

TiNiB 复合钎料钎焊 Ti_2AlNb 基合金 接头微观组织及性能

焦 曼, 王 颖, 杨振文, 王东坡

(天津大学 天津市现代连接技术重点实验室, 天津 300350)

摘 要: 采用 Ti-66Ni (质量分数, %)+B 的复合钎料对 Ti_2AlNb 基合金进行钎焊连接, 研究了钎焊接头的界面组织与形成机制, 分析了钎焊温度与 B 含量对接头组织与性能的影响。结果表明: 钎焊接头的典型界面组织为: $Ti_2AlNb/B_2/B_2+Nb_3Al+\tau_3+TiB/\tau_3+Ti_2Ni/B_2+Nb_3Al+\tau_3+TiB/B_2/Ti_2AlNb$; B 含量为 10 vol% 时, 当钎焊温度升高至 1200 °C 时, 有连续的 τ_3 相生成, 导致接头性能下降; B 元素的加入影响界面中 Ti_2Ni 的形核与 Nb_3Al 的长大过程, B 含量为 10 vol% 时, 接头中生成的 TiB 存在于 Nb_3Al 相边缘, 抑制晶粒长大, 继续增加 B 含量, 接头中生成的 TiB 弥散分布于界面中, 反应层增厚, Nb_3Al 相尺寸增大。当 B 含量为 10 vol%, 钎焊温度为 1180 °C, 保温 10 min 时, 接头的抗剪强度最大, 达到 245 MPa。

关键词: Ti_2AlNb 基合金; TiNiB 钎料; 钎焊; 界面组织; 抗剪强度

中图分类号: TG454; TG146.2⁺3

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2018)01-0389-07

Ti_2AlNb 基合金具有密度低、高温比强度高、抗氧化性好的优点, 属于理想的轻比重高温结构材料, 在航空航天领域具有广泛的应用前景^[1-4]。由于航空部件结构较为复杂, 故实现其自身的可靠连接有助于其更好的推广应用。

目前, 针对 Ti_2AlNb 基合金自身连接的问题, 已报道的文献中采用多种方法进行连接, 比如熔焊^[5,6]、线性摩擦焊^[7]、电子束焊^[8]、扩散连接^[9,10]、钎焊^[11-13]等。线性摩擦焊与电子束焊对整个接头的形状要求比较高, 而且设备的成本相对较高。固态扩散连接中焊件需要承受较大的压力, 对焊件本身造成不良影响。相对于这些焊接方法来说, 钎焊具有操作简单、不需较大压力、成本相对较低的优势。Ti-15Cu-15Ni (质量分数, %)、Ti-37.5Zr-15Cu-10Ni (质量分数, %)、Ti-45Ni-10Nb (at%) 已被尝试应用在 Ti_2AlNb 基合金的钎焊中^[11-13], 而 Ti-Ni 体系的高温钎料在钎焊钛铝合金、陶瓷方面有其独特的优势^[14,15], 因此本实验尝试采用基于 Ti-66Ni 体系的高温钎料对 Ti_2AlNb 基合金进行钎焊连接。在金属与金属、非金属与金属的钎焊连接中, 通过在钎料中加入一些异质颗粒, 比如 B、W、 Si_3N_4 等^[16-18], 或钎焊过程中在接头中形成金属间化合物颗粒^[19], 以达到降低残余应力、改善接头组织、

提高力学性能的目的, 而在 Ti_2AlNb 基合金的钎焊连接中尚未有颗粒增强钎焊接头的相关报道。

本研究采用 Ti-66Ni+B 复合钎料 (以下简称为 TNB) 对 Ti_2AlNb 基合金进行钎焊连接, 旨在使钎缝中生成 Ti-B 化合物, 对接头进行强化。并主要研究接头界面组织及其形成机理, 分析钎焊温度与 B 含量对接头组织及力学性能的影响。

1 实 验

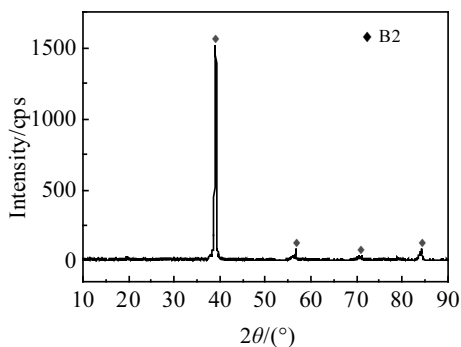
实验所用母材为 Ti_2AlNb 基合金, 名义成分为 Ti-22Al-25Nb (at%), 主要由 B2 相构成, 对其进行 XRD 分析, 结果如图 1 所示。用电火花线切割机将 Ti_2AlNb 基合金加工成两种不同尺寸的块状试样, 其中尺寸为 5 mm×5 mm×5 mm 的母材置于上方, 尺寸为 15 mm×10 mm×3 mm 的母材置于下方。采用机械球磨法制备 B 含量为 10 vol%、20 vol%、30 vol% 的复合钎料, 制备过程中所用的 TiH_2 、Ni、B 3 种粉末的粒径分别为 45, 48, 2 μm , 在氩气氛围下对其进行机械球磨, 转速 300 r/min, 研磨时间控制在 1 h。

