复合材料学报
Acta Materiae Compositae Sinica

第 37 卷 第 6 期 6 月 2020 年
Vol. 37 No. 6 Jun 2020

DOI：10.13801/j.cnki.fhclxb.20191008.001

孔隙对碳纤维增强环氧树脂复合材料超声衰减系数及压缩性能的影响

史俊伟，刘松平*，荀国立，杨刚

（中航复合材料有限责任公司 检测与评估研究室，北京 101300）

摘 要：孔隙对碳纤维增强环氧树脂 (CF/EP) 复合材料的力学性能和破坏模式有显著的影响，因此需要建立准确的孔隙率无损检测评估方法，并基于所评估的孔隙率提高 CF/EP 复合材料压缩性能预测的可靠性。本文主要研究了孔隙对 CF/EP 复合材料的超声衰减系数和压缩性能的影响，通过降低固化压力至 0.7~0.2 MPa 和延长预浸料室温贮存时间至 30~180 天的方法，制备了不同孔隙率的 CF/EP 复合材料层压板，通过金相验证其孔隙率在 0%~3.0% 之间，孔隙类型主要为层中孔隙和层间孔隙。通过理论和试验的方法，基于超声反射法建立了孔隙率与超声衰减系数的关系曲线，由孔隙引起超声衰减系数为 $\alpha_v=1.08P_v^2$(P_v 为孔隙率)，与前人基于超声穿透法所得的超声衰减系数 $\alpha_v=0.61P_v^2$ 较好地符合 2 倍声程的关系。对不同孔隙率的 CF/EP 复合材料层压板进行压缩测试实验，特别考虑了贴片和加载方向对测试结果的影响。从细观角度研究了含孔隙的 CF/EP 复合材料层压板的压缩破坏模式。结果表明：CF/EP 复合材料层压板的压缩强度随孔隙率增加而下降，孔隙率增加至 2.5% 时，压缩强度下降 13.7%，孔隙细观特征影响压缩破坏的形式，主要原因是孔隙诱发微裂纹的萌生和扩展，削弱了纤维与树脂间的结合力并引发纤维微屈曲。

关键词：复合材料；孔隙率；超声无损检测；超声衰减；压缩强度；破坏模式

中图分类号：TB332 **文献标志码**： A **文章编号**： 1000-3851(2020)06-1295-17

Effects of voids on ultrasonic attenuation coefficient and compressive properties of carbon fiber/epoxy resin composite

SHI Junwei , LIU Songping* , XUN Guoli , YANG Gang

(Laboratory of Nondestructive Testing and Evaluation, AVIC Composite Corporation CO. LTD., Beijing 101300, China)

Abstract: Voids produced in the manufacturing process have significant influence on the mechanical properties and failure modes of carbon fiber reinforced epoxy resin (CF/EP) composite, which highly desire an accurate nondestructive evaluation of the void content and a reliable prediction of compressive properties based on the measured void content. In this paper, the effects of voids on ultrasonic attenuation coefficient and compressive properties were investigated extensively. CF/EP composite laminates were fabricated of quasi-isotropic layups and produced by applying various autoclave pressures of 0.7-0.2 MPa and increasing prepreg out storage time of 30-180 days to acquire controlled levels of void content. The void content, ranged from 0% to 3.0%, as well as the micro-structure of intra- and inter-laminate voids could be verified and characterized using light microscopy. Ultrasonic reflection test was performed on laminates containing voids and the correlation between ultrasonic attenuation and void content, namely $\alpha_v=1.08P_v^2$(P_v is void content), was established theoretically and experimentally, which gave good duple-path agreement with published experimental results of ultrasonic through-transmission test, namely $\alpha_v=0.61P_v^2$. Then, the dependency of the reduced compressive strength on laminates containing voids was investig-

收稿日期：2019-06-20; **录用日期**：2019-09-02 ; **网络首发时间**：2019-10-09 17:57:33
网络首发地址：https://doi.org/10.13801/j.cnki.fhclxb.20191008.001
基金项目：国家自然科学基金 (61571409; 60727001)
通信作者：刘松平，博士，研究员，博士生导师，研究方向为复合材料及焊接无损检测与评估 E-mail: liusping2014@163.com

引用格式：史俊伟，刘松平，荀国立，等. 孔隙对碳纤维增强环氧树脂复合材料超声衰减系数及压缩性能的影响 [J]. 复合材料学报, 2020, 37(6): 1295-1311.
SHI Junwei, LIU Songping, XUN Guoli, et al. Effects of voids on ultrasonic attenuation coefficient and compressive properties of carbon fiber/epoxy resin composite[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2020, 37(6): 1295-1311(in Chinese).

ated experimentally by counter-posing the compressive performances of four types of CF/EP composite laminate specimens, namely 0° un-tabbed, 90° un-tabbed, 0° tabbed and 90° tabbed. The result shows that the compressive strength of CF/EP composite laminates significantly decreases with the increasing of void content, saying a drop of 13.7% with void content up to 2.5%.The microscopic examination of the compressive failure modes shows that the microstructure of voids of CF/EP composite laminates also has a significant effect on the compressive failure mode, which can be attributed to the initiation and propagation of micro cracks, the reduced fiber-matrix bonding as well as the micro-buckling of fibers.

