复合材料学报
Acta Materiae Compositae Sinica
Engineering Village

复合材料层合板自由边缘冲击失效机制

钟小丹 李朝阳 李念 叶强 居程

Failure mechanisms of composite laminate subjected to edge-on impact

ZHONG Xiaodan, LI Zhaoyang, LI Nian, YE Qiang, JU Cheng

在线阅读 View online: https://doi.org/10.13801/j.cnki.fhclxb.20230222.005

您可能感兴趣的其他文章

Articles you may be interested in

复合材料连续损伤力学模型在螺栓接头渐进失效预测中的应用

Application of continuum damage mechanics model for composites in progressive failure prediction of bolted joints

复合材料学报. 2020, 37(8): 2065-2075 https://doi.org/10.13801/j.cnki.fhclxb.20191030.004

基于连续介质损伤力学的复合材料层合板低速冲击损伤模型

A model for low velocity impact damage analysis of compositelaminates based on continuum damage mechanics

复合材料学报. 2018, 35(7): 1878-1888 https://doi.org/10.13801/j.cnki.fhclxb.20180103.001

碳纤维/环氧树脂复合材料缠绕接头拉伸失效机制

Tensile failure mechanism of carbon fiber/epoxy composite winding joint

复合材料学报. 2020, 37(9): 2163-2172 https://doi.org/10.13801/j.cnki.fhclxb.20200102.001

泡沫填充的S型褶皱复合材料夹芯板低速冲击响应特性

Low-speed impact response of the composite sandwich panels with S-type foldcore filled by foam

复合材料学报. 2021, 38(8): 2605-2615 https://doi.org/10.13801/j.cnki.fhclxb.20201203.001

连续纤维增强树脂复合材料纵向压缩强度预测模型的发展及其影响因素

Development of prediction model and influencing factors of longitudinal compressive strength for continuous fiber reinforced polymer composites

复合材料学报. 2020, 37(1): 1-15 https://doi.org/10.13801/j.cnki.fhclxb.20190917.004

复合材料机身曲板环向弯曲加载试验及失效机制

Experiment and failure mechanism of composite fuselage curved panel under circumferential bending load

复合材料学报. 2020, 37(10): 2463-2472 https://doi.org/10.13801/j.cnki.fhclxb.20191221.001

扫码关注微信公众号，获得更多资讯信息

复合材料学报
Acta Materiae Compositae Sinica

第 40 卷 第 10 期 10 月 2023 年
Vol. 40 No. 10 Oct 2023

DOI：10.13801/j.cnki.fhclxb.20230222.005

复合材料层合板自由边缘冲击失效机制

钟小丹[1]，李朝阳[2]，李念*[2]，叶强[3]，居程[2]

（1.沈阳飞机设计研究所，沈阳 110035；2.南京工业大学 机械与动力工程学院，南京 211816；
3.南京航空航天大学 机械结构力学及控制国家重点实验室，南京 210016）

摘 要：低速冲击复合材料层合板结构的自由边缘会严重威胁其安全性。本文对 T700/YPH307 复合材料层合板进行了边缘冲击试验与数值仿真研究。试验中通过目视检测、超声 C 扫描、电子显微观测及 X-ray 计算机断层扫描 (CT) 技术检测了层合板边缘冲击后的损伤状态，揭示了不同边缘冲击能量下，材料内部损伤的三维空间分布形貌。基于 Mohr 失效面理论，建立了一种考虑各向异性材料断裂面角度的连续介质损伤力学模型，同时结合内聚力模型综合表征了层合板边缘受低速冲击时层内纤维基体损伤与层间分层的起始、扩展和耦合细节。数值预测结果与试验值吻合较好，表明边缘冲击失效机制主要包括两种典型特征，即极限冲击力时形成冲头下方局部碎片楔及稳定波动阶段因楔入作用造成的外侧子层弯曲断裂。此外，边缘冲击能量越高，层合板内部损伤越严重，而铺层顺序对边缘冲击响应与损伤形貌影响相对有限。

关键词：复合材料；边缘冲击；失效机制；连续介质损伤力学模型；损伤重构

中图分类号：TB332 **文献标志码**：A **文章编号**：1000-3851(2023)10-5933-15

Failure mechanisms of composite laminate subjected to edge-on impact

ZHONG Xiaodan[1], LI Zhaoyang[2], LI Nian*[2], YE Qiang[3], JU Cheng[2]

(1. Shenyang Aircraft Design Research Institute, Shenyang 110035, China; 2. College of Mechanical and Power Engineering, Nanjing Tech University, Nanjing 211816, China; 3. State Key Laboratory of Mechanics and Control of Mechanical Structures, Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, Nanjing 210016, China)

Abstract: Low velocity impact on the structural free edge would threaten the safety of laminated composite structures. In this paper, experimental and numerical investigations were conducted to study the edge-on impact behaviors of T700/YPH307 composite laminates. Visual inspection, ultrasonic C-scanning, electron microscopy and X-ray computed tomography (CT) technique were performed to detect the post-impact damage status of composite laminates subjected to edge-on impact, which could further reveal 3D spatial distribution of internal damage. Based on the Mohr's theory of fracture plane, a continuum damage mechanics model, considering fracture plane angle within anisotropic materials, was established. And with combination of cohesive zone model, the initiation, propagation and interaction of complicated edge-on impact damage modes, i.e. intra-laminar fiber and matrix failure and inter-laminar delamination, could be characterized in detail. There is a good agreement between numerical and experimental results. It is suggested that failure mechanisms induced by edge-on impact mainly include two distinct characteristics, namely the generation of localized debris wedge beneath the impactor corresponding to peak value of impact force, and the bending fracture of outer plies due to the wedge effect at the stage of stable fluctuations in impact force. Furthermore, it is found that the internal damage would be more serious with the impact energy increasing, while stacking sequence has a relatively small influence on the edge-on impact responses and damage morphology.

收稿日期：2022-10-31；**修回日期**：2023-01-16；**录用日期**：2023-02-03；**网络首发时间**：2023-02-22 16:58:40
网络首发地址：https://doi.org/10.13801/j.cnki.fhclxb.20230222.005
基金项目：国家自然科学基金 (11802116)
National Natural Science Foundation of China (11802116)
通信作者：李念，博士，副教授，硕士生导师，研究方向为复合材料结构设计与分析 E-mail: linian@njtech.edu.cn
引用格式：钟小丹，李朝阳，李念，等. 复合材料层合板自由边缘冲击失效机制 [J]. 复合材料学报，2023，40(10)：5933-5947.
ZHONG Xiaodan, LI Zhaoyang, LI Nian, et al. Failure mechanisms of composite laminate subjected to edge-on impact[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2023, 40(10): 5933-5947(in Chinese).

Keywords: composite; edge-on impact; failure mechanism; continuum damage mechanics model; damage reconstruction

纤维增强树脂复合材料损伤容限的评定方法应当尽可能覆盖结构在寿命期内可能遇到的所有损伤威胁。在复合材料零部件的制造和装配阶段，外露的结构边缘容易遇到工具掉落或运输到装配位置时的颠簸碰撞，造成低速冲击损伤。在维护操作过程中，自由边缘也可能遭受可拆卸部件的坠落，引起面内边缘冲击 (Edge-on impact) 损伤问题。迄今为止，大量论述复合材料低速冲击损伤阻抗与损伤容限的工作聚焦于冲击位置远离自由边缘的中心面外冲击 (Central face-on impact) 事件，鲜有关于复合材料边缘冲击损伤问题的研究。然而，因自由边缘缺少约束可能导致结构剩余强度显著降低[1-2]，近期工程界已经意识到零部件的自由边缘是复合材料结构损伤容限性能评定的关键位置，明确表示亟需将边缘冲击事件纳入复合材料结构损伤容限评定的重要威胁源。

当复合材料结构中部受到面外低速冲击时，借助大量试验观察、理论分析及数值模拟等手段[3-8]，其内在失效机制已经被较好地阐明，损伤以基体开裂与层间分层为主，只是在较高能量下可能在冲击点附近出现少量纤维断裂。但是，对于边缘冲击，相同的冲击能量可能会引入更严重的材料损伤状态，除了基体开裂与大面积分层外，试验中能够明显观察到因纤维受压而产生的纤维折曲带 (Fiber kinking band) 及冲头下基体压裂堆积形成楔形碎片 (Wedge debris)[9-10]。复杂的边缘面内冲击损伤状态预示着损伤耦合的多样性。然而公开文献显示，现阶段对边缘冲击损伤模式及其相互作用规律尚不能充分认识，仅有少量研究工作关注于复合材料结构边缘冲击损伤问题，尤为缺乏对失效机制的解释及预测模型的构建。2015 年，Ostré等[9] 系统分析了复合材料层合板的边缘冲击行为，发现边缘冲击的力学响应明显区别于中部冲击，冲击力-位移曲线呈现出一段稳定波动的“平台段”，推测这典型的“平台段”与基体断裂后碎片的稳定楔入过程密切相关，而曲线载荷峰值则由纤维压缩破坏决定。Thorsson等[10] 测量获得了相似变化趋势的冲击响应曲线，试验中可视化应变云图显示了层合板损伤与变形集中于冲头下方，表明边缘冲击损伤具有高度局部化特征。

为进一步分析边缘冲击损伤演变与耦合细节，Ostré等[11] 利用离散数值分析技术，将基于内聚力模型的界面单元嵌入实体单元间，在宏观尺度下模拟冲头压溃基体后楔形碎片堆积及后续楔入现象。然而由于预制的基体裂纹断裂面始终垂直于层间 (裂纹倾角为 0°)，那么对于横向压缩正应力单独作用的应力状态，模型将不会预测出基体压缩损伤的萌生。但是，复合材料横向单轴压缩试验充分验证了基体将发生裂纹倾角约为 53°±2°的剪切断裂[12]。显然，这种将裂纹倾角简单预制为 0°的离散数值方法与复合材料的横向压缩失效机制不符，势必影响计算结果的合理性，使预测出的冲击力-位移曲线“平台段”的载荷值和持续时间均与测量值存在很大误差[11]。Arteiro 等[13] 基于连续介质损伤力学建立了复合材料边缘冲击预测模型，但是由于损伤起始经基于应力不变量的横向失效准则表征，并不能为后续损伤演化提供真实断裂面角度[14]，因此预测的冲击力载荷峰值与测量值之间存在明显偏差。

