

Ti₃Al/Ti/Ti₂AlNb 扩散连接工艺及性能

魏红梅¹, 李万青^{1,2}, 何 鹏¹, 高丽娇^{1,3}, 林铁松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)

摘要: 采用钛箔作为中间层扩散连接 Ti₃Al 与 Ti₂AlNb, 利用 SEM, EDS 和 XRD 等分析方法发现, 接头界面组织结构为 Ti₃Al/α+β 双相组织/富 B₂ 相/Ti₂AlNb。分别研究了中间层厚度, 连接温度, 保温时间等工艺参数对接头界面组织形貌以及力学性能的影响。结果表明, 当钛箔厚度 10 μm, T = 900 °C, t = 120 min, p = 5 MPa 时, 接头组织性能最佳。钛箔厚度增加会导致 Ti, Al, Nb 等元素扩散不均匀; Ti₃Al/Ti₂AlNb 直接固相扩散连接温度为 1 000 °C, 加入钛中间层可将其降低至 900 °C, 减小了高温热循环对母材性能的损伤, 接头整体抗拉强度从 795 MPa 提升至 906 MPa; 保温时间 90 ~ 120 min 可保证扩散充分连接可靠。

关键词: 扩散连接; 钛铝合金; 微观组织; 性能

中图分类号: TG 453+.9 文献标识码: A 文章编号: 0253-360X(2015)04-0005-04

0 序 言

Ti₃Al 合金具有较高比强度和比弹性模量^[1,2], 在高温时仍可以保持足够高的强度和刚度, 同时它还具有优良的抗蠕变和抗氧化能力, 这些优点使其成为近年来重点开发和广泛应用的高温结构材料, 是 Ti-Al 系金属间化合物中最优先接近实用化的材料^[3-6]。虽然优点众多, 但是单相 Ti₃Al 金属间化合物的室温塑性仍然在 1% 以下^[7], 为了改善其塑性, 引入第二相铌进行合金化, 得到的 Ti₂AlNb 合金具有较理想的比强度、优良的塑韧性和抗蠕变能力, 在航空航天发动机热端部件方面具有相当的应用前景^[8-11]。Ti₂AlNb 合金的应用可以实现运载工具的减重。由于 Nb 原子质量较大, Ti₂AlNb 与 Ti₃Al 相比密度较高, 在保证强度和可靠性的前提下常将二者配合使用, 以 Ti₂AlNb 为环体, Ti₃Al 为叶片的结构能更好的达到减重目的, 因此研究 Ti₂AlNb 与 Ti₃Al 的连接具有重大意义。

目前对 Ti₂AlNb 连接的方法主要有熔化焊、钎焊和扩散焊, 熔化焊和钎焊容易引入杂质, 接头质量及性能受到一定限制, 而扩散连接变形小, 精度高, 组织均匀等优点, 可以实现高质量的连接。西北工业大学的钱锦文等人^[12] 扩散连接 Ti₂AlNb 和

GH4169 合金, 使用 Nb/Ni 作为中间层, 得到的接头组织为: Ti₂AlNb/高 Nb 的 O 相/Ti-Nb 固溶体/残留 Nb 层/Ni₃Nb₂/Ni₆Nb₇/GH4169。邹贵生等人^[13] 以 Ti-15Cu-15Ni 合金薄片为中间层, 采用 TLP 技术连接 Ti-22Al-25Nb, 得到的接头界面组织主要为基体相 B₂ 和一定量的 α₂, O 相。室温抗拉强度 1 041 MPa, 达到了原始母材强度的 95%。目前对 Ti₃Al 和 Ti₂AlNb 的扩散连接尚未见报道, 但文献调研和前期试验的结果显示, 过高的连接温度会导致 Ti₃Al 母材性能下降, 为解决这一问题, 文中以钛箔作为中间层, 进行 Ti₃Al 和 Ti₂AlNb 的扩散连接, 研究了工艺参数对接头界面组织和力学性能的影响。

