

Ti₃Al 和 Ti₂AlNb 合金扩散连接 界面的组织及力学性能

Interfacial Microstructure and Mechanical Properties
of Diffusion Bonding of Ti₃Al and Ti₂AlNb Alloys

李万青^{1,2}, 魏红梅¹, 何 鹏¹, 高丽娇^{1,3}, 林铁松¹, 李小强¹, 赫兰春¹
(1 哈尔滨工业大学 先进焊接与连接国家重点实验室, 哈尔滨 150001;
2 北京航空材料研究院, 北京 100095;
3 北京星航机电装备有限公司, 北京 100074)
LI Wan-qing^{1,2}, WEI Hong-mei¹, HE Peng¹, GAO Li-jiao^{1,3},
LIN Tie-song¹, LI Xiao-qiang¹, HE Lan-chun¹
(1 State Key Laboratory of Advanced Welding and Joining,
Harbin Institute of Technology, Harbin 150001, China;
2 Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095,
China; 3 Beijing Xinghang Mechanical and Electrical
Equipment Co., Ltd., Beijing 100074, China)

摘要: 采用直接扩散连接 Ti₃Al 和 Ti₂AlNb 合金, 研究了连接压力、连接温度、保温时间等工艺参数对接头界面组织形貌及性能的影响。利用扫描电镜、能谱分析和 X 射线衍射等方法观察分析了界面组织结构, 并测试了接头的力学性能。结果表明: 直接固相扩散连接接头的典型组织为 Ti₃Al/O 相 + α_2 相过渡层/富 B₂ 层/Ti₂AlNb。当连接温度为 1000℃, 保温时间 60min, 连接压力为 5MPa 时获得的接头室温抗剪强度为 635MPa, 室温抗拉强度为 795MPa, 均断裂于 Ti₃Al 母材一侧。经 1000℃/60min 热循环后 Ti₃Al 母材的抗拉强度下降至原始母材的 76%。连接温度低于 950℃ 或保温时间小于 60min 会导致未焊合等缺陷; 温度高于 1050℃ 或保温时间超过 120min 则导致 Ti₃Al 发生相变。

关键词: 扩散连接; Ti₃Al 合金; Ti₂AlNb 合金; 微观组织; 性能

doi: 10.11868/j.issn.1001-4381.2015.01.007

中图分类号: TG453⁺.9 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-4381(2015)01-0037-07

Abstract: Ti₃Al and Ti₂AlNb alloys were joined by direct diffusion welding. The influence of bonding pressure, bonding temperature and holding time on the interface morphology and property of the joint was studied. The interface structure was analyzed by SEM, EDS and XRD, and the mechanical properties of joints were tested. The results show that typical interface structure of direct diffusion bonding joints is Ti₃Al/O-phase and α_2 -phase/B₂-rich phase/Ti₂AlNb. When bonding temperature is 1000℃, holding time is 60min, bonding pressure is 5MPa, the shear strength could reach 635MPa and the tensile strength could reach 795MPa. Both joints fracture at the Ti₃Al-base alloy. After thermal cycling (1000℃/60min), the tensile strength of Ti₃Al decreases to 76% of the original strength. Welding defects occur when bonding temperature is below 950℃ or holding time is less than 60min. The bonding temperature higher than 1050℃ or holding time more than 120min will lead to phase transition of Ti₃Al.

Key words: diffusion bonding; Ti₃Al alloy; Ti₂AlNb alloy; microstructure; property

Ti₃Al 合金相比 Ti 基合金具有较高的弹性模量和抗蠕变力, 作为新兴的高温结构材料已得到广泛深入的研究^[1], 成为 Ti-Al 系金属间化合物中最优先接近实用化的材料^[2-4]。但是单相的 Ti₃Al 金属间化合

物的室温塑性仍然在 1% 以下^[5,6], 在改善其塑性的工作中, 引入第二相的合金化方法取得了较大进展。其中 Ti₂AlNb 合金是一种 Nb 含量较高的 Ti₃Al 合金, 具有较高的比强度、优良的塑韧性和抗蠕变能力, 是一

种较有潜力的航空航天发动机热端部件结构材料^[7-9]。使用 Ti_2AlNb 合金代替传统高温合金可以降低发动机和运载工具本身的质量,提高发动机的比推力和效率^[10,11]。但是较高的 Nb 含量使 Ti_2AlNb 密度比 Ti_3Al 大,预期选用 Ti_2AlNb 为环体, Ti_3Al 为叶片的结构,可以达到更好的减重效果。因此研究二者的连接对于拓宽其应用领域具有十分重要的意义^[12,13]。

