

双界面约束下纯铝层韧脆转变行为的实验研究 *

韩礼红 李 梁 孙 军

(西安交通大学金属材料强度国家重点实验室, 西安 710049)

摘 要 利用爆炸焊及电子束焊接方法制备了含不同厚度中间纯铝层的 LY12/Al/LY12 四点弯曲试样, 并在纯铝层中预制了平行于界面的疲劳裂纹. 加载后裂纹尖端侧剖形貌的金相观察和对应断口表面的微区成分的能谱分析均确认了裂纹在纯铝层内的扩展. 实验结果表明: 在双界面强约束下, 随着中间纯铝层厚度的减小, 所测定的预裂纹试样的载荷 / 位移曲线表现出明显的差异; 以其临界 J 积分表征的断裂韧性值显著降低, 即纯铝层发生了韧脆转变; 试样断口表面出现局部准解理花样等脆化特征, 其所占比例逐渐增加; 对这种约束下纯铝韧脆转变的微观机理进行了初步的探讨.

关键词 纯铝层, 爆炸焊, 约束, 韧脆转变, 解理

中图分类号 TB33, O346

文献标识码 A

文章编号 0412-1961(2003)09-0920-06

AN EXPERIMENTAL INVESTIGATION INTO DUCTILE-BRITTLE TRANSITION OF PURE ALUMINUM SHEET CONSTRAINED BY DOUBLE INTERFACE

HAN Lihong, LI Liang, SUN Jun

State Key Laboratory for Mechanical Behavior of Materials, Xi'an Jiaotong University, Xi'an 710049

Correspondent: SUN Jun, professor, Tel: (029)2667143, E-mail: junsun@mail.xjtu.edu.cn

Supported by National Natural Science Foundation of China (Nos.50171051, 59925104) and Ph.D

Fund of the Education Ministry of China (No.20010698019)

Manuscript received 2002-11-10, in revised form 2003-01-28

ABSTRACT Four points bending samples of LY12/Al/LY12 were prepared from explosive cladding sandwich plates with different thicknesses of pure aluminum sheet by electron beam welding of bulk LY12 to respective surfaces. The fatigue pre-cracks were introduced into aluminum sheets, parallel to the bonding interfaces. The crack propagation in the layer of pure aluminum is confirmed by sectional observations to cracking path and EDXS analyses of tiny zone's composition on the counterpart fracture surfaces. The results show that, with the decrease in the thickness of pure aluminum layer under strong constraint of double interfaces, great differences occur for the measured load/displacement curves, and fracture toughness characterized by critical J -integral drops down remarkably, that is, the ductile-brittle transition of the pure aluminum sheets bonded by Al alloys takes place. Relatively, brittle cleavage patterns locally appear on the fracture surfaces and increase gradually in the fraction. The micro-mechanism of the ductile-brittle transition of pure aluminum sheets under the constraint was discussed.

KEY WORDS pure aluminum sheet, explosive cladding, constraint, ductile-brittle transition, cleavage

随着现代科技发展对材料性能所提出的愈来愈高和更趋复杂的要求, 材料的复合化与集成化及其自身的低维化和小尺寸化已成为当今材料科学研究的趋势. 在利用这

种材料的低维化或小尺寸化及界面约束效应获得优异综合性能的同时, 也为在特定条件下研究材料的异常行为提供了机遇和可能. 如在微米 / 纳米层次, 随着厚度尺寸的减小, 金属铝薄膜出现的电阻异常升高; 氧化铝薄膜表现出的电导率反常增大, 即金属的陶瓷化与陶瓷的金属化等现象^[1], 均是此类低维化或小尺寸化材料性能异变的具体体现. 对于多相层合材料, 这种低维化或小尺寸化材料的界面约束效应同样造成了许多奇特的现象, 如在一般条件下, 金属薄膜随其厚度减小其熔点降低, 但高熔点铝夹层

* 国家自然科学基金 50171051, 59925104 及高等学校博士点基金 20010698019 资助项目

收到初稿日期: 2002-11-10, 收到修改稿日期: 2003-01-28

作者简介: 韩礼红, 男, 1975 年生, 博士生

约束低熔点铅膜却可使其熔点升高 6 ℃ 以上及其稳定过热等最新研究结果均是这种低维化或小尺寸化材料界面约束效应的具体体现, 这些现象已经引起了相关领域的重视 [2].