1 试验方法

试验用 Ti₃Al 原子比为 Ti-23Al-17Nb, 由初生 α₂ 相、初生片状 O 相和基体 B₂ 相组成, 密度为 4.5 g/cm³, 母材沿轧制方向的室温和 650 °C 高温拉伸性能分别为 966 和 698 MPa。Ti₂AlNb 合金成分为 Ti-17Al-25Nb, 由 O + B₂ 相两相组成, 密度为 4.9 g/cm³。母材沿轧制方向的室温和 650 °C 的平均抗拉强度分别为 1 096 和 809 MPa。

试验前采用电火花线切割的方式将 Ti₂AlNb 合金加工成 6 mm × 4.5 mm × 3 mm 尺寸试件。将 Ti₃Al 合金加工成 8 mm × 8 mm × 3 mm 尺寸试件用于金相观察和 15 mm × 8 mm × 3 mm 尺寸试件用于力学性能测试。

收稿日期: 2013-11-05

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资助项目(20112302130005)

试验前使用200号~2000号砂纸对 Ti_3Al 和 Ti_2AlNb 母材待焊表面进行逐级打磨,中间层箔片采用1200号砂纸对其表面氧化膜进行打磨,之后将母材及中间层置于丙酮溶液中超声清洗10 min,以去除表面油污。装配后放入Centorr CVI M60真空炉(真空度约为 5×10^{-3} 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800~950 °C,保温时间为30~180 min,连接压力为5 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XRD等手段分析接头成分。利用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,加载速度为0.5 mm/s,接头强度通过计算5个有效强度的平均值得到。

2 试验结果及分析

2.1 $Ti_3Al/Ti/Ti_2AlNb$ 接头的界面组织结构

采用30 μm厚的钛箔,在900 °C/60 min/5 MPa的条件下扩散连接 $Ti_3Al/Ti/Ti_2AlNb$ 得到的接头界面微观组织如图1所示,两侧界面都形成了良好的扩散连接,在界面处没有孔洞或者未焊合的缺陷。为了进一步分析接头界面相成分,对图1b进行能谱分析如表1所示。说明钛作为中间层的接头界面组织结构为: $Ti_3Al/\alpha+\beta$ 双相组织/富 B_2 相/ Ti_2AlNb 。

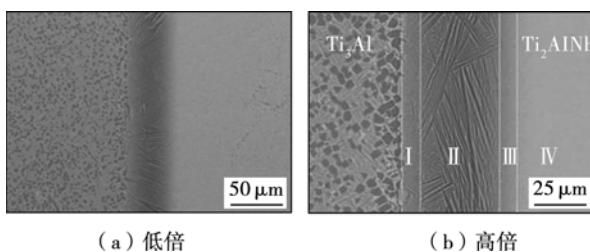


图1 $Ti_3Al/Ti/Ti_2AlNb$ 接头界面组织

Fig. 1 Interface organizations of $Ti_3Al/Ti/Ti_2AlNb$ joint

表1 图1b中各区域EDS分析结果(原子分数,%)

Table 1 EDS of areas in fig. 1b

区域	Al	Nb	Ti	推测相
I	18.99	14.28	66.73	针状 $\alpha+\beta$
II	14.61	9.02	76.37	$\alpha+\beta$ 双相组织
III	15.72	18.30	65.99	针状 $\alpha+\beta$
IV	21.55	25.92	52.52	富 B_2 相

2.2 中间层厚度对 $Ti_3Al/Ti/Ti_2AlNb$ 接头组织性能的影响

在扩散连接过程中,中间层的厚度决定着两侧

扩散浓度梯度,关系到扩散是否充分顺利的进行。在连接温度 $T=900$ °C,保温时间 $t=90$ min,连接压力 $p=5$ MPa的工艺参数下,采用厚度依次为10,30,50,100 μm的钛箔对 Ti_3Al 和 Ti_2AlNb 进行扩散连接,其接头界面显微组织如图2所示。钛箔厚度为10和30 μm,界面处形成了 $\alpha+\beta$ 双相组织,与2.1节结论一致。随着钛箔厚度的增加,中间扩散区域逐渐加厚。从图2c和图2d中观察到接头中明显残留着粗大的 α 和 β 组织,这会对接头的力学性能产生不利的影响。因此中间层的厚度不宜过厚。