目前对 Ti_3Al 合金的连接方式主要有熔化焊、钎焊和扩散焊三种方法:熔化焊和钎焊往往容易引入杂质使得接头性能降低,而扩散连接可以实现同种材料或者异种材料之间高质量的连接。Threadgill^[14]采用扩散焊连接了 α_2 和超 α_2 合金。钱锦文等^[15]以 Nb/Ni 为中间层扩散连接 Ti_2AlNb 和 GH4169 合金,得到了 Ti_2AlNb /高 Nb 的 O 相/ Ti-Nb 固溶体/残留 Nb 层/ Ni_3Nb_2 / Ni_6Nb_7 /GH4169 的界面组织。许多研究结果显示,连接温度影响的相变以及接头处的成分梯度是 Ti_3Al 合金扩散连接需要关注的问题。目前关于 Ti_3Al 和 Ti_2AlNb 的扩散连接报道较少,本工作进行 Ti_3Al 和 Ti_2AlNb 两种合金的扩散连接,因二者具有相似的物理化学性质,故选用直接扩散的方法连接 Ti_3Al 和 Ti_2AlNb ,研究工艺参数对直接固相扩散连接接头界面组织和力学性能的影响。

1 实验方法

实验用 Ti_3Al 原子比为 Ti-23Al-17Nb,由初生 α_2 相、初生片状 O 相和基体 B_2 相组成,密度为 $4.5\text{g}/\text{cm}^3$,母材沿轧制方向的室温和 650°C 高温抗拉强度分别为 966MPa 和 698MPa 。 Ti_2AlNb 合金成分为 Ti-17Al-25Nb,由 O+ B_2 相两相组成,密度为 $4.9\text{g}/\text{cm}^3$ 。母材沿轧制方向的室温和 650°C 的平均抗拉强度分别为 1096MPa 和 809MPa 。

实验前采用电火花线切割的方式将 Ti_2AlNb 合金加工成 $6\text{mm}\times 4.5\text{mm}\times 3\text{mm}$ 尺寸试件。将 Ti_3Al 合金加工成 $8\text{mm}\times 8\text{mm}\times 3\text{mm}$ 尺寸试件用于金相观察和 $15\text{mm}\times 8\text{mm}\times 3\text{mm}$ 尺寸试件用于剪切性能测试,拉伸实验所用 Ti_2AlNb 和 Ti_3Al 试件尺寸均为 $30\text{mm}\times 15\text{mm}\times 3\text{mm}$,经电火花线切割和砂纸打磨之后进行拉伸实验。

实验前使用 200~2000# 砂纸对 Ti_3Al 和 Ti_2AlNb 母材待焊表面进行逐级打磨,之后将其置于丙酮溶液中超声清洗 10min,以去除表面油污。装配后放入 Centorr CVI M60 真空炉(真空度约为 $2\times$

10^{-2}Pa) 中扩散连接。固相扩散连接 Ti_3Al 与 Ti_2AlNb 合金所采用连接温度为 $850\sim 1050^\circ\text{C}$,保温时间为 $15\sim 120\text{min}$,连接压力为 $3\sim 10\text{MPa}$ 。制备完成的试样由电火花线切割,经逐级砂纸打磨、抛光、腐蚀之后,采用扫描电镜观察接头显微组织和断口形貌,利用能谱仪和 X 射线衍射仪分析接头成分。使用 INSTRON MODEL 1186 电子万能试验机对连接接头进行抗剪强度测试和抗拉强度测试,加载速率为 $0.5\text{mm}/\text{s}$,接头强度通过计算 5 个有效强度的平均值获得。

2 实验结果与分析

2.1 连接压力对接头界面组织和性能的影响

在扩散连接过程中,最基本的要求是对母材表面的物理接触,对待焊母材加压是一个重要的方法,在宏观压力作用下,微观不平的表面局部接触点开始接触,最终达到全面物理接触,这是形成冶金结合的前提条件,因此连接压力是扩散焊接中的重要参数。

本节中对不同连接压力下 Ti_3Al 和 Ti_2AlNb 合金直接固相扩散焊的接头界面微观组织进行研究。理论上随着连接压力的增加,母材接触更有效,接头界面元素扩散更加充分,接头的焊合率逐渐增大。图 1 为不同连接压力在 950°C 保温 60min 时的接头显微组织,可以看出,接头区域的组织在各个压力参数下并未发生明显的变化,这可能是由于 Ti_3Al 和 Ti_2AlNb 母材自身具有良好的塑韧性,因此在扩散连接的高温条件下,只需要较小的压力就可以使母材发生初步接触,在一定连接温度和保温时间下便可形成扩散层。由图 1 可见,虽然不同压力下都实现了较好的物理接触并形成了扩散反应层,但是从微观晶粒的角度观察,5MPa 和 7MPa 压力形成接头的晶粒尺寸小于 3MPa 和 10MPa 的接头。这说明连接压力过小使得界面扩散反应不够充分,连接压力过大则会导致接头母材中的 B_2 相晶粒一定程度上的长大,晶粒粗化。

