

文章编号: 1004-0609(2005)01-0024-09

不同钎料对 Ti_3Al 基合金钎焊接头强度及界面微观组织的影响^①

何 鹏¹, 冯吉才¹, 周 恒²

(1. 哈尔滨工业大学 现代焊接技术国家重点实验室, 哈尔滨 150001;

2. 北京矿冶研究总院, 北京 100001)

摘 要: 研究了 Ti_3Al 基合金真空钎焊及接头组织性能; 分析了不同钎料对接头界面组织和剪切强度的影响, 初步优选了钎料, 优化了钎焊连接规范参数; 利用电子探针、扫描电镜和 X 射线衍射等方法对接头进行了定性和定量分析。结果表明: 采用 NiCrSiB 钎料连接时, 在界面处有金属间化合物 TiAl_3 、 AlNi_2Ti 和 Ni 基固溶体生成, TiAl_3 和 AlNi_2Ti 的生成降低了接头的剪切强度; 采用 TiZrNiCu 钎料连接时, 在界面处有金属间化合物 Ti_2Ni 、 $\text{Ti}(\text{Cu}, \text{Al})_2$ 和 Ti 基固溶体生成, Ti_2Ni 和 $\text{Ti}(\text{Cu}, \text{Al})_2$ 的形成降低了接头的剪切强度; 采用 AgCuZn 钎料连接时, 在界面处生成 TiCu 、 $\text{Ti}(\text{Cu}, \text{Al})_2$ 和 Ag 基固溶体, TiCu 和 $\text{Ti}(\text{Cu}, \text{Al})_2$ 的生成是降低接头剪切强度的主要原因; 采用 CuP 钎料连接时, 在界面处生成了 Cu_3P 、 TiCu 和 Cu 基固溶体, Cu_3P 和 TiCu 使接头的剪切强度降低; 对于 NiCrSiB 钎料, 当连接温度为 1 373 K, 连接时间为 5 min 时, 接头的剪切强度最高为 219.6 MPa; 对于 TiZrNiCu 钎料, 当连接温度为 1 323 K, 连接时间为 5 min 时, 接头的最高剪切强度为 259.6 MPa; 对于 AgCuZn 钎料, 当连接温度为 1 173 K, 连接时间为 5 min 时, 接头的最高剪切强度为 125.4 MPa; 对于 CuP 钎料, 当连接温度为 1 223 K, 连接时间为 5 min 时, 接头的最高剪切强度为 98.6 MPa; 采用 TiZrNiCu 钎料连接 Ti_3Al 可获得最大接头强度。

关键词: Ti_3Al 基合金; 钎焊; 界面组织; 剪切强度

中图分类号: TG 406

文献标识码: A

Microstructure and strength of brazed joints of Ti_3Al -base alloy with different filler metals

HE Peng¹, FENG Jī-cai¹, ZHOU Heng²

(1. State Key Laboratory of Advanced Welding Production Technology,
Harbin Institute of Technology, Harbin 150001, China;

2. Beijing General Research Institute of Mining and Metallurgy, Beijing 100001, China)

Abstract: The interfacial microstructure and properties of brazed joints of Ti_3Al -based alloy were investigated. The effects of different brazing fillers on interfacial microstructure and shear strength were studied. And the optimum joining parameters were given. The brazed joints were qualitatively and quantitatively analyzed by means of EPMA, SEM and XRD. The results show that using brazing filler NiCrSiB , TiAl_3 , AlNi_2Ti and Ni [s, s] are formed at the interface of joint, and the formation of Ti_3Al and AlNi_2Ti decreases the shear strength. Using brazing filler TiZrNiCu , Ti_2Ni , $\text{Ti}(\text{Cu}, \text{Al})_2$ and Ti [s, s] are formed at the interface of joint, the formation of intermetallics Ti_2Ni and $\text{Ti}(\text{Cu}, \text{Al})_2$ decreases the shear strength. Using brazing filler AgCuZn , TiCu , $\text{Ti}(\text{Cu}, \text{Al})_2$ and Ag [s, s] are formed, the shear strength of the joint is decreased because of the formation of TiCu and $\text{Ti}(\text{Cu}, \text{Al})_2$. Using brazing filler CuP , Cu_3P , TiCu and Cu [s, s] are formed at the interface of the joint, the former two intermetallics decrease the shear strength. The analysis also indicates that using brazing filler NiCrSiB , the optimum brazing par-

① 收稿日期: 2004-06-12; 修订日期: 2004-10-10

作者简介: 何 鹏(1972-), 男, 博士。

通讯作者: 何 鹏, 博士; 电话: 0451-86418146; E-mail: hepeng@hope.hit.edu.cn

rameters for the joint are joining temperature $T=1373\text{ K}$, joining time $t=5\text{ min}$, and the maximum shear strength is 219.6 MPa . To the brazing filler TiZrNiCu, the optimum parameters are temperature $T=1323\text{ K}$, joining time $t=5\text{ min}$, and the maximum shear strength is 259.6 MPa . To the brazing filler AgCuZn, the optimum parameters are joining temperature $T=1173\text{ K}$, joining time $t=5\text{ min}$, and the maximum shear strength is 125.4 MPa . To the brazing filler CuP, the optimum parameters are joining temperature $T=1223\text{ K}$, joining time $t=5\text{ min}$, and the maximum shear strength is 98.6 MPa .