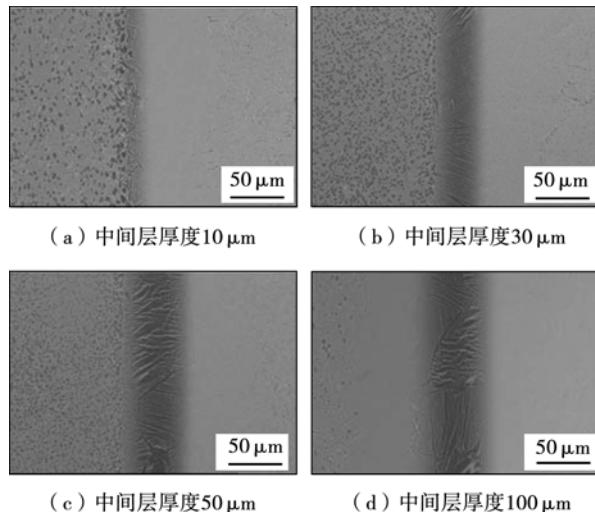


图2 中间层厚度对 $Ti_3Al/Ti/Ti_2AlNb$ 接头界面形貌的影响

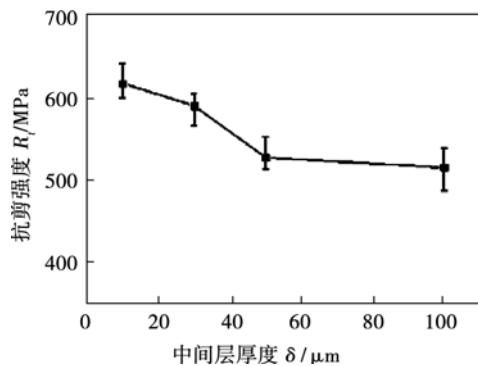
Fig. 2 Influence of interlayer thickness on interface morphology of $Ti_3Al/Ti/Ti_2AlNb$ joint

进一步分析元素的扩散程度,在 $T=900$ °C, $t=90$ min, $p=5$ MPa的试验条件下,对钛箔厚度为10和50 μm的接头界面进行线扫描对比分析,结果表明钛箔厚度为50 μm时,Ti,Al,Nb这3种元素在整个接头界面上存在明显梯度,而10 μm厚的钛箔接头界面中,Ti,Al,Nb这3种元素扩散基本保持在同一水平,在该条件下元素扩散均匀充分。

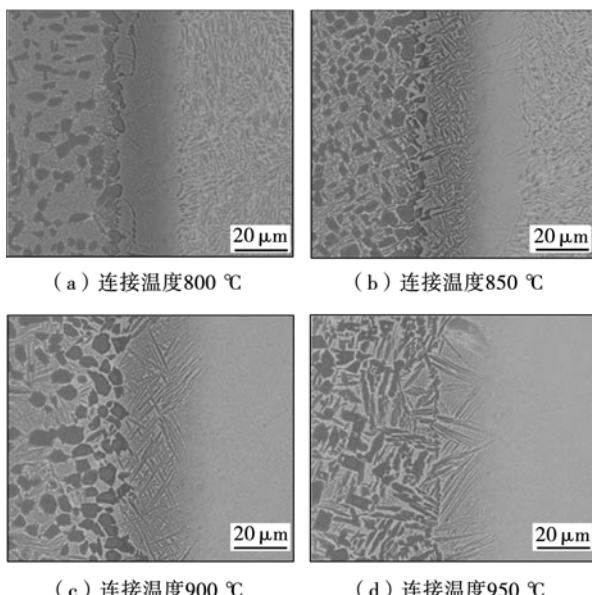
$Ti_3Al/Ti/Ti_2AlNb$ 的室温剪切试验结果如图3所示,随着钛箔中间层厚度的增加,接头强度有明显下降的趋势。这也符合上述组织分析和元素线扫描的结论,因此,钛箔厚度10 μm为优选工艺。

2.3 连接温度对 $Ti_3Al/Ti/Ti_2AlNb$ 接头组织性能的影响

令保温时间60 min,连接压力5 MPa,中间层钛箔10 μm,当连接温度分别为800,850,900 °C以及950 °C时,接头微观组织形貌如图4所示。连接温度800 °C时,界面元素反应不充分,扩散层比较薄,只在 Ti_2AlNb 侧形成灰色带状富 B_2 相区域。当连接温

