

纤维增强复合材料的破坏机理

洗杏娟

(中国科学院力学研究所)

关键词 复合材料; 增强纤维; 破坏机理; 损伤; 疲劳

纤维增强复合材料本身是一个非均匀各向异性力学结构, 复合材料的研制、设计和使用时都与力学密切相关。复合材料的破坏机理比金属材料复杂, 不同组分的构成使其在加工中存在和使用中带来的缺陷比金属多, 它的破坏机理与纤维、基体组分的性能, 粘结强度, 纤维铺设方向和顺序, 工作条件等有关。需要采用有效的试验和分析方法, 研究复合材料在不同载荷条件下, 不同铺层不同缺口情况损伤的扩展, 裂纹增长规律, 微结构断裂模型, 评定复合材料的破坏, 弄清它的破坏机理, 为研制与设计新型复合材料提供依据。这对充分发挥其轻质高强的优越性, 保证使用的安全可靠是很有意义的。

本文以笔者近年来研究碳/环氧在静态和疲劳条件下损伤破坏的结果为主, 结合当前有关研究的发展, 概述复合材料的损伤扩展, 缺口影响, 疲劳损伤累积, 破坏的评定及破坏机理等问题。复合材料及其构件的破坏一般不象金属形成宏观裂纹失稳扩展而断裂, 而有其自身复杂的损伤扩展途径和特殊的破坏机理。复合材料往往由无机或有机的脆性材料组成, 通过基体开裂、界面脱胶、分层及纤维断裂等多种形式的扩展导致破坏。一般是脆性破坏, 损伤区尺度大、又非塑性。针对复合材料特点, 70年代末 H. W. Bergmann, K. L. Reifsnider 等人^[1]提出了研究复合材料的损伤力学和机理的命题和设想, 引起国内外有关学者注意。由于复合材料多相内在表征的复杂, 1979年以来我们着重采用声发射, 红外热像及显微观测等手段监测不同铺层复合材料的各类损伤, 研究其产生与发展及对力学性能、疲劳寿命的影响, 得出了有意义的结果。同时, 在实验研究基础上, 进行横向裂纹等预测的计算分析及评定破坏的研究。

I. 复合材料微结构损伤扩展与声发射表征量及应力水平的对应关系

我们对多种不同铺层 (0° , $\pm 45^\circ$, $0^\circ/90^\circ$, $30^\circ/60^\circ$ 和碳布等) 碳/环氧复合材料采用显微观测和声发射技术, 研究其拉伸损伤破坏^[6], 一般具有以下特点: ①开始阶段, 约在 20% 应力水平前, 从显微观测和反映材料损伤应变能量释放的声发射 (AE) 信号没有显现出损伤; ②载荷增至一定应力水平 (一般在 30%—40% 极限强度 σ_{ult} , 不同铺层有所差异), 反映基体开裂的低能量信号开始出现 (图 1)。显微观察到的沿纤维方向的裂纹是材料的初始损伤。由于纤维强度比基体和界面粘结强度大得多, 所以基本受拉一般呈剪切破坏。图 2 是 60° 层的图像, 树脂呈锯齿倾斜的方向与铺层、受力方向有关。对 $\pm 45^\circ$, $30^\circ/60^\circ$ 试件,

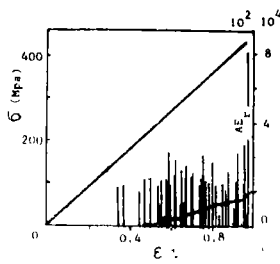


图1 0°/90°试件的 σ - ε 及AE- ε 关系

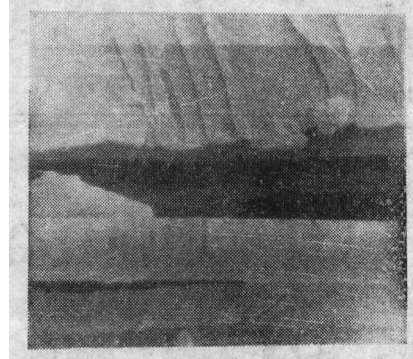


图2 60°层基体界面破坏SEM图(1000x)

