

## O 相合金 Ti-22Al-25Nb 固态扩散连接

邹贵生, 白海林, 谢二虎, 吴树甲, 吴爱萍, 王 庆, 任家烈

(清华大学 机械工程系 教育部先进成形制造重点实验室, 北京 100084)

**摘 要:** 用热-力学模拟试验机 Gleeble 1500D 进行 O 相合金 Ti-22Al-25Nb 的固态扩散连接。结果表明: 当连接温度和连接压强分别不低于 970 °C 和 7 MPa 以及保温时间不短于 30 min 时, 能获得界面结合致密的接头; 当连接温度高于 1 000 °C 时, B2 基体相明显粗化, 且 O 相明显减少; 当连接温度、压强和保温时间分别为 1 020 °C、7 MPa 和 30 min 时, 接头室温和 650 °C 的拉伸强度分别为 925 MPa 和 654 MPa; 当连接温度不高于 1 000 °C 的接头, 拉伸断裂大部分发生在结合界面; 当连接温度高于 1 000 °C 时, 则断裂主要发生在近界面母材中。

**关键词:** O 相合金; 扩散连接; 界面结合; 接头强度

中图分类号: TG 407

文献标识码: A

## Solid diffusion bonding of Ti-22Al-25Nb O phase alloy

ZOU Gui-sheng, BAI Hai-lin, XIE Er-hu, WU Shu-jia, WU Ai-ping, WANG Qing, REN Jia-lie

(Department of Mechanical Engineering, Key Laboratory for Advanced Manufacturing by Materials Processing Technology, Ministry of Education of China, Tsinghua University, Beijing 100084, China)

**Abstract:** The solid diffusion bonding of Ti-22Al-25Nb O phase alloy was performed with a thermal-mechanical simulator Gleeble 1500D. The results show that a tight bonding interface is formed under conditions of the bonding temperature higher than 970 °C, bonding pressure higher than 7 MPa and holding time longer than 30 min. When the bonding temperature is higher than 1 000 °C, the interfacial matrix phase B2 is coarsened and increased, while the amount of O phase is decreased. The tensile strengths at room temperature and 650 °C of the joints under conditions of bonding temperature 1 020 °C, bonding pressure 7 MPa and bonding time 30 min reach up 925 and 654 MPa, respectively. The tensile fracture of joints mostly occurs at the bonding interfaces when the bonding temperature is lower than 1 000 °C, while the tensile fracture of joints mostly occur in base materials near the bonding interfaces when the bonding temperature is higher than 1 000 °C.

**Key words:** O-phase alloy; diffusion bonding; interfacial bonding; joint strength

O 相(Ti<sub>2</sub>AlNb)形成于亚稳的 B2 相或由有序密排六方 α<sub>2</sub> 相(Ti<sub>3</sub>Al 相)发生小的扭转且 Nb 在某些点阵位置有序化得到, 当 Ti<sub>3</sub>Al 基合金的显微结构中 O 相为主要组成相时, 合金称为 O 相(或 Ti<sub>2</sub>AlNb)合金<sup>[1-3]</sup>。O 相合金的成分通常在 Ti-(18%~30%)Al-(12.5%~30%)Nb (摩尔分数)范围并含少量 V、Mo 和 Ta 等合金元素。

一般认为, 当 x(Nb) < 25% 时, 在 β/B2+O+α<sub>2</sub> 三相区热处理得到的 B2+O+α<sub>2</sub> 三相合金为第一代 O 相合金; 当 x(Nb) ≥ 25% 时, 在 β/B2+O 两相区热处理得到的 B2+O 双相合金为第二代 O 相合金。由于 O 相的强化作用比 α<sub>2</sub> 相的明显, 第二代 O 相合金具有更好的综合性能, 特别是具有良好的室温塑性、断裂韧性、蠕变和抗氧

基金项目: 清华大学基础研究基金资助项目(Jcqn2005011)

收稿日期: 2007-08-25; 修订日期: 2007-11-20

通讯作者: 邹贵生, 教授, 博士; 电话: 010-62794670; E-mail: zougsh@tsinghua.edu.cn

化性能,能在 600~800 °C 长时间使用、1 000 °C 以上短时间使用,是替代高温钛合金、镍基合金最具前景的轻质耐高温航空发动机材料之一<sup>[1,3-7]</sup>。