焊前将待连接表面用 200#、400#、800#、1000# 的 SiC 砂纸逐级打磨, 然后将待焊试样浸入丙酮中超声清洗 10 min, 最后将钎料与粘结剂混合均匀制备成

收稿日期: 2017-01-10

基金项目: 国家自然科学基金面上项目 (51574177)

作者简介: 焦 曼, 女, 1991 年生, 硕士生, 天津大学材料科学与工程学院, 天津 300350, 电话: 022-27405889, E-mail: jiaoman18204318780@163.com

图 1 Ti_2AlNb 基合金 XRD 图谱Fig.1 XRD pattern of Ti_2AlNb alloy

钎料膏, 涂抹在 2 个母材之间。将装配好的试样放在真空炉中进行钎焊, 真空度保持在 2.0×10^{-3} Pa。 Ti-66Ni 共晶钎料的熔化温度为 1118°C , 所以钎焊温度设定为 $1160\sim 1200^\circ\text{C}$, 保温时间定为 10 min。钎焊过程完成后, 用电火花线切割机将接头沿垂直于连接界面方向切开制备成金相试样, 使用腐蚀液 (1.0 mL HF+1.5 mL HNO_3 +97.5 mL H_2O) 对试样进行腐蚀以便观察。

采用配有能谱仪 (EDS) 的扫描电镜 (SEM, FEI Nano SEM 430) 观察钎焊接头的微观组织、断口形貌以及断裂路径, 并对界面上的反应相进行能谱分析; 采用 X 射线衍射仪 (XRD, D8 Advance) 对断口进行 XRD 分析; 采用万能试验机 (Instron 1186) 对接头进行剪切性能测试, 加载速度为 0.2 mm/min 。

2 结果与分析

2.1 钎焊接头典型界面组织分析

图 2 所示为钎焊温度 1180°C , 保温 10 min 时采用 B 含量为 10 vol% 的 TNB 钎料钎焊 Ti_2AlNb 基合金

获得接头的界面组织图。如图 2a 所示, 接头主要包含 3 个区域: (I) 连续的厚度约为 $50\text{ }\mu\text{m}$ 的浅灰色层; (II) 深灰色相与亮白色相呈层状交替分布, 两相之间存在少量黑色的块状相, 靠近区域 I 处存在部分浅灰色相; (III) 钎料熔化后形成的钎缝组织, 深灰色基体上分布着黑色的块状物与少量亮白色的块状物。

为了表征钎焊接头中各元素的分布情况, 对界面组织进行了元素线扫描与面扫描分析, 结果分别如图 3 与图 4 所示。如图 3 所示, 线扫描分析结果中出现了许多小平台, 由此可以推断出接头中相应区域有金属间化合物生成。由图 4 的面扫描结果可以看出, 区域 II 处的亮白色相主要含有 Nb、Al 元素, 深灰色相 Ni 含量较高, 区域 III 主要含有 Ti、Ni 元素。

图 2b 与图 2c 分别为区域 II 与 III 的放大图, 为确定接头中的组成相, 对图中各点进行能谱分析, 结果如表 1 所示。区域 I 与 II 中的浅灰色相 A 与 D 位于钎缝外层, 能谱结果表明, 该相中 Ti、Al、Nb 原子比接近 2:1:1, 与母材成分相近, 推断为 B2。黑色块状物 B、F 主要由 Ti、Ni 元素组成, 且原子比接近 2:1, 推断为 Ti_2Ni 。深灰色相 C 与 H 主要含有 Ti、Al、Ni 3 种元素, 由 Ti-Al-Ni 三元相图^[20]推断为 τ_3 相。由 Ti-Al-Nb 的三元相图^[21], 化合物 G 与 E 可推断为 Nb_3Al 。黑色相 I 在整个界面组织中衬度最深, 且 Ti、B 元素较多, 推断该相为 Ti-B 化合物。此外, 在区域 II 与 III 交界处 Nb_3Al 相周围分布的大量黑色相, 形态、成分与图 2c 中黑色相 I 相同, 推断为 Ti-B 化合物。为进一步确定接头中的反应产物, 对断口进行 XRD 分析, 结果如图 5 所示。由 XRD 分析结果可知上述分析正确, 且黑色 Ti-B 化合物为 TiB。

综合以上分析, Ti_2AlNb 基合金钎焊接头的反应机理如下, 加热温度达到 1118°C 时, 钎料开始熔化, 继续加热达到钎焊温度时, 钎料完全液化。由图 3 的

