

[文章编号] 1004- 0609(2002)01- 0076- 06

铝/钢爆炸复合板界面的韧化作用^①

崔建国, 贾敏, 李年, 孙军, 何家文

(西安交通大学金属材料强度国家重点实验室, 西安 710049)

[摘要] 研究双金属复合板韧化时, 可利用纯铝作为界面层, 以铝的力学性能数据分析界面的开裂, 可得出定量分析结果。研究表明, 垂直界面疲劳裂纹导致的分层开裂为低周疲劳。裂纹进入下一层材料, 转向主应力面, 是疲劳裂纹再萌生过程。低周疲劳裂纹扩展和转入下层时裂纹再萌生的能量即为对外韧化的贡献。

[关键词] 外韧化; 疲劳; 双金属板; 界面层

[中图分类号] TB 332; TB 302. 3

[文献标识码] A

材料的韧化通常是通过改变材料内部微观结构来提高裂纹扩展阻力, 也可以通过改变裂尖外部环境和状态来减缓裂纹的扩展, 陶瓷材料中的微裂纹增韧即为此类韧化的典型。为了区分这两种韧化, 前者称为内韧化, 后者称为外韧化。

层状复合材料主要是通过外韧化作用, 即调配界面的结合强度及其两侧组元的性能, 如弹性模量、强度等, 使层合材料具有最佳的断裂抗力。已往曾对静载下层状复合材料的外韧化进行了定性的探索, 并提出各种外韧化机制^[1]; 也有一些工作^[2]试图对外韧化作出定量描述, 做法是测定层状材料断裂韧性和基体材料的断裂韧性, 两者相减即得出外韧化值。这种方法虽可得到具体数值, 但这是静载下的断裂韧性, 与疲劳载荷下裂纹的止裂相差较大, 且缺乏理论依据。

近年来对金属层合板中两侧组元性能错配引起的外韧化作用进行了一系列理论分析。Suresh^[3]结合实验研究了弹性模量相同、屈服强度不同的层状材料中垂直界面的疲劳裂纹扩展行为, 对组元弹塑性性能错配导致的外韧化有了一定的认识^[4~8]。但金属层合板的外韧化除组元性能错配外, 还和界面作用有关。作者选择了不同屈服强度的材料复合体系, 研究界面邻区的疲劳裂纹扩展行为。结果表明, 一定载荷条件下, 裂纹接近塑性错配界面时, 易于转入界面, 此时界面性能的作用即成为主导因素^[9], 也即界面两侧材料的弹塑性错配和界面作用相互关连, 界面在一定意义上甚至起主导作用。因此研究外韧化, 除了两侧材料的弹塑性错配外, 必

须对界面行为进行研究。

LY12 和钢复合时, 在 LY12 上包覆有纯铝层, 爆炸焊合的强度很高, 可将爆炸结合面看作理想界面, 而在界面处的低强度纯铝层可视作界面层。以往在研究界面作用时, 由于难以测得实际层状材料界面区域的性能参数, 无法定量分析其应力应变状态, 也就难以评价其外韧化作用。本文中作者用纯铝的性能参数描述界面层性能, 为定量分析界面的外韧化作用提供了可能。

1 实验

铝/钢金属复合板由厚 10 mm 包覆有纯铝的硬铝板(LY12)和低碳锅炉钢板(20G)爆炸复合而成。爆炸复合采用对称碰撞, 通过高速、高温、高压和瞬时相互冲击后复合。硬铝板表面包覆的纯 Al 层约厚 0.25 mm。复合板组元拉伸性能如表 1 所示。

疲劳实验采用四点弯曲试样, 在 Amsler 高频疲劳试验机上进行, 频率为 50~ 60 Hz, 正弦波加载, 应力比为 0.1。裂纹长度采用间接直流电势法

表 1 爆炸复合双层板各组元的拉伸性能

Table 1 Tensile properties of plates in bimetal sheets

Component	σ_y /MPa	σ_b /MPa	E /GPa
Al	80	95	70
20G	350	475	210
LY12	450	544	70

① [基金项目] 国家自然科学基金资助项目(59731020)