高质量的连接技术是 *O* 相合金作为结构材料的关键,但迄今为止,关于 *O* 合金的连接技术研究还未见公开报道<sup>[8-9]</sup>。而针对在合金元素组成、力学性能方面与 *O* 相合金有一定相似性的  $\alpha_2$  合金、超  $\alpha_2$  合金和  $\gamma$ -TiAl 合金,已有较多的焊接方法及其工艺的研究<sup>[8-10]</sup>,主要有熔化焊(包括激光焊、氩弧焊、电子束焊等)<sup>[11-13]</sup>、扩散连接<sup>[14-15]</sup>、钎焊<sup>[16]</sup>、过渡液相(Transient liquid phase, TLP)扩散连接<sup>[17-19]</sup>、摩擦焊、燃烧合成连接等<sup>[8-9]</sup>。熔化焊易出现脆性组织甚至出现裂纹,钎焊接头的高温性能一般较低,摩擦焊和燃烧合成连接的研究很少,从设备要求和接头性能角度来讲,TLP 扩散连接是有前景的方法,但设计和制作中间层较困难<sup>[8,17-19]</sup>。相对其它连接方法,固态扩散连接在制作结构简单的构件时更易获得室温和高温强度更理想的接头,且当采用超塑性成形及扩散连接组合工艺时还可以制备结构较复杂的构件<sup>[8-9,14-15]</sup>。本文作者研究 Ti-22Al-25Nb 合金不加中间层的直接固态扩散连接。

## 1 实验

母材名义成分为 Ti-22Al-25Nb(摩尔分数,%) ,实测为 Ti-11.3Al-41.7Nb(质量分数,%) ,其室温组织为:一定量的颗粒状 *O* 相分布于基体相 *B2* 中,母材熔点为 1 700 °C。母材沿轧制方向的室温和 650 °C 的平均拉伸强度分别为 1 096 MPa 和 809 MPa。沿轧制方向将待连接母材制作成圆片或圆棒,其中用于接头界面结合研究的母材尺寸为  $d8\text{ mm} \times 5\text{ mm}$ ;用于接头拉伸强度测试的母材直径为 8 mm,长度为 32~35 mm。连接前对待焊表面依次用 200#到 2000#砂纸水磨,将磨好的试样放入丙酮中进行超声波清洗、烘干、保存备用。

固态扩散连接实验采用高性能动态-热力学模拟试验机 Gleeble 1500D。在连接过程中,真空度可达到  $10^{-3}$  Pa 量级;加热通过对试样直接通电流来实现,升温速率控制为 4 °C/s。试样保温结束后,停止加热,试样在保温温度( $\theta_B$ )和 700 °C 之间的自然冷却,速率从 27 °C/s 开始基本以线性速度下降到 7 °C/s。

母材和接头拉伸强度测试采用直径为 5 mm 的标准试样,测试也在试验机 Gleeble 1500D 上进行,测试时,静载拉伸位移速率为 1 mm/min,其中在 650 °C 高温强度测试时,试样在 650 °C 保温 5 min 后再加载。显微组织分析采用扫描电镜(SEM)及其配置的能谱仪

(EDS)和 X 射线衍射(XRD)分析仪。

## 2 结果与讨论

### 2.1 连接工艺对接头界面结合与母材组织的影响

一般情况下,决定固态扩散连接质量的主要工艺参数为连接压强( $p_B$ )、连接温度( $\theta_B$ )和保温时间( $t_B$ )。金属固态扩散连接时,为确保两个待焊面能有足够的原子扩散通道进行互扩散、回复、再结晶从而形成冶金结合,必须施加足够的连接压强,促使待焊面的微观凸起处产生充分的塑性变形以实现大部分待焊面的微观接触。当  $p_B$  偏低时,待焊面附近的塑性变形不足,一方面微观上实际接触面积偏少;另一方面晶格畸变、空位及位错等缺陷相对较少,界面激活不充分,不利于原子扩散以促进回复和再结晶。针对 *O* 相合金 Ti-22Al-25Nb 扩散连接,当  $\theta_B=970\text{ °C}$ ,  $t_B=30\text{ min}$ ,在连接压强为 2 MPa 和 5 MPa 条件下,接头还保持了初始接触界面的痕迹(见图 1(a)和(b));当连接压强达到 7 MPa 时,初始接触界面塑性变形充分,形成了基本无界面痕迹的接头(见图 1(f))。同样,当  $\theta_B$  偏低时,原子活性不高、扩散慢,或  $t_B$  偏短时再结晶不能充分完成,这两种情况也不利于形成无初始接触界面痕迹的接头(见图 1(c)、(d)和(e))。

