

采用 Ti-Zr-Cu-Ni 真空钎焊 Ti₃Al/Ti₃Al 和 Ti₃Al/GH536 接头组织及性能

陈波, 熊华平, 毛唯, 程耀永

(北京航空材料研究院, 北京 100095)

摘要: 采用 Ti-Zr-Cu-Ni 在 960°C /1m in, 960°C /10m in 和 960°C /60m in 三种规范下真空钎焊 Ti₃Al/Ti₃Al 在 960°C /5m in 和 960°C /20m in 两种规范下真空钎焊 Ti₃Al/GH536。实验结果表明, 随着保温时间的延长, Ti₃Al/Ti₃Al 接头宽度逐渐增加, 且剪切强度呈现递增趋势, 递增幅度在 10MPa 左右, 接头主要由 Ti₃Al₂NiTi₂, CuTi₃ 等化合物相组成, 其中 NiTi₂, CuTi₃ 等脆性化合物的分布对接头性能影响较大; 在 Ti₃Al/GH536 接头中由于 Fe-Ti-Ni-Ti 等脆性化合物分布相对较多, 导致出现纵向裂纹, 960°C /5m in 规范下的平均剪切强度为 86.4MPa。

关键词: Ti₃Al 钎焊; 接头

DOI 10.3969/j.issn.1005-5053.2010.5.007

中图分类号: TG454

文献标识码: A

文章编号: 1005-5053(2010)05-0035-04

Ti₃Al 基合金具有低密度、较高的弹性模量、抗氧化及高温性能好等特点, 并且其工作温度 (600~700°C) 较钛合金工作温度 (低于 600°C) 高, 因此在航空航天领域具有广阔的应用前景。此外, 该合金还可以部分替代镍基高温合金或耐热不锈钢可使构件减轻约 40%, 从而对提高航空发动机的推重比和航天发动机的有效射程及有效发射载荷具有重要意义^[1]。目前, Ti₃Al 基合金已经在喷气涡轮发动机上的尾喷燃烧器、高压压气机闸、压缩机外壳等重要零部件上得到了应用^[2]。

Ti₃Al 基合金在实际应用中必然会涉及到连接问题, 包括自身的连接以及与其它材料的连接。目前该合金的连接方法主要包括摩擦焊^[3-4]、氩弧焊^[5]、电子束焊^[5-6]、激光焊^[7]、扩散焊^[8-9]及钎焊^[10]等。Baeslack III 等^[3]和 Threadgill^[4]研究了 Ti₃Al 基合金的线性摩擦焊, 结果发现: 焊接频率提高致接头裂纹倾向变大, 但接头组织变化不明显; David 等^[5]和崔约贤等^[6]的研究结果表明, 采用氩弧焊和电子束焊焊接 Ti₃Al 基合金时, 冷却过程中 β 相转变成了脆性针状 α₂-Ti₃Al 相, 冷裂纹倾向较严重; Threadgill^[8]和 Riley^[9]研究了 Ti₃Al 基合金的扩散焊, 指出连接温度对母材晶粒度影响较大, 合理控

制连接温度可以获得组织细小、接近等轴晶的组织。为了满足复杂结构零部件的焊接, 以及实现 Ti₃Al 基合金与异种金属的连接, 钎焊是首选的连接方法。Cadden 等^[10]采用 Ti-Cu-Ni 系钎料钎焊 Ti₃Al 基合金, 980°C /1h 通过加压, 获得的合金元素充分扩散无钎料残余的接头, 其组织为均匀的板条状组织。关于 Ti₃Al 基合金与异种材料的连接, 目前报道只局限于该合金与钛合金的连接。Bird 等^[11]采用 TLP 连接方法研究了 Ti-14Al-21Nb 自身及其与三种钛合金之间蜂窝式结构连接, 结果表明, Ti₃Al 基合金原始 α₂ 等轴晶变为粗大的 α₂ 板条状晶, 同时 α₂ 板条晶界分布了少量 β 晶粒, 并且室温、高温强度均较高。关于 Ti₃Al 基合金与高温合金的连接可能出于技术保密原因, 报道极少。

本研究采用 Ti-Zr-Cu-Ni 钎料, 探讨真空钎焊 Ti₃Al 基合金自身材料以及与高温合金异种材料连接的可能性, 研究了相同钎焊温度下不同保温时间对钎缝组织的影响, 并测试了 Ti₃Al/Ti₃Al 及 Ti₃Al/GH536 接头剪切强度。

