

引文格式:尚泳来, 杨建平, 静永娟, 等. TA12A 钛合金钎焊接头组织与性能研究[J]. 航空制造技术, 2026, 69(16): 25020193.

SHANG Yonglai, YANG Jianping, JING Yongjuan, et al. Study on microstructure and properties of TA12A titanium alloy brazed joints[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2026, 69(16): 25020193.

TA12A 钛合金钎焊接头组织与性能研究

尚泳来¹, 杨建平², 静永娟¹, 熊华平¹, 周 标¹, 淮军锋¹

(1. 中国航发北京航空材料研究院, 北京 100095;

2. 东方电气集团东方汽轮机有限公司, 德阳 618000)

[摘要] 采用 Ti57CuZrNi (1#)、TiZrCuNiAg (2#) 和 ZrTiNiNbCuCo (3#) 共 3 种钎料对 TA12A 钛合金进行真空钎焊性能研究, 钎焊工艺为 930 °C /45 min, 分析了钎焊热循环对母材组织性能的影响, 研究了每种钎料对应钎焊接头的微观组织与力学性能。结果表明, 钎焊热循环(930 °C /45 min) 未引起母材相变, 但等轴 α 相晶粒尺寸增大, 硬度下降 8.8%, 室温和 500 °C 抗拉强度分别降低 3.65% (959 MPa 降至 924 MPa) 和 4.81% (644 MPa 降至 613 MPa)。3 种钎料对应的接头界面冶金结合良好, 其对应接头钎缝主要由 α -Ti、(Ti, Zr)₂(Cu, Ni) 化合物及少量 β -Ti 组成, 其中 3# 钎料对应的接头组织更加均匀细小, 存在明显扩散反应区。根据力学性能测试结果, 3# 钎料接头在室温和 500 °C 条件下的最高抗拉强度分别为 924 MPa 和 606 MPa, 达到母材的 96% 和 94%, 且高温断裂均发生于母材区域, 表明其综合力学性能略优于其余两种钎料接头。断口分析结果显示, 3 种钎料接头均呈现脆性解理断裂特征, 其中 3# 钎料显微硬度分布更均匀。综合试验结果表明, 自研的 ZrTiNiNbCuCo (3#) 钎料在 TA12A 钛合金真空钎焊工艺中性能最优, 实现了高强度钎焊连接, 为航空发动机钛合金复杂薄壁结构焊接制造提供了工艺参考。

关键词: TA12A 钛合金; 真空钎焊; 微观组织; 力学性能; 钎料; 断口分析

中图分类号: V261; TG454

文献标志码: A

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.25020193

Study on Microstructure and Properties of TA12A Titanium Alloy Brazed Joints

SHANG Yonglai¹, YANG Jianping², JING Yongjuan¹, XIONG Huaping¹, ZHOU Biao¹, HUAI Junfeng¹

(1. AECC Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China;

2. DEC Dongfang Turbine Co., Ltd., Deyang 618000, China)

[ABSTRACT] This study investigated the vacuum brazing performance of TA12A titanium alloy using three types of filler metals: Ti57CuZrNi (1#), TiZrCuNiAg (2#), and ZrTiNiNbCuCo (3#), with a brazing process of 930 °C /45 min. The effects of brazing thermal cycles on the microstructure and properties of the base metal were analyzed, and the microstructures and mechanical properties of the brazed joints corresponding to each filler metal were studied. The results indicate that the brazing thermal cycle (930 °C /45 min) did not induce phase transformation in the base metal. However, the equiaxed α -phase grain size increased, leading to an 8.8% reduction in hardness. The room-temperature and 500 °C tensile strengths decreased by 3.65% (from 959 MPa to 924 MPa) and 4.81% (from 644 MPa to 613 MPa), respectively. All three filler metals achieved excellent metallurgical bonding at the joint interfaces. The brazed seams primarily consisted of α -Ti, (Ti, Zr)₂(Cu, Ni) and a small amount of β -Ti. Notably, the joint microstructure of the 3# filler metal exhibited finer and more homogeneous grains with a distinct diffusion reaction zone. Mechanical property testing revealed that the 3# filler metal joints achieved maximum tensile strengths of 924 MPa at room-temperature and 606 MPa at 500 °C, reaching 96% and 94% of the base metal's respective strengths. The high-temperature fractures consistently occurred in the base metal region, indicating

收稿日期: 2025-06-23; 退修日期: 2025-08-18; 录用日期: 2026-04-30

通信作者: 静永娟, 研究员, 博士, 主要从事航空领域金属材料钎焊与扩散焊技术研究。

superior comprehensive performance compared to the other two filler metal joints. Fractography analysis demonstrated brittle cleavage fracture in all joints, but the 3# filler metal exhibited a more uniform microhardness distribution. The comprehensive experimental results demonstrate that the self-developed ZrTiNiNbCuCo (3#) filler metal demonstrated optimal performance in vacuum brazing of TA12A titanium alloy, achieving high-strength brazed joints. This study provides critical technical insights for the welding manufacturing of complex thin-walled titanium alloy structures in aero-engines.

Keywords: TA12A titanium alloy; Vacuum brazing; Microstructure; Mechanical properties; Filler metal; Fracture analysis

高温钛合金具备优异的热强性能,广泛应用于航空发动机压气机叶片、叶盘和机匣等零部件的制造^[1]。TA12A 钛合金是一种新型近 α 型高温钛合金,由中国科学院金属研究所在 Ti55 合金(或称 TA12)基础上优化研制而成。该合金具有优异的热稳定性、高温持久性及良好的塑性,能够在 550 °C 高温环境下实现长期稳定服役^[2-3]。在高温钛合金零部件的制造过程中,多数涉及焊接工艺,系统开展高温钛合金焊接工艺性能的研究,对于促进其在航空发动机领域的工程应用具有重要意义。