图 2 为在 950°C 保温 60min 条件下,连接压力对 $\text{Ti}_3\text{Al}/\text{Ti}_2\text{AlNb}$ 接头抗剪强度的影响。分析认为,连接压力较低时,不利于原子扩散以及回复和再结晶,而随着连接压力的增大,界面微观孔洞逐渐消失,使得接头界面接触充分,界面被充分激活,促进回复和再结晶,可获得冶金结合良好的接头。但当压力过大时,在一定程度上促进了自扩散,导致母材中的相晶粒粗化,接头强度有所下降。

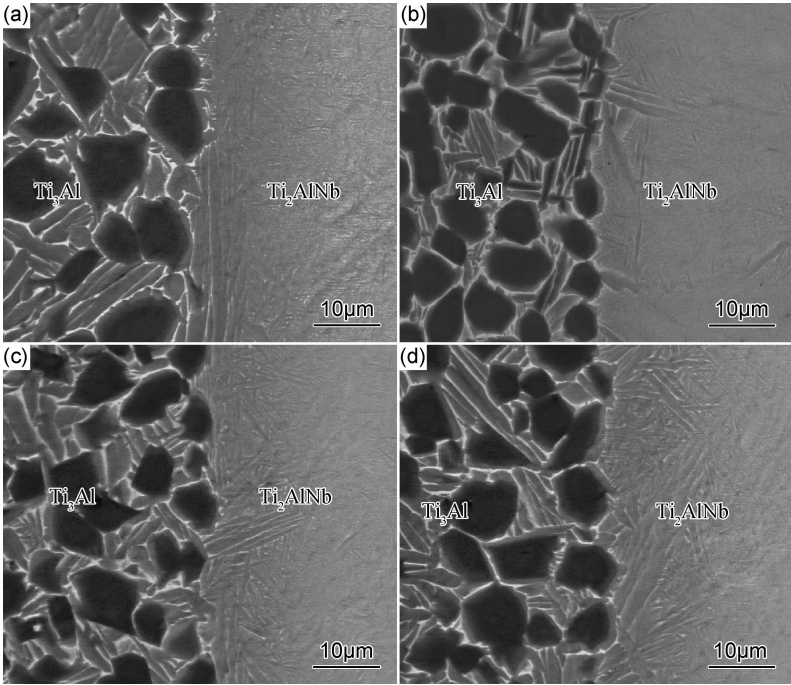


图 1 连接压力对接头界面形貌的影响($T=950^{\circ}\text{C}$, $t=60\text{min}$) (a)3MPa;(b)5MPa;(c)7MPa;(d)10MPa
Fig. 1 The influence of bonding pressure on interface morphology of joint ($T=950^{\circ}\text{C}$, $t=60\text{min}$)
(a)3MPa;(b)5MPa;(c)7MPa;(d)10MPa

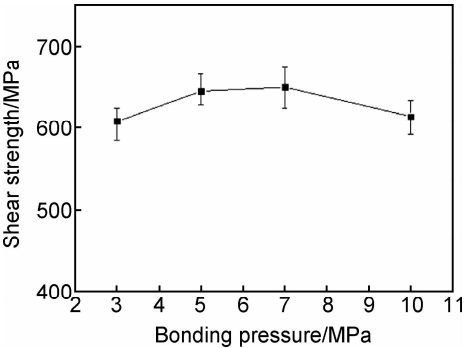


图 2 连接压力对接头抗剪强度的影响($T=950^{\circ}\text{C}$, $t=60\text{min}$)
Fig. 2 The influence of bonding pressure on shear strength of joint ($T=950^{\circ}\text{C}$, $t=60\text{min}$)

综上所述,只要保证母材试样制备规范,连接温度和保温时间等工艺参数在合理范围内,连接压力并不是影响 $\text{Ti}_3\text{Al}/\text{Ti}_2\text{AlNb}$ 接头界面显微组织和力学性能的主要因素。后续实验中,连接压力均选为 5MPa。

2.2 保温时间对接头界面组织和性能的影响

图 3 为连接温度 1000°C ,连接压力 5MPa 条件下,保温时间对接头界面组织的影响。由于两种母材原子含量相差不大,扩散程度主要依赖于连接温度的升高和保温时间的延长。当保温时间为 15min 时, $\text{Ti}_3\text{Al}/\text{Ti}_2\text{AlNb}$ 接头处有比较明显的界面分界(图 3(a))。随着保温时间的延长, Ti_3Al 和 Ti_2AlNb 的元

素互相扩散,保温 30min 时界面处主要形成板条状的 O 相和次生片状 α_2 相, B_2 相仍以基体相的成分存在(图 3(b))。

当保温时间达到 60min 时, $\text{Ti}_3\text{Al}/\text{Ti}_2\text{AlNb}$ 界面处元素扩散更加充分,界面反应层厚度逐渐增加,界面分界逐渐消失。在界面处形成板条状的 O 相组织,靠近 Ti_2AlNb 侧有富 B_2 相层存在(图 3(c))。分析认为这是由于 Al 原子扩散较快, Nb 原子在 Ti_2AlNb 留存下来形成富 B_2 相区。