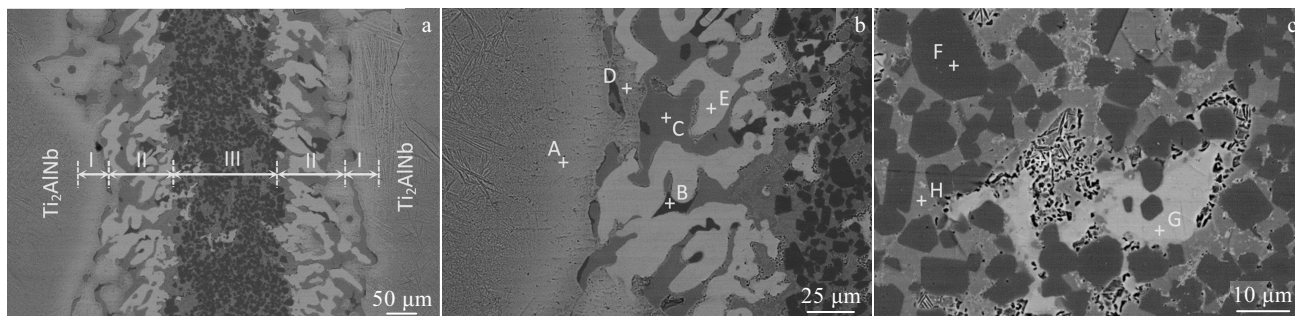
图 2 Ti_2AlNb 基合金钎焊接头典型界面组织

Fig.2 Interfacial microstructures of Ti_2AlNb joints brazed at 1180°C for 10 min: (a) the whole joint, (b) high magnification of zone II, and (c) high magnification of zone III

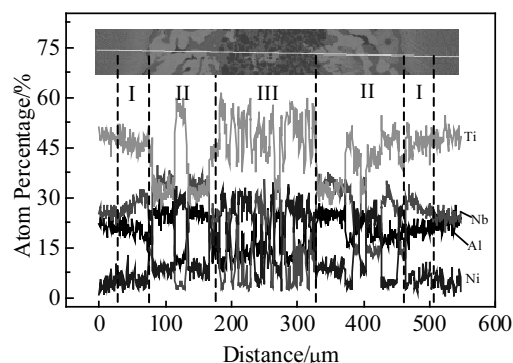
图3 Ti₂AlNb 基合金钎焊接头元素线扫描结果

Fig.3 Elemental distribution of Al, Nb, Ti and Ni along the white line

线扫描结果可知中间钎缝处含有约 15 at% Al、10 at% Nb, 靠近母材侧的扩散层 I 中约含有 2.8 at% 的 Ni, 说明液相钎料中的 Ni 向母材中扩散, 同时母材中的 Al、Nb 不断向液相钎料中溶解, 原始钎料的 Ti、Ni、B 三元系变成 Ti、Ni、B、Nb、Al 五元系。钎焊温度下, 活性元素 Ti 与 B 反应生成 TiB 与 TiB₂ 的吉布斯自由能分别为 -153、-253 kJ/mol, 故 B 首先与 Ti 反应形成块状 TiB₂。由于 Nb₃Al 的熔点较高, 约 2060 °C^[22],

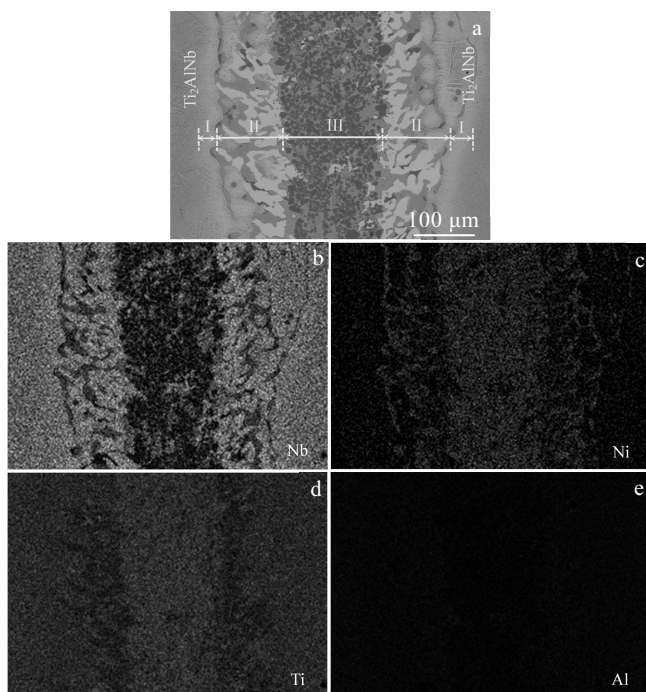
图4 Ti₂AlNb 基合金典型接头组织及对应的元素面扫描结果

Fig.4 Typical interfacial microstructure and elemental area scanning analysis: (a) interfacial microstructure of the brazed joint and EDS elemental distribution maps of (b) Nb, (c) Ni, (d) Ti, (e) Al

