其成为在 600~750 ℃使用的最具潜力的航空发动 机材料之一^[1-4]。

由于宇航部件多为钣金件、环形件等组合而成的 复杂结构件,因而在制造过程中,焊接是不可缺少的。 即使在高温条件下暴露较短的时间,焊接接头组织也

收稿日期: 2013-07-28; 修订日期: 2013-10-10

通信作者: 卢 斌, 副教授, 博士; 电话: 024-23971961; E-mail: blu@imr.ac.cn

会发生改变,进而影响其力学性能,因此对 Ti₂AlNb 基合金焊接接头的力学性能研究是非常必要的。

目前对 Ti₂AlNb 基合金焊接接头的显微组织和力 学性能进行了报道^[5-6],本文作者在已有的研究基础上 研究了焊后时效温度对焊接接头显微组织和力学性能 的影响。

1 实验

本实验所用材料的名义成分为 Ti-22Al-24Nb-0.5Mo,其实测化学成分如表1所列。合金经真空自耗 炉多次熔炼后,在 B2 单相区锻造开坯,最终在 (a₂+B2+O)三相区锻造成尺寸为 410 mm×470 mm× 60 mm 的锻件。采用电火花线切割切取规格为 170 mm ×105 mm×7 mm 的板材。图1所示为原始锻件的显 微组织,由图1可知,合金的显微组织在蠕变前后均 为三相复合组织,即白色的 B2 基体上分布着黑色的 a₂ 相和灰色的 O 相,且 a₂ 相与部分 O 相形成镶嵌组织。

表1 Ti-22Al-24Nb-0.5Mo 合金的化学成分

Table 1Chemical composition of Ti-22Al-24Nb-0.5Mo alloy(mass fraction, %)

Al	Nb	Мо	Ti	0	Ν	Н
9.94	40.6	0.84	Bal.	0.058	0.009 4	0.000 9



图 1 Ti-22Al-24Nb-0.5Mo 合金的显微组织 Fig. 1 OM microstructure of Ti-22Al-24Nb-0.5Mo alloy

采用型号为 ZD150-15A 真空电子束焊接机进行 堆焊。焊前先对样品进行固溶处理,试板表面用丙酮 清洗以去除油污。焊接工艺参数为:加速电压 120 kV, 电子束电流 3 mA,焊接速度 1.2 m/min。焊后进行热 处理,方案如表 2 所列。

采用线切割沿垂直于焊接方向切取拉伸与持久试 样,通过岛津 SSX-55 扫描电镜观察焊接接头显微组 表2 Ti-22Al-24Nb-0.5Mo 合金热处理工艺

 Table 2
 Heat treatment processes of Ti-22Al-24Nb-0.5Mo

 alloy
 Image: Comparison of the comparison of

Aging treatment	Temperature/°C	Time/h	Cooling
HT1	800	24	Air cooling
HT2	830	24	Air cooling
HT3	850	24	Air cooling

织和断口形貌。利用 AG-100KN 电子万能试验机进 行室温和 650 ℃高温拉伸。

2 结果与分析

2.1 焊接接头显微组织

图 2 所示为焊接接头显微组织照片。图 2(a)为焊 后焊接接头的整体形貌,在熔合区上部可观察到明显 的分层现象,这是由结晶过程中放出的结晶潜热和热 能输入周期性变化以及化学成分分布不均匀造成 的^[5]。

由于焊接过程中焊缝熔合区的温度最高,高温的 B2 相快冷抑制 B2→O 或 B2→a₂ 相转变,熔合区最终 形成单一粗大的 B2 相。根据温度—时间转变关系 (TTT)得出^[6],800~850 ℃位于(O+B2)两相区,因此 当焊接接头在该温度区间时效处理时,B2 晶粒内有大 量的O相板条析出而形成网篮组织,且时效温度越高, O 相板条越粗大。

按照加热过程中热影响区(HAZ)达到的最高温度 可将热影响区分为近热影响区和远热影响区^[7]。在近 热影响区,焊接过程中的温度高于β相变点,使O相 完全转变为 B2 相而仅保留了少量的 a₂相;而在远热 影响区由于温度低于β相变点,O相逐渐转变为 B2 相和 a₂ 相,因此从近热影响区到远热影响区的焊后热 处理组织为网篮组织向双态组织过渡,即自熔合区至 母材,且热影响区中的 a₂/O 相的数量逐渐增多。

2.2 拉伸性能

表 3 和 4 所列是热处理态焊接接头在室温和 650 ℃的拉伸性能数据(焊接试样只给出抗拉强度)。可以 看出,热处理后焊接接头具有良好的拉伸性能,而且 每个试样的断裂位置均为接头部位,表明热处理后接 头部位的强度低于母材。随着时效温度的升高,焊接 接头强度逐渐降低,而室温塑性逐渐升高。高温下的 拉伸性能与室温下的相近,但塑性有所提高,而强度



图 2 焊接接头的显微组织

Fig. 2 Microstructures of weld joint: (a) OM image of joint profile; (a) SEM images of fusion zone with 800 °C, 24 h, air cooling;
(c) SEM images of fusion zone with 830 °C, 24 h, air cooling; (d) SEM images of fusion zone with 850 °C, 24 h, air cooling



图 3 热影响区的显微组织

Fig. 3 Microstructures of HAZ at 830 °C: (a) Near-HAZ; (b) Far-HAZ

表 3 Ti-22Al-24Nb-0.5Mo 合金焊接接头在室温下的拉伸 性能

Table 3 Tensile properties of weld joints in Ti-22Al-24Nb-0.5Mo alloy at room temperature