作者前期关于复合材料加筋板不同部位的低速冲击损伤特性的研究[15] 表明无论从冲击后损伤形貌还是力学响应分析，边缘冲击问题明显区别于面外冲击问题，且相同冲击能量引起的损伤程度 (如分层投影面积、永久凹坑深度) 明显较面外冲击更严重，引入的损伤模式也更复杂，预示着边缘冲击失效机制的独特性且亟待揭示。综上，鉴于边缘冲击损伤模式和损伤耦合机制对剩余强度的评估与后续检测方法的选择至关重要，本文研究了两种冲击能量 (1.5 J/mm 和 3 J/mm) 下不同铺层纤维增强树脂基复合材料层合板在其自由边缘受到低速冲击时的力学响应和失效机制。试验中结合冲击表面的目视检测、超声 C 扫描、电子显微观测及三维 X-ray 计算机断层扫描 (CT)技术对边缘冲击损伤的三维空间分布情况进行宏细观表征。同时针对复合材料层内纤维与基体损伤，发展了基于断裂面理论的连续介质损伤力学模型，并采用粘聚区模型预测分层的起始与扩展，建立了适用于纤维增强复合材料边缘冲击失效分析模型。最终，完成了数值预测结果 (包括宏观力学响应和介观失效机制) 与试验测量的对比和分析，验证了模型对复合材料层合结构边缘冲击失效行为的预测能力，明晰了复合材料边缘因

局部冲击载荷导致的内部损伤起始、扩展与相互耦合作用机制。

1 复合材料层合板边缘冲击试验概述

1.1 边缘冲击试件与试验设备

边缘冲击试件的设计参考复合材料中心低速冲击的 ASTM D7136 标准[16]，试件为矩形平板，名义尺寸为长 150 mm，宽 100 mm。试件材料为连续单向碳纤维增强乙烯树脂基复合材料单向带，材料体系为 T700/YPH307。所有试件均采用热压罐工艺成形，固化后的实测单层厚度为 0.219 mm，树脂体积分数为 37vol%。边缘冲击试件为准各向同性层合板 (QI) 与正交铺设层合板 (CP)，其具体铺层参数见表 1。

表 1 边缘冲击试件的铺层参数

Table 1 Lay-up parameters of the specimens subjected to edge-on impact

Specimen	Type	Lay-up	Ply number
QI	Quasi-isotropic	$[45/0/-45/90]_{4S}$	32
CP	Cross-ply	$[90_2/0_2]_{4S}$	32

考虑到目前尚缺乏复合材料层合板边缘冲击相关试验标准，为此设计边缘冲击夹持方案，如图 1 所示。夹具包括钢制基座、滑动板、移动支架、定位螺栓。试验时将试件放置于基座底部，通过拧紧定位螺栓推动滑动板沿垂直于试件面方向在基座的凹槽内移动，从而完成不同厚度试件的装夹。该夹持方案不仅能够实现利用元件级层合板类比结构部件 (如 T 型加筋板[17]) 边缘受冲击情况，而且可以使边缘冲击试验区尺寸与复合材料面外冲击测试标准 ASTM D7136 的规定一致。低速冲击损伤采用美国 Instron 公司 CEAST 9350 型落锤式冲击试验机引入，钢制半球形冲头直径为 16 mm，质量为 5.3 kg，见图 2。边缘冲击能量依据层合板厚度确定，单位厚度的冲击能量为两种，分别为 1.5 J/mm与 3.0 J/mm。

边缘冲击后对试件表面进行目视检测，然后采用美国 PAC 公司的 UltraPAC 超声 C 扫描系统进行无损检测，获得冲击后复合材料层合板内部典型分层损伤投影形状与大小。特别地，为深入剖析内部损伤分布规律，采用美国 ZEISS 公司的 Xradia 620 Versa 高分辨率三维分析系统对冲击后试样进行三维重构，可通过颜色差异区分内部损伤或缺陷，实现损伤细观表征。考虑到边缘冲击损伤高度局部化的特征，将 Micro-CT 系统检测的三维重构区域设置为边缘冲击点附近面内尺寸为 20 mm×15 mm 的立方体，如图 3 所示。

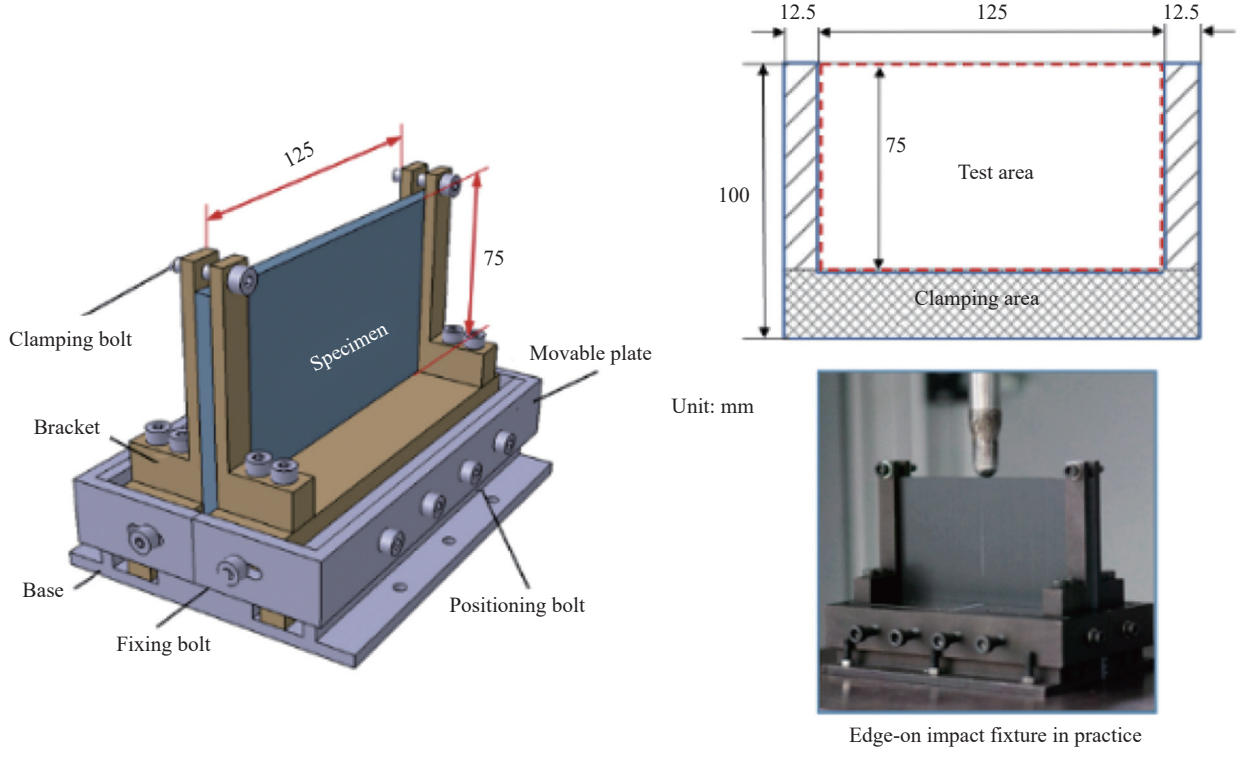


图 1 复合材料层合板边缘冲击试验夹具

Fig. 1 Edge-on impact fixture for composite laminates

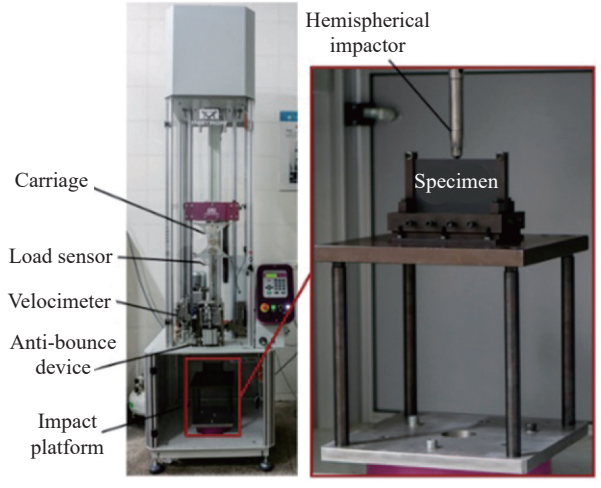


图 2　CEAST 9350 落锤式冲击试验机

Fig. 2　CEAST 9350 drop-weight tower

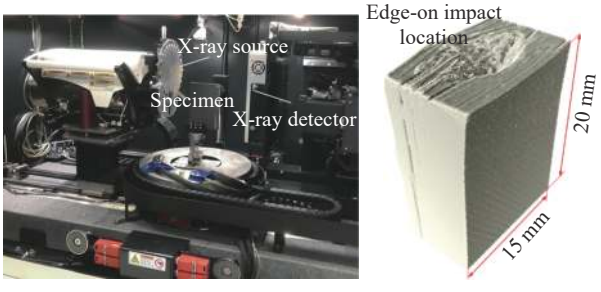


图 3　Xradia 620 Versa Micro-CT 检测系统与边缘冲击损伤三维重构区域

Fig. 3　Xradia 620 Versa Micro-CT detecting system and three-dimensional reconstruction area of edge-on impact induced damage

1.2　复合材料层合板边缘冲击力学响应

复合材料层合板边缘冲击力学响应 (包括冲击力-时间曲线与冲击力-位移曲线) 如图 4 所示。不同冲击能量下，不同铺层的层合板边缘冲击力学响应表现出相似的特征，可分为 4 个阶段：线性段、损伤导致的极限冲击力前的非线性段、极限冲击力之后的稳定波动阶段、冲头回弹卸载阶段。在冲头接触试件边缘后，冲击力从零开始随位移呈线性增加，短时间内便因损伤的产生进入非线性段，损伤在层合板内迅速累积，使冲击力很快达到载荷峰值后急剧掉载，进入一个较稳定波动的载荷平台。在冲头回弹阶段，试件的卸载均沿着远小于加载线性段刚度的曲线进行，并在冲击力卸载至 0 时存在残余位移，可见边缘冲击失效过程中，层合板发生了不可逆的变形。此外，增加冲击能量将导致冲击力-位移曲线的稳定波动阶段持续更长的时间，“平台段”的增加反映了较高冲击能量下材料损伤吸能更多。

1.3　复合材料层合板边缘冲击表面损伤形貌

复合材料层合板边缘冲击后，首先对试件表面进行目视检测，不同冲击能量下典型的宏观损伤形貌如图 5 所示。不同冲击能量下层合板边缘处的宏观损伤形貌呈现类似特征，除了中心面外冲击中常见的永久性凹坑外，边缘冲击表面还存在多条长裂纹。凹坑内部聚集大量纤维与基体碎片，长裂纹自凹坑边缘起始，并沿纵向扩展。从层合板正面可以观察到材料在冲击点附近出现面外膨胀变形，并且观察试件 CP 表面还可以发现在层合板中部出现纤基劈裂，出现一条垂直于长度方向的宏观裂纹 (即 90°裂纹)，见图 5(b)。随着冲击能量的提高，冲击边缘表面裂纹的长度增加，凹坑大小与深度、鼓胀程度也随之变大，当冲击能量为 3 J/mm 时，凹坑短轴就已经几乎到达了试件边缘。另外，相比于低能量 (如 1.5 J/mm) 时凹坑位于层合板厚度中央，高能量引入的边缘冲击

