

加载模式与历史对复合材料层间断裂的影响



吴孟轩, 徐武

上海交通大学, 上海 200240

摘要:层间断裂韧性作为评价材料抵抗分层裂纹扩展能力的一项重要性能指标,在飞机复合材料结构设计与分析中具有重要作用。试验研究表明,断裂韧性受试验件加载模式和加载历史的影响,而非材料固有属性。为此,本文考虑复合材料的各向异性塑性,以能量守恒为基础,拓展了最新提出的有限裂纹扩展能量释放率,结合有限元法和试验,对I、II型加载模式和II型加卸载作用下的层间断裂行为进行了研究。研究结果表明,通过I型加载双悬臂梁(DCB)的试验结果,采用单一的临界有限能量扩展释放率,可预测相同材料在II型加载模式端部开口弯曲(ENF)下的裂纹扩展行为,即只需要进行DCB试验,便可预测相同材料在ENF下的试验结果;通过临界有限能量扩展释放率,可定量解释基于经典断裂力学的复合材料I、II型层间断裂韧性差异较大的原因以及II型循环加卸载过程中出现峰值载荷下降的滞后现象。

关键词:层间断裂; 加载模式; 有限裂纹扩展能量释放率; 裂纹扩展预测; 加载历史

中图分类号:TB33

文献标识码:A

DOI: 10.19452/j.issn1007-5453.2025.05.004

碳纤维树脂基复合材料以其高比强度、比刚度以及良好的可设计性等优点,广泛运用于航空航天、汽车制造等领域^[1-4]。复合材料的使用可有效减轻飞行器结构重量(质量),达到降低燃油消耗量、提高承载能力等目的。由于加工制造、冲击等原因,分层是复合材料的一种主要失效模式。分层使复合材料结构性能大大减弱,甚至破坏了结构的完整性。因此,研究影响复合材料分层行为的因素具有工程实际价值^[5-7]。

经典断裂力学采用层间断裂韧性来衡量层合板抵抗分层的能力,并用临界能量释放率 G_c 进行表征。不少学者开展了复合材料层合板的层间断裂韧性试验发现,加载模式是影响层间断裂韧性的重要因素。Rased等^[8]对单向铺层的碳纤维树脂基复合材料层合板进行了双悬臂梁(DCB)和端部开口弯曲(ENF)试验,得到I型断裂韧性为0.404N/mm,II型断裂韧性为1.606N/mm。Banks-Sills等^[9]对两种碳纤维树脂基复合材料层合板(单向铺层以及斜纹织物编织)进行了准静态I型和II型断裂韧性试验,也得到了类似的结果,对于单向铺层或带角度层合板,II型层间断裂韧性远大于I型断

裂韧性。Choi等^[10]通过对II型分层断面的微观形貌和分层尖端应力状态分析发现,II型扩展阻力主要是由分层前沿周围损伤区域的塑性变形和微裂纹的增加引起,与其相比,I型分层扩展产生的塑性变形几乎可以忽略。但至今没有研究建立复合材料层间I型断裂韧性与II型层间断裂韧性的关系。

除加载模式外,加载历史也影响着复合材料的分层扩展行为。在单向复合材料II型断裂测试标准ASTM-7905^[11]中,采用柔度法计算断裂韧性时,需获得ENF试样在不同裂纹长度下(20mm、40mm)的柔度。标准规定,在获得柔度时,载荷不宜太大(要求小于裂纹扩展对应载荷的50%),否则会影

收稿日期: 2024-09-23; 退修日期: 2024-12-23; 录用日期: 2025-02-19

基金项目: 国家自然科学基金(12172217); 航空科学基金(20170957002)

引用格式: Wu Mengxuan, Xu Wu. Influences of loading mode and history on interlaminar fracture of composite materials[J]. Aeronautical Science & Technology, 2025, 36(5): 35-43. 吴孟轩, 徐武. 加载模式与历史对复合材料层间断裂的影响[J]. 航空科学技术, 2025, 36(5): 35-43.

为的影响。

理论上讲,如果裂纹尖端场完全为线弹性,则不会发生这种加载历史相关性。然而,目前对复合材料层间断裂的研究仍以线弹性为主^[13-14],即忽略了基体材料的塑性。很少有研究考虑复合材料层间的各向异性塑性。另外,寻找合适的断裂参数以准确描述弹塑性断裂一直是断裂力学的热点和难点。最近,徐武等^[15-16]提出了有限裂纹扩展能量释放率 G_{Δ}^C ,把裂纹扩展过程中的塑性耗散视作驱动力的一部分,而不像传统断裂力学方法中将其当作断裂阻抗。理论和试验研究结果表明^[15-16],采用单一恒定的有限裂纹扩展能量释放率,能够有效预测铝合金板的稳态裂纹扩展和剩余强度。这一方法简单、物理意义明确,表现出广阔的应用前景。最近,吴孟轩等^[17]将该方法应用到复合材料的I型层间断裂分析中,采用该方法预测了复合材料在不同温度下的层间I型裂纹扩展,并定量确定了基体韧性与I型断裂韧性的影响关系。

本文将考虑复合材料层间的塑性,拓广有限裂纹扩展能量释放率在复合材料层间断裂分析中的应用,定量确定加载模式(I、II型)和加载历史对复合材料断裂行为的影响和作用机理,为复合材料层间断裂性能评价和分析提供新方法。