但是当保温时间达到 120min 时,如图 3(d)所示, Ti_3Al 母材一侧发生的相变与温度过高时相似,黑色块状 α_2 相消失,形成编织状的魏氏组织结构。这是由于原子扩散不断进行, α_2 相逐渐溶解,含量下降,相应的 B_2 相增加,最终导致晶粒粗化。

保温时间会影响接头的力学性能。图 4 为 $T=1000^{\circ}\text{C}$, $P=5\text{MPa}$ 时,保温时间对接头室温抗剪强度的影响。可以看出,当保温时间为 15min 时,由于界面处元素扩散并不充分,接头结合力较差。随着保温时间的延长,接头的室温抗剪强度逐渐升高,达到 635MPa 左右,并且接头抗剪强度在较宽的保温时间范围内保持较高的水平。这说明抗剪强度值与显微组织分析结果相一致。

2.3 连接温度对接头界面组织和性能的影响

在保温时间为 60min,压力 5MPa 不变的前提下,

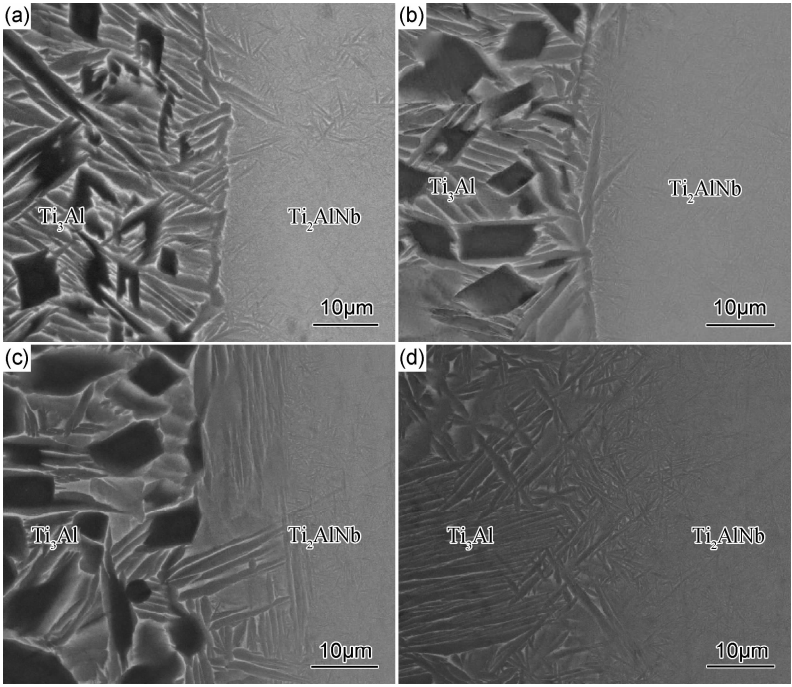


图 3 保温时间对接头界面组织的影响($T=1000^{\circ}\text{C}$, $P=5\text{MPa}$) (a)15min;(b)30min;(c)60min;(d)120min
Fig. 3 The influence of holding time on interface morphology of joint($T=1000^{\circ}\text{C}$, $P=5\text{MPa}$)
(a)15min;(b)30min;(c)60min;(d)120min

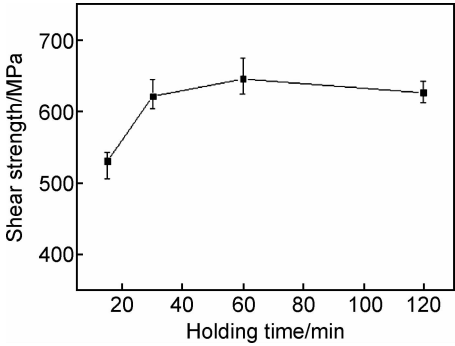


图 4 保温时间对接头抗剪强度的影响($T=1000^{\circ}\text{C}$, $P=5\text{MPa}$)
Fig. 4 The influence of holding time on shear strength of joint
($T=1000^{\circ}\text{C}$, $P=5\text{MPa}$)

改变连接温度,观察分析连接温度对 $\text{Ti}_3\text{Al}/\text{Ti}_2\text{AlNb}$ 接头界面组织和力学性能的影响。图 5 所示为不同连接温度下接头显微组织照片,图中左侧为 Ti_3Al ,右侧为 Ti_2AlNb 。

当温度较低时,如图 5(a),(b)所示,在接头处有明显的界面分界,原子扩散不充分,存在未焊合或孔洞。随着温度的升高,如图 5(c),(d)所示, $\text{Ti}_3\text{Al}/\text{Ti}_2\text{AlNb}$ 界面孔洞消失,形成连续的扩散层,并且界面区域元素扩散程度逐渐加深,反应层逐渐加厚。但是当连接温度上升到 1050°C 时,如图 5(e)所示, Ti_3Al 侧母材发生了明显的相变,黑色块状 α_2 相消失,焊缝中具有粗大等轴的原始 B_2 相晶粒,在 B_2 相晶界上有

