

DOI: 10.13801/j.cnki.fhclxb.20230407.001

# 超高分子量聚乙烯纤维增强复合材料层合板层间断裂韧性



分享本文

肖鹏程<sup>1,2</sup>, 邓健<sup>\*1,2</sup>, 王增贤<sup>1,2</sup>, 邵光冉<sup>1,2</sup>, 彭佑壘<sup>1,2</sup>, 卢天健<sup>\*1,2</sup>

(1. 南京航空航天大学 航空航天结构力学及控制全国重点实验室, 南京 210016; 2. 南京航空航天大学 多功能轻量化材料与结构工信部重点实验室, 南京 210016)

**摘要:** 作为装甲解决方案的一组重要材料, 超高分子量聚乙烯 (UHMWPE) 纤维增强复合材料在冲击作用下主要的破坏模式之一是分层脱粘。针对 UHMWPE 复合材料层合板提出一种改进的双悬臂梁 (DCB) 试件, 研究了其 I 型层间断裂韧性 ( $G_{IC}$ ) 和失效特性, 分析了 DCB 试件厚度及纤维铺层方向对  $G_{IC}$  的影响, 讨论了层间断裂破坏机制及结构塑性对裂纹扩展过程的影响, 评估了现有试验标准中层间断裂韧性计算方法的适用性。结果表明: 较小厚度的 DCB 试件呈现明显的塑性行为, 由此测得的层间断裂韧性受结构塑性的影响显著, 适当增加试件厚度可有效避免塑性的影响。本文结果为 UHMWPE 复合材料进一步的动态层间性能及其理论模型的研究提供实验参考和数据支撑, 对复合材料防护结构设计具有重要的工程意义。

**关键词:** 超高分子量聚乙烯; 复合材料层合板; 分层; 断裂韧性; 力学试验

中图分类号: V258; TB332 文献标志码: A 文章编号: 1000-3851(2023)11-6087-11

## Interlaminar fracture toughness of ultra-high molecular weight polyethylene fiber reinforced composite laminates

XIAO Pengcheng<sup>1,2</sup>, DENG Jian<sup>\*1,2</sup>, WANG Zengxian<sup>1,2</sup>, SHAO Guangran<sup>1,2</sup>, PENG Youlei<sup>1,2</sup>, LU Tianjian<sup>\*1,2</sup>

(1. State Key Laboratory of Mechanics and Control for Aerospace Structures, Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, Nanjing 210016, China; 2. MIIT Key Laboratory of Multifunctional Lightweight Materials and Structures, Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, Nanjing 210016, China)

**Abstract:** Ultra-high molecular weight polyethylene (UHMWPE) fiber reinforced composites are considered as state-of-the-art materials for armor solutions, and interlaminar delamination is one of the main failure mechanisms for the composites under impact loadings. For UHMWPE composite laminates, an improved double cantilever beam (DCB) specimen was proposed. The interlaminar fracture toughness ( $G_{IC}$ ) and failure characteristics were then studied. Analysis were conducted regarding the influence of the specimen thickness and fiber layups on the  $G_{IC}$ . The failure mechanism of interlaminar fracture and the effect of structural plasticity on the crack propagation process were further discussed. Evaluation was also implemented on the applicability of the existing test standards for the calculation of the interlaminar fracture toughness. Results show that the DCB specimen with small thickness exhibits obvious plastic behavior, and the measured interlaminar fracture toughness is significantly affected by structural plasticity. Increasing the thickness of the specimen can effectively avoid the influence of plasticity. Conclusively, the results presented in this paper provide experimental reference and data support for the study of dynamic interlaminar properties and theoretical models of UHMWPE composites, that have important engineering significance for the design of composite protective structures.

收稿日期: 2022-11-24; 修回日期: 2023-03-25; 录用日期: 2023-04-03; 网络首发时间: 2023-04-10 11:27:49

网络首发地址: <https://doi.org/10.13801/j.cnki.fhclxb.20230407.001>

基金项目: 国家自然科学基金 (11972185; 12002157)

National Natural Science Foundation of China (11972185; 12002157)

通信作者: 邓健, 博士, 副教授, 硕士生导师, 研究方向为飞行器先进复合材料结构设计 E-mail: [dengjian@nuaa.edu.cn](mailto:dengjian@nuaa.edu.cn);

卢天健, 博士, 教授, 博士生导师, 研究方向为固体力学 E-mail: [tjlu@nuaa.edu.cn](mailto:tjlu@nuaa.edu.cn)

引用格式: 肖鹏程, 邓健, 王增贤, 等. 超高分子量聚乙烯纤维增强复合材料层合板层间断裂韧性 [J]. 复合材料学报, 2023, 40(11): 6087-6097.

XIAO Pengcheng, DENG Jian, WANG Zengxian, et al. Interlaminar fracture toughness of ultra-high molecular weight polyethylene fiber reinforced composite laminates[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2023, 40(11): 6087-6097(in Chinese).

**Keywords:** ultra-high molecular weight polyethylene; composite laminates; delamination; fracture toughness; mechanical testing

采用高模量/高强度聚合物纤维作为增强材料的高分子复合材料, 具有优异的冲击吸能性能, 被广泛应用于构建高性能装甲等弹道防护结构<sup>[1]</sup>。其中, 超高分子量聚乙烯 (Ultra-high molecular weight polyethylene, UHMWPE) 纤维是采用分子量在 100 万~500 万的聚乙烯经凝胶纺丝后拉伸制成的一种纤维, 拥有极高的比强度 (3.20 MPa/kg) 和比模量 (103.09 MPa/kg)<sup>[2]</sup>。UHMWPE 纤维的比强度是碳纤维的 1.6 倍、玻璃纤维的 2.3 倍, 其比模量也远高于除碳纤维外的其他高性能纤维<sup>[3]</sup>。UHMWPE 纤维增强复合材料表现出优越的抗冲击性能及低密度特性, 近年来成为抗冲击及抗侵彻结构设计的优选材料, 被广泛应用于构建轻质高性能装甲<sup>[4-5]</sup>。

目前, UHMWPE 复合材料主要应用于抗冲击及弹道防护。实际应用时, 一般采用由预浸料压制而成的 UHMWPE 复合材料层合板。现有研究表明, 正交铺层制得的 UHMWPE 复合材料层合板的防弹性能远优于单向铺层的层合板<sup>[6]</sup>, 其制备工艺大致流程为<sup>[7]</sup>: 将纤维排列在聚氨酯等热塑性聚合物基体中, 压制成 [0/90/0/90] 正交铺层的预浸料, 然后将适度裁剪的预浸料重叠至预先设定厚度, 置入热压机或热压罐中在给定压力和温度下成型, 最终制成 UHMWPE 纤维增强复合材料层合板。

冲击载荷下, UHMWPE 复合材料层合板的主要破坏模式之一是层间断裂<sup>[8-12]</sup>。UHMWPE 层合板在弹丸侵彻下的两种主要破坏模式主要为初始穿透过程中的剪切堵塞及随后出现的分层和背凸<sup>[9]</sup>。研究表明, 冲击载荷作用下, 降低 UHMWPE 层合板的层间强度可降低其后端面纤维的拉应力, 使其能承受较大挠度而不发生拉伸破坏, 从而有效提高其抗侵彻性能<sup>[10-11]</sup>。而对于任何体系的复合材料, 想要充分发挥其优越的力学性能及减重优势, 了解增强纤维和基质系统的粘合特性是至关重要的。有鉴于此, 防护结构设计需综合考虑 UHMWPE 层合板的冲击韧性及其在冲击过程中产生的背凸变形, 因此需有效获取其层间断裂特性。弹丸侵彻下, 考虑到 I 型层间断裂主导的分层破坏是 UHMWPE 层合板产生背凸的主要原因<sup>[12]</sup>, 而复合材料的 I 型层间断裂韧性 ( $G_{IC}$ ) 往往小于 II