Key words: Ti₃Al-based alloy; brazing; interfacial microstructure; shear strength

近年来,随着材料科学的发展以及能源危机的冲击,航空航天工业对高强度、高弹性模量、低密度、耐高温的新型结构材料的需求越来越迫切^[1]。Ti-Al 系金属间化合物具有比强度高、弹性模量大、高温蠕变强度高和抗氧化性好等优点,被认为是一种理想的具有广阔应用前景的高温结构材料^[2]。目前 Ti₃Al 基合金多用于制造有限的小型铸锻零部件,很少用于加工工艺复杂的构件,其原因之一在于 Ti₃Al 基合金的焊接性问题没有很好地解决,限制了其应用,因此解决好 Ti₃Al 基合金的连接问题非常重要。Ti₃Al 基合金连接的方法分为固相连接和熔化连接,主要有扩散焊^[3, 4]、摩擦焊^[5, 6]、氩弧焊^[7, 8]等。国外有关熔焊的研究表明, Ti₃Al 基合金存在 2 个较突出的问题: 1) 有焊接热裂趋向; 2) 焊缝区与经过热机械处理等工艺得到的基体组织不同,表现出较低的力学性能^[9, 10]。因此,对于 Ti₃Al 基合金用熔焊方法进行连接可焊性较差,尤其在与其异类金属合金的连接时更为突出。但近些年来,随着熔焊技术的发展,采用电子束焊^[11]、激光焊^[9, 10]、氩弧焊^[7, 8]技术已成功地实现了 Ti₃Al 基合金的同种合金自体焊接。如对 TiAl₂Nb₁₄V₃ 合金进行的电子束焊接,未发现冷裂纹等缺陷,焊后焊件接头最高延伸率达 10.47%,首次实现了对实用零件的焊接^[11]。刘博等^[12]通过采用预热防止焊接冷裂纹,而后用焊后热处理改善焊缝组织和性能的方法顺利实现该合金的氩弧焊接,所得焊件的最终室温抗拉强度接近基体,拉伸塑性可提高到 3.89%,满足工程要求。从现有的有限研究结果来看, Ti₃Al 基合金可以采用固态和熔焊工艺焊接,只是其焊后性能,包括室温和高温性能尚未最后确定,不能肯定所有这些方法都可以应用于关键部件的焊接。对焊接性能关键控制因素的了解,依赖于对这些合金物理冶金特点的详细分析,目前 Ti₃Al 基合金焊接中的主要问题仍然是该材料的冶金学特点研究不够。对于 Ti-Al 基合金焊接性具有重要影响的另一方面是间隙元素的影响,任何熔焊工艺都

不可避免地在合金中引入间隙元素,并且这种间隙元素一般就有有害作用,这在该类合金的研究中尚未引起注意。从间隙元素对常规钛合金焊件的影响看,这一点值得深入研究。从现有数据来看, Ti₃Al 基合金的焊接性不存在本质上不可焊的问题,焊接的主要困难在于需找到某种工艺,使焊件室温下仍能保持一定的塑性。本文作者以具有航空发动机应用背景的 Ti₃Al 基合金为对象,采用真空钎焊方法^[13~16],研究镍基钎料、钛基钎料、银基钎料和铜基钎料对 Ti₃Al 基合金的同种合金自体钎焊接头组织及力学性能的影响,为获得高性能的连接接头提供基础数据。

1 实验

实验采用的 Ti₃Al 基合金材料是 Ti-14Al-27Nb(摩尔分数,%)轧制板材,钎料箔片分别为高温钎料 NiCr7-Si5-B3-Fe3、活性钎料 TiZr35-Ni15-Cu15、Ag 基钎料 Ag-Cu34-Zn16 和 Cu 基钎料 Cu-P7.1, Ti₃Al 基合金材料及应用钎料的成分及性能见表 1 和表 2。

表 1 Ti₃Al 基合金材料的成分及性能

Table 1 Mechanical performances of Ti₃Al base alloy

Composition	σ_b / MPa	σ_0 / MPa	δ / %	K_{IC} / (MPa $\cdot$ m ^{1/2})	t / h
Ti-14Al-27Nb	790~831	977	2.1~3.3	16.8	59.5~60

表 2 钎料的成分及性能

Table 2 Composition and property of brazing fillers

Filler	Chemical composition/ %	Melting temperature/ ℃
NiCrSiB	NiCr7-Si5-B3-Fe3	970~1000
TiZrNiCu	TiZr35-Ni15-Cu15	830~850
AgCuZn	Ag-Cu34-Zn16	690~775
CuP	Cu-P7.1	710~800

首先将 Ti_3Al 基合金进行焊前处理, 用 $240^\# \sim 1\,000^\#$ 水砂纸对试件表面磨光, 再用丙酮和无水乙醇冲洗, 晾干。采用如图 1 所示搭接方式对试件进行装配, 钎焊在辐射加热真空扩散焊机中进行。为了防止试件在高温下氧化, 钎焊结束后, 将试件随炉冷却, 当温度冷却到室温时从真空室取出试件。搭接试件焊后在 INSTRON MODEL1186 电子万能试验机上进行拉剪实验, 焊好的试件制成金相试样, 采用 GEOLsuperprobe733 电子探针仪、S-570 扫描电子显微镜等分析方法对钎焊接头的质量进行分析评价。

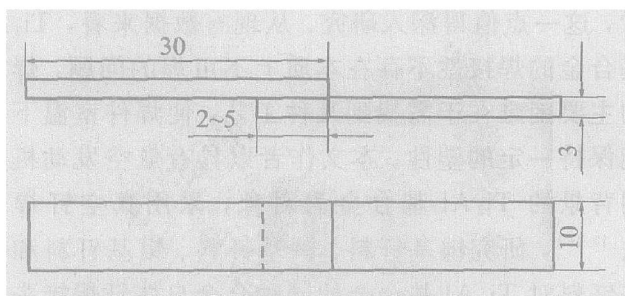


图 1 钎焊接头示意图

Fig. 1 Sketch of brazed joint (unit: mm)

2 结果与讨论

图 2 所示为采用 NiCrSiB 钎料连接 Ti_3Al 基合金的接头背散射像及元素线扫描分布, 界面处可以观察到有 3 个反应层出现, I 区为靠近母材的白色细条状区域, II 区为黑色条状区域, III 区为灰白色区域并分布有大量的黑块。从元素线扫描照片可以看出, Ti 、 Al 元素在 Ti_3Al 基合金母材侧含量较高, 在 $\text{Ti}_3\text{Al}/\text{NiCrSiB}/\text{Ti}_3\text{Al}$ 界面处曲线快速下降, 最终在钎料处出现平台; 与 Ti 、 Al 元素的曲线不同, Ni 、 Si 元素的曲线在界面处上升, 并且在钎料区域出现时高时低的曲线波, 说明钎料中的 Ni 等元素是分散存在的。接头的成分分析结果(表 3)显示, I 区和 II 区主要含 Ti 、 Al 和 Ni 元素; Ni 元素在 III 区富集。由断口 X 射线衍射谱(图 3)可以看出, 界面上反应的产物主要是 TiAl_3 、 AlNi_2Ti 和 $\text{Ni}[\text{s}, \text{s}]$ 。