由图 1(a)~(f)可知,当  $\theta_B>970\text{ °C}$ 、 $p_B>7\text{ MPa}$  以及  $t_B>30\text{ min}$  时,合金 Ti-22Al-25Nb 能实现良好的界面冶金结合,即发生了穿越初始接触界面的晶粒生长(再结晶),初始界面基本消失,且母材组织无明显变化;但当  $\theta_B$  达到 990 °C 时,界面附近母材已出现部分基体相 *B2* 发生粗化和 *O* 相减少的迹象(见图 1(g)右下部);当  $\theta_B \geq 1\text{ 000 °C}$  时,母材基体 *B2* 相明显粗化、增多,而强化相 *O* 相明显减少并变小,且无初始界面痕迹(见图 1(h)和(i))。上述接头组织特征的原因分析如下:根据  $\text{Ti}_3\text{Al-Nb}$  伪二元相图<sup>[17]</sup>,在平衡状态下,Ti-22Al-25Nb 合金在  $\theta_B=990\text{ °C}$  时处于 *B2*+*O* 双相区且非常接近 *B2* 单相区,而当  $\theta_B=1\text{ 000 °C}$  时处于 *B2* 单相区。因此,当待焊试样加热到连接温度 990 °C 时,*O* 相向 *B2* 相溶解,*B2* 相逐渐增多,同时,因轧制而形成的 *B2* 相长条本身也会在连接温度下发生再结晶并逐步粗化。保温结束后,试样停止加热,冷却快,原子来不及充分扩散,*B2* 相转变成 *O* 相的量相对于已溶解的 *O* 相要少。

另外,由于结合界面显微结构总是存在一定的不均匀性,畸变程度大的局部区域优先发生 *O* 相溶解和 *B2* 相粗化,在保温时间较短(如 30 min)的情况下,只