型层间断裂韧性 ( $G_{IIC}$ )<sup>[13]</sup>, 故  $G_{IC}$  的可靠识别对复合材料层合板设计尤为重要。

国内外针对 UHMWPE 层合板的弹击仿真计算大多采用与层间强度相关的失效准则模拟其层间响应<sup>[10-11, 14]</sup>, 缺少对其演化细节的描述; 相应地, 缺乏针对其层间性能及层间断裂破坏机制的相关研究。采用基于连续介质力学的内聚力模型可预测 UHMWPE 层合板层间裂纹的扩展过程, 但该方法也需要  $G_{IC}$  等层间断裂特性作为输入参数。双悬臂梁 (Double cantilever beam, DCB) 试验是研究复合材料 I 型层间断裂行为并测定其  $G_{IC}$  的常用方法。ASTM D5528-13 标准<sup>[15]</sup>为  $G_{IC}$  的测定提供了全面的测试方案和数据处理方法, 一般适用于具有脆性聚合物基体的碳纤维和玻璃纤维增强层合板。由于 DCB 试验方法的简便性, 研究人员将其改进后应用于其他类型复合材料的层间试验<sup>[16-19]</sup>。ASTM 标准中对层间断裂韧性的数据处理方法适用于分层前沿的损伤区或非线性变形区相对于最小尺寸 (通常为 DCB 试验的试件厚度) 较小的试件, 对大变形试件层间断裂韧性的计算存在一定的局限性。J 积分方法在复合材料层间断裂韧性试验计算中的应用极具研究前景, 近年来得到了相关领域研究人员的青睐<sup>[20]</sup>, 在 DCB 试件出现大变形表现出该方法的独特优势<sup>[21]</sup>, 但该方法对设备测量精度要求较高, 需精准捕捉加载点的旋转角, 测量较复杂困难。

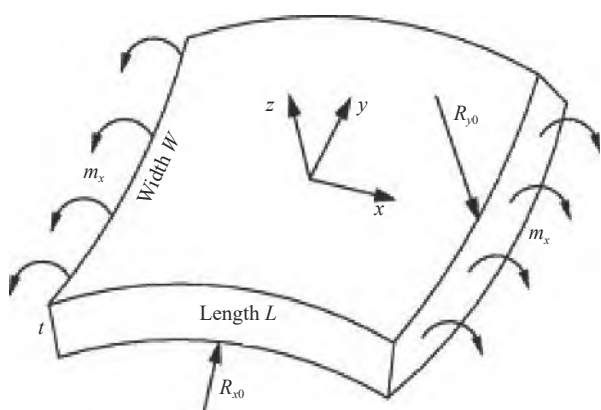
综上, UHMWPE 复合材料层合板层间性能的准确表征意义重大, 而目前已有的标准试验方法并不完全适用于此类塑性较强的复合材料, 导致该材料层间断裂特性的研究较缺乏。本文在 ASTM D5528-13 标准<sup>[15]</sup>的基础上, 考虑到 UHMWPE 层合板在变形过程中会表现出较强塑性, 不完全适用于标准中基于线弹性断裂力学  $G_{IC}$  计算方法, 对传统的 DCB 试验方法做出相应改进。基于改进的试验方法, 本文测得 UHMWPE 层合板 DCB 试件的载荷-张开位移曲线, 结合试件变形过程获得 R 曲线, 分析层间断裂破坏机制及塑性对裂纹扩展的影响, 同时还研究了 DCB 试件厚度和中间分层界面的纤维铺层方向对  $G_{IC}$  的影响规律。研究结果为 UHMWPE 层合板进一步的动态层间性能及其理论模型研究提供试验参考和数据支撑,

对轻质高性能防护结构设计具有重要的指导意义。

## 1 实验设置

### 1.1 DCB 试件设计

基于 ASTM D5528-13 标准<sup>[15]</sup>, 本文设计的 UHMWPE 层合板 DCB 试件在预试验中发生明显的二次分层现象, 即在预裂的中间层之外出现另一分层, 这可能与测试过程中发生的互反曲效应有关<sup>[22-23]</sup>: 由于宽度较大的梁在纵向和横向具有不同的泊松比, 其在弯曲载荷作用下会呈现马鞍状的弯曲, 如图 1 所示。由于减小试件的宽度能够削弱其互反曲效应, 从而有效抑制二次分层现象的发生, 故本文最终采用的 DCB 试件具有 ASTM 标准中建议的最小宽度 (20 mm), 以确保足够数量的纤维与基体形成联结, 从而实现层间断裂韧性的有效测量。



$L$ ,  $W$  and  $t$ —Length, width and thickness of the rectangular plate, respectively;  $m_x$ —Bending moment per unit width applied to the plate edges;  $R_{x0}$  and  $R_{y0}$ —Radii of curvature of the corresponding deformation  
图 1 弯曲载荷作用下板的互反弯曲变形<sup>[22]</sup>

Fig. 1 Anticlastic bending deformation of plates under bending load<sup>[22]</sup>

此外, 由于 UHMWPE 复合材料的纤维体积含量较高, UHMWPE 层合板沿厚度方向的抗弯刚度较弱且具有较强的塑性, 厚度较小的 DCB 试件在实验过程中会出现大变形甚至试件臂发生断裂。这种现象在界面极强的 DCB 试件中较常见。例如, 采用微细杆 (Z-pin) 技术增强层间强度的复合材料 DCB 试件<sup>[24]</sup>, 容易出现试件臂断裂等非标准破坏模式。有鉴于此, 有研究者在复合材料 DCB 试件上下表面粘接金属片, 以提高其抗弯刚度, 从而避免大变形及试件臂断裂, 然而该方法通常会由于金属片与 DCB 试件臂脱粘而失效, 故需提出更直接的方法增强其抗弯刚度<sup>[25-26]</sup>。本文采用增加 DCB 试件厚度的方法以增强其抗弯刚度, 在

ASTM 标准建议的 5 mm 厚度基础上, 制备了 10 mm 和 20 mm 厚度的 DCB 试件, 研究获取 UHMWPE 复合材料层间断裂韧性  $G_{IC}$  的有效方法, 考量试件厚度对  $G_{IC}$  的影响规律。此外, 本文对标准 DCB 试件的另一重要改进是在其厚度方向增加了  $[\pm 45]$  层, 以便改进后的试件能够承受因弯曲产生的剪切应力, 进而有效避免试验过程中试件因变形过大出现铰折。

因此, 本文选取 DCB 试件的宽度  $b$  为 20 mm, 长度  $L$  为 146 mm, 预制裂纹  $a_0$  为 50 mm, 铺层设置分别为  $[[\pm 45]_{12}[0/90]_8]_s$ 、 $[[\pm 45]_{24}[0/90]_{16}]_s$  和  $[[\pm 45]_{48}[0/90]_{32}]_s$ , 厚度分别为 5 mm、10 mm 和 20 mm。此外, 为研究中间分层界面纤维铺层的影响, 设置分层界面分别为  $0^\circ/0^\circ$ 、 $0^\circ/90^\circ$  及  $90^\circ/90^\circ$  纤维铺层的 3 种 DCB 试件, 如图 2 所示。

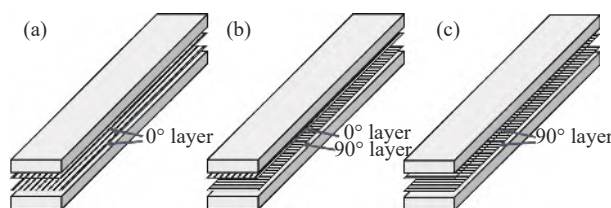


图 2 双悬臂梁 (DCB) 试件的中间分层界面纤维铺层: (a)  $0^\circ/0^\circ$ ; (b)  $0^\circ/90^\circ$ ; (c)  $90^\circ/90^\circ$