[收稿日期] 2001- 02- 19; [修订日期] 2001- 05- 08

[作者简介] 崔建国(1972-), 男, 博士生。

测量, 精度为 0.01 mm。疲劳试样及加载方式如图 1 所示, 分别在两侧组元中开缺口。加工后试样尺寸 100 mm × 17 mm × 12 mm, 界面位于试样中间。

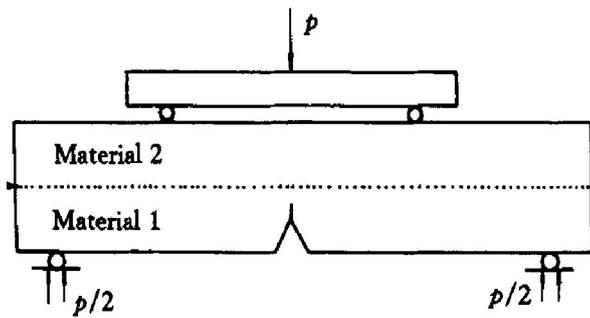


图 1 试样形状及加载方式

Fig. 1 Specimen shape and loading way

2 实验结果

图 2 所示为硬铝 LY12 和锅炉钢板 20G 复合板中裂纹扩展路径金相图。图 3 所示为在 150 N 下裂纹扩展的 $\Delta K - da/dN$ 曲线。疲劳裂纹由 LY12 向 20G 扩展 (LY12 \rightarrow 20G) 时, 距界面约 0.5 mm 处, da/dN 随 ΔK 升高而下降, 至界面层后即止裂, 若不增加载荷, 仅在此载荷下增加循环次数, 裂纹不再扩展。裂纹的扩展方向为 20G \rightarrow LY12 时, da/dN 在整个扩展距离内均呈下降趋势, 到达界面后也发生止裂。

为观察裂纹扩展, 逐级升高平均载荷, LY12 \rightarrow 20G 的裂纹在平均载荷比原始值高出约 60% 后, 裂纹沿界面略微偏折后折入 20G 中, 趋向于沿主裂纹面方向扩展。而 20G \rightarrow LY12 的裂纹则在平均载荷比原始值高出约 20% 后, 就开始逐渐沿爆炸复合界面横向扩展, 最终导致试样分层。

3 界面裂纹双转折的外初化

实验结果表明 LY12 \rightarrow 20G 的垂直界面裂纹到达界面后发生沿界面层的横向转折, 只有加大载荷, 裂纹才进入下一层并转向主裂纹面。这种转折使裂纹扩展速度大大减慢, 是复合材料设计中所希望得到的结果。与之相对应的是 20G \rightarrow LY12 的裂纹使复合板发生整体分层。