1 树脂拉伸及断裂韧性测试试验

纯树脂拉伸试验采用 ASTM-D638-10^[18] 标准,哑铃形状纯树脂拉伸试样和加载方式如图1所示。试验条件为常温,2mm/min速度控制位移加载,记录加载过程中的位移—载荷曲线,以获得应力应变关系^[19]。测得应力应变关系后将采用均匀化方法获得描述复合材料各向异性塑性的参数。

由这种树脂和干纤维制备的复合材料进行 DCB 和 ENF 试验,分别根据 ASTM-D5528^[20]和 ASTM-D7905 标准(加载装置见图2)进行断裂测试。试验前,在试样边缘喷涂白漆并标记刻度,以便观察裂尖和记录裂纹扩展长度。DCB 和 ENF 分别以 1mm/min 和 0.5mm/min 的速度进行位移控制加载。试验过程中,记录加载位移、载荷以及裂纹长度。

2 有限裂纹扩展弹塑性能量释放率

根据能量守恒定律,不考虑动能和热交换情况下,裂纹准静态扩展过程中外力功增量 δW 、内能增量 dU 和裂纹扩展表面能增量 $d\Gamma$ 三者守恒。对于韧性材料,内能增量 dU

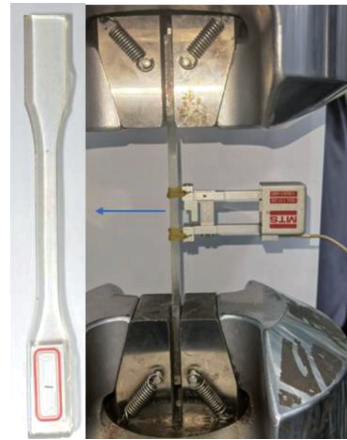
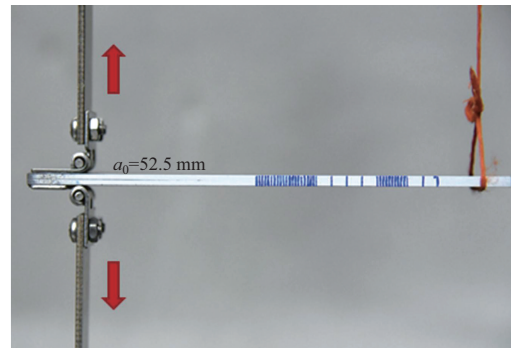
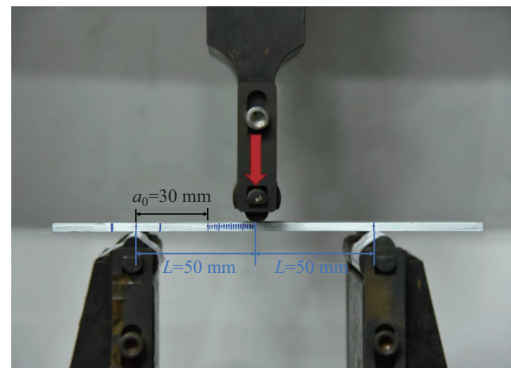


图1 树脂拉伸试验

Fig.1 Tensile test of resin



(a) DCB



(b) ENF

图2 试验装置

Fig.2 Test setups

包括弹性应变能 dU_e 和不可恢复的塑性应变能 dU_p 增量。即韧性材料裂纹扩展为

$$\delta W = dU + d\Gamma = dU_e + dU_p + 2\gamma \cdot t \cdot da \quad (1)$$

式中, t 为裂纹体厚度; da 为裂纹扩展长度; γ 为表面能密度。Irwin^[21]和 Orowan^[22]将 Griffith^[23]能量释放率概念扩展到韧性材料,对式(1)进行变形,得到了韧性材料的裂纹扩展

方程

$$\frac{\delta W - dU_e}{t \cdot da} = \frac{dU_p}{t \cdot da} + 2\gamma = \gamma_p + 2\gamma = \gamma_{eff} \quad (2)$$

对于固定位移的情况,外力做功的增量(δW)为0,储存在变形体中的弹性应变能将转化为裂尖不可恢复的塑性变形能和新增裂纹面的表面能,即

$$G = -\frac{dU_e}{t \cdot da} = \frac{dU_p}{t \cdot da} + 2\gamma = \gamma_{eff} \quad (3)$$

Irwin等发现,对于韧性材料,塑性能量释放率 γ_p 远远大于表面能密度 γ (γ_p 约为 γ 的三个数量级),于是忽略表面能密度 γ ,式(2)、式(3)变为

$$G = \frac{(\delta W - dU_e)}{t \cdot da} = \frac{dU_p}{t \cdot da} = \gamma_p \quad (4)$$

从式(4)可看出 γ_p 被视为韧性材料断裂韧性的度量。然而,试验研究表明,断裂韧性 γ_p 和试验件几何与加载形式有关,而非材料固有的属性。

最近,徐武等从表面能密度 γ 是材料固有属性和裂纹扩展功两个角度,提出了有限裂纹扩展能量释放率。其裂纹扩展公式是通过将塑性应变能移到式(3)的左侧, γ_p 从韧性材料的断裂韧性中剥离出来,即

$$\frac{\delta W - dU_e - dU_p}{t \cdot da} = 2\gamma \quad (5)$$

式(5)中塑性能耗散影响裂纹扩展的驱动力,而不像式(3)中被视为断裂韧性的一部分。为结合有限元法等原因,有限裂纹扩展能量释放率认为裂纹扩展是有限长度 Δa ,而非理论中的无穷小,式(5)可进一步写为

$$G_{\Delta a} = \frac{\delta W - dU_e - dU_p}{t \cdot \Delta a} = G_{\Delta a}^C \quad (6)$$

