

[文章编号] 1004-0609(2001)05-0764-07

Al/LY12 爆炸焊接界面疲劳裂纹的扩展行为^①

江 峰, 赵 康, 康 伟, 孙 军, 何家雯

(西安交通大学 金属材料强度国家重点实验室, 西安 710049)

[摘 要] 采用纯铝/硬铝(Al/LY12)爆炸复合板通过电子束焊接制得界面裂纹四点弯曲试样。由于强度错配, Al/LY12 界面裂纹顶端局部的变形是锐化与钝化的复合型, 但在疲劳载荷下其整体裂端应力应变场仍然可由纯 I 型应力强度因子主导, 可以采用和单材料试样相同的方式进行界面裂纹的疲劳扩展行为研究。界面裂纹可在较低的外载水平下起始扩展, 但爆炸焊接界面存在的波纹使得界面裂纹的扩展速率出现波动, 并且阻碍裂纹的扩展, 相同外载下 Al/LY12 界面裂纹的疲劳扩展速率低于单材料 LY12 的疲劳扩展速率。

[关键词] 金属层合板; 界面裂纹; 疲劳扩展

[中图分类号] TB 331; TB 302.3

[文献标识码] A

由不同金属材料复合组成的层合板以其良好的综合性能在工程中得到越来越广泛的应用, 如碳钢/不锈钢压力容器、高阻尼合金层压板。然而由于各组元金属材料在组织结构和服役行为间的明显差异, 其界面在制备过程中不可避免地带有缺陷并在服役过程中形成微裂纹, 其沿界面的扩展行为与结构的服役性能直接相关。

近年来, 界面裂纹尖端应力应变场及其表征参数、裂纹扩展方向与界面断裂能的关系研究以及界面断裂能的测试等已受到相当的重视^[1~12]。但这些工作大都局限于静载下界面裂纹行为的理论研究和界面断裂能的测试方法, 研究对象主要是金属/陶瓷、金属/聚合物等界面裂纹问题, 并认为由于界面两侧材料弹性性能错配, 界面裂纹为复合型受载^[6~8]。

对于界面裂纹的疲劳扩展行为进行的工作主要是关于有限元的数值模拟和对陶瓷/金属、金属/聚合物层合板界面裂纹在复合型受载条件下的疲劳扩展行为研究^[13, 14]。金属/金属层合板的疲劳裂纹扩展行为研究目前主要集中在垂直界面和与界面一定角度的裂纹疲劳扩展方面^[15~18], 并且以平面应力状态的薄板状试样为主, 而以平面应变状态的厚尺寸试样的双金属界面疲劳裂纹扩展行为的研究则尚未见报导。

作者首先从理论上考察了四点弯曲对称加载下界面裂纹行为研究方法的可行性, 随后利用弹性

模量相同、塑性错配(不同屈服强度)的纯铝/硬铝(Al/LY12)爆炸复合板, 经电子束焊接制得界面裂纹四点弯曲试样, 在高频疲劳试验机进行了沿界面裂纹四点弯曲疲劳扩展试验, 考察两侧材料塑性错配对界面疲劳裂纹扩展的影响。用有限元方法对裂纹尖端的应力应变场进行了数值模拟。

1 实验

为了得到尽可能薄的过渡层和能把界面作为理想界面来处理, 采用爆炸焊接方式得到了纯铝/硬铝(Al/LY12)层合板, 复合用的纯铝板(Al)和硬铝板(LY12)厚度均为 10 mm。

从爆炸复合板上切割下宽 12 mm 的复合板条, 加工成 10 mm × 16 mm × 150 mm 的条, 再在 Al 和 LY12 两侧外表面采用电子束焊接的方式分别焊接上 Al, LY12 单材料。由于电子束焊接的过渡区宽度仅为 0.5 mm, 所以可以认为加长试件的焊接区离 Al/LY12 界面是足够远的, 不会对界面的性能产生影响。经 330~350 °C 去除残余应力退火, 制得尺寸为 120 mm × 20 mm × 9 mm 的四点弯曲试样, 并在界面上切割缺口及预制疲劳裂纹, 如图 1 所示。

分别在界面两侧取厚度 2 mm 的薄板加工成拉伸试样, 测定组成材料的力学性能。同时利用长度为板厚的小“工”字型试样测试垂直板面方向界面

① [基金项目] 国家自然科学基金资助项目(59871036, 59925104, 59731020); 国家重点基础研究发展规划项目(G1999064909)

[收稿日期] 2001-02-05; [修订日期] 2001-05-21

[作者简介] 江 峰(1973-), 男, 博士研究生。

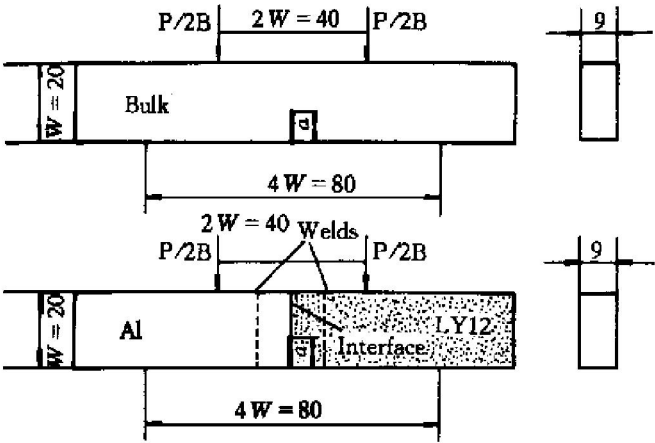


图 1 试样几何形状和加载方式

Fig. 1 Specimen figures and loading methods (mm)