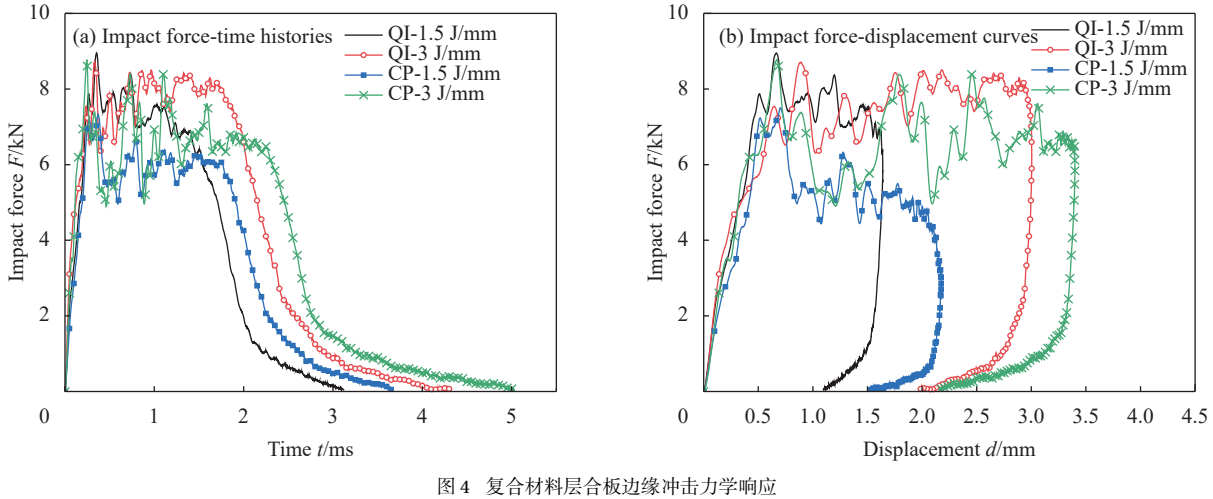
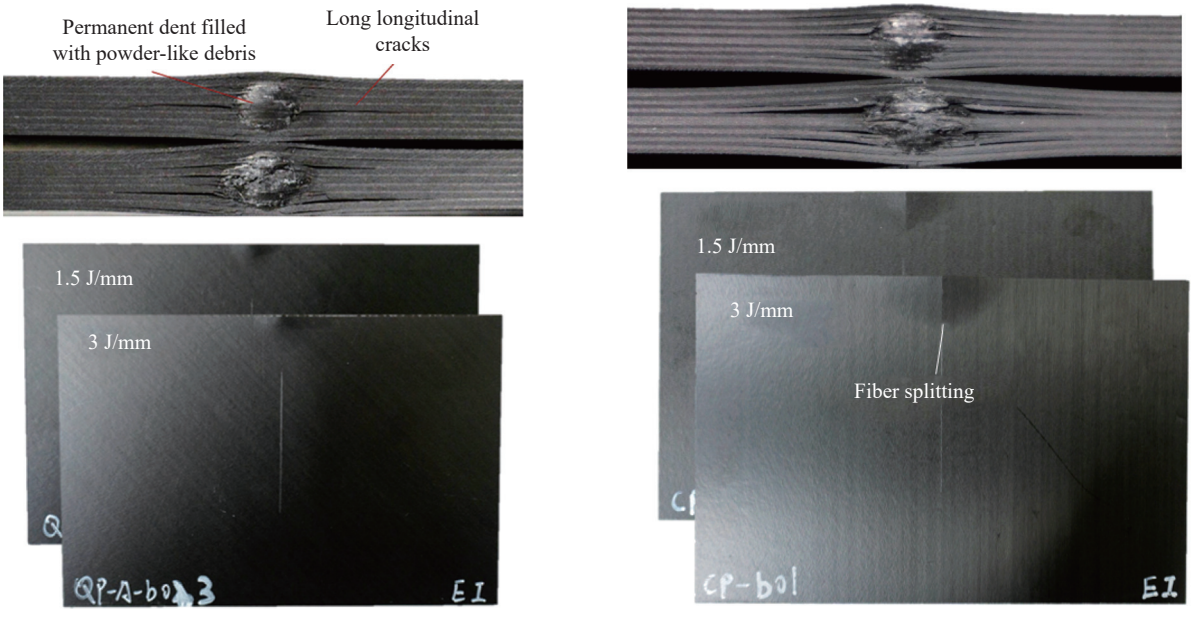


图 4　复合材料层合板边缘冲击力学响应

Fig. 4　Mechanical responses of composite laminates subjected to edge-on impact



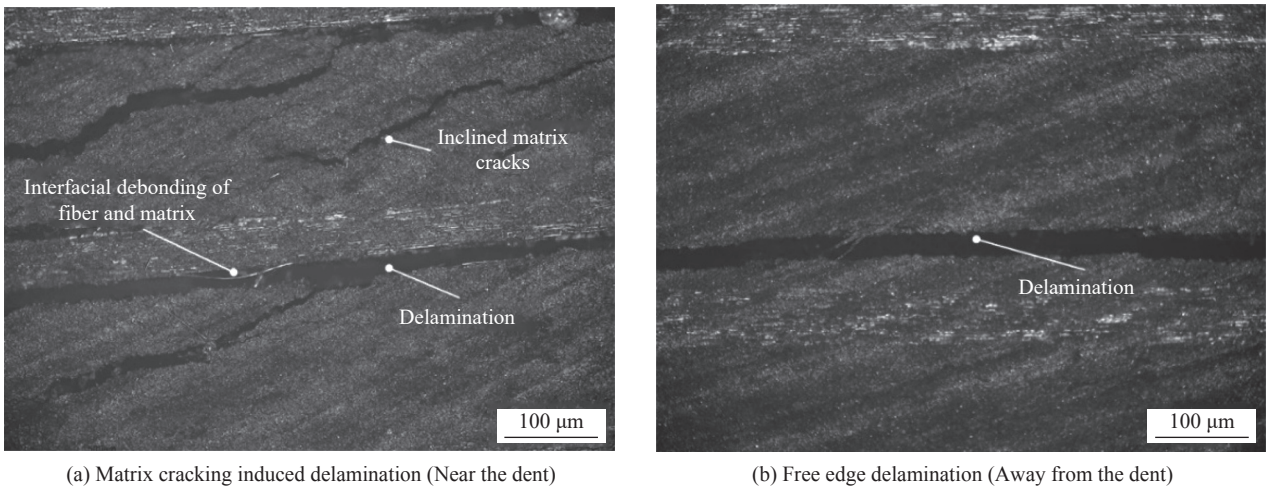
(a) Lay-up QI　　(b) Lay-up CP

图 5　边缘冲击后层合板目视损伤形貌

Fig. 5　Visual inspection of edge-on impact damage within the composite laminates

损伤并不会关于层合板的中面完全对称，凹坑明显集中于损伤较严重一侧。

图 6 为边缘冲击表面纵向裂纹附近的细观损伤形貌，可以看到纵向裂纹实际为不同铺层的层间分层。在靠近凹坑区域，纵向层间裂纹附近弥散分布多条倾斜的基体微裂纹，倾斜的裂纹断裂面预示着除了层内横向正应力外，层内纵向与横向剪应力也共同诱导了基体断裂的产生。由此可见，该分层机制属于基体裂纹诱导，即基体裂纹沿厚度方向扩展至层间界面，偏折后形成分层，这与低速冲击层合板中部导致的分层机制[18-20]是相同的。然而，对于远离凹坑的纵向层间裂纹而言，其裂纹面附近并未发现基体断裂现象，表明分层因层间的刚度不匹配诱发，类似于复合材料的“自由边”分层效应。此外，纵向裂纹内出现纤维与基体界面剥离，纤维被拉出的现象，同时也能观察到纤维的断裂，失效特征与复合材料分层扩展中的纤维桥接类似[21-22]。



(a) Matrix cracking induced delamination (Near the dent)　　(b) Free edge delamination (Away from the dent)

图 6　复合材料层合板冲击边缘处纵向长裂纹的光学显微镜检测

Fig. 6　Optical microscope detection of a long longitudinal crack on the impacted edge of composite laminates

1.4　复合材料层合板边缘冲击内部损伤分布

超声 C 扫描检测得到的分层投影见图 7。由于边缘缺少约束，越靠近边缘位置分层损伤越严重，最终使分层投影呈现长轴沿着层合板纵向

(垂直于冲击方向) 的半椭圆状，这与面外冲击产生的椭圆形分层完全不同。冲击能量越大，内部损伤程度也越严重，分层投影面积也越大。

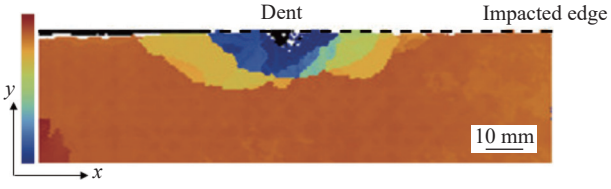
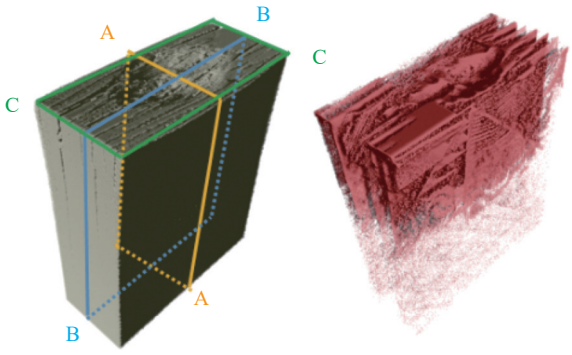


图 7　超声 C 扫描检测的复合材料层合板典型分层投影

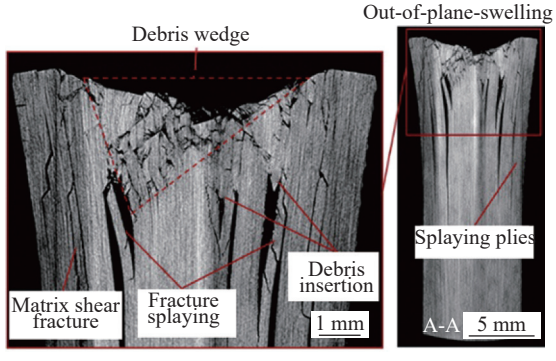
Fig. 7　Typical delamination projection of composite laminates detected by ultrasonic C-scanning