式中,驱动力由 $G_{\Delta a}$ 表示; $G_{\Delta a}^C$ 表示裂纹扩展 Δa 长度的断裂韧性。对于外力位移不变的情况,外力功 $\delta W=0$,式(6)变为

$$G_{\Delta a} = -\frac{dU_e + dU_p}{t \cdot \Delta a} = G_{\Delta a}^C, \text{ 当 } \Delta a \rightarrow 0, G_{\Delta a}^C = 2\gamma \quad (7)$$

式(7)形式简单且具有明确的物理意义。当应用该方法分析复合材料层间断裂时,需考虑裂纹尖端的各向异性塑性行为,以准确计算塑性能。此外,当 $dU_p=0$ 时,式(7)即可还原为脆性材料的经典Griffith理论,即式(7)适用于弹塑性和线弹性材料。

3 裂纹扩展分析方法与模型

本节将采用第2节的方法分析第1节中的DCB和ENF试验。

3.1 裂纹扩展分析方法

相比于DCB,ENF属于非对称裂纹体(加载非对称),且需要考虑接触。裂纹扩展实现方法如图3所示(为了显示效果,裂纹面上下表面分离,实际上是贴合的),在裂纹扩展路径上,采用用户自定义单元(UEL)连接裂纹路径的上下面,这种单元类似0维弹簧单元,但该单元可以实现断裂功能,即当式(7)满足时,该用户自定义单元的刚度降为0。

式(7)的有限裂纹扩展能量释放率(即 $G_{\Delta a}^C$)并没有考虑物体之间或者物体与外界的联系,只适用于不考虑摩擦的情况。而对于ENF,试样在裂纹扩展的过程中还会由于接触产生摩擦功。考虑外力位移不变的情况下裂纹发生扩展,释放的弹性应变能 dU_e 除了转化为塑性应变能 dU_p 和表面能 $d\Gamma$ 之外,还需用于耗散摩擦功 df_μ ,因此,式(7)为

$$G_{\Delta a} = -\frac{dU_e + dU_p + df_\mu}{t \cdot \Delta a} = G_{\Delta a}^C \quad (8)$$

利用某有限元软件进行裂纹扩展时,驱动力 $G_{\Delta a}$ 计算公式如下

$$G_{\Delta a} = \frac{|\Delta A_s + \Delta A_p + \Delta A_f|}{t \cdot \Delta a} \quad (9)$$

式中, A_s 为弹性应变能; A_p 为塑性应变能; A_f 为摩擦耗散能,即摩擦功, ΔA_f 为裂纹扩展前后模型中摩擦力做的功,为正值,对于DCB模型, $\Delta A_f=0$ 。值得注意的是,裂纹扩展后:弹性应变能减小, ΔA_s 为负值;塑性应变能增大, ΔA_p 为正值。参考文献[24]给出了详细的计算流程。

3.2 复合材料各向异性塑性

由于很难通过试验确定复合材料各向异性塑性的参数。本文通过建立细观力学模型,采用均匀化方法获得各向异性塑性的参数。细观力学模型如图4(a)所示。树脂基体为各向同性弹塑性材料,力学性能由第1节纯树脂拉伸试验给出;T300纤维为横观各向同性的弹性材料: $E_{11}=220.6\text{GPa}$, $E_{22}=13.8\text{GPa}$, $G_{12}=8.96\text{GPa}$, $G_{23}=4.83\text{GPa}$, $\nu_{12}=0.2$, $\nu_{23}=0.0125$ 。通过对单胞施加周期性边界条件和位移

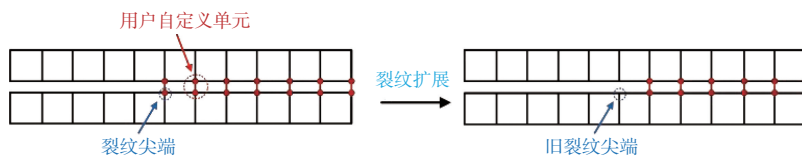


图3 裂纹扩展方法(上下裂纹面实际上是贴合的,图中分开是为了显示效果)

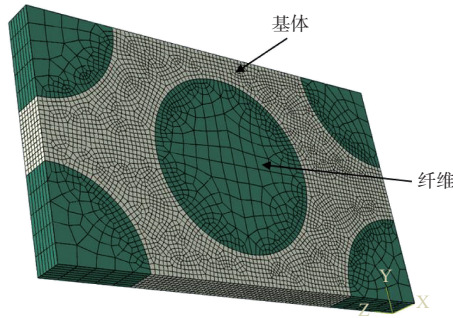
Fig.3 Crack growth approach(the top and bottom surfaces are overlapped, they are separated for view purpose)

载荷边界条件,可得到单胞模型在不同单轴试验下的均匀化应力-应变关系曲线,如图4(b)所示。

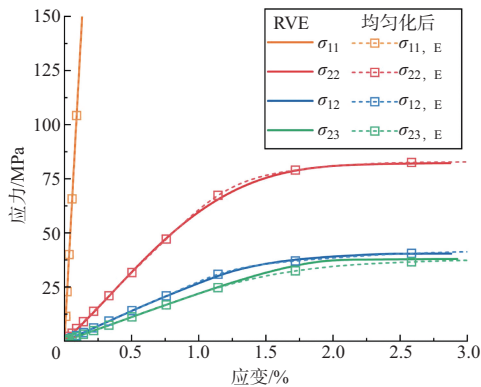
采用Hill各向异性塑性描述复合材料的塑性,Hill各向异性塑性势函数为

$$f(\sigma) = \sqrt{\frac{F(\sigma_{22} - \sigma_{33})^2 + G(\sigma_{33} - \sigma_{11})^2 + H(\sigma_{11} - \sigma_{22})^2}{2L\sigma_{23}^2 + 2M\sigma_{31}^2 + 2N\sigma_{12}^2}} \quad (10)$$