(a) —Homogenous material; (b) —Bimaterial

的拉伸断裂强度, 各试样均断于界面处, 且发生了较大的塑性变形。材料的力学性能实验数据见表 1。为了比较, 加工了 LY12 单材料疲劳试样, 其形状、尺寸和热处理状态与有界面的双材料试样相同。

表 1 材料的力学性能

Table 1 Mechanical properties of materials				
Components	σ_t / MPa	σ_b / MPa	E / GPa	ε / %
Al	80	95	70	35
LY12	210	260	70	10
Al/LY12		95		

疲劳试验在 AmslerHFP5100 高频疲劳试验机上进行, 采用四点弯曲、正弦波加载, 频率为 70~80 HZ, 应力比 0.1。利用贴片间接直流电位法测量瞬时裂纹长度, 测试精度为 0.01 mm, 并用金相显微镜和扫描电镜对疲劳试样断口进行观测分析。

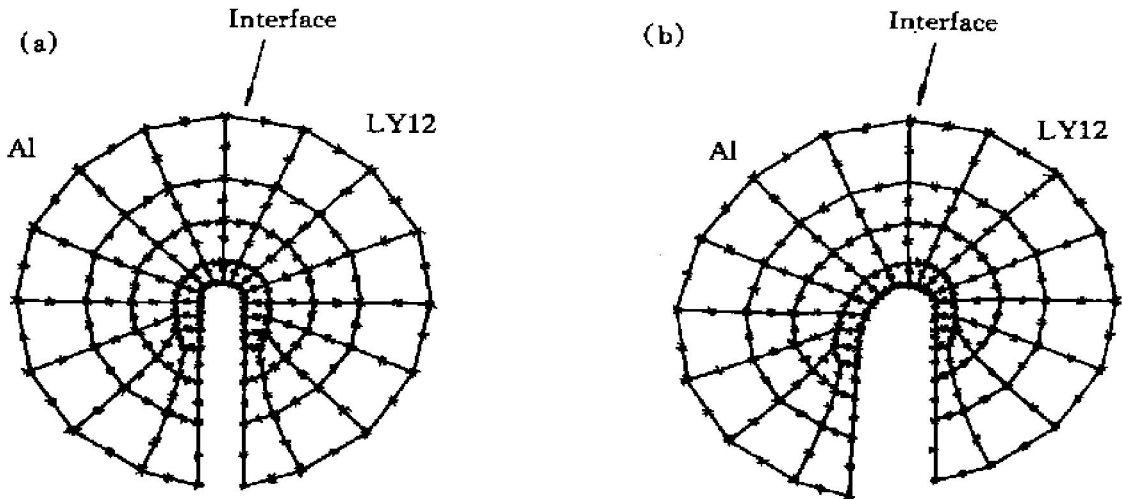


图 2 裂纹尖端网格 (a) 和裂纹尖端 (b) 的不对称变形

Fig. 2 Configuration of crack tip before (a) and after (b) deformation ($J = 2.15 \text{ N} \cdot \text{mm}^{-1}$)

2 数值计算

使用了大变形 J 积分弹塑性有限元程序^[19]。材料的真实应力-应变关系为指数强化关系:

$$\begin{aligned} \sigma &= E\varepsilon & \sigma < \sigma_0 \\ \sigma &= K\varepsilon^n & \sigma \geq \sigma_0 \end{aligned} \tag{1}$$

Al 的 K , n 分别为 98 MPa, 0.03。LY12 的 K , n 分别为 263.7 MPa, 0.06。

有限元计算使用的试样形状、尺寸如图 1 所示。把界面简化为理想界面, 没有过渡层。试样厚度 9 mm, 高度 20 mm, 裂纹长度 a 与试样高度 W 的比值 a/W 介于 0.1 和 0.7 之间。有限元网格包括 612 个八结点等参元和 1983 个节点。裂纹尖端采用钝化缺口模型($r = 0.0023 \text{ mm}$)。裂纹尖端网格划分如图 2(a) 所示。加载时从小规模屈服经过大约 200 个增量步完成全部加载。

2.1 积分回路无关性

裂端场积分计算取 14 条回路, 回路半径介于 0.1 mm 和 5 mm 之间。图 3 所示为 Al/LY12 双材料界面在 $a/W = 0.5$ 不同载荷水平下的裂端回路 J 积分值。当外载较小, 裂端屈服区域比较小时, J 积分的回路无关性良好。计算结果表明较小 J 水平下即使靠近裂纹尖端(回路半径小于 0.2 mm) J 积分值仍然守恒; 当施加载荷较大裂端区域屈服严重时, 裂端($< 0.12 \text{ mm}$)的回路积分值和外围的积分差别逐渐扩大。

