

热膨胀工艺制备不同厚度泡沫夹芯复合材料的低速冲击性能

闵伟 程乐乐 余木火 孙泽玉

Low-velocity impact properties of foam sandwich composites with different thicknesses prepared via thermal expansion molding process

MIN Wei, CHENG Lele, YU Muhuo, SUN Zeyu

在线阅读 View online: <https://doi.org/10.13801/j.cnki.fhclxb.20230710.003>

您可能感兴趣的其他文章

Articles you may be interested in

齿板-玻璃纤维/聚氨酯泡沫芯夹层梁的低速冲击性能

Low-velocity impact behavior of tooth plate glass fiber/polyurethane foam core sandwich beams

复合材料学报. 2019, 36(5): 1092–1100 <https://doi.org/10.13801/j.cnki.fhclxb.20180612.001>

结构参数对CFRP蒙皮-铝蜂窝夹层板低速冲击性能的影响

Effect of structural parameters on the low-velocity impact performance of aluminum honeycomb sandwich plate with CFRP face sheets

复合材料学报. 2020, 37(6): 1352–1363 <https://doi.org/10.13801/j.cnki.fhclxb.20190815.001>

玻璃纤维/环氧乙烯基酯树脂复合材料的层间增韧及其低温下低速冲击性能

Interlaminar toughening of glass fiber/epoxy vinyl ester resin composite and its low-velocity impact properties at low temperature

复合材料学报. 2021, 38(1): 145–154 <https://doi.org/10.13801/j.cnki.fhclxb.20200824.003>

基于超弹性特性的SMA复合材料层合板低速冲击损伤数值模拟方法

Numerical simulation of low-velocity impact damage behaviour of composite laminates based on SMA superelasticity

复合材料学报. 2017, 34(2): 364–373 <https://doi.org/10.13801/j.cnki.fhclxb.20160413.004>

碳纤维-玻璃纤维混杂增强环氧树脂复合材料低速冲击性能及其模拟

Low-velocity impact behavior and numerical simulation of carbon fiber-glass fiber hybrid reinforced epoxy composites

复合材料学报. 2021, 38(1): 165–176 <https://doi.org/10.13801/j.cnki.fhclxb.20200922.003>

单板层积材-木粉/高密度聚乙烯共挤出复合材料抗低速冲击性能

Low-velocity impact performance of laminated veneer lumber-wood/high density polyethylene co-extruded composites

复合材料学报. 2018, 35(1): 200–207 <https://doi.org/10.13801/j.cnki.fhclxb.20170321.005>



扫码关注微信公众号，获得更多资讯信息

DOI: 10.13801/j.cnki.fhclxb.20230710.003

热膨胀工艺制备不同厚度泡沫夹芯复合材料的低速冲击性能



分享本文

闵伟, 程乐乐, 余木火, 孙泽玉*

(东华大学 材料科学与工程学院, 上海市轻质结构复合材料重点实验室, 民用航空复合材料协同创新中心, 上海 201620)

摘要: 热膨胀工艺能够一体化成型各种泡沫夹芯复合材料。选择初始厚度为 1 mm 的可膨胀环氧泡沫预浸胶, 通过控制模具型腔尺寸以控制不同成型压力制备 4 种不同厚度的泡沫夹芯板。以 10 J 和 42 J 冲击能量研究热膨胀工艺和芯材厚度对泡沫夹芯复合材料低速冲击性能的影响。通过 ABAQUS 有限元分析、超声 C 扫描对比试验数据分析了不同试样的损伤模式。通过冲击后压缩试验分析了不同试样的损伤容限。结果发现更高膨胀倍率的泡沫芯子, 产生更低的膨胀力, 泡沫夹芯板的抗冲击强度降低, 但结构具有更优异的吸能效果。高能量和低强度的泡沫芯子都会导致蒙皮更高的损伤程度。试样在 10 J 能量冲击后的压缩强度衰减率为 8.2%, 而 42 J 能量冲击后的压缩强度衰减率达到 38.2%。成型压力和芯子的厚度对泡沫夹芯板的损伤容限影响很小。研究确定了热膨胀工艺成型泡沫夹芯复合材料具有高的结构和抗冲击性能可设计性。

关键词: 热膨胀工艺; 泡沫夹芯复合材料; 低速冲击; 有限元分析; 冲击后压缩

中图分类号: TB332 **文献标志码:** A **文章编号:** 1000-3851(2024)03-1611-15

Low-velocity impact properties of foam sandwich composites with different thicknesses prepared via thermal expansion molding process

MIN Wei, CHENG Lele, YU Muhuo, SUN Zeyu*

(Shanghai Key Laboratory of Lightweight Structural Composites, Shanghai Collaborative Innovation Center of High-performance Fibers and Composites, College of Materials Science and Engineering, Donghua University, Shanghai 201620, China)

Abstract: Thermal expansion molding process is expected to be integrated to form various foam sandwich composites. The expandable epoxy foam prepreg with an initial thickness of 1 mm was selected, and four kinds of foam sandwich panels with different thicknesses were prepared by controlling the mold cavity size and different molding pressures. The impact energies of 10 J and 42 J were used to study the effects of thermal expansion process and core thickness on the low-velocity impact properties of foam sandwich composites. The damage patterns of different specimens were investigated by ABAQUS finite element analysis, ultrasonic C-scan and the test data. Compression after impact tests were conducted to investigate the damage tolerance of different specimens. The results show that the foam core with higher expansion rate produces lower expansion force, and the impact strength of the foam sandwich board is reduced, but the structure has better energy absorption effect. Both high impact energy and low strength foam cores lead to higher damage degree of the skin. The compression strength decay rate of the sample at 10 J impact energy is 8.2%, and the compression strength decay rate of the sample at 42 J impact energy is 38.2%. The forming pressure and the thickness of the core have little effect on the damage tolerance of the foam sandwich plate. The high designability of structural and impact resistance properties of foam sandwich composites formed by

收稿日期: 2023-05-16; 修回日期: 2023-06-14; 录用日期: 2023-06-28; 网络首发时间: 2023-07-11 09:24:19

网络首发地址: <https://doi.org/10.13801/j.cnki.fhclxb.20230710.003>

基金项目: 上海汽车工业科技发展基金会 (1913); 纤维材料改性国家重点实验室 (KF2203)

Shanghai Automotive Industry Technology Development Foundation of China (1913); State Key Laboratory of Fiber Material Modification (KF2203)

通信作者: 孙泽玉, 博士, 副研究员, 硕士生导师, 研究方向为复合材料结构设计及其低成本成型工艺 E-mail: sunzeyu@dhu.edu.cn

引用格式: 闵伟, 程乐乐, 余木火, 等. 热膨胀工艺制备不同厚度泡沫夹芯复合材料的低速冲击性能 [J]. 复合材料学报, 2024, 41(3): 1611-1625.

MIN Wei, CHENG Lele, YU Muhuo, et al. Low-velocity impact properties of foam sandwich composites with different thicknesses prepared via thermal expansion molding process[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2024, 41(3): 1611-1625(in Chinese).

thermal expansion process was determined.

Keywords: thermal expansion molding process; foam sandwich composites; low-velocity impact; FEA; compression after impact

随着节能减排的要求不断提高,汽车、航空航天、体育、船舶、风电等领域的高承载部件的轻量化要求也不断提高^[1-3]。夹芯复合材料由于轻质高强,并且泡沫、蜂窝、轻木等多种芯材能够赋予产品更高的结构和性能可设计性得到广泛应用^[4-5]。其中,泡沫夹芯复合材料能够更高程度提高结构的轻量化效果,设计各类Z向增强结构可以显著改善传统泡沫夹芯复合材料芯子强度低、界面性能差等缺点,极大地扩展了泡沫夹芯复合结构的应用潜力^[6-8]。但泡沫夹芯复合结构相比较层合板结构成型工艺更加复杂,结构难以一体化成型,这严重制约了泡沫夹芯复合结构的规模化应用。

一种新型的热膨胀成型工艺,起源于硅胶或者压力袋作为内膨胀源,在封闭的模具内受热膨胀或者加压产生内膨胀力成型复合材料^[9-11]。类似的思想,可膨胀环氧泡沫作为轻质芯子的一部分,同时作为膨胀源产生内膨胀力一体化成型夹芯复合材料^[12-13]。泡沫膨胀倍率的可设计性使复合材料成型具有更高的工艺性,也能够定向控制成型压力,具有高于真空袋压和真空灌注工艺的成型压力(>100 kPa)^[14-16]。然而,由于可膨胀泡沫原材料及热膨胀工艺稳定性问题,当前通过这种热膨胀工艺制备泡沫夹芯复合结构及其力学性能相关的研究报道较少。

由于泡沫夹芯结构中存在的泡沫芯子,相比较层合板结构更复杂,轻质泡沫夹芯结构的芯子在冲击载荷作用下容易受到损伤,损伤状态的评价对夹芯结构的应用造成了困难。为了系统研究泡沫夹芯结构的冲击损伤机制及评价损伤容限,研究者们做了大量的工作。Al-Shamary等^[17]确定了随着聚氯乙烯(PVC)泡沫芯子厚度增大,吸收能量效果更佳,但对峰值载荷影响较小。孙子恒等^[18]通过对具有不同铺层蒙皮的夹芯复合材料冲击和冲击后压缩性能研究,确定了引入45°铺层可以降低蒙皮的损伤程度,而最大载荷和吸能表现与0°/90°正交铺层相近。Dogan等^[19]详细分析了不同冲击能量对泡沫夹芯板载荷和失效模式的影响,随着冲击能量增大,峰值载荷不断增大,但冲击能量达到一定程度时载荷不再增大,并且不

再发生更严重的损伤。新型Z向增强技术的发展显著改善了传统泡沫夹芯的Z向强度低、界面力学性能差等缺点。特别是在泡沫中引入了不同密度和角度的Z-pin结构,显著提高了泡沫夹芯复合结构的冲击强度和抗冲击损伤能力^[20-22]。新型点阵和格栅结构的发展进一步赋予了泡沫夹芯复合材料的结构和性能可设计性^[23-25]。

目前的研究报道更多集中于新材料和结构设计,很少有报道成型工艺对泡沫夹芯复合结构冲击性能的影响。这种新型的热膨胀成型工艺,相比较传统的真空导入、预浸料模压等工艺,泡沫芯子不需要二次加工,初始状态的热膨胀泡沫预浸胶可以定向控制成型不同厚度的泡沫夹芯复合结构,原材料用量完全一致。目前这种热膨胀工艺制备不同厚度的泡沫夹芯板的冲击性能及其失效模式未见相关报道。本文基于前期热膨胀工艺的研究基础^[26],提出使用一种可膨胀泡沫预浸胶一体化制备不同厚度的泡沫夹芯板。分析了不同泡沫膨胀倍率产生的不同膨胀力对成型后泡沫夹芯复合材料的抗低速冲击性能影响。通过冲击试验研究了不同厚度泡沫夹芯板的抗冲击强度、能量吸收、结构刚度等性能,通过冲击后压缩试验研究了不同试样的损伤容限。试验结合ABAQUS有限元建模、超声C扫描以试样在冲击载荷作用下的应力、凹坑深度和损伤面积系统讨论了不同试样的损伤模式。