1 实验方法

实验用 Ti₃Al 基合金牌号为 TD3, 该合金是北京航空材料研究院研制的新一代 Ti₃Al 基合金, 名义成分为: Ti-24Al-15Nb-1Mo (at%); GH536 合金为商用板材, 厚度为 1.5mm。金相试样采用线切割方法

收稿日期: 2009-08-21; 修订日期: 2009-11-28

作者简介: 陈波 (1979-), 男, 工程师, (E-mail) chenbo621@sina.com。

将两种合金母材加工成尺寸为 $10\text{mm} \times 10\text{mm} \times 1.5\text{mm}$ 的试片, 试片表面经过 200#、400#和 800#砂纸打磨光滑, 之后放入丙酮中进行超声清洗。性能试样加工成尺寸为 $50\text{mm} \times 10\text{mm} \times 1.5\text{mm}$ 的片材, 接头形式采用搭接, 搭接面积为 25mm^2 。实验中所用的钎料名义成分(质量分数 $\%$)为: $\text{Ti-13Zr-21Cu-9Ni}^{[12]}$, 该钎料采用急冷方法制成非晶态箔带, 厚度为 $45 \sim 55\mu\text{m}$ 。

试样采用真空加热, 加热速率为 $10^\circ\text{C}/\text{min}$, 热态真空度不低于 $1.0 \times 10^{-2} \text{Pa}$ 。通过扫描电镜 (SEM) 观察接头界面的微观组织形貌, 利用 X-射线能谱仪 (XEDS) 分析了界面某些微区中各元素的含量。

2 实验结果与讨论

2.1 采用 Ti-Zr-Cu-Ni 真空钎焊 Ti₃Al/Ti₃Al

采用 Ti-Zr-Cu-Ni 钎焊 Ti₃Al/Ti₃Al 接头时选用了三种规范, 分别是 $960^\circ\text{C}/1\text{min}$, $960^\circ\text{C}/10\text{min}$ 和 $960^\circ\text{C}/60\text{min}$ 。图 1 给出了这三种钎焊规范下的接头显微组织背散射照片。从图中可以看出, 钎焊界面结合良好, 无气孔、裂纹等缺陷。钎料与母材之间的反应层大体可分为三个区域, 即扩散反应层区 I、焊缝基体区 II 和钎缝中心区 III (见图 1)。

不同保温时间的钎缝组织及宽度差别较大。保温时间 1min 时, 接头的显微组织如图 1a 所示, 钎缝总宽度为 $50 \sim 55\mu\text{m}$, I 区和 II 区界限不明显, 表现为灰白色, 且组织单一, III 区宽度约为 $15 \sim 20\mu\text{m}$, 中间存在白亮的条状组织。从钎缝特征区域成分分

布来看, I 区有少量 Cu 和 Ni 扩散并与母材发生反应, 根据 XEDS 结果及二元合金相图^[13], 反应产物为 NiTi_2 , CuTi_2 等相 (见表 1 中“1”)。II 区中 Cu 和 Ni 的含量有所增加, Al 和 Nb 含量由于该区域距离母材较远而下降, 组织主要为富 Ti 的 Ti_3Al , NiTi_2 , CuTi_2 等相 (见表 1 中“2”)。由于保温时间较短, III 区扩散不完全, 其中灰色基体中 Al 含量较低, Cu 和 Ni 的含量相对较高, 而位于该区中心的白亮条中大量富集 Cu, Ni 和 Zr, 整个区域主要以 Ti_3Al , NiTi_2 , CuTi_2 等化合物相为主 (见表 1 中“3”和“4”)。

随着保温时间的延长, 即 $960^\circ\text{C}/10\text{min}$ 规范下的钎缝宽度明显增加, 约为 $55 \sim 60\mu\text{m}$, 但三个区域间界限不明显, III 区组织均匀, 未出现白亮条状组织。该规范下接头成分分布特征与 $960^\circ\text{C}/1\text{min}$ 规范下的基本一致, I 区少量 Cu 和 Ni 扩散并与母材发生反应, 生成 NiTi_2 , CuTi_2 等相 (见表 1 中“5”)。II 区中 Cu 和 Ni 的含量有所增加, Al 和 Nb 含量下降, 组织主要由富 Ti 的 Ti_3Al , NiTi_2 , CuTi_2 等相 (见表 1 中“6”) 组成。III 区 Cu 和 Ni 的含量相对较高, Al 含量较低, 主要以 Ti_3Al , NiTi_2 , CuTi_2 等化合物相为主 (见表 1 中“7”)。