3.1 裂纹发生两次转折的有限元分析

由于试样及加载方式对称 (如图 1 所示), 取其一半作为有限元分析模型, 近裂尖网格划分如图 4 所示。利用 MSC/PATRAN 软件包进行数值分析及

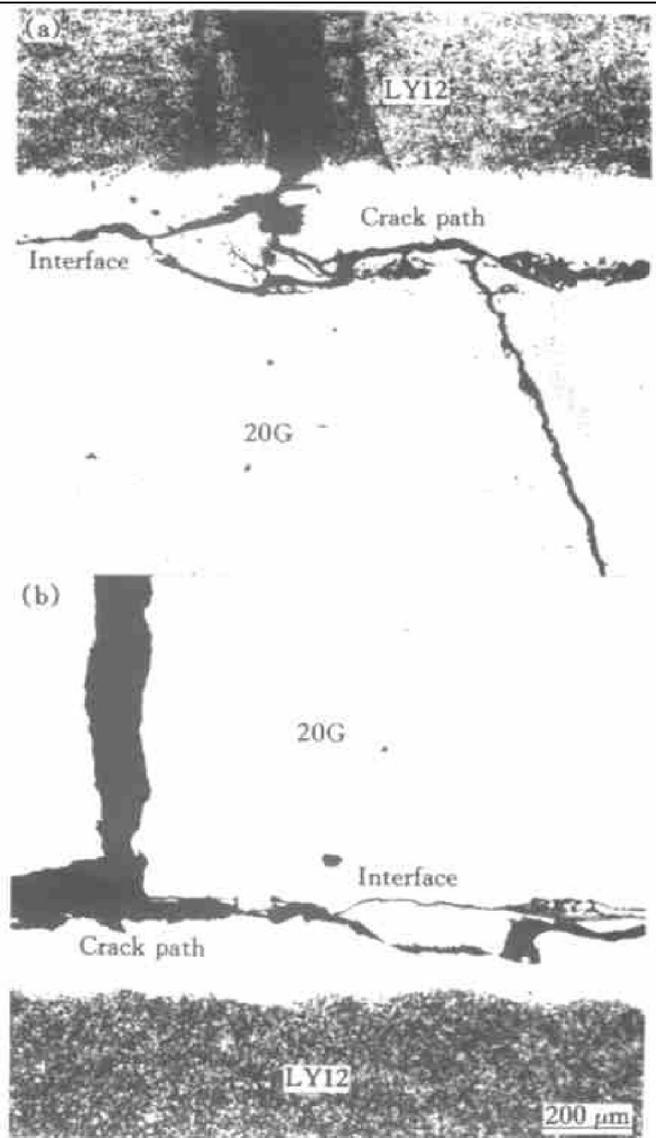


图 2 LY12/20G 复合板疲劳裂纹扩展路径

Fig. 2 Fatigue crack propagation path of LY12/20G laminates

(a) \rightarrow LY12 \rightarrow 20G; (b) \rightarrow 20G \rightarrow LY12

计算。

3.1.1 分层裂纹

图 5 为 LY12 \rightarrow 20G 的裂纹裂尖到达纯 Al 层并导致分层开裂的分析模型。裂纹前沿韧带区的应力分布计算结果列于表 2。结果表明, 由于钢的强度高于铝的, 裂纹靠近铝/钢界面时, 前进的驱动力 σ_y 有所下降, 而分层应力 σ_x 略有上升。如考虑到爆炸结合界面的强化作用, 裂纹向前扩展的阻力更大。

对裂纹扩展途径分别进行线弹性及弹塑性 J 积分计算, 按图 6 所示 3 种途径进行计算的结果见表 3。可见 20G \rightarrow Al 时跨过界面的 J_3 或 J_2 无论是线弹性或弹塑性都比裂纹尖端的 J_1 低, 裂尖的实际驱动力高于名义驱动力, 也即钢中的裂纹易于向铝