2.2 裂纹尖端区域变形与应力三轴性结果

对于单一材料, 在正四点弯曲加载情况下, 裂

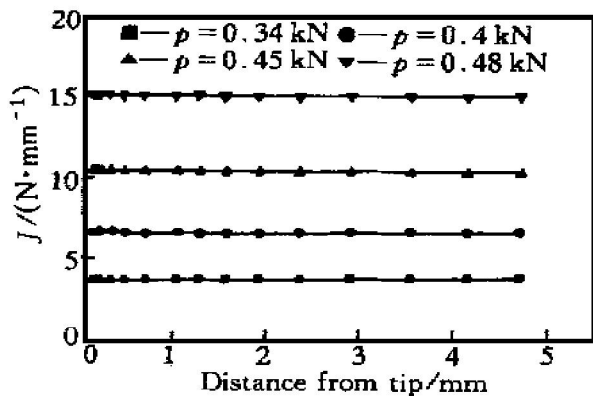
图3 J 积分的回路 无关性

Fig. 3 J -integral for different integration paths with load plane strain analysis ($a/W = 0.5$)

纹尖端的变形是对称的;而双材料由于两边材料屈服强度不同,裂端变形不再对称。如图2(b)所示:低强度的Al一边的网格被拉长,该处裂纹轮廓线曲率半径增加,发生钝化(Blunting)现象,此处对应着裂端前沿最大主应力的峰值区域。高强度的LY12一端的网格被压缩,裂纹在该处轮廓线的曲率半径减小,发生锐化现象(Sharpening),此处对应着裂端前沿最大切应力的峰值区域。Al/LY12双材料由于屈服强度不同,Al的屈服强度低于LY12的屈服强度,因此超过弹性极限后Al的一边首先屈服,产生钝化,并且变形的范围较大,而LY12一边变形较小,且产生锐化,因此裂端局部的变形是I, II型的复合变形。尽管如此,稍微离开裂端一定距离仍可认为是纯I型。

静水应力 σ_m 和有效应力 $\bar{\sigma}$ 的比值用来表征裂纹尖端区域的应力三轴性。裂端场高的应力三轴性能够促进延性损伤和裂纹的萌生。图4给出了LY12, Al/LY12裂纹尖端的应力三轴性分布情况(外载 $p = 0.14 \text{ kN/mm}$, 距裂端距离 $r = 0.2 \text{ mm}$)。单材料的裂端变形是I型,所以应力三轴性是对称分布的。Al/LY12双材料界面两侧的Al和LY12弹性模量相同,屈服强度不同,屈服强度低的Al中的应力三轴性比屈服强度高的LY12中的应力三轴性高。则当裂纹沿界面扩展时容易发生转向,拐入软材料内或者继续沿界面发展,但是不会切入硬(强度高)的材料中去^[9]。裂纹尖端的变形图2(b)也表明Al的一侧容易变形。应力三轴性最大的位置不是在界面处裂纹尖端,而是距离尖端一定的距离。对于双材料和单材料所能达到的最大应力三轴性的数值也是不同的,单材料裂端的应力三轴性水平高于双材料的应力三轴性水平。这说明由于界面强度的错配产生延性损伤和裂纹萌生只需要较低的应力三轴性。

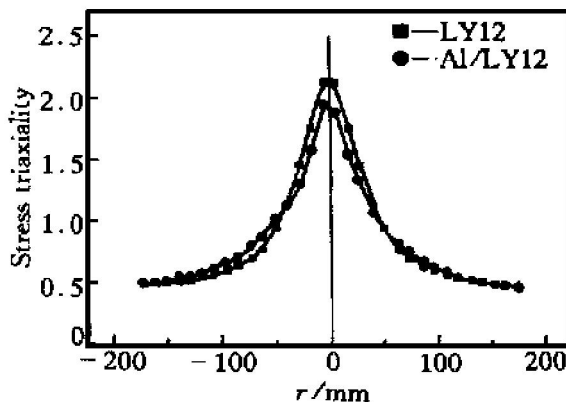


图4 裂端应力三轴性周向分布情况

Fig. 4 Stress triaxiality distribution of crack tip ($r = 0.2 \text{ mm}$)

2.3 不同载荷下的积分

图5所示为当 $a/W = 0.5$ 时,单一材料Al, LY12四点弯曲裂纹试样和双材料Al/LY12含界面裂纹四点弯曲试样的积分值随载荷变化的情况。单材料和双材料的 J 积分随载荷的变化具有相同的趋势:当载荷较小时 J 积分值增长较慢,随着载荷增大, J 积分值快速增加。由于Al, LY12和Al/LY12复合板的弹性模量和泊松比相同,屈服强度和变形情况不同,当载荷较小时,具有相同的 J 积分值,随着载荷增大,即当 J 积分值大于 $4.5 \text{ N}\cdot\text{mm}^{-1}$ 以后,塑性的影响逐渐明显,三者的 J 积分值不再相同,此时Al/LY12复合界面的 J 积分值介于两种单材料的 J 积分值中间。由此可以看出