1 实验材料及方法

1.1 原材料

本文使用的可膨胀泡沫预浸胶是课题组研制的一种具有受热膨胀功能的环氧树脂基硬质泡沫,命名为M-1,初始状态下单层厚度为1 mm,发泡剂开始分解温度为100~110℃,自由状态下,最大可膨胀15倍^[26]。选择了碳纤维平纹编织布(T700SC-12000-50C,日本东丽)和一种课题组研制的快速固化环氧树脂体系在山东柏盛科技材料公司加工成预浸料^[27],可膨胀泡沫预浸胶与碳纤维增强复合材料(CFRP)预浸料属于同种树脂体系。预浸料固化后单层厚度约0.4 mm。

1.2 试样制备

通过控制模具型腔尺寸能够定向控制泡沫的

膨胀倍率, 试验中控制了 M-1 泡沫膨胀 2、4、6、8 倍制备夹芯板。试样的制备工艺如图 1(a) 所示。在泡沫预浸胶的上下铺放 5 层 CFRP 预浸料, 然后置于型腔尺寸分别为 6 mm、8 mm、10 mm 和 12 mm 的模具中, 再将模具放入预热到 130℃ 的压机上, 利用压机锁紧模具的同时加热成型夹芯板。试样的铺层如图 1(b) 所示, 制备的试样断面如图 1(c) 所示。

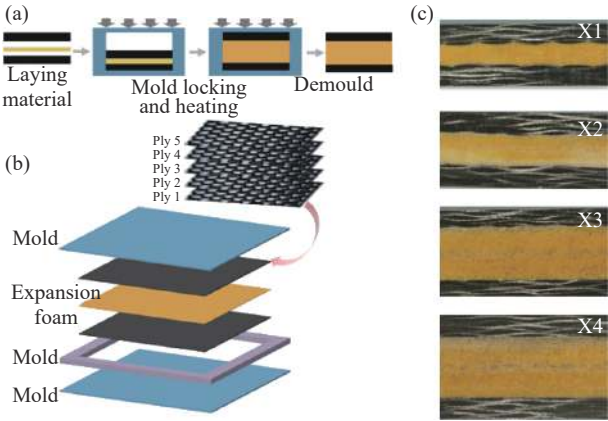


图 1 (a) 热膨胀成型工艺制备泡沫夹芯复合材料示意图; (b) 模具及试样铺层示意图; (c) 泡沫膨胀不同倍率制备的夹芯复合材料断面图

Fig. 1 (a) Schematic diagram of foam sandwich composites prepared via thermal expansion molding process; (b) Schematic diagram of mold and sample lay-up; (c) Sectional diagram of sandwich composites prepared by foam expansion at different ratios

泡沫膨胀力的测试过程如图 2 所示。设定高温试验箱 (吉林省三度设备有限公司, SR-93) 的温度为 130℃, 通过热电偶检测模具温度达到设定温度后, 放入可膨胀泡沫预浸胶。万能试验机 (深圳兰博三思材料检测有限公司, LD23) 预加载 10 N 力后固定位置, 然后泡沫膨胀产生内膨胀力, 试验机得到载荷-时间曲线, 再根据受力面积计算出膨胀力-时间曲线。图 3 是试样制备的工艺曲线, 使用这种热膨胀工艺制备泡沫夹芯板, 最重要的是树脂的固化反应和泡沫发泡反应的匹配性, 前期课题组的研究进展已经调控了文章中选择的泡沫和树脂体系的成型制度。泡沫最佳膨胀温度为 130℃, 当树脂的黏度在 100 Pa·s 以内泡沫产生的膨胀力能够有效成型 CFRP 蒙皮, 树脂浸润性也更佳。在选择工艺条件下, X1、X2、X3 和 X4 试样的最大有效膨胀压力分别为 478 kPa、196 kPa、101 kPa 和 73 kPa。从成型压力来看, X1 试样膨胀力已经达到常规热压罐的压力水平, 满足复合材料的成型条件。

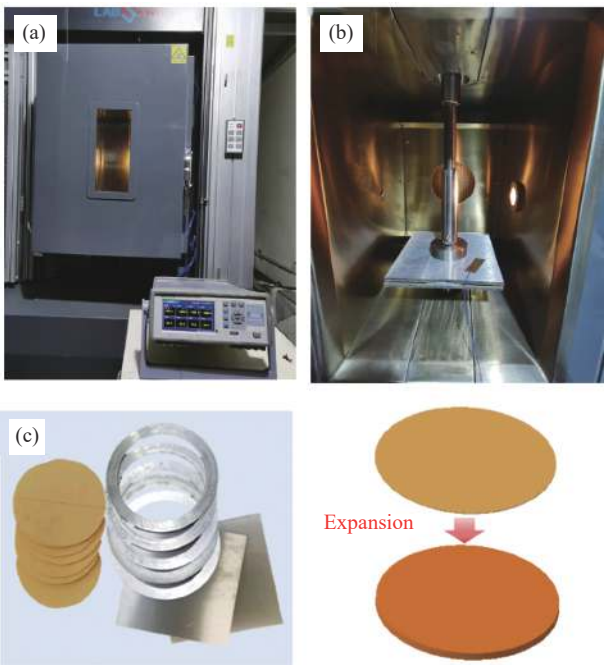


图 2 热膨胀泡沫膨胀力测试方法: (a) 高低温试验箱和万能试验机; (b) 试验箱内加载示意图; (c) 试验试样及模具示意图

Fig. 2 Test method of expansion pressure of thermal expansion foam: (a) High and low temperature test box and universal testing machine; (b) Schematic diagram of loading in the test box; (c) Schematic diagram of test sample and mold

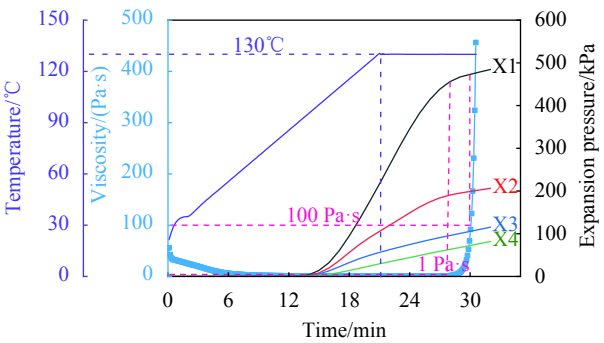


图 3 不同泡沫夹芯板 (X1、X2、X3、X4) 制备工艺曲线

Fig. 3 Preparation process curves of different foam sandwich panels (X1, X2, X3, X4)

1.3 冲击试验

夹芯板的落锤冲击实验参考标准 ASTM D7136^[28], 试样尺寸为 150 mm×100 mm。测试过程中试样如图 4(b) 所示夹持在落锤冲击试验机 (INSTRON, 9400) 的夹具上。实验使用半球形的锤头, 质量为 2 kg, 直径为 12.5 mm。实验选择了 10 J 和 42 J 的冲击能量分析试样的冲击性能。在 10 J 的冲击能量下, 试样主要发生上蒙皮的损伤, 不会发生严重的泡沫芯子塌陷和下蒙皮损伤。在 42 J 的冲击能量下, 试样下蒙皮开始发生损伤,

但不会被锤头穿透，能够区分不同试样的损伤差异。冲击实验后，使用水浸式超声 C 扫描设备(北京采声科技有限公司，UST-55)分析试样表面的损伤区域(图 4(c))。超声探头是 10 MHz 的滤波器，采样率为 100 MHz，脉冲宽度为 50 ns，采用全波的检测方式，设定 CFRP 的声速为 1.3 mm/μs。

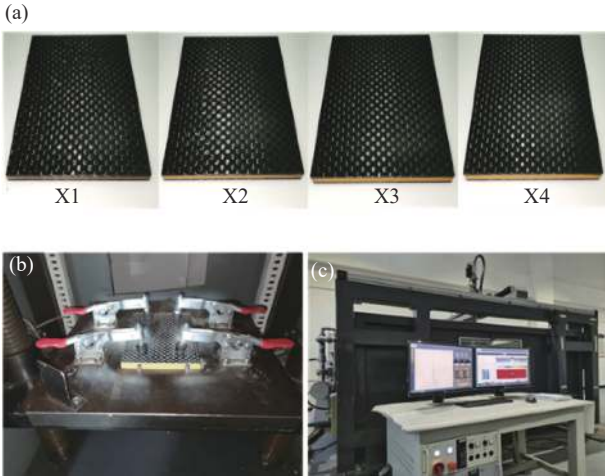


图 4 (a) 冲击实验试样; (b) 冲击实验试样夹持示意图; (c) 冲击后试样超声 C 扫描示意图

Fig. 4 (a) Impact test samples; (b) Clamping diagram of the impact test samples; (c) Ultrasonic C-scan diagram of the samples after impact

1.4 冲击试样有限元分析 (FEA) 模型

冲击试验有限元分析使用 ABAQUS 软件建模，在冲击试验过程中存在基体和纤维混合失效模式，采用 Hashin 准则作为失效判据。上下蒙皮的

CFRP 采用 8 节点四边形平面内通用连续壳 (SC8R) 建模，泡沫芯子采用 8 节点线性三维实体 (C3D8R) 建模，在泡沫芯子和 CFRP 之间设置 0 厚度的 Cohesive 单元 (COH3D8)。半球形锤头是定义了带有参考点的刚体，直径为 12.5 mm，建立实体模型设定锤头质量为 2 kg。网格模型如图 5 所示。采用显示动力学求解器计算冲击模型，根据每个模型的实际冲击工况定义 X1~X4 试样的时间周期分别为 0.004 s、0.004 s、0.005 s 和 0.007 s。试样模型在设置通用接触时创建了内部接触，冲击锤头和试样同样设置了显示通用接触，并且锤头和试样接触的摩擦系数定义为 0.15。实验设定了 10 J 和 42 J 两种冲击能量，根据能量计算公式 $E=mgh=1/2mv^2$ (m 为锤头质量； g 为重力加速度； h 为锤头高度； v 为锤头触碰到试样的初始速度) 设定锤头的加载速度分别为 3 162 mm/s 和 6 481 mm/s。详细的材料参数如表 1 所示，有限元分析的模型数据如表 2 所示。

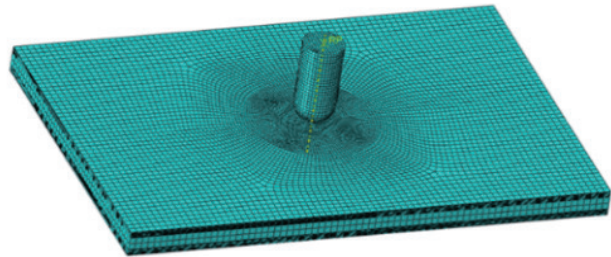


图 5 冲击仿真网格模型
Fig. 5 Mesh model of impact simulation

表 1 有限元分析 (FEA) 相关的材料参数
Table 1 Material parameters related to finite element analysis (FEA)