式中, F 、 G 、 H 、 L 、 M 和 N 的6个参数由图4(b)中的应力应变关系曲线确定^[24]。



(a) 单胞有限元模型



(b) 应力应变曲线

图4 各向异性塑性参数确定

Fig.4 Determination of the anisotropic plastic parameters

3.3 DCB/ENF有限元模型

根据DCB试验件的几何参数,建立了如图5所示的有限元模型。该模型采用CPE4平面应变四边形单元进行建模,图5中的黑色“x”表示用户自定义单元,用于连接裂纹未扩展部分的上下节点(类似于cohesive单元)。材料属性由3.2节的单胞模型获取得到。载荷设置如下:在上下铰链黏结位置的加载点上直接施加位移载荷 U_y 。

ENF试样的有限元模型如图6所示,模型网格尺寸与材料参数设置均与DCB模型一致。加载轮与支撑轮以解析刚体进行建模。为减少接触对以提高收敛性和计算效率,只对其中一个支撑轮(右下)进行建模。此外,考虑试样裂纹上下表面之间以及试样与解析刚体之间的摩擦,摩擦系数设为0.36。加载轮施加向下的位移载荷 U_y 。

4 分析结果

4.1 确定临界能量释放率 $G_{\Delta a}^C$

为应用有限裂纹扩展能量释放率(见式(8))进行裂纹扩展分析,需先确定断裂韧性参数 $G_{\Delta a}^C$ 。由于 $G_{\Delta a}^C$ 无法直接测试得到,因此,本文利用DCB试验结果标定临界能量释放率 $G_{\Delta a}^C$,再以此对ENF试样的裂纹扩展行为进行预测。

首先任意给定一个 $G_{\Delta a}^C$ 值,按照第3节中介绍的方法进行裂纹扩展分析,即可得到在该 $G_{\Delta a}^C$ 值下DCB的载荷—位移曲线,再将其与试验结果进行对比,通过不断调整临界能量释放率 $G_{\Delta a}^C$ 的值,使有限元分析的载荷—位移曲线与试验值重合。对于该DCB模型, $G_{\Delta a}^C$ 分别为0.143N/mm、0.206N/mm、0.27N/mm的分析结果如图7所示,其中, $G_{\Delta a}^C = 0.206$ N/mm的仿真结果与试验结果吻合最好。因此,认为 $G_{\Delta a}^C = 0.206$ N/mm为扩展 $\Delta a = 0.1$ mm的临界断裂能,它将用于II型ENF的分层扩展分析预测。

4.2 II型ENF裂纹扩展分析结果

采用由DCB试验标定得到的临界能量释放率($G_{\Delta a}^C = 0.206$ N/mm)对ENF的裂纹扩展进行预测,得到了II型裂纹

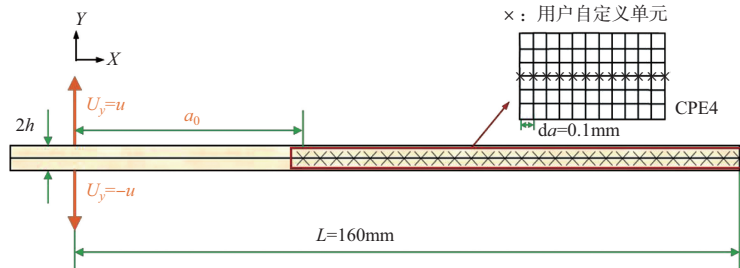


图5 DCB有限元模型示意图

Fig.5 Finite element model of DCB

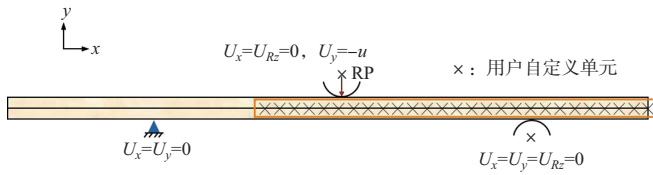
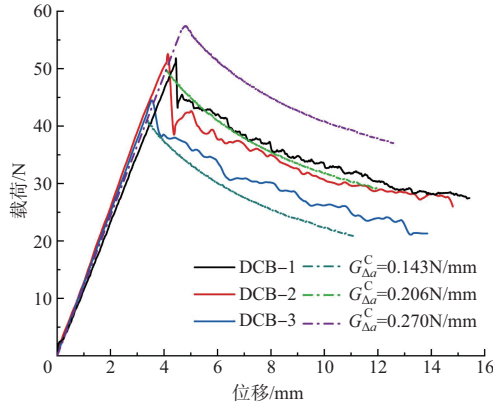


