

复合材料断裂力学研究现状与趋势

张 双 寅

(中国科学院力学研究所)

提要 本文扼要地评述了复合材料断裂力学,重点是唯象断裂力学理论、模型与准则。讨论了各类断裂准则对复合材料的适用性。对复合材料断裂力学的发展现状与存在问题作了若干评论。最后对这一学科的发展趋势提出几点浅见。

关键词 复合材料; 断裂力学; 应力强度因子; 纤维增强复合材料; 裂纹与损伤

1. 引言

复合材料(特别是高性能复合材料)有很多优点。作为承力结构材料,它的比强度与比刚度最大。因此,在航空与航天部门需求量很大。近年来,为改进性能,增加载重,改善燃料经济性,很多民用工业如汽车,船舶,化工,电气等,也愈来愈多地采用复合材料。

在制造高速旋转机械(譬如转子或飞轮)时,比强度比刚度大的优越性表现尤为突出。因为在旋转机械设计中,强度准则为

$$\sigma_0 \leq [\sigma_0] \quad (1)$$

其中 σ_0 为周向应力, $[\sigma_0]$ 为其允许值。旋转构件中的周向应力为

$$\sigma_0 = \rho v^2 / g \quad (2)$$

其中 v 是线速度, ρ 是材料密度, g 是重力加速度。由式(1)与(2)得到

$$v^2 / g \leq [\sigma_0] / \rho \quad (3)$$

可见,旋转机械设计中是材料的比强度,而不是材料强度本身控制旋转线速度。碳/环氧复合材料在 0° 方向上的比强度为130 km,而马氏体时效钢为30 km。所以若结构尺寸一样,复合材料转子比马氏体钢的线速度提高1倍。因而美、日等工业发达国家已采用碳纤维复合材料制造铀同位素分离机转子,生产效率大幅度提高。

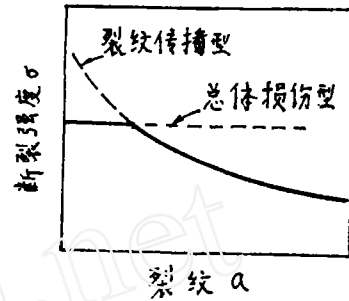
由于复合材料具有极大的发展潜力,而且其发展快慢多半取决于人们对其断裂性能的了解程度,故复合材料断裂问题受到普遍重视。从60年代末到目前的近20年间,各国科学家都投入了巨大的人力物力,发表了上千篇论文。从实验、分析到数值计算,从唯象理论到断裂物理机制,从宏观到细观进行了系统研究,提出了十多种断裂模型和断裂准则。可以毫不夸张地说,复合材料断裂力学已经发展成力学领域中最活跃的分支之一。

笔者曾在1980年对复合材料断裂力学作一粗浅综述^[1]。此后几年来又读到很多文章，大大深化了认识，感到有必要对这一课题的发展现状进一步作一个评述。本文将着重最新进展，但为完整起见也会涉及1980年以前的工作。前文已有的内容，这里不再重复。

II. 复合材料断裂力学的特点

由于影响复合材料断裂行为的因素很多，所以与金属等单一材料相比，它的断裂性能复杂得多。关于复合材料断裂的特点可简单归纳如下：

1. 两大断裂模式 根据材料内缺陷(裂纹或缺口)尺寸不同，呈现出两种不同的断裂模式^[2]。当缺陷尺寸小于某一临界值时，在应力作用下缺陷尺寸并不扩展，材料以总体损伤(general damage)模式破坏；而当缺陷尺寸大于这一临界值时，材料将以裂纹扩展(crack propagation)模式破坏。关于断裂模式与裂纹尺寸的关系如图1所示。



2. 裂纹扩展的非共线性 [1]图示了裂纹扩展的复杂现象。裂纹遇到纤维界面时，倾向于拐弯，沿界面扩展。所以除极少数层间裂纹在I型外力作用下会共线扩展外，多数裂纹是复合型的，对单层材料，它将是I-II型复合；对层合板情况，它常是I-II-III型复合在一起。

3. 多重断裂现象 金属材料的一个裂纹扩展会导致材料最终断裂。复合材料则不是这样。它的初始裂纹的出现与扩展并不意味着材料会最终破坏。随着载荷增加还会发生一系列后续开裂。关于单向纤维复合材料的多重断裂规律，[3,4]

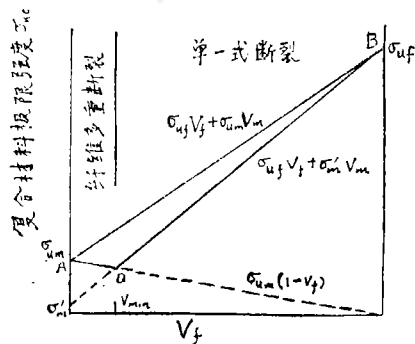


图2 复合材料强度随 V_f 的变化^[3]

中已有详尽的描述。图2是[3]给出的，当 $\epsilon_f^* < \epsilon_m^*$ 时，断裂模式依赖于 V_f 的图象。对于正交铺层情况，裂纹首先在 90° 层内出现，裂纹条数由少到多，接着出现 0° 层内顺纤维方向裂纹，最后以纤维断裂而破坏。角铺设层板的断裂过程更加复杂。首先各层中出现顺纤维方向的裂纹，同时出现层间裂纹，然后材料破坏。

4. 断裂强度的统计性特征 复合材料断裂强度的统计特性来源于纤维破坏强度的统计特性和复合材料内缺陷分配的随机性。纤维破坏强度遵循韦伯分布规律^[3]。关于复合材料断裂力学的随机理论以后还将讨论。

将讨论。

由于以上原因，导致复合材料断裂力学十分复杂。出现了五花八门的断裂理论与模型。下边将主要介绍各类宏观断裂力学模型与准则，而不深究其微观机理。

III. 线弹性断裂力学模型及其变种

复合材料断裂力学的发展，可以追溯到本世纪60年代。当时，金属断裂力学已经取得重大成就，复合材料也开始用于重要工程设计。Wu^[5]的文章就是早期研究文章之一。一开始，借用金属材料断裂力学的理论与方法来处理复合材料问题，但很快发现简单照搬金属断裂力学会出现很多矛盾的结果。于是提出了各种修正模型。

1. 临界应力强度因子(K_c)准则 尽管复合材料有明显的非均匀性,但是由于它难于处理,一般宏观断裂力学理论,只考虑其各向异性,而忽略其非均匀性的影响。

多数运用 LEFM 理论的文章都测量了材料的临界应力强度因子 K_c , 并讨论了 K_c 准则的适用性。与金属断裂力学相似, K_c 的公式为

$$K_c = \sigma_c^{\infty} \sqrt{\pi a} Y \quad (4)$$

Wu^[5] 分析了裂纹平行纤维的单向玻璃纤维增强环氧的断裂问题, 结论是对于纯拉伸(I型)与纯剪(II型)载荷, K_c 值实际上不依赖于裂纹长度。McKinney^[8] 对裂纹平行于纤维时单向石墨增强环氧板材在拉伸与剪切作用下复合型断裂问题得到了与[5]相同的结论。Owen 等^[9] 给出了短玻璃纤维毡(CSM)与玻璃布增强聚酯层板的 K_c , 但对自己设计的试件测得的 K_c 值精度提出了疑问。Phillips^[10] 测量了四种 0/90 碳/环氧材料与碳纤维增强玻璃材料的 K_c 。表 1 给出了这四种材料的特性。图 3 是这四种材料 K_c 随裂纹长度的变化。虽然分散性很大, 但总的趋势是 K_c 不随裂纹长度改变而改变。这支持了将 LEFM 用于复合材料的思想。Thorat 等^[11] 用三点弯曲法测量了玻璃纤维与碳纤维混杂后增强环氧的断裂韧性。它用了各向同性材料应

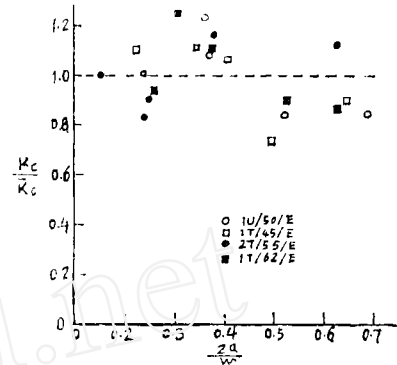


图3 临界应力强度因子与相对裂纹长度之间的关系^[10]

表 1 图 3 中的四种材料^[10]

材 料	纤 维	基 体	厚度 (mm)	V_f	σ_{yf} MNm ⁻²	E_f GNm ⁻²	ILS τ_{13} MNm ⁻²
1T/45/E	A.E.R.E.	CIBA MY750/MNA/BDMA	0.33	0.45	1270	409	67
1T/62/E	GRAFIL HM-5 (COURTAULDS)	SHELL DX210/BF3400	0.25	0.62	1950	380	78
1U/50/E	A.E.R.E.	CIBA MY750/MNA/BDHA	0.33	0.53	1270	409	23
2T/59/E	GRAFIL HT-5 (COURTAULDS)	SHELL DX210/BF3400	0.25	0.59	2300	265	90