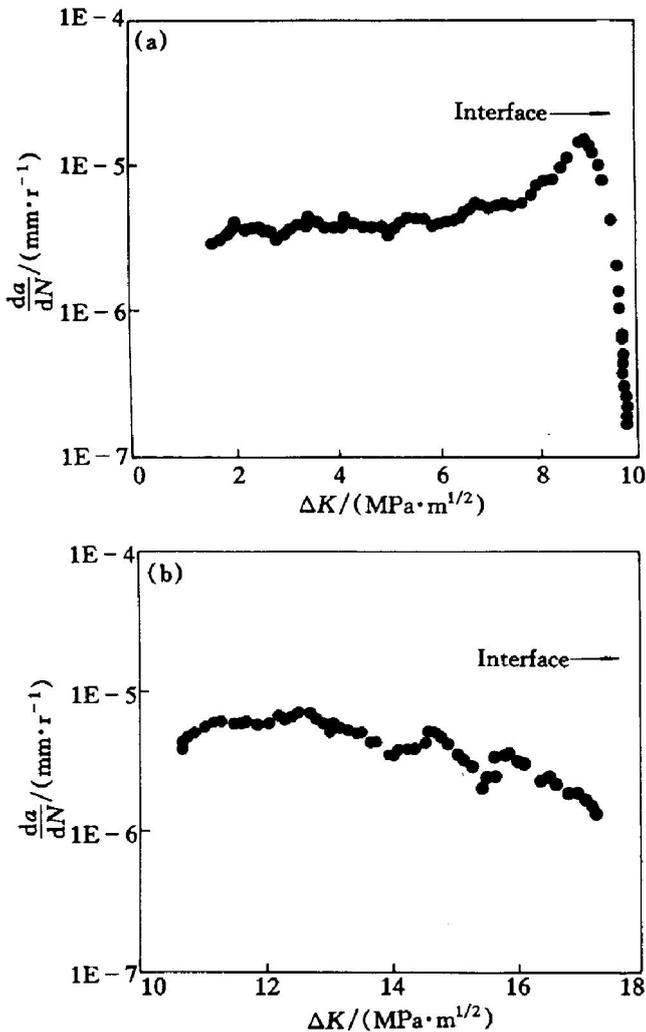


图3 LY12/20G 复合板疲劳裂纹扩展的 $\Delta K - da/dN$ 曲线

Fig. 3 $\Delta K - da/dN$ curves for fatigue crack propagation in LY12/20G laminates
(a) -LY12 \rightarrow 20G; (b) -20G \rightarrow YL12

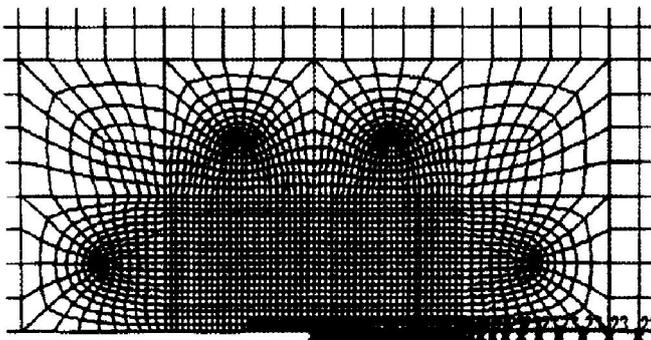


图4 近裂尖部位的网格划分

Fig. 4 Element mesh at near-crack tip zone

中扩展。相反 Al \rightarrow 20G 的实际驱动力低于名义驱动力，裂纹扩展阻力增大，即铝中的裂纹不易向钢中扩展，前进方向受阻使裂纹向横向扩展的可能性增大。

表4列出图5所示裂纹后方的应力 σ_x^* ，应变

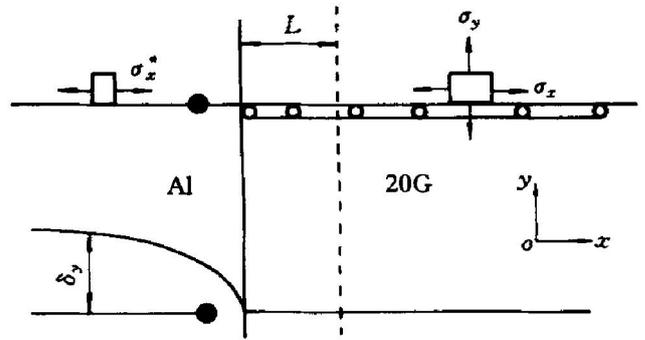


图5 LY12/20G 复合板中裂尖在 Al 层中的应力状态
Fig. 5 Stress state of crack tip at Al interface layer in LY12/20G laminate

表2 LY12/20G 复合板中裂纹尖端应力分布
Table 2 Stress distribution at crack tip of LY12/20G laminate

x/mm	L = 0.08		L = 0.03	
	σ_x /MPa	σ_y /MPa	σ_x /MPa	σ_y /MPa
0.0025	223	320	226	318
0.0050	223	315	226	309
0.0070	227	308	233	294
0.0100	224	287	231	274