图3 中间层厚度对Ti₃Al/Ti/Ti₂AlNb接头抗剪强度的影响Fig. 3 Influence of interlayer thickness on shear strength of Ti₃Al/Ti/Ti₂AlNb joint

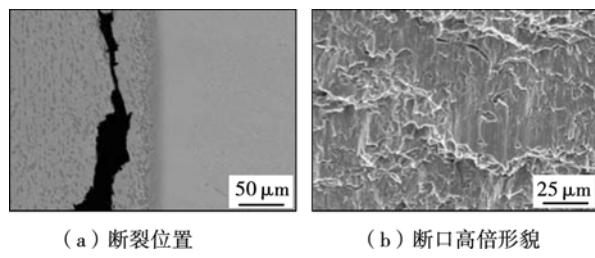
度达到850℃的时候,界面反应程度增加,接头中 $\alpha+\beta$ 相区域已形成,形成了良好的冶金结合。温度继续上升,富B₂相区变宽。可见连接温度对Ti₃Al/Ti/Ti₂AlNb接头界面组织的影响主要体现在接头中的生成相以及扩散层厚度的变化上。

图4 连接温度对Ti₃Al/Ti/Ti₂AlNb接头界面组织的影响Fig. 4 Influence of bonding temperature on interface organizations of Ti₃Al/Ti/Ti₂AlNb joint

各连接温度下扩散接头的抗剪强度测试结果显示,当连接温度只有800℃的时候,由于扩散不充分、反应不完全,接头抗剪强度较低,只有415 MPa。当连接温度达到900℃的时候,接头强度明显提高至615 MPa左右,已达到Ti₃Al/Ti₂AlNb在950℃直接扩散的强度。说明当加入钛中间层可以降低扩散连接的温度。

图5为900℃/60 min条件下Ti₃Al/Ti/Ti₂AlNb

接头剪切断口形貌,图5a显示了接头断裂的位置,可以清晰的看到断裂发生于Ti₃Al母材一侧,图5b高倍形貌上的断口花纹可以看出此断裂为塑性断裂。

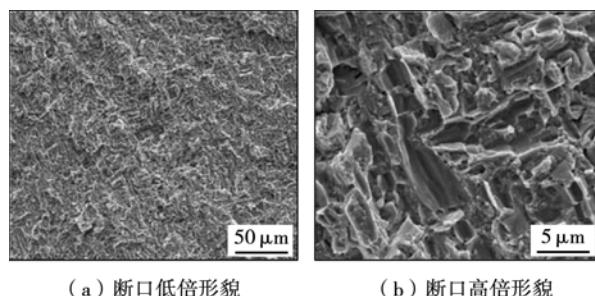


(a) 断裂位置

(b) 断口高倍形貌

图5 Ti₃Al/Ti/Ti₂AlNb接头剪切断口位置及形貌Fig. 5 Location and morphology of shear fracture of Ti₃Al/Ti/Ti₂AlNb joint

图6所示为Ti₃Al/Ti/Ti₂AlNb接头在900℃/120 min下的拉伸断口形貌,可以看到大量韧窝,说明接头的塑韧性较好。Ti₃Al/Ti/Ti₂AlNb接头在900℃/120 min下的抗拉强度平均值为906 MPa,对比Ti₃Al/Ti₂AlNb直接扩散焊的最优工艺1000℃/60 min,抗拉强度为795 MPa。说明钛中间层的加入,不但降低了焊前表面的处理要求,减小了焊前准备的难度和成本;更重要的是使得连接温度得以下降,热循环对母材的损伤有所降低,故接头整体性能得到提高。



(a) 断口低倍形貌

(b) 断口高倍形貌

图6 Ti₃Al/Ti/Ti₂AlNb接头拉伸断口形貌Fig. 6 Tensile fracture photos of Ti₃Al/Ti/Ti₂AlNb joint

