

# 正交复合材料层板在静态 与拉一拉疲劳下的损伤破坏

中国科学院力学研究所 冼杏娟 季 禾 蔣灿兴

## 摘 要

本文研究了正交鋪层([0/90]<sub>s</sub>) 碳纤维增强环氧复合材料在静态与拉一拉疲劳下的损伤破坏,探讨了它的破坏机理。通过采用显微观测,声发射技术及红外热象分析等多种手段测试其力学性能、损伤的产生和扩展,得到了不同加载条件下材料微结构的损伤断裂与声发射表征量及温度变化的关系。声发射累积量的突然增大可预报材料的断裂,温升的大小可供判别材料损伤的部位和程度。

## 引 言

正交鋪层 [0/90]<sub>s</sub> 的碳/环氧复合材料是层板结构的一种典型鋪设型式,它既包含基本的纵向与横向鋪层而又是多向层板结构设计的必要组成,研究它的破坏特性和疲劳损伤是有意义的。

本文对碳/环氧正交层板无缺口及带边缺口试件的静态拉伸和拉一拉疲劳特性及损伤破坏进行了实验研究,并比较了它们的异同。采用位移传感器、显微观测、声发射技术及红外热象分析等多种手段研究其力学性能、损伤的发生及裂縫扩展,得出碳/环氧正交层板在不同加载条件和不同应力水平情况下声发射表征量、温度变化与材料微结构断裂的关系,讨论了碳/环氧正交层板的破坏机理。

试件材料为辽源碳纤维增强环氧 648 复合材料,纤维含量约 60%,正交鋪层为 (0°, 90°)。纤维排列。36个直条试件的几何尺寸宽为 15 mm,厚 1.5 mm,长 200 mm,边缺口长 3 mm,宽 0.2 mm。

本文1984年7月日收到,1985年2月收到修改稿。

静态试验在 *INSTRON* 1195 型试验机上进行, 疲劳试验在 *SCHENK* 疲劳机上进行, 频率约  $33\text{HZ}$ , 环循比  $R$  为  $0.1$ , 用位移传感器、光学显微镜、高速摄影机记录和观测试验中试件的性能及损伤过程, 用扫描电镜观察断裂形貌。采用 *SFS-4* 声发射仪监测静态与疲劳的损伤破坏, *AGA* 红外热象分析仪测量静态拉伸的温度变化, 并以半导体测温仪测量疲劳中的温升情况。

## 一、正交碳/环氧层板拉伸疲劳性能及特征

正交铺层  $[0/90]$ , 碳/环氧层板承受轴向拉伸载荷时, 主要由纵向纤维承载, 其拉伸强度为  $433\text{MPa}$ , 约相当于纵向层板的一半。横量为  $44.57\text{GPa}$ , 试件应力应变关系为线性 (图 1), 呈脆性断裂。带边缺口试件的应力应变曲线有的在接近破坏时出现皱折 (图 2), 这是由于缺口张开突然增大的原因。带缺口试件的强度为  $319\text{MPa}$ , 除去缺口部分净截面积试件的强度  $\sigma'_{ult}$  为  $433\text{MPa}$ , 相当于无缺口试件的强度。