目前国内外针对 TA12A (或 TA12) 钛合金焊接工艺的研究主要有电子束焊接、激光焊、真空钎焊和扩散焊等。任萍^[4]和张芳^[5]等均采用真空电子束对 TA12 进行焊接工艺研究,系统分析了焊接接头的组织和机械性能,结果表明焊接接头的拉伸性能与母材相当。温志先等^[6]开展了激光-MIG (熔化极惰性气体保护焊)复合焊接的有限元模拟分析和焊接试验,结果表明,远离焊缝中心区域的残余应力较大,容易导致焊接结构失稳。哈尔滨工业大学黄亮^[7]针对 TA12 钛合金开展了系统的扩散连接工艺研究,在 940 °C /2 h/5 MPa 工艺条件下的接头强度和塑性均达到最佳。其中真空钎焊方法采用整体加热,具有焊接热应力小,能有效避免焊接裂纹产生的优势,特别适用于复杂整体薄壁结构的焊接制造。

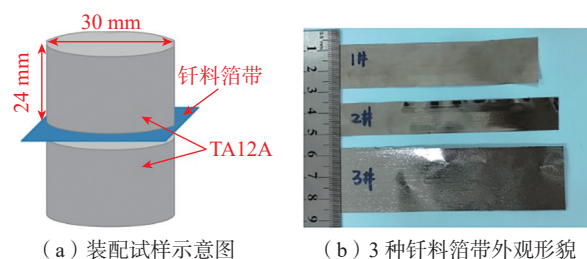
本研究采用已在航空产品中成熟应用的 Ti57CuZrNi (1#, Ni+Cu 质量分数为 32%)、课题组自行研制的 TiZrCuNiAg (2#, Ni+Cu 质量分数为 26%) 和 ZrTiNiNbCuCo (3#, Ni+Cu 质量分数为 16%) 共 3 种钎料,开展了 TA12A 钛合金自身真空钎焊研究,通过分析钎焊热循环对 TA12A 合金母材自身的组织和性能的影响规律,结合各钎料接头的显微组织和物相组成,对比不同钎料对应的接头力学性能,优选出可实现 TA12A 钛合金自身高性能钎焊的钎料和工艺。

1 试验材料及方法

本研究选用直径 220 mm 的锻制 TA12A 钛合金棒

材作为焊接母材,其名义化学成分为 Ti-5.5Al-3.5Sn-3.0Zr-0.7Mo-0.3Si-0.4Nb-0.4Ta (质量分数),合金相变温度为 (1000 ± 10) °C。试样尺寸及焊前装配方式如图 1(a) 所示。试验选用的 1#~3# 钎料均为非晶态箔带,厚度分别为 45 μm 、50 μm 、35 μm 。其中,1#、2# 钎料采用单层装配,3# 钎料采用双层装配,3 种钎料箔带外观如图 1(b) 所示。1#~3# 钎料对应的熔化温度范围分别是 883~895 °C、813.5~820.2 °C、787.1~809.3 °C。

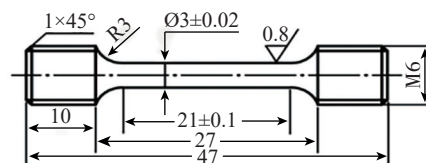
钎焊接头采用对接形式,焊后机加工成标准棒状拉伸试样(图 2)。钎焊过程在真空辐射加热炉中进行,具



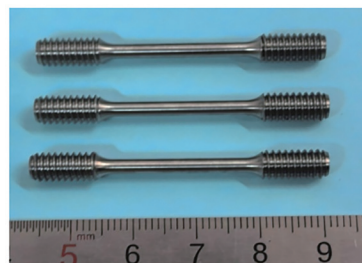
(a) 装配试样示意图 (b) 3 种钎料箔带外观形貌

图 1 装配试样示意图及 3 种钎料箔带外观形貌

Fig.1 Assembly schematic of the specimen and morphology of three brazing filler foils



(a) 拉伸试样示意图 (mm)



(b) 拉伸试样实物图

图 2 拉伸试样示意图及实物图

Fig.2 Schematic diagram and physical image of tensile test specimen

体工艺参数如下:加热峰值温度为 930 ℃,保温时间为 45 min,加热过程升温速率为 10 ℃/min,真空度保持在 $7.0 \times 10^{-3} \sim 1.0 \times 10^{-3}$ Pa,保温结束后随炉冷却至室温。

采用场发射扫描电镜 Sigma 300 观察接头显微组织(背散射电子成像模式)及断口形貌(二次电子成像模式),利用能谱分析仪 Oxford C SWIFT 对焊缝区域及断口进行微区化学成分分析,应用电子背散射衍射仪 JEOL IT 8100 完成晶粒取向测定与物相鉴别。结合 TA12A 钛合金钎焊接头实际服役环境温度要求,本试验通过万能试验机测试接头室温及高温 500 ℃ 条件下的抗拉强度,每组测试 3 根标准试样并取平均值。采用显微维氏硬度仪 Q10A+ 测试母材基体及焊缝区域的硬度值,其中母材基体测试采用 $HV_{0.3}$ 载荷条件,焊缝区域测试采用 $HV_{0.05}$ 载荷条件。

2 试验结果与讨论

2.1 钎焊热循环对 TA12A 钛合金母材组织和性能的影响

对于纯钛及钛合金进行钎焊工艺参数选择时,一般要求钎焊温度低于被焊母材的相变温度,同时也要验证制定的钎焊参数热循环过程对母材组织性能的影响。本钎焊试验温度为 930 ℃,较所选钎料的最高液相线温度(895 ℃)高出 35 ℃,同时低于 TA12A 钛合金 β 相转变温度(1000 ℃)。参考 TA15^[8]、T150/TC19^[9] 等钛合金钎焊研究结果,设计保温时间为 45 min。本研究从金相组织特征、显微硬度及抗拉力学性能 3 个方面,系统分析了真空钎焊热循环对于 TA12A 钛合金母材组织与性能的影响规律。

图 3 展示了原始状态母材及经过钎焊热循环后的显微组织形貌。可见,原始态母材由等轴 α 相(初生相)、

片层 α 相(次生相)和少量 β 相组成。经过真空钎焊热循环后,母材的物相组成保持不变,但组织特征发生变化:等轴 α 相的晶粒尺寸增大,相含量由 40% 增加到 45%;片层 α 相的厚度略有增加,但相对含量减少,该现象与文献 [10] 中研究结论相符。虽然钎焊热循环的温度低于相变临界温度,不会诱发母材发生明显相变,但由于真空钎焊采用随炉冷却方式,冷却速率相对较慢,较小的过冷度更有利于 β 相向等轴 α 相的转变。