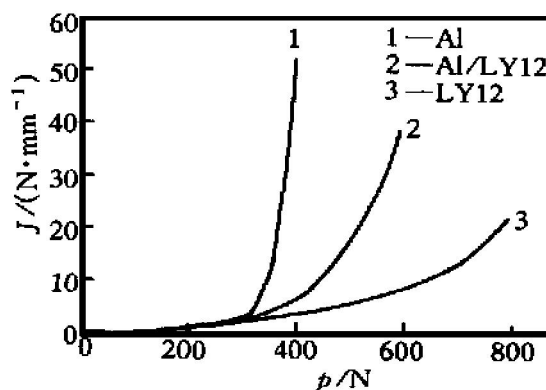
图5 不同材料的 J 积分随载荷的变化关系

Fig. 5 J -integral as a function of applied load for four-point bending specimens

当载荷比较小时,界面两侧材料的变形是协调的。在线弹性条件下 J 积分和应力强度因子 K 有如下关系

$$J = \frac{1-\nu^2}{E} K^2 \quad (2)$$

式中 E 为弹性模量,Al和LY12的弹性模量均取为 70 GPa ; ν 为泊松比,取 0.3 。

则当 $J = 4.5 \text{ N} \cdot \text{mm}^{-1/2}$ 时, 将相关的数值代入式(2), 得到相应的应力强度因子 $K = 18.6 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 。在实验 Al/LY12 沿界面裂纹扩展时施加的最大应力强度因子幅 ΔK 小于 $5 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 。由实验时应力比为 0.1, 可以计算出施加在裂纹尖端的最大应力强度因子约为 $10 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$, 相应的 J 积分值为 $1.3 \text{ N} \cdot \text{mm}^{-1/2}$, 小于临界的 $J = 4.5 \text{ N} \cdot \text{mm}^{-1/2}$ 。因此可以认为本实验是在线弹性条件下进行的, 可以采用和单一材料相同的公式求解应力强度因子幅 ΔK 。

在线弹性条件下根据文献[1]可知: 对于双材料界面裂纹距离裂纹尖端 $\bar{r}$ 处的复合比(或相角)可以表示如下

$$\Psi = \Psi_0 + \varepsilon \ln(\bar{r}/a) \quad (3)$$

式中 Ψ 表示单一均匀材料时距离裂纹尖端处的复合比, 在四点弯曲加载情况下 $\Psi = 0$ 。 ε 是两种材料的剪切模量和泊松比的函数, 由下式表示

$$\varepsilon = \frac{1}{2\pi} \ln \left[\left(\frac{\mu_1}{\mu_2} + \frac{1}{\mu_2} \right) / \left(\frac{\mu_2}{\mu_1} + \frac{1}{\mu_1} \right) \right] \quad (4)$$

在平面应变情况下 $\kappa = 3 - 4\nu$, ν 为泊松比, μ 是剪切模量。下标 1 和 2 分别指两种材料。对于 Al 和 LY12, 两者的剪切模量和泊松比可以认为相同, 因此有 $\varepsilon = 0$, 由式(3)得到: $\Psi = \Psi_0 = 0$, 所以在小载荷线弹性条件下, 尽管在裂端实际的变形已经是 I 和 II 复合型, 但其裂端场仍然由纯 I 型应力强度因子 K_I 所主导。因此在正四点加载情况下 Al/LY12 界面裂纹行为仍然取决于外场的 K_I , 可以采用和单材料相同的测试方法进行本实验。

3 结果与讨论

3.1 疲劳性能

由于爆炸焊接的特点, 层合板的界面为波纹形状, 这种波纹状界面的存在必然会对沿界面裂纹的扩展产生影响。图 6 所示为 Al/LY12 界面的宏观波纹形貌。界面两侧深色部分为 LY12(经腐蚀有第二相粒子), 白色部分为 Al(未腐蚀)。

图 7、8 所示分别比较了单材料 LY12 和具有界面的 Al/LY12 的疲劳裂纹扩展的 $a-N$, $da/dN-a$ 和 $da/dN-\Delta K$ 曲线。LY12 的 $a-N$ 曲线是单调上升的, Al/LY12 沿界面扩展的 $a-N$ 曲线总体是上升的, 但有局部的波动, 这是由于界面波纹形状的存在和测量方法的影响所致。利用贴片法间接测量裂纹长度时, 波峰波谷的速度是个峰值而其它位置较小, 反映在 $a-N$ 曲线上是一些波动。