Materials	Density/ (kg·m ⁻³)	Tensile strength/MPa	Young's modulus/MPa	Compressive strength/MPa	Poisson's ratio ν	Shear strength τ /MPa	Shear modulus G /MPa
X1 M-1	318	7.98	395	3.47	0	3.91	62.28
X2 M-1	162	4.68	201	2.31	0	1.95	39.29
X3 M-1	109	2.23	170	1.95	0	1.64	31.26
X4 M-1	78	1.34	113	0.99	0	1.08	21.17
CFRP	1 580	805 (X^T)	61 340 (E_1)	509 (X^C)	0.04 (ν_{12})	112 (S_{12})	7 600 (G_{12})
		805 (Y^T)	61 340 (E_2)	509 (Y^C)	0.30 (ν_{13})	59 (S_{13})	2 700 (G_{13})
		50 (Z^T)	6 900 (E_3)	170 (Z^C)	0.30 (ν_{23})	59 (S_{23})	2 700 (G_{23})
Cohesive	2 000	—	1 200	—	0.32	—	385

Notes: X^T , Y^T , Z^T —Tensile strength of the three directions of CFRP; E_1 , E_2 , E_3 —Young's modulus of the three directions of CFRP; X^C , Y^C , Z^C —Compressive strength of the three directions of CFRP; ν_{12} , ν_{13} , ν_{23} —Poisson's ratio; S_{12} , S_{13} , S_{23} —Shear strength; G_{12} , G_{13} , G_{23} —Shear modulus; CFRP—Carbon fiber reinforced polymer; M-1—Epoxy resin based rigid foam with thermal expansion function.

1.5 FEA 失效机制

泡沫夹芯板在不同能量下的冲击过程中，复合材料部分会发生纤维和树脂基体的不同损伤模

式。因此，选用 Hashin 失效准则作为损伤起始的判断依据^[29-30]。根据纤维拉伸、纤维压缩、基体拉伸和基体压缩破坏模式对应的断裂能定义，基

表 2 冲击有限元分析模型数据

Table 2 Finite element analysis model data of impact test

Sample number	Part	Thickness	Mesh style	Mesh number
X1	CFRP	2 mm+2 mm	SC8R	141 880
	Foam	2 mm	C3D8R	14 188
	Cohesive	0	COH3D8	7 094
X2	CFRP	2 mm+2 mm	SC8R	141 880
	Foam	4 mm	C3D8R	14 188
	Cohesive	0	COH3D8	7 094
X3	CFRP	2 mm+2 mm	SC8R	141 880
	Foam	6 mm	C3D8R	14 188
	Cohesive	0	COH3D8	7 094
X4	CFRP	2 mm+2 mm	SC8R	141 880
	Foam	8 mm	C3D8R	28 376
	Cohesive	0	COH3D8	7 094

Notes: SC8R—8-node quadrilateral in-plane general continuous shell elements; C3D8R—Linear 3D reduced integration solid elements; COH3D8—Cohesive element.

于能量的损伤演化，损伤起始定义如下：

纤维拉伸 ($\sigma_{11} \geq 0$):

$$F_{ft} = \left(\frac{\sigma_{11}}{X^T}\right)^2 + \alpha \left(\frac{\sigma_{12}}{S^L}\right)^2 = 1 \tag{1}$$

纤维压缩 ($\sigma_{11} < 0$):

$$F_{fc} = \left(\frac{\sigma_{11}}{X^C}\right)^2 = 1 \tag{2}$$

基体拉伸 ($\sigma_{22} \geq 0$):

$$F_{mt} = \left(\frac{\sigma_{22}}{Y^T}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_{12}}{S^L}\right)^2 = 1 \tag{3}$$

基体压缩 ($\sigma_{22} < 0$):

$$C(d) = \frac{1}{D} \begin{bmatrix} (1-d_f)E_1 & (1-d_f)(1-d_m)v_{21}E_1 & 0 \\ (1-d_f)(1-d_m)v_{12}E_2 & (1-d_m)E_2 & 0 \\ 0 & 0 & D(1-d_s)G \end{bmatrix} \tag{6}$$

其中： E_1 和 E_2 分别表示纵向和横向模量； v_{12} 和 v_{21} 表示泊松比； G 表示剪切模量； d_f 表示纤维方向上的损伤状态变量； d_m 表示基体方向上的损伤状态变量； d_s 表示剪切损伤状态变量。此外， D 、 d_f 、 d_m 和 d_s 的表达式如下所示：

$$D = 1 - (1 - d_f)(1 - d_m)v_{12}v_{21} > 0 \tag{7}$$

$$d_f = \begin{cases} d_{ft}, (\sigma_{11} \geq 0) \\ d_{fc}, (\sigma_{11} < 0) \end{cases} \tag{8}$$

$$d_m = \begin{cases} d_{mt}, (\sigma_{22} \geq 0) \\ d_{mc}, (\sigma_{22} < 0) \end{cases} \tag{9}$$

$$d_s = 1 - (1 - d_{ft})(1 - d_{fc})(1 - d_{mt})(1 - d_{mc}) \tag{10}$$

纤维方向上的损伤取决于拉伸损伤状态变量

$$F_{mc} = \left(\frac{\sigma_{22}}{2S^T}\right)^2 + \left[\left(\frac{Y^C}{2S^T}\right) - 1\right] \frac{\sigma_{22}}{Y^C} + \left(\frac{\sigma_{12}}{S^L}\right)^2 = 1 \tag{4}$$

其中： σ_{11} 、 σ_{12} 、 σ_{22} 为有效应力； X^T 、 X^C 为纵向抗拉、抗压强度； Y^T 、 Y^C 为横向抗拉、抗压强度； S^L 、 S^T 为纵向、横向抗剪强度； α 是剪应力对纤维拉伸损伤起始的系数。

材料点出现损伤后，刚度会逐渐退化，进入损伤演化阶段。材料的刚度退化程度用损伤状态变量 d 表示。材料损伤状态的应力 σ -应变 ε 关系如下：

$$\sigma = C(d)\varepsilon \tag{5}$$

在式(5)中，

d_{ft} 和压缩损伤状态变量 d_{fc} ，且只能发生其中一种。这是由沿纤维方向的应力 σ_{11} 决定的。当 $\sigma_{11} \geq 0$ 时，纤维发生拉伸损伤， $d_f = d_{ft}$ 。相反，在纤维方向上发生压缩损伤， $d_f = d_{fc}$ 。 d_f 的值在0~1之间，其中0表示材料没有损坏，1表示完全损坏。类似地，我们可以得到 d_m 的值。此外，无论纤维和基体受到拉伸或压缩损伤，材料都失去了承受剪切载荷的能力。因此，剪切损伤变量 d_s 不是独立的损伤状态变量， d_s 依赖于独立的损伤状态变量 d_{ft} 、 d_{fc} 、 d_{mt} 和 d_{mc} 。只要4种损伤状态中有一种不为0， d_s 就不会为0。如果4个状态变量中有一个达到1，则 d_s 必须为1。

1.6 冲击后压缩试验

冲击后压缩 (Compression after impact, CAI)

实验参考 ASTM D7137 标准^[31]，CAI 在冲击实验的基础上，对损伤后的试样测试压缩性能，评价结构的剩余压缩强度，测试夹具及试样如图 6 所示。压缩速率为 1.25 mm/min。压缩试验后，使用索尼 FDR-AK700 高清数码相机拍摄得到试样表面和断面的宏观损伤形貌。

2 结果与讨论

2.1 泡沫夹芯板抗冲击性能

图 7 为试样在 10 J 冲击能量下的冲击性能。从冲击载荷-位移曲线上可以看出随着泡沫膨胀倍率增高，峰值载荷表现出逐渐降低的趋势，并且达到峰值载荷时的位移逐渐增大。这是由于泡沫芯子的压缩强度随着膨胀倍率的增大而不断降低，同时泡沫的密度随着膨胀倍率增大而不断降低。从整个夹芯板结构的强度和刚度来看，都表现出