对于金属材料的力学行为, 特别是其断裂性质方面, 第二相粒子, 界面等塑性约束增加亦可使其脆化 [3,4]. 如陶瓷基底上金属薄膜随其膜厚减小所出现的异常高的屈服强度和内应力 [5] 等都是明显的例子. 对于具有延脆转变现象的体心立方金属材料如钢铁, 这种约束效应要比对本征延性材料如面心立方金属的大得多. 事实上, 约束水平的提高所导致的此类本征延性材料的脆化早已是不争的事实, 如铝基复合材料中由于增强体的加入强烈制约了铝基体的塑变能力, 造成其延性的明显劣化; 陶瓷 / 金属或金属 / 金属间化合物中的延性金属增韧层由于其层厚减小, 特别是其两侧高强度 (模量) 材料的约束所导致的此类延性材料的脆性失效, 即其断裂能的降低等 [6-10]. 因此, 此类层合材料中在高约束条件下由于延性金属层层厚尺寸的减小 (低维化) 所引起的其自身的反常力学行为就成为材料科学研究中亟待解决的新课题.

本文试图通过制备界面结合良好, 具有强度错配且含不同厚度纯铝层的 LY12/Al/LY12 四点弯曲试样, 并在纯铝层中预制平行于界面的疲劳裂纹, 研究在强结合界面约束下中间纯铝层随其厚度变化而产生的异常断裂行为, 为探索本征延性金属材料, 如面心立方纯铝等, 在特定条件下的脆化或延脆转变机理与规律提供初步的实验依据.

1 实验方法

1.1 试样制备

原材料为 L2 纯铝板及 LY12 硬铝板. 利用爆炸焊接方法制得 LY12/Al/LY12 强度错配的层合板, 以得到尽可能薄的过渡层及较高的界面冶金结合质量, 确保纯铝层内的裂纹不进入界面区. 中间纯铝层厚度分别为: 0.2, 0.4, 0.8, 1.5 和 3 mm. 为了减小爆炸波纹的影响, 制备试样时沿垂直于起爆方向切割复合板条, 在 LY12 两侧利用电子束焊接方法接入 LY12 辅板, 使其不影响爆炸复合界面的冶金结合. 然后对复合板进行退火处理以消除残余内应力, 并进一步提高爆炸焊接面的冶金结合质量, 退火工艺为 260 ℃, 3 h. 最终试样如图 1 所示, 尺寸为 100 mm × 20 mm × 9 mm. 为了增加裂端区的平面应变约束并使裂纹在中间纯铝层内平直地扩展 [11], 在纯铝层两侧开 V 型侧槽, 侧槽夹角为 60°, 深度为 0.5 mm, 根部半径为 0.25 mm.

退火后从近界面区分别截取纯 Al 及 LY12 板状拉伸试样进行常规力学性能的测试, 所得各组元的力学性能参数如表 1 所示. 利用线切割方法在试样的纯铝层内制备 V 型缺口并采用 AMSLER-HFP5100 型高频疲劳试

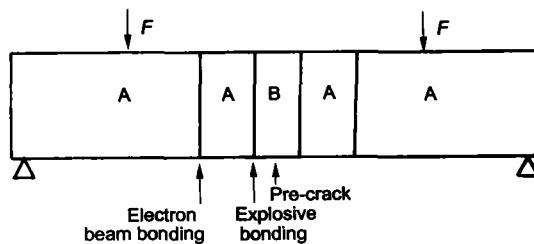


图 1 试样几何及四点弯曲加载示意图 (A, B 分别代表 LY12 硬铝及纯铝)

Fig.1 Sample geometry and loading of four points bending. A-LY12, B-Al

表 1 实验前材料的力学性能参数

Table 1 Mechanical properties of materials tested before experiment

Material	σ_s , MPa	σ_b , MPa	δ , %	E , GPa	n
Al	105	107	17.3	70	0.04
LY12	180	245	10	70	0.14

验机预制裂纹, 频率为 60 Hz, 应力比为 0.1, $a/w=0.5$ (w 为试样宽度, a 为裂纹长) 以保证测试标准中深裂纹的要求, 通过配套的显微镜装置观测裂尖位置.