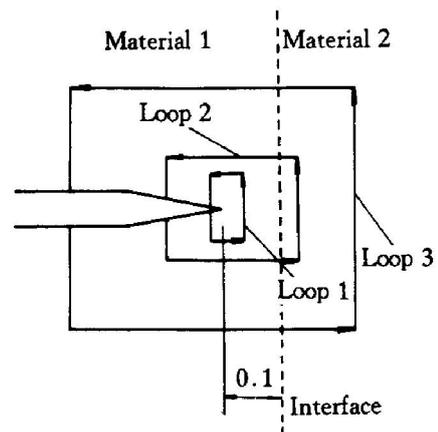


图6 J 积分途径

Fig. 6 J integral loops

表3 不同途径的 J 积分值

Table 3 J values of different loops

Crack	Linear plasticity			Elasto plasticity	
	J_1	J_2	J_3	J_1	J_2
Al \rightarrow 20G	284	354	470	282	354
20G \rightarrow Al	301	266	200	3594	2860

ϵ_p^* 和位移 δ_y 。可以看出在裂纹尾迹面上存在很大的应变。受到下层高强度钢的影响，L = 0.08 处的塑性应变甚至高于 L = 0.03 处的。此应变在 x 轴方向有很大的梯度，裂尖附近塑性应变高达 6%

表 4 LY12/20G 裂纹尾部应变分布

Table 4 Strain distribution at wake of LY12/20G

x / mm	$L = 0.03$			$L = 0.08$		
	σ_x^* / MPa	$\varepsilon_p^* / \%$	$\delta_y / \mu\text{m}$	σ_x^* / MPa	$\varepsilon_p^* / \%$	$\delta_y / \mu\text{m}$
- 0.002 5	170	6.50	0.456	170	6.26	0.421
- 0.005 0	152	4.22	0.712	150	4.23	0.676
- 0.007 5	114	3.56	0.866	114	3.43	0.834
- 0.010 0	92	2.80	1.025	97	2.78	0.962

以上。由此可以认为周期作用下的应变疲劳是横向裂纹萌生和扩展的驱动力。

为了进行比较, 表 5 列出裂纹的扩展方向相反时, 即由 20G \rightarrow Al \rightarrow LY12, 当裂纹到达铝层时, $L = 0.03 \text{ mm}$ 处裂纹后方的应力、应变和位移。接近裂尖处铝中的应变量可以达到 37% 以上, 远比其他相反方向 Al \rightarrow 20G 的为大, 这和裂纹后沿处钢具有高的弹性模量有关。如果注意到铝在拉伸时的极限应变也仅为 50% ~ 80%, 那么 37% 的应变是造成图 2 所示的试样整体分层的原因。

表 5 20G/Al/LY12 在 Al 层中的应力和应变

Table 5 Stress and strain in Al layer of 20G/Al/LY12 laminate

x / mm	$L = 0.03$		
	σ_x^* / MPa	$\varepsilon_p^* / \%$	$\delta_y / \mu\text{m}$
- 0.002 5	585	37.23	1.88
- 0.005 0	274	26.83	3.14
- 0.007 5	211	23.32	4.14
- 0.010 0	137	19.43	5.11

3.1.2 裂纹转回主应力面

LY12 \rightarrow 20G 的裂纹虽有应变疲劳的分层但仍会转至主应力面。图 7 为 $y = 0.025 \text{ mm}$ 处沿 x 轴的应力分布, 计算结果列于表 6。其中直裂纹的 σ_x 和 σ_y 的数值近乎相等, 也即主应力 σ_1 和分层裂纹方向偏离角度大, 易于使之偏折。一旦发生偏折, 按偏折裂纹计算的应力场表明, α_0 在很短距离内趋近 90° , 即转向主应力面。