此损伤发生在应力应变关系曲线的拐点处；③载荷继续增大，约在60%的应力水平时声发射的突发信号出现并加密，基体沿界面方向开裂并不断扩展，基体与纤维间出现脱胶，双向铺层试件由于单层片及不同铺层压成的层的各向异性在边缘的层间效应而引起明显的分层；少量较弱的纤维断裂或裂纹增多并扩大到一定程度，高应力引起附近纤维破断，应力重新分布，出现大的能量释放的AE信号，损伤区扩大；④载荷到80%应力水平后，AE信号达最大值，累积值迅速增大，双向斜交铺层试件每层分离，剪切破坏，其它铺层试件破断，界面粘结强度高的0°试件，有少数纤维拔出（图3）。



图3 0°试件纤维拔出

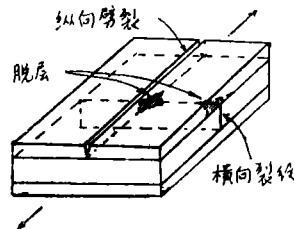


图4 0°/90°试件损伤型式

除了 $\pm 45^\circ$ 、 $30^\circ/60^\circ$ 两种铺层的应力应变关系是非线性外，其它都是线性关系呈脆性破坏，尽管损伤区很大，但不呈塑性。不同铺层的声发射能量释放图像各异。

以0°/90°正交铺层试件为例（图4），实测在40% σ_{u1t} 时声发射信号开始出现，90°层垂直于载荷方向基体横向裂纹出现，损伤开始，载荷达60% σ_{u1t} 时，AE突发信号出现，由于横向开裂应力集中的影响，0°层内纵向裂缝出现，0°层与90°层界面的粘结失效，以后相隔5% σ_{u1t} 出现一次大的AE信号，带缺陷的纤维相继断裂，直至最后破断。以裂纹扩展的应变能释放率 G 达到材料的相应临界值作为判据^[7]：

$$(\sqrt{C_e} \varepsilon_0 + \sqrt{C_T} \Delta T)^2 t = G_c \quad (1)$$

ε_0 为机械载荷引起的远场应变， ΔT 为固化温度与工作温度之差， t 为单层厚度， C_e 与 C_T 分别为机械载荷与温度载荷下某一指定裂纹的能量释放率系数函数。在材料、铺层、载荷、开

裂形式等因素确定时，它们只是裂纹尺寸的函数。用有限元分析方法并用双节点技术模拟开裂过程同时计算每步开裂的能量释放率即可得出。材料常数 G 。根据单向板的横向强度等算得。由此算出 $[0^\circ/90^\circ]$ 层板在单向受拉时产生第一横向裂纹的载荷（以远场应变表示）为

$$\epsilon_0 = 0.4796 \times 10^{-2} = 49\% \epsilon_{u1t} \text{ (极限应变)}$$

上式与在 $40\% \epsilon_{u1t}$ 出现横向开裂的声发射实验结果符合良好。

沿层板厚度方向 90° 层或斜角铺层中某一层出现的横向裂纹，是一薄弱环节，它也可称为开裂源，而且有其扩展的特征。从沿厚度方向的侧向断面形貌，观察到横向裂纹先在某薄弱层内产生，扩展方向所成的角度一般与该层纤维铺设方向相近。横向裂纹在一层内扩展到层间，宏观界面阻止裂纹沿原方向扩展。载荷继续增加时，裂纹沿界面扩展，引起分层，而



图5 $0^\circ/90^\circ$ 试件 90° 层内横向裂纹 图6 $30^\circ/60^\circ$ 试件层内横向裂纹 图7 $\pm 45^\circ$ 试件层内横向裂纹扩展