2.4 保温时间对Ti₃Al/Ti/Ti₂AlNb接头组织性能的影响

保温时间也是影响元素扩散和接头界面组织的一个重要因素。为了减少母材性能的热损伤,连接温度应尽量低一些,取 $T=900\text{ }^\circ\text{C}$,研究保温时间对接头界面组织和力学性能的影响。试验中保温时间分别为30,60,120,180 min。Ti₃Al/Ti/Ti₂AlNb接头界面组织如图7,保温时间小于30 min时,扩散反应很不充分;随着保温时间的逐渐延长,开始形成 $\alpha+\beta$ 双相组织,中间扩散层厚度明显增大,保温60~

120 min的情况下,接头界面组织趋向均匀,靠近母材的两侧形成细小针状的 $\alpha+\beta$ 相区,钛箔中间层处形成较粗大的 $\alpha+\beta$ 双相组织;保温时间过长时,晶粒在高温下长大,组织粗化引起性能下降。

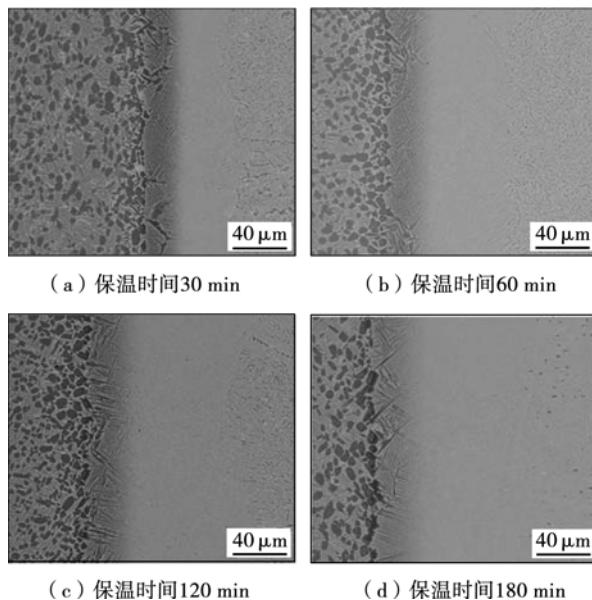


图7 保温时间对 $\text{Ti}_3\text{Al}/\text{Ti}/\text{Ti}_2\text{AlNb}$ 接头界面组织的影响
Fig. 7 Influence of holding time on interface organizations of $\text{Ti}_3\text{Al}/\text{Ti}/\text{Ti}_2\text{AlNb}$ joint

保温时间对接头力学性能的影响见图8,保温时间小于30 min时,由于界面处元素扩散不充分,连接效果较差,随着保温时间的延长,扩散更加充分,组织趋于均匀,接头的室温抗剪强度逐渐升高,90 min后趋于稳定,120 min达到最大值,保温时间过长则导致晶粒粗化而使接头性能下降。

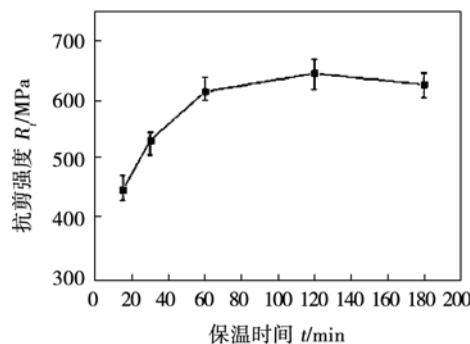


图8 保温时间对 $\text{Ti}_3\text{Al}/\text{Ti}/\text{Ti}_2\text{AlNb}$ 接头抗剪强度的影响
Fig. 8 Influence of holding time on shear strength of $\text{Ti}_3\text{Al}/\text{Ti}/\text{Ti}_2\text{AlNb}$ joint

3 结论

(1) 采用钛箔作中间层,在 $\text{Ti}_3\text{Al}/\text{Ti}/\text{Ti}_2\text{AlNb}$

扩散链接界面处形成了 $\text{Ti}_3\text{Al}/\alpha+\beta$ 双相组织/富 B_2 相/ Ti_2AlNb 的典型组织结构。

(2) 中间层厚度过大导致反应层内元素扩散不均匀,残留 $\alpha\text{-Ti}$ 将导致性能下降,故取10 μm 为中间层最佳厚度;

(3) 连接温度不宜过低,否则扩散不充分,反应层过薄,连接温度也不宜过高,否则母材组织粗化导致接头性能受损,温度以900 $^{\circ}\text{C}$ 为宜;