Fig. 2 Intermediate delamination interface fiber layup directions of double cantilever beam (DCB) specimen: (a)  $0^\circ/0^\circ$ ; (b)  $0^\circ/90^\circ$ ; (c)  $90^\circ/90^\circ$

### 1.2 试件制备

试件所采用的 UHMWPE 预浸料由北京同益中新材料科技有限公司提供, 商业等级为 HA792。单层预浸料的厚度为 0.25 mm, 由两层正交的  $0^\circ$  和  $90^\circ$  方向的 UHMWPE 单向层组成, 共 4 层。UHMWPE 纤维的拉伸强度为 3.8 GPa, 纤维直径为  $17 \mu\text{m}$ , 体积分数为 83%, 以聚氨酯树脂为基体。

本文基于 UHMWPE 预浸料制备复合材料层合板, 具体步骤如下: 从 UHMWPE 预浸料纤维布裁下尺寸为  $170 \text{ mm} \times 170 \text{ mm}$  的布片, 按预定顺序铺层; 在一端的中间层插入一片长度为 80 mm, 宽度略大于试件宽度, 厚度为  $10 \mu\text{m}$  的聚四氟乙烯 (Teflon) 薄膜, 以制成预制裂纹; 用透气毡和高温真空袋密封包装, 抽真空放入热压机 (江苏双马智能科技有限公司, AMS-100-1-PCD), 按照图 3 所示温度-时间曲线及压力-时间曲线 (温度  $132^\circ\text{C}$ , 压力 13.8 MPa, 压制 60 min) 压制 UHMWPE 复合材料层合板, 自然冷却到室温后取出; 采用高速水切割加工, 得到试验所需的 DCB 试件。

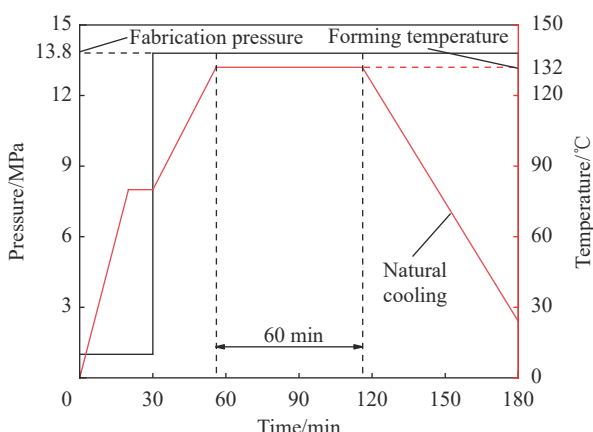
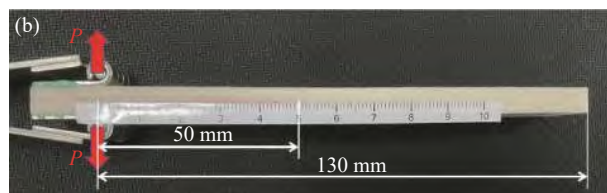
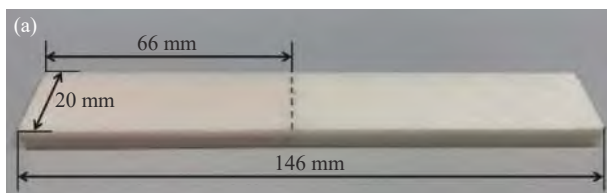


图3 超高分子量聚乙烯 (UHMWPE) 复合材料层压板的成型温度及压力设置

Fig. 3 Forming temperature and pressure setting of ultra-high molecular weight polyethylene (UHMWPE) composite laminates

UHMWPE 层合板 DCB 试件总长 146 mm, 宽 20 mm, 预制裂纹长 66 mm。采用 J272 胶膜 (适用于金属-塑料粘接的专用航空级热塑性胶膜), 将



P—Applied load

图4 (a)带层间预制裂纹的 DCB 试件; (b)粘贴刻度和加载合页的 DCB 试件

Fig. 4 (a) DCB specimen with interlaminar pre-crack; (b) DCB specimen with pasted scale and loaded hinge



图5 厚度为 5.2 mm (H5) (a)、10.3 mm (H10) (b) 和 20.6 mm (H20) (c) 的 DCB 试件

Fig. 5 DCB specimens with thickness of 5.2 mm (H5) (a), 10.3 mm (H10) (b) and 20.6 mm (H20) (c)

ASTM D5528-13 标准<sup>[15]</sup> 推介 3 种方法对  $G_{IC}$  进行求解, 即修正梁理论 (Modified beam theory, MBT) 方法:

$$G_{IC} = \frac{3P\delta}{2b(a + |\Delta|)} \quad (1)$$

试件在预制裂纹端与加载合页粘接: 由于 UHMWPE 的润滑性极强, 采用普通粘接剂的合页在试验过程中易发生脱落。

### 1.3 I 型层间断裂试验

如图 4 所示, 标记 DCB 试件的裂纹尖端位置 (图 4(a))、粘贴加载合页及刻度标尺条 (图 4(b)), 以便在测试过程中有效地追踪裂纹长度。将 3 种不同厚度的试件 (5.2 mm、10.3 mm 和 20.6 mm) 分别标记为 H5、H10、H20, 如图 5 所示。由于 UHMWPE 的润滑性太强, 通过粘贴加载合页的 H20 试件在试验过程中容易出现脱粘, 故采用如图 5(c) 所示的 U 形加载装置对该试件施加足够的法向载荷, 确保预制裂纹沿层间扩展。

采用 Instron 5943 材料试验机, 控制位移以 1 mm/min 的加载速率进行加载, 裂纹向外扩展约 30 mm 时, 停止实验, 卸载。实验过程中, 记录载荷-加载点位移曲线, 采用 150 mm 微距镜头和三角架式单反相机拍摄试件的变形过程, 如图 6 所示。

柔度校正 (Compliance calibration, CC) 方法:

$$G_{IC} = \frac{nP\delta}{2ba} \quad (2)$$

修正柔度校正 (Modified compliance calibration, MCC) 方法:

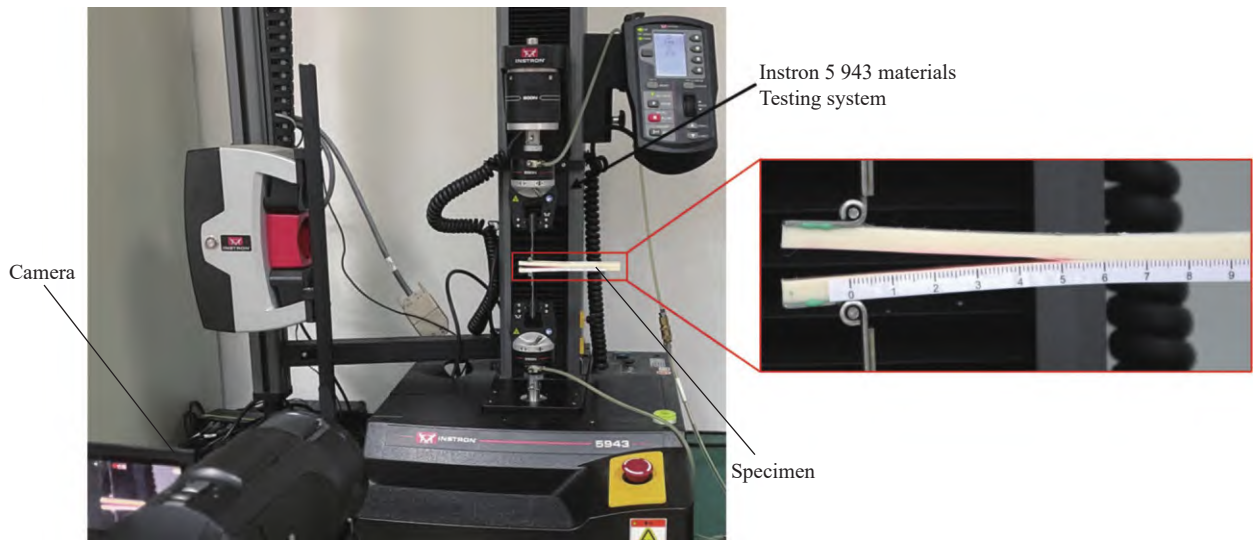


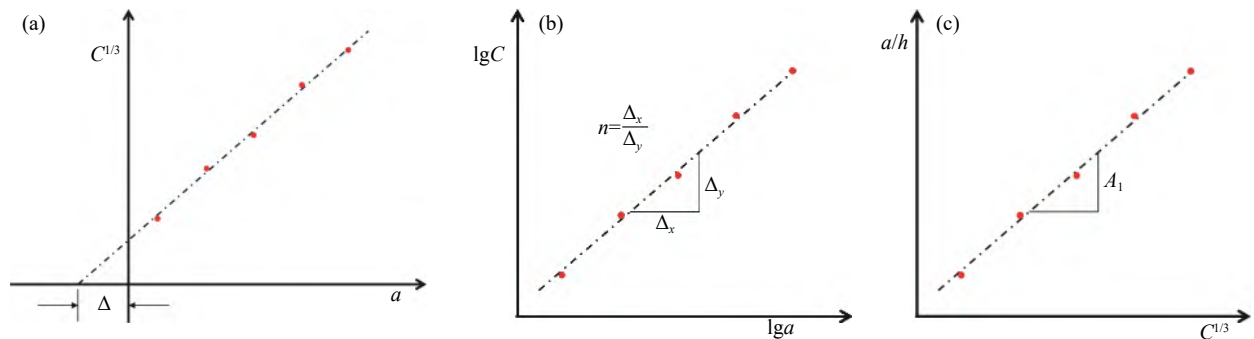
图6 UHMWPE 复合材料 I 型层间断裂韧性试验

Fig. 6 Mode I interlaminar fracture toughness test of UHMWPE composites

$$G_{IC} = \frac{3P^2C^{2/3}}{2A_1bh} \quad (3)$$

式中： $P$  为试验机施加的外载荷； $\delta$  是试件加载点的位移； $b$  是试件宽度； $a$  是裂纹扩展长度（即从 DCB 试件的加载点到分层前缘的距离）； $C = \delta/P$  是 DCB 试件的柔度； $h$  是 DCB 试件的厚度； $|A_1|$  是

裂纹扩展长度修正系数，可通过柔度  $C$  与分层扩展长度  $a$  的曲线拟合得到，如图 7(a) 所示； $n$  为 CC 方法所需的曲线拟合参数，计算公式为  $n = \Delta_x/\Delta_y$ ， $\Delta_x$  和  $\Delta_y$  的定义如图 7(b) 所示； $A_1$  为 MCC 方法所需的曲线拟合参数，图 7(c) 给出其定义。



$C = \delta/P$ —Compliance of DCB specimen, where  $\delta$  is the load point deflection and  $P$  is the applied load;  $a$ —Delamination of DCB specimen;  $\Delta$ —Effective delamination extension to correct for rotation of DCB arms at delamination front for the MBT method;  $n = \Delta_x/\Delta_y$ —Curve fitting parameters required for the CC method, where  $\Delta_x$  is the incremental change in  $lga$  and  $\Delta_y$  is the incremental change in  $lgC$ ;  $h$ —Thickness of DCB specimen;  $A_1$ —Slope of plot of  $a/h$  versus  $C^{1/3}$

图7 ASTM D5528-13 标准<sup>[15]</sup>中3种 I 型层间断裂韧性 ( $G_{IC}$ ) 计算方法的拟合参数: (a) 修正梁理论 (MBT); (b) 柔度校正 (CC); (c) 修正柔度校正 (MCC)

Fig. 7 Fitting parameters of three mode I interlaminar fracture toughness ( $G_{IC}$ ) calculation methods in ASTM D5528-13<sup>[15]</sup>:

(a) Modified beam theory (MBT); (b) Compliance correction (CC); (c) Modified compliance correction (MCC)

## 2 UHMWPE 复合材料层合板层间裂纹扩展过程

### 2.1 UHMWPE 复合材料层合板载荷-张开位移曲线

图 8 给出 H5、H10 和 H20 试件的载荷-加载点张开位移曲线。图 8(a) 中的实线和点划线分别代表 H5 和 H10 试件，加粗线为 3 次重复试验结果

的平均值，图 8(b) 为 H20 试件的试验结果，其中虚线代表试件中间分层界面纤维铺层为  $0^\circ/0^\circ$ ，点划线代表  $0^\circ/90^\circ$ ，实线代表  $90^\circ/90^\circ$ 。

分析 DCB 试件的变形过程和载荷-张开位移曲线 (图 8)，发现层间裂纹从 A 点开始扩展，最

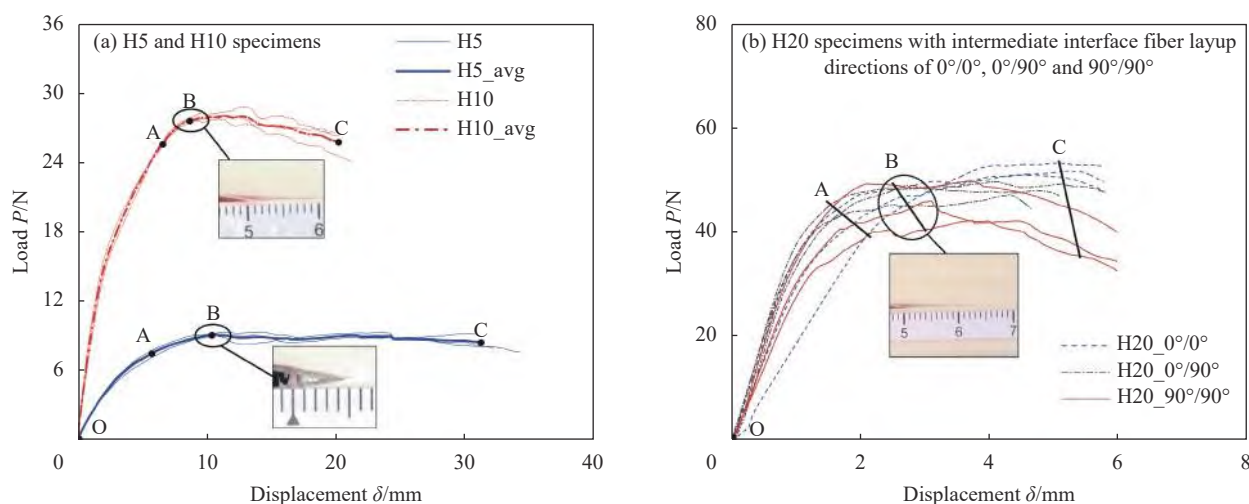


图8 不同厚度 DCB 试件的载荷-张开位移曲线

Fig. 8 Load-opening displacement curves of DCB specimens with different thicknesses