基于 X-ray CT 技术对复合材料层合板内部因边缘冲击产生的微观缺陷形态与空间分布形貌进行三维可视化表征，典型损伤情况如图 8 所示。从显微观测结果中，可以清晰地看到切面 A-A 上存在两种具有显著特征的破坏区域，即楔形碎片区与渐进压入区，见图 8(b)。其中，碎片楔集中于冲头下方的局部区域，由大量的细观损伤 (如基体横向与纵向剪切微裂纹、层间裂纹、纤维折曲等) 累积形成，楔形碎片区内损伤程度严重，宏观呈压实的粉状碎片，见图 8(c)。渐进压入区内，因碎片楔沿断裂面滑移诱发层间分层，存在部分树脂和纤维的碎屑被挤入分层的现象 (即碎片嵌入效应)。同时，在碎片楔的挤压作用下，外侧子层两侧弯曲断裂，在层内纵向与横向剪应力及横向拉应力的共同作用下出现基体脆断裂纹，并进一步诱导分层，最终在边缘冲击后出现不可逆的面外鼓胀变形。

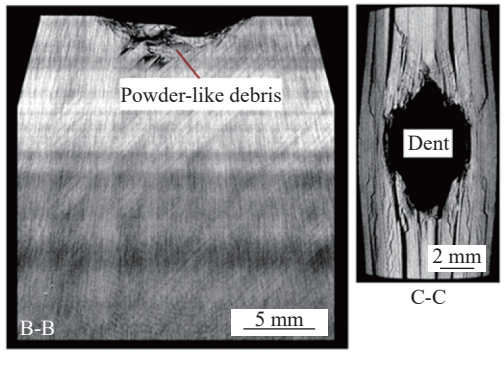
显然，因碎片嵌入产生分层的机制属于张开型 (Mode I) 断裂，而因子层弯曲产生分层的机制属于基体裂纹诱发。分层机制的差异直接导致分层形貌的不同，因碎片嵌入产生分层的张开位移明显大于因子层弯曲产生分层。事实上，由于楔形碎片区内断裂面角度的随机性，边缘冲击损伤并不会关于层合板中面对称分布。



(a) 3D reconstruction and internal defects



(b) Cross-section A-A



(c) Cross-sections B-B and C-C

图 8　基于 X-ray CT 的复合材料层合板典型边缘冲击损伤形貌

Fig. 8　Typical edge-impact damage morphology of composite laminates based on X-ray CT

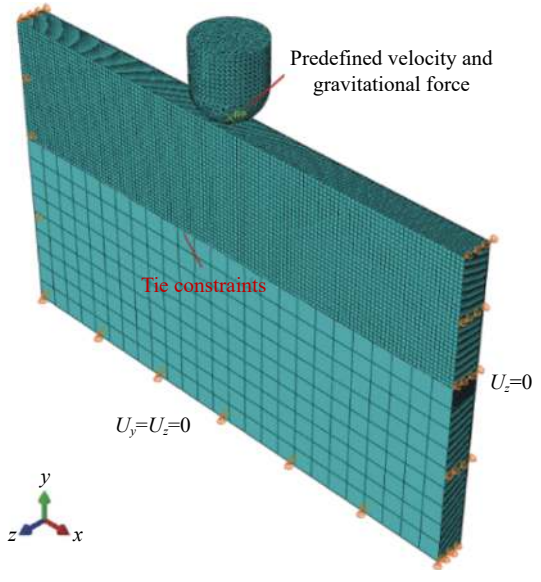
2　复合材料层合板边缘冲击数值分析

2.1　有限元模型

在针对复合材料层合板边缘冲击行为试验研究的基础上，结合有限元方法进行损伤起始、扩展与耦合分析。有限元建模时，层合板采用 C3D8R 实体单元，将每个铺层在厚度方向上离散为 1 个单元，层间插入零厚度 COH3D8 粘接单元模拟分层。将钢制冲头视为刚体，不考虑它的变形。为在确保求解精度的同时减小计算时间，边缘附近局部网格细化为 1 mm×1 mm，远离边缘区域则划分 5 mm×5 mm 的网格，并采用 Tie 约束完成上述区域网格节点的连接。考虑钢制冲头与复合材料表面及复合材料损伤后断裂面间的摩擦，将摩擦系数分别取为 0.3[23] 与 0.6[24]。

根据所设计边缘冲击夹具的夹持方式，有限元选择试验段尺寸 125 mm×75 mm 分析，边界条件为：层合板两侧边简支约束厚度，U_z=0；底边

约束 U_y=U_z=0；冲头除冲击方向 y 外，其余自由度全部约束。最终的有限元模型与边界约束条件如图 9 所示。



U_y—Displcement in y direction; U_z—Displcement in z direction

图 9 边缘冲击复合材料层合板有限元模型 (FEM) 及边界条件

Fig. 9 Finite element model (FEM) and boundary condition of composite laminate subjected to edge-on impact

2.2 失效模型

本节针对纤维增强复合材料层内损伤 (即纤维与基体破坏) 与层间分层，分别采用连续介质损伤力学 (CDM) 方法与粘聚区模型 (CZM) 方法构建复合材料层内与层间失效预测模型。

针对复合材料层内渐进失效分析的 CDM 模型，需要包括损伤起始判定、损伤表征和损伤演化。损伤起始通过区分不同复合材料损伤模式的失效准则判定。通过引入损伤状态变量表征损伤，完成当前损伤状态下材料本构关系的构建。损伤起始后，材料内部因损伤累积引起的损伤演化则基于损伤软化过程中应变能释放表征。

2.2.1 层内失效判定准则

采用前期工作提出的复合材料层内失效准则[25]评估应力状态，判别纤维与基体损伤是否起始。该失效准则根据 Mohr 失效面理论构建，认为失效面理论广义上的强度参数不仅仅是基本强度，还应包括基本强度相应的失效角度。此类方法可避免像 Puck 准则[26]引入额外的斜率参数确定材料的失效包线。失效准则的具体推导和验证见文献[25]，其表达式如下：

横向基体拉伸失效 (IFFT) $\sigma_n \geqslant 0$：

$$\frac{1}{Y_t^2}\left(1-\frac{\lambda Y_t}{Y_c}\right)\sigma_n^2+\frac{\lambda}{Y_c}\sigma_n+\frac{\tau_{nl}^2}{S_{12}^2}+\frac{\tau_{nt}^2}{\left(Y_c\cos^2\theta_{fp}^c\right)^2}=1 \tag{1}$$

横向基体压缩失效 (IFFC) $\sigma_n < 0$：

$$\frac{\lambda}{Y_c}\sigma_n+\frac{\tau_{nl}^2}{S_{12}^2}+\frac{\tau_{nt}^2}{\left(Y_c\cos^2\theta_{fp}^c\right)^2}=1 \tag{2}$$

纵向纤维拉伸失效 (FFT) $\sigma_1 \geqslant 0$：

$$\frac{\sigma_1}{X_t}=1 \tag{3}$$

纵向纤维压缩失效 (FFC) $\sigma_1 < 0$：

$$-\frac{\sigma_1}{X_c}=1 \tag{4}$$

其中，$\lambda=\dfrac{\sin^2\theta_{fp}^c-\cos^2\theta_{fp}^c}{\cos^4\theta_{fp}^c}$

式中：X_t 和 X_c 分别为单向板纵向拉伸和压缩强度；σ_1 为纵向应力；Y_t 和 Y_c 分别为横向拉伸和压缩强度；S_{12} 为面内剪切强度；σ_n、τ_{nl}、τ_{nt} 分别表示作用于基体断裂面上的正应力、纵向剪应力及横向剪应力；θ_{fp}^c 为横向单轴压应力导致的单向板断裂面角度，对于热固性树脂基复合材料，压缩断裂面角度可由 $\theta_{fp}^c \approx 52°$ 进行估算。

2.2.2 层内损伤本构关系

损伤萌生后，采用连续介质损伤力学方法将随机分布的裂纹均匀弥散于材料内。失效面理论框架下，材料损伤后将导致其在断裂面上承载能力的直接削弱，故对于每一个材料点，建立断裂面的损伤状态变量矩阵 $\boldsymbol{M}^{fp}$ 表征有效承载面积的减少：

$$\boldsymbol{M}^{fp}=\mathrm{diag}\left\{\frac{1}{1-d_{ij}}\right\}(i,j=\mathrm{n,l,t}) \tag{5}$$

式中：n、l、t 代表断裂面的法向、纵向和横向 3 个方向；损伤状态变量 d_{ij} 用于量化微裂纹的分布密度。建立断裂面坐标系下有效应力 $\bar{\boldsymbol{\sigma}}^{fp}$ 与表观应力 $\boldsymbol{\sigma}^{fp}$ 的关系为

$$\bar{\boldsymbol{\sigma}}^{fp}=\boldsymbol{M}^{fp}(\boldsymbol{D})\boldsymbol{\sigma}^{fp} \tag{6}$$

由此可知，$\boldsymbol{D}$ 为损伤状态变量 d_{ij} 构成的函数，显然损伤状态变量矩阵 $\boldsymbol{M}^{fp}(\boldsymbol{D})$ 是关于损伤状态变量函数 $\boldsymbol{D}$ 的矩阵。根据能量等价原理，无损材料与受损材料的余能函数形式相同，可知材料点在断裂面坐标系下的损伤刚度矩阵 $\boldsymbol{C}_d^{fp}$ 可表示为[19]

$$\boldsymbol{C}_d^{fp}=\boldsymbol{M}^{fp}(\boldsymbol{D})^{-1}\boldsymbol{C}_0^{fp}\boldsymbol{M}^{fp}(\boldsymbol{D})^{T,-1} \tag{7}$$

采用坐标转换矩阵$\boldsymbol{T}$，可获得断裂面坐标系下的刚度矩阵$\boldsymbol{C}_{0(\mathrm{d})}^{\mathrm{fp}}$与材料主轴坐标系下的刚度矩阵$\boldsymbol{C}_{0(\mathrm{d})}$关系为

$$\boldsymbol{C}_{0(\mathrm{d})}^{\mathrm{fp}}=\boldsymbol{T}^{-1}\boldsymbol{C}_{0(\mathrm{d})}\boldsymbol{T}^{\mathrm{T},-1} \tag{8}$$

将式 (7) 代入式 (8) 中，可得材料主轴坐标系下的损伤刚度矩阵：

$$\boldsymbol{C}_{\mathrm{d}}=\boldsymbol{M}(\boldsymbol{D})^{-1}\boldsymbol{C}_0\boldsymbol{M}(\boldsymbol{D})^{\mathrm{T},-1} \tag{9}$$

式中，$\boldsymbol{M}(\boldsymbol{D})$为材料主轴坐标系下的损伤状态变量矩阵，表示为

$$\boldsymbol{M}(\boldsymbol{D})=\boldsymbol{T}\boldsymbol{M}^{\mathrm{fp}}(\boldsymbol{D})\boldsymbol{T}^{-1} \tag{10}$$