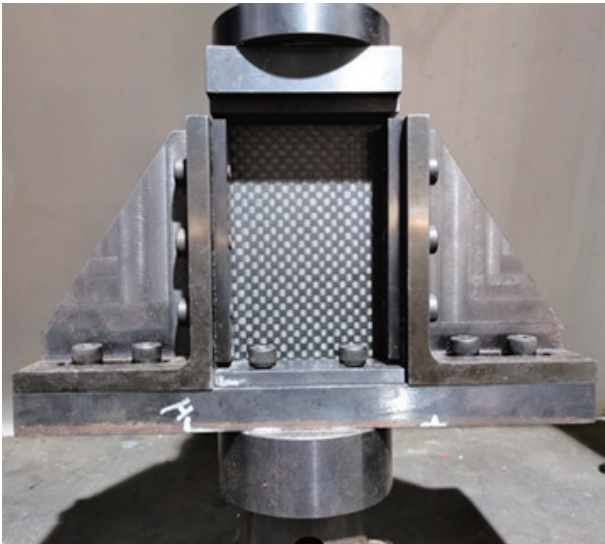


图 6 冲击后压缩 (CAI) 试验示意图

Fig. 6 Schematic diagram of compression after impact (CAI) test

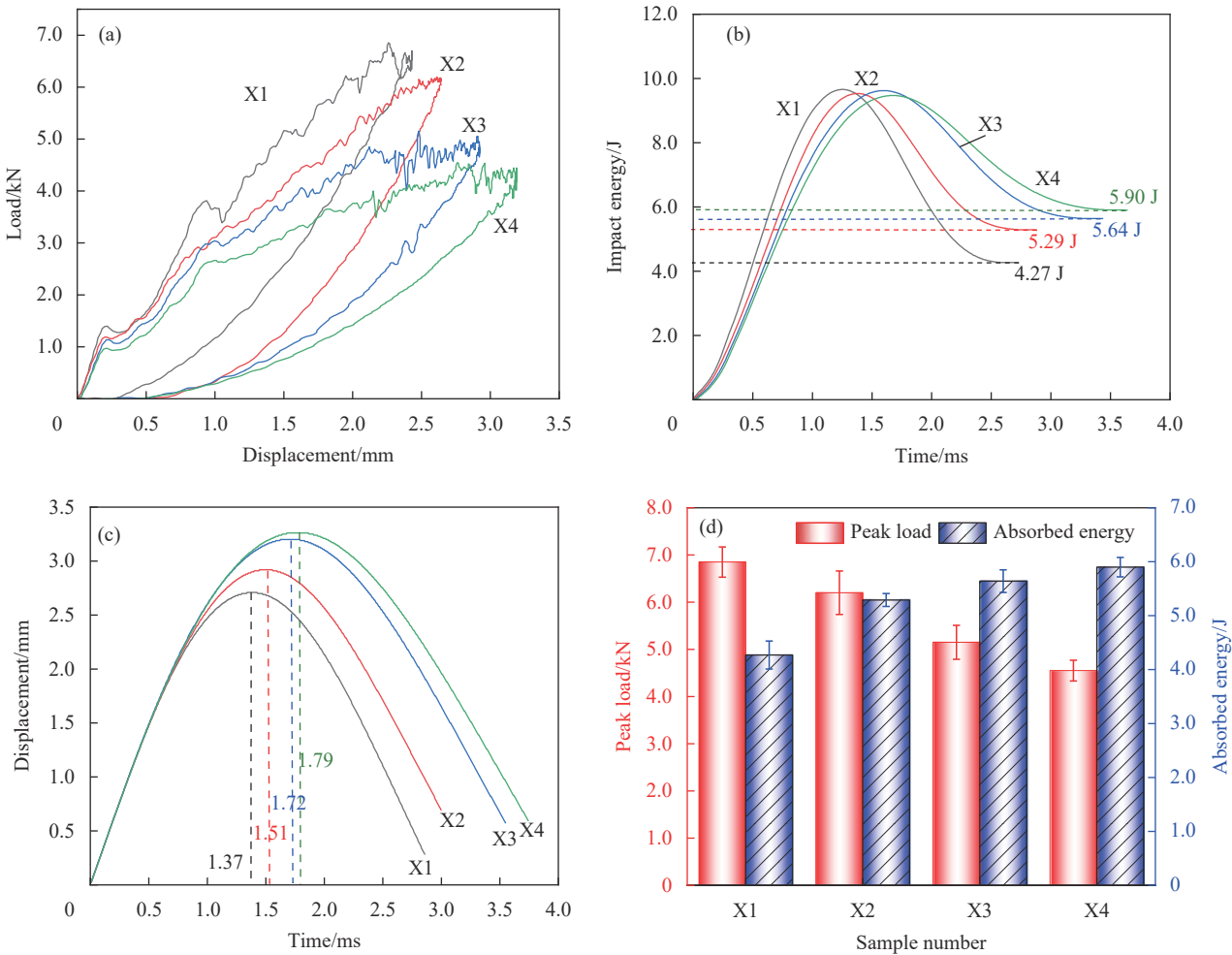


图 7 X1-X4 试样在 10 J 冲击能量下得到的载荷-位移曲线 (a)、冲击能量-时间曲线 (b)、位移-时间曲线 (c)、峰值载荷和吸收能量的柱形图 (d)

Fig. 7 Load-displacement curves (a), impact energy-time curves (b), displacement-time curves (c) and bar graph of peak load and absorbed energy (d) obtained for X1-X4 samples at 10 J impact energy

随着膨胀倍率增大而降低的趋势。另一方面，由于泡沫膨胀倍率越高，成型 CFRP 蒙皮时产生的内膨胀力越低，更低的成型压力使树脂无法充分浸润纤维，产生层间和层内的缺陷，这导致 CFRP 蒙皮的强度和刚度表现出少量降低的趋势。从试样的吸收能量来看，泡沫膨胀倍率越高，吸能效果越好，这是由于高膨胀倍率下更厚的泡沫芯子使锤头向下产生更大的位移，在结构上吸能效果更好。但泡沫芯子越厚，锤头逐渐向下受到的阻力更小，开始发生回弹时的位移更大(图 7(c))，较弱的芯子使试样在冲击过程中的峰值载荷更低。

图 8 是试样在 42 J 冲击能量下得到的数据。从载荷-位移曲线上可以看出相比较 10 J 的冲击能量，X1-X3 试样在 42 J 冲击能量下的峰值载荷有了明显提高。这是由于上蒙皮在 10 J 的冲击能量下并没有完全损伤，而在 42 J 冲击能量下上蒙皮完全穿透。由于压缩载荷传递作用，下蒙皮的

CFRP 也会承受一定的载荷作用，泡沫芯子越厚，在冲击过程中吸收的能量越高，就会导致下蒙皮 CFRP 承受的载荷作用越低，因此 X1~X4 试样在 42 J 和 10 J 冲击能量下得到的峰值载荷差越低，X4 试样在两种冲击能量下的峰值载荷相近。从能量吸收的规律来看，两种冲击能量下对应试样表现的趋势相同，随着泡沫膨胀倍率增大，试样的能量吸收越高。由于厚度更大的泡沫夹芯板在受到冲击载荷作用时，泡沫芯子受到压缩载荷作用发生塌陷，在泡沫芯子损伤的过程中会不断吸收锤头的能量，相同质量下，低密度大厚度的泡沫芯子相比较高密度低厚度的泡沫芯子更容易塌陷损伤吸收锤头能量。

2.2 泡沫夹芯板冲击失效

不同试样在不同冲击能量下的损伤程度也不同，从图 9 和图 10 可以确定 10 J 和 42 J 冲击能量下 X1~X4 试样的凹坑深度都是逐渐增大的，并且

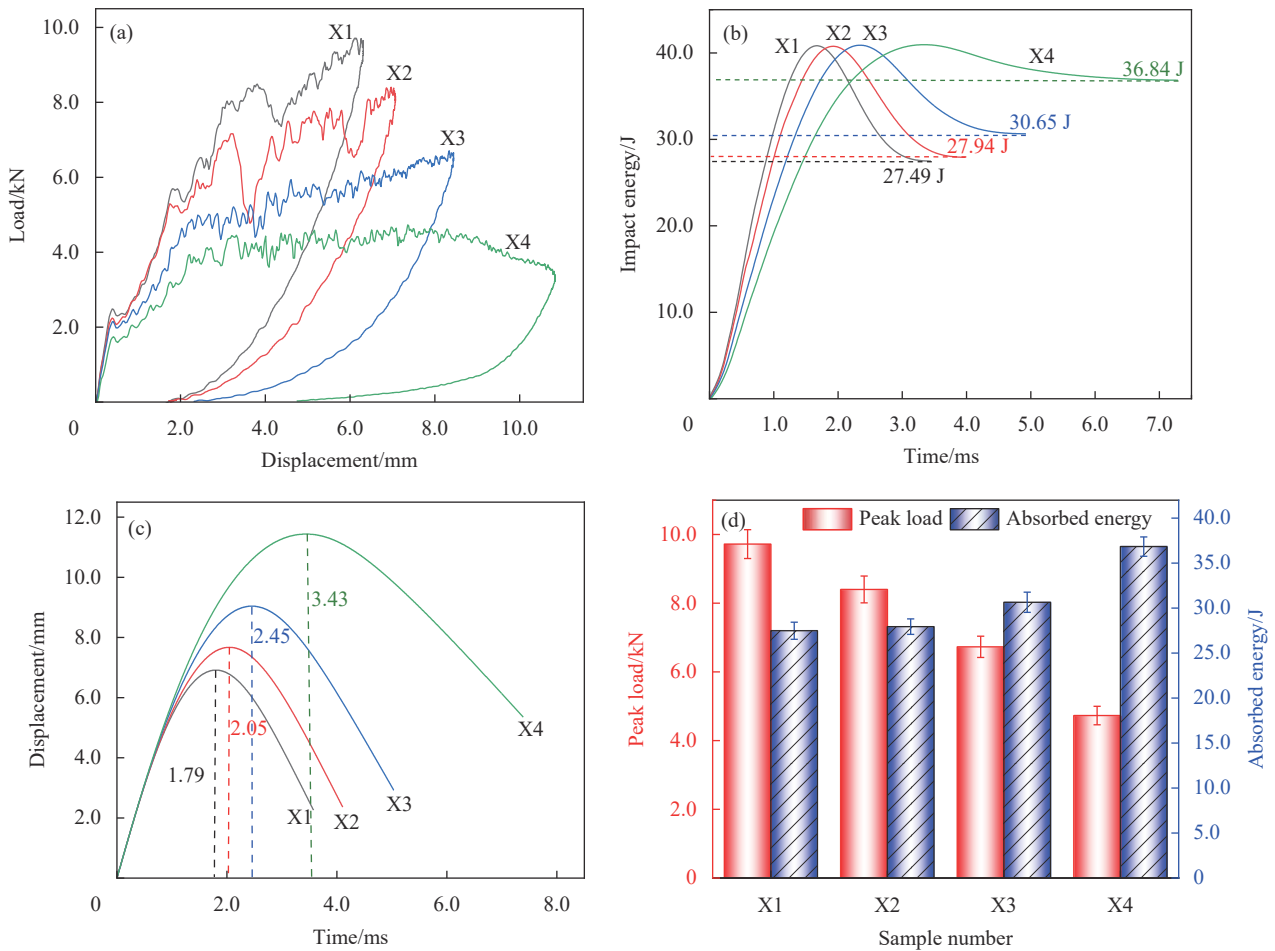


图 8 X1-X4 试样在 42 J 冲击能量下得到的载荷-位移曲线 (a)、冲击能量-时间曲线 (b)、位移-时间曲线 (c)、峰值载荷和吸收能量的柱形图 (d)

Fig. 8 Load-displacement curves (a), impact energy-time curves (b), displacement-time curves (c) and bar graph of peak load and absorbed energy (d) obtained for X1-X4 samples at 42 J impact energy