大载荷值明显不对应于初始裂纹的扩展(B点): H5 试件在裂纹扩展了至少 4 mm 后才达到最大载荷值; H10 试件在中间层裂纹扩展了约 10 mm, 且中间层的相邻层出现明显的裂纹后才达到最大载荷值; H20 试件则是在裂纹扩展了 15~20 mm 后达到最大载荷值, 且伴随着纤维桥联、多裂纹及分层迁移等复杂的裂纹扩展模式, 如图 9 所示。根据裂纹扩展过程和试件变形, 可将载荷-张开位移曲线分为 3 个阶段: OA 段, 载荷  $P$  随张开位移  $\delta$  的增加而增加, 裂纹尚未开始扩展, 并随着不同厚度试件的不同程度塑性变形, 出现不同程度的抗弯刚度退化, 导致载荷的增加呈现不同程度的非线性; AB 段, 裂纹开始扩展, 纤维桥联区开始出现, H10 和 H20 试件中出现多裂纹和分层迁移现象, 导致载荷以低于 OA 段的速率继续增加, 同时分层界面纤维桥联区充分发展, 直至达到最大载荷值; BC 段, 裂纹继续扩展, 随着不同厚度试件抗弯刚度退化程度的加深 (DCB 试件悬臂进入塑性变形区域的增大) 及层间界面扩展模式的变化, 载荷随张开位移的增加保持不变或出现下降的趋势。此外, 试验过程中, 本文所用 UHMWPE 层合板的裂纹扩展是连续的, 载荷-张开位移曲线相对光滑; 与此相反, 碳纤维、玻璃纤维等脆性基体复合材料呈现离散的裂纹扩展, 导致其载荷-张开位移曲线呈锯齿形。因此, 针对脆性复合材料, 往往需通过反复卸载后重新加载的方法避免脆性基体和纤维桥联的影响, 以获取平滑的曲载荷-张开位移曲线<sup>[15, 27]</sup>。就脆性复合材料而言, 其 DCB 试件的载荷达到最大值后, 随张

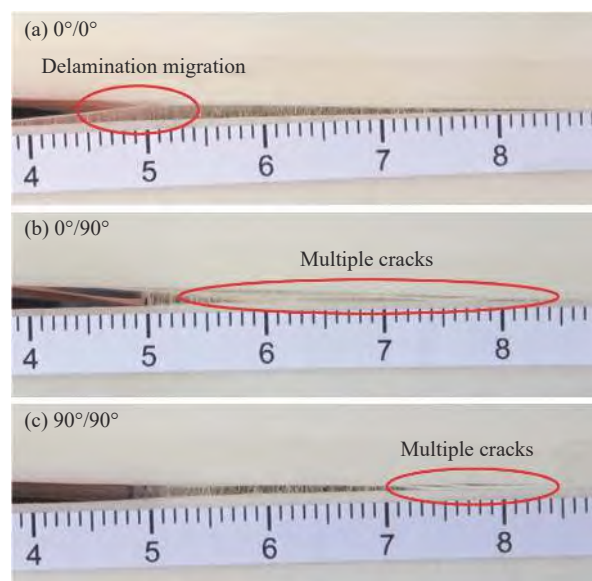


图9 中间界面为 0°/0° (a)、0°/90° (b) 和 90°/90° (c) 纤维铺层方向的 H20 试件裂纹扩展模式比较

Fig. 9 Comparison of crack growth modes of H20 specimens with intermediate interface fiber layout directions of 0°/0° (a), 0°/90° (b) and 90°/90° (c)

开位移的增大迅速减小: 由于脆性复合材料 DCB 试件的单臂可等效为弹性悬臂梁, 随着裂纹的扩展, 臂长增加, 只需较小的力便可得到足够后续裂纹扩展的弯矩。与此明显不同, 本文所得的载荷-张开位移曲线在载荷达到最大值后存在明显的平台区, 这主要归因于 UHMWPE 复合材料的强塑性行为及其较复杂的层间裂纹扩展模式。

## 2.2 试件厚度对 UHMWPE 复合材料层合板层间裂纹扩展的影响

值得注意的是, 载荷-张开位移曲线在层间裂

纹尚未开始扩展的 OA 段便呈现非线性, 在厚度较薄的 H5 和 H10 试件中尤为显著, 如图 8(a) 所示, 主因是聚氨酯基体、UHMWPE 纤维的强塑性及 DCB 试件表层  $\pm 45^\circ$  铺层引起的非线性特质<sup>[28]</sup>。目前, 该现象在脆性基体复合材料中尚未发现<sup>[29-30]</sup>。

图 10 比较了不同厚度 DCB 试件在层间裂纹扩展过程的变形。在裂纹尚未开始扩展的 OA 段, 随着厚度的增加, 试件的弯曲变形程度显著变化, 尤其是塑性变形减少, 代表加载过程中弹性变形的线性段在 OA 段的占比相应增加, 可见: 增加试件的厚度能够有效提高其抗弯刚度, 降低结构塑性对裂纹扩展的影响。此外, 观察试件的变形过程发现, H5 试件的裂纹扩展集中在中间层, 未出现分层迁移和多裂纹等其他裂纹偏离行为, 且无纤维桥联现象, 如图 10(a) 所示; H10 试件在中间层界面出现明显的纤维桥联, 如图 10(b) 所示; H20 试件的不同分层界面铺层导致其层间裂纹呈现复杂的扩展模式(图 9), 但未出现明显的纤维桥联。其中, H5 试件由于厚度较小, 分层所需载荷较小, 且试验过程出现变形较大, 裂纹尖端张开较大位移, 使得桥联的纤维随裂纹扩展顺利分开而未观察到纤维桥联现象; 而 H20 试件未观察到明显纤维桥联的原因则在于其厚度较大, 裂纹扩展需要较大载荷, 出现裂纹迁移和多裂纹等复杂裂纹扩展模式。

### 2.3 分层界面铺层对 UHMWPE 复合材料层合板层间裂纹扩展的影响

对比 3 种纤维铺层的 H20 试件得到的载荷-张开位移曲线, 发现  $0^\circ/0^\circ$  和  $0^\circ/90^\circ$  试件的峰值力相当, 且随着裂纹的扩展载荷未明显下降, 待试件完全张开后才迅速下降;  $90^\circ/90^\circ$  试件的峰值力相对较小, 随裂纹的扩展呈现较明显的下降趋势。此外, 比较 3 种不同中间界面纤维铺层 H20 试件的裂纹扩展模式(图 9)可知, 改变界面纤维铺层方向会明显改变层间裂纹的扩展路径, 这是导致

载荷-张开位移曲线出现显著差异的主因。

值得注意的是, 中间界面纤维为  $0^\circ/0^\circ$  铺层方向的 H20 试件在裂纹扩展的起始位置便出现分层迁移(裂纹从预制裂纹的  $0^\circ/0^\circ$  界面迁移到正交铺层预浸料中更易分层的相邻  $0^\circ/90^\circ$  界面), 其主要原因为: UHMWPE 复合材料的树脂含量极低, 导致  $0^\circ/0^\circ$  界面的纤维出现严重的纤维桥联及 UHMWPE 层合板较弱的层间性能。对于中间界面纤维的铺层方向为  $0^\circ/90^\circ$  或  $90^\circ/90^\circ$  的 H20 试件, 层间裂纹能按照预期的路径扩展, 即沿着预制裂纹的  $0^\circ/90^\circ$  或  $90^\circ/90^\circ$  界面扩展。其中,  $0^\circ/90^\circ$  铺层的试件由于预制裂纹界面与相邻界面均为正交铺层, 裂纹扩展过程中会出现多裂纹行为, 即在相邻层间出现多条裂纹同时扩展的现象。铺层方向为  $90^\circ/90^\circ$  的试件中间分层界面未出现明显的纤维桥联和裂纹迁移, 可得到较理想的中间界面裂纹扩展模式。

## 3 UHMWPE 复合材料层合板层间断裂韧性

### 3.1 R 曲线

R 曲线 (Resistance curve) 是一种用于直观分析 DCB 裂纹扩展阻力的方法。本文基于修正梁理论 (MBT) 计算 UHMWPE 层合板的 I 型层间断裂韧性  $G_{IC}$ , 由此得到的 R 曲线如图 11 所示。

3 种不同厚度 UHMWPE 层合板的 R 曲线有很大差异。H5 和 H10 试件的  $G_{IC}$  平均初始值分别为  $0.075 \text{ N/mm}$  和  $0.144 \text{ N/mm}$ , 且随分层扩展长度的增加, 这两种厚度试件的能量耗散率继续增大, 彼此之间始终存在  $0.1 \text{ N/mm}$  的差距。H20 试件的  $G_{IC}$  平均值约为  $0.06 \text{ N/mm}$ , 低于 H5 和 H10 试件的平均值, 其中分层界面  $90^\circ/90^\circ$  纤维铺层试件的能量耗散率会逐渐趋于稳定。