完整的 α_2 相网,且在 B_2 相晶内有长条状 α_2 相, α_2 相间夹有 B_2 相,形成呈编织状的魏氏组织。

为进一步研究连接温度对 Ti_3Al 母材组织的影响,对原始母材和经过 $T=1050^{\circ}\text{C}$, $t=60\text{min}$ 热循环的母材进行 XRD 物相分析,结果如图 6 所示。从图 6(a),(b)的对比中可以发现,原始 Ti_3Al 母材中主要由 α_2 , B_2 和 O 相组成,但是当母材经过 1050°C 的热循环之后, α_2 相明显减少,主要以 B_2 相存在。与上述分析结果相同,即 Ti_3Al 母材经过 1050°C 高温热循环之后,自身会发生相变。

在保温时间 $t=60\text{min}$,连接压力 $P=5\text{MPa}$ 的工艺条件下,对不同连接温度下的接头组织进行抗剪强度测试,如图 7 所示。可以观察到,当温度处于较低范围 $850\sim 900^{\circ}\text{C}$,剪切应力达到最大极限时载荷迅速消失,表现为脆性断裂。而当温度在 950°C 以上,载荷达到最高点时会有一段时间的屈服,并且其屈服范围较大,具有较好的塑性变形,表现为塑性断裂。

$T=850^{\circ}\text{C}$, $t=60\text{min}$, $P=5\text{MPa}$ 时的剪切断口显微组织如图 8 所示,断口能谱分析结果如表 1 所示。图 8 中 C 区域的成分接近于接头界面的成分,而白亮的 B 区域中 Nb 含量较高,综合分析断裂发生于 $\text{Ti}_3\text{Al}/\text{Ti}_2\text{AlNb}$ 界面焊缝处。连接温度较低时,剪切实验的断裂发生在界面焊缝处,此时焊缝质量较差。

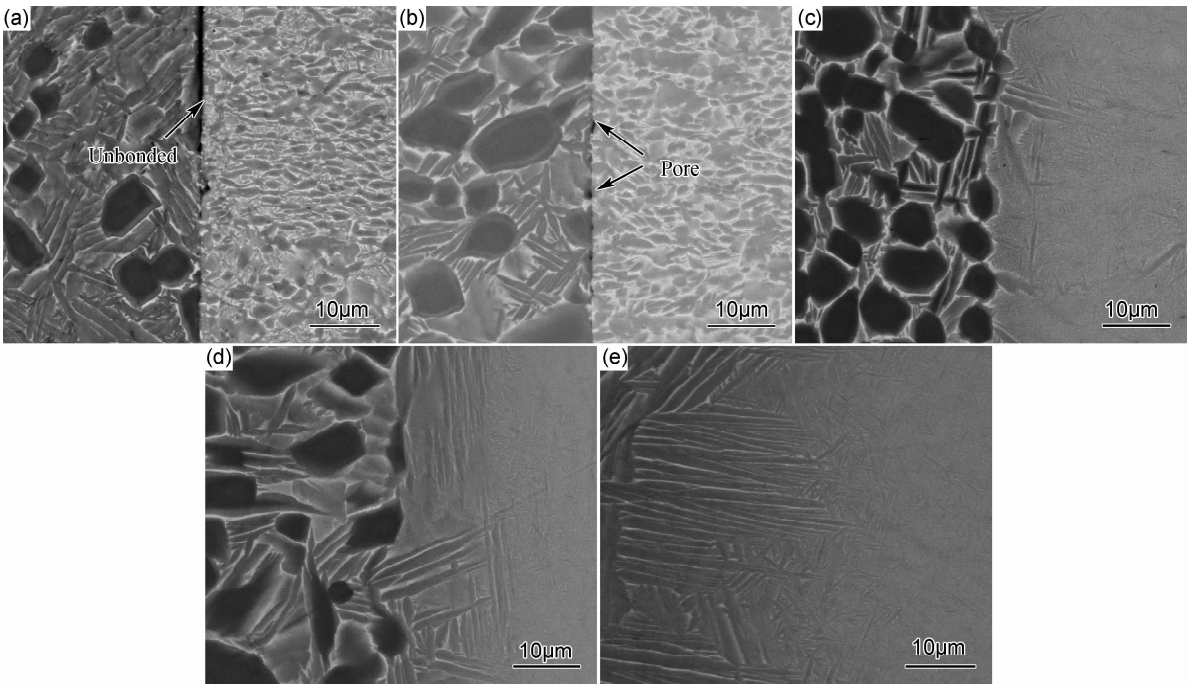


图 5 连接温度对接头界面组织的影响($t=60\text{min}$, $P=5\text{MPa}$) (a)850℃;(b)900℃;(c)950℃;(d)1000℃;(e)1050℃
Fig. 5 The influence of bonding temperature on interface morphology of joint($t=60\text{min}$, $P=5\text{MPa}$)
(a)850℃;(b)900℃;(c)950℃;(d)1000℃;(e)1050℃