如图 4 所示,对两种状态下母材表面进行了显微硬度测试(测试载荷 $HV_{0.3}$)。结果表明,原始态母材表面平均硬度值为 333.4 $HV_{0.3}$,经过钎焊热循环后的母材维氏硬度平均值降低至 304.2 $HV_{0.3}$,硬度降低幅度为 8.8%。如图 5 所示,对比两种状态母材的力学性能可见,钎焊热循环使母材的室温抗拉强度平均值从 959 MPa 下降至 924 MPa(降幅 3.65%),500 ℃ 条件下抗拉强度平均值从 644 MPa 下降到 613 MPa(降幅 4.81%)。通常,材料制备过程通过固溶处理或退火等来获得更加优异的综合力学性能。而真空钎焊的冷却速率大多难以与母材常规热处理的冷却速率(空冷、油淬等)保持一致。采用真空钎焊或真空扩散焊时,为保证焊接过程中界面不受氧化、维持炉内真空状态,往往难以实现较大冷却速度。因此,采用真空钎焊方法,理论上会带来材料性能的一定衰减,这归因于基体组织的晶粒长大。综上所述,本研究中,钎焊热循环过程会导致母材基体的硬度

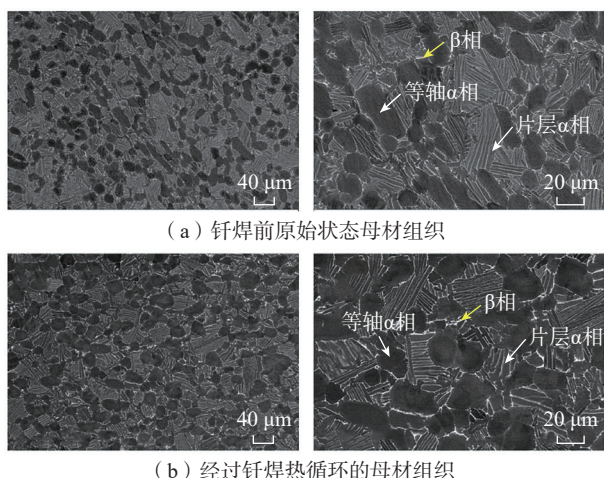


图 3 TA12A 钛合金母材显微组织形貌

Fig.3 Microstructure of TA12A titanium alloy base metal



(a) 原始态母材 (b) 经过钎焊热循环的母材

图 4 TA12A 钛合金母材表面显微硬度微观形貌

Fig.4 Microhardness indentation morphology on TA12A titanium alloy substrate surface

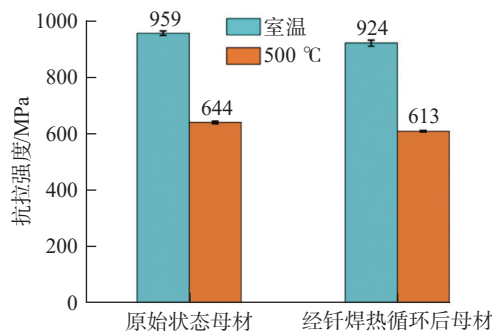


图 5 TA12A 钛合金母材拉伸性能

Fig.5 Tensile properties of TA12A titanium alloy substrate

值和抗拉强度出现小幅下降。

2.2 TA12A 钛合金钎焊接头的微观组织分析

图6为3种钎料在930℃、保温45min工艺参数下获得的TA12A钛合金钎焊接头典型组织的背散射电子图像。可以看出,3种钎料的钎焊接头界面冶金结合质量良好,未观察到裂纹、气孔等缺陷。具体而言,采用1#钎料所得接头的钎缝宽度约为140μm,整个焊缝区域均为钎料反应区,主要由片层(或针状) α -Ti、 β -Ti、 $(\text{Ti}, \text{Zr})_2(\text{Cu}, \text{Ni})$ 化合物组成,其组织特征接近魏氏体组织^[11],结合表1中的能谱分析结果可知,微区(图6中数字1~12所指区域)1、2、4均为片层 α 相,平均长度为23.4μm,属于Cu、Ni含量很少的 α -Ti;微区3呈现细小的灰色、黑色和白色3种相,根据文献[12-14]的研究结论,Cu、Ni在 α -Ti的极限固溶度分别为2%和0.5%(质量分数)、在 β -Ti的极限固溶度分别为17%和12%(质量分数),Ni、Cu可以在钎料反应区冷却过程中发生 $\beta \rightarrow \alpha + (\text{Ti}, \text{Zr})_2\text{Cu}$ 和 $\beta \rightarrow \alpha + (\text{Ti}, \text{Zr})_2\text{Ni}$ 两种共析反应,生成 $(\text{Ti}, \text{Zr})_2(\text{Cu}, \text{Ni})$ 化合物,因此推断微区3为 β -Ti、 α -Ti与 $(\text{Ti}, \text{Zr})_2(\text{Cu}, \text{Ni})$ 化合物。采用2#钎料获得的接头组织与采用1#钎料所得接头组织相似,钎缝宽度约为150μm,但片层 α 相的所占比