通过观察试件变形情况可知(图 10), H5 和 H10 两种试件的  $G_{IC}$  平均值差异较大, 这是由于后者相较于前者在中间层的界面出现明显的纤维桥联。就 H20 试件而言, 类似于其载荷-张开位移



图 10 试验过程中 DCB 试件的变形对比: (a) H5; (b) H10; (c) H20

Fig. 10 Deformation comparison of DCB specimens during the test: (a) H5; (b) H10; (c) H20

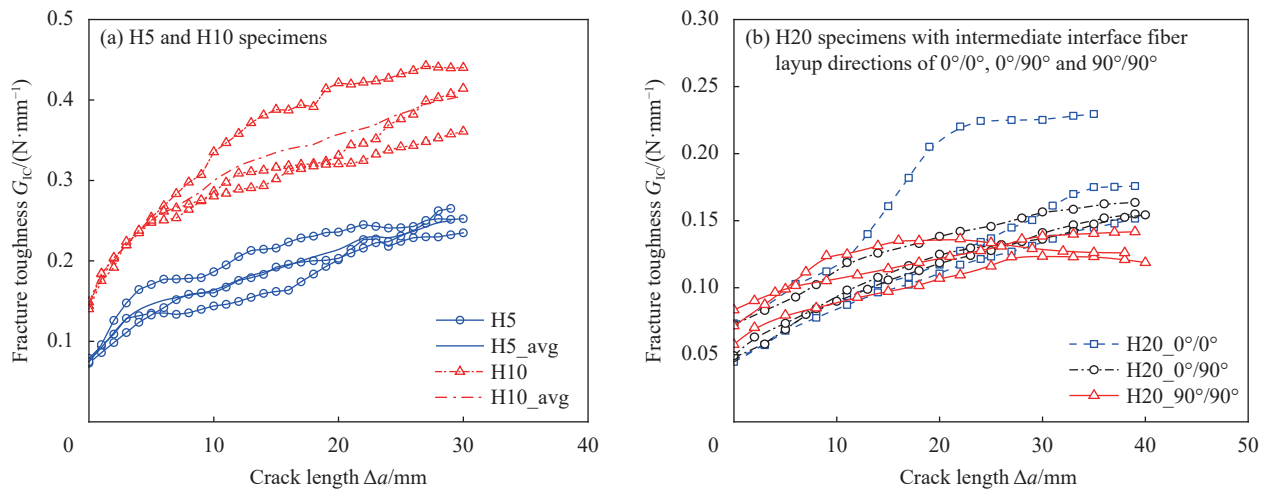


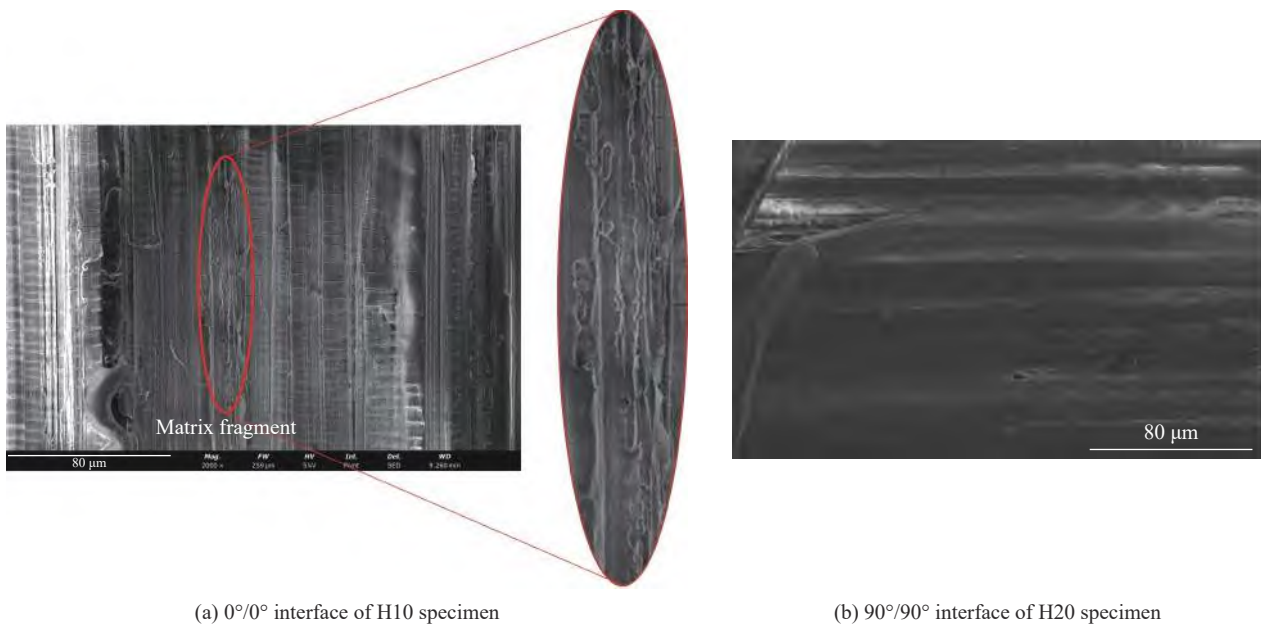
图 11 不同厚度 DCB 试件的 R 曲线  
 Fig. 11 R curves of DCB specimens with different thicknesses

曲线，该厚度试件的中间分层界面纤维铺层方向对测定的  $G_{IC}$  值影响较小。如图 9 所示，H20 试件的层间裂纹会迁移到相邻的  $0^\circ/90^\circ$  和  $90^\circ/90^\circ$  界面，仅宽度方向的纤维出现桥联，且不影响裂纹的进一步扩展。相较于较薄的 H5 和 H10 试件，H20 试件的  $G_{IC}$  值较低，主要原因在于：H5 试件在加载过程中出现大变形，进而发生大区域的塑性变形及抗弯刚度下降，导致层间裂纹扩展较缓慢，故  $G_{IC}$  的初始值偏大且持续增大；H10 试件在加载过程中存在一定的塑性变形及分层界面大量的纤维

桥联，导致其层间断裂韧性远高于其他两种厚度试件。

图 12 给出了试件中间界面分层破坏后 SEM 图像，进一步比较了 H10 试件  $0^\circ/0^\circ$  界面和 H20 试件  $90^\circ/90^\circ$  界面的破坏形貌，可见  $0^\circ/0^\circ$  界面有大量纤维拔出后残余的基体碎屑，而  $90^\circ/90^\circ$  界面仅有少量  $90^\circ$  方向表层纤维片段拔出，表明 H10 试件  $0^\circ/0^\circ$  界面的严重纤维桥联会增大其层间断裂韧性。

就脆性基体纤维增强复合材料而言，随着裂纹的扩展，纤维桥联最终达到稳定状态，即分层



(a)  $0^\circ/0^\circ$  interface of H10 specimen (b)  $90^\circ/90^\circ$  interface of H20 specimen

图 12 UHMWPE 复合材料层合板层间界面破坏后的 SEM 图像

Fig. 12 SEM images of the damaged interlaminar interface of UHMWPE composite laminates



前缘处在扩展过程中新产生的桥联纤维与桥联区域末端在分层扩展中发生彻底失效的桥联纤维之间满足动态平衡, R 曲线相应得到一个稳定值。不同于常规脆性复合材料, UHMWPE 层合板 H5 试件测得的能量耗散率随裂纹扩展连续增大, R 曲线 (H5 试件) 并未随裂纹的扩展趋于稳定, 结合前文分析, 主要归因于试件在加载过程中出现大变形, 导致其塑性变形区不断增大, 其能量耗散率未能达到一个稳定值。试件厚度的增加有效减少了塑性区的影响, 导致测得的层间断裂韧性出现明显差异, 而中间界面纤维铺层方向引致的纤维桥联也对  $G_{IC}$  有一定的影响, 故需综合考虑试件厚度及分层界面纤维铺层的方向, 以获取有