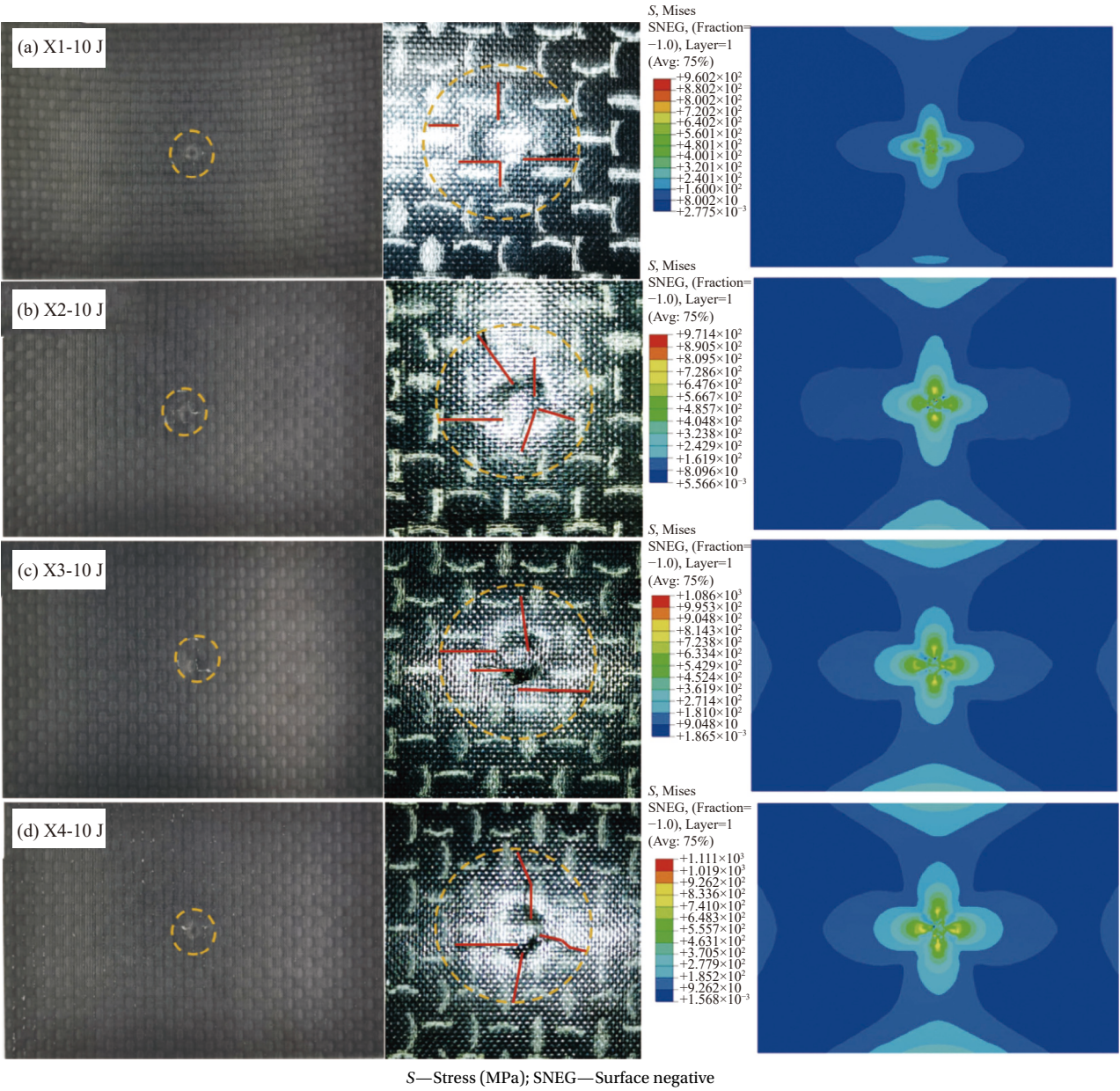


图9 X1~X4 试样在 10 J 冲击能量下的宏观表面失效模式、局部放大图和应力云图

Fig. 9 Macroscopic surface failure modes, local magnification and stress clouds of X1-X4 samples at 10 J impact energy

表面的宏观损伤面积也是逐渐增大的，这与前面得到的载荷和能量吸收规律相符合。泡沫芯子的厚度越大，密度越小，强度越低，锤头向下的位移量就会越大，这导致了宏观表面的损伤面积和深度都更大。从试样的应力云图来看，最大应力在 10 J 冲击能量下表现出逐渐增大的趋势，这是由于上蒙皮的 CFRP 并没有完全损伤，当泡沫芯子厚度更大时，泡沫夹芯结构的承载能力降低，导致了上蒙皮的 CFRP 损伤程度增大。冲击能量为 42 J 时，上蒙皮的 CFRP 已经完全被锤头穿透，导致了 X1~X4 试样的应力水平相同 (图 10)。

表 3 是根据试验、超声 C 扫和仿真分析得到的数据统计了两种冲击能量下不同试样的损伤深度和宏观表面损伤面积。对于损伤面积，试验数据是直接观测得到；仿真试验上下蒙皮的 CFRP 设置了损伤状态变量，根据设置的单元删减计算得到损伤面积，当拉伸或者压缩的损伤系数达到 1 时定义 CFRP 完全损伤；超声 C 扫是根据 CFRP 蒙皮的吸收波特点，定义阈值为 20% 统计的损伤面积。

最大位移可以评价不同试样抗冲击载荷作用下的刚度和损伤深度，如图 11 和图 12 所示。在

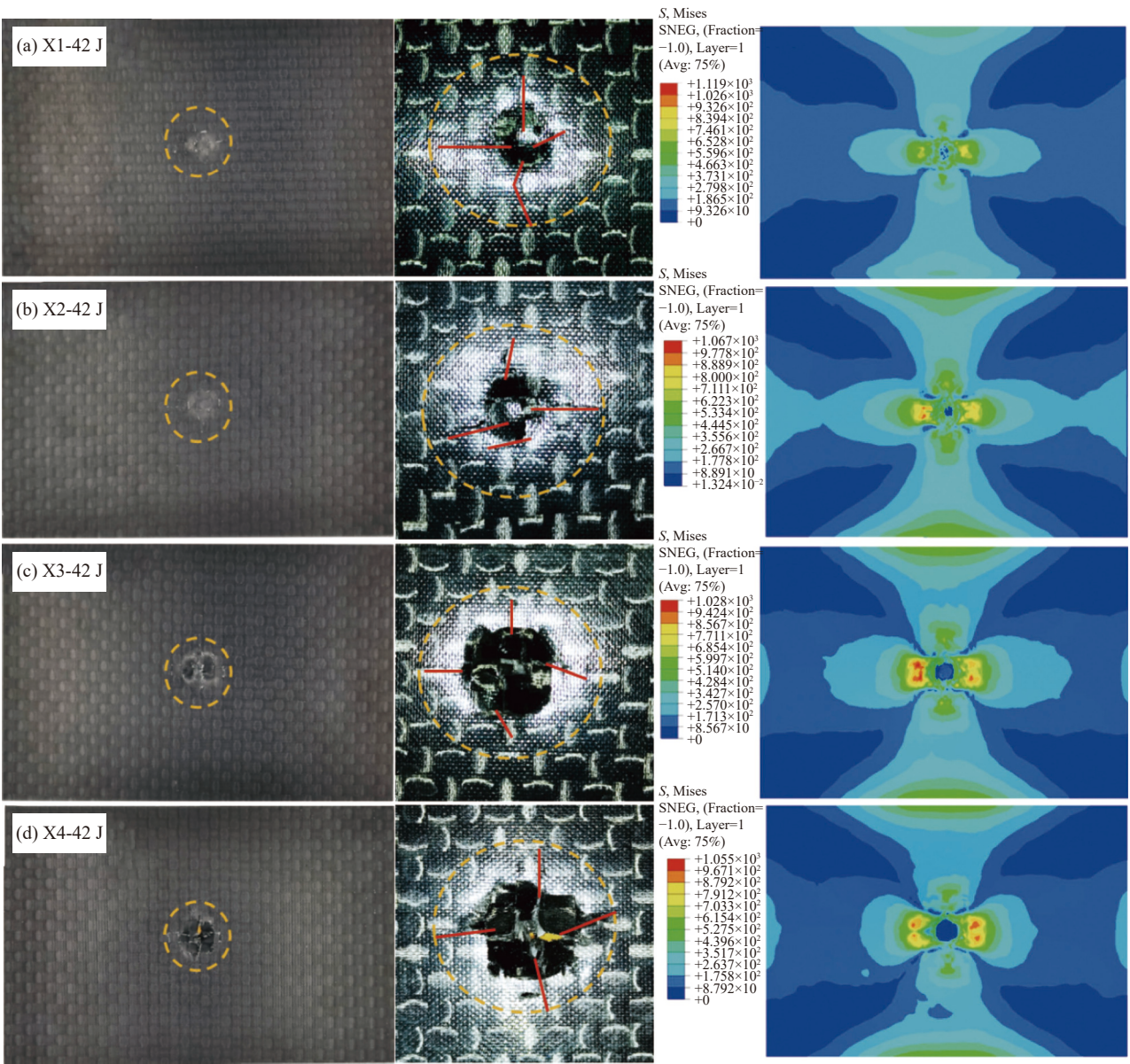


图 10 X1-X4 试样在 42 J 冲击能量下的宏观表面失效模式、局部放大图和应力云图

Fig. 10 Macroscopic surface failure modes, local magnification and stress clouds of X1-X4 samples at 42 J impact energy

表 3 X1~X4 试样冲击试验损伤数据对比

Table 3 Comparison of impact test damage data for X1-X4 samples

Sample number	Stress/MPa (FEA)	Displacement/mm			Area of damage/mm ²				
		Experiment	FEA	Error/%	Experiment	FEA	Error/%	C-scan	Error/%
X1-10 J	960	2.71	2.45	9.59	39.57	45.23	14.30	44.16	11.60
X2-10 J	971	2.92	2.68	8.22	47.76	54.37	13.84	54.08	13.23
X3-10 J	1 086	3.20	3.16	1.25	58.06	67.89	16.93	65.01	11.97
X4-10 J	1 111	3.26	3.38	3.68	69.36	80.21	15.64	76.94	10.93
X1-42 J	1 119	6.91	6.76	2.17	114.93	136.64	18.89	134.71	17.21
X2-42 J	1 067	7.67	7.63	0.52	145.19	167.59	15.43	160.52	10.56
X3-42 J	1 028	9.04	9.19	1.65	206.02	238.96	15.99	229.54	11.42
X4-42 J	1 055	11.44	11.08	3.15	298.49	353.25	18.35	320.31	7.31

相同的能量下，位移越小，说明结构的刚度越大，损伤深度越小。表 3 统计了不同试样试验和有限

元分析得到的最大位移及有限元分析相对于试验数值的误差。可以确定随着泡沫膨胀倍率增大，

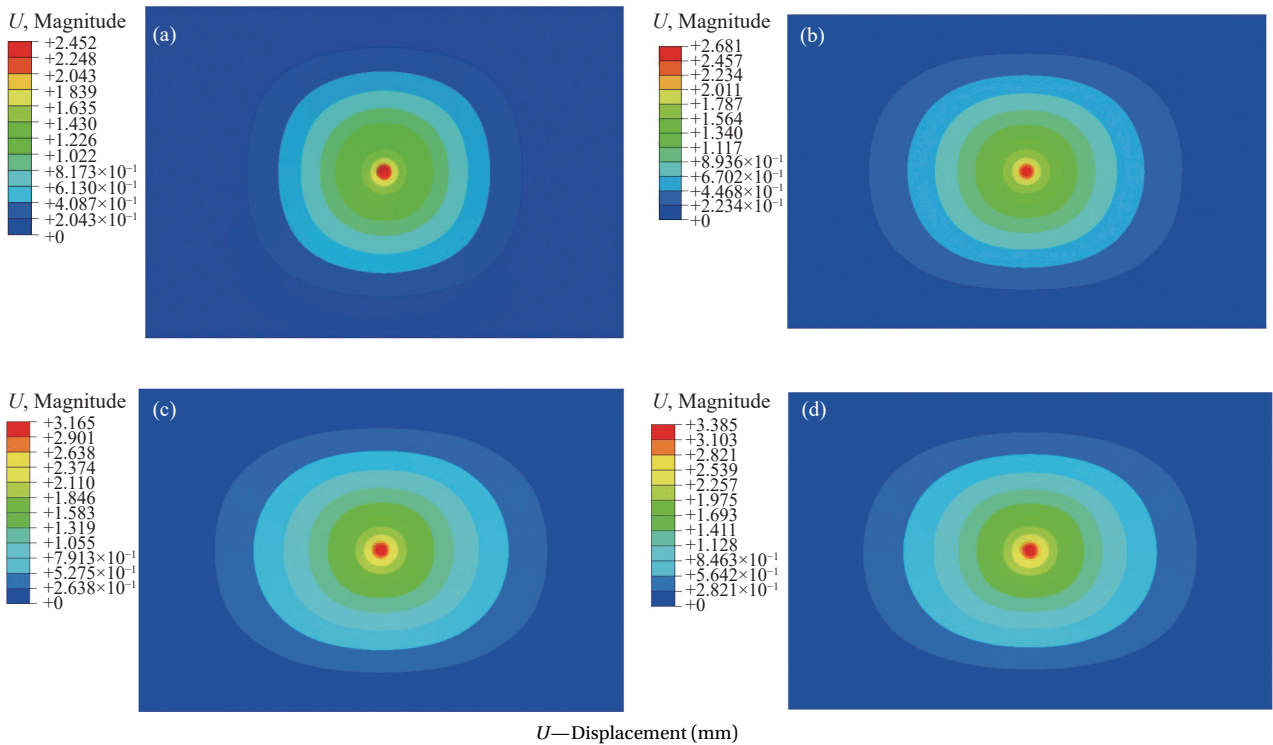


图 11 10 J 冲击能量得到的试样正面位移云图: (a) X1; (b) X2; (c) X3; (d) X4

Fig. 11 Pit depth on the front obtained by 10 J impact energy: (a) X1; (b) X2; (c) X3; (d) X4