且在另一层又沿纤维铺设方向扩展。图5为 90° 层的横向裂纹；图6为 $30^\circ/60^\circ$ 层板不同层的横向裂缝扩展；图7为 $\pm 45^\circ$ 的层内裂纹扩展。

II. 带缺口碳/环氧复合材料的损伤及破坏模型

为了考察带穿透缺陷层板的损伤破坏及实际应用的开口情况，研究了 $0^\circ, \pm 45^\circ, 0^\circ/90^\circ$ 三种典型铺层带边缺口及中心圆孔的碳/环氧层板的裂纹损伤扩展及其对力学性能的影响。三种铺层层板的初始损伤比无缺口试件产生在静态拉伸时较低的应力水平（约 $20\% \sigma_{u1t}$ ），在拉-拉疲劳时在不高的周数下缺口张开，缺口顶端和孔周开始出现裂缝并沿弱的界面扩展。

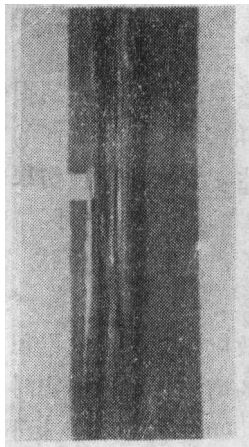


图8 0° 试件缺口附近裂纹扩展

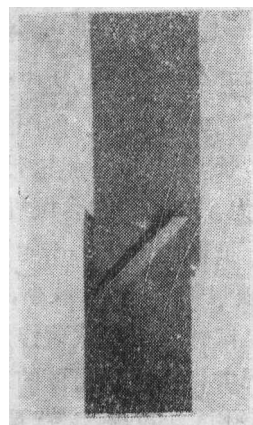


图9 $\pm 45^\circ$ 试件裂纹扩展及分层

0° 和 ±45° 铺层直缺口顶端裂纹都是在基体内沿纤维铺层方向扩展（0° 铺层沿 0° 扩展，±45° 铺层沿 ±45° 扩展），而不是沿缺口长度方向扩展（图 8，图 9），明显呈非共线扩展。这是由于纤维断裂前在基体中的应变能，增加了基体的塑性流动，从而提高了断裂功，纤维起到阻止裂纹扩展的作用。碳纤维增强使缺口附近的应力强度降低。因此，这种初始损伤不影响继续承载和疲劳寿命。随着载荷的增大或循环周数增多，缺口顶端的裂纹长度及宽度沿弱的界面方向逐渐增大，附近区域裂纹的密度增加。缺口顶端的裂纹很大程度上取决于该处剪切强度的大小，适当地提高界面的粘结强度，选取大的剪切强度，将有利于延缓裂纹的扩展。0° 铺层的损伤区从缺口顶端逐渐向试件两端和宽度方向扩大，最后纵向开裂破坏。±45° 铺层试件同受剪切，裂纹沿宽度通过试件，逐层依次沿 ±45° 剪开，试件失效。在疲劳拉伸条件下的特点是：顶端裂纹因循环持续加载而延伸更长，应力集中释放更多，边界分层更有效地减小裂纹顶端的应力集中。对 0°/90° 试件，缺口顶端裂纹先从 90° 层横向扩展，载荷和循环数加大，纵向裂纹出现，静态破坏沿缺口横断，断口较齐。在疲劳下随着循环应力水平的降低，断口参差不齐的程度增加。

以红外热像技术监测碳/环氧复合材料在损伤过程中的能量释放热积聚引起的温升和温度分布，研究其损伤区的扩展和尺度，热像图上不同的亮度等级或不同颜色层次表示层板不同部位的温度值，从而反映了损伤程度。图 10 为 0°/90° 试件的黑白热像图，高温区在缺口附近，是损伤集中区。最大温升 ΔT_{max} 为 1.7°C，介于 0° 和 ±45° 试件之中（0° 的 ΔT_{max} 为 1.9°C，±45° 的 ΔT_{max} 为 0.92°C），温度场最大温差 δ 的大小也是依次为 1.53°C（0°），1.38°C（0°/90°）和 0.78°C（±45°）。