注: 1T 为表面处理的高模纤维; 2T 为表面处理的高强纤维; 1U 为表面未处理的高模纤维。

力强度因子 K 的计算公式

$$K = \frac{ps}{Bw^{3.2}} \left[2.9 \left(\frac{a}{w} \right)^{1.2} - 4.6 \left(\frac{a}{w} \right)^{2.2} + 21.8 \left(\frac{a}{w} \right)^{5.2} - 37.6 \left(\frac{a}{w} \right)^{7.2} + 38.7 \left(\frac{a}{w} \right)^{9.2} \right] \quad (5)$$

其中 a 为切口长度, w 为试件宽度。将此结果与能量释放率的结果进行对比, 表明前者比后者大些。

应该强调指出, 式(4)中的修正因子 Y 对复合材料来说不同于各向同性材料的值。对于

后者, Y 只依赖于载荷型式与试件形状; 而对于前者还依赖于各向异性常数。所以式 (5) 只是近似公式。Mandell 等 [12] 使用杂交有限元法对不同裂纹尺寸、不同各向异性材料试件的应力强度因子 K 进行了计算标定, 检查了几何尺寸与各向异性对 K 标定参数 Y 的影响, 指出

$$K_{\text{I}} = \sigma \sqrt{a} Y(a/w, A_{ij}, \alpha) \quad (6)$$

其中 A_{ij} 是各向异性常数。由于不同材料 A_{ij} 是千变万化的, 所以不可能象各向同性材料那样给出各类试件的 Y 的表达式。图 4 与图 5 分别是双边缺口与单边缺口碳/环氧材料的计算

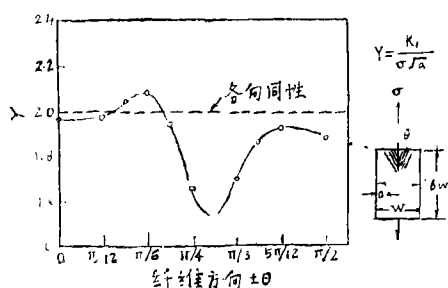


图4 修正因子 Y 随纤维角度 θ 的变化 [12]
双边缺口试件

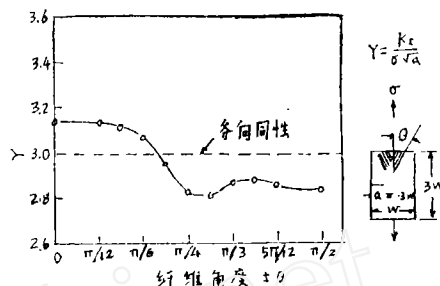


图5 纤维方向对修正因子 Y 的影响 [12]
单边缺口试件

曲线。由曲线可以看出, 各向同性材料的 Y 值与各向异性的值偏差值最大约为 20%。此外 [12] 还给出了正交铺层材料, 双边缺口试件的 Y 的表达式

$$Y = 2.1625 - 0.1140 \left(\frac{2a}{w} \right) - 1.3453 \left(\frac{2a}{w} \right)^2 + 3.427 \left(\frac{2a}{w} \right)^3 \quad (7)$$

由 [13] 与 [14], 可以写出直线型各向异性材料复合型应力强度因子 K_{I} 及 K_{II} 和裂纹近场位移 U , 与 U_0 之间的关系式:

$$U_1 = K_{\text{I}} \sqrt{\frac{2r}{\pi}} \operatorname{Rc} \left[\frac{1}{\mu_1 - \mu_2} \left(\mu_1 p_2 \sqrt{\cos \theta} + \mu_2 \sin \theta + \mu_2 p_1 \sqrt{\cos \theta} + \mu_1 \sin \theta \right) \right] + K_{\text{II}} \sqrt{\frac{2r}{\pi}} \operatorname{Rc} \left[-\frac{1}{\mu_1 - \mu_2} \left(p_2 \sqrt{\cos \theta} + \mu_2 \sin \theta + p_1 \sqrt{\cos \theta} + \mu_1 \sin \theta \right) \right] \quad (8)$$

$$U_0 = K_{\text{I}} \sqrt{\frac{2r}{\pi}} \operatorname{Rc} \left[\frac{1}{\mu_1 - \mu_2} \left(\mu_1 q_2 \sqrt{\cos \theta} + \mu_2 \sin \theta + \mu_2 q_1 \sqrt{\cos \theta} + \mu_1 \sin \theta \right) \right] + K_{\text{II}} \sqrt{\frac{2r}{\pi}} \operatorname{Rc} \left[-\frac{1}{\mu_1 - \mu_2} \left(q_2 \sqrt{\cos \theta} + \mu_2 \sin \theta + q_1 \sqrt{\cos \theta} + \mu_1 \sin \theta \right) \right] \quad (9)$$

其中 μ_1 与 μ_2 为方程 (10) 的两个不等复根, 它们总是成对出现, 例如 $\mu_1, \bar{\mu}_1$ 与 $\mu_2, \bar{\mu}_2$ 。

$$a_{11}\mu^4 - 2a_{16}\mu^3 + (2a_{12} + a_{66})\mu^2 - 2a_{26}\mu + a_{22} = 0 \quad (10)$$

p_i 与 q_i 由下二式决定:

$$p_i = a_{11}\mu_i^2 + a_{12} - a_{16}\mu_i \quad (11)$$

$$q_i = a_{12}\mu_i + (a_{22}/\mu_i) - a_{26} \quad (12)$$

其中 a_i 为材料的柔度系数。[14]用有限元方法,并利用式(8)到式(12)计算了CSM玻璃层间剪切复合型应力强度因子 K_I 与 K_{II} 。

Sun^[15]用紧凑拉伸试件测量了玻璃/环氧与石墨/环氧的断裂韧度,给出了紧凑拉伸试件应力强度因子的公式

$$K_Q = \frac{p_Q}{B\sqrt{w}} f\left(\frac{a}{w}\right) \quad (13)$$

$$\text{其中 } f\left(\frac{a}{w}\right) = \left[\left(2 + \frac{a}{w}\right) \left(0.886 + 4.64\frac{a}{w} - 13.2\left(\frac{a}{w}\right)^2 + 14.72\left(\frac{a}{w}\right)^3 - 5.6\left(\frac{a}{w}\right)^4 \right) \right]^{1/2} \left(1 - \frac{a}{w}\right)^{3.2} \quad (14)$$

文中还指出,由于 45° 与 $\pm 45^\circ$ 铺层试件的裂纹扩展不是共线的,不能直接由上式计算,而是

$$K_Q(45) = K_Q(0) \left[\frac{\bar{E}(45)}{\bar{E}(0)} \right]^{-1/2} \quad (15)$$

$$\text{其中 } \bar{E} = \left(\frac{b_{11}b_{22}}{2} \right)^{-1/2} \left[\left(\frac{b_{22}}{b_{11}} \right)^{1/2} + \frac{2b_{12} + b_{66}}{2b_{11}} \right]^{-1/2} \quad (16)$$

以上简要介绍了LEFM的 K_c 准则在复合材料断裂中的应用概况,这方面的文章还很多,例如[6,7]。这些文章多数也论及能量释放率 G_c 准则。关于这个准则将在后边讨论。

2. 对 K_c 准则的几种修正 由于经典 K_c 准则很难符合复合材料断裂力学的需要,对它提出如下修正模型。

①WEK 准则 能量集中区模型,是Waddoups等^[16]提出的,[1]中已有介绍,应补充的是,当裂纹长度 $c=0$ 时,

$$\sigma_0 = \frac{K_{Ic}}{\sqrt{\pi a}} \quad (17)$$

$$\text{或 } \frac{\sigma_c}{\sigma_0} = \sqrt{\frac{a}{c+a}} \quad (18)$$

当有圆孔存在时,

$$\frac{\sigma_c}{\sigma_0} = 1 / f\left(\frac{a}{R}\right) \quad (19)$$

其中 R 为圆孔半径。Tirosh^[17]用LEFM研究复合材料断裂时亦提出与WEK准则相似的模型。

②Irwin 塑性修正模型 Owen与Bishop^[18]运用Irwin裂纹顶端塑性区修正因子的概念,研究了CSM和玻璃布增强聚酯层板的断裂,得到 K_c 值与裂纹长度无关的结论。Holdworth等^[19]处理了有不同直径圆孔与切口的CSM与玻璃布增强聚酯材料层板与盒形梁的断裂问题。对中心切口试件用下式计算 K_I :

$$K_I = \sigma(w \tan(\pi a/w))^{1.2} \quad (20)$$

Irwin 裂纹顶端修正因子

$$\gamma_y = \frac{1}{2\pi} \left(\frac{K}{\sigma_{ys}} \right)^2 \quad (21)$$

有效裂纹长度为

$$a_e = a + \gamma_n \quad (22)$$

利用以上三式进行迭代运算, 算出 K_I 与 γ_n 值。对于有孔的情况, 他们采用 Bowic^[20] 的应力分布解, 给出如下公式:

$$K_c = \sigma_c \sqrt{\pi p f(p/r)} \quad (23)$$

式中 γ 为圆孔半径, p 为孔边等效裂纹长度。当圆孔半径 r 等于 0 时,

$$K_c = \sigma_f \sqrt{\pi p} \quad (24)$$

③ ML 模型 Mar 和 Lin^[21,22] 提出, 裂纹顶端的应力奇性不是 $r^{-1.2}$ 阶, 而如下式决定:

$$\sigma_c = H_c (2a_c)^{-m} \quad (25)$$

其中 m 不等于 1/2。根据硼/铝复合材料实验结果, 指出 $m = 0.3$ 。于是,

$$\sigma_f / \sigma_0 = 0.33 (2a_c)^{-0.3} \quad (26)$$

可见式 (25) 中 H_c 量纲不再是应力强度因子的量纲, 可以称其为广义应力强度参数。Caprino^[23] 提出与 ML 模型相似的模型, 无切口材料的断裂强度可由下式预测:

$$\sigma_0 = K_{I_c} (\pi L_0)^{-m} \quad (27)$$

有切口与无切口材料强度之比为

$$\sigma_c / \sigma_0 = (L_0 / L)^m \quad (28)$$

其中 L_0 与 L 分别为固有缺陷长度与人工切口长度。此试验表明, 小切口时 WN 准则(请看下节)符合较好, 而大切口时本准则符合不错。[24]用此模型分析了碳纤维复合材料 (CFRP) 受冲击后的剩余强度。认为冲击损伤等价于人工切口, 损伤尺寸与冲击能之间关系为

$$L = KU^\alpha \quad (29)$$

由式 (28),

$$\sigma_c / \sigma_0 = (U_0 / U)^\alpha \quad (30)$$

其中 $\alpha = mn$ 。当 $L = L_0$ 时

$$L_0 = KU_0^\alpha \quad (31)$$

即 U_0 为使材料产生损伤 L_0 的冲击能, 也就是材料能够承受而不产生损伤的最大冲击能。

④增强材料几何的影响 Harel^[25] 强调了增强材料几何形状对 K_c 的影响。他用柔度法测定了 E 玻璃/环氧的 K_c , 指出为正确预测材料的断裂韧度, K 表达式中必须包括增强材料的几何参数, 即

$$K = f(\sigma, c, g) \quad (32)$$

其中 g 代表几何参数。但他没给出显式表达式。

3. 临界能量释放率 G_c 准则 LEFM 给出如下计算公式^[26]:

$$G_I = \frac{p^2}{2B} \frac{dc}{da} \quad (33)$$

其中 c 是试件柔度, $c = \Delta/p$ 。测定能量释放率的方法是大家熟知的“柔度标定法”。很多人用双悬臂梁 (DCB) 试件测量 I 型层间裂纹断裂韧度^[10,27,28]。Beaumont 与 Phillips^[29] 用 LEFM 和断裂功两种方法测量了随机玻璃短纤维增强聚酯的 G_c , 带缺口试件在拉伸下的 G_c 依赖于裂纹长度与试件厚度; 而弯曲的 G_c 却不依赖缺口长度与试件厚度。他们也发表了几种单向

纤维环氧材料的切口强度，切口垂直于纤维。结果表明，中心切口拉伸板的数据趋向于符合LEFM。[11]用三点弯曲法测量了碳与玻璃混杂后增强环氧的 G_{Ic} ，然后用[1]中式(15)计算 K_{Ic} 。将结果与式(5)的结果进行了对比。Barnby^[30]用柔度法测定了单向玻纤/环氧的断裂韧度。Rybicki等^[31]用能量释放率方法对自由边分层问题的裂纹稳态扩展进行了分析。

Kies与Bernstein^[32]用能量释放率法预测了缠绕圆柱壳表面纤维断口引起II型断裂的强度。由柔度法导出如下公式：

$$G_{II} = \frac{\sigma_c^2}{2E_{11}} \frac{A}{s} \quad (34)$$

其中 A 为断口横截面积， s 为断裂长度。这个公式对纤维缠绕圆柱壳断裂强度低的原因作了解释。

用双悬臂梁试件测能量释放率时，用楔形试样(TDCB)十分方便。[10]采用图6所示的试件，柔度对裂纹的变化率为

$$\frac{\partial c}{\partial a} = \frac{8}{Eb} \left(\frac{3a^2}{h^3} + \frac{1}{h} \right) = \frac{8m^{-1}}{Eb} \quad (35)$$

由于 m 为常数，求 G_I 的运算很方便。

Sih^[33]研究了LEFM对复合材料的适用性，首先分别通过试验测定材料的临界能量释放率和临界应力强度因子，记为 $K_{Ic}^{(1)}$ 与 $G_{Ic}^{(1)}$ ，然后利用[1]中的式(15)分别计算对应的 $G_{Ic}^{(2)}$ 与 $K_{Ic}^{(2)}$ 。对比 $K_{Ic}^{(1)}$ 与 $K_{Ic}^{(2)}$ 及 $G_{Ic}^{(1)}$ 与 $G_{Ic}^{(2)}$ 的符合程度。表2与表3是玻璃纤维与碳纤维复合材料的结果，其中的百分偏差是按下式计算的：

$$\phi = (G_{Ic}^{(2)} - G_{Ic}^{(1)}) / G_{Ic}^{(1)} \times 100 \quad (36)$$

$$\phi = (K_{Ic}^{(2)} - K_{Ic}^{(1)}) / K_{Ic}^{(1)} \times 100 \quad (37)$$

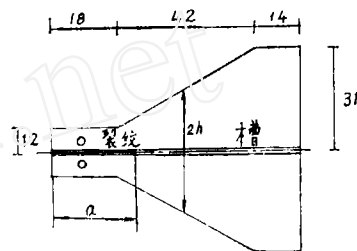


图6 楔形双悬臂梁试件^[10]
试件宽度6 mm
裂纹宽度3 mm(沿裂纹开槽)

表2 单向玻璃纤维复合材料的断裂韧度^[33]

纤维体 积含量	断裂韧度法		柔度法		百分偏差	
	$G_{Ic}^{(1)}$ (lb-in/in ²)	$K_{Ic}^{(1)}$ (lb/in ^{3/2})	$G_{Ic}^{(2)}$ (lb-in/in ²)	$K_{Ic}^{(2)}$ (lb/in ^{3/2})	G_{Ic}	K_{Ic}
0	0.75	661	0.77	674	+2.5	-2
10	4.05	1808	2.98	1533	-36	+15
20	3.63	1710	2.47	1418	-47	+17
50	2.32	1932	2.31	1932	-0.5	0
60	1.97	1950	1.81	1879	-9	+4

1) [10]对此公式分析不严格。——译者

表 3 单向碳纤维复合材料的断裂韧度^[33]

纤维体 积含量	断裂韧度法		柔度法		百分偏差	
	$G_{Ic}^{(1)}$ (lb-in/in ²)	$K_{Ic}^{(1)}$ (lb/in ^{3/2})	$G_{Ic}^{(2)}$ (lb-in/in ²)	$K_{Ic}^{(2)}$ (lb/in ^{3/2})	G_{Ic}	K_{Ic}
0	0.75	661	0.77	674	+2.5	-2
50A	1.37	1356	0.84	1064	-63	+22
50B	0.40	732	0.24	571	-67	+22

可见,当玻璃纤维含量大时,偏差较小,LEFM符合较好;当 V_f 较小时,偏差较大。碳纤维比玻璃纤维的偏差大些,所以LEFM亦符合差些。

Jinen^[34,35]提出用声发射技术决定能量释放率,并用短碳纤维增强尼龙66作了试验,Keary等^[36]对于用细长双悬臂梁试件测定I型层间裂纹断裂韧度的可靠性进行了严格的分析。用单向碳/环氧做了试验。对以下三种处理方法进行了比较。第一是J积分方法,

$$J_1 = -\frac{1}{b} \frac{\partial U}{\partial a} \Big|_{\Delta = \text{常数}} \quad (38)$$

上式适合于非线性弹性与有塑性存在的情况。有小范围屈服时,式(38)可以近似计算能量释放率。第二是柔度标定法,

$$G_1 = \frac{p^2}{2B} \frac{dc}{da} \quad (39)$$

式(39)可由式(38)导出。第三个方法是直接采用线性梁弯曲公式计算,

$$\bar{G}_1 = \frac{3}{2} \frac{p}{B} \frac{\Delta}{a} \quad (40)$$

上式是由忽略了横向剪切效应的梁弯曲公式导出的。以上三个方法,J积分法最一般,后者分析结果偏高。结果是,忽略非线性效应的分析会给出偏高的结果。

IV. 其他各类断裂准则

1. 应力型断裂准则 前边所述均假定材料有应力奇性存在,基于经典断裂力学理论与方法。这里将介绍基于有限应力值的断裂准则。

① WN 应力准则 Whitney 与 Nuismer^[37]首先提出两种应力型准则,即点应力准则和平均应力准则,也称为WN准则。点应力准则假定当材料内部距缺陷为 d_0 的点应力达到光滑材料的破坏强度 σ_0 时,材料破坏。对于有圆孔的情况

$$\frac{\sigma_N}{\sigma_0} = \frac{2}{2 + \xi_1^2 + 3\xi_1^4} \quad (41)$$

其中 $\xi_1 = R/(R + d_0)$ (42)
 R 为孔半径, d_0 为特征距离。当 R 很大时 $\sigma_N/\sigma_0 = 1/3$,与经典弹性理论的圆孔应力集中系数相同。当 R 不太大时, σ_N 大于经典解。关于裂纹的情况,

$$K_Q = \sigma_0 \sqrt{\pi c (1 - \xi_3^2)} \quad (43)$$

其中 $\xi_3 = c/(c + d_0)$ (44)