在拉一拉疲劳载荷下,  $S-N$  曲线呈线性。无缺口的正交试件在应力水平为  $60-70\%$  的

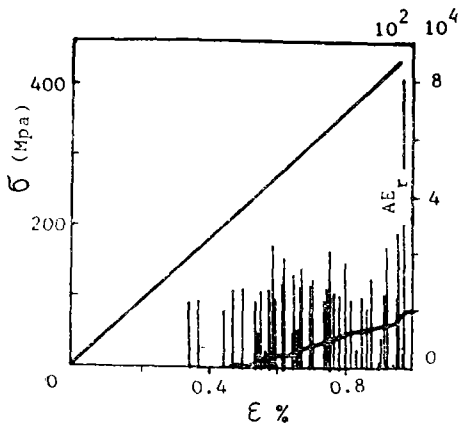


图1 碳/环氧 $[0/90]$ 层板  $\sigma \sim \varepsilon$ ,  
 $AE \sim \varepsilon$  曲线

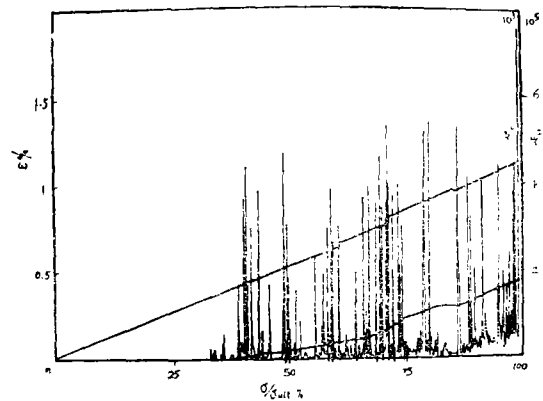


图2 碳/环氧 $[0/90]$ 带缺口试件  
 $\varepsilon \sim \sigma$ ,  $AE \sim \sigma$  曲线

静拉强度时达  $10^7$  循环数不破坏, 剩余强度  $\sigma_r$  约达  $80-90\% \sigma_{ult}$ 。在疲劳过程中由于损伤, 频率下降范围在  $1.3 \sim 2.4\text{HZ}$ , 模量下降。如试件  $C-I-5$  应力水平为  $70\%$ , 承受  $8.97 \times 10^5$  循环后, 两边分出丝束, 中部开始疏松, 损伤的产生以致温升  $4^\circ\text{C}$ , 频率下降  $0.8\text{HZ}$ , 模量  $E_f$  下降至  $95.3\% E_0$ ;  $3.97 \times 10^6$  周时, 沿厚度方向出现分层, 试件中部出现白道, 损伤增大, 温升  $15^\circ\text{C}$ , 频率下降  $1.3\text{HZ}$ , 模量下降至  $92.9\% E_0$ ;  $10^7$  周后, 模量为  $81\% E_0$ , 剩余强度  $\sigma_r$  为  $77.2\% \sigma_{ult}$ 。

带边缺口的正交试件一般能承受净截面积强度  $\sigma'_{ult}$  的  $60\%$  或  $70\%$  至  $10^7$  循环数,  $\sigma_r$  为  $80\% \sigma_{ult}$ , 频率下降范围在  $0.6$  至  $1.3\text{HZ}$ 。随着应力水平的增加  $f$  下降量 ( $-\Delta f$ ) 减小 (如  $S_{max}$  为  $60\% \sigma_{ult}$  时,  $-\Delta f$  为  $1.3\text{HZ}$ ,  $70\%$  时为  $1\text{HZ}$ ,  $80\%$  时为  $0.8\text{HZ}$ ), 频率下降幅度比无缺口的正交试件小, 也比有缺口的  $0^\circ$  与  $\pm 45^\circ$  铺层的材料为好。这表明有预制缺陷的试件阻尼的改变不如无缺口的, 正交试件缺口的影响不及  $0^\circ$  与  $45^\circ$  的大,

碳/环氧的疲劳强度稍高于  $\pm 45^\circ$  铺层层板。

## 二、裂缝扩展与破坏形貌分析

正交碳/环氧层板在静态拉伸下，破坏从  $90^\circ$  界面开始，随后由于试件边缘附近层间应力集中的效应，边缘沿  $0^\circ$  方向出现分层，纵向开裂， $0^\circ$  纤维断裂而破坏。断裂有两种型式，一种是试件破坏失去承载能力但纵向层没有完全断裂，试件不断开；另一种是试件断开，断口整齐，一般带边缺口试件往往沿缺口长度方向完全断裂。带边缺口试件拉伸破坏先以缺口张开，缺口宽度从  $0.2\text{mm}$  扩至  $0.6\text{mm}$ （比  $0^\circ$  单向铺层的小，比  $\pm 45^\circ$  铺层的大些，这是因为正交铺层的相互制约作用介于其中）。然后  $90^\circ$  层横向层面开裂，试件横向开裂最宽为  $0.42\text{mm}$ 。缺口顶端沿  $0^\circ$  层出现纵向裂缝，扩展较快，以一边到另一边。沿厚度方向侧面看到横向裂缝及界面开裂，纵向分层，最后横向断裂。图3至图8为扫描电镜取不同放大倍数所观测到的三个断裂面（断裂横截面、断裂表面和侧面）的微结构形貌。图3为断口全貌： $90^\circ$  层齐断， $0^\circ$  稍有参差。图4显示层间破坏、基体开裂、纤维拔出的破坏形貌以及树脂堆积区的情况。图5为1000倍断口观察到的树脂开裂情况：纤维周围因为应力集中而

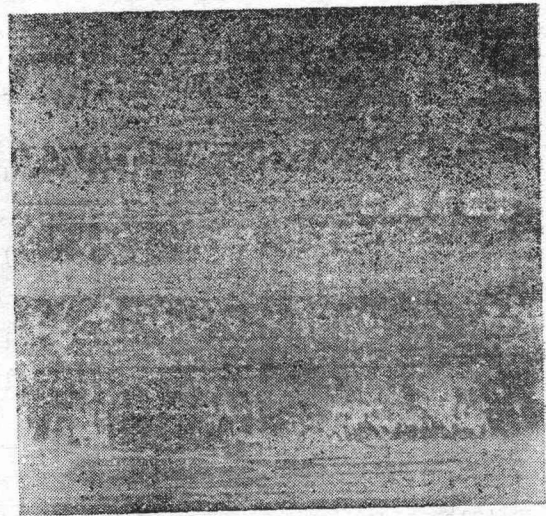


图3 碳/环氧[0/90]试件断口全貌(30×)