2.2.3　层内损伤演化

为了描述材料从损伤起始至完全破坏过程的演化规律，建立关于等效应变的线性损伤演化法则，故式 (5) 中损伤状态变量 d_{ij} 具体表述为

$$d_{ij}=\max\left\{0,\min\left\{1,\varepsilon_{\mathrm{eq}}^{\mathrm{f}}\frac{\varepsilon_{\mathrm{eq}}-\varepsilon_{\mathrm{eq}}^{0}}{\varepsilon_{\mathrm{eq}}\left(\varepsilon_{\mathrm{eq}}^{\mathrm{f}}-\varepsilon_{\mathrm{eq}}^{0}\right)}\right\}\right\} \tag{11}$$

式中：$\varepsilon_{\mathrm{eq}}$为当前等效应变；$\varepsilon_{\mathrm{eq}}^{0}$和$\varepsilon_{\mathrm{eq}}^{\mathrm{f}}$分别为材料点损伤起始和完全破坏时的等效应变。针对纵向纤维 (FF) 与横向基体 (IFF) 失效，等效应变分别定义为

$$\varepsilon_{\mathrm{eq,FF}}=\sqrt{\varepsilon_1^2} \tag{12}$$

$$\varepsilon_{\mathrm{eq,IFF}}=\sqrt{\langle\varepsilon_{\mathrm{n}}\rangle^2+\gamma_{\mathrm{nl}}^2+\gamma_{\mathrm{nt}}^2} \tag{13}$$

其中，$\langle x\rangle=\max(0,x)$是 McCauley 算子。$\varepsilon_1$ 为纤维方向 (纵向) 应变；ε_{n} 为横向基体断裂面坐标系下的法向正应变；γ_{nl} 与 γ_{nt} 为基体断裂面坐标系下的切向剪切应变。

采用模式混合率计算复杂应力下的混合型断裂，获得基体完全破坏时的等效应变见下式，具体推导参见文献 [19]。

$$\varepsilon_{\mathrm{eq,IFF}}^{\mathrm{f}}=\frac{2}{L^{\mathrm{c}}\sqrt{\left((\sigma_{\mathrm{n}}^{0}\beta_{\mathrm{n}})/G_{2\mathrm{c}}^{k}\right)^2+\left((\tau_{\mathrm{nl}}^{0}\beta_{\mathrm{nl}})/G_{12\mathrm{c}}\right)^2+\left((\tau_{\mathrm{nt}}^{0}\beta_{\mathrm{nt}})/G_{23\mathrm{c}}\right)^2}} \tag{14}$$

同理，材料点因纤维失效而完全破坏时的等效应变表示为

$$\varepsilon_{\mathrm{eq,FF}}^{\mathrm{f}}=\frac{2G_{1\mathrm{c}}^{k}}{X_kL^{\mathrm{c}}} \tag{15}$$

式中：L^{c}为单元特征长度；$G_{1\mathrm{c}}^{k}$与$G_{2\mathrm{c}}^{k}$分别表示纵向和横向拉伸 (或压缩) 的临界断裂能释放率，其中 k (k=t, c) 表示拉伸和压缩；σ_{n}^{0}为基体损伤萌生时断裂面上的法向正应力；τ_{nt}^{0}、τ_{nl}^{0}为基体损伤萌生时断裂面上的剪切应力分量；β_{n}、β_{nt}、β_{nl} 分别对应断裂面应力 σ_{n}^{0}、τ_{nt}^{0}、τ_{nl}^{0}为主控应力的模式混合率；X_k 为材料纵向拉伸或压缩强度；$G_{12\mathrm{c}}$ 与 $G_{23\mathrm{c}}$ 为面内和层间剪切临界断裂能释放率。由于相同的断裂模式，$G_{12\mathrm{c}}$ 与 $G_{23\mathrm{c}}$ 分别与 I 型和 II 型断裂能释放率G_{IC}与G_{IIC}等价，$G_{23\mathrm{c}}$与$G_{12\mathrm{c}}$取值相同[27]。

2.2.4　层间分层的粘聚区模型

有限元分析使用的复合材料 T700/YPH-07 的基本力学性能参数见表 2。对于边缘冲击导致的层间分层的起始与扩展，采用基于双线性本构的粘聚区模型 (CZM) 模拟。失效前界面遵循由罚刚度 K 表征的线弹性关系，对应方向 K 的取值参考文献 [28] (表 2)。分层起始通过二次应力准则评估，断裂模式 I 和模式 II (或 III) 下的值大约为 Y_{t} 的 60% 与 70%[29-30]。由于界面单元的网格尺寸会严重影响 CZM 的预测精度，为确保网格尺寸对数值仿真结果基本无影响，CZM 的单元特征长度一般要求小于 0.5 mm。然而，对于铺层总数较多的复合材料层合结构，该要求可能导致数值模型计算规模过大，计算时间冗长，限制了 CZM 模型在实际工程结构中的应用。鉴于此，为了确保 0 厚度 CZM 计算精度，粗网格下界面强度采用折减方法如下式所示[31]：

$$t_i^0=t_i^0\sqrt{\frac{l_{\mathrm{e}}^0}{\bar{l}_{\mathrm{e}}}}\quad(i=\mathrm{n,s,t}) \tag{16}$$

式中：$\bar{l}_e$为损伤扩展路径方向上的单元长度，值得注意的是，虽然粗网格下裂纹扩展是合理的，但是减小界面强度会降低裂纹尖端区域应力水平，可能无法精确获得层间裂纹的起始载荷，因此，文中模型定义尺寸为 1 mm；l_{e}^0为单元基准长度，取值 0.5 mm；t_i^0为 CZM 单元在 i 方向的初始界面强度 (细网格条件下)；$\bar{t}_i^0$为粗网格下单元在 i 方向的界面强度。如此，既可以减缓粗网格对数值仿真结果的影响，也可以将单元数量缩减至 0.5 mm 模型的 1/4，提高计算效率。折减后的界面强度列于表 2。

采用显式动力学算法求解边缘冲击问题，为此通过赋予粘聚力单元在单位面积上的质量$\bar{\rho}_{\mathrm{c}}$描述其惯性力效应[32]。对于基于牵引-分离定律的 CZM 本构关系，粘聚力单元的稳定时间增量Δt_{c}与材料单元的稳定时间增量Δt_{e}之间的比值可表示为[32]

$$\frac{\Delta t_{\mathrm{c}}}{\Delta t_{\mathrm{e}}}=\sqrt{\left(\frac{\bar{\rho}_{\mathrm{c}}}{\rho_{\mathrm{e}}T_{\mathrm{e}}}\right)\left(\frac{E_{\mathrm{e}}}{T_{\mathrm{e}}K}\right)} \tag{17}$$

表 2 T700/YPH-07 复合材料力学性能参数

Table 2 Material properties used for T700/YPH-07 composite

E_{11}/GPa	$E_{22}=E_{33}$/GPa	$G_{12}=G_{13}$/GPa	$\upsilon_{12}(\upsilon_{13})$	X_t/MPa	X_c/MPa	Y_t/MPa	Y_c/MPa
121	8	4	0.3	2 497	1 064	46	109
S_{12}/MPa	$K_n=K_s=K_t$/(N·mm^{-3})	t_n/MPa	t_s (t_t)/MPa	G_{IC}/(kJ·m^{-2})	G_{IIC}/(kJ·m^{-2})	G^t_{1c}/(kJ·m^{-2})	G^c_{1c}/(kJ·m^{-2})
66	10^6[28]	19.5	22.8	0.32	1.1	95[13]	133.3[13]

Notes: E_{11} and E_{22} (E_{33})—Longitudinal and transverse elastic moduli; G_{12} (G_{13})—In-plane shear modulus; υ_{12} (υ_{13})—Poisson's ratio; X_t and X_c—Longitudinal tensile and compressive strengths; Y_t and Y_c—Transverse tensile and compressive strengths; S_{12}—In-plane shear strength; K_n (K_s, K_t)—Penalty stiffness of cohesive elements; t_n and t_s (t_t)—Interfacial strengths; G_{IC} and G_{IIC}—Critical fracture energy release rates for mode I and mode II, respectively; G^t_{1c} and G^c_{1c}—Critical fracture energy release rates for fiber tensile and compressive fracture.

式中，E_e、ρ_e与T_e分别为相邻材料单元的弹性模量、密度及厚度。通常为了避免引入粘聚力单元对显式计算的稳定时间增量产生不利影响，一种有效的方法可认为$\Delta t_c=\Delta t_e$[32]。因此，针对T700/YPH-07复合材料力学性能参数(见表2)，并考虑$\rho_e=2\times10^{-3}$ g/mm^3，代入式(17)可知$\bar{\rho}_c$的取值近似为0.8×10^{-3} g/mm^2。

2.3 有限元结果与讨论

2.3.1 边缘冲击力学响应

不同冲击能量下有限元预测的边缘冲击力-位移曲线如图10所示。有限元预测的边缘冲击响应曲线较好地描述了边缘冲击载荷下的试验曲线特征，如在冲击开始阶段，冲击力以近似线性关系迅速增大，冲头刚压入层合板边缘后不久冲击力就达到峰值，随后曲线进入稳定波动阶段，冲击力长时间在平均冲击力值上下波动，呈现出一段稳定波动的“平台段”。

两种冲击能量下两种铺层层合板在典型边缘冲击阶段的有限元预测值与试验测量值吻合较好，见表3。就边缘冲击载荷峰值而言，层合板CP的误差(分别为13.5%和9.88%)明显高于层合板QI(分别为8.81%和1.27%)，这主要是由于层合板受到边缘冲击(载荷方向沿着平板横向)时，冲头下方的90°铺层会发生纤维压缩破坏。实际上在真实结构中，纤维并非完全沿着纵向并存在小角度的制造偏差。当单向板受到纵向单轴压缩时，细观尺度下纤维方向会叠加剪切应力，使纵向压缩载荷下纤维的失效行为异常复杂[33-34]。显然，采用式(4)的最大应力准则在预测纵向纤维压缩失效时会引入较大误差。由于CP板含有更多90°铺层，因此载荷峰值的误差也更大。另一方面，当冲击能量增大时，稳定波动阶段持续时间更长，残余变形更大，与试验观察到的变化趋势一致。但是，有限元预测曲线在冲头回弹(卸载)阶段与测量值存在较明显的误差。这主要是由于边缘冲击试验时，冲头下方实际产生了大量纤维与树脂的粉状碎片(图8)，并不断被压实，卸载时这些粉状碎片极少发生回弹，导致与冲头很快脱离接触(即