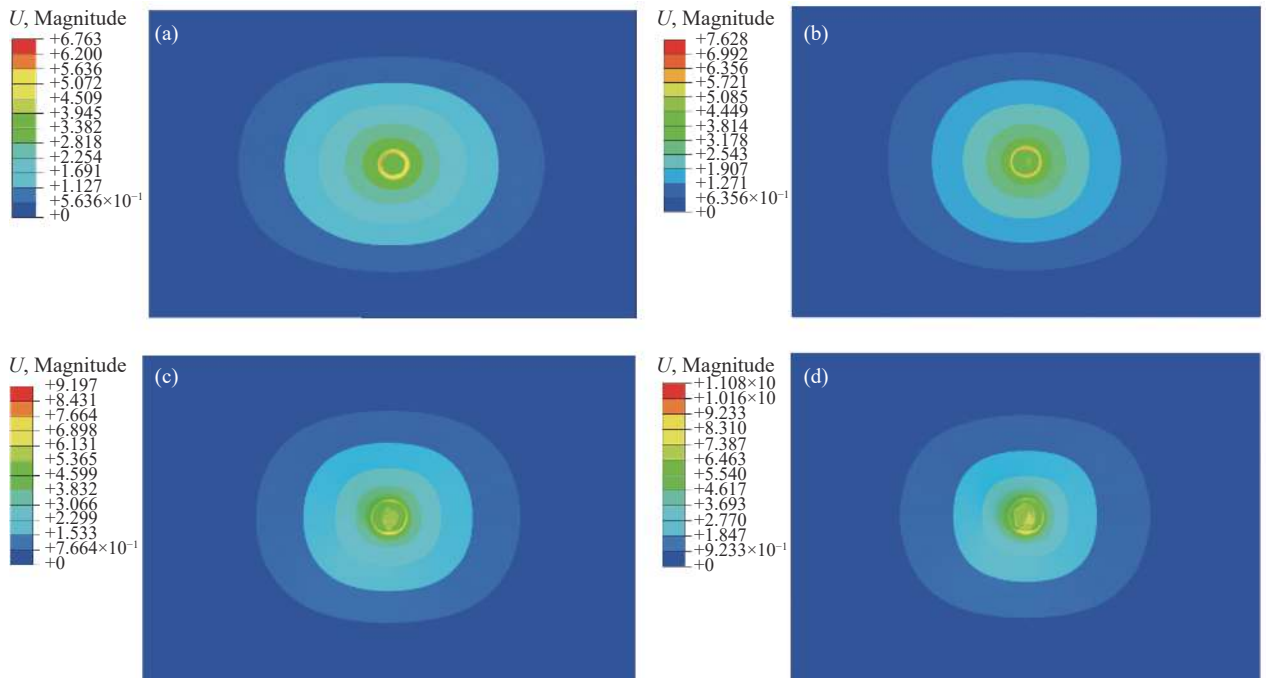


图 12 42 J 冲击能量得到的试样正面位移云图: (a) X1; (b) X2; (c) X3; (d) X4

Fig. 12 Pit depth on the front obtained by 42 J impact energy: (a) X1; (b) X2; (c) X3; (d) X4

泡沫的厚度增大，压缩强度和密度都降低，在相同能量下，泡沫夹芯板的损伤深度就越大。事实上，凹坑深度在一定范围内增大时 CFRP 蒙皮也会产生更严重的损伤，尤其是冲击凹坑边缘会发

生裂纹扩展。当冲击能量增大时，夹芯板的凹坑深度也表现出增大的趋势。仿真和试验得到的最大位移误差在 10% 以内，也说明了模型的精度较高。

对于复合材料产品，表面损伤面积决定了试样的可修复性，因此低速冲击后试样的表面损伤面积是非常重要的参数。从试验来看，随着泡沫膨胀倍率增大，上蒙皮的 CFRP 宏观表面损伤面积也逐渐增大，这是由于泡沫芯子的强度变低，厚度变大引起的锤头向下位移量增大造成的。在 10 J 冲击能量下，上蒙皮未完全穿透，但密度越低、强度越低的泡沫芯子向下塌陷越严重，上蒙皮也会发生向下更严重的不可逆变形损伤，这导致了 X1~X4 试样损伤面积表现增大趋势。在 42 J 冲击能量下，上蒙皮已经完全穿透，但随着泡沫的塌陷损伤，锤头向下位移量越大，内部的泡沫芯子和锤头对上蒙皮损伤边缘的挤压程度越大，小的裂纹也会不断向边缘扩展，导致了损伤面积表现增大的趋势。从试验、有限元分析和超声 C 扫(图 13)都能看出明显的变化趋势。但从有限元分析得到的损伤面积数值最大，这是由于试验后的试样发生了明显的损伤回弹，会存在少量的损伤宏观上无法观测。而超声 C 扫是基于试验后的试样通过测试表面吸收声波得到的损伤面积，数据精度更高一些，得到的表面损伤数值要高于实验值，但依然比仿真得到的数据更低，这是由于试样表面凹坑边缘位置有少量损伤，但这少量的损伤与试样整体处于同一平面，有限元分析通过应力水平能够表现出单元删减，但超声 C 扫得到的回收波却不明显。因此严格来说，有限元分析

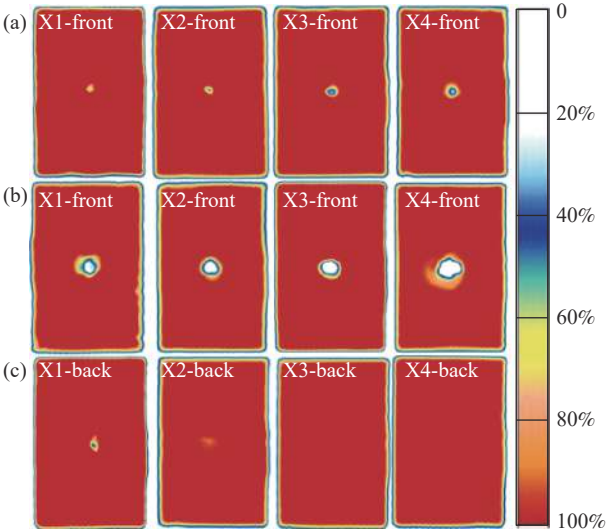


图 13 X1-X4 试样超声 C 扫表面损伤形貌: (a) 10 J 正面; (b) 42 J 正面; (c) 42 J 反面

Fig. 13 Surface damage morphologies of ultrasonic C-scan for X1-X4 samples: (a) 10 J front; (b) 42 J front; (c) 42 J back

得到的损伤面积数值虽然更大，但在实际分析中具有更高的参考意义。另外比较有意思的是在 X1-42 J 和 X2-42 J 试样的冲击反面可以观测到少量损伤，而厚度更大的 X3-42 J 和 X4-42 J 试样并没有观测到。这是由于试样越厚，虽然产生的凹坑深度不断增大，但这导致锤头下降的过程中被吸收了更多的能量，就会对下蒙皮产生较小的损伤。这一方面给大厚度芯子的夹芯板设计提供了参考意义，在设计空间允许的范围内，当蒙皮材料用量相同时，芯子的厚度越大，越有利于试样吸收冲击能量。

图 14 和图 15 是不同试样的宏观表面损伤云

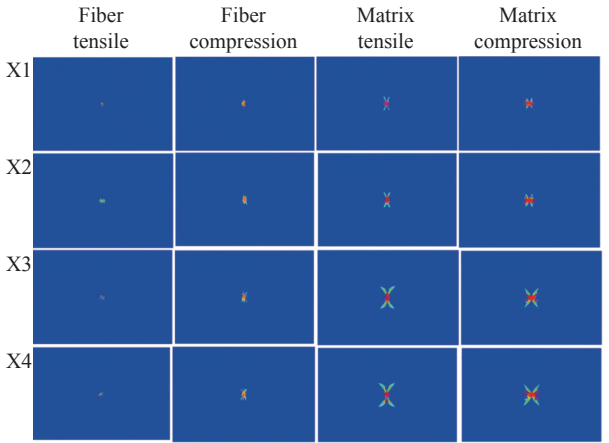


图 14 不同试样在 10 J 冲击能量下的表面损伤云图 (纤维拉伸、纤维压缩、基体拉伸和基体压缩)

Fig. 14 Surface failure modes of different samples under 10 J impact energy (Fiber tensile, fiber compression, matrix tensile and matrix compression)

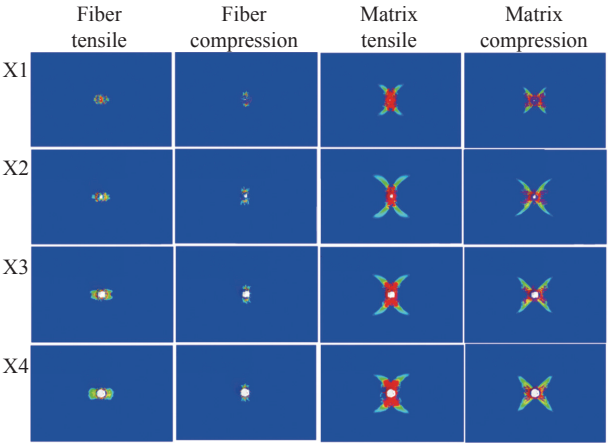


图 15 不同试样在 42 J 冲击能量下的表面损伤云图 (纤维拉伸、纤维压缩、基体拉伸和基体压缩)

Fig. 15 Surface failure modes of different samples under 42 J impact energy (Fiber tensile, fiber compression, matrix tensile and matrix compression)