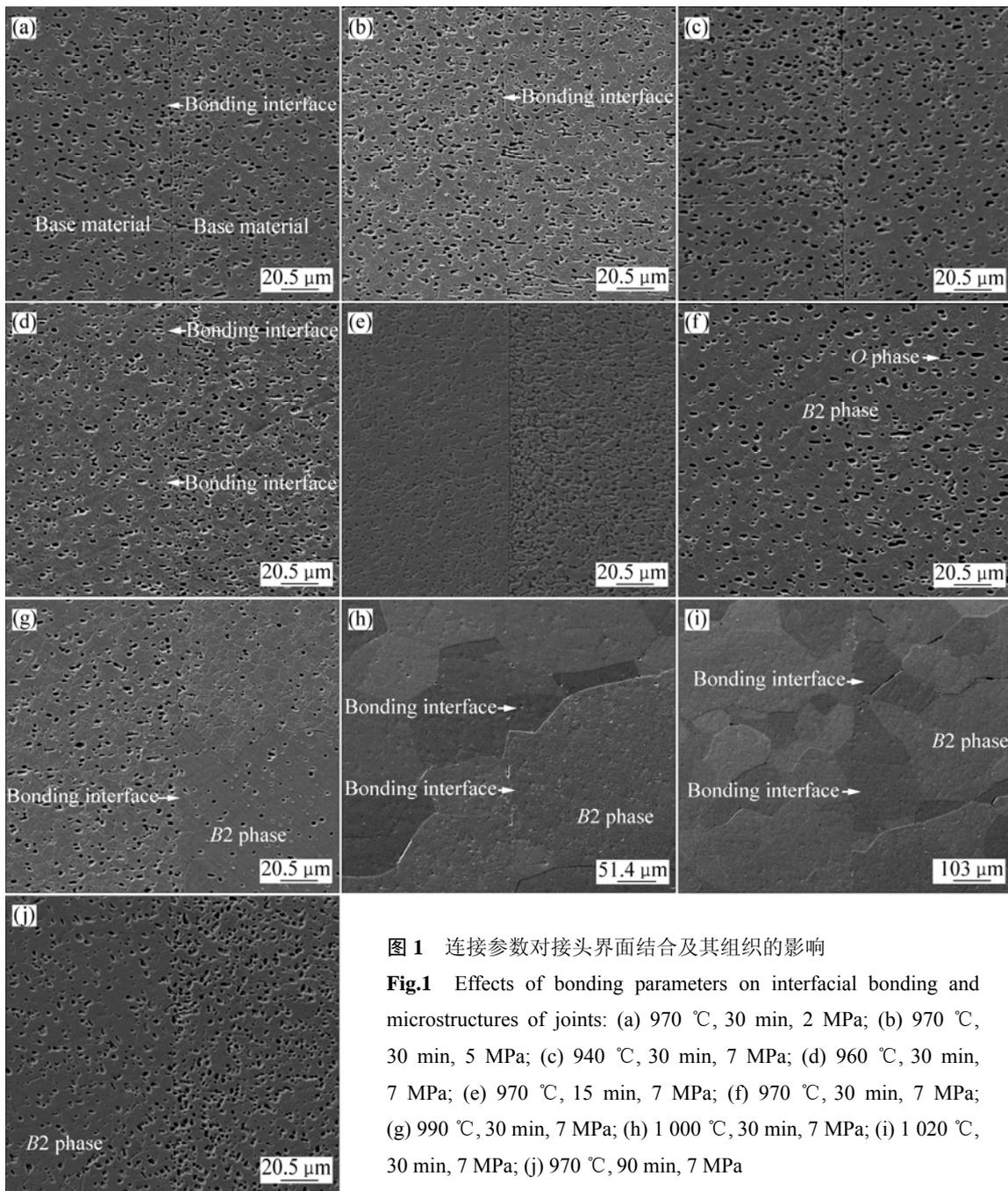


图 1 连接参数对接头界面结合及其组织的影响

**Fig.1** Effects of bonding parameters on interfacial bonding and microstructures of joints: (a) 970 °C, 30 min, 2 MPa; (b) 970 °C, 30 min, 5 MPa; (c) 940 °C, 30 min, 7 MPa; (d) 960 °C, 30 min, 7 MPa; (e) 970 °C, 15 min, 7 MPa; (f) 970 °C, 30 min, 7 MPa; (g) 990 °C, 30 min, 7 MPa; (h) 1 000 °C, 30 min, 7 MPa; (i) 1 020 °C, 30 min, 7 MPa; (j) 970 °C, 90 min, 7 MPa

有部分结合界面区域的母材发生上述明显变化。而当连接温度进一步提高到 1 000 °C 时, 在保温条件下, 原子扩散速度提高, 更多的初始 O 相快速转变为高温 B2 相, 同时 B2 相迅速长大, 保温结束后, 粗大的高温 B2 相在快速冷却条件下来不及发生平衡相变而保留到室温。与  $\theta_B$  的影响对比, 在本研究的连接参数范围内,  $t_B$  的延长对母材组织尺寸的影响不明显(见图 1(j))。

## 2.2 工艺参数对接头强度及其断裂特征的性能

连接温度、压强和保温时间对接头室温拉伸强度

的影响如图 2 所示。由图 2(a)可知, 其它参数不变, 当连接温度在 940~970 °C 范围时, 接头强度随连接温度的升高迅速增加; 而当连接温度高于 970 °C 时, 接头强度有一定程度地提高, 但不明显。虽然连接温度高于 1 000 °C 时, B2 相明显粗化和增多, 而 O 相明显减少, 但接头强度并未下降。分析认为, B2 相基体本身具有良好的室温强度和塑性, 因此, 连接温度的提高导致其尺寸增大的结果并不能明显影响其力学性能, 相应地, 反而会提高接头的界面冶金结合, 从而一定程度地提高了接头强度。SEM 分析发现, 当  $p_B =$