(4) 一定的保温时间可保证扩散充分,但是过长的保温时间同样会导致组织粗大,时间以60~120 min为宜。

参考文献:

- [1] 刘会杰, 冯吉才. TiAl 基合金连接技术的研究进展[J]. 焊接, 2001(4): 6~10.
Liu Huijie, Feng Jicai. Research progress in bonding technology of TiAl -based alloys[J]. Welding & Joining, 2001(4): 6~10.
- [2] 司玉锋, 陈子勇, 孟丽华, 等. Ti_3Al 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 Yufeng, Chen Ziyong, Meng Lihua, et al. Research progress in Ti_3Al base intermetallic compound[J]. Special Casting and Nonferrous Alloys, 2003, 23(4): 33~35.
- [3] 吴爱萍, 邹贵生, 任家烈. Ti_3Al 合金的发展现状及其连接技术[J]. 航空制造技术, 2007(6): 30~35.
Wu Aiping, Zou Guisheng, Ren Jiale. Development and connecting technology of Ti_3Al alloys[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2007(6): 30~35.
- [4] Banerjee D, Gogia A K, Nandi T K, et al. A new ordered orthorhombic phase in a Ti_3AlNb alloy[J]. Acta Metallurgica, 1988, 36(4): 871~882.
- [5] 张建伟, 李世琼, 梁晓波, 等. Ti_3Al 和 Ti_2AlNb 基合金的研究与应用[J]. 中国有色金属学报, 2010, 20(s1): 336~341.
Zhang Jianwei, Li Shiqiong, Liang Xiaobo, et al. Research and application of Ti_3Al and Ti_2AlNb based alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2010, 20(s1): 336~341.
- [6] Janarthany S D, 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] Gogia A K, Nandy T K, Banerjee D, et al. Microstructure and mechanical properties of orthorhombic alloys in the $\text{Ti}-\text{Al}-\text{Nb}$ system[J]. Intermetallics, 1998, 6(7/8): 741~748.
- [8] Chu F, Mitchell T E, Majumdar B, et al. Elastic properties of the O phase in $\text{Ti}-\text{Al}-\text{Nb}$ alloys[J]. Intermetallics, 1997, 5(2): 147~156.
- [9] Mao Y, Li S Q, Zhang J W, et al. Microstructure and tensile properties of orthorhombic $\text{Ti}-\text{Al}-\text{Nb}-\text{Ta}$ alloys[J]. Intermetallics, 2000, 8(5): 659~662.

[下转第70页]

效,这种累积效应宏观表现为裂纹嘴张开位移增加,载荷下降,即出现了 pop-in 现象,从而导致 CTOD 值较小。

与小载荷相比,预制疲劳载荷较大时,裂纹尖端前方夹杂由应力集中引起的应力峰值范围较大,足以使粒子开裂或者与基体分离,此时,没有第二相粒子沿裂纹扩展方向长大及粒子间距离减小的效应出现,这个尺度上的夹杂,在随后进行的 CTOD 试验中,不容易造成 pop-in 现象的产生,从而获得较大的 CTOD 值。

3 结 论

(1) 当预制疲劳裂纹最大载荷远小于 BS7448 标准规定的最大值时,试验过程易出现 pop-in 现象,从而得到较小的 CTOD 值;反之,当预制疲劳裂纹最大载荷接近或超过 BS7448 标准规定的最大值时,pop-in 现象减弱,或者消失,得到较大的 CTOD 值。

(2) 针对 DH36 药芯焊丝气体保护焊出现 pop-in 现象的焊接接头进行组织和断口分析,发现裂纹尖端处存在大量的第二相粒子或夹杂。

(3) 预制疲劳裂纹最大载荷对 CTOD 试验结果影响很大,同时 BS7448 标准与 ISO12135 标准关于最大载荷的规定存在较大差异,对预制疲劳裂纹载荷敏感的接头而言,采用不同标准得到的结果差异很大,故标准中应对预制疲劳裂纹载荷敏感的接头更严格的规定其最大值,否则将可能导致试验结果不可信。

参考文献:

[1] 王建平, 霍立兴, 张玉凤, 等. pop-in 效应对材料断裂韧度的影响及评价 [J]. 机械强度, 2006, 28(2): 261-263.