3.2 分层裂纹的低周疲劳扩展

表 4 的数值计算结果表明, 裂纹在纯铝层中有很高的应变值, 即引起了较大的塑性变形。故可根据局部应变疲劳理论分析纯铝界面层中横向裂纹的扩展过程。

局部全应变幅 $\Delta\varepsilon$ 与疲劳寿命 N_f 间的关系^[10] 为

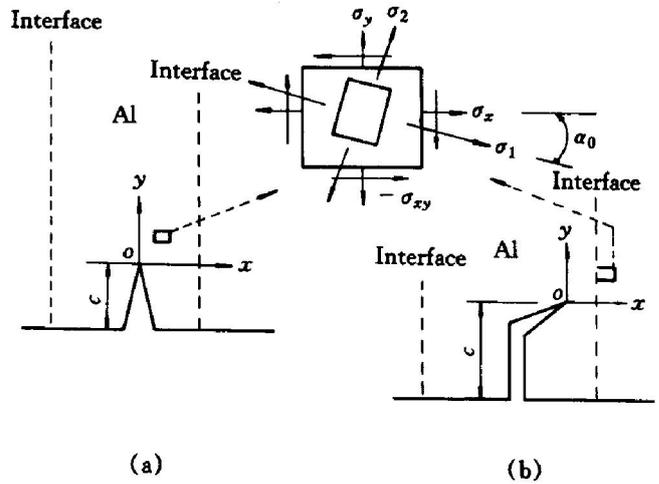


图 7 界面层中裂纹尖端不同方向的应力状态

Fig. 7 Stress at crack tip for different orientations in interlayer

(a) —Straight crack; (b) —Deflected crack

表 6 裂尖的应力和偏转角

Table 6 Stress and deflection angle at crack tip

x	Straight crack					
	σ_x	σ_y	σ_{xy}	σ_1	σ_2	α_0
0.005	274	263	- 98	367	170	44
0.015	276	269	- 76	349	196	44
0.025	275	263	- 58	327	211	42
x	Deflected crack					
	σ_x	σ_y	σ_{xy}	σ_1	σ_2	α_0
0.005	291	306	- 85	384	213	48
0.015	298	564	- 48	572	290	80
0.025	298	494	- 34	500	292	80

$$\Delta\varepsilon = 3.5 \left(\sigma_b / E \right) N_f^b + \varepsilon_f^{0.6} N_f^c \quad (1)$$

式中 等号右边两项分别为总应变幅的弹性分量和塑性分量; b, c 为疲劳指数, 对于大多数金属材料, $b = -0.12 \sim -0.15$, $c = -0.5 \sim -0.7$; ε_f 为疲劳延性系数, 近似等于材料单向静拉伸时的断裂应变; σ_b, E 分别为界面层材料的断裂强度和弹性模量。

就应变疲劳而言, 弹性变形对疲劳损伤的累积作用较弱, 可以只考虑塑性应变幅的作用。

以 $\Delta\varepsilon$ 和 N 分别表示塑性应变幅和发生应变疲劳破坏的循环次数, 则有^[11]:

$$\Delta\varepsilon = \varepsilon_f^{0.6} N^c \quad (2)$$

实验中爆炸复合界面结合好且厚度很小, 可假定为理想界面, 低强度的中间纯铝层作为界面层。对于纯 Al, ε_f 为 0.51 ~ 0.80, 此处取 0.60, 则式 (2) 变为:

$$\Delta\varepsilon = 0.736 N^{-0.6} \quad (3)$$

表4中的应变值沿裂纹长度方向变化,近裂尖5 μm和25 μm处分别为4.22%和6.50%。如参考拉伸断裂应变 ϵ_f (0.51~0.80),可见此处的应变导致应变疲劳开裂是完全可能的。以此处应变值代入,按式(3)可求得疲劳寿命 N 。

以 σ 和 ϵ 分别表示界面层的最大分层应力和应变,外韧化作用又可以用单位体积所消耗能量(G)的形式表示:

$$G = \sigma \epsilon V_f \tag{4}$$

本实验采用逐级升高载荷的方法,以 j 表示载荷升高次数, $N_{f,i}$ 和 N_i 分别为第 i 级载荷时界面层的疲劳寿命和实际循环周次,借用Miner定理^[12],则有:

$$\sum_{i=0}^j \frac{N_i}{N_{f,i}} = 1 \tag{5}$$

上式满足时界面即开裂形成分层裂纹,此时界面开裂造成的外韧化作用亦即所消耗的能量也是各级载荷时的累加,即:

$$G = \sum_{i=0}^j \sigma_i \epsilon_i N_i \tag{6}$$

式中 σ_i , ϵ_i 和 N_i 分别为第 i 级载荷时界面层的最大分层应力、应变和实际循环周次。

3.3 裂纹进入下层材料时的重新萌生

LY12 \rightarrow 20G的界面分层开裂只需将初始载荷上升30%后即可发生,而裂纹进入下层材料则比初始载荷要高60%后才发生。此时促使裂纹继续沿主裂纹面扩展的驱动力 ΔK 已远远大于下层材料的疲劳裂纹扩展门槛值,说明此时裂纹进入下层材料可能是一裂纹的重新萌生过程。现假定下层材料为低碳钢20G的光滑试样,承受应力比 $R=0.1$ 的循环弯曲载荷。根据文献[10],当钢的抗拉强度 $\sigma_b < 1\ 200\sim 1\ 400\text{ MPa}$ 时,其旋转弯曲疲劳极限 σ_{-1} 与抗拉强度 σ_b 间存在如下关系:

$$\sigma_{-1} \approx 0.5 \sigma_b \tag{7}$$

式中 σ_{-1} 为对称交变载荷下的疲劳极限,根据Goodman关系,可求得应力比为0.1时循环载荷的最大应力 $\sigma_{0.1\max}$,即为此条件下材料的疲劳极限。 σ_{-1} 和 $\sigma_{0.1\max}$ 间在数值上应差10%。 $\sigma_{\max} < \sigma_{0.1\max}$ 时,材料不发生疲劳破坏;当 $\sigma_{\max} > \sigma_{0.1\max}$ 时,材料可在一定载荷下发生疲劳破坏。

LY12 \rightarrow 20G裂纹进入下层材料20G,根据上述分析可得应力比0.1时不发生疲劳破坏的最大应力 $\sigma_{0.1\max}$,与计算值进行对比,二者相差约10%,这也可能是和计算时未计弹性疲劳部分有关。

以上说明裂纹穿过界面进入下层材料继续扩展确实符合高周疲劳机制的裂纹重新萌生过程,界面对裂纹扩展起到了很好的阻止作用,亦即使层状合金得到了很好的外韧化。该外韧化作用以所消耗能量的形式可表示为

$$G = \sigma \epsilon V = \frac{\sigma^2}{E} N \tag{8}$$

式中 σ , ϵ 和 N 分别为萌生新裂纹时循环载荷的最大应力,应变和实际循环周次。

对于上述在逐级升高载荷情况下发生的裂纹萌生,界面的外韧化作用可以各级载荷所消耗能量的累加来表示,即:

$$G = \sum_{i=0}^j \frac{\sigma_i^2}{E} N_i \tag{9}$$

式中 j 为使下层材料萌生裂纹而升高载荷的次数, σ_i 和 N_i 分别为第 i 级载荷的最大应力和实际循环周次。

可见由裂纹在界面处的分层扩展和进入下层材料时的重新萌生所引起的外韧化都源于界面。实验过程中裂纹到达界面时的初始载荷 σ_{\max} 约为220 MPa,裂纹逐渐扩展进入下层材料是在载荷逐级(每级10%)升高60%后,取其前一级载荷的最大应力 $\sigma_{\max}/\text{MPa} = 220 \times 1.5 = 330$ 作为20G在该应力的比值,因此可将式(6)与式(9)合并为:

$$G = \sum_{i=0}^j \sigma_i \epsilon_i N_i + \sum_{i=j}^m \frac{\sigma_i^2}{E} N_i \tag{10}$$

此式可反映界面分层开裂和在下层材料重新萌生裂纹所消耗的能量,即界面对双金属板垂直界面取向疲劳裂纹存在外韧化作用。式(10)右侧第一项为由界面分层开裂导致的外韧化, j 为使界面开裂而升高载荷的次数, σ_i , ϵ_i 和 N_i 分别为第 i 级载荷时的最大分层应力、应变和实际循环周次;第二项表示在下层材料中重新萌生裂纹所导致的外韧化, m 为裂纹到达界面后总的载荷升高次数,($m-j$)即使下层材料萌生裂纹所需的载荷升高次数, σ_i 和 N_i 分别为第 i 级载荷时的最大应力和实际循环周次。