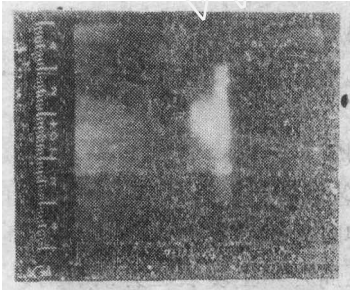


图10 0°/90°带缺口试件的损伤区
(红外热像黑白图)

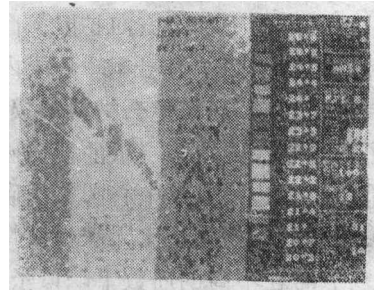


图11 ±45°试件静拉下的损伤
(红外热象彩色图片)

带中心圆孔的试件，孔边应力集中，用云纹法和红外热像法均可观察到损伤自孔周开始逐渐沿纤维界面方向扩展。如图 11 为带 $\phi 6.2$ mm 中心圆孔的 ±45° 铺层试件的彩色热像图，承载后圆孔拉长，45° 中心斜窄带为高温区，温升 ΔT_{max} 达 4.3°C，是损伤集中区；损伤扩展区 ΔT_{max} 为 3.3°C；包含圆孔的 45° 温升带 ΔT_{max} 约 1°C，为次损伤区。带中心圆孔的损伤区最大，损伤最严重，热能释放多，温升最高为 4.3°C；带边缺口的次之， ΔT_{max} 为 0.92°C；无缺口的 ΔT_{max} 最小，为 0.84°C。

碳/环氧试件在交变载荷作用下，由于粘弹性的迟滞效应和疲劳损伤累积，温升值和范围比静态情况大得多，损伤区的尺度也大。随着循环周数的增加，热像图实时记录了损伤扩展。±45° 带孔试件拉-拉疲劳下受剪切，循环周数 N 达 3000 次时，在孔上下孔径范围沿 45° 斜包络区纤维间基体开裂，孔周最大温升为 1.86°C； N 达 7000 次时（图 12），45° 剪切

带-损伤源沿试件长加宽 (ΔT_{max} 达 4.3°C), 而且沿 -45° 方向一边扩展, 试件脱胶, 高温损伤区从细条和斑点扩展为沿 $\pm 45^{\circ}$ 孔径宽的损伤带, 是层间剪应力引起的分层所致; 次损伤区的温升为 3.5°C ; 第三层次为损伤扩展的热影响区, 界面基体开裂而扩大, 温升为 2°C ;



图12 $\pm 45^{\circ}$ 带孔试件疲劳下的损伤 (N=7000) (热像彩色图)

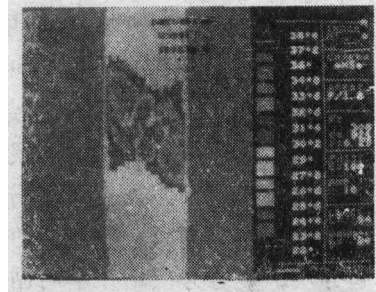


图13 $\pm 45^{\circ}$ 带孔试件疲劳下损伤破坏 (热像彩色图)

破坏前各类损伤累积, 最大温升达 12.4°C , 相当于静态情况的 3 倍, 试件沿孔边 $\pm 45^{\circ}$ 方向拉断 (图13)。这些结果如能进一步建立计算模型, 用有限元方法计算热生成区及损伤区, 与实验作比较, 将可能得出一般情况下的预测值。