Condition	Ultimate tensile strnength/MPa	Elongation/ %	Failed location
HT1	1 091	2	Weld
HT2	1 041	6.5	Weld
HT3	1 008	6.7	Weld

表 4 Ti-22Al-24Nb-0.5Mo 合金焊接接头在 650 ℃的拉伸 性能

Table 4Tensile properties of weld joints in Ti-22Al-24Nb-0.5Mo alloy at 650 $^\circ\!\!C$

Condition	Ultimate tensile strength/MPa	Elongation/ %	Failed location
HT1	870	6.0	Weld
HT2	810	6.5	Weld
HT3	788	7.0	Weld

下降。

不同的热处理工艺所获得的微观组织有所差异, 这直接影响合金的力学性能。时效温度越低, *O* 相析 出的动力越大, 形核率就越高, 所以析出的 *O* 相较为 细小。因此在时效处理完成后, *B*2 晶粒内析出的 *O* 相板条的体积分数增大将导致合金的强度上升, 塑性 下降。KUMPFERT 和 KEYENCE^[8]在研究 Ti₂AlNb 基 合金的显微硬度的也发现 *B*2 晶粒内析出的细小 *O* 相 会产生显著硬化。

2.3 断口形貌

热处理后试样的显微组织存在差异,这是影响材 料性能的主要因素,这种差异更加直观的表现在拉伸 断裂后的断口形貌上。经 800 ℃时效处理后的合金, 其室温塑性仅为 2%,断裂方式为以沿晶断裂与穿晶 断裂为主的混合断裂形式,断口面上存在大而平的解 理断面(见图 4(b))。当时效温度为 830 ℃时,其室温 塑性上升至 6.5%,断裂方式为穿晶断裂(见图 4(c)), 断口面上有大量的解理面。经 850 ℃时效后的拉伸断 口具有明显的分层现象和韧性脊,在韧性脊中存在大 量的细小韧窝(见图 4(f))。

3 结论

1) 经过焊后热处理, 在焊接接头熔合区中的 B2 晶粒内析出大量的 O 相板条而形成网篮组织, 时效温度越高, B2 晶粒内析出的 O 相板条越粗大。



图 4 焊后热处理 Ti-22Al-24Nb-0.5Mo 合金的室温拉伸断口形貌

Fig. 4 SEM fractographs of tensile samples at room temprature for post-weld heat treated Ti-22Al-24Nb-0.5Mo alloy: (a), (b) 800 $^{\circ}$ C, 24 h, air cooling; (c), (d) 830 $^{\circ}$ C, 24 h, air cooling; (e), (f) 850 $^{\circ}$ C, 24 h, air cooling

 2) 焊后热处理后的试样断裂位置均为焊接接头 部位,表明热处理后接头的强度低于母材的。

3)时效温度越高,接头强度越低,塑性越高。在830 ℃时效处理后的焊接接头具有强度和塑性的最佳匹配。

REFERENCES

- BANEJEE D, GOFIA A K, NANDI T K, JOSHI V A. A new ordered orthorhombic phase in Ti₃Al-Nb alloy [J]. Acta Metall, 1988, 36: 871–882.
- [2] GOFIA A K, NANDI T K, BANEJEE D. Microstructure and mechanical properties of orthorhombic alloys in the Ti-Al-Nb system [J]. Intermetallics, 1998, 6(7/8): 741–748.
- [3] CHU F, MITCHELL T E, MAJUMDAR B, MIRACLE D, NANDI T K, BANEJEE D. Elastic properties of O phase in Ti-Al-Nb alloys [J]. Intermetallics, 1997, 5(2):147–156.
- [4] 司玉峰, 孟丽华, 陈玉勇. Ti₂AlNb 基合金的研究进展[J]. 宇 航材料工艺, 2006, 3:10-13.
 SI Yu-feng, MENG Li-hua, CHEN Yu-yong. Research development of Ti₂AlNb-based alloy [J]. Aerospace Materials and Technology, 2006, 3: 10-13.
- [5] 尹建明, 卢 斌, 李玉兰, 杨 锐. Ti₂AlNb 合金板材电子束 焊接[J]. 中国有色金属学报, 2010, 20(1): 325-330.
 YIN Jian-ming, LU Bin, LI Yu-lan, YANG Rui. Electron beam

welding of Ti₂AlNb based alloy sheet [J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2010, 20(1): 325–330.

- [6] LEI Zheng-long, DONG Zhi-jun, CHEN Yan-bin, ZHANG Jian, ZHU Rui-can. Microstructure and tensile properties of laser beam welded Ti-22AI-27Nb alloys [J]. Materials and Design, 2013(46): 151–156.
- [7] 吴会强, 冯吉才, 何景山, 张秉刚. 焊接工艺对高铌 Ti₃Al 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 Bing-gang. Microstructure evolution of high Nb containing Ti₃Al based alloy electron beam welding joints [J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2004, 14(8): 1313-1317.
- [8] KUMPFERT J, LEYENCE C. Microstructure evolution, phase transformation and oxidation of an orthorhombic titanium aluminide alloy [J]. On Structural Intermetallic, 1997, 1997: 895–904.
- [9] BAESLACK III W A, PHILLIPS D, SCARR G K. Characterization of the weld heat-affected zone in an alpha-two titanium aluminide [J]. 1992, 28(1): 61–73.
- [10] KUMPFERT J, KAYSSER W A. Orthormbic titanium aluminides: Phase, phase transformation and microstructure evolution [J]. Z Metallkd, 2001, 92(2): 128–134.

(编辑 方京华)