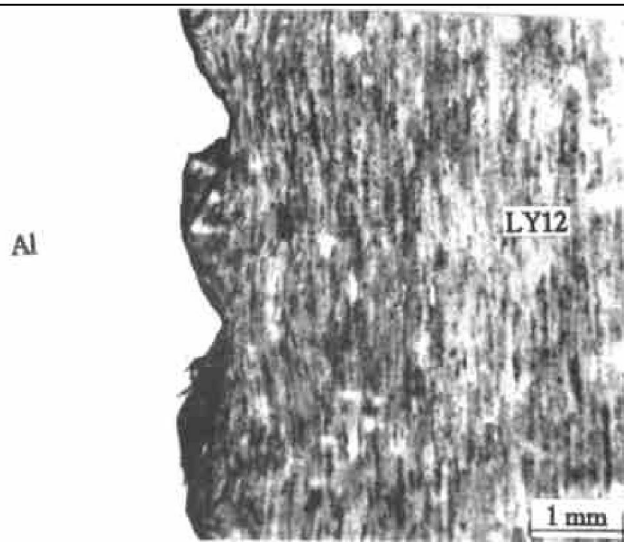


图 6 Al/LY12 界面原始形貌

Fig. 6 Interface original profile of Al/LY12 laminate

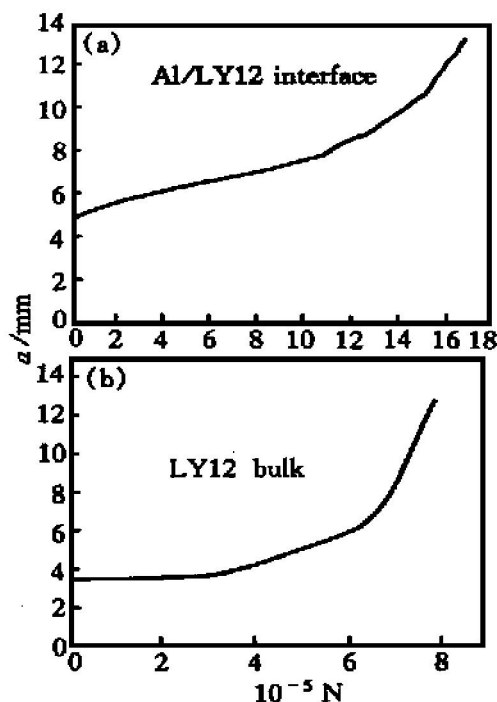


图 7 疲劳裂纹扩展的 $a-N$ 图

Fig. 7 Fatigue crack length a with cycle N
(a) —Al/LY12; (b) —LY12

图 8(a) 是 $da/dN-a$ 曲线, 单材料和双材料 Al/LY12 的曲线外观上具有截然不同的形状。LY12 的疲劳曲线有单材料疲劳曲线的典型特征, 3 个区很明显。而按照贴片法得到的 Al/LY12 的 $da/dN-a$ 曲线是脉动的, 有一系列波峰波谷, 可以看出两个波峰之间的距离和图 10 疲劳断口显示的波纹宽度相同, 裂纹扩展速度 da/dN 时快时慢, 但总的趋势是加快的。利用贴片间接直流电位法测量裂纹长度时测量的是水平方向的扩展速率, 波纹的存在使得只有在波峰处(此时水平速率分量大小

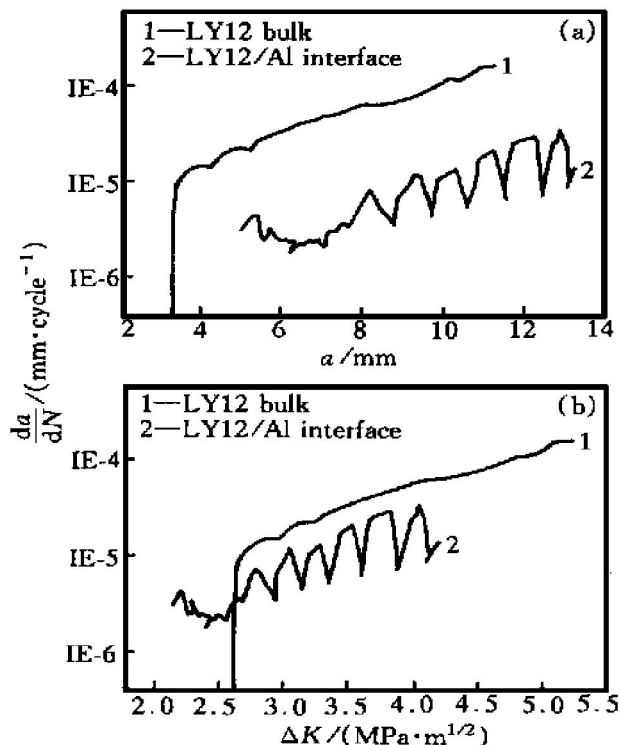


图8 LY12和Al/LY12的疲劳扩展
 $da/dN - a$, $da/dN - \Delta K$ 曲线对比

Fig. 8 Comparison of curves($da/dN - a$,
 $da/dN - \Delta K$) of Al/LY12 and LY12