碳纤维增强环氧复合材料层板缺口的存在, 基本上不影响其余部分材料的强度, 拉伸载荷由除去缺口部分试件的净截面承担, 缺口试件的强度值接近于去掉缺口部分的净截面积的强度值 σ'_{ult} , 缺口顶端裂缝的出现不会很快导致材料的破坏, 缺口试件的强度值可由无缺口材料的 σ_{ult} 值估定, 由[8,9]的实测结果, 这三种铺层碳/环氧层板的 σ'_{ult} 与 σ_{ult} 相比, 偏差小于 7%。 $0^{\circ}/90^{\circ}$ 相差最小, 0° 铺层有所降低, 这是碳/环氧层间剪切强度低, 缺口顶端裂缝沿纤维方向扩展减小了应力集中影响的结果。

III. 碳纤维增强环氧复合材料疲劳损伤破坏

同传统材料的相比, 复合材料的疲劳机理具有很大的特点。一是它的损伤破坏型式复杂, 不象金属疲劳裂纹出现扩展而破坏, 复合材料疲劳损伤包括基体开裂、界面脱胶、分层、局部纤维断裂等多种型式, 损伤累积过程长, 因而没有金属材料的疲劳门槛值; 一是复合材料的疲劳性能及破坏与材料组分体系、纤维排列方向、铺层顺序、界面粘结强度、应力状态及环境条件等因素有关。而碳/环氧复合材料具有比金属良好的比疲劳强度, 应用于承受交变载荷的构件日益增多, 如叶片、轮毂、弹簧、运动器具等, 因此近10年来愈来愈重视复合材料疲劳的研究, 1985年举行的第5届国际复合材料学术会议论文中就占11%(上届为8%)。

我们研究了 0° , $\pm 45^{\circ}$ 和 $0^{\circ}/90^{\circ}$ 三种典型铺层无缺口、带边缺口及中心圆孔试件的疲劳

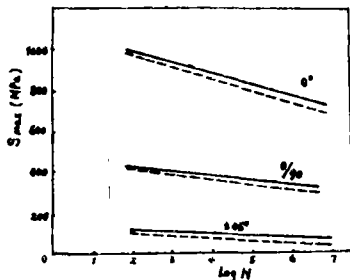


图14 碳/环氧 0° , $\pm 45^{\circ}$, $0^{\circ}/90^{\circ}$ 试件 S-N 曲线

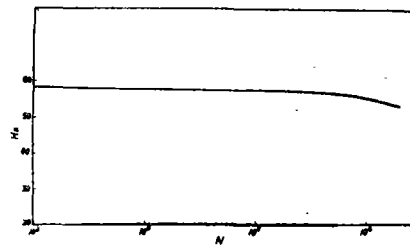


图15 碳/环氧试件疲劳下的频率(刚度)下降

性能及损伤破坏。从40—90% σ_{u1} 应力水平间选取多个最大循环应力 S_{max} 进行拉-拉疲劳试验，它们的循环应力 S 与循环周数 N 的关系在半对数坐标上呈线性（图14），不象金属材料有明显的疲劳极限，一般根据实际使用要求取循环周数 10^6 至 10^7 所对应的最大循环应力 S_{max} 作为条件疲劳极限。这三种铺层碳/环氧试件的疲劳极限在50—60%之间， 0° 铺层的 S_{max} 较高，比金属的（28—40%）和玻璃钢的（~35%）好，它的比疲劳强度（ S_{max}/ρ ）更好。它的剩余强度 S_r 也很高，一般经受 10^7 循环后剩余强度 $\geq 60\%$ 。