1.2 四点弯曲实验与断口及裂尖侧剖形貌观察

为了避免压头直接作用于纯铝层, 实验采用四点弯曲, 加载上跨距为 40 mm, 下跨距支间距为 80 mm. 设备为 MTS-880 试验机, 实验过程中实时记录载荷 - 加载点位移曲线, 加载速率为 0.1 mm/min, 数据采样速率为 10 times/s.

采用 S-2700 型扫描电镜观察各试样断口形貌, 并对断口两侧多处相对应部位进行 EDXS 微区成分分析. 截取裂尖前沿部分试样, 应用金相显微镜观察裂纹位置及扩展形貌.

1.3 临界 J 积分计算以及强度因子 K 与裂尖塑性区半径 R 估计

试样加载过程中载荷 - 位移曲线上均有峰值点出现, 因此采用峰值点即最大载荷来计算临界 J 积分即 J_{Ic} , 并在不同试样之间进行相对比较, 其计算公式 [12] 如下

$$J_{Ic} = \frac{2U}{B_N(w-a)} \quad (1)$$

其中, U 为加载至临界点时试样所吸收的变形能, B_N 为侧槽试样的有效厚度. 对每一厚度纯铝层的试样, J_{Ic} 值均由多个试样的平均值获得.

应力场强度因子 K 的估计关系式为

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

其中 E, ν 分别为弹性模量及 Poisson 比. 裂尖塑性区半径 R 估计关系式为

$$R = \frac{K_I^2}{2\pi\sigma_s^2} \cos^2\theta \left[(1 - 2\nu)^2 + 3\sin^2\theta \right] \quad (3)$$

式中 K_I, σ_s, θ 分别为临界强度因子、屈服强度及塑性区内任一点极半径与裂纹面夹角.

2 实验结果

2.1 四点弯曲实验的载荷 - 位移曲线

本实验中含不同厚度中间纯铝层四点弯曲预裂纹试样加载过程中的载荷 - 位移曲线如图 2 所示, 所有试样的载荷 - 位移曲线上均存在一最大临界载荷 P_c , 明显不同于整体纯铝裂纹试样加载时其载荷 - 位移曲线平滑上升, 没有临界载荷的情形; 随着中间纯铝层厚度的减小, 载荷在达到最大值后下降速率明显加大, 尤其当纯铝层厚度为 0.2 mm 时, 载荷达到最大值后几乎沿垂直线迅速降低. 载荷下降速率的提高说明纯铝层发生了明显的脆化. 此外, 除了 0.2 mm 厚的纯铝层试样最大载荷较低以外, 其余试样载荷达到了非常相近的最大值. 这是一种偶然现象还是材料在约束条件下的必然规律, 尚待进一步的研究.

2.2 J_{Ic} 值随中间纯铝层厚度的变化

采用加载过程中层合试样 J 积分的变化来说明纯铝在 LY12 双界面强约束下的韧脆转化现象. 不同厚度的纯铝试样的 J_{Ic} 曲线如图 3 所示. 可以看出: 随着中间纯铝层厚度的减小, J_{Ic} 值显著下降, 纯铝层为 0.2 mm 厚时, 其 J_{Ic} 值仅为 3 mm 厚时的 1/3 左右, 这一趋势与图 2 中载荷从最大值开始下降速率迅速增加完全一致.