综上所述, 在 $\text{Ti}_3\text{Al}/\text{NiCrSiB}/\text{Ti}_3\text{Al}$ 钎焊接头中靠近母材的 I 区和 II 区主要是由 TiAl_3 和 AlNi_2Ti 组成, 而 III 区主要是 Ni 基固溶体。采用 TiZrNiCu 钎料连接 Ti_3Al 基合金的接头背散射像及元素线扫描分布如图 4 所示, I 区为靠近母材的灰白色条状区域; II 区为深灰色的条状区域, 介于

钎料和 I 区之间; III 区为白色的基体上分布有大量黑块和少量黑白花纹的区域。从元素线扫描分布可以看出, Ti 、 Al 元素在 Ti_3Al 基合金母材侧含量较高, 在 $\text{Ti}_3\text{Al}/\text{TiZrNiCu}/\text{Ti}_3\text{Al}$ 界面处曲线快速下降, 在钎料处出现曲线波; Ni 、 Cu 元素在界面处上升, 并且在钎料区域也出现时高时低的曲线波, 说明钎料中的 Ni 、 Cu 等元素发生了一定规模的扩散。将线扫描分布和背散射像相对照可以发现: I 区和 II 区主要含 Ti 、 Al 、 Ni 和 Cu 元素, 在这 2 个区域有化合物的生成; Ti 元素在 III 区富集。断口的 X 射线衍射谱(图 5)显示, 界面上反应的产物主要是 Ti_2Ni 、 $\text{Ti}(\text{Cu}, \text{Al})_2$ 和 Ti 基固溶体。由背散射、线扫描、成分分析(表 4)和 X 射线衍射实验结果可

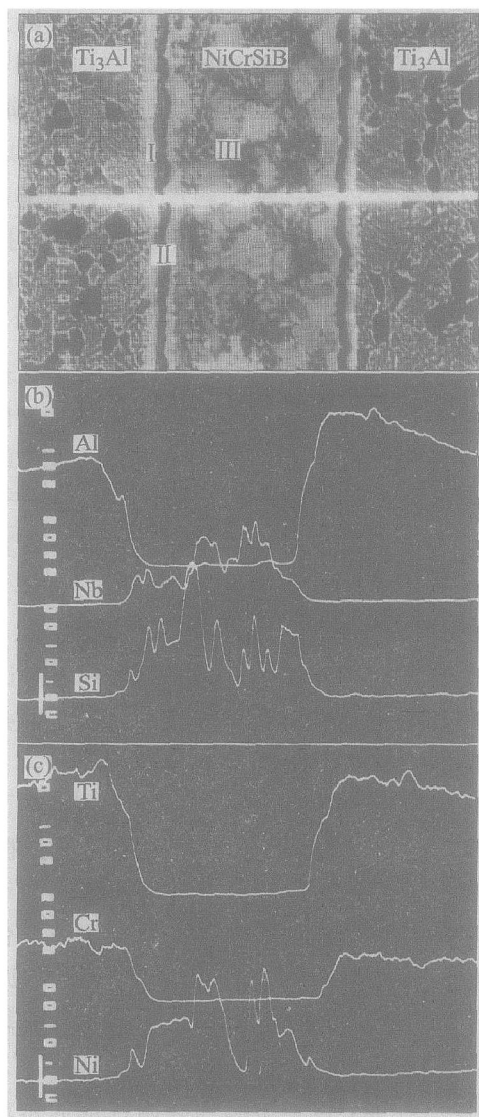


图 2 $\text{Ti}_3\text{Al}/\text{NiCrSiB}/\text{Ti}_3\text{Al}$ 接头背散射像(a)及元素线扫描分布(b, c)

Fig. 2 Backscattered electron image(a) and line scanning distribution of elements(b, c) at $\text{Ti}_3\text{Al}/\text{NiCrSiB}/\text{Ti}_3\text{Al}$ interface ($T = 1\,273\text{ K}$, $t = 5\text{ min}$)

知, 钎料中的 Ni 元素与母材中扩散的和钎料本身含有的 Ti 元素发生反应生成了大量的硬度非常高的金属间化合物 Ti₂Ni, 这种化合物的生成不利于接头的剪切强度; 同时母材中扩散的 Al 同钎料和母材中扩散的 Ti 与钎料中扩散的 Cu 生成了脆性

表 3 Ti₃Al/ NiCrSiB/ Ti₃Al 接头各部位的成分分析结果

Table 3 Average content of major elements in each reaction layer of Ti₃Al/ NiCrSiB/ Ti₃Al (mole fraction, %)

Element	I	II	III
Ti	19.41	28.45	6.81
Al	54.76	20.32	6.36
Nb	15.58	0.96	0.13
Ni	3.79	49.20	79.50
Cr	0.42	0.89	6.02
Si	6.04	0.18	1.18

表 4 Ti₃Al/ TiZrNiCu/ Ti₃Al 接头各部位的成分分析结果

Table 4 Average content of major elements in each reaction layer of Ti₃Al/ TiZrNiCu/ Ti₃Al (mole fraction, %)

Element	I	II	III
Al	1.41	37.30	0.36
Ti	57.485	20.45	54.05
Ni	19.96	1.37	15.23
Cu	19.32	38.77	21.65
Nb	0.58	0	0
Zr	1.25	2.1	8.70

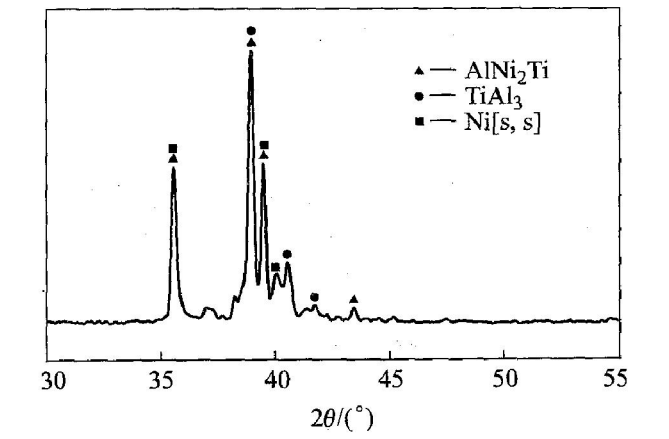


图 3 Ti₃Al/ NiCrSiB/ Ti₃Al 接头断口的 X 射线衍射谱

Fig. 3 XRD pattern of fracture surface of Ti₃Al/ NiCrSiB/ Ti₃Al joint (T= 1 273 K, t= 5 min)