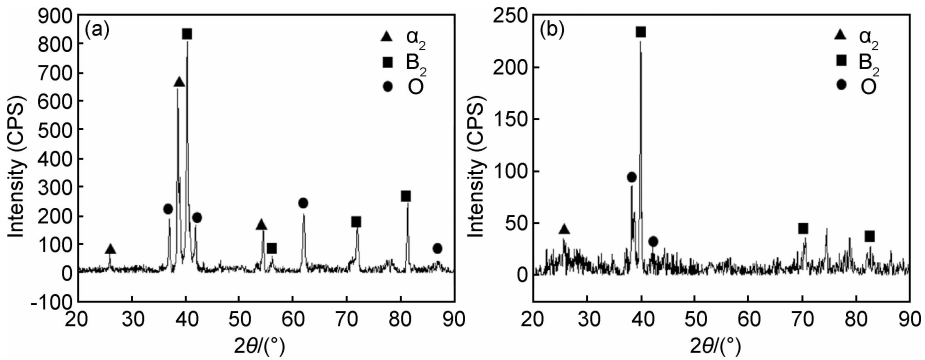


图 6 Ti_3Al 母材的 X 射线衍射谱 (a)原始 Ti_3Al 母材;(b)经热循环的 Ti_3Al 母材
Fig. 6 XRD patterns of Ti_3Al alloy (a)original Ti_3Al alloy;(b) Ti_3Al alloy after thermal cycling

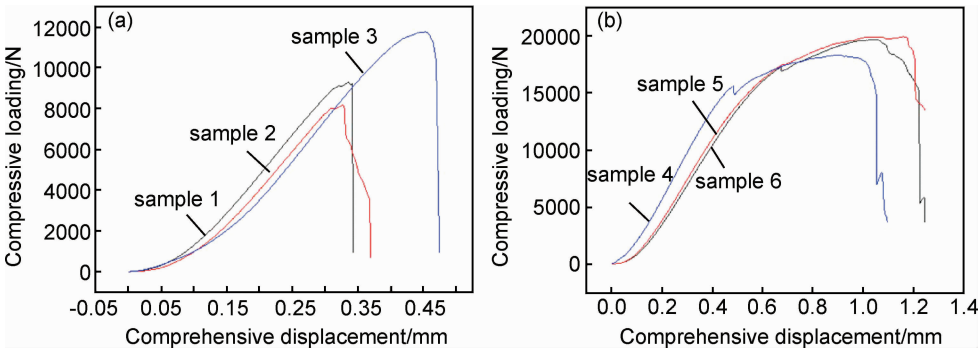


图 7 不同连接温度接头的剪切载荷-应变曲线 (a)850~900℃;(b)950~1050℃
Fig. 7 Load-strain curves of the joints at different bonding temperatures (a)850~900℃;(b)950~1050℃

对 950℃/60min/5MPa 接头的 XRD 分析如图 9 所示,断口处主要以 α_2 相、O 相和 B_2 相为主,与 Ti_3Al 母材中的相相同,确认其断口位于 Ti_3Al 母

材一侧。这说明随着连接温度的升高元素扩散逐渐充分, $\text{Ti}_3\text{Al}/\text{Ti}_2\text{AlNb}$ 界面结合紧密,焊缝质量提高。

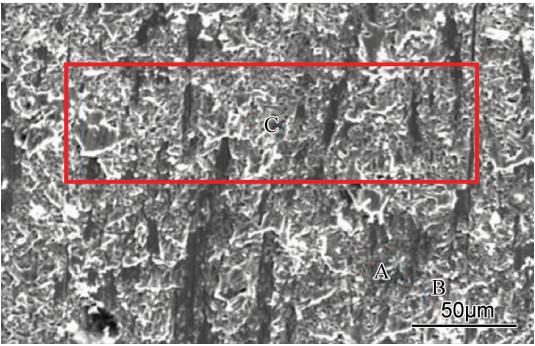


图 8 断口的显微组织(850℃/60min/5MPa)
Fig. 8 Fracture microstructure(850℃/60min/5MPa)

表 1 850℃/60min/5MPa 断口能谱(EDS)分析结果
(原子分数/%)

Table 1 EDS results of the fracture at 850℃/60min/5MPa
(atom fraction/%)

Region	Ti	Al	Nb
A	50.27	21.07	28.66
B	22.45	16.26	61.29
C	56.62	23.34	20.04

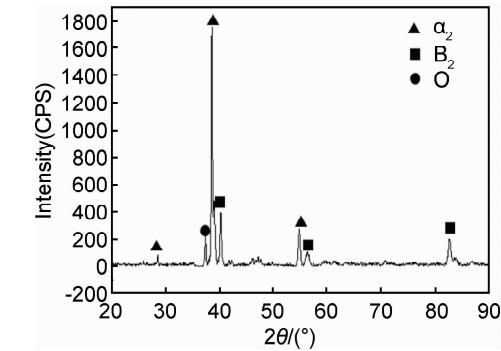


图 9 断口的 XRD 谱(950℃/60min/5MPa)
Fig. 9 XRD pattern of the fracture(950℃/60min/5MPa)