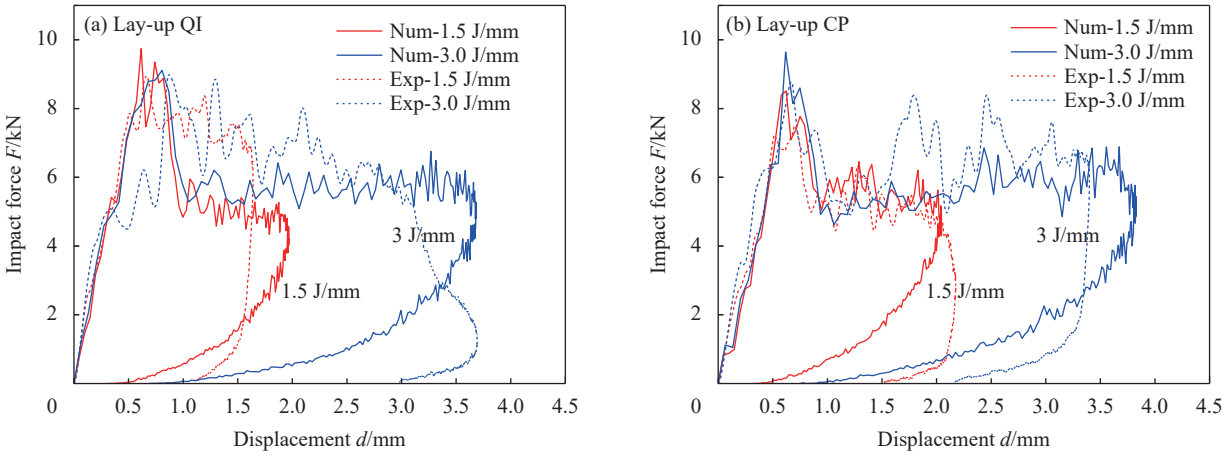


图10 有限元预测的T700/YPH-07复合材料层合板冲击力-位移曲线与试验结果的比较

Fig. 10 Comparison between numerical and experimental results of impact force-displacement curves for T700/YPH-07 composite laminates

冲击响应表现为冲击力迅速降至0)。然而，本文采用基于连续介质力学的损伤分析模型对裂纹进行数值表征，在预测碎片这种具有高度离散特征的破坏可能存在不足。另一方面，相比单向板，多向层合板由于临层约束效应，能够对开裂层提供更强的约束，进而提高开裂层的破坏强度。但是本文所构建的边缘冲击损伤模型并未考虑上述就位 (In-situ) 效应，也可能造成有限元预测得到的载荷平台普遍低于试验测量值，如图 10 所示。在后续工作中需要进一步改进，上述现象亦存在于 Arteiro 等[13] 的工作中。

表 3　T700/YPH-07 复合材料层合板典型冲击阶段冲击力的有限元预测值与试验测量值

Table 3　FEM predictions and experimental measurements of impact force for T700/YPH-07 composite laminates during typical edge-on impact stages

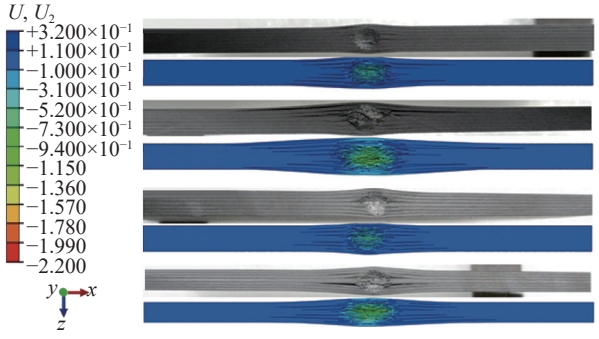
Lay-up	Energy/(J·mm^{-1})	F_p/N		F_m/N	
		Test	FEM	Test	FEM
QI	1.5	8 953	9 742	7 398	4 961
	3.0	8 996	9 110	6 560	5 698
CP	1.5	7 505	8 516	5 131	5 345
	3.0	8 779	9 646	6 608	5 743

Notes: F_p and F_m—Forces corresponding to peak value and average value of the loading plateau, respectively.

2.3.2　边缘冲击损伤形貌

复合材料层合板边缘冲击后的变形如图 11 所示，有限元预测结果较好地反映了边缘冲击后变形形貌，边缘冲击点处发生明显的面外鼓胀变形，面外变形的最大值出现在层合板的最外层。冲击点处宏观损伤表现为由大量基体纤维损伤形成的凹坑，凹坑边界分布多条纵向长裂纹 (即表面分层)。冲击能量越大凹坑越深，表面分层裂纹也越明显，冲击点损伤形状也随着能量的增加而产生变化，当冲击能量较小 (1.5 J/mm) 时凹坑形状近似为圆形，当冲击能量较大时 (3 J/mm)，因短轴增加速率小于长轴，凹坑投影形状为椭圆形。此外随着冲击能量的增加，面外鼓胀变形也不断增加，上述有限元预测结果与试验观察完全吻合。

图 12 为不同边缘冲击能量下层合板内部分层损伤投影形貌，有限元预测的分层投影形状大致呈半椭圆形，其长轴垂直于冲击载荷方向，损伤特征与试验观测结果基本一致。不同铺层试件的分层投影均近似关于层合板中轴对称。表 4 为层间分层投影面积的预测值与 C 扫测量值的比较，可见分层投影形状和面积均与试验值较接近。



U, U_2—Displacement in y direction (mm)

图 11　T700/YPH-07 复合材料层合板边缘冲击点的表面损伤形貌

Fig. 11　Damage morphology of the edge surface near the impacted site for T700/YPH-07 composite laminates

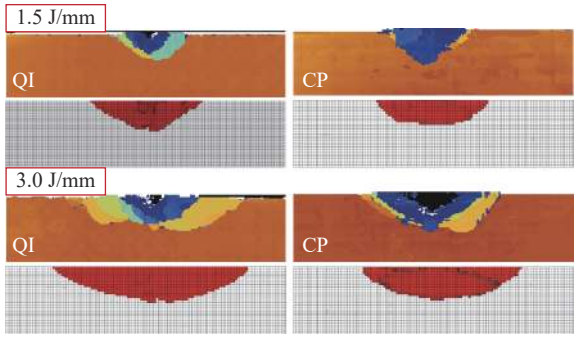


图 12　T700/YPH-07 复合材料层合板 C 扫描与有限元模型得到的分层投影对比

Fig. 12　Comparisons of projected delamination area obtained by C-scanning and FEM for T700/YPH-07 composite laminates

表 4　T700/YPH-07 复合材料层合板 C 扫描与有限元预测损伤面积

Table 4　Delamination area obtained by C-scanning and FEM for T700/YPH-07 composite laminates

Lay-up	Energy/(J·mm^{-1})	Damaged area/mm^2		Error/%
		Test	Simulation	
QI	1.5	384	427	11.2
	3.0	952	912	−4.2
CP	1.5	433	431	−0.5
	3.0	832	767	−7.8

不同冲击能量下，试件在所有层间界面上都发生了分层，每一个层间分层的形状均近似为半椭圆形。较大的分层均位于靠近层合板外侧的界面内 (图 13)，当冲击能量增加时，分层投影长轴的增加速度高于短轴的增加速度，使 3 J/mm 高能量下的分层形状更加呈现出狭长的半椭圆形。

需要说明的是，研究表明纤维增强树脂基复合材料的纵向剪切行为呈现明显的非线性特征[35-36]，然而本文采用了线性本构关系表征损伤起始前的复合材料力学行为，忽略了纵向剪切非

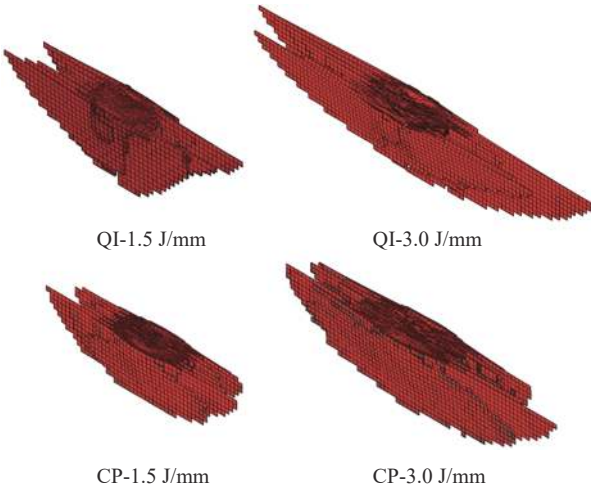


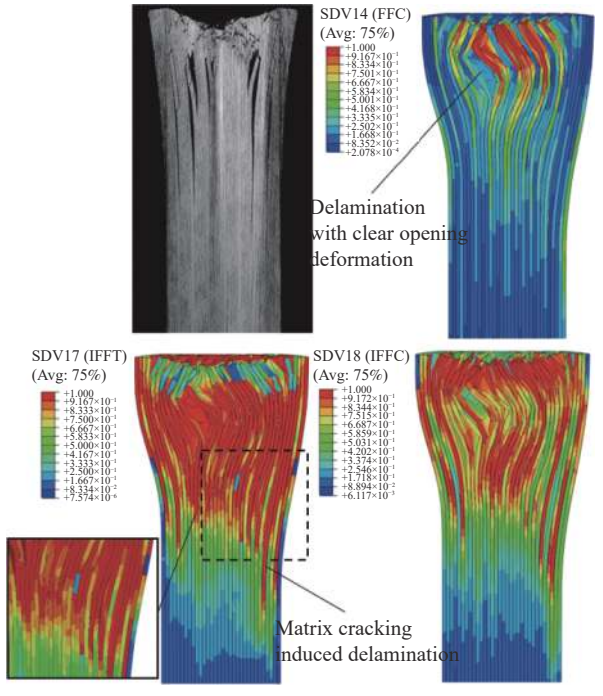
图 13　T700/YPH-07 复合材料层合板边缘冲击分层的空间分布

Fig. 13　Spatial distribution of edge-on impact induced delamination for T700/YPH-07 composite laminates

线性，使预测的纵向剪切应力-应变曲线在较小的纵向剪切应变下发生掉载，并不会出现应力缓慢上升的塑性增强平台。因此对于层合板 QI，在外侧子层受到面外弯曲时，其±45°铺层内会产生更显著的纵向剪切应力。但是由于模型尚未考虑纵向剪切非线性的影响，导致层内损伤过早地出现于外侧±45°铺层内，并沿厚度方向转向至层间界面，进而过早地诱导形成分层。同时外侧子层的过早破坏使中部铺层承担更多的冲击载荷，冲头进一步压实碎片楔导致更加明显的楔入效应，也会造成分层面积的增加。但是，由于这种非线性纵向剪切行为出现在材料损伤起始之前，当冲击能量较大时 (3 J/mm)，更多材料点处于损伤后的软化阶段，事实上削弱了上述剪切非线性对整体层合板结构冲击失效行为的影响。综上所述，解释了表 4 中 1.5 J/mm 冲击能量下层合板 QI 的分层投影面积预测误差最大 (11.2%) 的原因。后续研究将立足于纵向剪切非线性行为的合理表征及其对层合板边缘冲击失效行为的影响程度。