当裂纹很大时, 式 (43) 变为

$$K_Q = \sigma_c \sqrt{2\pi d_0} \quad (45)$$

平均应力准则假定当材料内部距缺陷为 a_0 的范围内平均应力达到 σ_0 时, 材料破坏。对于圆孔情况

$$\frac{\sigma_N}{\sigma_c} = \frac{2(1-\xi_2)}{(2-\xi_2^2-4\xi_2^4)} \quad (46)$$

$$\xi_2 = R/(R+a_0) \quad (47)$$

a_0 为特征尺度。关于裂纹情况

$$K_Q = \sigma_c \sqrt{\pi a_0 \xi_4} \quad (48)$$

$$\xi_4 = c/(2c+a_0) \quad (49)$$

当裂纹 c 很长时,

$$K_Q = \sigma_c \sqrt{\pi a_0}/2 \quad (50)$$

可见, 由式 (45) 与 (50) 得到 $a_0 = 4d_0$ 。

自 [37] 发表之后, 研究与应用此二准则的文章很多 [33-12]。以不同的材料或不同的载荷的试验对 WN 准则进行了检验或应用。所得结论不尽相同。有的作者批评 WN 准则的特征尺度 a_0 与 d_0 不为常数, 不能看成材料性能参数。[43] 采用了平均应力准则概念, 分析了带边缺口单向碳/环氧材料的纵向断裂的断裂行为, 提出了剪切断裂应力强度因子 $K_{I, S}$, 并由有限元结果与试验数据, 得到了剪切断裂特征尺寸。

②三参数准则 Pipes 等 [44] 提出一个三参数应力准则。当一个无穷大层板具有半径为 R 的圆孔时, 其强度为

$$\frac{\sigma_N}{\sigma_0} = 2 \left\{ 2 + f(R)^{-2} + 3f(R)^{-4} - (K_I - 3)[5f(R)^{-6} - 7f(R)^{-8}] \right\}^{-1} \quad (51)$$

其中

$$f(R) = [1 + R^{m-1} R_0^m c^{-1}] \quad (52)$$

K_I 为应力集中系数, 它是各向异性的函数:

$$K_I = 1 + \sqrt{2(\sqrt{E_y/E_x - \nu_{xy}}) + E_y/G_{xy}} \quad (53)$$

y 是载荷方向。三参数为: c 是切口敏感因子, 指数 m 和无孔材料强度 σ_0 。Pipes 等指出, 当 K_I 为常数时, 可以通过叠加原理得到缺口材料强度主曲线。方法是将代表不同圆孔缺口敏感因子 c 与指数 m 的曲线进行平移, 叠加到一条主曲线上 (与对线性粘弹性材料进行叠加得到时温等效主曲线相似)。于是由一条主曲线可以预测不同 c 与 m 值的材料切口强度。图 7 就是碳/环氧材料的主曲线与实验值的比较。

2. 能量法准则

① 能量密度准则 [1] 已对这个准则作过扼要介绍, 这里只需补充一些有关文献, 并说明 Sih [33] 假设了两种材料模型, 用这个准则处理了单向复合材料的裂纹问题。对于均匀各向异性模型, 能量密度的公式为 [45]

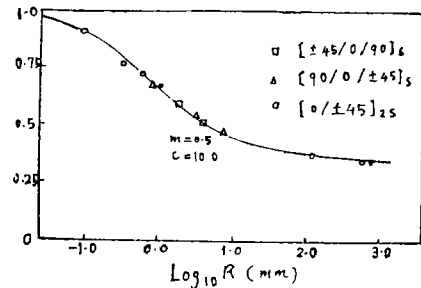


图 7 碳/环氧主曲线 [44]

$$S = A_{11}K_1^2 + 2A_{12}K_1K_2 + A_{22}K_2^2 \quad (54)$$

K_1 与 K_2 分别为 I 型与 II 型应力强度因子^[48]。对于非均匀各向同性模型，假定含有平行于纤维裂纹的基体材料夹在两块半无穷大各向异性板之间(图 8)。各向异性板的材料常数为复合材料的等效弹性常数；而含裂纹的基体材料为各向同性材料。这个模型的能量密度公式为

$$S = a_{11}K_1^2 + 2a_{12}K_1K_2 + a_{22}K_2^2 \quad (55)$$

其中

$$K_1 = \phi(1)\sigma\sqrt{\pi a} \sin^2\beta \quad (56)$$

$$K_2 = \phi(1)\sigma\sqrt{\pi a} \sin\beta \cos\beta \quad (57)$$

a_{11} , a_{12} 与 a_{22} 见[47]； $\phi(1)$ 与 $\phi(1)$ 为依赖于弹性常数和几何尺寸的函数^[48]。两种理论模型的计算曲线与试验曲线的对比绘于图 9。此外他还处理了斜角铺设层合板的穿层裂纹与层间裂纹的开裂问题^[33]。

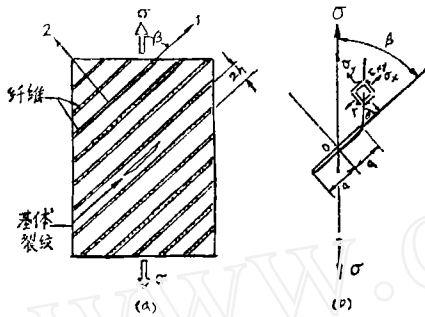


图 8 受偏轴拉伸的基体裂纹^[33]
(a) 裂纹平行纤维 (b) 理想线裂纹

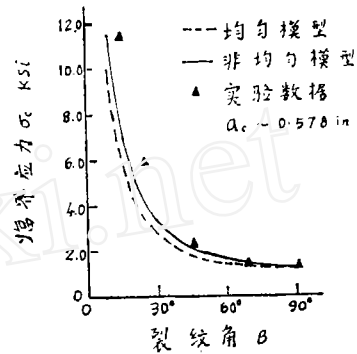


图 9 临界应力 σ_c 随 β 的变化曲线^[33]

②形变功密度准则 [49]提出如下准则：

$$\sigma_y(d_0, 0)\epsilon_y(d_0, 0) = \alpha \sigma_F \epsilon_F \quad (58)$$

其中 d_0 为特征尺度，由 J 积分方法确定；在决定 d_0 的 J 积分运算中采用了[50]中适合于金属材料的幂函数硬化公式。在与试验值比较时，为了拟合试验数据，他又引入 α 参数，并对两种不同的材料取了不同的 α 值。此外笔者认为，形变功密度还应包括 $\sigma_y \epsilon_y$ 与 $\tau_{xy} \gamma_{xy}$ 两项。

③ Gcmt^[51] 在研究高弹体复合材料断裂问题时，推导了预测搭接胶接头的断裂强度的

能量法公式。他假定加载装置所提供的能量的一半供给胶接缝开裂所消耗的能量，另外的能量用于使新开裂的部分被拉长(图10)。于是得到

$$\sigma_c^2 = 2E G_c / t \quad (59)$$

其中 E 是拉伸模量， t 为搭接件厚度。

经典线弹性断裂力学告诉我们，断裂表面能 γ 与临界应力强度因子及临界能量释放率之间的关系为

$$\gamma = K_c^2 / (2E) = G_c / 2 \quad (60)$$

但是，必须指出，对复合材料来说， E 有如下表达式：

$$\frac{1}{E} = \left(\frac{b_{11}b_{22}}{2} \right)^{\frac{1}{2}} \left[\left(\frac{b_{22}}{b_{11}} \right)^{\frac{1}{2}} + \frac{2b_{12} + b_{\theta\theta}}{2b_{11}} \right]^{\frac{1}{2}} \quad (61)$$

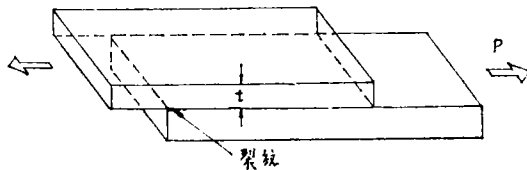


图 10 胶接接头^[51]

b_{ij} 由下列式子决定:

$$\left. \begin{aligned} b_{11} &= \frac{1}{E_1} \left[1 - \left(\frac{E_1}{E_2} \right) \nu_{12}^2 \right], & b_{22} &= \frac{1}{E_2} (1 - \nu_{23}^2) \\ b_{12} &= -\frac{\nu_{12}}{E_1} (1 + \nu_{23}), & b_{33} &= -\frac{1}{G_{12}} \end{aligned} \right\} \quad (62)$$