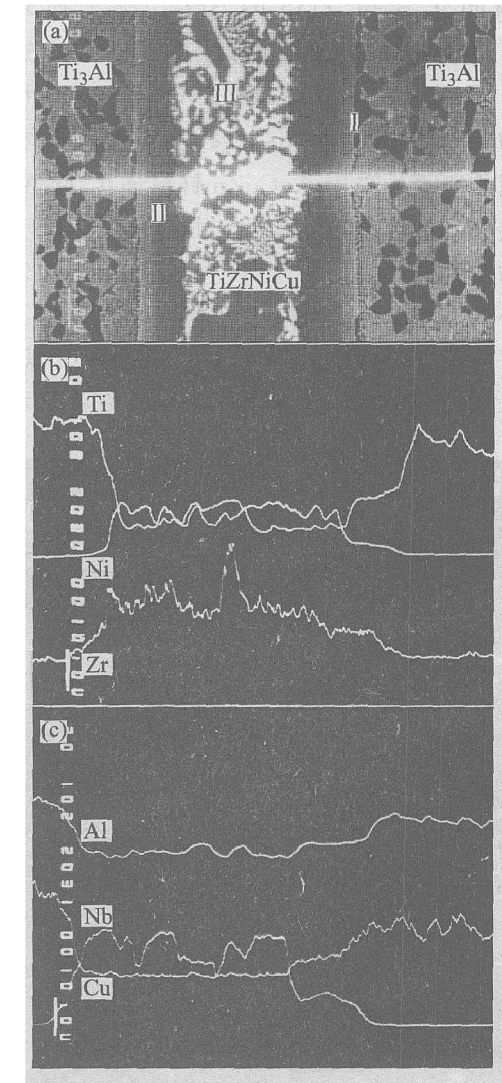


图 4 TiZrNiCu 钎料接头的背散射电子像(a) 及元素线扫描分布(b, c)

Fig. 4 Backscattered electron image(a) and line scanning distribution of elements (b, c) at Ti₃Al/ TiZrNiCu/ Ti₃Al interface (T= 1 223 K, t= 5 min)

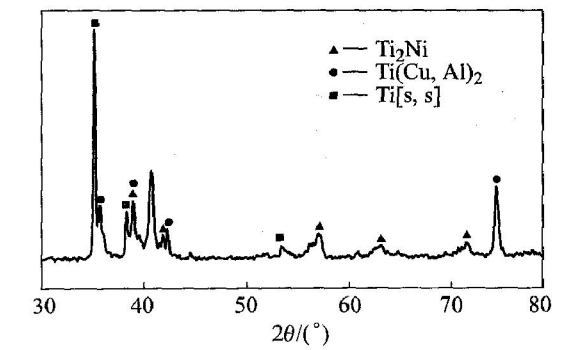


图 5 Ti₃Al/ TiZrNiCu/ Ti₃Al 接头断口的 X 射线衍射谱

Fig. 5 XRD pattern of fracture surface of Ti₃Al/ TiZrNiCu/ Ti₃Al joint (T= 1 223 K, t= 5 min)

的金属间化合物 $Ti(Cu, Al)_2$ 。综上所述, 在 $Ti_3Al/TiZrNiCu/Ti_3Al$ 钎焊接头中, I 区主要是 Ti_2Ni , II 区和 III 区中的黑块是 Cu 、 Ti 、 Al 形成的化合物 $Ti(Cu, Al)_2$, III 区主要是 Ti 基固溶体。

图 6 所示为采用 $AgCuZn$ 钎料连接 Ti_3Al 基合金的接头背散射像及元素线扫描分布, I 区为靠近母材的灰色区域, II 区为白色条状区域, 均匀分布着细小的黑块, III 区为白色带状区域并在与 II 区相邻处有大黑块出现。从元素线扫描分布可以看出: 各个元素都发生了一定程度的扩散, 在 I 区和 II 区

都含有大量的 Ti 、 Al 和 Cu 元素; Ag 元素在 III 区富集, 并在 II 区中还有一定的固溶。断口 X 射线衍射谱(图 7)显示, 界面上反应的产物主要是 $TiCu$ 、 $Ti(Cu, Al)_2$ 和 Ag 基固溶体。由背散射、线扫描、成分分析(表 5)和 X 射线衍射结果可知, 母材中的 Ti 、 Al 元素发生了扩散, 在界面处和母材扩散而来的 Cu 反应形成了金属间化合物 $TiCu$ 和 $Ti(Cu, Al)_2$, 由于钎料内部有大量的 Ag 元素存在, 因此有 Ag 基固溶体的生成。综上所述, 在 $Ti_3Al/AgCuZn/Ti_3Al$ 钎焊接头中, 靠近母材的 I 区、II 区的小黑块和 III 区中的大黑块主要是由 $TiCu$ 和 $Ti(Cu, Al)_2$ 组成, 而 II 区中的白色区域和 III 区主要是 Ag 基固溶体。

表 5 $Ti_3Al/AgCuZn/Ti_3Al$ 接头各部位的成分分析结果

Table 5 Average content of major elements in each reaction layer of $Ti_3Al/AgCuZn/Ti_3Al$ (mole fraction, %)

Element	I, II	II, III
Ti	22.57	2.70
Al	40.47	0
Nb	16.63	1.51
Cu	19.22	2.27
Zn	0	1.28
Ag	1.12	92.25