4 结论

1) 以纯铝作为包复层进行爆炸复合可获得高结合强度的复合材料,而纯铝层本身的强度低,起界面层作用。复合材料界面难以测定其力学参量,利用纯铝的力学性能可以计算界面开裂的条件。

2) 疲劳裂纹垂直于界面时,层状复合材料的界面具有很大的韧化效应。一是由局部应变疲劳机制导致的界面开裂形成分层裂纹;二是按高周疲劳

机制重新萌生的裂纹进入下层材料。

[REFERENCES]

- [1] Lesuer D R, Syn C K, Sherby O D, et al. Mechanical behaviour of laminated metal composites [J]. *Int Mater Rev*, 1996, 41(5): 169– 197.
- [2] 孟亮, 郑修麟. 杂质及 Ce 对 8090Al–Li 合金内、外韧化水平的影响 [J]. *金属学报*, 1997, 33(8): 802– 806.
MENG Liang, ZHENG Xiulin. Effect of impurities and Ce addition on intrinsic toughening levels of 8090Al–Li alloy [J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 1997, 33(8): 802– 806.
- [3] Suresh S. The growth of a fatigue crack approaching a perpendicularly oriented bimaterial interface [J]. *Scr Metall Mater*, 1992, 27: 1189– 1194.
- [4] Sugimura Y, Lim P G, 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.
- [5] Kim A S, Suresh S. Plasticity effects on fracture normal to interfaces with homogeneous and graded compositions [J]. *Int J Solids Structures*, 1997, 34(26): 3415– 3432.
- [6] Wappling D, Gunnars J, Stahle P. Crack growth across a strength mismatched bimaterial interface [J]. *Int J Fracture*, 1998, 89: 223– 243.
- [7] Pippan R, Riemelmoser F O. Fatigue of bimaterial investigation of the plastic mismatch in case of cracks perpendicular to the interface [J]. *Computational Mater Sci*, 1998, 13: 108– 116.
- [8] Pippan R, Flechsig K. Fatigue crack propagation behavior in the vicinity of an interface between materials with different yield stresses [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2000, 283: 225– 233.
- [9] Pippan R, Flechsig K, Riemelmoser F O. Fatigue crack propagation behavior in the vicinity of an interface between materials with different yield stress [J]. *Mater Sci Engng*, 2000, A283: 225– 233.
- [10] 航空工业部科学技术委员会编. 应变疲劳分析手册 [M]. 北京: 科学出版社, 1987. 8.
Edited by Scientific Committee of Aero & Air Ministry. *Handbook of Low Cycle Fatigue Analysis* [M]. Beijing: Science Press, 1987. 8.
- [11] 黄明志, 石德珂, 金志皓. 金属力学性能 [M]. 西安: 西安交通大学出版社, 1986. 10.
HUANG Ming-zhi, SHI De-ke, JIN Zhi-hao. *Metal Mechanic Properties* [M]. Xi'an: Xi'an Jiaotong University Press, 1986. 10.
- [12] Miner M A. Cumulative damage in fatigue [J]. *J Applied Mechanics*, 1945, 12: 159– 164.

Toughening effect of explosive interface of LY12/ steel laminate

CUI Jian-guo, JIA Min, LI Nian, SUN Jun, HE Jiā-wen

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

[Abstract] Pure Al layer can be regarded as interface layer for extrinsic toughness study of metal/ metal laminate. The evaluation of mechanical parameters of the bonded interface can be acquired by calculating the mechanical property of Al. The experimental data show that the interlayer delamination results from low cycle fatigue. As the crack goes through the interface and turns into the next laminate, crack re-initiates. The energies for delamination and crack re-initiation contribute to the extrinsic toughness of the bimetal sheets.

[Key words] extrinsic toughness; fatigue; bimetal sheet; interface layer

(编辑 杨兵)