效的  $G_{IC}$ 。因此, 针对广泛应用于防护结构设计的正交铺层 UHMWPE 层合板, 在保证试件厚度以避免塑性区对试验结果造成不可忽略影响的前提下, 采用中间界面纤维铺层方向为  $90^\circ/90^\circ$  的 H20 试件能够测得有效的层间断裂韧性。

### 3.2 $G_{IC}$ 计算方法对比

进一步分析不同计算方法对  $G_{IC}$  值的影响。基于 ASTM D5528-13 标准<sup>[15]</sup> 中建议的修正梁理论 (MBT) 方法、柔度校正 (CC) 法和修正柔度校正 (MCC) 法 3 种计算方法, 图 13 给出 UHMWPE 层合板不同类型 DCB 试件的 R 曲线, 图 14 则给出采用 MBT、CC 和 MCC 方法测定的平均初始层间断裂韧性。

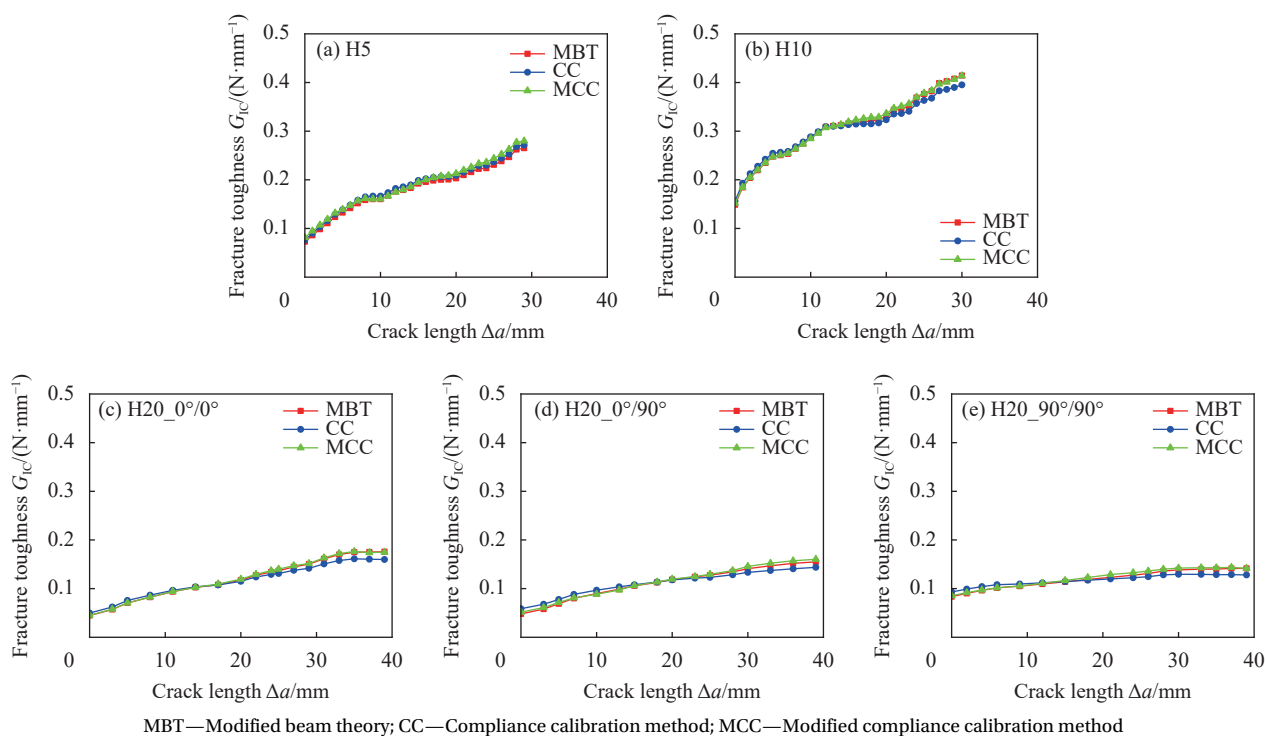


图 13 不同类型 DCB 试件的 R 曲线: 不同计算方法的对比

Fig. 13 R curves of DCB specimens with different types: Comparison of different calculation methods

采用 MBT、CC 和 MCC 方法测定的结果呈现极强的一致性: 3 种计算方法得到的 R 曲线基本重合, 平均初始层间断裂韧性之间的相对差异不超过 7%。测得结果之间如此小的差异与 ASTM D5528-13 标准对该 3 种不同计算方法的描述相符。因此, 本文采用 MBT 方法对 UHMWPE 复合材料层间断裂韧性的分析是可靠的, 排除了因数据处理不当等原因引入  $G_{IC}$  误差的可能性。然而, 需

要注意的是, 此处所采用的 ASTM D5528-13 标准中 3 种计算方法均是基于材料是线弹性的假设。对于较薄 UHMWPE 复合材料层合板 DCB 试件 (H10 和 H20 试件), 其明显的塑性行为不可避免地造成了材料模量和试件臂刚度的退化, 进而使得  $G_{IC}$  的计算结果偏大。本文通过适当增加试件厚度以避免试件的塑性大变形, 获得有效的层间断裂韧性值。

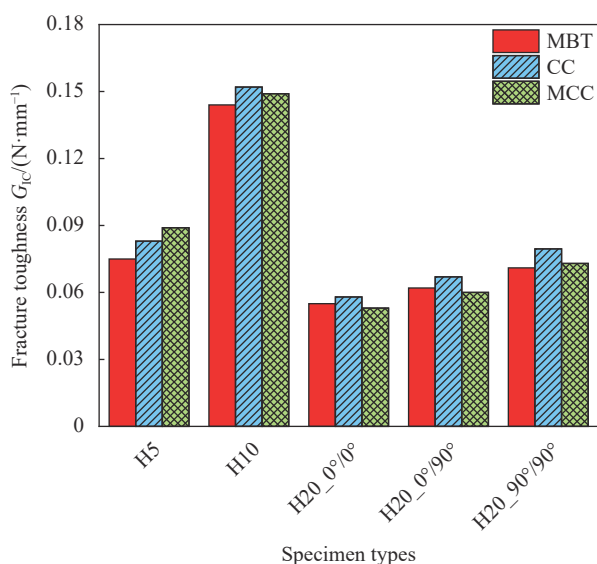


图 14 不同类型 DCB 试件的平均初始层间断裂韧性: 不同计算方法的对比如

Fig. 14 Average initial interlaminar fracture toughness of DCB specimens with different types: Comparison of different calculation methods

#### 4 结论

针对超高分子量聚乙烯 (UHMWPE) 纤维增强复合材料的 I 型层间断裂力学行为, 本文在预制层合板铺层及几何形状上对传统的双悬臂梁 (DCB) 试件进行了改进, 基于改进方案对不同类型层合板 DCB 试件进行了试验, 系统分析了不同试件厚度及中间分层界面纤维铺层方向对层间断裂试验的影响, 主要结论如下:

(1) 在裂纹扩展发生前后, UHMWPE 层合板试件均出现非线性力学响应, 且采用基于断裂力学的层间断裂韧性计算方法得到的 R 曲线与常规脆性复合材料的 R 曲线有明显差异;

(2) 增加 DCB 试件的厚度能有效减少塑性变形的影响; 20 mm 试件的 3 种不同分层界面纤维铺层方向导致不同程度的纤维桥联, 对试验过程、试验结果也有一定影响;

(3) 采用中间界面纤维铺层为 90°/90°且厚度为 20 mm 的 DCB 试件, 可有效地开展 UHMWPE 复合材料的 I 型层间断裂试验;