式 (61) 意味着 LEFM 适于复合材料。Cooper 与 Piggott^[52] 用细观力学过程对此进行了分析。[1]介绍了三种测定断裂表面能与断裂功的方法。利用测定 G_c 与 K_{Ic} 的不同途径可以间接测得表面能 γ 。由表面能 γ 预测断裂应力的公式为

$$\sigma_F = (2E\gamma/\alpha\pi a)^{1/2} \quad (63)$$

其中 α 为依赖于材料异性与裂纹几何的因子。

④ 断裂功准则 Philips^[10] 指出,从实用角度,断裂功可以用作复合材料断裂韧度的一种量度。[53]用弯曲方法测纤维增强陶瓷的断裂功,认为弯曲试验中纤维拔出长度较短,得到较小的断裂功,趋于符合 LEFM。

应该指出,断裂功与断裂表面能是两个性质相近而又区别的断裂韧度参量主要区别在于表面能 γ 表征抗裂纹初始扩展的阻力,可以记作 γ_I ; 而断裂功表征使材料完全裂成两半时所消耗能量之平均值。有时二者差别较大。例如 [54] 报道,表面处理的碳/环氧材料,当相对裂纹长度 $2a/w = 0.3$ 时, $\gamma_I = 25 \text{ kJ/m}^2$; 当 $2a/w = 0.8$ 时 $\gamma_I = 6 \text{ kJ/m}^2$; 然而断裂功 $\gamma_F = 4 \text{ kJ/m}^2$ 。

3. 应变准则 Poc 等^[55] 提出以应变为基本参数的断裂准则,称为应变准则。在研究各种比例 $0^\circ, \pm 45^\circ$ 组合的硼/铝复合材料层板的断裂韧度时发现,纤维的极限拉伸强度 ϵ_{tuf} 对材料断裂强度有支配作用。广义断裂参数 Q_c 只与 ϵ_{tuf} 有比例关系,而与 $0^\circ, \pm 45^\circ$ 铺层组合状况无关^[61]。裂纹顶端前沿的临界纤维应变与 Q_c 之间关系为

$$\epsilon_{1c} = Q_c / \sqrt{2\pi x} \quad (64)$$

x 为与裂纹顶点的距离。应力强度因子 K_Q 可以表示为

$$Q_c = K_Q \xi / E_y \quad (65)$$

$$\xi = \left(1 - \nu_{xy} \sqrt{\frac{E_x}{E_y}} \right) \left(\sqrt{\frac{E_y}{E_x}} \sin^2 \alpha + \cos^2 \alpha \right) \quad (66)$$

其中 α 为临界载荷与承载层主方向之间的夹角。当 x 等于特征尺度 d_0 时, $\epsilon_{1c} = \epsilon_{tuf}$, 则由式 (64) 得到

$$\sqrt{2\pi d_0} = Q_c / \epsilon_{tuf} \quad (67)$$

于是他结论说, Q_c / ϵ_{tuf} 对于各种铺层设计的层板,都可作为预测断裂强度的单一参数。[56] 报道了包括石墨/环氧, E 玻璃/环氧, 硼/环氧与 S 玻璃与石墨纤维混杂之后增强环氧等材料,并具有 $[0^\circ; / \pm 45^\circ; / 90^\circ]$ 多种铺层组合的层板断裂试验。结论是,断裂之前分层与 0° 层纵向撕裂程度不大时 Q_c / ϵ_{tuf} 为常数; 否则其值偏高。[57] 在使用 CTOD 准则预测带切口石墨/环氧层板的断裂强度时,使用了公式 (67) 确定的特征尺寸 d_0 。

4. Dugdale 模型与 CTOD 准则 Dugdale^[58] 在研究金属材料平面应力断裂问题时,提出一个裂纹扩展模型

$$CTOD = \frac{8\sigma_{us} a}{\pi E} \log \sec \frac{\pi\sigma}{2\sigma_{us}} \quad (68)$$

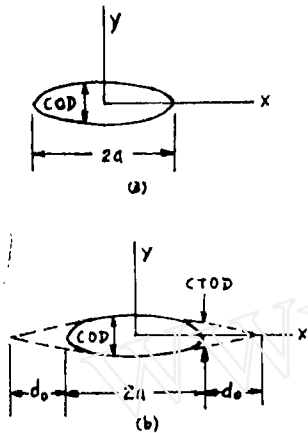
若 CTOD 达到其临界值时, 材料破坏, 则

$$\frac{Y\sigma_f}{\sigma_0} = \frac{2}{\pi} \cos^{-1} \left[\exp \left(- \frac{\pi E (CTOD)_c}{8\sigma_0 a} \right) \right] \quad (69)$$

Y 是试件形状因子, σ_f 为切口强度。

Tsai^[59] 用 Dugdale 模型研究了复合材料断裂。Awerbuch^[60] 用公式 (69) 分析了硼/钛复合材料裂纹顶端损伤与断裂韧度。

Harris 与 Morris^[57] 也采用 Dugdale 模型表征裂纹顶端损伤区, 用 $(CTOD)_c$ 作为度量具有严重损伤的复合材料的断裂韧度指标。对五种铺层状况的石墨/环氧层板进行断裂试验。测量裂纹中心的张开位移 COD, 然后换算成 CTOD (图 11):



$$CTOD = \frac{4\sigma}{E} (a + d_0) \sqrt{1 - \left(\frac{a}{a + d_0} \right)^2} \quad (70)$$

试验结果表明, 对于 $[0 \pm 45/90]_s$, $[0/\pm 45]_s$, $[0/\pm 45/90]_{1,5}$ 和 $[0/45]_{1,5}$ 层板, Dugdale 模型符合甚好; 但是对于 $[0/90]_{2,4}$ 层板, Dugdale 预测值高于实验值, 这是由于这类层板断裂之前裂纹顶端损伤较小。对这类情况, 使用 Irwin 塑性区修正的 LEFM 理论更合适。由此得到

$$(CTOD)_c = \frac{4}{\pi} \frac{K_{Ic}^2}{E\sigma_0} \quad (71)$$

图 11 COD 与 CTOD^[57] 用上式求出 $(CTOD)_c$ 后, 再由式 (69) 求断裂应力。

5. 阻力曲线法 阻力曲线法 (R-curve 法) 早已广泛用来表征金属材料的抗断裂特性^[61,62]。由于复合材料的裂纹扩展并非自相似型式, 而是形成一个损伤区。为把 R 曲线法用于复合材料, 必须引入有效裂纹长度的概念, 根据柔度匹配原则确定有效裂纹长度。具体步骤如下。首先用不同裂纹长度的试件作试验, 测 p -COD 曲线, 用曲线上的线性段计算试件柔度, 然后用最小二乘法确定柔度-裂纹长度曲线 ($c-2a/w$ 曲线)。这个函数保留到三次项就够了。已知这个函数关系就可以由柔度匹配原则来确定有损伤试件的有效裂纹长度

$$a_{eff} = a_c + \Delta a \quad (72)$$

有了有效裂纹长度 a_{eff} 就可以计算裂纹扩展阻力

$$K_R = Y\sigma\sqrt{\pi a_{eff}} \quad (73)$$

Morris 与 Hahn^[63] 用 R 曲线法表征三种铺层的石墨/环氧层板的裂纹扩展阻力, 指出, R 曲线可以对层板裂纹稳态扩展提供充分信息, 直到材料最终断裂。然而, 文章的数据表明, K_R 的最大值与裂纹扩展量都依赖于初始裂纹长度而不是常数。Gaggar 与 Broutman^[64] 研究随机纤维复合材料的裂纹扩展阻力时, 指出 R 曲线法适于分析非连续纤维增强环氧与聚酯材料的裂纹扩展问题。Ochiai 与 Peters^[65] 用 R 曲线法, WEK 准则与 WN 准则研究了石墨/环氧材料的特征尺寸是否或多大程度上依赖于试件尺寸和裂纹几何。结论是, 改变切口长度时, 最大断裂阻力明显依赖于缺口长度, K_{Rmax} 不能用来预测断裂应力,

6. 复合材料损伤力学 金属材料损伤力学的建立与发展, 很快引起复合材料工作者的注意^[66], 因为损伤的形成与发展在复合材料断裂过程中起着举足轻重的作用。近年来开始采用损伤力学方法处理复合材料断裂问题^[67,68]。

Wang等^[69]在研究复合材料疲劳时引用损伤力学概念, 提出一个损伤积累、性能蜕化、载荷参数和疲劳周次之间的函数关系。损伤参数为

$$D \equiv 1 - E/E^0 \quad (74)$$

E 与 E^0 分别为有损伤材料的杨氏模量与它的初始值。 D 与 E 是疲劳载荷、疲劳周次与环境参数的函数:

$$D = D(\sigma_{max}, N, S, \alpha, T, \dots) \quad (75)$$

$$E = E(\sigma_{max}, N, S, \alpha, T, \dots) \quad (76)$$

S 代表应力状态, α 是材料微结构参数。根据试验结果建立如下函数方程:

$$dD/dN = A(D)N^b \quad (77)$$

疲劳寿命可以由下式决定:

$$N_f = \left\{ \int_0^{D_f} \frac{B+1}{A} dD \right\}^{\frac{1}{b+1}} \quad (78)$$