7 MPa,  $t_B=30$  min 时, 连接温度不高于 1 000 °C 的接头拉伸断裂主要发生在结合界面上并有少量发生在与结合界面相距几个晶粒大小的母材中(见图 3), 且随着连接温度的升高, 断裂在界面上的概率逐渐减少, 这与上述强度特征相一致。当连接温度进一步升高时, 结合界面的强度也会提高, 甚至高于经过同样热循环的母材, 断裂主要发生在离结合界面有一定距离的母材(近界面母材)中。同时还发现, 接头在拉伸时

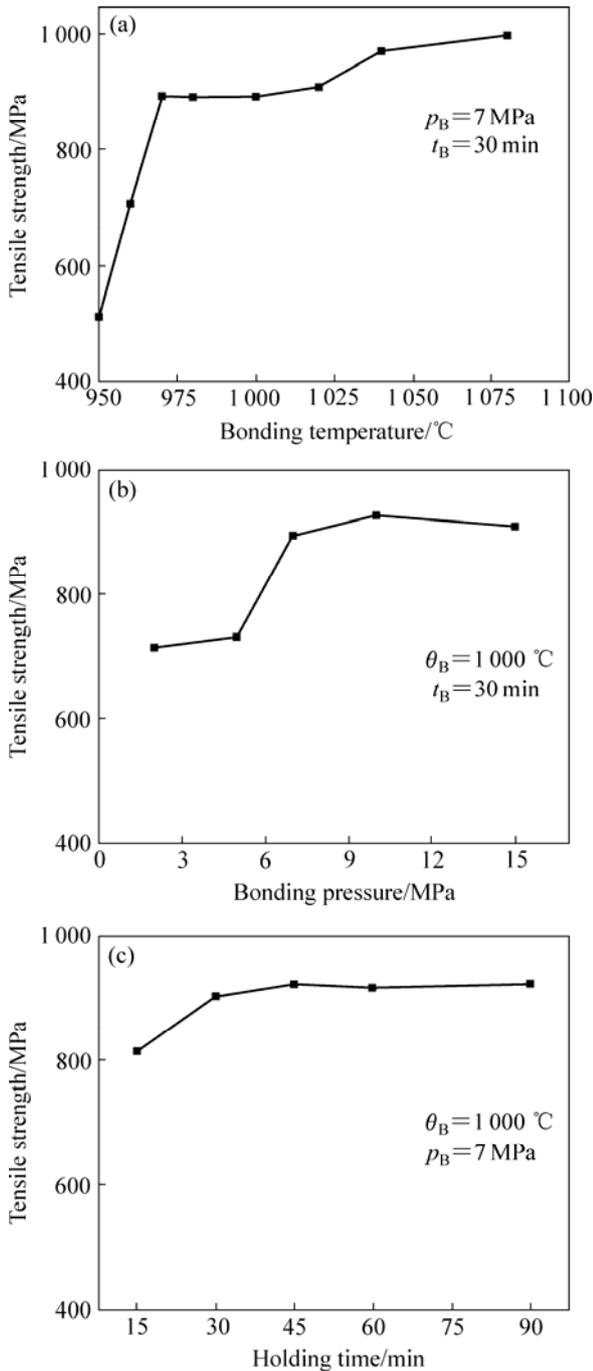


图2 连接参数对接头拉伸强度的影响

Fig.2 Effects of bonding parameters on tensile strengths of joints

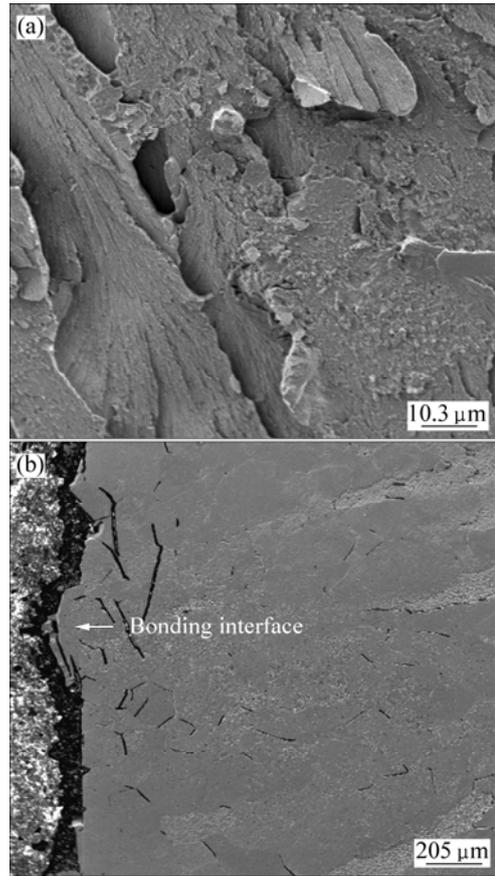


图3 结合界面处断裂的典型断口及断裂接头纵截面形貌  
Fig.3 Typical fractographs and longitudinal section graph of joints fracturing at bonding interfaces under condition of  $p_B=7$  MPa,  $\theta_B=1\ 000$  °C,  $t_B=30$  min: (a) Fractograph of joint; (b) Longitudinal section micrograph of fractured joint