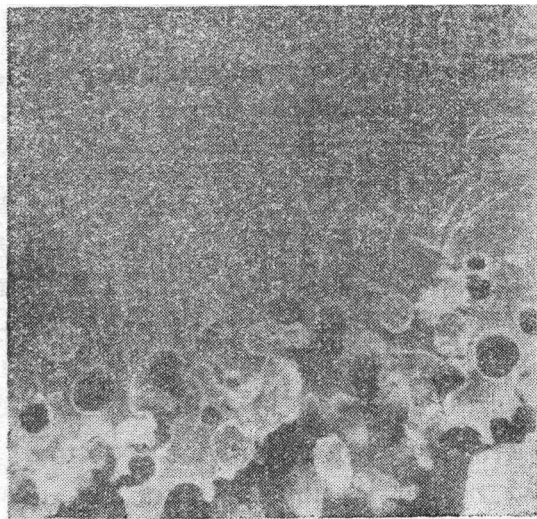


图4 碳/环氧 [0/90] 试件  
层间断口 (600×)

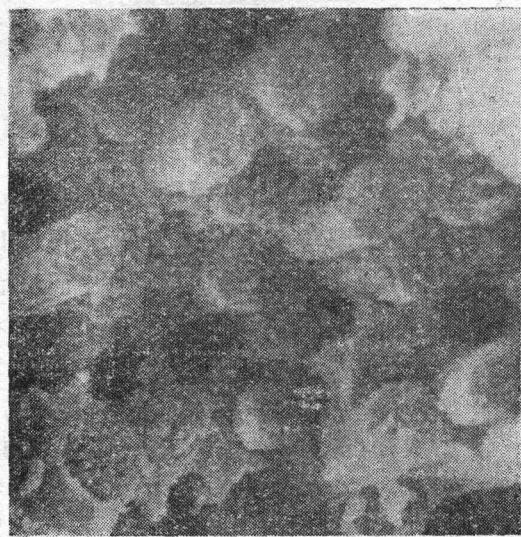


图5 [0/90] 碳/环氧1000倍  
的SEM图象 (×1000)

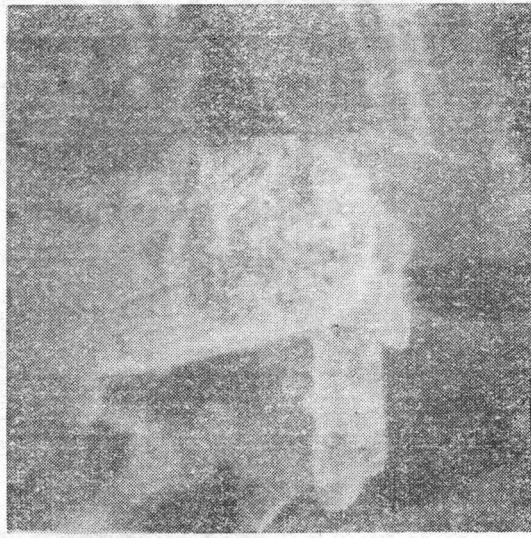


图6 碳纤维的断裂 (2500×)

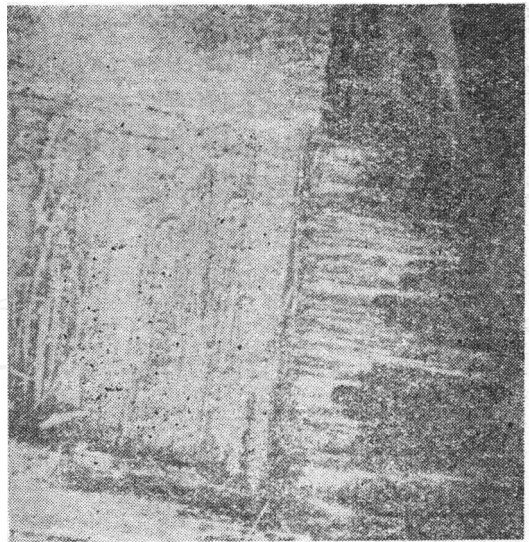


图7 [0/90]碳环氧断裂表面破坏形貌 (20×)