A 是 D 的函数, D_f 是断裂损伤参数。

Shen 等^[70]提出复合材料的一个裂纹-损伤模型, 利用应变等效原则, 得到损伤参数的如下表达式:

$$D_{ij} = 1 - A_{ij}/A_{ij}^{P_{ij}}, \quad i, j = 1, 2, 6 \quad (79)$$

然后, 用假想裂纹代替损伤, 建立裂纹-损伤等价关系。在推导裂纹-损伤等价关系时, 采用了柔度匹配原则。等效裂纹的损伤表达式为

$$D_{ij}^{(a)} = \frac{H_{ij} a^2}{2L_1 L_2 B A_{ij}(0) + H_{ij} a^2} \quad (80)$$

等价裂纹长度为

$$a_{ij}^{(a)} = \left[\frac{2L_1 L_2 B A_{ij}(0) D_{ij}}{H_{ij}(1 - D_{ij})} \right]^{\frac{1}{2}} \quad (81)$$

其中 L_1 与 L_2 为损伤单元的长度与宽度, B 是厚度, H_{ij} 为依赖于弹性常数与纤维铺设方向的系数。[70]还导出了裂纹能量释放率 G 与损伤能量释放率 Y 之间的关系。最后用逐层叠加法计算了 $[90/45/-45/0]_{2S}$ 石墨/环氧层板的裂纹能量释放率。这里有一个问题应该指出: 如何决定损伤单元的大小? 因为 L_1 与 L_2 的大小直接关系到计算值的大小。

7. 随机断裂模型 众所周知, 复合材料断裂强度具有随机特性。Zweben^[71,72]最早用统计强度理论处理复合材料断裂问题。关于复合材料强度的“最弱链环”特征, 可以用 Weibull 统计强度理论来描述:

$$P_S = \exp \left\{ - \int_V \left(\frac{\sigma(x_i) - \sigma_u}{\sigma_0} \right)^m dv \right\} \quad (82)$$

P_S 是材料存活率, $\sigma(x_i)$ 是空间分布应力场, V 是材料体积, σ_u 是失效概率为 0 的阈值, σ_0 为标准化参数, m 是 Weibull 参数。Wu^[73]推广了统计强度理论, 提出依赖于应力梯度的极限强度的概念。在连续介质力学分析结果与依赖随机分布参数 m 的局部失效源之间建立了

联系,并对单轴应力状态下的临界尺度给出了显式表达式。Wang 等^[74]对层合板中裂纹在基体内传播问题建立了一个随机模型,模拟了在静拉伸载荷和疲劳载荷下 90° 层内横向裂纹的传播过程。

V. 关于复合材料断裂力学发展现状的几点评论

1. 以上对复合材料断裂力学的两大类 10 种断裂准则作了介绍。当然,如此分类不一定是绝对的、准确的。可以看出,20多年来,复合材料断裂力学有了长足的进展,阐明与解决了一大批问题。但是,它仍处于非常不成熟的阶段,与工程师要求相差甚远。一个断裂理论与方法对某一特定的材料体系是成功的,对另一种材料体系却不成功。用同一理论处理相似的断裂问题时,不同的人会得出相异的结论。诚然,多数断裂理论与判据都有很多实验结果作证明,但几乎所有的理论与判据都能找到不支持的实验证据。可以说,要达到象金属材料断裂力学那样的现有水平,还要走一大段路。

2. 目前,一方面仍有许多人从事复合材料断裂理论的研究,力图建立更适于复合材料的断裂准;则另一方面,不少人开始利用这些不很成熟的理论来研究各类特殊性问题。例如 Han 等^[75]用楔形宽度双悬臂梁试件(WTDCB)和柔度法研究温度对层间张开型断裂能量释放率的影响。Barcon 等^[76]用柔度法和变宽度双悬臂梁试件测量了石墨/环氧的临界能量释放率,着重探讨了高弹性填充剂对提高断裂韧度的作用。指出在基体中增加高弹剂,石墨/环氧的断裂韧度增加到原来的 8 倍,而玻璃/环氧则增加到改性前的 4 倍。Jurf 与 Pipes^[77]用

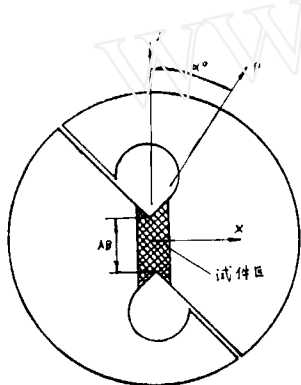


图 12 ARCAN 夹具

图 12 所示的夹具,测量了 I-II 型复合型断裂的 K_{Ic} 与 K_{IIc} 的相关关系式。Min 等^[78]采用损伤概念分析了金属基复合材料(石墨/铝)的蠕变变形。Devitt 等^[79]探讨了粘弹性效应对 I 型分层断裂韧度的影响。Wang 等^[80]分析了双悬臂梁试件的几何非线性效应。随着混杂复合材料应用的日益增加,研究混杂效应(hybrid effect)对断裂性能影响的文章愈来愈多。Marom^[81]等研究了 E 玻璃与碳混杂复合材料混杂效应,发现混杂效应对断裂能有负作用。Fischer 等^[82]也研究了玻璃与碳混杂复合材料断裂。Thorat 等^[11]用三点弯曲法测量了玻璃与碳混杂复合材料的 K_{Ic} 与 G_{Ic} ,指出混杂之后的断裂韧度比 GFRP 与 CFRP 都大很多。

表 4 混杂复合材料的 G_{Ic} 与 K_{Ic} 实验值^[11]

纤维体积比		条件失稳载荷 $p_0(5\%)$		最大失稳载荷 p_{max}		
碳	玻璃	G_{Ic} kJ/m ²	K_{Ic} MN/m ^{3/2}	G_{Ic} kJ/m ²	K_{Ic} MN/m ^{3/2}	p_{max} p_0
—	0.517	48.16	22.72	243.49	50.62	2.24
0.182	0.369	77.28	24.84	166.04	34.57	1.48
0.330	0.170	105.70	29.81	144.64	33.64	1.17
0.514	—	65.67	24.12	83.86	28.33	1.18

3. 应该强调指出,目前在测定复合材料断裂韧度时,在确定临界载荷问题上尚没有一致的意见。最常见的有两种作法:一是取试件所能承受的最大载荷为临界载荷;一是用比初始线性斜率小 2.1%(也有用 5%)的割线与 $p-\Delta$ 曲线的交点确定的条件临界载荷。这两种作法所测得的断裂韧度往往差别很大。表 4 是 [11] 用两种临界载荷得到的 K_{Ic} 与 G_{Ic} 的对比。

VI. 复合材料断裂力学发展趋势

1. 复合材料断裂与蠕变的相互作用 树脂基体复合材料的基体是粘弹性材料,凡受基体控制的变形都表现出明显的粘弹性效应。同时,复合材料的损伤与断裂过程亦明显地受粘弹性效应的影响。因此进行复合材料安全设计,进行可靠寿命估算时必须研究蠕变对断裂的影响,主要包括如下内容。

① 裂纹与损伤随时间扩展规律研究 已有少数试验证实复合材料缺口根部损伤区会随时间而扩大^[83]。关于高分子材料裂纹随时间扩展已有较充分的研究,详见 Williams^[84] 的专著第 7 章。裂纹与损伤随时间扩展规律的确定,对材料的寿命预测无疑是非常重要的。

② 复合材料蠕变破坏 复合材料光滑试件在蠕变过程中,除了刚度变小柔度变大之外,还在材料内部产生损伤。这些损伤分布在材料整个体积内而非局限于少数应力集中区,它们的扩大会最后导致破坏。Suvorova^[85] 对非弹性复合材料的延迟破坏进行了研究,用遗传型蠕变理论描述了变形,认为变形由粘性与损伤两部分构成,断裂是损伤积累的结果。

③ 疲劳与断裂相互作用 研究交变载荷作用下裂纹扩展规律对材料的寿命预测也具有重要意义。[69]就是这方面文章之一。

2. 界面性能对复合材料断裂行为的影响 界面性能不仅对复合材料的刚度与强度影响很大,而且对其断裂性能与长时寿命也有很大影响。当界面强度大时,材料的刚度与强度都大;然而,界面强度大的复合材料断裂韧度却小,因为这时界面脱粘长度小,纤维拔出长度小。这说明界面条件对材料的综合性能有正反两方面的作用。在进行材料与结构设计时,适当控制界面强度对材料综合性能最佳有重要作用。过去,搞化学的人,通过对纤维进行表面处理,改善界面性能,取得了较大进展。但力学工作者在这方面却遇到了巨大困难。因为界面“层”厚度极小,界面层力学性能很难测定。不了解界面层的性能,要精确分析它对材料性能的影响是不可能的。