试件承受一定循环载荷后，由于碳纤维的变形比环氧基体的变形小得多，这种变形不一致引起基体裂纹的出现。此类初始损伤不影响它的疲劳寿命，还能经受几十万次的循环载荷。这是与金属不相同的又一特点。随着循环数增加，界面脱胶。当裂纹扩展时，层间应力增加，引起分层，疲劳分层增长率与循环应力水平成正比。当疲劳局部损伤累积到一定程度时，模量和频率随循环数的增大而下降（图15），刚度损失是评定疲劳损伤的尺度。Beaumont^[10]给出了损伤函数 dD/dN 与模量变化（从 $E_0 \rightarrow E$ ）及弹性应变能的关系。由实验测出疲劳过程中一定循环数 N 时模量的下降，就可以确定

$$\frac{dD}{dN} = -\frac{1}{C} \left[\frac{1}{E_0} \frac{dE}{dN} \right] \quad (2)$$

临界损伤值 D_f 由当时损伤裂纹扩展时的 D 来确定。以此作为疲劳破坏准则。由损伤函数的积分即得到疲劳寿命并可算出剩余强度损伤容限，与实验结果接近。Wong^[11]把在常幅值循环载荷下的能量释放增长率方程推广到复幅值循环载荷下累积分层增长率，在拉伸疲劳下，实验与计算结果一致。

疲劳损伤破坏与静态不同的特点，是沿试件厚度分层破坏最为明显，而且由于损伤累积过程长，试件往往呈现轻微的疏松状。碳/环氧层板疲劳在损伤相当严重时仍能承受循环载

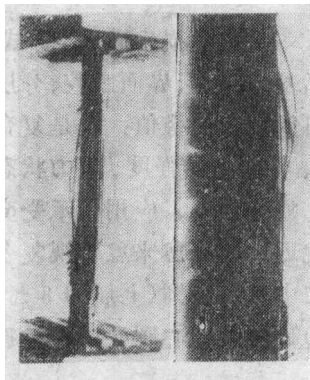


图16 $0^\circ/90^\circ$ 试件在拉-拉疲劳下的破坏形貌

荷（图16），具有很好的损伤容限。采用声发射和红外热像测试方法，可监测碳/环氧层板的疲劳损伤破坏，可能预测疲劳寿命。声发射（AE）增量信号，在基体开裂时是微弱的，界面脱胶时稍有增大，直至分层明显，AE信号幅值显著增强，累积值突然增大。以 $\pm 45^\circ$ 试件为例，如图17所示，当分层逐层扩展时，累积值增长突然加快，此后仍承受一段循环载荷后才完全破坏。此AE累积曲线与红外热像方法测得疲劳损伤过程的温升曲线（图18）相似，它同样描绘了试件损伤严重。如果曲线斜率突然增大，就预告破坏将会发生，而在此以前则为安全使用疲劳寿命。

碳/环氧损伤过程中的温升一般分为三个阶段：起始损伤少量生热阶段；保持一定温升的平稳阶段；损伤累积严重，热能大量释放，温升突然增大阶段。 0° 铺层与 $0^\circ/90^\circ$ 铺层试件，温升从平稳到突然增大，都有明显的转折。 $\pm 45^\circ$ 试件的温升曲线持续上升，但仍有三个温度梯度（ dT/dN ），最后阶段仍可辨认。

声发射与红外热像两种无损检测新技术所测结果的符合，更说明它们是评定复合材料破坏的有效方法。它们的特点是实时地、连续地检测试验破坏的全过程，有客观的图像和数字

结果。为了深入全面研究复合材料的损伤累积规律及评定它的破坏,还可进一步采用其它可靠的定量的测试手段,如检测内部缺陷的增强X光照相和超声C扫描技术;测量微小变形和使缺陷定量定位的激光全息与散斑技术;可测量裂纹深度和纤维排列的磁涡流测试法和微波法;