图6 ENF有限元模型示意图

Fig.6 Finite element model of ENF

图7 标定临界能量释放率 G_{Δ}^C Fig.7 Calibration of G_{Δ}^C

扩展的荷载-位移关系曲线，并与试验结果进行比较，如图8所示。考虑到试验前未对试样进行预裂处理，图8中试验的峰值荷载包含了裂纹尖端富树脂区的影响，当裂纹一旦扩展，则变成“真实”的裂纹尖端。因此，采用稳态扩展阶段的试验结果来对比验证有限元结果。从图8中可以看出，试验与有限元预测得到的结果吻合良好。此外，稳态扩展阶段试验和有限元分析的裂纹长度相对差别在6%之内。Allix等^[25-26]应用经典梁理论，给出了稳态扩展阶段的线弹性理论解公式，用于计算II型断裂韧性

$$\Delta = \frac{P}{24E_{11}I} \left[2L^3 - \frac{(64G_{IIc}BE_{11}I)^{3/2}}{4\sqrt{3}P^3} \right] \quad (11)$$

式中， $I=Bh^3/12$ ； E_{11} 为纤维方向上的拉伸模量； B 为试验件宽度； P 和 Δ 为稳态扩展初始阶段的荷载和位移； L 为半跨距长度。将ENF试验和有限元仿真的荷载-位移曲线代入式(11)进行计算，得到两者的II型断裂韧性 G_{IIc} 分别为0.92N/mm和0.88N/mm，两者相差在5%之内。

将试验得到的断裂韧性值($G_{IIc}=0.92\text{N/mm}$)代入完整的ENF解析解可得到理想线弹性下ENF的荷载-位移曲线。为验证有限裂纹扩展能量释放率的适用性与正确性，忽略复合材料的塑性，采用有限能量释放率对3.3节中的ENF进行裂纹扩展分析，此时 $G_{\Delta}^C=0.92\text{N/mm}$ ，计算结果如

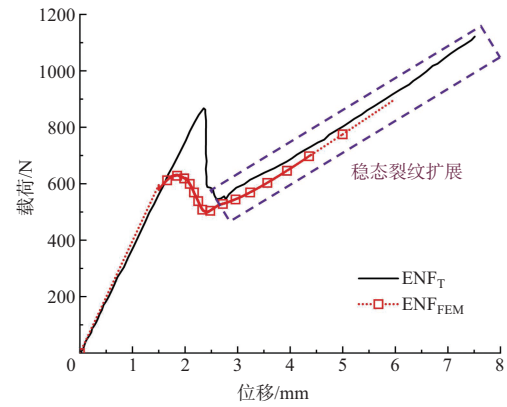


图8 试验和预测的荷载-位移关系比较

Fig.8 Comparison between experimental and predicted load-displacement relationships

图9带矩形符号虚线所示。结果表明，采用线弹性的有限裂纹扩展能量释放率计算结果与解析解及试验结果均吻合良好。这表明式(7)所定义的有限裂纹扩展能量释放率，同时适用于弹塑性材料和线弹性材料。需要注意的是考虑塑性和不考虑塑性的临界断裂能的值是不同的。

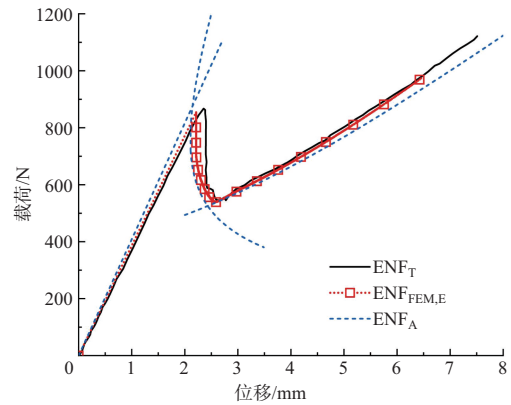


图9 线弹性有限元与解析解的荷载-位移关系比较

Fig.9 Comparison between linear elastic FEM and analytical load-displacement relationships

4.3 II型ENF循环加卸载分析结果

为了探究加载历史(加卸载)对II型层间断裂行为的影响，采用DCB确定的单一参数($G_{\Delta}^C=0.206\text{N/mm}$)对ENF试验的加卸载过程进行了有限元分析：当加载位移分别达到2mm和2.2mm时，设置一次卸载后重新加载。如图10所示，采用单一的临界能量释放率，得到了ENF裂纹扩展的滞后环现象。加载位移达到2mm时，进行了首次卸载，卸载前的最大荷载为604.5N。在裂纹长度未发生变化的情况下进行了一次卸载，随后重新加载。再次加载时的最大荷载

仅为579.9N,未达到首次卸载前的峰值载荷,这种现象与施琛年等在ELS循环加载中发现的现象类似。图10中的加卸载滞后环是由摩擦力引起的,每次循环中卸载曲线与加载曲线围成的闭合区域面积即为摩擦力所做的功。

将其与4.2节中直接加载的仿真载荷位移曲线进行比较(见图10)可以发现,由于设置的临界有限能量释放率是相同的,虽然加卸载后出现了掉载现象,但在结束循环加卸载后,两曲线仍然会发生重合。表明短暂地改变加载历史(循环加卸载),会改变当前时刻的断裂行为,但对随后的断裂行为影响较小。

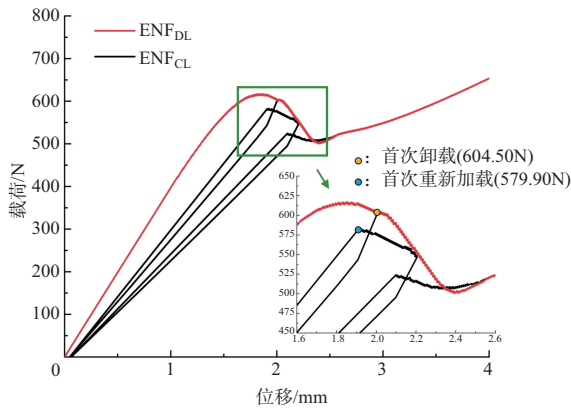


图10 ENF循环加载与直接加载的结果比较

Fig.10 Load-displacement relationships from FEA of ENF under loading and unloading