发生了明显的塑性变形, 其塑性特性比断于结合界面附近的接头更显著(见图 4)。SEM 和 XRD 分析发现, 与 1 000 °C 条件下的连接相比, 在 1 040 °C 连接时, 接头室温组织的 B2 相基体更大, O 相甚至消失, 表现出更好的塑性, 且断口有明显的韧窝, 这与 B2 相的室温良好塑性一致。针对 Ti-22Al-25Nb 合金的固态扩散连接, 当  $p_B=7$  MPa,  $t_B=30$  min 时, 连接温度  $\theta_B$  为 1 020 和 1 080 °C 时对应的接头室温拉伸强度分别为 925 和 1 000 MPa, 分别达到原始母材强度的 84% 和 91%, 其中 1 020 °C 连接温度下的接头在 650 °C 高温强度为 654 MPa, 达到原始母材强度的 81%。

连接条件下加压有利于界面紧密接触和界面冶金结合的形成, 因此, 在低连接压强范围内, 接头强度偏低, 拉伸断裂发生在结合界面; 随着连接压力的提高, 接头强度不断提高。但当压强提高到一定值后, 对界面结合的促进作用不再明显增加, 因此, 接头的

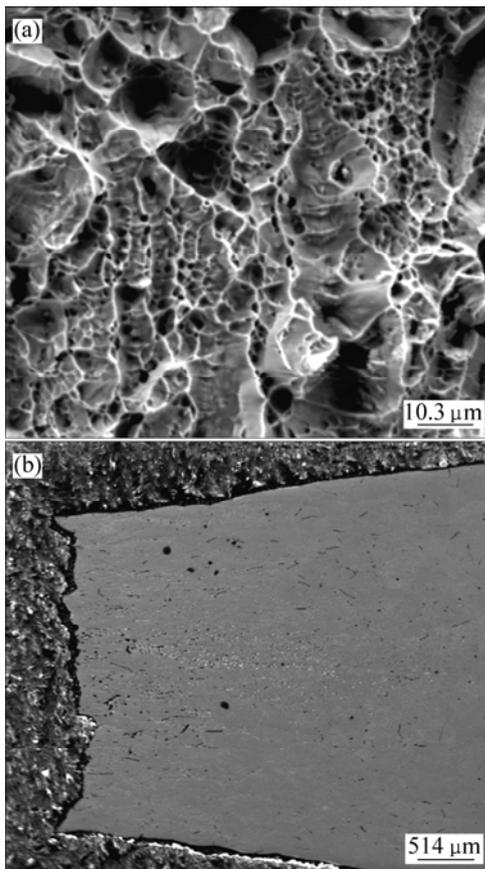


图4 近界面母材处断裂的典型断口及断裂接头纵截面显微形貌

Fig.4 Typical fractograph and longitudinal section graph of joints fracturing in base material near bonding interfaces under conditions of  $p_B=7$  MPa,  $\theta_B=1\ 040$  °C,  $t_B=30$  min: (a) Fractograph of joint; (b) Longitudinal section micrograph of fractured joint