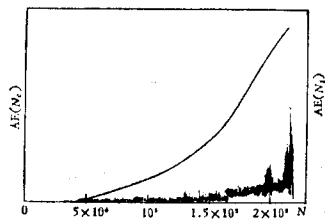


图17 ±45°试件在疲劳试验中的声发射

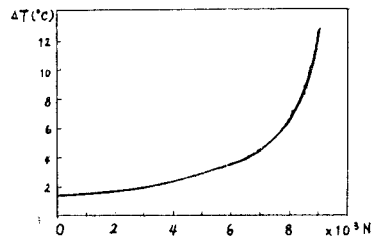


图18 ±45°带孔试件疲劳下的温升

各种细观观测手段以及立体图像分析、复印法等。根据检测的目的选用相应的测试方法。

复合材料在压缩、剪切及复合应力下的疲劳也是需要研究的课题。值得注意的是压缩疲劳引起的局部屈曲,会导致分层和进一步的损伤扩展失稳破坏,疲劳衰减和疲劳强度比拉拉疲劳低。为防止压缩疲劳出现屈曲,可采用夹板夹持试件试验段的抗屈曲装置。这是金属疲劳无需注意的问题。Owen^[12]研究了轴向和内压复合应力下的疲劳破坏与准则。

复合材料疲劳寿命预测及统计分析,是通过有限的疲劳试验,结合应力分析,建立关系,采用统计及数值方法估算疲劳寿命。Park & Kim^[13]研究复合材料疲劳寿命的统计方法以表征复合材料 S-N 曲线。可用最大概率方法估算不同应力水平下的疲劳寿命。

破坏机理的深入研究将对新型复合材料的研制、损伤破坏控制、结构设计及可靠使用起重要作用。

参 考 文 献

- 1 Reifsnider K. L., Damage in composite materials, ASTM STP 775 (1985) .
- 2 Hayashi T., Proc. ICCM-IV (1982) : 599-689.
- 3 Harrigan W. C., Proc. ICCM-V (1985) : 167-283.
- 4 李灏, 损伤力学的进展 (1982) .
- 5 沈真, 沈为等, 第3届全国复合材料会议论文集 (1984) : 305-312.
- 6 沈杏娟, 蒋灿兴, 航空学报, 5, 2 (1984) : 241-247.
- 7 Wang A. S. D., Composites Technol. Rev., 6, 2 (1984) : 45-72.
- 8 沈杏娟, 中国科学, 2 (1984) : 183-192.
- 9 Xian Xing-juan, Li He, Jiang Can-xing, Proc. ICCM-V (1985) : 211-219.
- 10 Beaumont P. W. R., et al, Proc. ICCM-IV (1982) : 693-700.
- 11 Wang A. S. D., Bucinell R. B., Proc. ICCM-V (1985) .
- 12 Owen M. J., Rice D. J., Proc. 25th ARPC (1980) : Sec. 23-E.
- 13 Park W. J., Kim R. Y., Proc. ICCM-IV (1982) : 733-740.

THE FAILURE MECHANISM ON FIBER REINFORCED COMPOSITE MATERIALS

Xian Xing-juan

(Institute of Mechanics, Academia Sinica)

Abstract

The present paper mainly describes the results of the author's recent investigation on the failure mechanism of composites, some comments on the recent development in this field are also made. The interior characterization of composite materials is very complicated, so effective methods of testing and analysis are of vital importance. In this paper, a variety of techniques (acoustic emission, infrared thermography, scanning electron microscope, etc.) were used to investigate the formation and the propagation of damage, failure behaviour and their effects on fatigue life. By experimental research above mentioned, the occurrence of transversal crack and fatigue failure can be predicted.

Keywords *Composites; reinforced fiber; failure mechanism; damage; fatigue*

核反应堆的流体弹性问题——科学研究的思想、发展和实践

提要 介绍了保加利亚引自苏联的水水动力反应堆 ВВЭР-440 型和 ВВЭР-1000 型中的流体弹性问题。计算了核反应堆结构的强度判据、疲劳判据、变形判据、稳定性判据、中子辐射判据等。表述了结构元件方程和流体方程，以及它们的各种解法。介绍了保加利亚在核反应堆方面的研究工作实践。

董务民译自：Бранков Г., Головкина А., Джупанов В.,
Теоретична и приложна механика (БАН), 14, 1
(1983): 28—49. 参 77