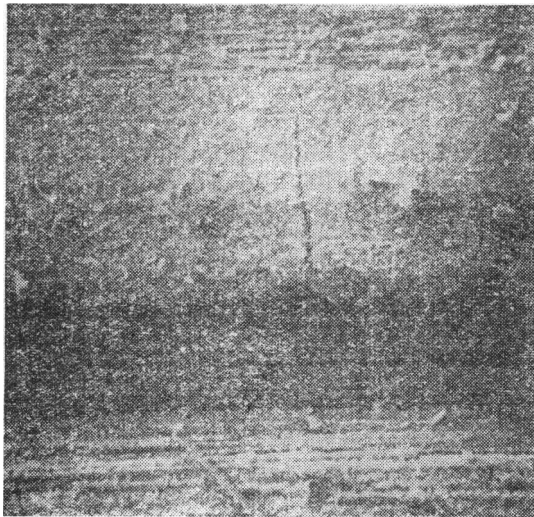


图8 [0/90]碳/环氧侧面层横向裂缝(100×)

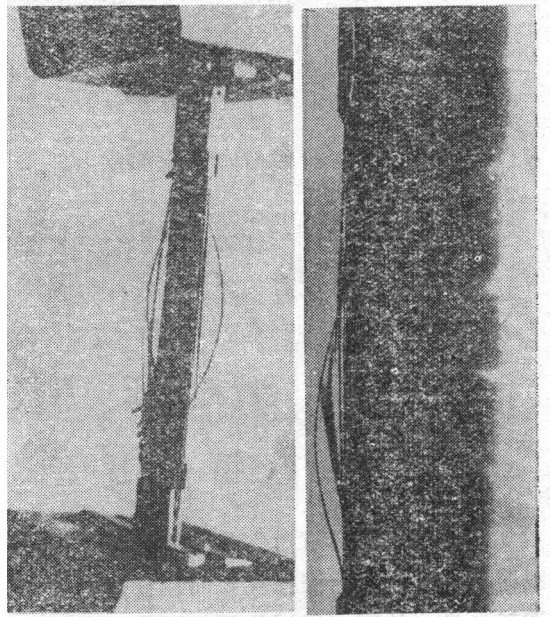


图9 碳/环氧[0/90]试件的疲劳破坏

出现环形裂缝，而且由于应力的重新分布，拔出纤维的孔洞有所收缩。图6是 $0^\circ$ 层单根纤维断裂形貌，纤维表面附着树脂，表明材料的界面粘结强度较好。图7为断裂表面的破坏形貌， $90^\circ$ 层断开，表面 $0^\circ$ 层分层崩掉，其余 $0^\circ$ 层纤维断裂参差不齐。图8是沿厚度方向测面的微观图象，层间裂缝宽为 $0.016\text{mm}$ ，横向裂缝在 $90^\circ$ 层产生并沿接近 $90^\circ$ 方向扩展至层面，层间起阻止裂缝扩展的作用。横向裂缝扩展的方向一般与纤维铺设方向相符，因为纤维方向的界面是薄弱环节[1][3]。

碳/环氧正交铺层试件在拉一拉疲劳下，无缺口试件由于边缘效应的影响，首先边缘破坏，崩出小条带(图9)，然后 $90^\circ$ 层 $0^\circ$ 层相继损伤，沿厚度方向层间分离，最后粉碎性

破坏。在不同应力水平 ( $\sigma_{ult}$ , % 即  $S_{max}$ ) 下疲劳破坏型式有差异, 应力水平  $S_{max}$  为 70%  $\sigma_{ult}$  的断口参差不齐,  $S_{max}$  为 85% 的断口较齐 (图10)。  $S_{max}$  高的试件经受循环数少, 而且与  $S_{max}$  低的情况比较, 损伤破坏过程快些, 纤维断裂前的分层的纵向裂缝渐次破坏相对较少, 以纤维横断为主。而且应力水平低的疲劳试件损伤累积过程长些, 微结构逐次破坏, 呈不规则断面。

从显微观测到, 缺口顶端的纵向疲劳扩展可分为两个阶段。前一段以纵向裂缝出现开始 (一般在  $10^5$  周数时) 至损伤区形成, 此时裂缝扩展率  $\frac{da}{dN}$  较慢。如试件 C-I-8,  $S_{max}$

为 60% 时,  $\frac{da}{dN}$  为  $6 \times 10^{-8} mm/c$ ;  $S_{max}$  为

70% 的 C-I-7 试件,  $\frac{da}{dN}$  为  $2.6 \times 10^{-6} mm/c$ , 较前者快。后一阶段当其它部位出现损

伤, 裂缝沿厚度穿透时,  $\frac{da}{dN}$  分别增大为  $1.5 \times 10^{-5} mm/c$  与  $3.4 \times 10^{-5} mm/c$ , 裂缝扩展率与应力水平及损伤程度有关。