低速冲击层合板边缘后，其内部损伤形貌如图 14 所示，数值分析中引入状态变量 SDV 实时储存各个分析时刻的损伤状态，当单元内某状态变量值等于 1 时表示相应损伤的起始。SDV14、SDV17 与 SDV18 分别记录纤维压缩失效 (FFC)、基体拉伸断裂 (IFFT) 及基体压缩断裂 (IFFC)。

损伤分析表明有限元模型分析结果与 X-ray CT 三维重构剖面观测结果类似。边缘冲击载荷作用下，复合材料层合板的层内损伤模式主要包括



FFC—Fiber compression fracture; IFFT—Inter-fiber tension fracture; IFFC—Inter-fiber compression fracture; SDV—Solution dependent variables

图 14　T700/YPH-07 复合材料层合板边缘冲击引入层内损伤的 X-ray CT 观测与有限元模拟结果

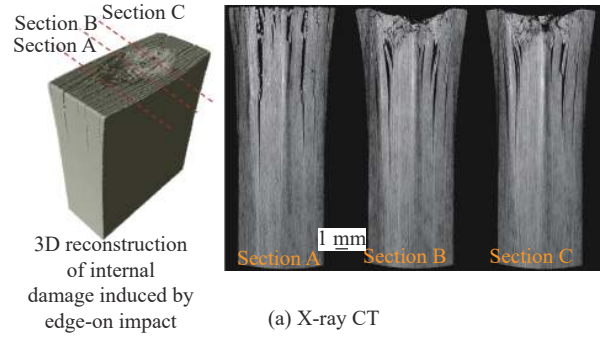
Fig. 14　X-ray CT and FEM numerical results of intra-laminar damage caused by edge-on impact for T700/YPH-07 composite laminates

纤维压缩失效、基体拉伸断裂与压缩断裂，层内损伤自边缘冲击点扩展并集中于冲头下方较小的区域。冲头下方子层受挤压屈曲，纤维与基体出现压缩损伤并相互耦合，仿真结果与 X-ray CT 观测 (即碎片楔内严重的压溃破坏) 基本一致。进一步挤压损伤的子层将会产生明显的鼓胀变形，继而使层合板的外侧子层承受较大的面外弯矩，附加弯矩促使外侧子层出现基体拉伸断裂。

在冲头下方子层受压损伤后，损伤子层与完好结构间较大的刚度差会产生显著的界面应力，从而导致层合板中部界面分层，并因子层屈曲加剧使该位置界面出现不可逆的大张开形变。与之不同，外侧层间界面分层因子层弯曲断裂诱导所致，分层后表现为相邻层的相对滑移形变。由于基体拉伸断裂扩展至边缘冲击损伤区域边界，因此外层界面分层沿冲击方向的长度远大于中部分层，如图 14 中局部放大损伤形貌所示。

边缘冲击后，不同截面的损伤形貌如图 15 所示，图中截面 A、B 和 C 分别是穿过永久凹坑中心、边缘及两者中间位置的切片。凹坑附近截面

的内部损伤分布基本相似，以分层与基体断裂为主。对于靠近凹坑中心的截面 (截面 B 和 C)，由于冲头高压应力的作用而出现了纤维断裂，大量基体、纤维及分层损伤形成粉状碎片，并聚集成冲头下方的宏观碎片楔区域。材料的完全破坏造成其剩余刚度极小，使其在冲头回弹阶段无法恢复变形，从而形成永久性变形 (即凹坑)。越靠近边缘冲击点，损伤越严重，截面内凹坑深度越大，有限元分析结果与试验观测一致。



IFF—Inter-fiber fracture; FF—Fiber fracture

图 15　T700/YPH-07 复合材料层合板不同截面上的边缘冲击损伤形貌

Fig. 15　Edge-on impact induced damage morphology at different cross-sections for T700/YPH-07 composite laminates

2.3.3　边缘冲击失效机制

通过试验和有限元分析，可以发现边缘冲击的失效机制与力学响应已迥异于中部面外冲击。对于边缘冲击而言，将会引入更严重的材料损伤模式，除了中心面外冲击中常见的基体开裂与大面积分层外，能够明显观察到因冲头挤压而产生的纤维压缩失效及楔形碎片区域。鉴于此，本节采用基于 CDM 模型的复合材料损伤分析方法进一步阐明边缘冲击状态下多损伤模式的相互混杂与耦合机制。

以 3 J/mm 冲击能量下的 QI 试件为例，分析边缘冲击力-时间历程曲线中典型的时间节点，获得材料内部损伤演化过程见图 16。当冲头刚接触试件边缘 (阶段 A：t=0.02 ms)，由于高应力集中，基体压缩损伤 (IFFC) 起始于冲头正下方的 0°铺层内 (铺层方向垂直于冲击载荷方向)，同时纤维压缩损伤 (FFC) 萌生于冲头正下方的 90°层内 (铺层方向沿着冲击载荷方向)，并且纤维的断裂也诱发了 90°层内 IFFC 损伤，基体拉伸损伤 (IFFT) 则因断裂面拉应力的影响萌生于临近边缘冲击中心区域。冲头继续侵入，因损伤单元刚度的大幅降低引起较大的鼓胀变形，从而导致层间分层 (阶段 B：t=0.07 ms)，并从板中面至两侧迅速扩展。当冲击时间 t 约为 0.3 ms 时，达到极限冲击力 (约 9 110 N)，此时材料的 FFC 与 IFFC 均达到最大损伤程度，其中 IFFC 几乎覆盖了冲头下方除外侧子层的所有区域，FFC 则主要出现在邻近冲头的 90°层内。在稳定压入阶段 (阶段 D：t=0.4 ms 至阶段 E：t=2.6 ms)，载荷-位移曲线呈锯齿状波动，已经不再产生纤维与基体的压缩损伤。但是，由于损伤单元不断压实变形，受到相邻损伤单元的挤压，外侧子层向外弯曲断裂，类似损伤单元的“楔入效应”。此时损伤以外侧子层界面分层与基体拉伸损伤 (IFFT) 为主，从而形成稳定渐进的压入过程，边缘冲击载荷在某一平均值上下浮动。值得注意的是，在阶段 D 至 E 中，IFFT 损伤沿着冲击力方向已经几乎不再扩展，而对于垂直于冲击力方向 (即 0°层方向)，则因面外鼓胀变形的不断加剧而扩展。

因此，宏观尺度下典型的边缘冲击失效行为包括冲头下方局部碎片楔与外侧子层弯曲断裂，其中碎片楔区域包括层内损伤 (FFC、IFFT、IFFC) 及层间分层等多种复合材料失效模式，外侧子层弯曲断裂表现为子层界面分层与层内 IFFT。上述两种边缘冲击失效行为 (即碎片楔与外侧子层弯曲断裂) 存在耦合竞争机制，碎片楔区域内因包含大量纤维、基体与分层损伤，边缘冲击过程中碎片楔会产生严重的面外鼓胀变形，加剧对外侧子层的挤压，进而较大的面外弯矩将造成 IFFT 与分层起始于外侧子层。同时外侧子层因弯曲断裂而使其承载能力逐步下降，额外的边缘冲击载荷传递至中部子层，造成碎片楔内层内损伤与分层的进一步扩展，宏观表现为中部子层内碎片楔逐渐增大并不断被冲头压实。因此，对外侧子层的向外挤压作用也更显著，进而使外侧子层内的 IFFT 与分层继续产生并扩展。当外侧子层的弯曲断裂与碎片楔内损伤累积到某临界范围后，冲头

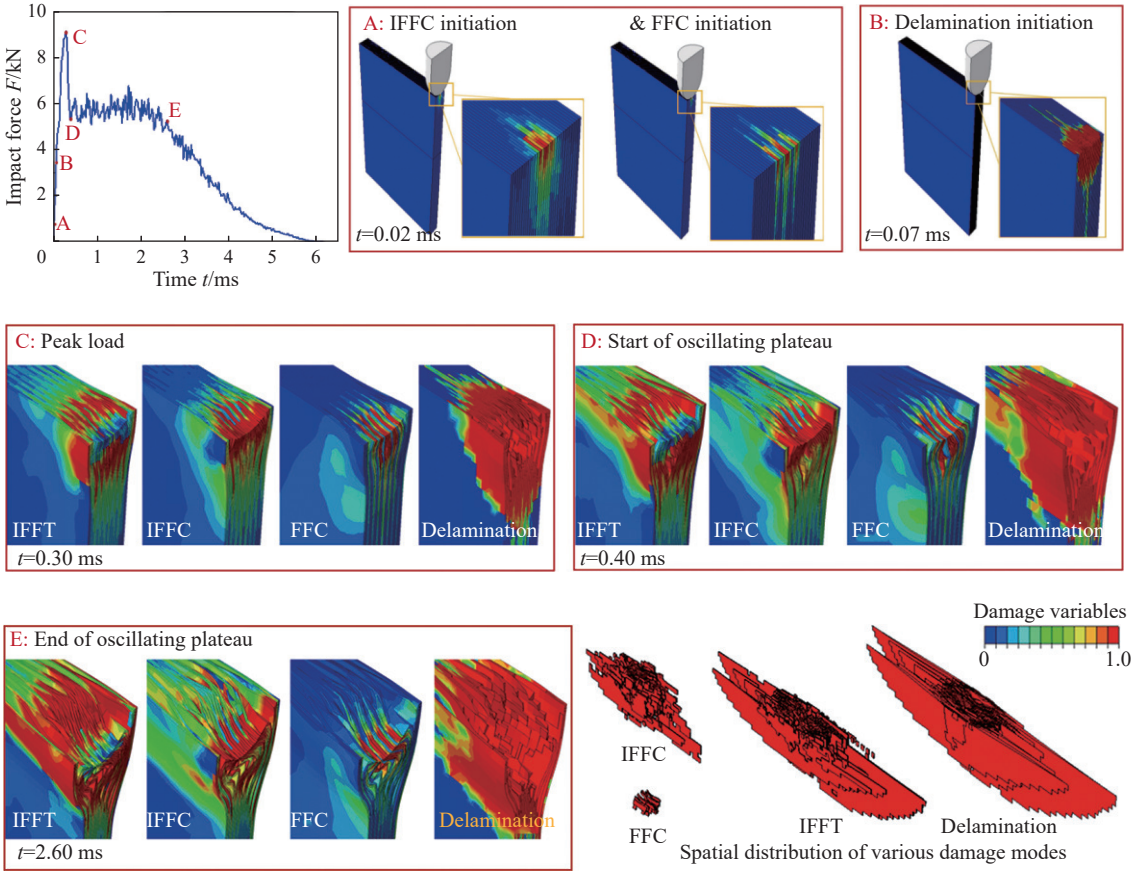


图 16　T700/YPH-07 复合材料层合板在边缘冲击下的内部损伤演化

Fig. 16　Evolution of internal damage within the T700/YPH-07 composite laminate under edge-on impact