5 讨论

5.1 I和II型裂纹扩展断裂行为比较

按照ASTM-D5528试验标准,基于线弹性断裂力学,采用修正梁理论(见式(12))对I型层间断裂韧性进行计算

$$G_{IC} = \frac{3P\delta}{2B(a + |\Delta|)} \quad (12)$$

式中, P 和 δ 分别为试验的载荷和位移; a 为该载荷下对应的裂纹扩展长度; B 为试样宽度; Δ 是由试验确定的校准参数。由式(12)计算得到DCB试验的平均I型断裂韧性为0.21N/mm。

对比发现,采用线弹性断裂力学公式计算得到的DCB和ENF断裂韧性分别为0.21N/mm和0.79N/mm,II型裂纹扩展的断裂韧性远大于I型,该现象与已有参考文献的研究一致。然而,采用相同临界能量释放率($G_{\Delta c}^C=0.206\text{N/mm}$),基于有限裂纹扩展能量释放率分析DCB与ENF结果均与相应的试验吻合良好。这表明有限裂纹扩展能量释放率更具

备表征材料固有属性的能力,不因载荷类型而改变。

为进一步解释为什么采用经典断裂力学理论,II型裂纹扩展的断裂韧性远大于I型的原因。图11给出了DCB和ENF的等效塑性应变(PEEQ)分布。相较于DCB,ENF的塑性区域更加丰富,ENF的等效塑性应变大小是DCB的10~20倍;DCB在裂纹扩展过程中的平均塑性能耗散率 γ_p 为0.0065N/mm,而ENF的平均 γ_p 为0.51N/mm,远大于DCB。经典断裂力学把这部分塑性能量释放率视作断裂韧性的一部分,因此,表现为II型裂纹扩展的断裂韧性远大于I型。而通过剥离这部分塑性能,采用单一、相同的临界能量释放率便可较好地分析预测出两种不同加载模式下的裂纹扩展行为。

5.2 加载历史对II型层间断裂行为的影响机理

施琛年等用应变硬化导致“循环R曲线”(每次卸载再加载后试样的断裂韧性会突降)对ELS循环加卸载产生的滞后环现象进行解释,随后采用虚拟裂纹闭合技术(VCCCT)和周期性递增的断裂韧性对该现象进行了有限元分析,成功模拟出了试验的滞后曲线,但缺乏对该现象定量的诠释。

本节通过考虑试样在加卸载过程中的塑性能变化对其层间断裂行为进行解释。由于裂纹尖端应力集中,每次裂纹扩展会在裂纹周围生成新塑性区,从而积累一部分塑性能。然而,试样通过卸载重新加载之后(试样裂纹长度未发生变化),会产生进一步屈服和应变硬化(见图12),使得在接下来裂纹继续扩展的过程中,原裂纹位置所能积累的塑性能减小。因此,在重新加载并发生裂纹扩展时,相较于直接加载(没有卸载再加载)的情况,试样所积累的塑性能会减少,塑性能量释放率 γ_p 变小。直接加载的情况下①位置处的 γ_p 为0.48N/mm,而经过一次卸载后再加载,②位置处裂纹扩展时的 γ_p 则变为了0.41N/mm,从而在经典断裂力学中表现为断裂韧性的降低,定量解释了施琛年等的“循环R曲线”。此外,因为临界有限能量释放率 $G_{\Delta c}^C$ 为定值,根据式(9)可知裂纹扩展时所需要释放的弹性应变能也会减少,进而使得试样在重新加载时并不需要达到上一次加载的峰值载荷便可发生裂纹扩展,从而出现卸载后再加载时的裂纹扩展载荷达不到卸载前峰值的现象。