例增加,平均长度为19.7μm。微区7的组织形貌及能谱结果与微区3基本一致,同样判定为 β -Ti、 α -Ti与 $(\text{Ti}, \text{Zr})_2(\text{Cu}, \text{Ni})$ 化合物。不同的是,在焊缝的中间位置反应生成了少量白色物相(图6(b))中微区8),根据文献[15-17]的结论,Si容易与Ti、Zr形成化合物相,结合能谱结果,推测该物相可能为 $(\text{Ti}, \text{Zr})_3\text{Si}$ 化合物相。3#钎料对应的钎焊接头与1#、2#钎料所得接头相比,组织形貌存在明显差异,钎缝宽度增至约170μm,且呈现明显的分区特征,包括中间的钎料反应区(约110μm)和接近两侧母材的扩散反应区(约30μm)。其中,钎料反应区由微区10、11、12所代表的物相组成,根据能谱元素分析结果,判断分别为 α -Ti(含Zr)相、 $(\text{Ti}, \text{Zr})_3(\text{Cu}, \text{Ni})$ 相和 β -Ti、 α -Ti与 $(\text{Ti}, \text{Zr})_2(\text{Cu}, \text{Ni})$ 化合物,扩散反应区主要由微区9(α -Ti(含Zr))组成,其成分组成与微区10相似,Zr含量较低,但组织尺寸明显更大。钎料反应区的片层(或针状)的组织尺寸相对更细小,平均长度仅为6.5μm,表明Co、Nb元素的加入能够有效调控界面组织,实现晶粒细化效果。微区12的 β -Ti、 α -Ti与 $(\text{Ti}, \text{Zr})_2(\text{Cu}, \text{Ni})$ 化合物数量明显减少,这与3#钎料的Cu+Ni的含量低密切相关。总体而言,3#钎料所得接头组织整体分布更加均匀,而1#、2#钎料所得接头

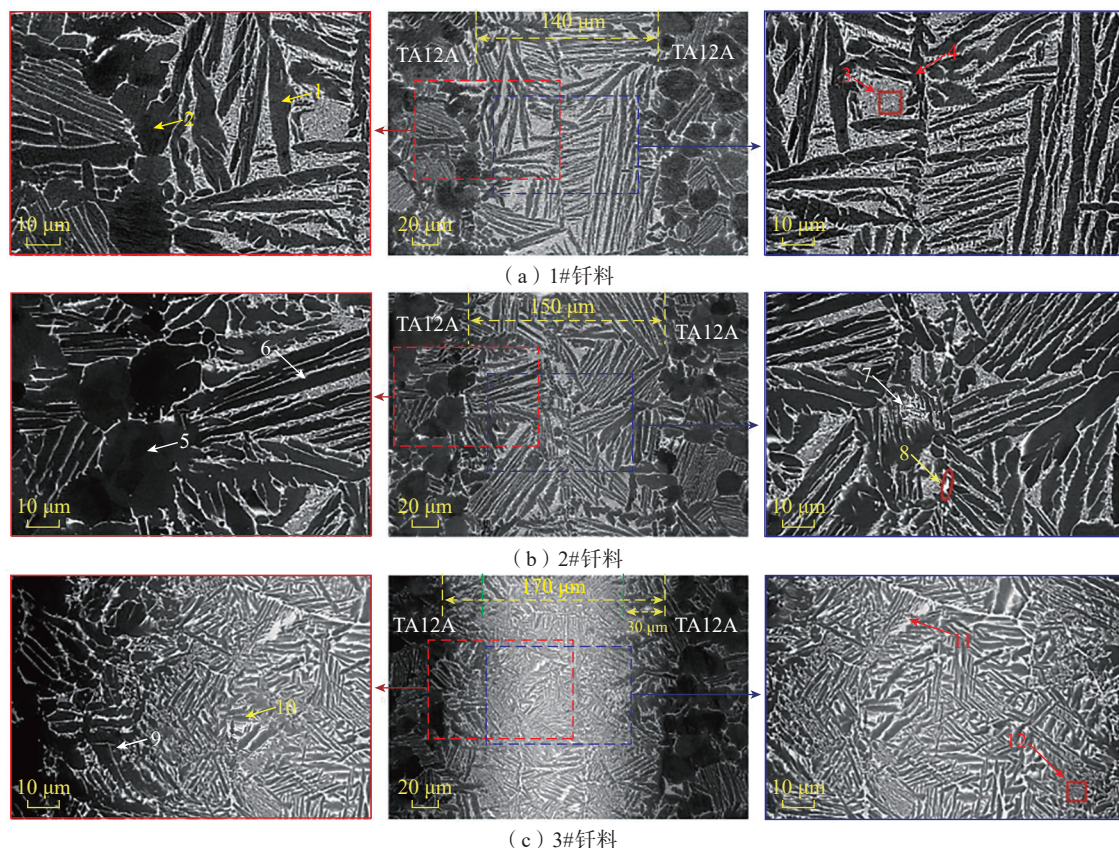


图6 不同钎料对应TA12A钛合金钎焊接头组织背散射电子图像

Fig.6 Backscattered electron images of TA12A titanium alloy brazed joints with different filler metals

钎焊缝的几何对称中心存在明显的界面分界,两侧组织呈现对称分布特征。

为进一步明确焊缝中物相的特征类型及组织的取向分布信息,选取 2# 钎料所得接头焊缝的典型区域进行 EBSD 分析,结果如图 7 所示。由图 7 (b) 的界面组织取向分布分析可知,焊缝区的晶粒无明显择优取向,呈现无织构组织状态,与母材区域形成明显差异;该区域存在大量小角度晶界,并且晶粒尺寸明显大于母材晶粒尺寸。界面相分布特征如图 7 (c) 所示,以 Ti-HCP (或 Ti-Hex) 结构针状组织为基体,不足 2% 的 Ti_2Cu 金属间化合物均匀弥散分布在界面处,其尺寸在 $1\sim 2\text{ }\mu\text{m}$ 。界面以 Ti-HCP (α 相) 结构为主, [001] 方向的细小晶粒分布在 [101] 和 [010] 方向晶粒的晶界处。尽管钎料体系中含有 Ni 元素,可能形成 TiNi 化合物,

但在本研究中并未发现。焊缝界面主要由 α -Ti、少量 β -Ti 及 Ti_2Cu 、 Ti_2Ni 金属间化合物构成,其中 α -Ti 的占比约为 95%,与能谱分析的结果基本一致。

对图 6 所示 3 种钎料的钎焊接头典型组织界面进行元素面扫描分析,结果如图 8 所示。1# 钎料所得接头界面主要由 Ti 元素及微量 Zr、Cu、Ni、Al 元素组成,其中 Al 元素由母材扩散进入钎料反应区,而 Zr、Cu、Ni 均匀分布于钎料反应区,基本未向母材扩散。2# 钎料对应接头界面元素分布特征与 1# 钎料类似,Ag 元素同样仅均匀分布于钎料反应区。值得注意的是,Zr、Si 元素在钎料反应区中间位置存在富集现象,说明 Si 元素由母材向焊缝发生了扩散,并与钎料中的 Zr 反应生成化合物。3# 钎料接头界面组织更为细小,钎料反应区的元素分布相对更为均匀,Ti、Zr、Ni、Nb、Al 5 种元素