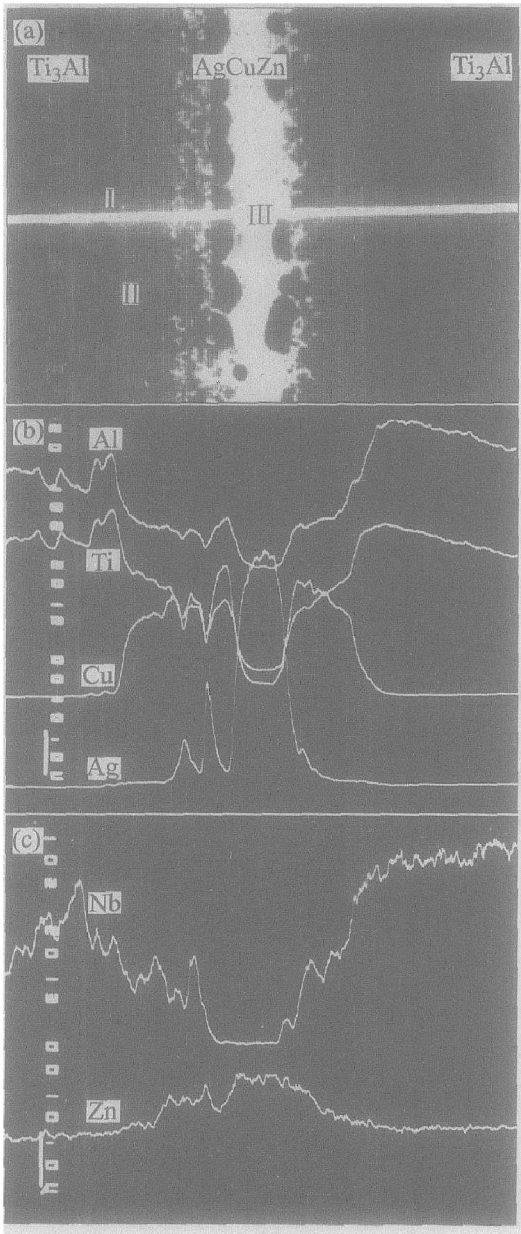


图 6 $AgCuZn$ 钎料接头的背散射电子像(a)及元素线扫描分布(b, c)
Fig. 6 Backscattered electron image(a) and line scanning distribution of elements (b, c) at $Ti_3Al/AgCuZn/Ti_3Al$ interface ($T=1173\text{ K}$, $t=5\text{ min}$)

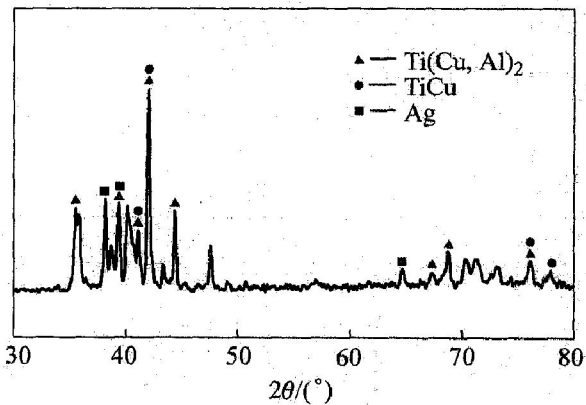


图 7 $Ti_3Al/AgCuZn/Ti_3Al$ 接头断口的 X 射线衍射谱
Fig. 7 XRD pattern of fracture surface of $Ti_3Al/AgCuZn/Ti_3Al$ joint ($T=1173\text{ K}$, $t=5\text{ min}$)

采用 CuP 钎料连接 Ti_3Al 基合金的接头背散射像及元素线扫描分布如图 8 所示。由图可见, I 区为母材和钎料之间的白色条状区域, II 区为灰黑色带状区域并在与 I 区相邻处分布有小的黑色絮状物质。从元素线扫描分布可以看出: 各个元素都发生了一定程度的扩散, 当温度为 1173 K 时, 在 I

区含有大量的 Ti 元素, Cu、P 元素的曲线在 I 区突然升高, 说明在此区域可能形成了 Ti、Cu 和 P 的化合物; II 区为钎料区域, 富含 Cu、P。断口的 X 射线衍射谱(图 9)显示, 界面上反应的产物主要是 Cu₃P 和 TiCu。由背散射、线扫描、成分分析(表 6)和 X 射线衍射结果可知, 母材中的 Ti 元素发生了明显地扩散, 在界面处和母材扩散而来的 Cu 反应形成了金属间化合物 TiCu, Cu 元素和 P 元素反应生成了 Cu₃P 脆性金属间化合物。由此可知: I 区和 II 区的小黑块主要是由 Cu₃P 和 TiCu 组成, 而 II 区中的白色区域为钎料的基体区域。

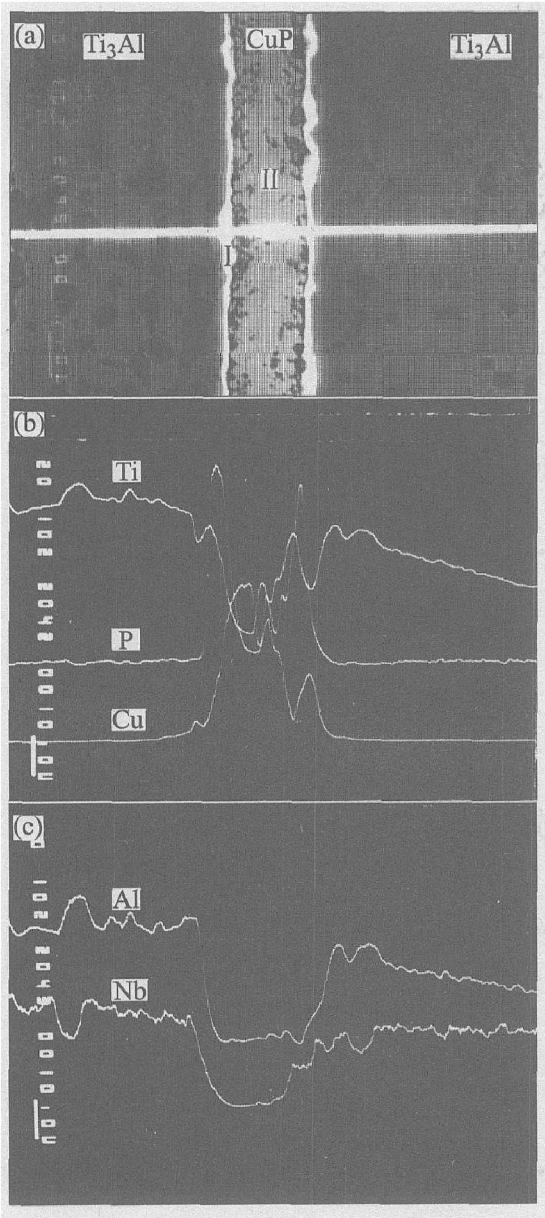


图 8 CuP 钎料接头背散射电子像(a)及元素线扫描分布(b, c)