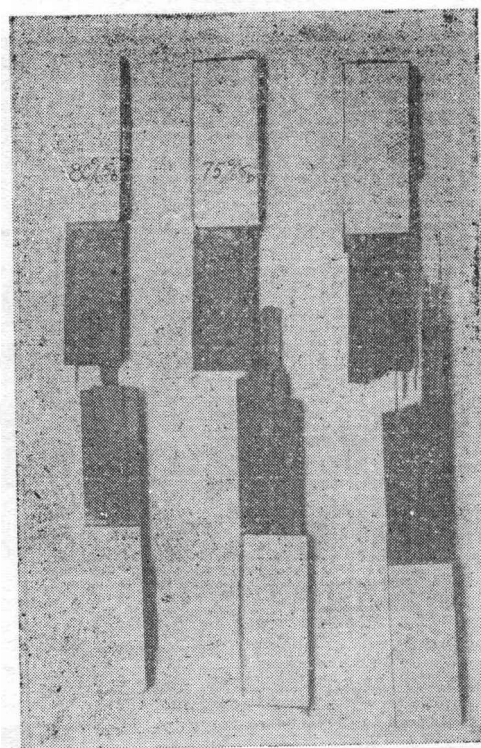


图10 [0/90] 碳纤维在不同应力水平下的疲劳断裂

### 三、碳/纤维正交层板静态及交变载荷下

#### 损伤过程的温度变化

复合材料由于环氧树脂基体具有粘弹性, 阻尼较大 (阻尼系数比金属大一个数量级), 在载荷作用下, 有迟滞损耗, 而且在疲劳过程中由于组分损伤以及缺陷, 裂缝扩展, 这些都将消耗热量, 从而引起试件局部温度升高。因为材料的温升与损伤破坏直接有关, 通过测量疲劳试验中的温度变化可了解其损伤规律, 在实验基础上根据温升的大小判别材料损伤的程度。

本工作采用 AG A708 红外热象仪非接触测量准静态拉伸中试件的温度变化及温度场。材料温度升高时产生的红外辐射热被热象仪吸收转变为可见的辉度显示图象。在试验全部过程的前  $\frac{4}{5}$  的时间里每隔 10 秒拍摄取象, 以后每秒取象至破坏。图 11 为正交铺层带缺口试件 C-I-3 的温升—时间曲线, 原始试件温度为  $12.25^{\circ}C$ , 20 秒即升至  $12.5^{\circ}C$ , 以后趋于稳定 (在  $12.44 \sim 12.56^{\circ}C$  范围), 直至破坏前温升至  $13.98^{\circ}C$ , 最大温升  $\Delta T_{max}$  为  $1.73^{\circ}C$ 。

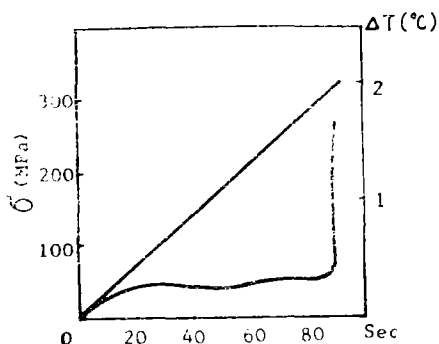


图11 碳/环氧[0/90]试件 $\sigma \sim t$ ,  $\Delta T \sim t$ 曲线

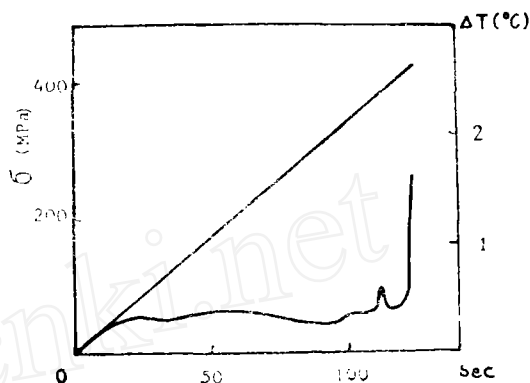


图12 碳/环氧[0/90]C-I-4 试件 $\sigma \sim t$ ,  $\Delta T \sim t$ 曲线

无缺口试件C-I-4 (图12)也是类似情况,最大温升 $\Delta T_{max}$ 达 $1.62^{\circ}\text{C}$ ,稳定阶段在 $12.5 \pm 0.12^{\circ}\text{C}$ 范围内波动。以上两种试件都是达到破坏载荷的94—95%时,温升才突然增大,这说明正交层板静态破坏主要发生在最后阶段。整个温升过程可分为三个阶段:一是基体开裂初始的温升,约在20—40秒内;二是中间平稳阶段,在相当长的时间里由于热量的耗散(辐射、传导、对流)与损伤温升的相互平衡;三是温度突然增加断裂破坏阶段。