等于其总的速率大小)的扩展速率(da/dN)才是真实的裂纹扩展速率。

类似地, Al/LY12的 $da/dN - \Delta K$ 曲线也有脉动性能, 有波峰波谷。由 LY12 和 Al/LY12 的 $da/dN - \Delta K$ 曲线比较可以看出: 界面裂纹开始扩展的 ΔK 值小于相应 LY12 单材料的门槛值 ΔK , 由此可以说明 界面是个薄弱的环节, 这与前述的只需较低的应力三轴性即可使界面发生延性损伤和裂纹萌生的结论是一致的。但是在裂纹扩展以后, 于相同的应力强度因子幅 ΔK 下, 界面的裂纹扩展速率并不高于单材料 LY12 的扩展速率。其原因在于波纹状界面的存在阻碍了裂纹的扩展。图 9 所示是裂纹沿界面扩展的局部形貌, 裂纹在裂端处偏向纯 Al 方向启裂, 数值模拟的结果图 2(b) 也表明最大变形处于纯铝一侧, 所以起始的位置在纯铝一侧。从图中可以看出裂纹扩展的方向是沿着界面起伏扩展的, 实际扩展距离加长, 所需时间周次增加; 另外由于外载方向与裂纹方向成一角度, 裂纹是复合型裂纹, 应力强度因子幅 $\Delta K = \Delta K_I + \Delta K_{II}$, 此时实际 $\Delta K_I < \Delta K$, 裂纹扩展的驱动力 ΔK_I 随着裂纹的扩展方向不断变化, 在后面的疲劳断口像上可以看出断口上有滑动摩擦的痕迹, 在波纹状界面上除了在波峰、波谷处是 I 型外, 其它

部位都是复合型, 受到剪切滑动摩擦阻力。因此裂纹的扩展速率降低。低于相应的 LY12 单材料的扩展速率。裂纹沿界面扩展, 反映到 $da/dN - a$, $da/dN - \Delta K$ 曲线就是扩展速率的波动。

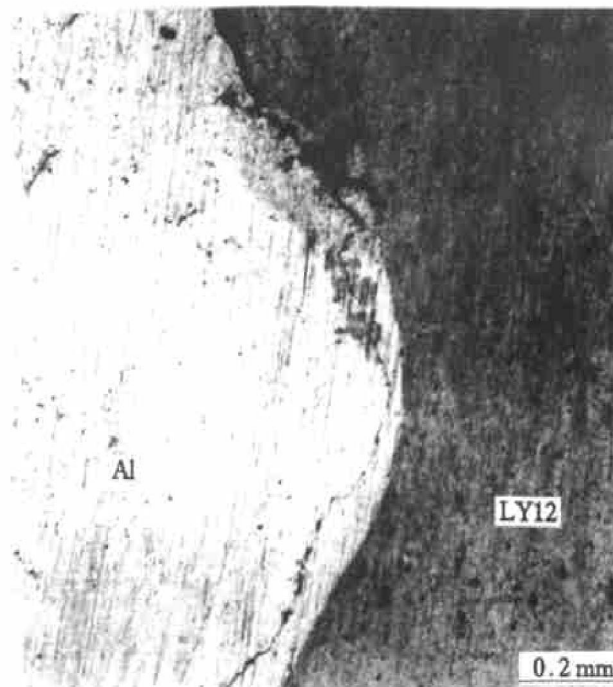


图9 疲劳裂纹沿界面扩展形貌

Fig. 9 Fatigue crack propagation profile
of Al/LY12 interface

3.2 疲劳断口分析

图 10 所示是 Al/LY12 沿界面疲劳断裂试样 Al 一侧的宏观形貌, M 表示线切割区, F 疲劳扩展区, R 最后断裂区。可以看出有清晰的波纹形状, 裂纹沿界面波纹扩展。

图 11 是疲劳扩展区 F 中的一个波纹的局部放大, 可以看出一个波纹有 A, B 和 C 3 个不同的部

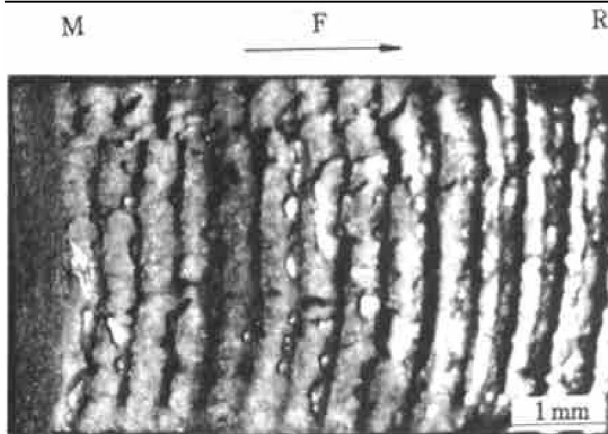


图10 疲劳界面表面形貌

Fig. 10 Top view of fatigue fractured surface
M indicates spark-eroded one; F is fatigue
crack propagation surface; R is surface
left by final rupture ripples