Fig. 8 Backscattered electron image(a) and line scanning distribution of elements (b, c) at Ti₃Al/CuP/Ti₃Al interface (T= 1 173 K, t= 5 min)

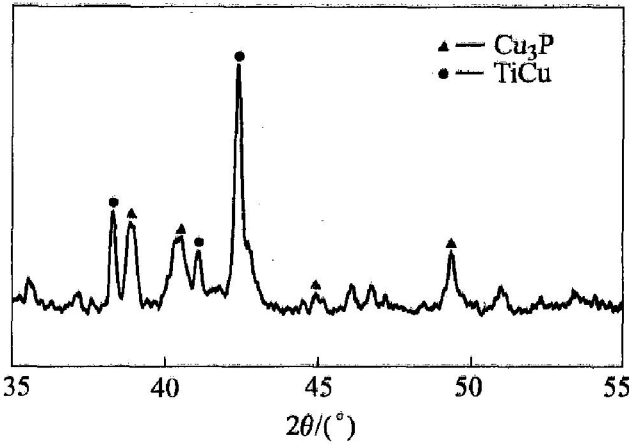


图 9 Ti₃Al/CuP/Ti₃Al 接头断口的 X 射线衍射谱

Fig. 9 XRD pattern of fracture surface of Ti₃Al/CuP/Ti₃Al joint (mole fraction, %) (T= 1 173 K, t= 5 min)

表 6 Ti₃Al/CuP/Ti₃Al 接头各部位的成分分析结果

Table 6 Average contents of major elements in each reaction layer of Ti₃Al/CuP/Ti₃Al (mole fraction, %)

Element	I	II	III
Ti	32.89	25.41	3.98
Al	5.69	0.76	0.08
Nb	1.85	0.52	0
Cu	51.52	57.55	70.92
P	8.05	15.76	25.02

综上所述, 采用不同钎料对 Ti₃Al 基合金钎焊, 其接头的界面微观组织是不同的。而连接界面组织结构是影响连接性能的关键因素, 不同的界面组织结构及生成相所决定的接合强度不同。图 10 所示为采用不同钎料连接 Ti₃Al 基合金所得到的搭接接头的剪切强度随温度和时间变化规律。由图可以看出, 采用 NiCrSiB 钎料对 Ti₃Al 基合金进行钎焊, 当连接时间保持在 5 min 的条件下, 连接温度升高时, 接头的剪切强度也逐渐升高, 在连接温度为 1 373 K 时, 接头的剪切强度最大为 219.6 MPa。若连接温度保持在 1 373 K 时, 当连接时间增加, 接头的剪切强度先增加后逐渐降低, 在连接时间为 5 min 时出现峰值, 当连接时间大于 5 min 时, 接头的剪切强度逐渐降低。这主要是由于采用 NiCrSiB 钎料对 Ti₃Al 基合金进行钎焊, 在界面处和钎料内部有[Ti₃Al+ AlNi₂Ti] 反应物出现, 并在钎料内部有 Ni 基固溶体的出现, 随着连接温度的增加, Ti₃Al 和 AlNi₂Ti 增多, Ni 基固溶体减少,