图,包括纤维拉伸、纤维压缩、基体拉伸和基体压缩。42 J冲击能量下的试样表面损伤程度要明显高于10 J冲击能量,由于试验的锤头质量都是一样的,能量越高,锤头开始接触到试样表面时的速度就越大,当锤头能量完全损耗时,试样吸收的能量会有部分耗散使锤头回弹。在相同的冲击能量下,不管是压缩还是拉伸损伤模式,纤维的损伤程度要低于树脂基体的损伤,这是由于基体的强度远低于纤维的强度。在复合材料层间主要是靠树脂连接了CFRP的层与层,在受到冲击载荷作用时,不仅面内会发生损伤,层间也会发生树脂层的裂纹扩展。对于X1~X4试样,随着试样的厚度增大,不管是纤维还是基体的拉伸或压缩失效模式,都表现出损伤程度不断增大的趋势。这是泡沫芯子和复合材料蒙皮的综合影响,从成型工艺来看,由于X1~X4试样复合材料蒙皮成型的膨胀力是逐渐降低的,树脂对于纤维的浸润性会逐渐变差,因此蒙皮的复合材料质量降低,抗冲击损伤能力降低。另一方面,在相同能量下,低密度大厚度的泡沫芯子会导致锤头向下的位移量更大,通过泡沫的塌陷及复合材料的损伤吸收更多的冲击能量,这就导致了夹芯板的宏观表面损伤程度增大。对于同一个试样,由于设置了单元删减,因此在纤维拉伸、纤维压缩、基体拉伸和基体压缩的失效云图上,在中间位置完全失效删除的白色区域,损伤形状和尺寸都完全一致。从纤维的损伤来看,在冲击载荷的作用下,除了会击破试样产生一定的凹坑,还会沿着纤维方向产生一定的裂纹扩展引起纤维的进一步损伤。但纤维的损伤程度要远低于树脂的损伤程度,从失效云图上也可以明显看出,基体的实际损伤面积是纤维损伤面积的3~5倍。因此复合材料试样实际在受到低速冲击载荷作用时,需要宏观结合微观,从纤维和树脂基体的损伤综合判定材料或者结构的损伤程度,是否满足继续使用的要求,及需要通过何种程度的损伤修复能满足使用要求。

2.3 泡沫夹芯板冲击后压缩性能

由于夹芯板已经受到一定程度低速冲击造成的损伤,材料和结构的压缩强度都会降低,以冲击后压缩强度来评价试样的剩余强度。图16为X1~X4试样在冲击前、10 J冲击能量、42 J冲击能量下得到的压缩载荷-位移曲线和峰值载荷柱形图。

压缩试验的结果可以看出在相同能量下,不同试样的压缩峰值载荷都相近(X1~X4试样的压缩峰值载荷相差小于5%)。这是由于泡沫芯子相比较复合材料蒙皮的压缩强度要小得多,泡沫芯子的密度及强度对夹芯板的剩余压缩强度没有影响,4种不同试样的蒙皮区别在于成型的压力不同,蒙皮的复合材料用量完全相同,导致压缩强度相差不明显。试样在较低的冲击能量下受到的损伤较小,压缩强度相比较未冲击的试样变化较小,从图16(d)统计的数据来看,10 J冲击能量下的试样相比未冲击的试样,峰值载荷下降7.68%~10.85%。而42 J冲击能量下的试样相比未冲击的试样,峰值载荷下降达到35.93%~40.61%。这说明试样在低速冲击损伤后,较低的冲击能量对剩余压缩强度影响较大,随着冲击能量增大,剩余压缩强度逐渐降低。在冲击后压缩实验中,当冲击能量达到一定的程度,试样的损伤程度达到较大水平,随着冲击能量进一步增大,锤头完全穿透试样,试样不再有更严重的损伤,剩余压缩强度的数值将趋于稳定^[32]。

2.4 泡沫夹芯板冲击后压缩失效

图17为不同试样冲击后压缩试验得到的宏观表面失效图。可以看出,不同试样都是在中间位置发生断裂,裂纹扩展路径也比较有规则。对于未冲击的试样,都是裂纹瞬间从一端扩展到另一端,对于冲击的试样,由于中间位置发生了冲击损伤,在试样的中间位置已经产生了小的初始裂纹,因此冲击后的试样受到轴向压缩的载荷作用时,裂纹从中间损伤位置向两边扩展,初始的扩展路径表现出随机性,这主要与初始损伤位置有关。图18为不同试样冲击后压缩试验得到的宏观断面失效图。从断面来看,泡沫芯子对裂纹的扩展路径有较大的影响。对于X1试样,由于芯子的强度和刚度较大,并且泡沫芯子与CFRP的界面粘结性能更好,因此上下蒙皮的裂纹位置相近。而X2~X4试样由于泡沫芯子变得更厚,上蒙皮受到冲击载荷的作用,裂纹主要在中间位置,当裂纹从中间扩展到芯层,再进一步扩展到下蒙皮时,会产生较大的偏移,表现出上下蒙皮的断裂位置逐渐偏远。从失效模式来看,蒙皮可能发生裂纹沿着45°方向扩展断裂,也可能发生“插层式”断裂失效模式。每个试样的芯子都发生了较严重的纵向裂纹扩展及泡沫芯子和蒙皮的脱粘

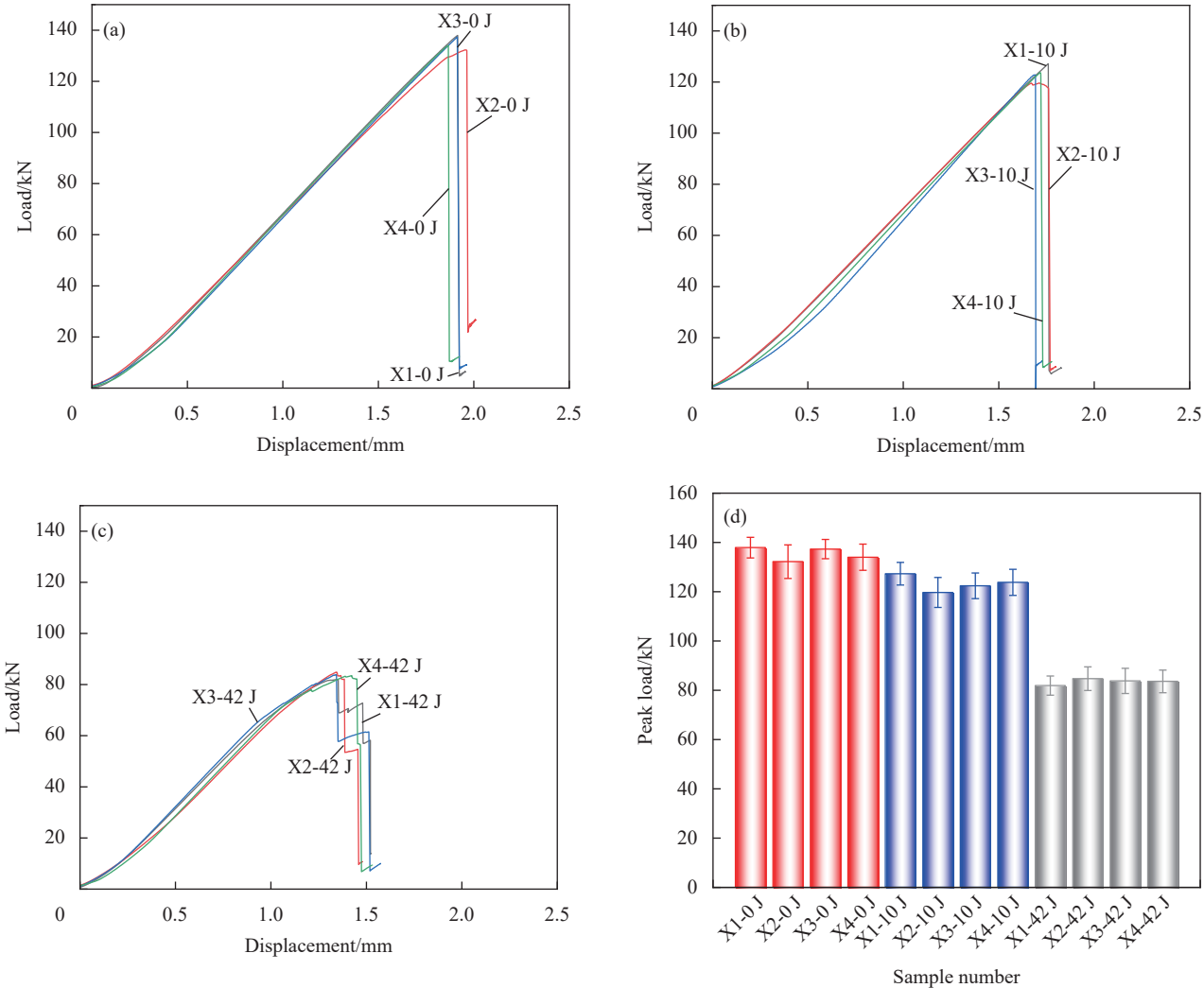


图 16 X1~X4 试样在冲击前 (a)、10 J 冲击能量 (b)、42 J 冲击能量 (c) 下得到的压缩载荷-位移曲线和峰值载荷柱形图 (d)

Fig. 16 Compression load-displacement curves of X1-X4 samples obtained at before impact (a), 10 J impact energy (b), 42 J impact energy (c) and bar graph of peak load (d)

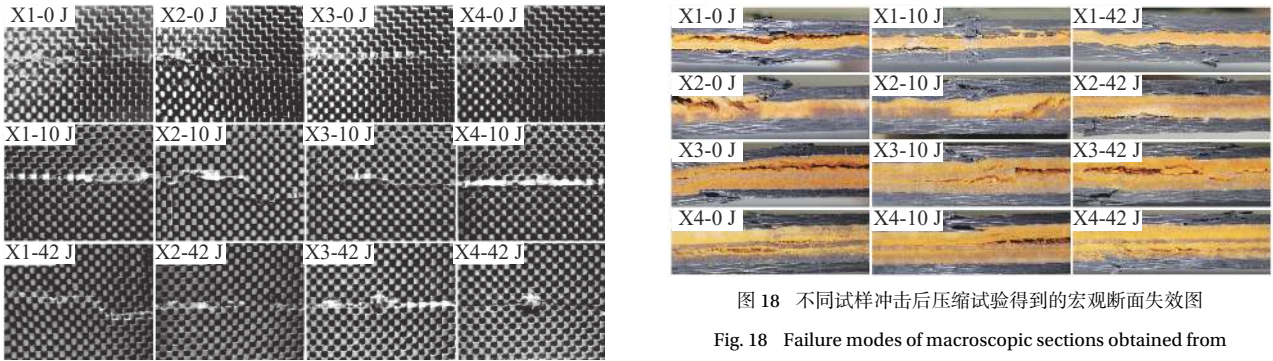


图 17 不同试样冲击后压缩试验得到的宏观表面失效图

Fig. 17 Macroscopic surface failure modes obtained from compression after impact tests for different samples

图 18 不同试样冲击后压缩试验得到的宏观断面失效图

Fig. 18 Failure modes of macroscopic sections obtained from compression after impact tests for different samples