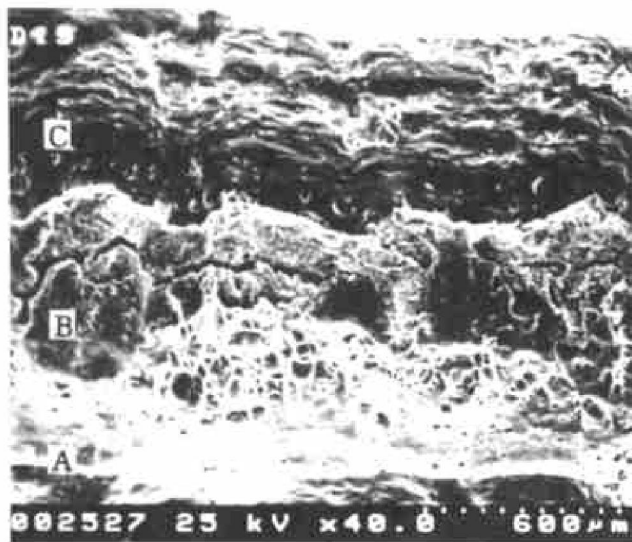


图 11 疲劳断口波纹状放大形貌

Fig. 11 Enlarged wavy view of fractured surface

分。其中 A 区有大量的孔洞, 在扫描电镜下观察结果见图 12, 是明显的韧窝形状, 韧窝一般是在静载情况下因强烈滑移位错堆积, 在变形大的区域产生许多显微孔洞或因夹杂物破碎, 夹杂物和基体金属界面的分离而形成许多微小孔洞, 这说明在疲劳扩展区也有静断发生。A 区的韧窝孔洞中还有清晰的疲劳条纹, 可以认为该区是疲劳断裂为主的。B 区比较平整, 且有清晰的二次裂纹, 由于爆炸焊接使得两边材料会出现相互的交迭, 界面不可避免地存在一定的厚度, 使得原来 Al 板表面有 LY12 板的部分材料, 相应地 LY12 板的表面会有 Al 的部分材料, 考虑到爆炸焊接时高温快冷可能产生脆性相, 其性能较脆, 而裂纹易于从最薄弱的位置扩展,

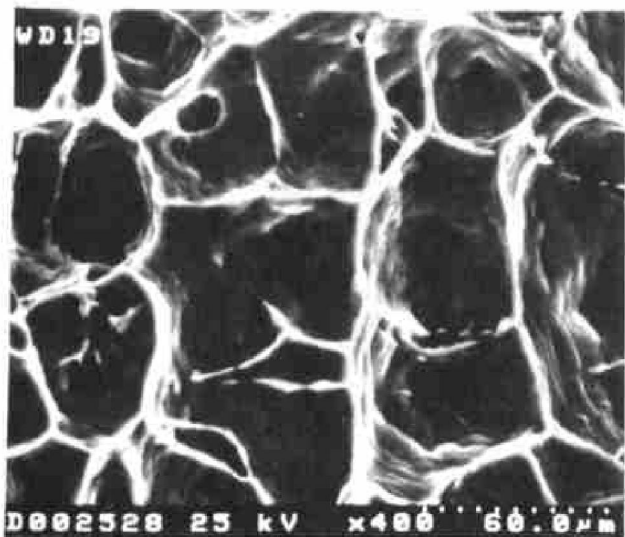


图 12 断口孔洞中的疲劳条纹(图 11 中 A 区)

Fig. 12 Voids of fractured interface containing fatigue stripes of A zone of Fig. 11

因此会从过渡层材料中经过, 过渡层很薄很脆会产生垂直疲劳扩展方向的开裂。对于爆炸焊接界面的显微组织结构还需作进一步研究。C 区显示出贝纹线形状, 图 13 是该区放大, 可以看出有疲劳扩展条纹, 并且有明显的磨损形貌存在, 这是由于裂纹扩展沿界面是复合型受载, 剪切摩擦阻力存在使得裂纹扩展速率降低, 和界面的疲劳扩展速率降低一致。由于每个波纹中有不同的区域, 使得其疲劳扩展行为也不一样, 测得的 $da/dN - a$, $da/dN - \Delta K$ 曲线存在波峰波谷也反映出波纹中性能的不同。但从统计的角度考虑, 每个波纹状界面的性能应该是相同的。

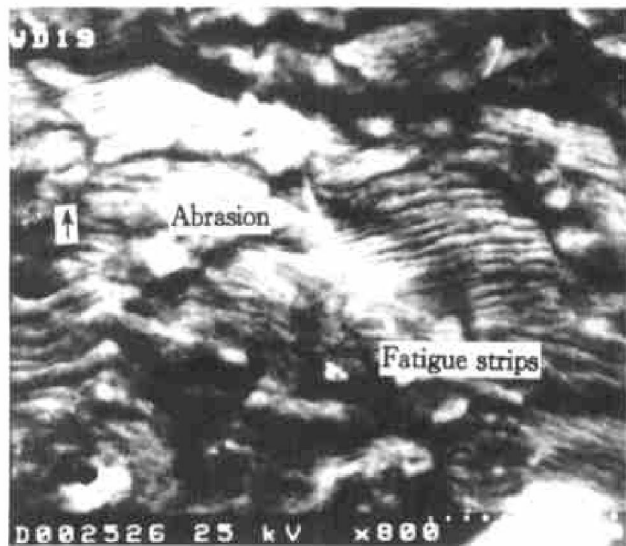


图 13 断口上的疲劳条纹和磨损(图 11 中 C 区)

Fig. 13 Fatigue stripes and abrasion in C zone of Fig. 11(b)