疲劳试验中采用半导体测温仪测量温度变化。图13为无缺口与有缺口试件的温升 $\Delta T \sim$ 循环数 $N$ 的曲线,两者变化规律相似。施加循环载荷后温度缓慢上升,约至 $10^4-10^5$ (与应力水平有关)时出现平稳阶段,在 $10^6$ 附近损伤累积达相当程度,温升达到最大,然后缓慢下降,破坏时保持温升为 $\Delta T_{max}$ 的50—70%。原因如下:当分层开裂严重时

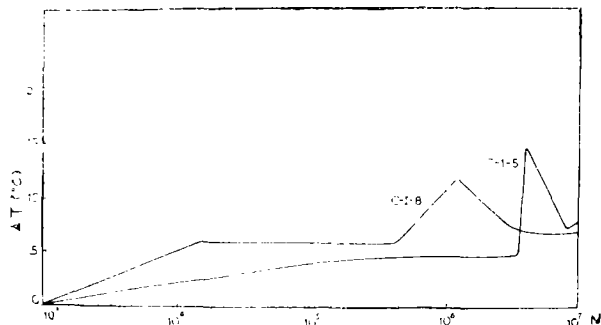


图13 碳/环氧[0/90]试件疲劳过程中的温度变化

损伤区能量消耗大,它的散热率比完好的良导体碳纤维的散热率低,导致局部温度升高,形式热积累,达到最大温升 $\Delta T_{max}$ 。此后的损伤累积不及先前急聚,温升速度不及先前的快,损伤时虽仍有温升;但空气的冷却作用使温升程度没有损伤扩展急剧时的高,产生的热量比热量消耗的值较前为小;因此温升有所降低,这是疲劳损伤累积与静态较快破坏不同的反映。一般温升约为 $10^{\circ}\text{C}$ , $\Delta T_{max}$ 为 $15^{\circ}\text{C}$ ;在试件损伤累积严重时,特别是基体更为明显,出现白道(图9)。在疲劳试验中,随应力水平增加,出现 $\Delta T_{max}$ 的循环数降低, $S_{max}$ 为70%时,在 $N=10^6$ 附近; $S_{max}$ 为75%时约在 $N=2 \times 10^5$ 处; $S_{max}$ 为80%,出现在 $N \approx 9 \times 10^4$ 。同一试件由于损伤程度的差异,不同部位温升不一,损伤严重处(如缺口顶端)温升较别处大,一般约差 $6^{\circ}\text{C}$ ,最大相差可达 $10^{\circ}\text{C}$ 。如试件C-I-5在 $N$ 为 $2.3 \times 10^5$ 时,缺口顶端出现纵向裂缝处温度为 $30^{\circ}\text{C}$ ,左边 $27^{\circ}\text{C}$ ,右边 $26^{\circ}\text{C}$ 。不同部位出现最大温差时的循环数一

般与出现最大温升时的相同。

疲劳过程由于损伤累积及纤维相互摩擦，温升范围比静态时大。因为碳纤维刚度大，环氧基体疲劳性能好，由粘弹性产生的温升不明显，在分层损伤后温度才有明显的变化。最高温度升至30℃，对疲劳性能影响小，在最大温升出现时，损伤严重，再持续一段时间试件将破坏，最大温升与破坏直接有关。因此在疲劳试验中可将温度变化作为一种监测材料损伤的测试手段。

#### 四、声发射监测静态损伤破坏的分析

本文选择能更好反映复合材料损伤过程中能量释放的加权振铃为声发射表征量。静态拉伸(图1)加载至极限强度 $\sigma_{ult}$ 的40%时，声发射信号开始出现，自此至60% $\sigma_{ult}$ 的过程中，大小相近的权铃信号 $AE_i$ ，在较疏的间隔内出现，这是横向纤维基体开裂与脱胶的显示。继续加载，纵向裂缝出现， $AE$ 信号加密并逐次加强，在表示纵向纤维断裂的强信号之间有较弱的脱胶信号。带边缺口试件受拉时(图2)，由于缺口顶端裂缝的影响， $AE$ 信号出现要比无缺口试件早(在35% $\sigma_{ult}$ 时)，此后以均匀间隔出现纵向开裂的较大信号，在84% $\sigma_{ult}$ 前后，缺口明显张开时，权铃信号密些，最大 $AE$ 比无缺口的强，正交层板的权铃信号比其它铺层的均匀，它反映了正交层板具有正交各向异性的规则情况，信号量比0°铺层小而比 $\pm 45^\circ$ 的大，并显示了不同铺层具有不同的 $AE$ 图象[2]。