3 结论

失效。在压缩过程中，不管是蒙皮还是芯子都发生了一定程度的屈曲，这种屈曲导致了试样最终的压缩失效。

(1) 热膨胀工艺能够控制不同的模具型腔尺寸一体化成型不同厚度的泡沫夹芯板，相比较传统的工艺具有更高的结构可设计性，有望进一步扩展泡沫夹芯复合材料的应用领域。

(2) 泡沫的膨胀倍率越低, 强度越高, 导致夹芯板试样的抗冲击强度更高, 结构刚度也更高。但更高膨胀倍率的泡沫芯子具有更优异的吸能效果, 在 10 J 和 42 J 冲击能量下, X4 试样相比较 X1 试样吸收能量分别提高了 38.17% 和 34.01%。

(3) 从失效模式来看, 更高的冲击能量下夹芯板的损伤更严重, 10 J 冲击能量只有上蒙皮发生损伤, 42 J 冲击能量下蒙皮开始发生损伤。随着芯子的厚度增大, 在相同冲击能量下, 上蒙皮的凹坑深度和损伤面积更大。

(4) 冲击后压缩可以确定不同厚度的泡沫芯子对夹芯板的损伤容限几乎没有影响。冲击能量为 10 J 时, 试样的压缩强度平均衰减率为 8.2%, 冲击能量为 42 J 时, 试样的压缩强度平均衰减率达到 38.2%。

参考文献:

- [1] 徐佳佳, 方海, 韩娟, 等. 格构腹板增强泡沫夹芯复合材料准静态压缩吸能特性[J]. *复合材料学报*, 2022, 39(8): 3965-3981.
XU Jiajia, FANG Hai, HAN Juan, et al. Energy absorption behavior of foam-filled sandwich composite materials reinforced by lattice webs under quasi-static compression[J]. *Acta Materiae Compositae Sinica*, 2022, 39(8): 3965-3981(in Chinese).
- [2] 辛志东, 杜娟, 聂彦平, 等. 某全泡沫夹芯复合材料无人机平尾的强度分析与验证[J]. *纤维复合材料*, 2022, 39(4): 61-64.
XIN Zhidong, DU Juan, NIE Yanping, et al. Strength analysis and verification of an all-foam sandwich composite UAV flat tail[J]. *Fiber Composites*, 2022, 39(4): 61-64(in Chinese).
- [3] ONDER A, ROBINSON M. Investigating the feasibility of a new testing method for GFRP/polymer foam sandwich composites used in railway passenger vehicles[J]. *Composite Structures*, 2020, 233: 111576.
- [4] DOGAN A. Low-velocity impact, bending, and compression response of carbon fiber/epoxy-based sandwich composites with different types of core materials[J]. *Journal of Sandwich Structures & Materials*, 2021, 23(6): 1956-1971.
- [5] KANG G H, JOUNG C, KIM H G, et al. Manufacturing, thermoforming, and recycling of glass fiber/PET/PET foam sandwich composites: DOE analysis of recycled materials[J]. *Polymer Composites*, 2022, 43(12): 8807-8817.
- [6] 石昌, 王继辉, 朱俊, 等. 梯形格栅结构增强泡沫夹芯复合材料平压性能[J]. *复合材料学报*, 2022, 39(2): 590-600.
SHI Chang, WANG Jihui, ZHU Jun, et al. Flatwise compression properties of trapezoidal lattice-web reinforced foam core sandwich composites[J]. *Acta Materiae Compositae Sinica*, 2022, 39(2): 590-600(in Chinese).
- [7] UYTTERSROOT J, DE CORTE W, INGELBINCK B. Influence of SLS design requirements on the material consumption and self-weight of web-core sandwich panel FRP composite footbridges[J]. *Composite Structures*, 2021, 262: 113334.
- [8] TAO J, LI F, ZHU R, et al. Compression properties of a novel foam-core sandwich cylinder reinforced with stiffeners[J]. *Composite Structures*, 2018, 206: 499-508.
- [9] 曹晓明, 顾轶卓, 李超, 等. 碳纤维复合材料方管硅橡胶热膨胀成型工艺研究[J]. *玻璃钢/复合材料*, 2012(6): 64-68, 46.
CAO Xiaoming, GU Yizhuo, LI Chao, et al. Research on thermal expansion molding process of carbon fiber composite square tube silicone rubber[J]. *FRP/Composites*, 2012(6): 64-68, 46(in Chinese).
- [10] 张艳芳, 刘志杰, 胡克伟, 等. 硅橡胶热膨胀法成型复合材料件的研究[J]. *塑料工业*, 2014, 42(12): 55-58.
ZHANG Yanfang, LIU Zhijie, HU Kewei, et al. Research on composite parts formed by thermal expansion of silicone rubber[J]. *China Plastics Industry*, 2014, 42(12): 55-58(in Chinese).
- [11] 杜刚, 曾竟成, 张长安, 等. 硅橡胶热膨胀模塑成型法制备碳/环氧复合材料管研究[J]. *纤维复合材料*, 2003(2): 26-28.
DU Gang, ZENG Jingcheng, ZHANG Chang'an, et al. Preparation of carbon/epoxy composite pipe by thermal expansion molding of silicone rubber[J]. *Fiber Composites*, 2003(2): 26-28(in Chinese).
- [12] MIN W, TAO L, YAN Z, et al. Feasibility verification and bending property of web-reinforced foam sandwich composites prepared via thermal expansion molding process[J]. *Composite Structures*, 2022, 294: 115720.
- [13] 张钟. 热膨胀模压法成型复合材料夹层结构工艺及其性能研究[D]. 南京: 南京航空航天大学, 2007.
ZHANG Zhong. Study on the process and properties of composite sandwich structure formed by thermal expansion molding[D]. Nanjing: Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, 2007(in Chinese).
- [14] 施赫荣, 王继辉, 倪爱清, 等. 穿孔泡沫夹芯复合材料灌注工艺仿真与方案优选[J]. *复合材料学报*, 2023, 40(2): 782-793.
SHI Herong, WANG Jihui, NI Aiqing, et al. Simulation and optimization of infusion process for perforated foam sandwich composite[J]. *Acta Materiae Compositae Sinica*, 2023, 40(2): 782-793(in Chinese).
- [15] 杨韬, 倪爱清, 王继辉, 等. 槽孔泡沫夹芯复合材料真空辅助树脂传递工艺仿真与优化[J]. *材料导报*, 2024, 38(2): 253-261.
YANG Zhangtao, NI Aiqing, WANG Jihui, et al. Simulation and optimization of vacuum-assisted resin transfer pro-

- cess for porous foam sandwich composites[J]. *Materials Reports*, 38(2): 253-261(in Chinese).
- [16] 袁超, 邱启艳. 复合材料泡沫夹层结构翼尖小翼成型技术研究[J]. *科技与创新*, 2019(6): 62-63.
YUAN Chao, QIU Qiyan. Research on forming technology of composite foam sandwich structure wingtip winglet[J]. *Science, Technology and Innovation*, 2019(6): 62-63(in Chinese).
- [17] AL-SHAMARY A K J, KARAKUZU R, OZDEMIR O. Low-velocity impact response of sandwich composites with different foam core configurations[J]. *Journal of Sandwich Structures & Materials*, 2016, 18(6): 754-768.
- [18] 孙子恒, 王继辉, 倪爱清, 等. 不同铺层复合材料夹芯结构低速冲击与冲击后剩余强度研究[J]. *复合材料科学与工程*, 2020(11): 102-110.
SUN Ziheng, WANG Jihui, NI Aiqing, et al. Study on low-velocity impact and residual strength of composite sandwich structures with different lay-up layers[J]. *Composite Materials Science and Engineering*, 2020(11): 102-110(in Chinese).
- [19] DOGAN A, ARIKAN V. Low-velocity impact response of E-glass reinforced thermoset and thermoplastic based sandwich composites[J]. *Composites Part B: Engineering*, 2017, 127: 63-69.
- [20] NANAYAKKARA A, FEIH S, MOURITZ A P. Experimental impact damage study of a Z-pinned foam core sandwich composite[J]. *Journal of Sandwich Structures & Materials*, 2012, 14(4): 469-486.
- [21] KAYA G, SELVER E. Impact resistance of Z-pin-reinforced sandwich composites[J]. *Journal of Composite Materials*, 2019, 53(26-27): 3681-3699.
- [22] 程树良, 吴灵杰, 孙帅, 等. X型点阵夹芯结构受局部冲击时动态力学性能试验与数值模拟[J]. *复合材料学报*, 2022, 39(7): 3641-3651.
CHENG Shuliang, WU Lingjie, SUN Shuai, et al. Experiment and numerical simulation of dynamic mechanical properties of X-lattice sandwich structure under local impact[J]. *Acta Materiae Compositae Sinica*, 2022, 39(7): 3641-3651(in Chinese).
- [23] HE W, LIU J, TAO B, et al. Experimental and numerical research on the low velocity impact behavior of hybrid corrugated core sandwich structures[J]. *Composite Structures*, 2016, 158: 30-43.
- [24] HUNT C J, MORABITO F, GRACE C, et al. A review of composite lattice structures[J]. *Composite Structures*, 2022, 284: 115120.
- [25] 孙士勇, 秦进, 杨睿, 等. 缝纫泡沫夹芯复合材料细观纤维柱破坏行为[J]. *复合材料学报*, 2020, 37(4): 837-844.
SUN Shiyong, QIN Jin, YANG Rui, et al. Fracture behavior of meso-fiber column in the stitched foam sandwich composites[J]. *Acta Materiae Compositae Sinica*, 2020, 37(4): 837-844(in Chinese).
- [26] MIN W, QI L, ZHAO X, et al. Preparation and properties of expandable epoxy foam prepreg for sandwich composites prepared via thermal expansion molding process[J]. *Journal of Applied Polymer Science*, 2022, 140(7): 53469.
- [27] TAO L, MIN W, QI L, et al. The hygrothermal aging process and mechanism of CFRP papered by prepreg that may be stored at room temperature[J]. *Polymer Degradation and Stability*, 2020, 182: 109395.
- [28] ASTM International. Standard test method for measuring the damage resistance of a fiber-reinforced polymer matrix composite to a drop-weight impact event: ASTM D7136/D7136M—2015[S]. West Conshohocken: ASTM, 2015.
- [29] GU J, CHEN P. Some modifications of Hashin's failure criteria for unidirectional composite materials[J]. *Composite Structures*, 2017, 182: 143-152.
- [30] DUARTE A P C, DÍAZ SÁEZ A, SILVESTRE N. Comparative study between XFEM and Hashin damage criterion applied to failure of composites[J]. *Thin-Walled Structures*, 2017, 115: 277-288.
- [31] ASTM International. Standard test method for compressive residual strength properties of damaged polymer matrix composite plates: ASTM D7137/D7137M—2007[S]. West Conshohocken: ASTM, 2007.
- [32] YANG B, WANG Z, ZHOU L, et al. Study on the low-velocity impact response and CAI behavior of foam-filled sandwich panels with hybrid facesheet[J]. *Composite Structures*, 2015, 132: 1129-1140.