[REFERENCES]

- [1] Rice J R. Elastic fracture mechanics concepts for interfacial cracks [J]. Journal of Applied Mechanics. 1988, 55: 98- 103.
- [2] Shih C F, Asaro R J. Elastic-plastic analysis of collinear array of cracks on a bimaterial interface [J]. Materials Science and Engineering A, 1989, 107: 145- 157.
- [3] Shih C F, Asaro R J, O' Dowd N P. Elastic-plastic analysis of cracks on bimaterial interface: part III—Large-scale yielding [J]. Journal of Applied Mechanics Transactions of the ASME, 1991, 58: 450- 463.
- [4] Lee K Y, Choi H J. Boundary element analysis of stress intensity factors for cracks [J]. Engineering Fracture Mechanics, 1988, 29(4): 461- 472.
- [5] Matos P P L, Memeeking R M, et al. A method for calculating stress intensities in bimaterial fracture [J]. International Journal of Fracture, 1989, 40: 235- 254.
- [6] Hao S, Liu W K. Bimaterial interface crack growth with

- strain gradient theory [J]. Journal of Engineering Materials and Technology, 1999, 121: 413–421.
- [7] O'Dowd N P, Stout M G, Shih C F. Fracture toughness of aluminum/nickel interfaces: experiments and analyses [J]. Philosophical Magazine A, 1992, 66(6): 1037–1064.
- [8] Thurston M E, Zehnder T A. Nickel/alumina interfacial fracture toughness: experiments and analysis of residual stress effects [J]. International Journal of Fracture, 1996, 76: 221–241.
- [9] Tschegg E, Kirchner H O K, Kocak M. Crack at the ferrite/austenite interface [J]. Acta Metall Mater, 1990, 38(3): 469–478.
- [10] XU Li-ming, Tippur H V. Fracture parameters for interfacial cracks: an experimental-finite element study of crack tip fields and crack initiation toughness [J]. International Journal of Fracture, 1996, 71: 345–363.
- [11] Evans A G, Dalgleish B J. The fracture resistance of metal/ceramic interfaces [J]. Acta Metall Mater, 1992, 40: 295–306.
- [12] Shu J Y, Blume J A, Shih C F. Fracture toughness of niobium/alumina interfaces: an analysis based on micromechanical model [J]. Acta Metall Mater, 1995, 43: 4301–4307.
- [13] XU X P, Needleman A. Numerical simulations of dynamic interfacial crack growth allowing for crack away from the bond line [J]. Int J Fracture, 1995, 74: 253–275.
- [14] Zhang Z, Shang J K. Subcritical crack growth at bimaterial interfaces: part III shear-enhanced fatigue crack growth resistance at polymer/metal interfaces [J]. Mater Trans A, 1996, 27(A): P221–228.
- [15] Sugimura Y, Lim P, Shih C F, et al. Fracture normal to a bimaterial interface: effects of plasticity on crack tip shielding and amplification [J]. Acta Metall Mater, 1995, 43(3): 1157–1169.
- [16] Kim A S, Suresh S. plasticity effects on fracture normal to interfaces with homogeneous and graded composition [J]. Int J Solids Structures, 1997, 34(26): 3415–3432.
- [17] CUI Jian-guo(崔建国), FU Yong-hui(付永辉), LI Nian(李 年), et al. LY12 爆炸复合板疲劳性能研究 [J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals(中国有色金属学报), 2000, 10(2): 170–174.
- [18] Kim A S, Suresh S and Shih C F. Plasticity effects on fracture normal to interfaces with homogeneous and graded compositions [J]. International Journal of Solids and Structures, 1997, 34(26): 3415–3432.
- [19] LI Zhong-hua, ZHAO Yong, Schmauder S. Transformation microcrack and thermal residual stress as interactive processes in ZrO₂-toughened Al₂O₃ simulated by the element method [J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 1994, 25: 1725–1731.

Fatigue crack propagation along explosive bonded Al/LY12 interface

JIANG Feng, ZHAO Kang, KANG Wei, SUN Jun, HE Jia-wen
(State Key Laboratory for Mechanical Behavior of Materials,
Xi'an Jiaotong University, Xi'an 710049, P. R. China)

[Abstract] Bimetallic specimens were produced from explosion clad Al/LY12 and electron beam welding of bulk Al and bulk LY12 to the respective surface. Cracks were introduced at the interface in the specimens by milling and spark-erosion. Finite element computation was undertaken to evaluate the J -integral of the interfacial crack of specimens. It is indicated that the standard ASTM-E83 for single material can also be applied to the measurement of fatigue crack propagation along the interface of the bimaterial specimens. The interfacial fatigue crack growth behaviors were investigated under four points bending condition. The results show that the crack growth velocity at the interface is some slower than that of bulk LY12 under the same loading condition, although the interfacial crack starts to grow at low load level comparing to that of bulk alloy. The wavy interface caused the undulation in the rate of interfacial fatigue crack growth and particularly retarded the crack growth velocity of interface cracks.

[Key words] explosive clad metals; interfacial crack; fatigue growth

(编辑 黄劲松)