当保温时间增加到 60min 由于保温时间较长导致钎缝中 Cu, Ni 等元素充分扩散, 钎缝宽度进一步增加, 达到 $85 \sim 90\mu\text{m}$, 各区域中元素分布较为均匀, 组织主要由 Ti_3Al , NiTi_2 , CuTi_2 等相 (见表 1 中“8”, “9”和“10”) 组成。扩散时间充分使得钎缝中心的残余钎料区消失, 脆性化合物相减少, 且分布均匀, 这在一定程度上会改善接头的力学性能。

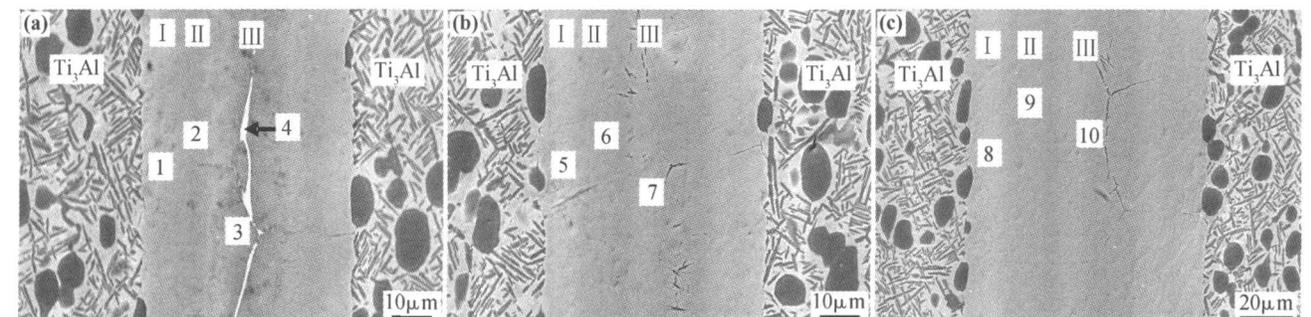


图 1 三种规范下 $\text{Ti}_3\text{Al}/\text{Ti}_3\text{Al}$ 接头界面显微组织照片

Fig 1 Photographs of $\text{Ti}_3\text{Al}/\text{Ti}_3\text{Al}$ joints at 960°C for 1min (a), 10min (b) and 60min (c) using Ti-Zr-Cu-Ni brazing filler

表 2 给出了 $\text{Ti}_3\text{Al}/\text{Ti}_3\text{Al}$ 钎焊接头的室温剪切强度。 $960^\circ\text{C}/1\text{min}$ 规范下接头平均剪切强度为 238MPa 。随着保温时间的延长, 接头剪切强度平

均值逐渐增大, $960^\circ\text{C}/10\text{min}$ 规范下为 248MPa , $960^\circ\text{C}/60\text{min}$ 规范下为 257.2MPa 。Cadden 等^[10] 采用 Ti-Cu-N 系钎料钎焊 Ti_3Al 基合金时发现, N 元

表 1 三种钎焊规范下 Ti₃Al/Ti₃Al 接头特征区域的元素含量

Table 1 Com positions of different zones in Fig. 1 by XEDS

Position	Al	Ti	Ni	Cu	Zr	Nb	Mo
1	8.02	56.39	1.59	4.29	1.09	26.74	1.87
2	6.14	61.12	2.48	7.79	4.15	17.05	1.27
3	5.87	62.11	3.20	10.04	6.08	12.25	0.45
4	5.48	37.33	9.05	21.20	21.82	5.11	-
5	8.29	56.13	1.47	4.22	1.53	26.51	1.84
6	7.36	61.72	1.98	6.77	3.18	18.24	0.75
7	6.95	62.31	2.29	6.98	4.44	16.24	0.78
8	9.10	55.70	1.21	3.43	1.38	27.62	1.56
9	8.16	58.76	2.00	5.63	3.45	20.64	1.36
10	8.06	59.11	2.06	6.09	4.58	18.90	1.19

素的扩散是控制组织形成的主要因素,且钎焊时间决定了元素扩散程度,从而成为控制接头质量的关键。本研究中三种规范下接头剪切强度递增幅度相当,均为 10MPa 左右,产生差别的原因在于钎缝中脆性相分布所致,保温时间 1min 的接头中心存在白亮的条状组织,其中分布着较多的 NiTi₃、CuTi₃ 等化合物相,导致接头脆性增加;保温时间 60min 的接头中各元素扩散较充分,脆性的化合物相呈现弥散分布趋势,所以接头强度有所提高,数据分散也得到改善。