下方的层合板已经不能够继续承受冲击载荷，冲击响应曲线达到极限冲击力后迅速掉载，并进入稳定压入阶段。此时，碎片楔已经不再变化，但其会继续楔入挤压相邻层，造成外侧子层的面外鼓胀变形，故稳定压入阶段的失效行为主要表现为因楔入作用导致的外侧子层的弯曲断裂。

从最终损伤空间分布情况 (图 16) 可以看出，边缘冲击载荷会引入纤维压缩损伤、基体拉伸与压缩损伤及分层损伤，上述损伤聚集于边缘冲击点附近的局部区域，宏观表现为冲头下碎片区，反映出边缘冲击损伤高度局部化的特征。从边缘冲击损伤的起始与扩展过程可知，边缘冲击“平台段”产生的损伤以 IFFT 与分层为主，而 FFC 与 IFFC 则主要出现在层合板进入稳定压入阶段之前。冲击响应曲线表明稳定压入阶段 (D 至 E) 的持续时间明显高于碎片楔的形成阶段 (A 至 D)，大部分的边缘冲击能量以稳定压入阶段产生的 IFFT 与分层损伤吸收耗散，因此 IFFT 与分层的损伤程度显著大于 FFC 与 IFFC。

3　结 论

(1) 边缘冲击载荷下，复合材料层合板的表面损伤形貌表现为由材料碎片形成的永久性凹坑及多条纵向分布的表面分层裂纹。内部分层投影为半椭圆形，较大分层位于层合板外侧界面。层内损伤模式包括纤维压缩失效、基体拉伸断裂与压缩断裂，层内损伤自边缘冲击点扩展并集中于冲头下方较小的区域。

(2) 复合材料层合板边缘冲击历程可分为线性段、损伤导致的极限冲击力前的非线性段、极限冲击力之后的稳定波动阶段、冲头回弹卸载阶段。达到极限冲击力时主要形成冲头下方多种材料损伤耦合的碎片区，损伤呈现高度局部化特征。稳定波动阶段则为外侧子层弯曲断裂导致，失效机制表现为基体拉伸断裂与分层的不断起始与扩展，大部分的冲击能量在此阶段被吸收耗散。

(3) 边缘冲击能量越高，层合板内部损伤越严重。铺层对边缘冲击响应与损伤严重程度影响相对有限。

(4) 采用基于 Mohr 失效面理论的连续介质损

伤力学模型(CDM)并结合0厚度粘聚区模型(CZM)，能够有效描述层合板边缘冲击中层内损伤与分层的萌生与演化行为，预测得到的边缘冲击力学响应曲线、分层投影面积、内部损伤空间分布均与试验观测数据较吻合，验证了此方法的有效性。

参考文献：

[1] MALHOTRA A. Low velocity edge impact on composite laminates: Damage tolerance and numerical simulations[D]. London: University of London, 2014.

[2] MARCIN A R. Analysis of edge impacts on stiffened composite structures[D]. Utah: University of Utah, 2010.

[3] FENG D, AYMERICH F. Finite element modelling of damage induced by low-velocity impact on composite laminates[J]. Composite Structures, 2014, 108: 161-171.

[4] 李念, 陈普会. 复合材料层合板低速冲击损伤分析的连续介质损伤力学模型[J]. 力学学报, 2015, 47(3): 458-470.
LI Nian, CHEN Puhui. Continuum damage mechanics model for low-velocity impact damage analysis of composite laminates[J]. Chinese Journal of Theoretical and Applied Mechanics, 2015, 47(3): 458-470(in Chinese).

[5] JUNG K H, KIM D H, KIM H J, et al. Finite element analysis of a low-velocity impact test for glass fiber-reinforced polypropylene composites considering mixed-mode interlaminar fracture toughness[J]. Composite Structures, 2017, 160: 446-456.

[6] GLISZCZYNSKI A. Numerical and experimental investigations of the low velocity impact in GFRP plates[J]. Composites Part B: Engineering, 2018, 138: 181-193.

[7] ZHOU J W, LIAO B B, SHI Y Y, et al. Low-velocity impact behavior and residual tensile strength of CFRP laminates[J]. Composites Part B: Engineering, 2019, 161: 300-313.

[8] TUO H L, LU Z X, MA X P, et al. Damage and failure mechanism of thin composite laminates under low-velocity impact and compression-after-impact loading conditions[J]. Composites Part B: Engineering, 2019, 163: 642-654.

[9] OSTRÉ B, BOUVET C, MINOT C, et al. Experimental analysis of CFRP laminates subjected to compression after edge impact[J]. Composite Structures, 2016, 152: 767-778.

[10] THORSSON S I, SRINGERI S P, WAAS A M, et al. Experimental investigation of composite laminates subject to low-velocity edge-on impact and compression after impact[J]. Composite Structures, 2018, 186: 335-346.

[11] OSTRÉ B, BOUVET C, MINOT C, et al. Edge impact modeling on stiffened composite structures[J]. Composite Structures, 2015, 126: 314-328.

[12] DEUSCHLE H M. 3D failure analysis of UD fibre reinforced composites: Puck's theory within FEA[D]. Baden-Württemberg: University Stuttgart, 2010.

[13] ARTEIRO A, GRAY P J, CAMANHO P P. Simulation of edge impact and compression after edge impact in CFRP laminates[J]. Composite Structures, 2020, 240: 112018.

[14] FURTADO C, CATALANOTTI G, ARTEIRO A, et al. Simulation of failure in laminated polymer composites: Building-block validation[J]. Composite Structures, 2019, 226: 111168.

[15] LI N, CHEN P H. Experimental investigation on edge impact damage and compression-after-impact (CAI) behavior of stiffened composite panels[J]. Composite Structures, 2016, 138: 134-150.

[16] ASTM Committee. Standard test method for measuring the damage resistance of a fiber-reinforced polymer matrix composite to a drop-weight impact event: ASTM D7136/D7136M-15[S]. West Conshohocken: ASTM International, 2015.

[17] 张嘉睿. 复合材料T型长桁边缘冲击损伤数值仿真与试验验证[D]. 南京: 南京航空航天大学, 2019.
ZHANG Jiarui. Numerical simulation for edge impact damage of composite T-type stringer with experimental verification[D]. Nanjing: Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, 2019(in Chinese).

[18] BOUVET C, CASTANIÉ B, BIZEUL M, et al. Low velocity impact modelling in laminate composite panels with discrete interface elements[J]. International Journal of Solids and Structures, 2009, 46: 2809-2821.

[19] LI N, CHEN P H. Micro-macro FE modeling of damage evolution in laminated composite plates subjected to low velocity impact[J]. Composite Structures, 2016, 147: 111-121.

[20] LIAO B B, ZHOU J W, LI Y, et al. Damage accumulation mechanism of composite laminates subjected to repeated low velocity impacts[J]. International Journal of Mechanical Sciences, 2020, 182: 105783.

[21] BULLEGAS G, PINHO S T, PIMENTA S. Engineering the translaminar fracture behaviour of thin-ply composites[J]. Composites Science and Technology, 2016, 131: 110-122.

[22] BULLEGAS G, BENOLIEL J, FENELLI P L, et al. Towards quasi isotropic laminates with engineered fracture behaviour for industrial applications[J]. Composites Science and Technology, 2018, 165: 290-306.

[23] SHI Y, SWAIT T, SOUTIS C. Modelling damage evolution in composite laminates subjected to low velocity impact[J]. Composite Structures, 2012, 94(9): 2902-2913.

[24] MAMALIS A G, MANOLAKOS D E, DEMOSTHENOUS G A,

et al. Analytical modelling of the static and dynamic axial collapse of thin-walled fibreglass composite conical shells[J]. International Journal of Impact Engineering, 1997, 19(5-6): 477-492.

[25] LI N, GU J F, CHEN P H. Fracture plane based failure criteria for fibre-reinforced composites under three-dimensional stress state[J]. Composite Structures, 2018, 204: 466-474.

[26] PUCK A, SCHÜRMANN H. Failure analysis of FRP laminates by means of physically based phenomenological models[J]. Composites Science and Technology, 2002, 62(12-13): 1633-1662.

[27] 吴义韬, 姚卫星, 吴富强. 复合材料层合板面内渐进损伤分析的CDM模型[J]. 力学学报, 2014, 46(1): 94-104.
WU Yitao, YAO Weixing, WU Fuqiang. CDM model for intralaminar progressive damage analysis of composite laminates[J]. Chinese Journal of Theoretical and Applied Mechanics, 2014, 46(1): 94-104(in Chinese).

[28] CAMANHO P P, DAVILA C G, DE MOURA M F. Numerical simulation of mixed-mode progressive delamination in composite materials[J]. Journal of Composite Materials, 2003, 37(16): 1415-1438.

[29] YE Q, CHEN P H. Prediction of the cohesive strength for numerically simulating composite delamination via CZM-based FEM[J]. Composites Part B: Engineering, 2011, 42(5): 1076-1083.

[30] YE Q A, CHEN P H. Prediction of the strength parameter of cohesive zone model for simulating composite delamination by the equivalent inclusion method[J]. Polymer Composites, 2011, 32(10): 1561-1567.

[31] TURON A, DÁVILA C G, CAMANHO P P, et al. An engineering solution for mesh size effects in the simulation of delamination using cohesive zone models[J]. Engineering Fracture Mechanics, 2007, 74(10): 1665-1682.

[32] DASSAULT S. Abaqus analysis user's guide—Volume IV[M]. Pawtucket: Abaqus Inc, 2014: 827-848.

[33] MICHAELI W, MANNIGEL M, PRELLER F. On the effect of shear stresses on the fibre failure behaviour in CFRP[J]. Composites Science and Technology, 2009, 69(9): 1354-1357.

[34] GUTKIN R, PINHO S, ROBINSON P, et al. On the transition from shear-driven fibre compressive failure to fibre kinking in notched CFRP laminates under longitudinal compression[J]. Composites Science and Technology, 2010, 70(8): 1223-1231.

[35] TOTRY E, GONZÁLEZ C, LLORCA J, et al. Mechanisms of shear deformation in fiber-reinforced polymers: Experiments and simulations[J]. International Journal of Fracture, 2009, 158(2): 197-209.

[36] TOTRY E, MOLINA-ALDAREGUÍAJ M, GONZÁLEZ C, et al. Effect of fiber, matrix and interface properties on the in-plane shear deformation of carbon-fiber reinforced composites[J]. Composites Science and Technology, 2010, 70(6): 970-980.