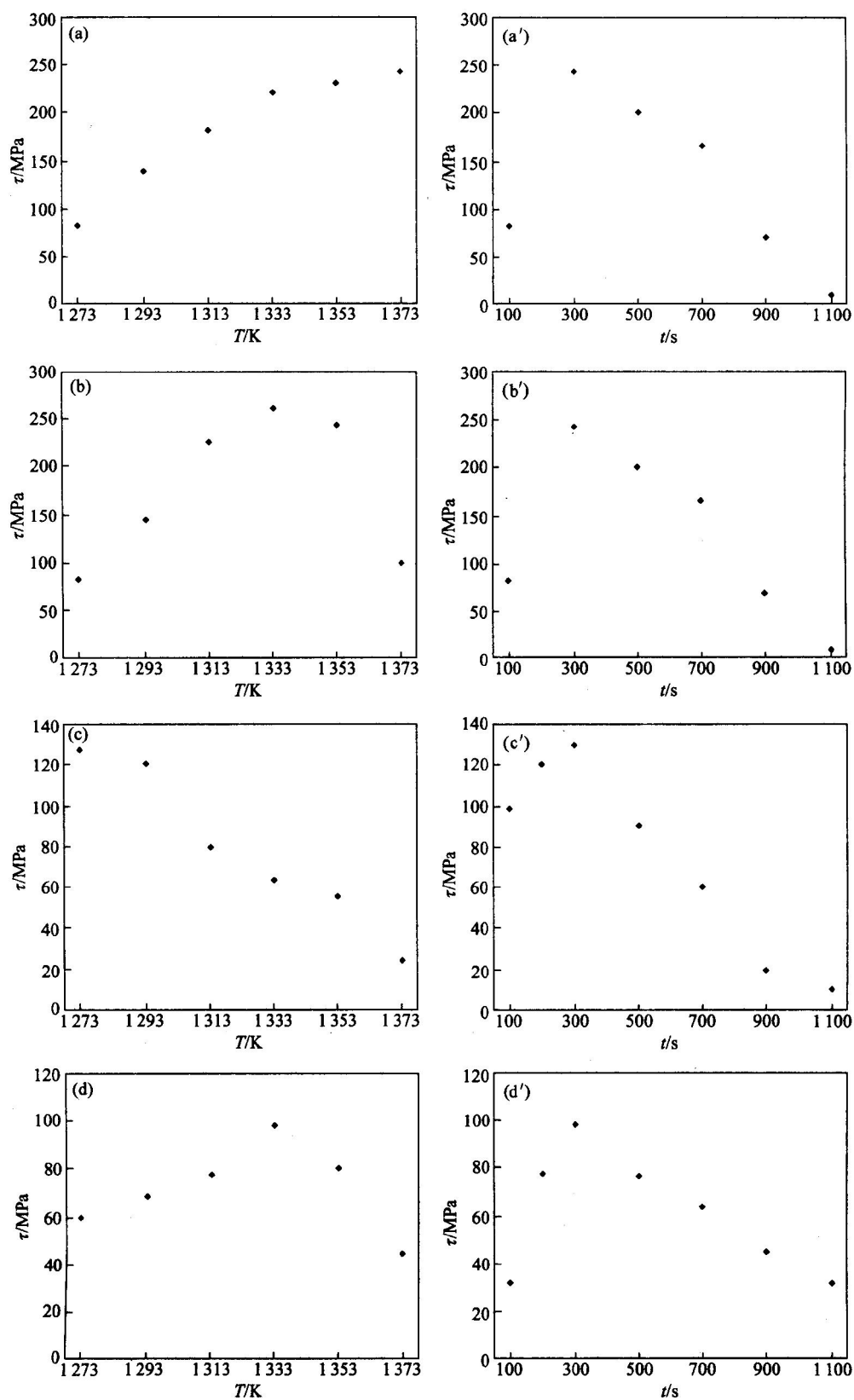


图 10 连接工艺参数对接头剪切强度的影响

Fig. 10 Effect of brazing parameter on shear strength with different filler metals

(a), (a') — $\text{Ti}_3\text{Al}/\text{NiCrSiB}/\text{Ti}_3\text{Al}$; (b), (b') — $\text{Ti}_3\text{Al}/\text{TiZrNiCu}/\text{Ti}_3\text{Al}$;

(c), (c') — $\text{Ti}_3\text{Al}/\text{AgCuZn}/\text{Ti}_3\text{Al}$; (d), (d') — $\text{Ti}_3\text{Al}/\text{Cu-P}/\text{Ti}_3\text{Al}$

但温度升至 1 373 K 时, $[\text{Ti}_3\text{Al} + \text{AlNi}_2\text{Ti}]$ 弥散于 Ni 基固溶体上, 强化接头。随着连接时间的增加, Ti、Al 的扩散更加充分, 金属间化合物的量增加, Ni 基固溶体减少, 接头强度下降。

当采用 TiZrNiCu 钎料对 Ti_3Al 基合金进行钎焊时, 当连接时间保持在 5 min 的条件下, 连接温度升高时, 接头的剪切强度也逐渐升高, 在连接温度为 1 323 K 时, 接头的剪切强度最大为 253.6 MPa。若连接温度保持在 1 323 K 时, 当连接时间增加, 接头的剪切强度先增加后逐渐降低, 在连接时间为 5 min 时出现峰值, 当连接时间大于 5 min 时, 接头的剪切强度逐渐降低。这主要是由于采用 TiZrNiCu 钎料对 Ti_3Al 基合金进行钎焊, 在钎料与母材界面处和钎料内部有黑白交替区域出现, 分别是金属间化合物 $[\text{Ti}_2\text{Ni} + \text{Ti}(\text{Cu}, \text{Al})_2]$ 和 Ti 基固溶体, 而且随着连接温度的增加, $[\text{Ti}_2\text{Ni} + \text{Ti}(\text{Cu}, \text{Al})_2]$ 增加, Ti 基固溶体减少, 但温度升至 1 323 K 时, $[\text{Ti}_2\text{Ni} + \text{Ti}(\text{Cu}, \text{Al})_2]$ 弥散于 Ti 基固溶体上, 对接头起到强化作用。随着连接时间的增加, 各元素扩散反应更加充分, 金属间化合物增加, Ti 基固溶体相应减少。

当采用 AgCuZn 钎料对 Ti_3Al 基合金进行钎焊时, 连接时间保持在 5 min 的条件下, 连接温度升高时, 接头剪切强度先增加后逐渐下降, 在连接温度为 1 173 K 时, 接头的剪切强度最大为 125.4 MPa。若连接温度保持在 1 173 K 时, 当连接时间增加, 接头的剪切强度先增加后逐渐降低, 在连接时间为 5 min 时出现峰值, 当连接时间大于 5 min 时, 接头的剪切强度逐渐降低。这主要是由于当采用 AgCuZn 钎料对 Ti_3Al 基合金进行钎焊时, 在界面处出现了明显的反应层: TiCu 和 $\text{Ti}(\text{Cu}, \text{Al})_2$ 金属间化合物层和 Ag 基固溶体层, 随着连接温度的增加, TiCu 和 $\text{Ti}(\text{Cu}, \text{Al})_2$ 增多, Ag 基固溶体减少。随着连接时间的增加, Ti、Al 的扩散反应更加充分, 金属间化合物 $[\text{TiCu} + \text{Ti}(\text{Cu}, \text{Al})_2]$ 的量增加, Ag 基固溶体进一步减少。

当采用 CuP 钎料对 Ti_3Al 基合金进行钎焊时, 连接时间保持在 5 min 的条件下, 连接温度升高时, 接头的剪切强度也逐渐升高, 在连接温度为 1 223 K 时, 接头的剪切强度最大为 98.6 MPa。若连接温度保持在 1 223 K 时, 当连接时间增加, 接头的剪切强度先增加后逐渐降低, 在连接时间为 5 min 时出现峰值, 当连接时间大于 5 min 时, 接头的剪切强度逐渐降低。这主要是由于采用 CuP 钎料对 Ti_3Al 基合金进行钎焊时, 界面上生成了

Cu_3P 和 TiCu , 钎料中心有 Cu 基固溶体出现, 随着连接温度的增加, Cu_3P 和 TiCu 增加, Cu 基固溶体减少。随着连接时间的增加, 各元素扩散反应更加充分, 在界面上形成很厚的金属间化合物层。

3 结论

1) 采用 NiCrSiB 钎料对 Ti_3Al 基合金进行钎焊, 在界面处和钎料内部有 $[\text{Ti}_3\text{Al} + \text{AlNi}_2\text{Ti}]$ 反应物出现, 并在钎料内部有 Ni 基固溶体的出现, 随着连接温度的增加, Ti_3Al 和 AlNi_2Ti 增多, Ni 基固溶体减少, 但温度升至 1 373 K 时, $[\text{Ti}_3\text{Al} + \text{AlNi}_2\text{Ti}]$ 弥散于 Ni 基固溶体上, 强化接头。随着连接时间的增加, Ti、Al 的扩散更加充分, 金属间化合物的量增加, Ni 基固溶体减少, 接头强度下降。在连接温度为 1 373 K 时, 接头的剪切强度最大为 219.6 MPa。