强度变化不大(见图 2(b))。同样,短保温时间不利于界面的冶金结合,接头强度偏低,拉伸断裂发生在结合界面,且随着保温时间的延长,接头强度提高;但当连接温度偏高(如 1 000 °C)时,保温时间的延长对接头强度的影响不大(见图 2(c))。

另外,当  $p_B$ 、 $\theta_B$  以及  $t_B$  值增大时,接头的变形量逐渐增加,例如当  $p_B=7$  MPa,  $t_B=30$  min 时,连接温度为 940、970、990、1 020 和 1 040 °C 对应的接头变形程度分别为 1.3%、1.6%、2.2%、3.0% 和 3.2%; 当  $\theta_B=970$  °C,  $t_B=30$  min 时,连接压强分别为 2、5、7 和 10 MPa 对应的接头变形程度分别为 0.7%、1.5%、1.6% 和 3.2%; 当  $p_B=7$  MPa,  $\theta_B=970$  °C 时,连接时间为 15、30、45、60 和 90 min 的接头变形程度分别为 1.0%、1.6%、1.9%、2.5% 和 3.1%, 因此,连接参数增大不利于实际结构件精度的控制,为此,在满足

接头强度要求的情况下,应尽量减小连接参数值。

### 3 结论

1) 增大连接压强、提高连接温度以及延长保温时间有利于界面冶金结合,但也会增大接头的变形量。同时,当连接温度等于或高于 1 000 °C 时会增大 B2 相基体的尺寸和减少第二相 O 相的数量;当连接温度和连接压强分别不低于 970 °C 和 7 MPa 以及保温时间不短于 30 min 时,能获得结合致密的界面。

2) 当  $p_B=7$  MPa,  $t_B=30$  min, 连接温度为 940~970 °C 时,接头强度随连接温度的升高显著增加;而当连接温度为 970~1 080 °C 时,接头强度随连接温度的升高增加不明显;连接温度为 1 020 和 1 080 °C 对应的接头室温拉伸强度分别为 925 和 1 000 MPa, 分别达到原始母材强度的 84% 和 91%, 其中 1 020 °C 连接温度下的接头 650 °C 高温强度为 654 MPa, 达到原始母材强度的 81%。

3) 连接温度不高于 1 000 °C 的接头拉伸断裂发生在结合界面及离界面只有一至几个晶粒尺寸的母材中;当连接温度高于 1 000 °C 时,则断裂发生在离结合界面一定距离的母材中。

### REFERENCES

- [1] 司玉锋, 孟丽华, 陈玉勇. Ti<sub>2</sub>AlNb 合金的研究进展[J]. 宇航材料工艺, 2006, 36(3): 10-25.  
SI Yu-feng, MENG Li-hua, CHEN Yu-yong. Research development of Ti<sub>2</sub>AlNb-based alloy[J]. Aerospace Materials and Technology, 2006, 36(3): 10-25.
- [2] LI Shi-qiong, MAO Yong, ZHANG Jian-wei. Effect of microstructure on tensile properties and fracture behavior of Intermetallic Ti<sub>2</sub>AlNb alloys[J]. Trans Nonferrous Met Soc China, 2002, 12(4): 582-586.
- [3] CHENG Yun-jun, LI Shi-qiong, LIANG Xiao-bo, ZHANG Jian-wei. Effect of deformed microstructure on mechanical properties of Ti-22Al-25Nb[J]. Trans Nonferrous Met Soc China, 2006, 12(4): s2058-2061.
- [4] WYNICK G L, BOEHLERT C J. Electron backscattered diffraction characterization technique for analysis of a Ti<sub>2</sub>AlNb intermetallic alloy[J]. Journal of Microscopy, 2005, 219(3): 115-121.
- [5] 彭继华, 李世琼, 毛勇, 孙训方. Ta 对 Ti<sub>2</sub>AlNb 基合金微观组织和高温性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2000, 10(S1): 50-54.  
PENG Ji-hua, LI Shi-qiong, MAO Yong, SUN Xun-fang. Effect