6 结论

复合材料的层间断裂韧性是表征层合板抵抗分层扩展能力的重要性能指标。本文基于有限裂纹扩展能量释放率,考虑了复合材料的各向异性塑性,探究了加载模式与加

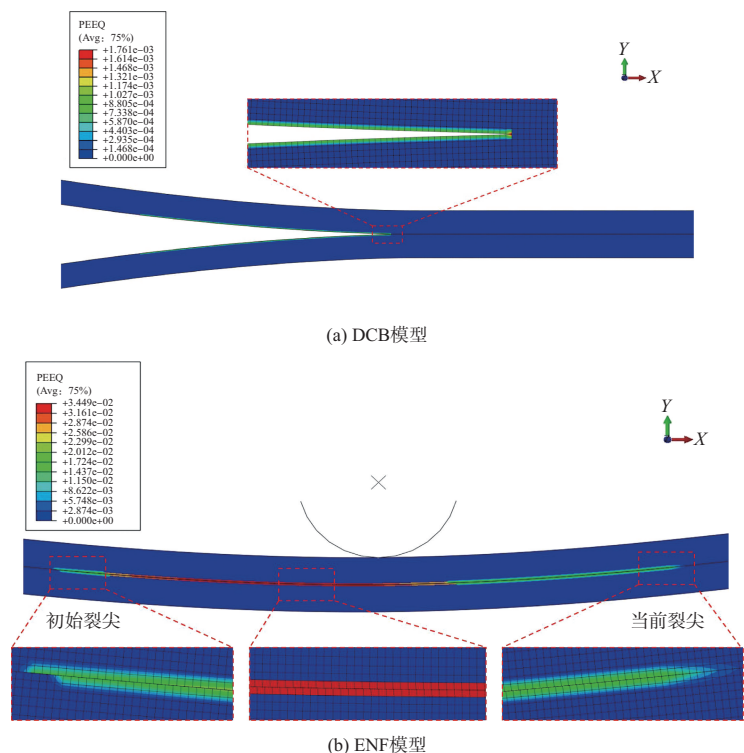


图 11 等效塑性应变云图
Fig.11 PEEQ contours

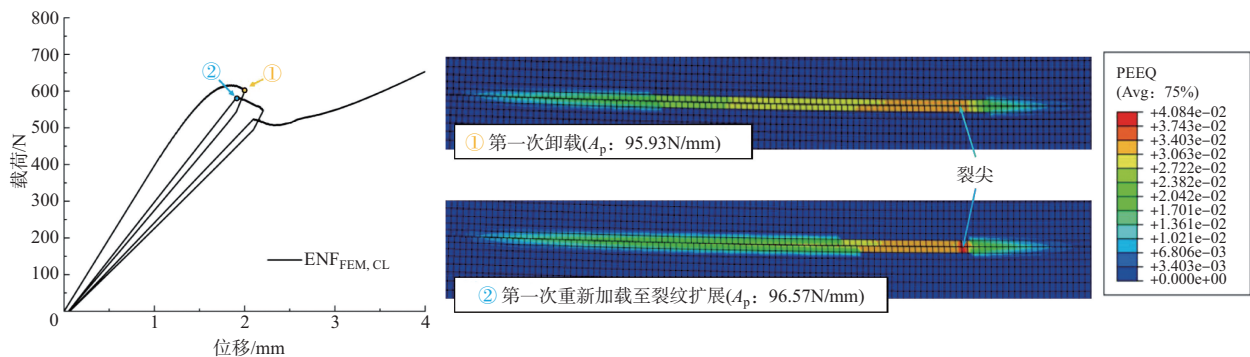


图 12 ENF 循环加载前后的结果比较(裂纹长度不变)
Fig.12 Load-displacement relationship of ENF before and after the cyclic loading (the crack length is fixed)

载历史对复合材料层间断裂的影响,得到了以下结论:

(1)采用单一、恒定的临界能量释放率,可以实现通过 I 型加载模式(DCB)的试验结果,预测相同材料在 II 型加载模式(ENF)下的裂纹扩展行为,预测结果与试验吻合良好,临界有限裂纹扩展能量释放率能更好地表征复合材料的断裂本征性能。

(2)与 I 型裂纹相比,II 型加载的裂纹扩展过程中耗散了更多的塑性能,这部分塑性能量被当作经典断裂韧性的一部分,进而采用经典断裂力学公式计算得到的 II 型断裂

韧性远大于 I 型断裂韧性。

(3)采用有限裂纹扩展能量释放率,通过考虑复合材料在加卸载过程中的塑性能变化,可以定量分析和解释 ENF 加卸载的过程中峰值载荷下降的现象。

AST

参考文献

[1] Siddique A, Abid S, Shafiq F, et al. Mode I fracture toughness of fiber-reinforced polymer composites: A review[J]. Journal of Industrial Textiles, 2021, 50: 1165-1192.