(4) 基于改进的 DCB 试件, 采用修正梁理论、柔度校正法和修正柔度校正法得到的层间断裂韧性高度一致, 表明本文采用修正梁理论对 UHMWPE 复合材料层间断裂韧性进行分析的可靠性。

本文结果为 UHMWPE 复合材料的层间性能及其理论模型研究提供了试验参考和数据支撑。对

于 UHMWPE 复合材料这类强塑性材料, 需进一步开展实验及理论研究, 以更好地理解其非线性的来源, 并提出更准确的计算方法获取其层间断裂韧性。此外, 考虑到 UHMWPE 复合材料在高速冲击防护领域的应用, 还需针对加载速率对其层间断裂韧性的影响开展深入的研究。

#### 参考文献:

- [1] DAVID N V, GAO X L, ZHENG J Q. Ballistic resistant body armor: Contemporary and prospective materials and related protection mechanisms[J]. *Applied Mechanics Reviews*, 2009, 62(5): 1201-1210.
- [2] 叶卓然, 罗靛, 潘海燕, 等. 超高分子量聚乙烯纤维及其复合材料的研究现状与分析[J]. *复合材料学报*, 2022, 39(9): 4286-4309.  
YE Zhuoran, LUO Liang, PAN Haiyan, et al. Research status and analysis of ultra-high molecular weight polyethylene fiber and its composites[J]. *Acta Materiae Compositae Sinica*, 2022, 39(9): 4286-4309(in Chinese).
- [3] LIU B. *Micromechanics of ultra-high molecular weight polyethylene fibre composites* [D]. Cambridge: University of Cambridge, 2018.
- [4] GRUJICIC M, ARAKERE G, HE T, et al. A ballistic material model for cross-plyed unidirectional ultra-high molecular-weight polyethylene fiber-reinforced armor-grade composites[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2008, 498(1-2): 231-241.
- [5] HERU UTOMO B D. *High-speed impact modelling and testing of dyneema composite*[D]. Delft: Delft University of Technology, 2011.
- [6] KARTHIKEYAN K, KAZEMAHVAZI S, RUSSELL B P. Optimal fibre architecture of soft-matrix ballistic laminates[J]. *International Journal of Impact Engineering*, 2016, 88: 227-237.
- [7] KARTIKEYA S, CHOUHAN H, AHMED A, et al. Determination of tensile strength of UHMWPE fiber-reinforced polymer composites[J]. *Polymer Testing*, 2020, 82: 106293.
- [8] KARTHIKEYAN K, RUSSELL B P, FLECK N A, et al. The effect of shear strength on the ballistic response of laminated composite plates[J]. *European Journal of Mechanics-A/Solids*, 2013, 42: 35-53.
- [9] NGUYEN L H, RYAN S, CIMPOERU S J, et al. The effect of target thickness on the ballistic performance of ultra high molecular weight polyethylene composite[J]. *International Journal of Impact Engineering*, 2015, 75: 174-183.
- [10] ZHANG R, QIANG L S, HAN B, et al. Ballistic performance of UHMWPE laminated plates and UHMWPE encapsu-

- lated aluminum structures: Numerical simulation[J]. *Composite Structures*, 2020, 252: 112686.
- [11] ZHANG R, HAN B, ZHONG J Y, et al. Enhanced ballistic resistance of multilayered cross-ply UHMWPE laminated plates[J]. *International Journal of Impact Engineering*, 2022, 159: 104035.
- [12] GREENHALGH E S, BLOODWORTH V M, IANNUCCI L, et al. Fractographic observations on dyneema® composites under ballistic impact[J]. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2013, 44: 51-62.
- [13] BENMEDAKHENE S, KENANE M, BENZEGGAGH M L. Initiation and growth of delamination in glass/epoxy composites subjected to static and dynamic loading by acoustic emission monitoring[J]. *Composites Science and Technology*, 1999, 59(2): 201-208.
- [14] KARTIKEYA K, CHOUHAN H, RAM K, et al. Ballistic evaluation of steel/UHMWPE composite armor system against hardened steel core projectiles[J]. *International Journal of Impact Engineering*, 2022, 164: 104211.
- [15] ASTM International. Standard test method for mode I interlaminar fracture toughness of unidirectional fiber-reinforced polymer matrix composites: ASTM D5528—13[S]. West Conshohocken: ASTM International, 2013.
- [16] WANG Y J, ZHAO D M. Characterization of interlaminar fracture behaviour of woven fabric reinforced polymeric composites[J]. *Composites*, 1995, 26(2): 115-124.
- [17] GASSAN J, BLEDZKI A K. Possibilities for improving the mechanical properties of jute/epoxy composites by alkali treatment of fibres[J]. *Composites Science and Technology*, 1999, 59(9): 1303-1309.
- [18] HUANG B Z, HU X Z, LIU J. Modelling of interlaminar toughening from chopped Kevlar fibers[J]. *Composites Science and Technology*, 2004, 64(13): 2165-2175.
- [19] 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.
- [20] 贺启林. 基于J-积分和构型力理论的材料断裂行为研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2010.
- HE Qilin. Study of material fracture behavior based on J-integral and configurational force theory[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2010(in Chinese).
- [21] DING J C, XU W. Determination of mode I interlaminar fracture toughness of composite by a wedge-insert double cantilever beam and the nonlinear J integral[J]. *Composites Science and Technology*, 2021, 206: 108674.
- [22] WANG J F, WAGONER R H, MATLOCK D K, et al. Anticlastic curvature in draw-bend springback[J]. *International Journal of Solids and Structures*, 2005, 42(5): 1287-1307.
- [23] SWANSON S R. Anticlastic effects and the transition from narrow to wide behavior in orthotropic beams[J]. *Composite Structures*, 2001, 53(4): 449-455.
- [24] GONG Y, CHEN X J, ZOU L H, et al. Experimental and numerical investigations on the mode I delamination growth behavior of laminated composites with different Z-pin fiber reinforcements[J]. *Composite Structures*, 2022, 287: 115370.
- [25] JAIN L K, DRANSFIELD K A, MAI Y W. Effect of reinforcing tabs on the mode I delamination toughness of stitched CFRPs[J]. *Journal of Composite Materials*, 1998, 32(22): 2016-2041.
- [26] SHANMUGAM L, NAEBE M, KIM J, et al. Recovery of mode I self-healing interlaminar fracture toughness of fiber metal laminate by modified double cantilever beam test[J]. *Composites Communications*, 2019, 16: 25-29.
- [27] 谢宗蕙, 蔡书杰, 郭奇, 等. 碳纤维增强复合材料层间断裂韧度[J]. *航空材料学报*, 2018, 38(4): 137-142.
- XIE Zonghong, CAI Shujie, GUO Qi, et al. Interfacial fracture toughness of carbon fiber reinforced composites[J]. *Journal of Aeronautical Materials*, 2018, 38(4): 137-142(in Chinese).
- [28] 矫桂琼, 高健, 邓强. 复合材料的 I 型层间断裂韧性[J]. *复合材料学报*, 1994, 11(1): 113-118.
- JIAO Guiqiong, GAO Jian, DENG Qiang. Mode I interlaminar fracture toughness of composite[J]. *Acta Materialiae Compositae Sinica*, 1994, 11(1): 113-118(in Chinese).
- [29] 董雁瑾, 杨海升, 白以龙. 玻璃纤维增强复合材料的I型层间断裂韧性[J]. *材料研究学报*, 1999, 13(2): 147-152.
- DONG Yanjin, YANG Haisheng, BAI Yilong. Mode I interlaminar fracture toughness of glass woven fabric reinforced composites[J]. *Chinese Journal of Materials Research*, 1999, 13(2): 147-152(in Chinese).
- [30] RUSSELL B P, KARTHIKEYAN K, DESHPANDE V S, et al. The high strain rate response of ultra high molecular-weight polyethylene: From fibre to laminate[J]. *International Journal of Impact Engineering*, 2013, 60: 1-9.