2.3 断口形貌的微观观察

随着中间纯铝层厚度尺寸的减小, 纯铝层两侧高强度 LY12 的约束通过其与中间纯铝层的强结合界面, 限制纯铝层内的塑性区尺寸沿垂直于裂纹平面方向的扩展来约

束其塑性变形, 其断裂形貌也必然会有相应的变化. 3.0 及 1.5 mm 厚纯铝层试样断口属于典型的韧窝形貌, 与单一材料的韧性断裂形貌相同. 当纯铝层厚度减小至 0.8 mm 时, 虽然整体断口上仍然分布着不同大小的韧窝, 但韧窝深度明显变浅, 并且没有第二相粒子存在, 断口中局部位置开始出现解理花样, 图 4 显示出局部解理、韧窝及其间的过渡区形貌. 而在中间纯铝层为 0.2 mm 的层合试样中则出现了大量的局部解理如图 5 所示, 其中大多数解理均位于韧窝底部, 如图 6 及图 7 所示; 图 7a, b 分别为同一位置对应的上下两个断口. 另外, 在底部含有解理花样 (图 6b) 的韧窝之间存在着明显的撕裂棱 (图 6a), 因此这种韧窝与解理互存的形貌属于典型的准解理. 断口

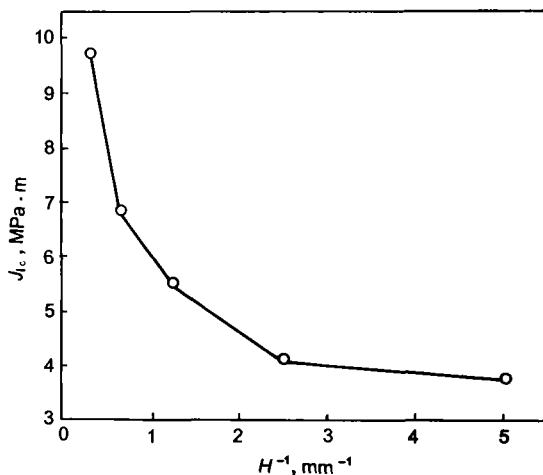


图 3 层合试样 J 积分随纯铝层厚度 H 的变化

Fig.3 J -integral of laminates with different thicknesses of H pure aluminum

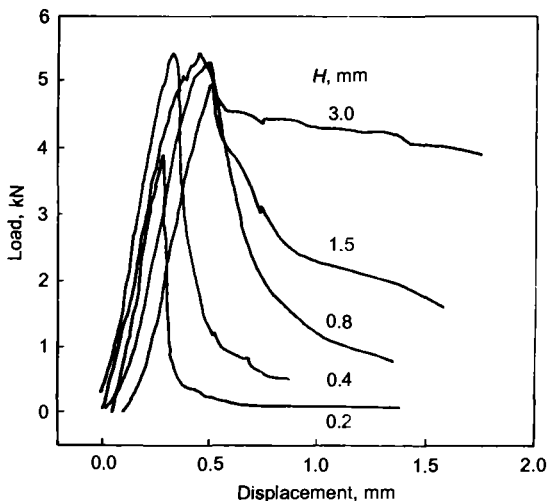


图 2 不同纯铝厚度层合试样载荷 - 位移曲线

Fig.2 Load versus displacement of laminates with different thicknesses H of pure aluminum

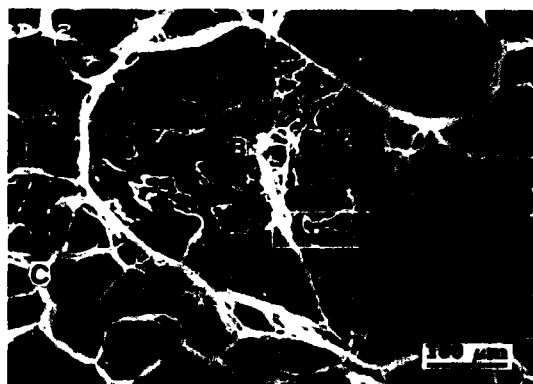


图 4 纯铝层厚 0.8 mm 层合试样断口中的解理花样 (A)、过渡区 (B) 及韧窝 (C), 方框为 EDXS 微区成分分析区域

Fig.4 Cleavage pattern (A), transition zone (B) and dimples (C) in laminate with a pure aluminum layer of 0.8 mm thickness, and the zone in the box for EDXS analysis