- [2] 李磊,宋贵宾,郑华勇,等. 含冲击损伤高强中模碳纤维复合材料层压板压缩剩余强度分析与试验验证[J]. 力学季刊, 2021, 42(3):498-506.
- Li Lei, Song Guibin, Zheng Huayong, et al. Numerical simulation and experimental validation of compressive residual strength of carbon fiber composite laminates with impact damage[J]. Chinese Quarterly of Mechanics, 2021, 42(3):498-506. (in Chinese)
- [3] 程健男,徐福泉,张体磊. 树脂基复合材料在直升机的应用及其制造技术[J]. 航空科学技术, 2021, 32(1): 109-114.
- Cheng Jiannan, Xu Fuquan, Zhang Tilei. Application and manufacturing technology of composites in helicopter[J]. Aeronautical Science & Technology, 2021, 32(1): 109-114. (in Chinese)
- [4] 董佳晨,黄睿麟,邱煜坤,等. 基于复合材料夹芯结构的辐射/承载一体化天线设计与表征[J]. 航空科学技术, 2024, 35(6): 12-21.
- Dong Jiachen, Huang Ruilin, Qiu Yukun, et al. Design and characterization of radiation/ load-bearing integrated antenna based on composite sandwich structure[J]. Aeronautical Science & Technology, 2024, 35(6): 12-21. (in Chinese)
- [5] Xie De, Waas A M. Discrete cohesive zone model for mixed-mode fracture using finite element analysis[J]. Engineering Fracture Mechanics. 2006, 73 (13):1783-1796.
- [6] Brunner A J, Blackman B R K, Davies P. A status report on delamination resistance testing of polymer matrix composites [J]. Engineering Fracture Mechanics, 2008, 75 (9):2779-2794.
- [7] Xu Wu, Ding Jiancan. Correction of the large displacement effect on determination of mode I interlaminar fracture toughness of composite[J]. Engineering Fracture Mechanics, 2020, 238:107279.
- [8] Rased M F, Yoon S H. Experimental study on effects of asymmetrical stacking sequence on carbon fiber/epoxy filament wound specimens in DCB, ENF, and MMB tests[J]. Composite Structures, 2021, 264: 113749.
- [9] Banks-Sills L, Shor O, Simon I, et al. Quasi-static modes I, II and mixed modes I/II fracture toughness of two laminate composites. Part I: Testing[J]. Engineering Fracture Mechanics, 2023, 277: 108934.
- [10] Choi N S, Kinloch A J, Williams J G. Delamination fracture of multidirectional carbon-fiber/epoxy composites under mode I, mode II and mixed-mode I/II loading[J]. Journal of Composite Materials, 1999, 33(1):73-100.
- [11] ASTM-International. ASTM-7905-19 Standard test method for determination of the mode II interlaminar fracture toughness of unidirectional fiber-reinforced polymer matrix composites[S]. West Conshohocken, 2019.
- [12] Shi Chennian, Xu Wu. Effects of friction and strain hardening on ELS mode II interlaminar fracture test[J]. Composite Structures, 2023, 313: 116942.
- [13] Heidari-Rarani M, Ghasemi A R. Appropriate shape of cohesive zone model for delamination propagation in ENF specimens with R-curve effects[J]. Theoretical and Applied Fracture Mechanics, 2017, 90: 174-181.
- [14] Tian Dingli, Gong Yu, Zou Luohuan, et al. Determining cohesive parameters in an n-segment constitutive law of interfaces through DCB tests[J]. Engineering Fracture Mechanics, 2023, 289: 109395.
- [15] 任彦伸. 多裂纹铆钉搭接板疲劳裂纹扩展与剩余强度预测方法研究[D]. 上海:上海交通大学, 2023.
- Ren Yanshen. Fatigue crack growth and residual strength predictions for riveted lap joint panels with multiple site cracks [D]. Shanghai: Shanghai Jiao Tong University, 2023. (in Chinese)
- [16] Xu Wu, Ren Yanshen, Xiao Si, et al. A finite crack growth energy release rate for elastic-plastic fracture[J]. Journal of the Mechanics and Physics of Solids, 2023, 181: 105447.
- [17] Wu Mengxuan, Wang Hongxiao, Xu Wu. A finite crack growth energy release rate for interlaminar fracture analysis of composite material at different temperatures[J]. Engineering Fracture Mechanics, 2024, 303: 110095.
- [18] ASTM International. ASTM-638-22 Standard test method for tensile properties of plastics[S]. West Conshohocken, 2022.
- [19] Wang Hongxiao, Zhang Xiaohui, Duan Yugang. Effects of drilling area temperature on drilling of carbon fiber reinforced polymer composites due to temperature-dependent properties [J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2018, 96: 2943-2951.
- [20] ASTM International. ASTM-5528-13 Standard test method for determination of the mode I interlaminar fracture toughness

- of unidirectional fiber-reinforced polymer matrix composites [S]. West Conshohocken, 2013.
- [21] Irwin G R. Analysis of stresses and strains near the end of a crack traversing a plate[J]. Journal of Applied Mechanics, 1957, 24: 361-364.
- [22] Orowan E. Energy criteria of fracture[D]. U.S.: Massachusetts Institute of Technology Cambridge Department of Mechanical Engineering, 1954.
- [23] Griffith A A. The phenomena of rupture and flow in solids[J]. Philosophical transactions of the royal society of London Series A, 1921, 221: 163-198.
- [24] 吴孟轩. 基于有限裂纹扩展能量释放率的复合材料层间断裂研究[D]. 上海: 上海交通大学. 2024.
- Wu Mengxuan. Analysis of the interlaminar fracture of composite materials using finite crack growth energy release rate [D]. Shanghai: Shanghai Jiao Tong University, 2024. (in Chinese)
- [25] Allix O, Ladeveze P, Corigliano A. Damage analysis of interlaminar fracture specimens[J]. Composite Structures, 1995, 31(1): 61-74.
- [26] Mi Y, Crisfield M A, Davies G A O, et al. Progressive delamination using interface elements[J]. Journal of Composite Materials, 1998, 32(14): 1246-1272.

Influences of Loading Mode and History on Interlaminar Fracture of Composite Materials

Wu Mengxuan, Xu Wu

Shanghai Jiao Tong University, Shanghai 200240, China

Abstract: Interlaminar fracture toughness, as a crucial indicator for evaluating a material's resistance to delamination propagation, plays a vital role in the design and analysis of composite aircraft structures. However, experimental studies have shown that fracture toughness is influenced by the loading mode and loading history, rather than an inherent material property. This paper extends the recently proposed finite crack growth energy release rate to consider the anisotropic plasticity of composite materials. The interlaminar fracture behaviors under Mode I and Mode II loading conditions are investigated experimentally and numerically. This paper finds that the crack growth behavior under Mode II loading (end-notched flexure, ENF) can be well predicted by using a single critical finite crack growth energy release rate calibrated by the Mode I (double cantilever beam, DCB) test. This means that it is sufficient to conduct a DCB test to forecast the experimental results of the same material under ENF conditions. Additionally, the critical energy release rate provides a quantitative explanation for the significant differences in classical Mode I and Mode II fracture toughness and the occurrence of hysteresis loops with peak load reduction during Mode II cyclic loading and unloading processes.

Key Words: interlaminar fracture; loading mode; finite crack growth energy release rate; crack growth prediction; loading history

Received: 2024-09-23, Revised: 2024-12-23, Accepted: 2025-02-19

Foundation item: National Natural Science Foundation of China(12172217); Aeronautical Science Foundation of China(20170957002)