表 2 三种规范下 Ti₃Al/Ti₃Al 接头的剪切强度

Table 2 Shear strength of Ti₃Al/Ti₃Al using Ti+Zr+Cu-N i brazing filler

Brazing Parameter	T _b /MPa		
	Test values		Average value
960°C /1min	254.8	210.3	251.0
960°C /10min	281.8	221.8	240.4
960°C /60min	236.2	270.3	265.0

2.1 采用 Ti+Zr+Cu-N 真空钎焊 Ti₃Al/GH536

960°C /5min, 960°C /20min 两种规范下钎焊 Ti₃Al/GH536 接头,接头组织如图 2 所示。从图中

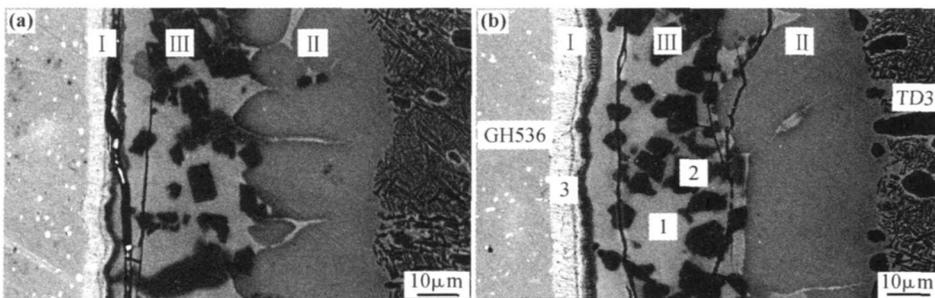


图 2 两种规范下 Ti₃Al/GH536 接头界面显微组织照片

Fig. 2 Photographs of Ti₃Al/GH536 joints at 960°C for 5min (a) and 20min (b) using Ti+Zr+Cu-N i brazing filler

3 结论

(1) 采用 Ti+15Cu-15Ni 钎料真空钎焊 Ti₃Al/

可以看出,两种接头的钎缝基体部位出现较长的纵向裂纹,裂纹的存在严重影响了接头性能。由于两种母材成分差别很大,导致钎缝生成了复杂的组织。钎缝大致可以分为三个区:GH536 母材与钎料之间的扩散反应层区 I, Ti₃Al 母材与钎料之间的扩散反应层区 II、钎缝中心块状区 III(见图 2)。960°C /5min 接头中的 I 区宽度约为 5~8 μm(见图 2a),这较 960°C /20min 规范下的接头 I 区略窄(8~10 μm)(见图 2b),主要是因为后者扩散时间相对较长, Ti 与 GH536 母材中 Fe 和 Ni 等元素反应更加充分,导致该区宽度增加。两种规范下 II 区和 III 区宽度相当,均为 30~40 μm 之间。表 3 给出了 960°C /20min 规范下接头特征区域的成分分布,钎缝中心块状区的灰白色基体(见图 2 中“1”)和钎料自身成分差别较小,其中溶入了 Al, Ni 略有富集,主要由 Ni(Cu)-Ti 相组成;黑色块状组织(见图 2 中“2”)主要由 Ti 和 Ni 组成,生成 Ni₃Ti 相;GH536 母材与钎料之间的扩散反应层区 I(见图 2 中“3”)中 Ti 少量扩散进入,与母材中的 Ni, Fe 等反应并生成相应的化合物相。

Ti 作为活性元素易与多种元素发生反应。在钎焊温度下,钎料熔化,液态钎料中的 Ti 与 GH536 中的 Fe, Ni 等元素发生反应,生成相应的 Fe₂Ti, FeTi, Ni₃Ti, NiTi₃ 等相^[13],由于这些化合物脆性很大,导致在接头冷却过程中发生开裂。由此可见,由于脆性反应产物所致,采用 Ti+Zr+Cu-Ni 等钛基钎料难以形成钛合金与高温合金的完好接头,为了获得完好接头必须采取相关措施以保证钎料和两种母材之间尽量少地产生脆性化合物相,从而减少接头裂纹的产生。因为 Ti₃Al/GH536 接头中存在较多裂纹,960°C /5min 规范下的平均剪切强度只有 86.4 MPa

Ti₃Al 接头,在 960°C /1min, 960°C /10min 和 960°C /60min 三种规范下形成了完好的接头;而 Ti₃Al/GH536 接头在 960°C /5min 和 960°C /20min 规范下均出现了裂纹。

表3 两种钎焊规范下 Ti₃Al/GH536接头特征区域的元素含量(质量分数%)