3. 复合材料损伤的无损检测 (NDE) 当前已有多种方法检查与监测材料损伤发生与发展。如声发射, X 射线, 红外热像技术, 云纹法, 以及超声探伤等。这些方法都有很多局限性,或者精度不高,或者定位困难。发展高精度 NDE 方法对复合材料断裂力学至关重要。目前声学显微镜, 声全息技术和 CT (X 射线分层扫描技术) 等发展很快,呼声很高,都是很有发展前途的 NDE 方法。

4. 损伤力学的发展为处理复合材料断裂问题开辟了新途径 由于复合材料裂纹很少是以理想的直线裂纹方式扩展的,而多半都伴随着大量的损伤过程(微裂纹区的扩展过程),所以用损伤参数描述断裂过程是比较贴切的。但是这里的问题是,局部损伤参数取决于局部材料常数的变化。所以损伤单元的大小对损伤参数的大小有直接影响,当前“代表单元”的大小的选定尚有很大的随意性。

本文初稿完成后,读到美国机械工程师协会 (ASME) 应用力学部提出的关于固体力学发展趋势与前景的报告,其中第 5 篇“纤维增强复合材料”^[86] 的精辟论点,很值得一读。

参 考 文 献

- 1 张双寅, 复合材料断裂力学, 力学进展, 10, 2-3 (1980): 99-112.
- 2 Beaumont P. W. R., The Mechanics of Composite Fracture and Fatigue. A Presentation to the Seminar on Composites, Sponsored by Chinese Academy of Sciences and Royal Society, UK, P. 142.
- 3 Kelly A., Strong Solids, Second edition, Clarendon Press, Oxford (1973): 157-224.
- 4 Hull D., An Introduction to Composite Materials, Cambridge University Press, Cambridge (1981): 125-142.
- 5 Wu E. M., Fracture mechanics of anisotropic plates, Composite Materials Workshop, Technomic Publishing Co. (1968): 20.
- 6 —, Strength and fracture of composites, *J. Comp. Mater.*, 5 (1971): 191.
- 7 Konish H. I., Jr., Cruse T.A., Determination of fracture strength in orthotropic graphite-epoxy laminates, ASTM-STP 580 (1975): 490-505.
- 8 McKinney J. M., Mixed-mode fracture of unidirectional graphite/epoxy composites, *J. Comp. Mater.*, 6 (1972): 164.
- 9 Owen M. J., Rose R. C., The fracture toughness and crack propagation properties of polyester resin casts and laminates, *J. Phys., D: Appl. Phys.*, 6 (1973): 42.
- 10 Phillips D. C., The fracture mechanics of carbon fibre laminates, *J. Comp. Mater.*, 8 (1974): 130-141.
- 11 Thorat H.T., Lakkad S.C., Fracture toughness of unidirectional glass/carbon hybrid composites, *ibid*, 17 (1983): 2-14.
- 12 Mandell J. F., McGarry F. J., Wang S. S., Im J., Stress intensity factors for anisotropic fracture test specimens of several geometries, *ibid*, 8 (1974): 106-116.
- 13 Wang S. S., Yan J. F., Corton H. T., A mixed-mode crack analysis of rectilinear anisotropic solids using conservation laws of elasticity, *Int. J. Frac.*, 16 (1980): 247-259.
- 14 张双寅等, CSM 玻璃钢复合型断裂有限元分析, 应用数学和力学, 7, 8 (1986): 689-702.
- 15 Sun Guofang, Fracture of fiber glass reinforced composites, *J. Comp. Mater.*, 15 (1981): 521-530.
- 16 Waddoups E.M., Eisenmann J.R., Kaminski B. E., Macroscopic fracture mechanics of advanced composite materials, *ibid*, 5 (1971): 446-454.
- 17 Tirosh J., On the tensile and compression strength of solids weakened (strengthened) by an inhomogeneity, *J. Appl. Mech.* (Sept. 1977): 449.
- 18 Owens M. J., Bishop P. T., Critical stress intensity factors applied to glass reinforced polyester resin, *J. Comp. Mater.*, 7 (1973): 146.
- 19 Holdworth A.W., Owen M.J., Macroscopic fracture mechanics of glass reinforced polyester resin laminates, *ibid*, 8 (1974): 117-129.
- 20 Bowie O. L., Analysis of an infinite plate containing radial cracks originating from the boundary of an internal circular hole, *J. Math. and Phys.*, 35 (1956): 60.
- 21 Mar J. W., Lin K. Y., Fracture mechanics correlation for tensile failure of filamentary composites with holes, *J. Aircraft*, 14 (1977): 703-704.
- 22 —, —, Fracture of boron/aluminum composites with discontinuities, *J. Comp. Mater.*, 11 (1977): 405-421.
- 23 Caprino G., On the prediction of residual strength of notched laminates, *J. Mater. Sci.*, 18 (1983): 2269-2273.
- 24 —, Residual strength prediction of impacted CFRP laminates, *J. Comp. Mater.*, 18 (1984): 508-518.
- 25 Harel H., Marom G., Fisher S., Roman I., Effect of reinforcement geometry on the intensity factor calibration in composites, *Composites*, 11 (1980): 69-78.
- 26 Irwin G.R., Kies J.A., Critical energy rate analysis of fracture strength, *Welding J.*, 33 (1954): 193s-198s.
- 27 Han K. S., Kantsky J., The interlaminar fracture energy of glass fibre reinforced polyester composites, *J. Comp. Mater.*, 15 (1981): 371-388.
- 28 Beaumont P. W. R., Phillips D. C., The fracture energy of a glass fibre composite, *J. Mater. Sci.*, 7 (1972): 682.

- 29 —, —, Tensile strength of notched composites, *J. Comp. Mater.*, **6** (1972): 32.
- 30 Barnby J. T., Spencer B., Crack propagation and compliance calibration of fibre reinforced polymers, *J. Mater. Sci.*, **11** (1976): 78—82.
- 31 Ribicki E.F., Schmuser D.W., Fox J., An energy release rate approach for stable crack growth in the free-edge delamination problem, *J. Comp. Mater.*, **11** (1977): 470—487.
- 32 Kies J. A., Bernstein H., Recent advances in glass fibre reinforced plastic rocket motors, Proc. 17th Ann. Conf. on Reinforced Plastics, Soc. of the Plastics Industry Inc., Paper 6-B (1962).
- 33 Sih G. C., Fracture mechanics of composite materials, Proc. 1st USA-USSR Symp. on Fracture of Composite Mater., Held at Riga, USSR (Sept. 4—7, 1978): 111—129.
- 34 Jinen E., Acoustic emission of single notched short carbon fibre reinforced Nylon 6 (FRTP) under constant tensile load, *Eng. Frac. Mech.*, **21** (1985): 49—62.
- 35 —, The determination of \tilde{G}_c fracture toughness values for short carbon fibre reinforced Nylon 66 (FRTP) by acoustic emission, *ibid.*, **21** (1985): 157.
- 36 Keary P. E., Ilcewicz L. B., Shaar S., Trostle J., Mode-I interlaminar fracture toughness of composites using slender double cantilever beam specimens, *J. Comp. Mater.*, **19** (1985): 154—177.
- 37 Whitney J. M., Nuismer R. J., Stress fracture criteria for laminated composites containing stress concentrations, *ibid.*, **8** (1974): 253—265.
- 38 Nuismer R. J., Whitney J. M., Uniaxial failure of composite laminates containing stress concentrations, ASTM-STP 593 (1975): 117—142.
- 39 Whitney J. M., Kim R. Y., Effect of stacking sequence on the notched strength of laminated composites, Presented at the ASTM 4th Nat. Conf. on Composite Mater.: Testing and Design, Valley Forge, PA, May 3—4, 1976.
- 40 Morris D. H., Hahn H. T., Mixed-mode fracture of graphite/epoxy composites: Fracture strength, *J. Comp. Mater.*, **11** (1977): 124.
- 41 Nuismer R. J., Lubor J. D., Applications of the average stress failure criterion: Part 1—Tension, *ibid.*, **11** (1978): 238.
- 42 —, —, Applications of the average stress failure criterion: Part 2—Compression, *ibid.*, **13** (1979): 49.
- 43 Zhang S. Y., A study on fracture mechanism of unidirectional fibrous composites, Prog. in Sci. and Eng. of Composites, T. Hayashi, K. Kawata and S. Umekawa (Eds.), ICCM-IV, Tokyo (1982): 617.
- 44 Pipes R. B., Wetherhold R. C., Gillespie J. W. Jr., Notched strength of composite materials, *J. Comp. Mater.*, **13** (1979): 148—160.
- 45 Sih G. C., Chen E. P., Huang S.L., McQuillan E.J., Material characterization on the fracture of filament-reinforced composite, *ibid.*, **9** (1975): 167.
- 46 —, Paris P. C., Erdogan F., Crack-tip stress intensity factors for plane extension and plate bending problems, *J. Appl. Mech.*, **29** (1962): 306.
- 47 —, A special theory of crack propagation, Methods of Analysis and Solutions to Crack Problems, Ed. by G. C. Sih, Noordhoff International Publishing, Leyden (1972): 21.
- 48 —, Chen E.P., Fracture analysis of unidirectional and angle-ply composites, Technical Report NADC-TR-73-1, IFSM 73-26, Inst. of Fracture and Solid Mech., Lehigh Univ. (1973).
- 49 薛克兴, 周瑾, 纤维复合材料形变功密度断裂准则, 航空学报, **3**, **4** (1982): 93.
- 50 蔡其巩, 论 Neuber 关系 $K_\sigma K_\epsilon = K_t^2$, J 积分全量理论在切口顶端塑性区应力应变场分析中的应用, 第2次北京断裂力学交流会文集 (1976): 323—332.
- 51 Gent A. N., Fracture mechanics applied to elastomeric composite, Office of Naval Research Contract, N00014-76-c-0408, Project NR. 092-555, Technic Report No. 28.
- 52 Cooper G. A., Piggott M. R., Cracking and fracture in composite, in Advance in Research on Strength and Fracture on Materials, Vol 1, ed. by D. M. R. Taplin, Pergamon Press, USA, P. 557.
- 53 Aveston J., Strength and toughness in fibre reinforced ceramics, the properties of fibre composites, National Physical Laboratory (NPL) (Nov. 1971).
- 54 Phillips D. C., Teelman A. S., The fracture toughness of fibre composites, *Composites*, **3** (1972): 216.
- 55 Poe C. C. Jr., Sova J. A., Fracture toughness of boron/aluminum laminates with various pro-