表 1 图 6 中微区 1~12 的 EDS 分析结果(质量分数)
Table 1 EDS analysis results of micro-area 1~12 in Fig.6 (mass fraction)

微区	Ti	Cu	Ni	Zr	Al	Ag	Co	Nb	Sn	Si	推测物相
1	84.95	1.81	0.05	4.45	5.05	—	—	—	—	—	α -Ti
2	85.58	0.50	—	2.91	6.38	—	—	—	3.43	—	α -Ti
3	71.30	9.21	3.78	8.39	3.32	—	—	—	—	—	β -Ti、 α -Ti、 $(\text{Ti}, \text{Zr})_2(\text{Cu}, \text{Ni})$
4	84.67	2.06	0.20	4.80	4.95	—	—	—	2.49	—	α -Ti
5	86.20	0.15	—	2.71	6.38	—	—	—	3.41	—	α -Ti
6	84.00	1.23	0.29	4.26	5.33	—	—	—	3.05	—	α -Ti
7	72.71	6.62	5.35	6.80	3.12	1.05	—	—	2.48	—	β -Ti、 α -Ti、 $(\text{Ti}, \text{Zr})_2(\text{Cu}, \text{Ni})$
8	39.80	1.52	1.26	40.88	0.95	0.38	—	—	1.50	11.52	$(\text{Ti}, \text{Zr})_3\text{Si}$
9	75.50	0.62	0.23	12.96	5.10	—	—	1.43	3.25	—	α -Ti (含 Zr)
10	65.62	0.59	0.10	23.76	4.44	—	—	2.50	2.51	—	α -Ti (含 Zr)
11	30.50	8.32	10.76	41.22	4.58	—	1.53	1.56	1.11	—	$(\text{Ti}, \text{Zr})_3(\text{Cu}, \text{Ni})$
12	40.69	5.90	6.03	36.25	3.54	—	1.05	2.30	1.97	—	β -Ti、 α -Ti、 $(\text{Ti}, \text{Zr})_2(\text{Cu}, \text{Ni})$

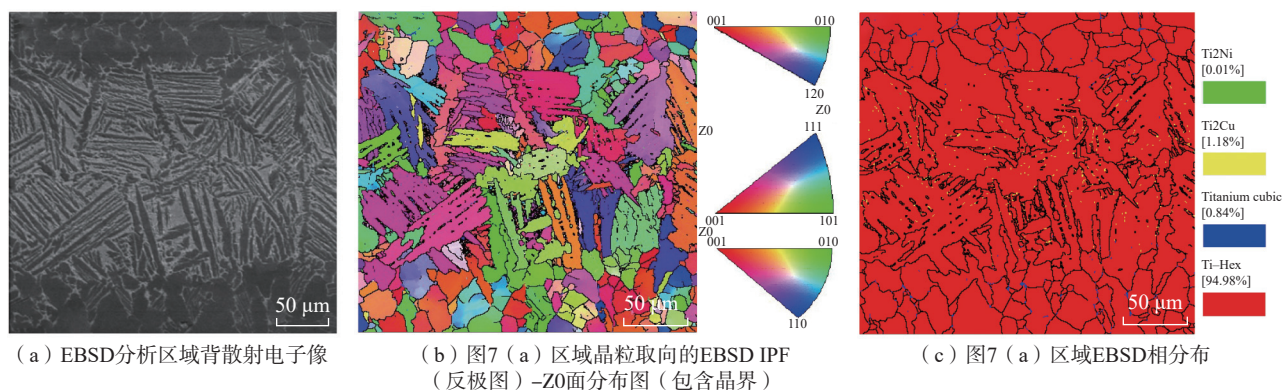
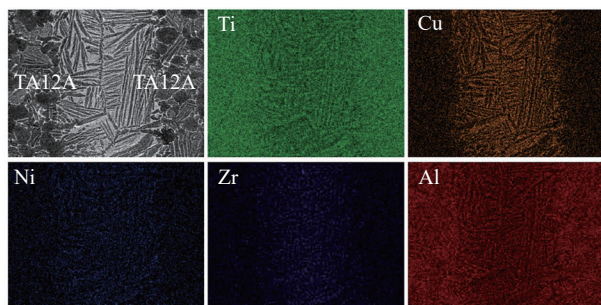
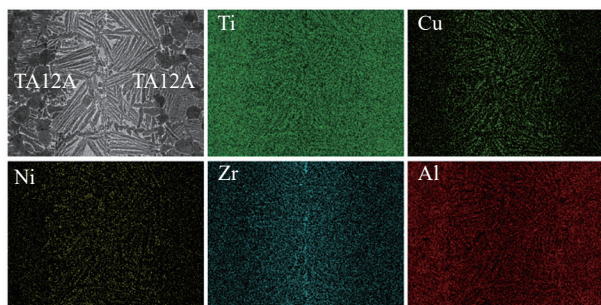


图 7 2# 钎料对应 TA12A 钛合金钎焊接头组织背散射电子图像

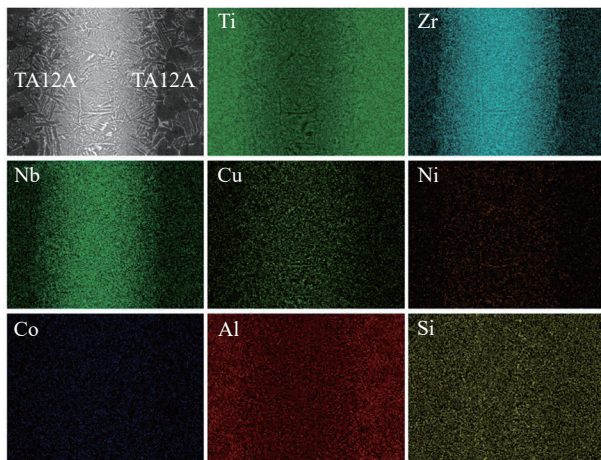
Fig.7 Backscattered electron images of TA12A titanium alloy brazed joint using filler metal 2#