Table 3 Compositions of different zones in Fig. 2 by XEDS (mass fraction%)

Position	Al	Ti	Cu	Ni	Nb	Zr	Cr	Mo	Fe
1	6.08	38.43	13.82	19.55	6.96	11.95	3.21	—	—
2	1.94	58.95	7.29	24.01	3.12	3.11	1.58	—	—
3	0.24	7.16	0.60	30.17	—	—	31.13	12.84	17.85

(2) 随着保温时间的延长, Ti₃Al/Ti₃Al接头宽度逐渐增加,且剪切强度呈现递增趋势,递增幅度在10MPa左右。接头主要由 Ti₃Al, NiTi₂, CuTi₃等化合物相组成,其中 NiTi₂, CuTi₃等脆性化合物的分布对接头性能影响较大。

(3) 在 Ti₃Al/GH536接头中由于 Fe-Ti, Ni-Ti等脆性化合物分布相对较多,导致出现纵向裂纹,960°C/5min规范下的平均剪切强度为86.4MPa。

参考文献:

[1] 张永刚, 韩雅芳, 陈国良, 等. 金属间化合物结构材料 [M]. 北京: 国防工业出版社, 2001.

[2] 邹敦叙, 李世琼, 仲增墉. 航空航天理想新材料 Ti₃Al 和 TiAl 金属间化合物合金开发新进展 [J]. 钢铁研究学报, 1997, 9: 45-50.

[3] BAESLACK III W A, MASCORELLA T J, KELLY T J. Weldability of a titanium aluminum [J]. Welding Journal, 1989, 68(12): 483-498.

[4] THREADGILL P L. The prospects for joining titanium aluminides Materials Science and Engineering [J], 1995, A192/193: 640-646.

[5] DAVID S A, HORTON J A, GOODWIN G M, et al. Weldability and microstructure of a titanium aluminum

[J]. Welding Journal, 1990, 69(4): 133-140.

[6] 崔约贤, 甄良, 杨德庄, 等. Ti-23Al-21Nb-2.3V 合金电子束焊接接头的显微组织及其力学性能 [J]. 焊接学报, 1998, 19(6): 134-139.

[7] 吴爱萍, 邹贵生, 张红军, 等. Ti-24Al-17Nb 合金的激光焊接 [J]. 宇航材料工艺, 2001, 31(6): 58-62.

[8] THREADGILL P L. Metallurgical aspects of joining titanium aluminum-alloys Proc. Int. Symp. On Intermetallic Compounds (JMIS-6), 1991, JM: 1021-1025.

[9] RIDLEY N. Superplastic behavior and diffusion of a titanium aluminum alloy [C]// Proc. Int. Conf. High temperature intermetallics, London, Institute Metals, 1991, 198-200.

[10] CADDEN C H, YANG N Y C, HEADLEY T H. Microstructural evolution and mechanical properties of braze joints in Ti-13.4Al-21Nb [J]. Welding Research Supplement, 1997, (8): 316-325.

[11] BIRD R K, HOFMAN E K. Evaluation of the transient liquid phase (TLP) bonding process for Ti₃Al-based honeycomb core sandwich structure NASA/TP-1998-208421-46.

[12] 张启运, 庄鸿寿. 钎焊手册 [M]. 北京: 机械工业出版社, 1998.

[13] 虞觉奇, 易文质, 陈邦迪, 等. 二元合金状态图集 [M]. 上海: 上海科学技术出版社, 1987.

Microstructures and Properties of Ti₃Al/Ti₃Al and Ti₃Al/GH536 Joints Using Ti-Zr-Cu-Ni Brazing Filler

CHEN Bo, XIONG Hua-ping, MAO Wei, CHENG Yao-yong

(Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China)

Abstract Vacuum brazing of Ti₃Al/Ti₃Al and Ti₃Al/GH536 joints using Ti-Zr-Cu-Ni brazing filler was carried out at 960°C for 1min, 10min and 60min and at 960°C for 5min and 20min respectively. The results showed that the shear strengths were increased as holding time prolonged and the incremental value was about 10MPa for Ti₃Al/Ti₃Al joints. Ti₃Al, NiTi₂, CuTi₃ phases formed in the brazing seams and the distribution of NiTi₂ and CuTi₃ brittle phases affected the mechanical properties of the joints. A large number of Fe-Ti, Ni-Ti brittle phases led to lots of longitudinal cracks in Ti₃Al/GH536 joints and the average value of shear strength was 86.4MPa.

Key words Ti₃Al brazing joint