- of Ta on microstructures and high temperature tensile properties for  $Ti_2AlNb$  alloys[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals Society, 2000, 10(S1): 50–54.
- [6] DJANARTHANY S, VIALA J C, BOUIX J. An overview of monolithic titanium aluminide based on  $Ti_3Al$  and  $TiAl$ [J]. Materials Chemistry and Physics, 2001, 72(3): 301–319.
- [7] BOEHLERT C J. The effects of forging and rolling on microstructure in O+BCC Ti-Al-Nb alloys[J]. Mater Sci Eng A, 2000, 279(1/2): 118–129.
- [8] 邹贵生, 白海林, 谢二虎, 宁立芹, 梁德彬.  $Ti_3Al$  基合金及其与异种材料的连接研究现状[J]. 宇航材料工艺, 2007, 37(1): 1–5, 67.  
ZOU Gui-sheng, BAI Hai-lin, XIE Er-hu, NING Li-qin, LIANG De-bin. Research development of  $Ti_3Al$ -based alloys and joining them to dissimilar materials[J]. Aerospace Materials and Technology, 2007, 37(1): 1–5, 67.
- [9] 刘博, 崔约贤, 钱宗德, 杨德庄.  $Ti_3Al-Nb$  基合金的焊接性研究进展[J]. 宇航材料工艺, 1997, 27(5): 1–6.  
LIU Bo, CUI Yue-xian, QIAN Zong-de, YANG De-zhuang. Advances in the weldability study of  $Ti_3Al-Nb$  based aluminides alloys[J]. Aerospace Materials and Technology, 1997, 27(5): 1–6.
- [10] 何鹏, 冯吉才, 韩杰才, 钱乙余.  $TiAl$  金属间化合物及其连接技术的研究进展[J]. 焊接学报, 2002, 23(5): 91–96.  
HE Peng, FENG Ji-cai, HAN Jie-cai, QIAN Yi-yu. Advances in  $TiAl$  intermetallics and its joining technology[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2002, 23(5): 91–96.
- [11] DAVID S A, HORTON J A, GOODWIN G M, PHILLIPS D H, REED R W. Weldability and microstructure of a titanium aluminide[J]. Welding Journal, 1990, 69(4): s133–s140.
- [12] MARTIN G S, ALBRIGT C E, JONES T A. An evaluation of  $CO_2$  laser beam welding on a  $Ti_3Al-Nb$  alloy[J]. Welding Journal, 1995, 74(2): s77–s82.
- [13] WU Ai-ping, ZOU Gui-sheng, REN Jia-lie, ZHANG Hong-jun, WANG Guo-qing, LIU Xin, XIE Mei-rong. Microstructures and mechanical properties of  $Ti-24Al-17Nb$ (at%) laser beam welding joints[J]. Intermetallics, 2002, 10(7): 467–452.
- [14] YI Guo, ZHU Jin-man, HE Zhi-jing, LIAN Pi-fen, WU Qing. Diffusion bonding of  $Ti_3Al$  base alloy[J]. J Mater Sci Technol, 1996, 12(6): 467–469.
- [15] 贺跃辉, 黄伯云, 王彬, 刘咏, 王健农.  $TiAl$  基合金固态焊接[J]. 金属学报, 1998, 34(11): 1167–1172.  
HE Yue-hui, HUANG Bai-yun, WANG Bin, LIU Yong, WANG Jian-nong. Solid-state joining of  $TiAl$  based alloys[J]. Acta Metallurgica Sinica, 1998, 34(11): 1167–1172.
- [16] HE Peng, FENG Ji-cai, ZHOU He. Microstructure and strength of brazed joints of  $Ti_3Al$ -base alloy with  $NiCrSiB$ [J]. Materials Characterization, 2004, 52(4/5): 309–318.
- [17] CADDEN C H, YANG N Y C, HEADLEY T H. Microstructural evolution and mechanical properties of brazed joints in  $Ti-13.4Al-21.2Nb$ [J]. Welding Journal, Welding Research Supplement, 1997, 76(8): 316s–325s.
- [18] WALLIS I C, UBHI H S, BACOS M P, JOSSO P, LINDQVIST J, LUNDSTROM D, WISBEY A. Brazed joints in  $\gamma$   $TiAl$  sheet: microstructure and properties[J]. Intermetallics, 2004, 12(3): 303–316.
- [19] 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(1): 11–21.

(编辑 李艳红)