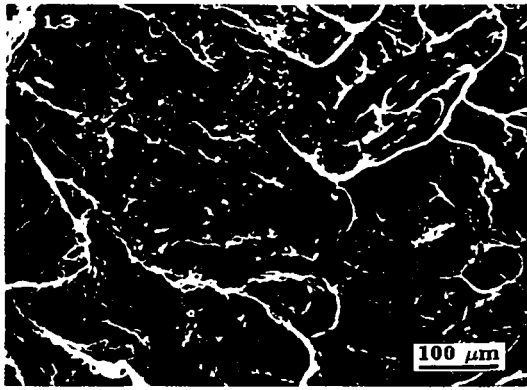


图 5 纯铝层厚 0.2 mm 层合试样中的解理花样

Fig.5 Cleavage pattern in laminates with a pure aluminum layer of 0.2 mm thickness

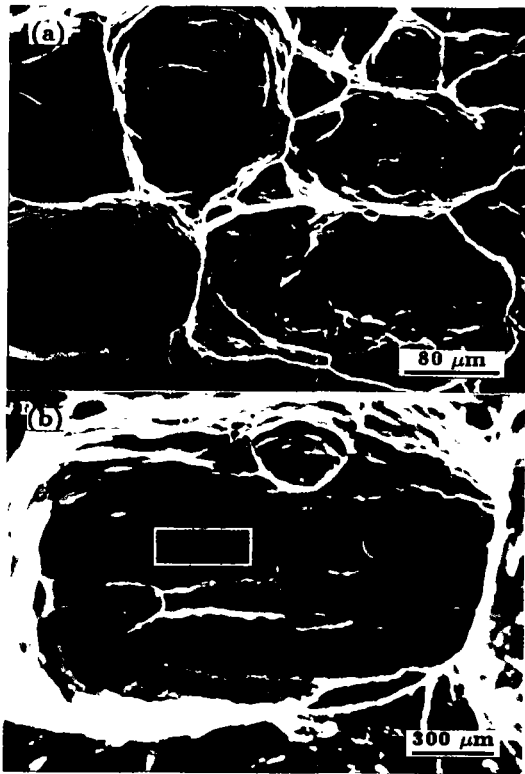


图 6 纯铝层厚 0.2 mm 层合试样断口中撕裂棱及韧窝底部的解理花样，方框为 EDXS 微区成分分析区域

Fig.6 Tearing ridge between dimples (a) and cleavage pattern in a dimple (b) in pure aluminum of 0.2 mm thickness in laminate, and the zone in the box for EDXS analysis

形貌的突变说明在平行于裂纹面的强界面约束下，随着中间纯铝层厚度的减小，材料发生了显著的脆化，这与载荷-位移曲线及 J_{Ic} 值变化趋势是完全一致的。

2.4 裂尖侧剖形貌观察及断口微区成分的能谱分析

裂纹尖端区域侧剖金相形貌如图 8 所示，可以看出：



图 7 纯铝层厚 0.2 mm 层合试样同一位置断口相对两面的解理花样，方框为 EDXS 微区成分分析区域

Fig.7 Cleavage patterns and EDXS zone in the boxes on the counterpart fracture surfaces of laminate with a pure aluminum layer of 0.2 mm thickness, and (a), (b) corresponding to two sides at the same site on the fracture surface

无论裂尖发生显著 (如图 8a) 或者轻微 (如图 8b) 的钝化裂纹均在纯铝层内部扩展并在载荷作用下张开。从图 8b 上可以估计，最薄纯铝层处其厚度已经达到 70 μm 左右，这是由于爆炸焊接过程中冲击波作用的结果。

利用扫描电镜附带的 EDXS 分析装置对试样断口表面数 10 个不同位置两侧对应断口解理花样 (如图 7 所示的方框区域) 进行了微区成分分析。从图 9 的能谱图可以看出，断口表面除了极少量 Mg 外，并没有检测到 LY12 中典型的 Cu 及其化合物的存在，因此，将裂尖侧剖形貌和断口中不存在第二相粒子以及断口双面微区成分分析综合起来分析便可以确定，脆性解理确实是在纯铝层内部发生的。

3 讨论

有关材料的约束致脆已经进行了大量的研究，但是迄今为止，有关本征延性面心立方纯金属如纯铝的约束致脆的研究还仅限于理论模型。文献 [13] 认为层合材料强度错配的基体对其间延性层的塑性变形的约束与延性层厚度相关。当延性层厚度 H 远远大于其塑性区尺寸 R_0