疲劳中采用声发射监测损伤是有效的，但仪器记录全过程有一定难度，本文选取几个阶段记录10或30分钟画一幅图象，用于监测初始状态和损伤出现、发展的情况。图14记录了试件C-1-6，在应力水平75% $\sigma_{ult}$ 的初始阶段的 $AE_i$ 信号。当分层开始时，最大 $AE_i$ 达 $10^3$ 但仍较均匀；当 $N \approx 7 \times 10^5$ 时由于脱胶，信号加密。以 $7.4 \times 10^5$ 周数开始沿厚度分层明显， $AE_i$ 增大至 $2 \times 10^3$ ，在 $N = 7.9 \times 10^5$ 时纵向纤维断裂， $AE_i$ 达满标。在 $N = 1.14 \times 10^6$ 时 $AE_i$ 达 $3.6 \times 10^3$ ，试件边缘崩出一小条。在 $N = 1.16 \times 10^6$ 以后，纵向裂缝逐渐增加， $AE$ 加密，累积量 $AE_{t,i}$ 剧增，10分钟即达 $10^7$ ，较前大7倍，它预示试件损伤严重。当 $AE_i$ 为 $1.39 \times 10^6$ 时试件破断。带边缺口试件C-1-9(图15)，在应力水平80%时，由于缺口张

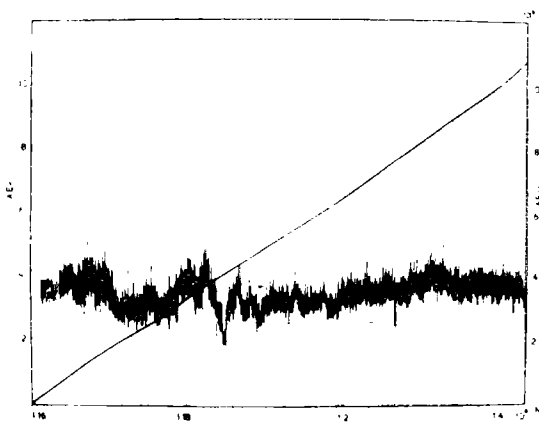


图14 碳/环氧[0/90]无缺口试件  
疲劳中的 $AE \sim N$ 曲线

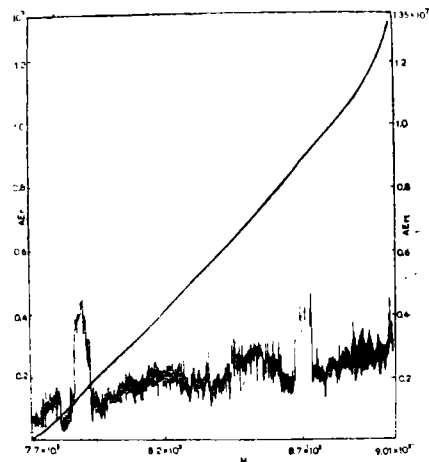


图15 碳/环氧[0/90]带缺口试件  
疲劳中的 $AE \sim N$ 曲线

开及缺口顶端的损伤区在5700循环时,  $AE$ , 就达  $3.5 \times 10^3$ , 比无缺口的大。  $N=3.6 \times 10^4$  时  $AE$ , 达  $10^4$ , 试件沿厚度分层。最后 10 分钟记录图象显示表明, 以  $N=7.7 \times 10^4$  始, 信号加大加密, 权铃累积量增长比以前迅速, 为多次曲线, 试件各层分开, 纵向开裂, 再经受一定循环数后, 试件完全破坏。疲劳与静态的声发射图象类似之处是前期在较均匀间隔出现较强信号, 间有弱的  $AE$ , 显示横向基体开裂, 后期密集, 趋势也相似。不同的是, 由于损伤累积时间长, 疲劳的  $AE$ , 较静态的强, 并可预示破坏, 当权铃累积量较前期有明显增加时, 表明损伤严重, 试件将在不久后破坏。

## 結 語

正交鋪层碳/环氧复合材料拉一拉疲劳强度介于  $0^\circ$  与  $\pm 45^\circ$  之间。裂縫沿弱的粘结处扩展, 一般沿  $90^\circ$  扩展一段后改变方向, 损伤区扩大, 而  $0^\circ$  方向沿纤维间直线扩展, 直至断裂破坏。损伤扩展比  $0^\circ$ 、 $\pm 45^\circ$  鋪层复杂, 损伤区的尺度更大, 疲劳分层破坏更显著。疲劳过程中温度的突然增大表明损伤的恶化, 可监测材料的破坏。要确定损伤参量与温升、声发射信号的量的关系, 尚需作进一步的研究。

郑维平、谢长春、于桂清等同志参加了试验工作, 特此致谢。

## 参 考 文 献

- (1) Crossman, F.W. and Wang, A.S.D., "The Dependence of Transverse Cracking and Delamination on Ply Thicknesses in Graphite/Epoxy Laminates", ASTM STP 775, 1982. PP.118—139.
- (2) 洗杏娟 蔣灿兴, "多种鋪层碳/环氧复合材料特性及声发射分析", 航空学报第5卷第2期(1984) PP241—247.
- (3) 洗杏娟 郑维平, "多种碳/环氧复合材料断口形貌及其断裂模型", 1984年5月全国复合材料力学会议报告。
- (4) D.Valentim and A.R. Bunsell, "A Study of Damage Accumulation in Carbon/Epoxy During Loading Monitored by Acoustic Emission", Journal of Reinforced Plastics and Composites (Oct. 1982) PP. 314—334.