(a) 1#钎料



(b) 2#钎料



(c) 3#钎料

图8 TA12A 钛合金钎焊接头组织各元素的面扫描结果

Fig.8 Elemental mapping results of the microstructure of TA12A titanium alloy brazed joints

由母材到钎料反应区形成了明显的过渡分布区域(即扩散反应区)。

2.3 TA12A 钛合金钎焊接头的力学性能

2.3.1 接头的拉伸性能

3种钎料在930℃、保温45 min工艺参数下获得的TA12A钛合金钎焊接头,分别在室温和500℃条件下进行力学性能测试,结果如图9所示。1#、2#、3#3种钎料接头的室温平均抗拉强度分别为911 MPa、894 MPa

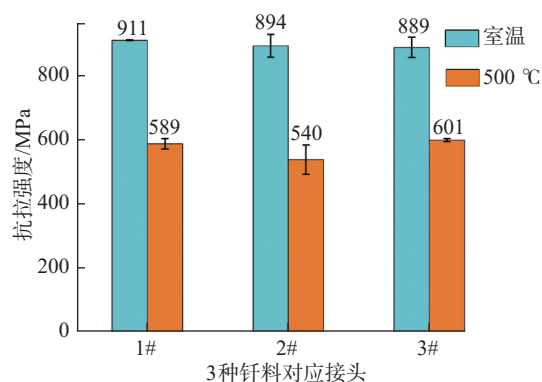


图9 3种钎料对应TA12A钛合金钎焊接头室温及500℃条件下的抗拉强度

Fig.9 Tensile strength of TA12A titanium alloy brazed joints with three filler metals at room temperature and 500℃

和889 MPa,其中3#钎料对应接头的室温强度最高达924 MPa,强度系数达到初始母材强度的96%。在500℃条件下,3种钎料接头的平均抗拉强度分别为589 MPa、540 MPa和601 MPa,其中3#钎料对应接头的500℃条件下强度最高达606 MPa,强度系数达到母材初始强度的94%,3个试样均断裂于母材区域,且3#钎料对应接头的高温强度分散度更小,数据稳定性更优。综合比较可得:3种钎料钎焊接头的室温强度基本相当,且所有接头均断裂于钎缝处;在500℃条件下,3#钎料对应接头的平均强度更高,高温性能更稳定,3个接头均断于母材区域,而1#、2#钎料对应接头各自仅有一个试样断于母材区域。结合微观组织分析,3#钎料接头强度相对更高的原因在于:3#钎料反应区的组织更细小,起到强化作用,且3#钎料对应接头界面组织中的 $(\text{Ti}, \text{Zr})_2(\text{Cu}, \text{Ni})$ 或 $(\text{Ti}, \text{Zr})_3(\text{Cu}, \text{Ni})$ 的金属间化合物的含量相对更低。

2.3.2 接头的显微硬度

图10展示了3种钎料对应的TA12A钛合金钎焊接头内部硬度分布特征。总体上,母材区域的硬度值略高于焊缝中心区域,但图10(b)两侧母材硬度值差异较大,是由于母材中等轴 α 相的硬度值为380HV,显著低于片层 $\alpha+\beta$ 相的硬度值445HV。1#钎料对应接头焊缝中间位置的硬度值相对较低,原因可能是该区域存在相对较多的 $\beta\text{-Ti}$ 、 $\alpha\text{-Ti}$ 与 $(\text{Ti}, \text{Zr})_2(\text{Cu}, \text{Ni})$ 化合物相。3#钎料对应接头内部的硬度值波动最小,与接头组织整体分布更加均匀有关。

2.4 TA12A 钛合金钎焊接头的断口分析

图11所示为3种钎料在930℃/45 min工艺参数下所得钎焊接头,在室温和500℃条件下的典型断口形貌。其中,3#钎料对应接头在500℃条件下均断裂于母材,因此未对断口进行形貌观察。图11(a)和(b)所示为

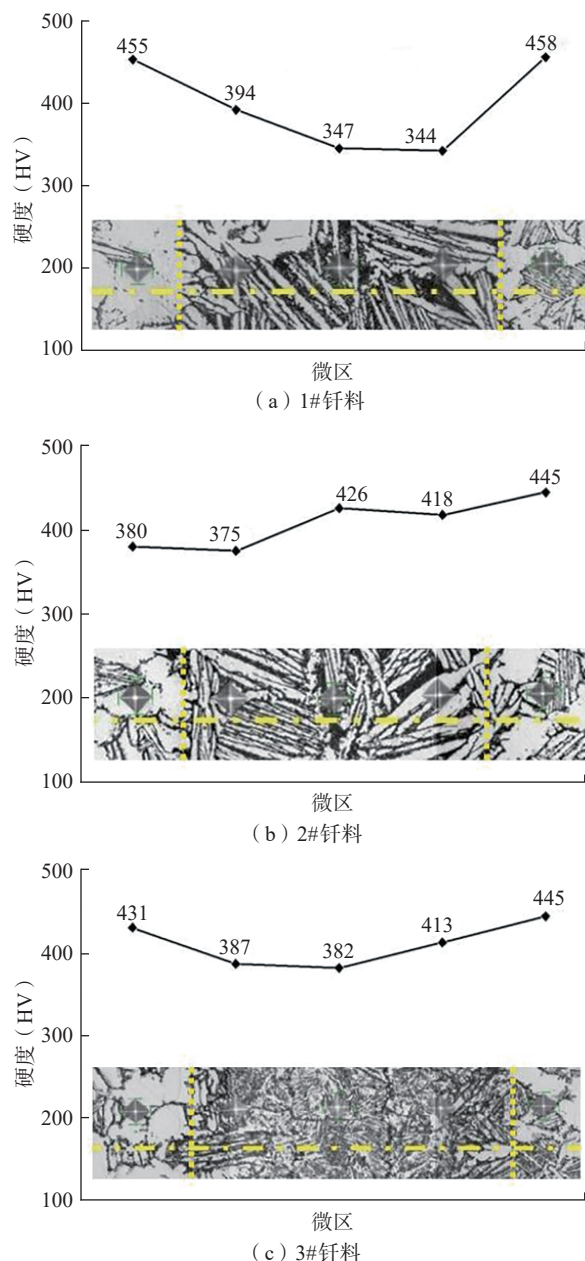


图 10 3 种钎料对应 TA12A 钛合金钎焊接头内部硬度值分布
Fig.10 Hardness distribution across TA12A titanium alloy brazed joints using three filler metals