在保温时间 60min,连接压力 5MPa 的工艺参数下,连接温度对 Ti₃Al/Ti₂AlNb 接头抗剪强度的影响如图 10 所示,随着连接温度的升高,抗剪强度提高。当连接温度上升至 1000℃时,原始的连接界面已完全消失,扩散充分,结合良好,抗剪强度达到 635MPa 左右。然而扩散连接温度过高时,母材的组织会发生相变。因此,1000℃是 Ti₃Al/Ti₂AlNb 直接固相扩散连接的优选工艺温度。

为进一步研究连接温度对接头性能的影响,选择最优工艺 1000℃/60min/5MPa 的连接试样进行拉伸实验,实验结果同样表明断裂发生于 Ti₃Al 母材侧,如图 11 所示。接头平均抗拉强度值为 795MPa,但是 Ti₃Al 母材室温拉伸实验的测试强度平均值约为 1046MPa,接头处的 Ti₃Al 母材强度低于原始母材的

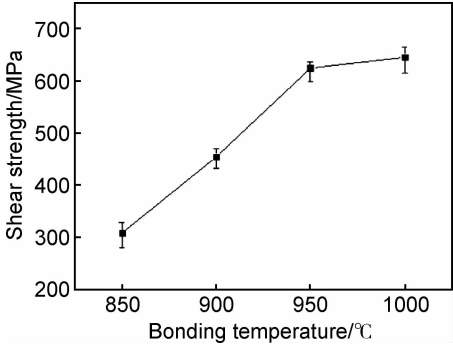


图 10 连接温度对接头抗剪强度的影响($t=60\text{min}$, $P=5\text{MPa}$)
Fig. 10 The influence of bonding temperature on shear strength of joint ($t=60\text{min}$, $P=5\text{MPa}$)

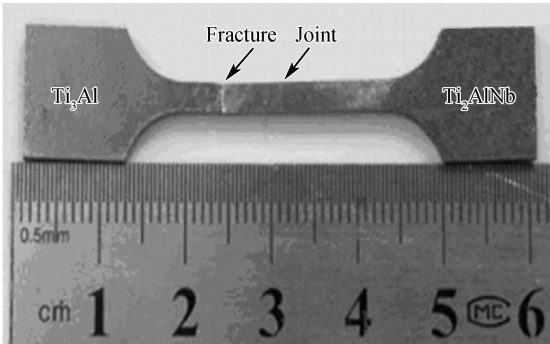


图 11 拉伸试样照片(1000℃/60min/5MPa)
Fig. 11 Photo of tensile sample (1000℃/60min/5MPa)

抗拉强度。
为证实高温热循环对 Ti₃Al 母材性能的影响,对热处理前后的 Ti₃Al 母材进行室温拉伸实验,经过 $T=1000^{\circ}\text{C}$, $t=60\text{min}$ 的高温热循环之后,室温抗拉强度由原始母材的 1046MPa 下降至 801MPa,大约为原始母材的 76%。这说明虽然在 1000℃时未产生相变,但较高的连接温度对 Ti₃Al 母材性能仍然造成了一定的损伤,在扩散连接中需进一步降低连接温度以减少母材自身性能的下降,这也是今后完善连接工艺的方向之一。

3 结论

- (1) Ti₃Al/Ti₂AlNb 扩散连接接头的典型界面组织结构为 Ti₃Al/O 相 + α₂ 相过渡层/富 B₂ 层/ Ti₂AlNb。
- (2) 连接温度过低或保温时间太短导致扩散不充分,甚至产生未焊合缺陷,连接温度超过 1050℃或保温时间长于 120min 则导致 Ti₃Al 相变;连接压力对界面组织影响较小,5~7MPa 即可实现连接。
- (3) 在连接温度 1000℃,保温时间 60min,连接压力 5MPa 的条件下,接头的室温抗剪强度为 635MPa,