图 8 纯铝层厚 0.8 及 0.2 mm 的层合试样裂尖侧剖形貌

Fig.8 Sectional morphologies of crack tip in laminate with a pure aluminum layer of 0.8 mm (a) and 0.2 mm (b) thickness

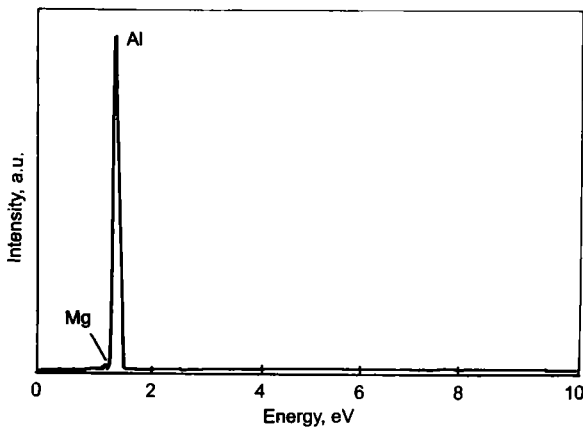


图 9 图 7 中方框区域微区成分分析能谱图 (图 4, 6b 中方框区的能谱与此相同)

Fig.9 EDXS of box zone in Fig.7 (The EDXS of box zones in Fig.4 and Fig.6b are the same as Fig.9), showing brittle cleavage occurring in pure Al layer

时, 弹性基体对延性层的断裂没有约束作用, 随着载荷增加, 裂尖发生钝化, 峰值应力是其屈服强度的数倍大, 但保持稳定, 这一行为类似于单一材料的延性断裂. 当 $H \ll R_0$ 时, 弹性基体将显著约束延性层的塑性变形, 随

着载荷增加与裂尖钝化, 裂尖前沿的峰值应力不断增加, 高的峰值应力将促进裂尖产生新的脱粘面并与主裂纹相连通. 当延性层很薄时, 裂尖发射的位错在基体与延性层界面处塞积, 随着载荷增加, 裂尖应力持续增加, 尽管裂尖仍有一定程度的钝化, 但裂尖应力仍可以达到金属的理论断裂强度, 并预言即使面心立方金属也可以通过这种方式发生解理.

Hsia 等 [7] 从动力学角度对位错运动时的约束效应尤其是薄的金属膜在两侧高强度 (模量) 基体材料约束条件下将发生的解理行为进行了研究. 该模型认为含裂纹层合材料, 只要层厚远远大于其 Burgers 矢量大小, 位错都将产生并运动远离裂纹尖端. 如果裂纹位于延性金属层并平行于界面, 每一个从裂纹尖端发射的位错都将在界面处塞积. 这些塞积位错对裂纹尖端产生两种作用: 首先, 钝化裂尖从而降低裂尖应力集中; 其次, 裂纹与发射的位错之间的交互作用将屏蔽裂尖的钝化, 提高裂尖的应力强度. 如果没有两侧高模量、高强度材料的约束, 位错可以自由滑移远离裂尖, 因此在 Cu, Al 等金属中钝化是非常显著的, 而且不受约束的位错滑移可以充分降低裂尖应力, 裂尖峰值应力根本达不到原子结合强度, 因而解理不会发生. 然而, 层合材料中位错的运动由于受其两侧高强度 (模量) 基体的强烈约束而对裂尖产生镜像力, 阻碍裂尖进一步发射位错. 对于给定载荷及层厚的金属膜, 塞积位错存在一个平衡数目, 一旦达到这个平衡数目, 镜像力将抑制进一步的位错发射, 并因此抑制裂尖的钝化. 裂尖钝化达到一定程度时, 裂尖拉应力将随着载荷增加逐渐增加, 最终达到原子结合强度而产生解理断裂, 其断裂韧性取决于裂尖可以发射多少位错, 而位错数目则由延性层的厚度所决定.