1# 钎料焊接接头在室温和 500 °C 条件下的断口形貌,均表现为脆性断裂,出现大量解理平面和 $\alpha+\beta$ 片层结构,并且 500 °C 条件下的断口局部可观察到母材的晶界,说明断裂路径在焊缝局部贯穿了钎料反应区。图 11 (c) 和 (d) 所示为 2# 钎料钎焊接头断口形貌,同样为脆性断裂特征,室温测试条件下的断面呈现出近似河流状花样。图 11 (e) 所示为 3# 钎料对应接头室温下断口形貌,可观察到典型的河流花样,分布大量解理平面和 $\alpha+\beta$ 片层结构,判断为脆性断裂^[14]。综上所述,3 种钎料对应接头在室温和 500 °C 条件下均为脆性断裂。

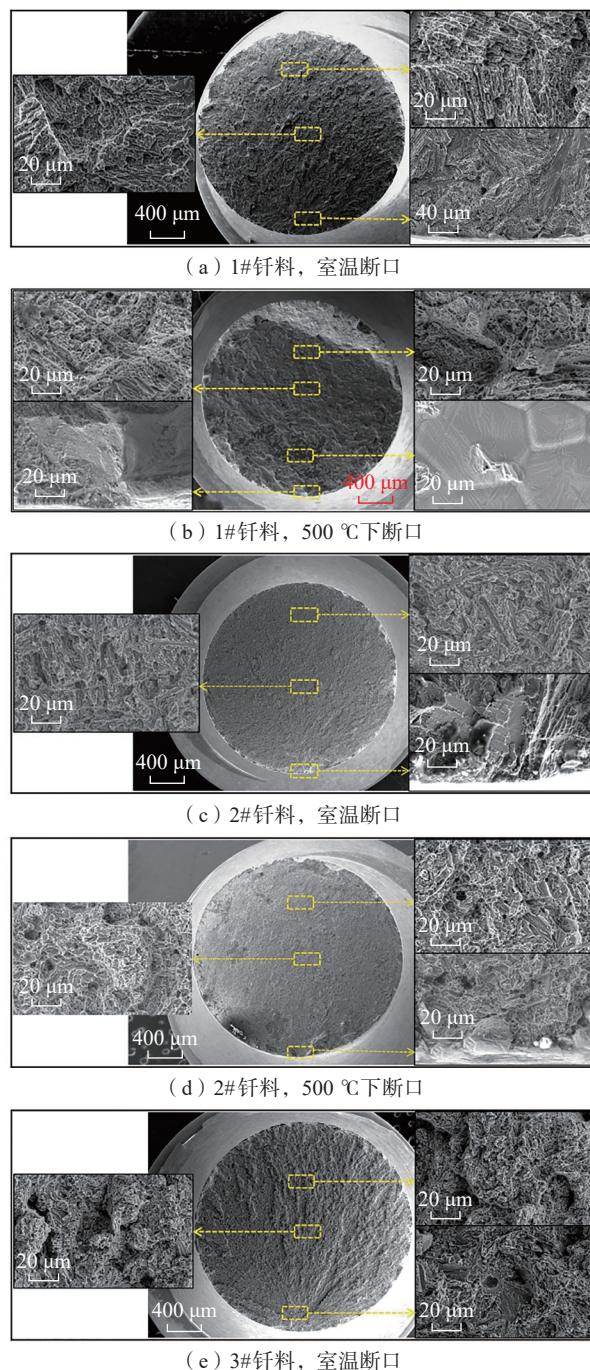


图 11 3 种钎料对应 TA12A 钛合金钎焊接头断口微观形貌
Fig.11 Fracture surface morphologies of TA12A titanium alloy brazed joints with three filler metals

3 结论

(1) 经 930 °C /45 min 钎焊热循环后, TA12A 钛合金未发生相变,但等轴 α 相晶粒发生一定程度粗化,等轴 α 相含量由 40% 增至 45%。热循环导致母材显微硬度下降 8.8% (从 333.4HV_{0.3} 降低至 304.2HV_{0.3}),同时室温及 500 °C 条件下抗拉强度分别降低 3.65% (从 959 MPa 降低至 924 MPa) 和 4.81% (从 644 MPa 降低至 613 MPa)。

(2) Ti57CuZrNi (1#)、TiZrCuNiAg (2#) 和 ZrTiNiNbCuCo (3#) 3 种钎料均可实现 TA12A 钛合金的可靠钎焊连接, 3 种钎料对应接头焊缝组织主要由 α -Ti、 $(\text{Ti}, \text{Zr})_2(\text{Cu}, \text{Ni})$ 化合物及少量 β -Ti 组成, 其中 3# 钎料对应接头组织更均匀细小, 存在明显扩散反应区。结果说明钎料体系不同导致接头界面组织差异, 3#Zr 基钎料钎焊所得接头的组织细小, 提升了接头性能。

(3) 3 种钎料所得接头的室温平均抗拉强度分别为 911 MPa、894 MPa、889 MPa, 500 °C 条件下平均抗拉强度分别为 589 MPa、540 MPa、601 MPa。其中 3# 钎料接头在室温和 500 °C 下最高抗拉强度分别为 924 MPa 和 606 MPa, 分别达到母材的 96% 和 94%, 且高温断裂均发生于母材区域, 综合性能略优于 1#、2# 钎料。