表1 图 2b、2c 中各点的 EDS 结果

Table 1 EDS results of each spot in Fig.2b and 2c (at%)

Point	Al	Nb	Ti	Ni	B	Possible phase
A	19.01	32.95	45.22	2.82	-	B2
B	10.30	2.28	57.06	30.36	-	Ti ₂ Ni
C	19.89	14.86	41.07	24.18	-	τ ₃
D	16.11	27.41	53.16	3.32	-	B2
E	25.01	34.36	32.09	8.54	-	Nb ₃ Al
F	12.85	3.52	54.28	29.35	-	Ti ₂ Ni
G	24.69	33.87	32.54	8.90	-	Nb ₃ Al
H	18.02	16.34	43.58	22.06	-	τ ₃
I	4.01	8.16	43.09	4.96	39.78	TiB

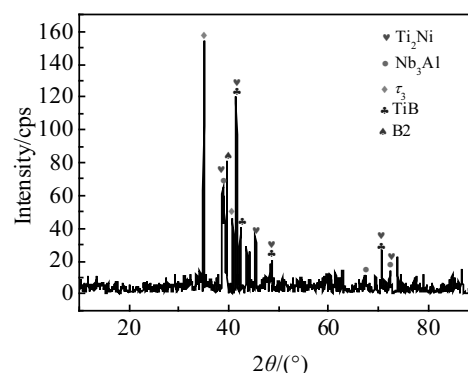


图5 断口 XRD 图谱

Fig.5 XRD pattern of the fracture surfaces of the joints brazed at 1180 °C for 10 min after shear test

随后开始析出并长大。由面扫结果可知, Nb₃Al 中所含 Ti 元素较少, 所以在析出的 Nb₃Al 周围 Ti 元素的浓度较高, 过量的 Ti 原子与 TiB₂ 反应生成 TiB。此时, 中间钎缝处 Ti、Ni 元素较多, 发生反应 Ti_(l)+Ni_(l)→Ti₂Ni_(s), 形成 Ti₂Ni, Ti₂Ni 在界面中的生长形貌也表明其先于 τ₃ 相析出。区域 II 液相中存在大量 Ti、Al、Nb 元素, 少量 Ni 元素, 由于 Ni 元素是 β 相稳定性元素, 少量 Ni 元素的溶入对 B2 相的形成有促进作用, 故在区域 II 析出 B2 相。剩余液相中富集 Ti、Al、Ni, 形成 τ₃ 相。图 6 所示为焊后母材的组织图与 XRD 分析结果, 由此可知经过焊接热循环后, 母材中析出 O 相, 变成 B2+O 的混合组织, 由此可见通过合理的热循环可在焊接过程中完成对材料的热处理。区域 I 为扩散层, 线扫分析结果证实该层中 Ni、Nb 含量相比于母材增加, 主要由 B2 相组成。

2.2 钎焊温度对接头组织与性能的影响

图 7 所示为保温 10 min, 钎料 B 含量为 10 vol% 时, 钎焊温度对接头界面组织的影响。由图可看出不同钎焊温度下接头的整体界面结构相似, 随着钎焊温度的升高, 反应层 II 的宽度逐渐加大, 依次为 67, 92,