根据 J 与 K 的关系公式 (2) 以及裂尖塑性区的估算公式 (3), 采用纯铝层厚度为 3mm 的层合试样所测 J_{Ic} 值作为参考值计算出来的裂端塑性区半径 R_0 ($\theta = 0^\circ$, 即裂纹面方向) 大约为 1.7 mm, 而在垂直于裂纹面方向即 $\theta = 90^\circ$ 时裂端塑性区最大半径 R_1 约为 R_0 的 10 倍即 17 mm. 所以当中间纯铝层厚度低于 17 mm 尤其是达到 0.2 mm, 并考虑爆炸冲击波使得局部纯铝层厚度达到 70 μm 时, 中间纯铝层内裂端区的塑性变形将受到两侧高强度铝合金极大的约束 (如图 10 所示). 本实验中, 模量相同, 但屈服强度相差近一倍的铝合金和纯铝组成的层合体随着中间纯铝层厚度的降低, 载荷达到最大值后下降速率明显增加, 所测定的 J_{Ic} 值不断下降以及断口形貌中局部解理花样的出现, 并且其比例不断增加与前述模型中高模量弹性基体对延性层塑性变形的约束致脆有着一定的类似性. 有关中间延性金属层很薄时的微观断裂机制尚待进一步的研究.

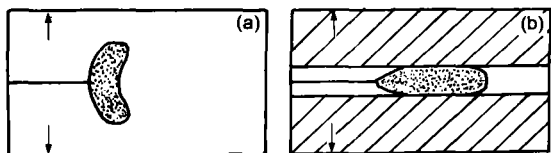


图 10 纯铝层受约束前、后塑性区形状变化示意图

Fig.10 Drafts of plastic zones of pure aluminum before (a) and after (b) constraint

4 结论

(1) 在强度错配铝合金和纯铝结合良好的双界面约束及四点弯曲静态加载条件下，中间纯铝层中疲劳预裂纹沿纯铝层内部扩展并发生断裂，其载荷 - 位移曲线上均出现一临界最大载荷。

(2) 本征延性的面心立方金属纯铝在双界面强约束条件下，随着中间纯铝层厚度的减小，约束效应显著增加，发生明显的韧脆转变。当纯铝层厚为 0.8 mm 时，纯铝层中局部开始出现解理花样；当其厚度降低至 0.2 mm 时，断口中出现了大量的局部解理花样。

参考文献

- [1] Zhang L D, Mou J M. *Nanomaterials and Nanostructure*. Beijing: Science Press, 2001: 11
- (张立德, 牟季美. 纳米材料和纳米结构. 北京: 科学出版社, 2001: 11)
- [2] Zhang L. *Phys Rev Lett*, 2000; 85: 1484
- [3] Ha K F. *Basics of Fracture Physics*. Beijing: Science Press, 2000: 53
(哈宽富. 断裂物理基础. 北京: 科学出版社, 2000: 53)
- [4] Chu W Y, Qiao L J, Chen Q Z, Gao K W. *Fracture and Environmental Fracture*. Beijing: Science Press, 2000: 31
(褚武扬, 乔利杰, 陈奇志, 高克玮. 断裂与环境断裂. 北京: 科学出版社, 2000: 31)
- [5] Varias A G, Suo Z, Shih C F. *J Mech Phys Solids*, 1991; 39: 963
- [6] Evans G, Dalgleish B J. *Acta Metall Mater*, 1992; 40: S295
- [7] Hsia K J, Suo Z, Yang W. *J Mech Phys Solids*, 1994; 42: 877
- [8] Sun J. *Chin J Mater Res*, 1996; 10: 698
(孙 军. 材料研究学报, 1996; 10: 698)
- [9] Sun J, Boyd J D. *Int J Press Vessels Piping*, 2000; 77: 369
- [10] Bloyer D R, Ritchie R O. *Metall Mater Trans*, 2000; 30A: 633
- [11] Mohamed E S, Fumiyoshi M, Masao J, Katsuya K. *Eng Fract Mech*, 1999; 63: 447
- [12] Kim Y J. *Eng Fract Mech*, 2002; 69: 793
- [13] Cook R F, Suo Z. *MRS Bull*, 2002; (1): 45