参考文献

- [1] 曹京霞, 弭光宝, 蔡建明, 等. 高温钛合金制造技术研究进展[J]. 钛工业进展, 2018, 35(1): 1-8.
- [2] CAO Jingxia, MI Guangbao, CAI Jianming, et al. Progress on manufacturing technology of high temperature titanium alloys[J]. Titanium Industry Progress, 2018, 35(1): 1-8.
- [3] 王清江, 刘建荣, 杨锐. 高温钛合金的现状与前景[J]. 航空材料学报, 2014, 34(4): 1-26.
- [4] WANG Qingjiang, LIU Jianrong, YANG Rui. High temperature titanium alloys: Status and perspective[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2014, 34(4): 1-26.
- [5] 杜予珏, 郝芳, 雷锦文, 等. 锻造工艺对 TA12A 钛合金组织性能的影响规律研究[J]. 锻压技术, 2015, 40(8): 124-127.
- [6] DU Yuxuan, HAO Fang, LEI Jinwen, et al. Study on influence of forging process on microstructure and properties of titanium alloy TA12A[J]. Forging & Stamping Technology, 2015, 40(8): 124-127.
- [7] 任萍, 张炳海, 崔泽君, 等. TA12 改进型钛合金电子束焊接头性能分析[J]. 航空制造技术, 2010, 53(1): 78-80.
- [8] REN Ping, ZHANG Binghai, CUI Zejun, et al. Performance analysis of TA12 titanium alloy by modified weld joint electron beam welding method[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2010, 53(1): 78-80.
- [9] 张芳, 徐建成, 张庆云. TA12 钛合金电子束焊接的显微组织和力学性能[J]. 航空精密制造技术, 2016, 52(1): 47-49.
- [10] ZHANG Fang, XU Jiancheng, ZHANG Qingyun. Microstructure and mechanical properties of TA12 titanium alloy with electron beam welding[J]. Aviation Precision Manufacturing Technology, 2016, 52(1): 47-49.
- [11] 温志先, 刘洋, 汪永阳, 等. 高温钛合金 TA12 激光-MIG 复合焊应力场有限元分析[J]. 电焊机, 2014, 44(12): 94-98.
- [12] WEN Zhixian, LIU Yang, WANG Yongyang, et al. FEA of residual stress of TA12 alloy in laser-arc hybrid welding[J]. Electric Welding Machine, 2014, 44(12): 94-98.
- [13] 黄亮. 高温钛合金扩散焊界面缺陷的形成及对力学性能的影响[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2015.
- [14] HUANG Liang. The formation of defects on diffusion bonding interface of Ti alloys under elevated temperature and their effects on the mechanical properties[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2015.
- [15] 淮军锋, 郭万林, 李天文. TA15 钛合金钎焊工艺与接头组织性能研究[J]. 航空材料学报, 2013, 33(3): 64-68.
- [16] HUAI Junfeng, GUO Wanlin, LI Tianwen. Brazing technology and joint properties of TA15 titanium alloy[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2013, 33(3): 64-68.
- [17] 淮军锋, 尚泳来, 任海水, 等. Ti150 与 TC19 异种钛合金钎焊工艺与接头性能研究[J]. 电焊机, 2022, 52(6): 93-98, 104.
- [18] HUAI Junfeng, SHANG Yonglai, REN Haishui, et al. Research on the brazing process and joint properties of Ti150/TC19 dissimilar titanium alloys[J]. Electric Welding Machine, 2022, 52(6): 93-98, 104.
- [19] 陈飞, 周瑜, 王柯. TA12A 钛合金热处理过程中等轴和片层 α 相演变行为研究[J]. 钛工业进展, 2021, 38(1): 1-5.
- [20] CHEN Fei, ZHOU Yu, WANG Ke. Evolution of equiaxed and lamellar α phase during heat treatment of TA12A titanium alloy[J]. Titanium Industry Progress, 2021, 38(1): 1-5.
- [21] 静永娟, 李晓红, 岳喜山. TC1 钛合金蜂窝夹层结构的钎焊工艺研究与分析[J]. 航空制造技术, 2012, 55(13): 137-139, 152.
- [22] JING Yongjuan, LI Xiaohong, YUE Xishan. Research and analysis of processing parameter for brazing honeycomb sandwich construction in titanium alloy[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2012, 55(13): 137-139, 152.
- [23] PETERS M, HEMPTENMACHER J, KUMPFERT J, et al. Structure and properties of titanium and titanium alloys[M]. Hoboken: John Wiley & Sons, Ltd, 2005.
- [24] 邓云华, 王文森, 陶军. 钛合金仿莲房芯体夹层结构钎焊界面组织与性能[J]. 稀有金属材料与工程, 2021, 50(9): 3218-3224.
- [25] DENG Yunhua, WANG Wensen, TAO Jun. Brazing interface microstructure and mechanical properties of titanium alloy lotus-like core sandwich structure[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2021, 50(9): 3218-3224.
- [26] 宋晓国, 曹健, 李兆光, 等. TiZrNiCu 钎料钎焊 Ti53311S 高温钛合金接头界面结构及性能[J]. 稀有金属材料与工程, 2013, 42(8): 1694-1698.
- [27] SONG Xiaoguo, CAO Jian, LI Zhaoguang, et al. Interfacial microstructure and properties of Ti53311S titanium alloy joints brazed using TiZrNiCu filler metal[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2013, 42(8): 1694-1698.
- [28] 蒋积超. Ti-Zr-M(M=Si, Co) 三元系合金相图 773K 等温截面[D]. 南宁: 广西大学, 2009.
- [29] JIANG Jichao. Ti-Zr-M (M=Si, Co) ternary system alloy phase diagram 773K isothermal section[D]. Nanning: Guangxi University, 2009.
- [30] SALPADORU N H, FLOWER H M. Phase equilibria and transformations in a Ti-Zr-Si system[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 1995, 26(2): 243-257.
- [31] 陈敬超, 郭学鹏, 杜焰, 等. Ti-Zr-Si 合金的时效转变与显微组织分析[J]. 宇航材料工艺, 2004, 34(1): 42-46.
- [32] CHEN Jingchao, GUO Xuepeng, DU Yan, et al. Microstructure and phase transformation in aging for Ti-Zr-Si alloy[J]. Aerospace Materials & Technology, 2004, 34(1): 42-46.

(责编 阳光)