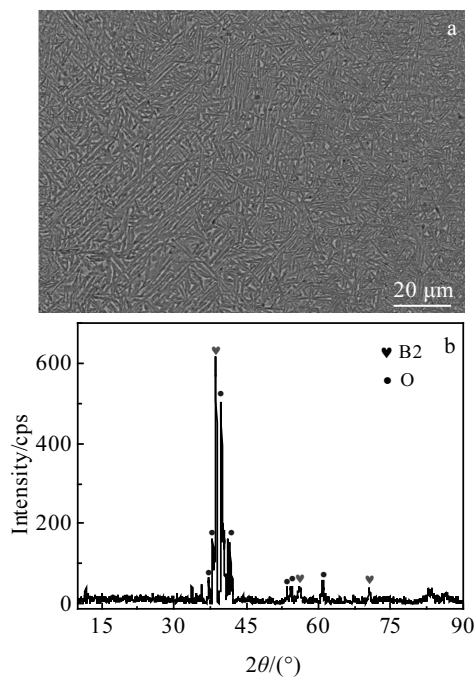


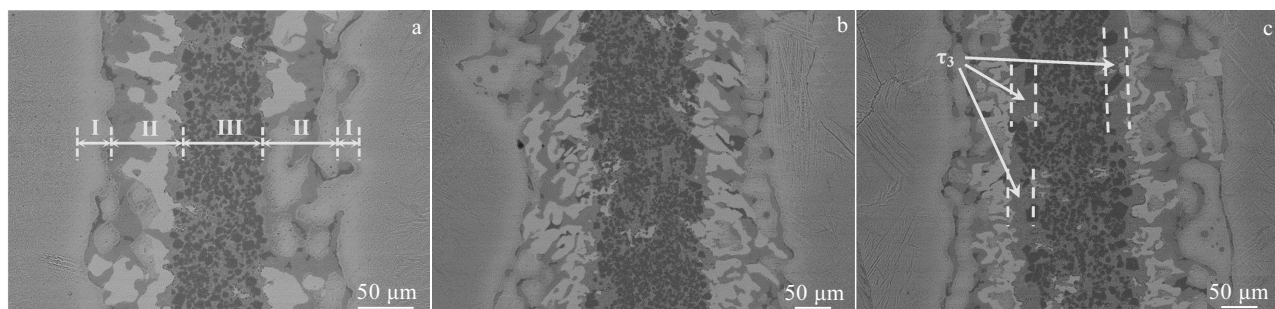
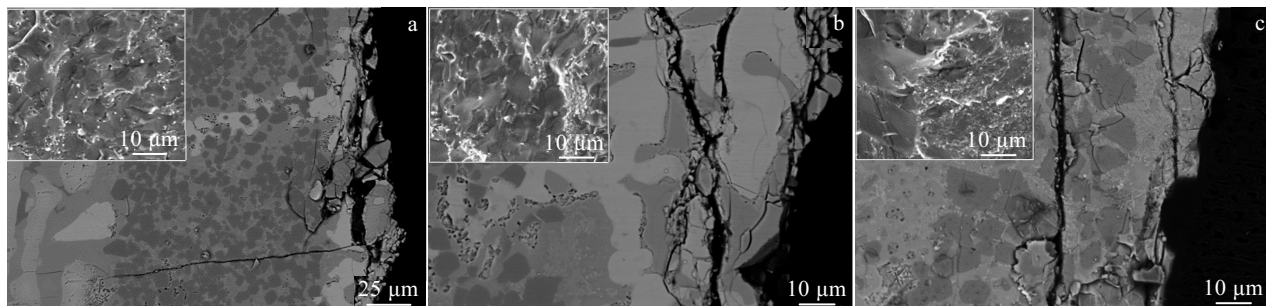
图 6 焊后母材组织与 XRD 图谱

Fig.6 Microstructure (a) and XRD pattern (b) of base metal after brazing

99 μm , 中间区域III的宽度逐渐加大, 依次为 83, 168, 175 μm , 由此可见温度升高使得界面上元素的扩散、反应更为充分。除此之外, 当温度升高至 1200 $^{\circ}\text{C}$ 时, 由于温度相对较高, 扩散进入中间钎缝处的 Al、Nb 元素增多, 使得区域II处的 Nb_3Al 相减少, τ_3 相增多, 在区域II与III的交界位置, 出现连续的 τ_3 相。

不同温度下钎焊 Ti_2AlNb 基合金所得接头的抗剪强度分别为 208, 245, 168 MPa, 可见随钎焊温度的升高, 接头的抗剪强度先增大后减小, 在 1180 $^{\circ}\text{C}$ 时, 抗剪强度达到最大。随着钎焊温度的升高, 界面反应更加充分, 所以当钎焊温度由 1160 $^{\circ}\text{C}$ 升高到 1180 $^{\circ}\text{C}$ 时, 抗剪强度稍有提高。当温度升高到 1200 $^{\circ}\text{C}$ 时, 接头中连续的 τ_3 相导致性能下降。如图 8a、8b 所示, 钎焊温度为 1160 与 1180 $^{\circ}\text{C}$ 时, 断裂均发生在区域II Nb_3Al 与 τ_3 相交替分布的位置。

文献[10,23]报道 Nb_3Al 、 τ_3 以及 Ti_2Ni 都属于脆硬相, 连续层状或者大块状分布对接头的性能都会产生不利影响。由于 Ti_2Ni 在钎缝中心区域呈小块状弥散分布, 而 Nb_3Al 与 τ_3 在其旁边的反应层呈层状交替分布, 所以在剪切力的作用下裂纹易在此区域扩展传播。由图 8c 可知钎焊温度为 1200 $^{\circ}\text{C}$ 时, 裂纹主要沿着区

图 7 不同钎焊温度的 Ti_2AlNb 基合金接头界面组织 ($t=10$ min)Fig.7 Interfacial microstructures of Ti_2AlNb joints brazed at different temperatures for 10 min: (a) 1160 $^{\circ}\text{C}$, (b) 1180 $^{\circ}\text{C}$, and (c) 1200 $^{\circ}\text{C}$ 图 8 Ti_2AlNb 基合金钎焊接头断裂路径与断口形貌 ($t=10$ min)Fig.8 Fracture analysis of Ti_2AlNb joints brazed at different temperatures for 10 min after shear test: (a) 1160 $^{\circ}\text{C}$, (b) 1180 $^{\circ}\text{C}$, and (c) 1200 $^{\circ}\text{C}$