*Research Institute of Polymer, Zhongshan University, Guangzhou, China*  
(Received Nov. 1984)

### **Abstract**

In this paper, the effects of carbon contents and distribution form on the mechanical, thermal, wear properties and fracture morphologies of polysulfone (PSF) composites have been studied. With increasing of short-CF content, the impact strength of PSF slightly decreases, but tensile and flexible strength increase. In the long-CF/PSF composite system these strengths increase more pronouncedly than in short-CF/PSF composites. The interlaminar shear strength of long-CF/PSF composite is about 80% of tensile strength of PSF. CF/PSF composites have much better wear properties and higher thermal deformation temperature with increasing of carbon fiber contents. Failure in CF/PSF composite appears in form of debonding between fiber and resin.

## **INTERFACE LAYER IN PARTICULATE COMPOSITES**

*Wu Xinsen, Chen Xiangbao and Song Huancheng*  
*Beijing Institute of Aeronautics and Astronautics, Beijing, China*  
(Received Jan. 1985)

### **Abstract**

The density and dynamic properties of epoxy composites filled by  $Al_2O_3$ ,  $CaF_2$  and glass microbead were investigated. It was found that a dense polymeric interface layer would be formed on the surface of solid fillers due to the interaction between particulate filler surface and epoxy matrix. The properties of interface layer are different from that of matrix. These composites are considered as three-element systems, consisting of filler, interface and bulk resin. From concept of "Critical concentration of the filler", the density, thickness and volume fraction of interface layer are measured.

## **DAMAGE OF CROSS-PLY CARBON/EPOXY LAMINATE SUBJECTED TO STATIC AND FATIGUE LOADS**

*Xian Xingjuan, Li He and Jiang Canxing*  
*Institute of Mechanics, Academia Sinica, Beijing, China*  
(Received March 1984)  
(Revised Feb. 1985)

• V •

## Abstract

This paper is concerned with the damage of cross-ply carbon fiber reinforced epoxy composites under static and fatigue loading. Acoustic emission, microscopic observation, infrared thermography are employed to detect the formation and propagation of the damage and to test the fatigue behaviour. The relationships of microstructure damage with acoustic emission characteristic parameter and temperature variation are studied. The damage mechanism of un-notched and notched specimens are compared. It is shown that the crack propagates along the weak bonding face and the damage dimension of carbon/epoxy [0/90] laminate is larger than 0° ply and ±45° ply laminates. The fatigue failure modes and the rate of crack propagation are different under various stress levels. The sudden increase of temperature and the acoustic emission weighted ringdown cumulation during fatigue process presents a rapid development in damage and failure would occur in a not long period. It is also shown that delamination is most severe under fatigue stage.

# TENSION-TENSION FATIGUE BEHAVIOUR OF UNIDIRECTIONAL GRAPHITE/EPOXY COMPOSITE

*Yang Naibin, Fu Huimin, Gao Zhenlong*

*Beijing Institute of Aeronautics and Astronautics, Beijing, China*

(Received Nov. 1984)

## Abstract

In this paper tension-tension ( $R=0.1$ ) fatigue behaviour and residual static tensile strength of unidirectional graphite/epoxy composite were studied by using GB 3354—82 specimens of straight-sided type with long gage length (GB—National Standard, China). The S—N curve and fatigue limit were obtained by means of test method in group and the staircase method. The number of stress cycles, at which the machine stops or the load drops due to the damage or crack occurring in the specimen, is taken as the life of the specimen at that stress level. The S—N curve is a straight line and tends to horizon near the fatigue limit. The fatigue limit is  $0.325\sigma_b$ . The failure of specimens resulted from the development of the longitudinal cracks. The appearance of longitudinal cracks is apparently due to shear fractures. The shear fractures show that the fatigue behavior obtained bears a close relation with the properties of matrix and interface. The load-carrying capacity of fibers has not been fully utilized, so the S—N curve and fatigue limit obtained correspond to the lower limit of the tension-tension fatigue behaviour of graphite/epoxy unidirectional composite. The specimens with longitudinal cracks were also tested for residual static tensile strength which was found to be

• VI •