- properties of 0° and $\pm 45^\circ$ plies, NASA TP-1707 (1980).
- 56 —, A unifying strain criterion for fracture of fibrous composite laminates, *Eng. Fracture Mech.*, **17**, 2 (1983): 153—171.
 - 57 Harris C. E., Morris D. H., On the use of crack-tip-opening displacement to predict the fracture strength of notched graphite/epoxy laminates, *Exper. Mech.* (June 1985): 193—199.
 - 58 Dugdale D. S., Yielding of steels containing slits, *J. Mech. Phys. Solids*, **8** (1950): 100—108.
 - 59 Tsai S. W., Hahn H. T., Failure analysis of composite materials, in *Inelastic Behaviour of Composite Materials*, ASME AMD 13 (1975): 73—96.
 - 60 Awerbuch J., Hahn H. T., Crack-tip damage and fracture toughness of boron/titanium composite, *Exper. Mech.*, **20** (1980): 334—344.
 - 61 Fracture toughness evaluation by R-curve method, ASTM-STP 527 (1973).
 - 62 Eftis J., Jones D.L., Liebowitz H., in *Fracture Mechanics of Aircraft Structures*, H. Liebowitz Ed., AGARD-AG-176, North Atlantic Treaty Organization (1974): 32—73.
 - 63 Morris D. H., Hahn H. T., Fracture resistance characterization of graphite/epoxy composites, *Composite Materials: Testing and Design 4th Conf.*, ASTM-STP 617 (1977).
 - 64 Gaggar S., Broutman L. J., Crack growth resistance of random fiber composites, *J. Comp. Mater.*, **9** (1975): 316.
 - 65 Ochiai S., Peters P.W., Tensile fracture of centro-notched angle ply ($0^\circ/\pm 45^\circ/90^\circ$) and ($0^\circ/90^\circ$) graphite epoxy composites, *J. Mater. Sci.*, **17** (1982): 417—428.
 - 66 沈真, 损伤力学及其在复合材料中的应用, 力学进展, **15**, 2 (1985): 147.
 - 67 沈真, 王俊石, 彭之华, 沈为, 复合材料层板损伤能量释放率的实验研究, 第3届全国复合材料会议文集 (1984).
 - 68 Shen Zhen, The D criterion theory in notched composite materials, *J. Reinforced Plastics and Composites*, **212** (1983): 98—110.
 - 69 Wang S. S., Chim E. S. M., Fatigue damage and degradation in random short-fiber SMC composite, *J. Comp. Mater.*, **17** (1983): 114—131.
 - 70 Shen W., Rao B., Lee H., A crack-damage mechanics model for composite laminate, *Eng. Fracture Mech.*, **21**, 5 (1985): 1019.
 - 71 Zweben C., On the strength of notched composites, *J. Mech. Phys. Solids*, **19** (1971): 103.
 - 72 —, Fracture mechanics and composite materials: A critical analysis ASTM, Conf. on the Analysis of Testing Methods for High Modulus Fibers and Composites, San Antonio, Texas (Apr. 1972).
 - 73 Wu E. M., Failure analysis of composites with stress gradients, Proc. 1st USA-USSR Symp. on Fracture of Composite Mater., Held at Riga, USSR (Sept. 4—7, 1978): 63—76.
 - 74 Wang A. D. S., Chou P.C., Lei S. C., A stochastic model for the growth of matrix cracks in composite laminates, *J. Comp. Mater.*, **18** (1984): 239—254.
 - 75 Han K. S., Kantsky K., The interlaminar fracture energy of glass fiber reinforced polyester composites, *ibid*, **15** (1981): 371—388.
 - 76 Barcon W.D., Bitner J. L., Moulton R. J., Siebert A.R., The interlaminar fracture of organic-matrix woven reinforced composites, *Composites*, **11** (1980): 9—18.
 - 77 Jurf R. A., Pipes R. B., Interlaminar fracture of composite materials, *J. Comp. Mater.*, **16** (1982): 386—399.
 - 78 Min B. K., Crossman F. W., Analysis of creep for metal matrix composites, *ibid*, **16** (1982): 188—203.
 - 79 Devitt D. F., Schapery R. A., Bradley W. L., A method for determining the mode I delamination fracture toughness of elastic and viscoelastic composite materials, *Composites*, **11** (1980): 270—285.
 - 80 Wang S. S., Suemasu H., Zahlan N. M., Interlaminar fracture of random short-fiber SMC composite, *J. Comp. Mater.*, **18** (1984): 574—579.
 - 81 Marom G., Fischer S., Tuler F. R., Wagner H. D., Hybrid effects in composites: Conditions for positive and negative effects versus rule of mixture, *J. Mater. Sci.*, **13** (1978): 1419—1426.
 - 82 Fischer S., Marom G., Tuler F. R., Hybrid effects in composites: A comparison between laminar and translaminar configurations, *ibid*, **14** (1979): 863—868.
 - 83 Peters P.W.M., Creep and creep damage around holes in $0/90$ and $0/45/0$ graphite/epoxy laminates up to 110°C . in *Fatigue and Creep of Composite Materials*, Ed. H. Lilholt and R. Talreja, Proc. 3rd Ris. Inter. Symp. on Metal, and Mater. Sci. (1982): 271—279.

- 84 Williams J. G., Fracture Mechanics of Polymers, Ellis Horwood Ltd. Chichester (1984).
85 Suvorova J. V., Delayed failure of inelastic composites, Proc. ICM-4, Stockholm (1983): 1043
(1033 in Revised edition).
86 Christensen R. M., Fiber reinforced composite materials, *Appl. Mech. Rev.*, **38**, 10 (1985):
1267-1270.

ON THE STATUS AND PROSPECT OF FRACTURE MECHANICS OF COMPOSITES

Zhang Shuang-yin

(Institute of Mechanics, Academia Sinica)

Abstract A brief review on fracture mechanics of composite materials is presented, the emphasis being laid upon phenomenological fracture theories, models and criteria. Various existing fracture criteria are discussed. Some comments on the present status and problems to be solved are made. Finally, a few points on the development trend and prospect of this subject are presented.

Keywords *composite materials, fracture mechanics, stress intensity factor, fibre reinforced composites, crack and damage*

第1届中华青年力学俱乐部年会将于1987年7月举行

中华青年力学俱乐部已于1985年11月3日在复旦大学成立。第1届理事会做了大量的工作,编辑出版了第1期《中华青年力学》杂志。第2届理事会理事长由兰州大学力学系博士研究生孙博华担任,理事会由全国各院校和科研单位的50多位博士研究生和硕士研究生组成。第2届理事会在“中华青年力学俱乐部”及《中华青年力学》杂志顾问叶开沅教授的指导下,将于1987年7月在兰州举行第1届中华青年力学俱乐部年会,会议内容原则上包括理论及应用力学的各个领域及其它学科中的力学问题,特别对以下论题感兴趣:大变形力学;结构振动及稳定性;断裂力学及损伤力学;波动理论;屈曲与分枝理论;复合材料力学;非均匀弹性力学;粘性、弹性及塑性力学;一般力学;理性力学;优化设计及优化方法;计算力学及其专家系统;力学中的数学方法;爆炸力学及其应用;地壳力学;流体力学;地球流体力学与海洋工程;生物力学及其应用;实验力学及其应用。论文摘要截止日期:1987年5月10日前,论文录取通知日期:1987年6月10日前。论文摘要请寄:兰州大学力学系孙博华(无论文者,请写信与孙博华同志联系,获同意后也可参加)。

本届年会得到了兰州大学力学系、甘肃省力学学会、《应用数学和力学》编委会、《应用数学和力学》编辑部甘肃办事处、上海工业大学、重庆大学等单位的大力支持和资助,“中华青年力学俱乐部”对此表示衷心感谢。

孙博华