2) 采用 TiZrNiCu 钎料对 Ti_3Al 基合金进行钎焊时, 在钎料与母材界面处和钎料内部有黑白交替区域出现, 分别是金属间化合物 $[\text{Ti}_2\text{Ni} + \text{Ti}(\text{Cu}, \text{Al})_2]$ 和 Ti 基固溶体, 而且随着连接温度的增加, $[\text{Ti}_2\text{Ni} + \text{Ti}(\text{Cu}, \text{Al})_2]$ 增加, Ti 基固溶体减少, 当温度升至 1 323 K 时, $[\text{Ti}_2\text{Ni} + \text{Ti}(\text{Cu}, \text{Al})_2]$ 弥散分布于 Ti 基固溶体上, 对接头起到强化作用。随着连接时间的增加, 各元素扩散反应更加充分, 金属间化合物增加, Ti 基固溶体相应减少。在连接温度为 1 323 K 时, 接头的剪切强度最大为 253.6 MPa。

3) 采用 AgCuZn 钎料对 Ti_3Al 基合金进行钎焊, 在界面处出现了明显的反应层: TiCu 和 $\text{Ti}(\text{Cu}, \text{Al})_2$ 金属间化合物层和 Ag 基固溶体层, 随着连接温度的增加, TiCu 和 $\text{Ti}(\text{Cu}, \text{Al})_2$ 增多, Ag 基固溶体减少。随着连接时间的增加, Ti、Al 的扩散反应更加充分, 金属间化合物 $[\text{TiCu} + \text{Ti}(\text{Cu}, \text{Al})_2]$ 的量增加, Ag 基固溶体进一步减少。在连接温度为 1 173 K 时, 接头的剪切强度最大为 125.4 MPa。

4) 采用 CuP 钎料对 Ti_3Al 基合金进行钎焊, 界面上生成了 Cu_3P 和 TiCu , 钎料中心有 Cu 基固溶体出现, 随着连接温度的增加, Cu_3P 和 TiCu 增加, Cu 基固溶体减少。随着连接时间的增加, 各元素扩散反应更加充分, 在界面上形成很厚的金属间化合物层。在连接温度为 1 223 K 时, 接头的剪切强度最大为 98.6 MPa。

REFERENCES

- [1] 张蕾蕾, 陈 达, 林栋梁. TiAl 金属间化合物研究现状及发展趋势[J]. 材料开发与应用, 1995(10): 44 - 47.
ZHANG Lei-lei, CHEN Da, LIN Dong-liang. Research and development of TiAl intermetallics compounds[J]. Development and Application of Materials, 1995(10): 44 - 47.
- [2] Westbrook J H, Fleischer R L. Ti₃Al and its alloys, intermetallics compounds, principles and practice[J]. Joining & Welding. 1995(2): 91 - 131.
- [3] 邹敦叙, 李世琼, 仲增墉. 航天航空理想新材料 Ti₃Al 和 TiAl 金属间化合物合金研究开发进展[J]. 钢铁研究学报, 1997, 9(suppl. 1): 32 - 37.
ZOU Dun-xu, LI Shi-qiong, ZHONG Zeng-yong. Research and development of TiAl and Ti₃Al intermetallics compounds[J]. Journal of Iron and Steel Research, 1997, 9(suppl. 1): 32 - 37.
- [4] Ridley N, Livesey D W, Salehi M T. Superplastic behavior and diffusion bonding of a titanium aluminide alloy[A]. Proceedings International Conference on High Temperature Intermetallics[C]. London: Oxford University, 1991. 198 - 200.
- [5] Cox A, Baeslack W A III, Zorko S, et al. Resistance diffusion bonding of a titanium aluminide. Proceedings Conference on Diffusion Bonding[C]. Cranfield: Osaka University, 1990. 395 - 398.
- [6] Baeslack W A III, Mascarella T J, Kelly T J. Weldability of a titanium aluminide[J]. Welding Journal Research Supplement, 1989. 483s - 498s.
- [7] Baeslack W A III, Threadgill P L, Nicholas E D. Linear friction welding of α titanium aluminides[R]. TWI Research Report, 1995. 143 - 156.
- [8] Gould J E, Stotler T V. Application of flash welding to a titanium aluminide alloy-micro structural evaluations[A]. ASME Technical Paper[C]. Germany, 1991. 123 - 124.
- [9] Baeslack W A III, Cielack M J, Headley T J. Structure, properties and fracture of pulsed Nd: YAG laser welded Ti-14.8wt% Al-21.3wt% Nb titanium aluminide[J]. Scripta Met, 1988, 22(7): 1155 - 1160.
- [10] Baeslack W A III. Joining of α titanium aluminides, proceedings symposium weldability of materials[A]. ASM Fall Meeting[C], Detroit: Detroit University, 1990. 247 - 258.
- [11] Strychor R, Williams J C, Soffa W A. Phase transformations and modulated microstructures in Ti-Al-Nb alloys[J]. Met Trans A, 1988, 19A: 225 - 229.
- [12] 刘 博, 崔约贤. Ti₃Al-Nb 基合金的焊接性研究进展[J]. 宇航材料工艺, 1997(5): 1 - 6.
LIU Bo, CUI Yue-xian. Weldability development of Ti₃Al-Nb based alloy[J]. Space Materials Technics, 1997(5): 1 - 6.
- [13] 吴 斌. Ag-Cu-Ti 钎料活性钎焊 Si₃N₄ 陶瓷的研究[J]. 华东船舶工业学院学报, 1998, 12(2): 74 - 79.
WU Bin. Active brazing Si₃N₄ with Ag-Cu-Ti filler metal[J]. Journal of East China Shipbuilding Institute, 1998, 12(2): 74 - 79.
- [14] Bank. Interfacial reaction between alumina and Cu-Ti filler metal during reaction metal brazing[J]. Weld J, 1994, 73(3): 54 - 57.
- [15] Lee S J, Wu S K. Infrared joining strength and interfacial microstructures of Ti-48Al-2Nb-2Cr intermetallics using Ti-15Cu-15Ni foil[J]. Intermetallics, 1999, 7: 11 - 21.
- [16] Toshimitsu T. Effects of brazing filler on properties of brazing joints between TiAl and metallic materials[J]. Intermetallics, 2001, 9: 253 - 260.

(编辑 李向群)