域II与III交界处传播,这是因为该区域形成了连续的 τ_3 相,使裂纹更易在此区域扩展延伸。根据断口形貌,可以看出三者均属于脆性断裂。

2.3 B 含量对接头组织与性能的影响

图 9 为钎焊温度 1180 °C,保温 10 min 时, B 含量对接头界面组织的影响。从形貌上来看, Nb₃Al 在 B 含量为 10 vol% 时分布最为分散, Ti₂Ni 随 B 含量的增加有细化的趋势,钎缝随 B 含量的增加逐渐变宽。当 B 含量为 10 vol% 时,钎缝中生成的 TiB 相主要在 Nb₃Al 相周围分布,一定程度上可以抑制 Nb₃Al 晶粒的长大,因此与不加 B 元素的界面组织相比, Nb₃Al 相的分布更为分散。如图 9c、9d 所示,当 B 含量为 20 vol% 与 30

vol% 时, TiB 相主要在中间层弥散分布,提高了 Ti₂Ni 的形核率,使得接头中 Ti₂Ni 相数量增多,且更为细小,与此同时 Ni 元素向两侧的扩散量减小,使得区域II的反应层中 τ_3 相减少,生成尺寸较大的 Nb₃Al。如图 9d 所示,过量 B 元素的加入降低了钎料的流动性,接头中形成许多未焊合的孔洞。

图 10 为 B 含量对接头抗剪强度的影响,可以看出接头的强度随 B 含量的增加呈现出先增大后减小的趋势,当 B 含量为 10 vol% 时,钎焊接头性能最好。一方面是因为 B 含量为 10 vol% 时, Nb₃Al 相大块分布的情况有所改善;另一方面,随着 B 含量的增加,虽然 Ti₂Ni 相逐渐细化,但钎缝宽度逐渐加大,且有未焊合孔洞出

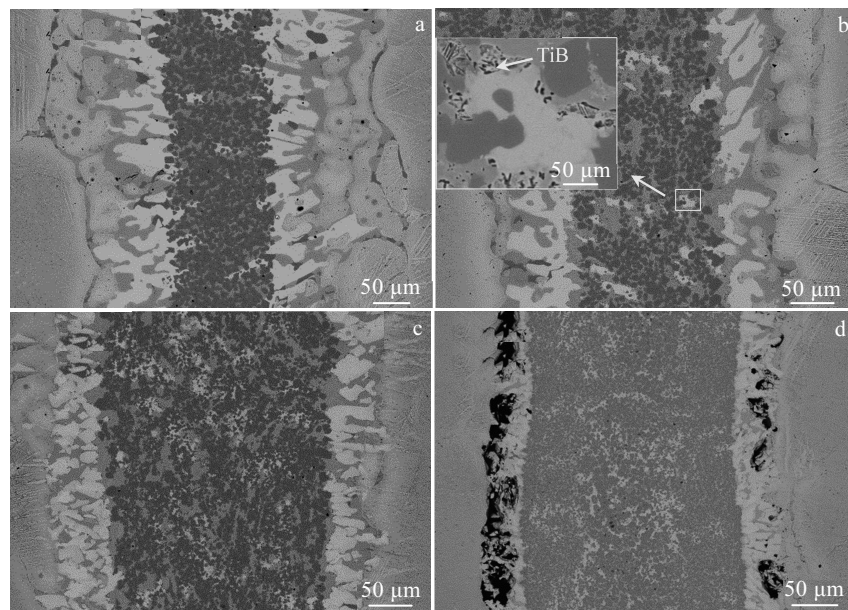


图 9 不同 B 含量的 Ti₂AlNb 基合金钎焊接头界面组织 ($T=1180\text{ }^{\circ}\text{C}$, $t=10\text{ min}$)

Fig.9 Interfacial microstructures of Ti₂AlNb joints with different B contents brazed at 1180 °C for 10 min: (a) 0 vol%, (b) 10 vol%, (c) 20 vol%, and (d) 30 vol%

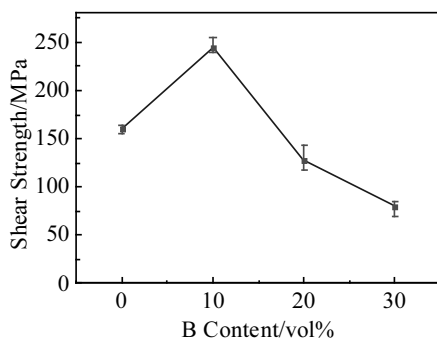


图 10 B 含量对 Ti₂AlNb 基合金钎焊接头抗剪强度的影响 ($T=1180\text{ }^{\circ}\text{C}$, $t=10\text{ min}$)