[上接第 8 页]

- [10] Rowe R G. Ti₂AlNb based alloys outperform conventional titanium aluminides [J]. Advanced Materials and Processes, 1992 (3): 33-35.
- [11] Li S Q, Cheng Y J, Liang X B, et al. Recent work on alloy and process development of Ti₂AlNb based alloys [J]. Materials Science Forum, 2005, 475/479: 559-562.
- [12] 钱锦文, 侯金保, 李京龙, 等. Ti₂AlNb/GH4169 真空扩散连接初步研究 [J]. 热加工工艺, 2008, 37(13): 90-93.
- Qian Jinwen, Hou Jinbao, Li Jinglong, et al. Study on vacuum diffusion bonding of Ti₂AlNb/GH4169 [J]. Hot Working Technology, 2008, 37(13): 90-93.

Wang Jianping, Huo Lixing, Zhang Yufeng, et al. Influence and assessment of the pop-in effect on material fracture toughness [J]. Journal of Mechanical Strength, 2006, 28(2): 261-263.

- [2] BS7448 Part 1& Part 2. Fracture mechanics toughness tests, part 1. Method for determination of KIC, critical CTOD and critical J values of welds in metallic materials [S]. BSI: LSBU Press, 1997.
- [3] ISO12135. Metallic materials-Unified method of test for the determination of quasistatic fracture toughness [S]. International Organization for Standardization, 2002.
- [4] 王建平, 霍立兴, 张玉凤, 等. EH36 钢埋弧焊接头 CTOD 试验中的突跃效应及评价 [J]. 焊接学报, 2004, 25(5): 80-84.
- Wang Jianping, Huo Lixing, Zhang Yufeng, et al. Pop-in effect and its assessment in CTOD test for submerged-arc welded joint of steel EH36 [J]. Transactions of the China Welding Institution, 2004, 25(5): 80-84.
- [5] 吴世品, 王东坡, 邓彩艳, 等. 焊缝 CTOD 试验中的 Pop-in 效应及产生原因 [J]. 焊接学报, 2012, 33(4): 105-108.
- Wu Shipin, Wang Dongpo, Deng Caiyan, et al. Investigation on Pop-in phenomenon and its causes in CTOD test for weld metal [J]. Transactions of the China Welding Institution, 2012, 33(4): 105-108.
- [6] 陈剑虹, 王国珍, 马杭. C-Mn 钢焊缝金属的缺口和裂纹试样的微观断裂行为 [J]. 甘肃工业大学学报, 1991, 17(1): 34-40.
- Chen Jianhong, Wang Guozhen, Ma Hang. Microscopicfracture behavior of C-Mn steel and weld metals in notched and precracked S-pecimens [J]. Journal of Gansu University of Technology, 1991, 17(1): 34-40.
- [7] 陈剑虹, 王国珍. C-Mn 钢焊缝金属韧脆转变微观断裂行为 [J]. 甘肃工业大学学报, 1993, 19(3): 1-7.
- Chen Jianhong, Wang Guozhen. Micro-fracture behavior of C-Mn base and weld steel in the brittle-ductile transition temperature region [J]. Journal of Gansu University of Technology, 1993, 19(3): 1-7.

作者简介: 邓彩艳,女,1979 年出生,博士,副教授,硕士研究生导师。主要研究方向为焊接结构的强度和断裂及安全评估。发表论文 30 余篇。Email: dengcy@tju.edu.cn

- [13] 邹贵生, 白海林, 谢二虎, 等. O 相合金 Ti-22Al-25Nb 固态扩散连接 [J]. 中国有色金属学报, 2008, 18(4): 577-582.
- Zou Guisheng, Bai Hailin, Xie Erhu, et al. Solid diffusion bonding of Ti-22Al-25Nb O phase alloy [J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2008, 18(4): 577-582

作者简介: 魏红梅,女,1977 年出生,讲师。主要从事新材料及异种材料连接方面的研究工作。发表论文 20 余篇。Email: hitjoining@hit.edu.cn

通讯作者: 何鹏,男,教授,博士研究生导师。Email: hithepeng@hit.edu.cn