室温抗拉强度为 795MPa,断裂于 Ti₃Al 母材侧。

参考文献

- [1] FROES F H, SURYANARAYANA C, ELIEZER D. Synthesis, properties and applications of titanium aluminides[J]. *Journal of Materials Science*, 1992, 27(19): 5113—5140.
- [2] 熊华平, 毛建英, 陈冰清, 等. 航空航天轻质高温结构材料的焊接技术研究进展[J]. *材料工程*, 2013, (10): 1—12.
XIONG H P, MAO J Y, CHEN B Q, et al. Research advances on the welding and joining technologies of light-mass high-temperature structural materials in aerospace field[J]. *Journal of Materials Engineering*, 2013, (10): 1—12.
- [3] 司玉锋, 陈子勇, 孟丽华, 等. Ti₃Al 基金属间化合物的研究进展[J]. *特种铸造及有色合金*, 2003, 23(4): 33—35.
SI Y F, CHEN Z Y, MENG L H, et al. Research progress in Ti₃Al base intermetallic compound[J]. *Special Casting and Nonferrous Alloys*, 2003, 23 (4): 33—35.
- [4] 张建伟, 李世琼, 梁晓波, 等. Ti₃Al 和 Ti₂AlNb 基合金的研究与应用[J]. *中国有色金属学报*, 2010, 20(增刊 1): 336—341.
ZHANG J W, LI S Q, LIANG X B, et al. Research and application of Ti₃Al and Ti₂AlNb based alloy[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2010, 20(Suppl 1): 336—341.
- [5] GOGIA A K, NANDY T K, BANERJEE D, et al. Microstructure and mechanical properties of orthorhombic alloys in the Ti-Al-Nb system[J]. *Intermetallics*, 1998, 6(7): 741—748.
- [6] 谷晓燕, 孙大千, 任振安, 等. Ti₃Al 基金属瞬间液相扩散连接接头组织与力学性能[J]. *焊接学报*, 2010, 31(5): 45—48.
GU X Y, SUN D Q, REN Z A, et al. Microstructure and mechanical properties of transient liquid phase diffusion bonding joint of Ti₃Al alloy[J]. *Transactions of the China Welding Institution*, 2010, 31(5): 45—48.
- [7] ZOU G S, XIE E H, BAI H L, et al. A study on transient liquid phase diffusion bonding of Ti-22Al-25Nb alloy[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2009, 499(1): 101—105.
- [8] CHENG Y J, LI S Q, LIANG X B, et al. Effect of deformed microstructure on mechanical properties of Ti-22Al-25Nb alloy[J]. *Trans Nonferrous Met Soc China*, 2006, 16(3): 2058—2069.
- [9] 司玉锋, 孟丽华, 陈玉勇. Ti₂AlNb 基合金的研究进展[J]. *宇航材料工艺*, 2006, 36(3): 10—13.
SI Y F, MENG L H, CHEN Y Y. Research development of Ti₂AlNb-based alloy[J]. *Aerospace Materials and Technology*, 2006, 36(3): 10—13.
- [10] 钱锦文, 李京龙, 熊江涛, 等. 扩散连接 Ti₂AlNb/GH4169 反应动力学研究[J]. *稀有金属材料与工程*, 2011, 40(12): 2106—2110.
QIAN J W, LI J L, XIONG J T, et al. Study on reaction kinetics in diffusion bonding of Ti₂AlNb and GH4169 with Nb+Ni foils as interlayer[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2011, 40(12): 2106—2110.
- [11] 贾倩, 姚泽坤, 张东亚, 等. 时效时间对 Ti₂AlNb/TC11 双合金焊接界面组织和性能的影响[J]. *热加工工艺*, 2013, 42(18): 138—140.
JIA Q, YAO Z K, ZHANG D Y, et al. Effects of aging time on microstructure and property in welding interface of Ti₂AlNb/TC11 dual alloy[J]. *Hot Working Technology*, 2013, 42(18): 138—140.
- [12] BAESLACK W A, MASCORELLA T J, KELLY T J. Weldability of a titanium aluminide[J]. *Welding Journal*, 1989, 68 (12): 483—498.
- [13] 周恒, 李宏伟, 冯吉才. Ti₃Al 基合金的真空钎焊[J]. *有色金属*, 2005, 57(2): 11—14.
ZHOU H, LI H W, FENG J C. Vacuum brazing of Ti₃Al-based alloy[J]. *Nonferrous Metals*, 2005, 57(2): 11—14.
- [14] THREADGILL P L. The prospects for joining titanium aluminides[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 1995, 192—193: 640—646.
- [15] 钱锦文, 李京龙, 侯金保, 等. Nb+Ni 中间层对 Ti₂AlNb 与 GH4169 扩散连接接头组织与性能影响[J]. *航空材料学报*, 2009, 29(1): 57—62.
QIAN J W, LI J L, HOU J B, et al. Microstructures and mechanical properties of diffusion bonded Ti₂AlNb and GH4169 joints by using Nb+Ni interlayer[J]. *Journal of Aeronautical Materials*, 2009, 29(1): 57—62.

基金项目:国家自然科学基金资助项目(51275135, 51305102); 高等学校博士学科点专项科研基金优先发展领域课题(20112302130005)

收稿日期:2013-12-10; **修订日期:**2014-11-24

通讯作者:何鹏(1972—), 男, 博士, 教授, 主要从事钎焊、微连接及可靠性基础理论与实际应用技术方面的研究工作, 联系地址: 黑龙江省哈尔滨市南岗区西大直街 92 号哈尔滨工业大学材料学院 824 室(150001), E-mail: hithepeng@hit.edu.cn