Fig.10 Effect of B content on shear strength of Ti₂AlNb alloy joints brazed at 1180 °C for 10 min

现,导致接头性能下降。通过计算可知,区域II与III厚度之比随 B 含量的增加呈递减趋势,依次为 0.54, 0.53, 0.27, 0.16,说明区域III所占比例逐渐增加,过厚的中间层也会导致接头性能下降。

图 11 为采用不同 B 含量的复合钎料钎焊 Ti₂AlNb 基合金所得接头的断裂路径与断口形貌。如图 11a 所示,当钎料中无 B 元素加入时,断裂发生在钎缝中间,断口较为平齐,主要原因在于分布在中间层的 Ti₂Ni 相尺寸相对较大且分布密集。B 元素含量为 10 vol% (图 8b) 与 20 vol% (图 11b) 时均在 Nb₃Al 与 τ_3 交替分布的位置发生断裂, B 含量为 30 vol% 时,在剪切应力的作用下,由孔洞处萌生裂纹并扩展。由断口形貌可知,三者都属于脆性断裂。

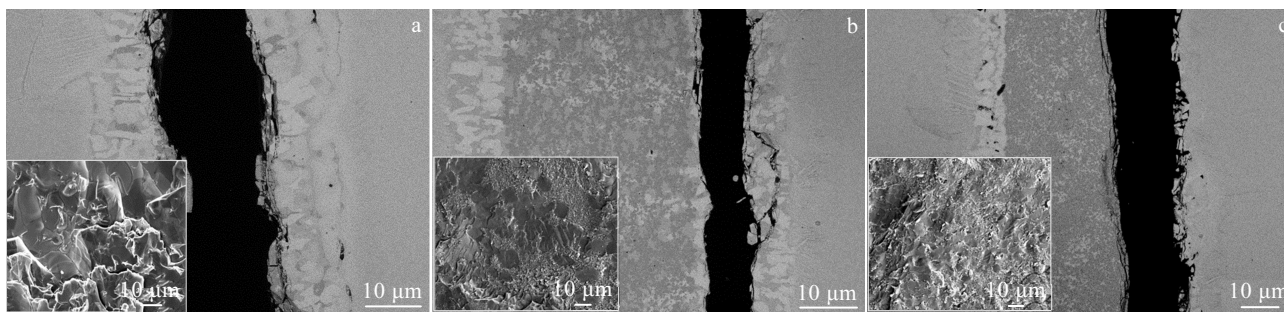


图 11 Ti_2AlNb 基合金钎焊接头断裂路径与断口形貌 ($T=1180\text{ }^{\circ}\text{C}$, $t=10\text{ min}$)

Fig.11 Fracture analysis of Ti_2AlNb joints brazed with different B contents at $1180\text{ }^{\circ}\text{C}$ for 10 min after shear test:

(a) 0 vol%, (b) 20 vol%, and (c) 30 vol%

3 结 论

1) B 含量为 10 vol% 时, 典型接头的界面组织为 $\text{Ti}_2\text{AlNb}/\text{B}_2/\text{B}_2+\text{Nb}_3\text{Al}+\tau_3+\text{TiB}/\tau_3+\text{Ti}_2\text{Ni}/\text{B}_2+\text{Nb}_3\text{Al}+\tau_3+\text{TiB}/\text{B}_2/\text{Ti}_2\text{AlNb}$ 。

2) B 含量为 10 vol% 时, 随着钎焊温度的升高, 接头中各个反应层变宽, 当温度升高至 $1200\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时, 接头中 Nb_3Al 减少, τ_3 相增多, 在区域 II 与 III 的交界处有连续 τ_3 相生成, 导致接头性能下降。在 $1180\text{ }^{\circ}\text{C}$ 保温 10 min 时, 接头的抗剪强度最大, 达到 245 MPa。不同钎焊参数下断裂方式均为脆性断裂, 断裂位置随着钎焊温度的升高由 Nb_3Al 与 τ_3 相交替分布的反应层向区域交界处连续的 τ_3 相处移动。

3) B 含量为 10 vol% 时, 接头中生成的 TiB 主要分布于 Nb_3Al 边缘, 抑制晶粒长大; B 含量为 20 vol% 与 30 vol% 时, 接头中生成的 TiB 相弥散分布于界面中, 反应层较宽, Nb_3Al 相尺寸较大。B 含量为 10 vol% 时, 接头的性能最好。

参考文献 References

- [1] Feng Aihan(冯艾寒), Li Bobo(李渤渤), Shen Jun(沈 军). *Journal of Materials and Metallurgy*(材料与冶金学报)[J], 2011, 10(1): 30
- [2] Chen Wei(陈 玮), Li Jinwei(李晋伟), Shi Yining(史一宁). *Aeronautical Manufacturing Technology*(航空制造技术)[J], 2015, 17: 136
- [3] Zhou Wei(周 伟), Yao Zekun(姚泽坤), Qin Chun(秦 春). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2014, 43(1): 209
- [4] Zhang Jianwei(张建伟), Liang Xiaobo(梁晓波), Cheng Yunjun(程云君) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2014, 43(5): 1157
- [5] Liu Xueli(刘雪丽), Wu Sujun(吴素君), Ji Yingping(季英平) et al. *Chinese Journal of Rare Metals*(稀有金属)[J], 2014, 38(4): 541
- [6] Chen Y B, Zhang K Z, Hu X et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2016, 681: 175
- [7] Chen X, Xie F Q, Ma T J et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2015, 646: 490
- [8] Li Y J, Zhao Y, Li Q et al. *Materials & Design*[J], 2017, 114: 226
- [9] Li Beibei(李贝贝), Wang Bin(王 斌), Li Ping(李 萍) et al. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2015, 25(3): 662
- [10] Cai X Q, Wang Y, Yang Z W et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2016, 679: 9
- [11] Wang Y, Cai X Q, Yang Z W et al. *Materials Chemistry and Physics*[J], 2016, 182: 488
- [12] Jing Yongjuan(静永娟), Chai Lu(柴 禄), Gao Xingqiang(高兴强). *Transactions of the China Welding Institution*(焊接学报)[J], 2015, 36(11): 89
- [13] Si Haoxue(倡好学), Jing Yongjuan(静永娟), Yue Xishan(岳喜山) et al. *Aeronautical Manufacturing Technology*(航空制造技术)[J], 2015, 58(S1): 1
- [14] Song X G, Cao J, Liu Y Z et al. *Intermetallics*[J], 2012, 22: 136
- [15] Song X G, Cao J, Chen H Y et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2012, 551: 133
- [16] Yang Z W, Zhang L X, Tian X Y et al. *Materials Characterization*[J], 2013, 79: 52
- [17] Lin Guobiao(林国标), Huang Jihua(黄继华), Zhang Jiangang(张建纲) et al. *Journal of Materials Engineering*(材料工程)[J], 2005, 10: 17
- [18] Song X G, Cao J, Wang Y F et al. *Materials Science and*

- Engineering A*[J], 2011, 528: 5135
- [19] Li Yulong(李玉成), Zhao Cheng(赵 诚), Hu Xiaowu(胡小武)
et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料
与工程)[J], 2015, 44(9): 2086
- [20] Julius C. Schuster, Pan Zhu, Liu Shuhong *et al. Intermetal-*
lics[J], 2007, 15(9): 1257
- [21] Chen G L, Wang X T, Ni K Q *et al. Intermetallics*[J], 1996,
4(1): 13
- [22] Sina H, Lyengar S. *Journal of Alloys and Compounds*[J],
2015, 628: 9
- [23] Cao F, Wang H M. *Intermetallics*[J], 2008, 16(2): 202

Interfacial Microstructure and Properties of Ti₂AlNb Joints Brazed with TiNiB Composite Filler Metal

Jiao Man, Wang Ying, Yang Zhenwen, Wang Dongpo

(Tianjin Key Lab of Advanced Joining Technology, Tianjin University, Tianjin 300350, China)

Abstract: Ti-66Ni (wt%)+B composite brazing alloy was used to braze Ti₂AlNb alloy. The interfacial microstructure and forming mechanism of the brazed joints were studied. The effect of brazing temperature and B content on the interfacial microstructure and mechanical properties were investigated. The results show that the typical microstructure of the joint is Ti₂AlNb/B₂/B₂+Nb₃Al+ τ_3 +TiB/ τ_3 +Ti₂Ni/B₂+Nb₃Al+ τ_3 +TiB/B₂/Ti₂AlNb. When B content is 10 vol%, continuous τ_3 phase is formed in the junction at 1200 °C, leading to the deterioration of the property. The nucleation of Ti₂Ni and the growing process of Nb₃Al are influenced by B element. On the condition of 10 vol% B content, TiB would form along the edge of Nb₃Al phase, inhibiting the growth of Nb₃Al phase. With more B content, TiB would distribute dispersively in the joint. Meanwhile, thick reaction layer and large sized Nb₃Al phase are formed in the joint. The maximum shear strength reaches 245 MPa when the joints are brazed by 10 vol% B filler metal at 1180 °C for 10 min.

Key words: Ti₂AlNb alloy; TiNiB filler; brazing; interfacial microstructure; shear strength

Corresponding author: Yang Zhenwen, Ph. D., Tianjin Key Laboratory of Advanced Joining Technology, Tianjin University, Tianjin 300350, P. R. China, Tel: 0086-22-27405889, E-mail: tjuyangzhenwen@163.com; yangzw@tju.edu.cn