Keywords: composites; void content; ultrasonic nondestructive testing; ultrasonic attenuation; compressive strength; failure mode

碳纤维增强环氧树脂 (Carbon fiber/epoxy resin, CF/EP) 复合材料具有高比强度、高比刚度，在耐腐蚀、耐疲劳、耐高低温等方面表现优异，增加 CF/EP 复合材料用量是减轻民机结构重量的主要发展方向之一，也是衡量民机先进性的一项重要标准。C929 远程宽体客机采用的 CF/EP 复合材料全尺寸筒段机身壁板由上、下、左、右侧四块壁板装配而成，成型材料为中模高强碳纤维增强 M21C 环氧树脂单向带预浸料。

CF/EP 复合材料机身壁板在服役中需承受拉伸载荷、压缩载荷、弯曲载荷及扭转载荷，由于 CF/EP 复合材料适于受拉而不适于受压的特性，通常其层压结构的压缩强度仅为拉伸强度的 50%~60%[1]，又由于机身壁板采用薄壁曲壳结构，导致该类结构在承受压缩载荷时，会由于失稳和屈曲等原因在达到材料断裂容限之前发生破坏[2]。

在受压状态下，CF/EP 复合材料结构的内部裂纹通常没有缓慢扩展的过程，不扩展的缺陷可检性差，在维护和检测中不易被发现，因疲劳、孔隙、冲击损伤或应力集中易导致 CF/EP 复合材料压溃性“结构速死”。由此可见，压缩强度是 CF/EP 复合材料薄壁层压结构的性能短板之一，成为 CF/EP 复合材料应用于民用航空器大型主承力结构的一大限制因素。目前民用飞机上使用 CF/EP 复合材料主要集中在次承力结构和非外露的主承力结构，例如，C919 窄体客机的方向舵、平尾和中央壁板及 C929 宽体客机的机身壁板等。

CF/EP 复合材料的压缩性能与纤维、树脂基体两种组分及纤维-基体的界面性能密切相关，孔隙的存在会改变上述两种组分的体积含量、弹性常数[3] 和细观结构，严重影响 CF/EP 复合材料整体的力学性能。根据位置的不同，孔隙可分为层间孔隙和层中孔隙。层间孔隙存在于树脂基体中，微观形貌呈球形或椭球形[4]，该类孔隙大幅降低树脂基体的有效刚度，在压缩载荷作用下，孔隙周边区域因应力集中而萌生微裂纹，造成材料脆断；层中孔隙存在于纤维-基体界面，微观形貌不规则，通常沿纤维方向形成孔洞或界面脱粘[5-7]，削弱纤维与树脂基体的粘结力，改变周围纤维的不平行度，降低 CF/EP 复合材料层压板的压缩性能[8-9]。

孔隙率是评价 CF/EP 复合材料结构性能的主要参考量之一，超声检测是评估 CF/EP 复合材料中孔隙含量最主要的检测技术[10]，通过获取超声特征参数可以数值化表征孔隙含量。经学者研究，可以表征孔隙含量变化的超声特征参数主要有：衰减系数[11-17]、声速[12,18-19]、背散射波[18,20]、相速度[19]、瑞丽波[21]、非线性系数[17] 及声阻抗[22] 等。其中，超声衰减系数对孔隙缺陷的检测灵敏度较高，实施简单，在工程中得到广泛的应用。目前，建立孔隙率与超声衰减之间的数值关系有三种途径，分别是解析计算[23]、经验公式[14] 和有限元仿真[11, 24-26]，研究表明，孔隙率与超声衰减系数存在双线性关系，孔隙形貌是导致数值关系产生偏差的主要因素。本文参考前人基于水浸式穿透法[12-15,17] 所建立的超声衰减系数的理论模型，基于超声反射法推导超声衰减系数并结合实验结果进行验证，相比穿透法采用 1 次声程测定声波衰减量，反射法采用 2 次声程，孔隙对声波的衰减作用更明显，可在低孔隙率范围内获得更高的检测分辨率。

本文采用逐步降低固化压力和延长室温贮存时间的方法制备含孔隙的 CF/EP 复合材料层压板，通过超声 C-Scan 检测确定具有特征孔隙含量且孔隙率分布均匀的特征区域。在特征区域内，通过金相观测孔隙细观特征、测定孔隙率，通过超声检测测定衰减系数，从理论推导和实验两方面建立孔隙率与衰减系数的关系；同时，在特征区域内沿 0°和 90°方向取样并进行压缩测试实验，在宏观和细观上观察含孔隙的 CF/EP 复合材料层压板的压缩破坏模式，研究不同含量的孔隙率对

CF/EP 复合材料层压结构的压缩性能及破坏模式的影响。

1 实验材料及方法

1.1 含孔隙的 CF/EP 复合材料层压板制备

实验材料为 IMA/M21 CF/EP 复合材料单向带预浸料，单层厚度为 0.184 mm，纤维体积分数为 59.2 vol%，面密度为 1.58 g/cm^3。表 1 为该材料的力学性能，泊松比为 0.3，特别需要注意的是，在 0°方向上压缩强度仅为拉伸强度的 50%。

表 1 碳纤维/环氧树脂 (CF/EP) 单向带预浸料的力学性能

Table 1 Mechanical properties of cured carbon fiber/epoxy resin (CF/EP) unidirectional prepreg

Mechanical properties	Strength/MPa	Modulus/GPa
0°-tension	3 050	178
0°-compression	1 500	146
90°-compression	–	13.7
In-plane shear	94	5.2
Interlaminar shear	97	–

Note: Properties are experimentally characterized at 23℃ by Hexcel.

CF/EP 复合材料层压板采用准各向铺叠 $[45/0/-45/90/45/0/-45/90/45/0/\overline{-45}]_s$，共 21 层，尺寸为 300 mm×300 mm，厚度约为 4 mm，真空袋-热压罐固化工艺，标准固化工艺曲线如图 1 所示，真空袋压力为 0.1 MPa，当热压罐固化压力达到 0.1 MPa 时，负压为–0.02 MPa，固化温度为 (180±5)℃，升温速率为 1~2℃/min，固化时间为 (120±5)min，降温至 60℃ 时卸压，降温速率为 2~5℃/min。

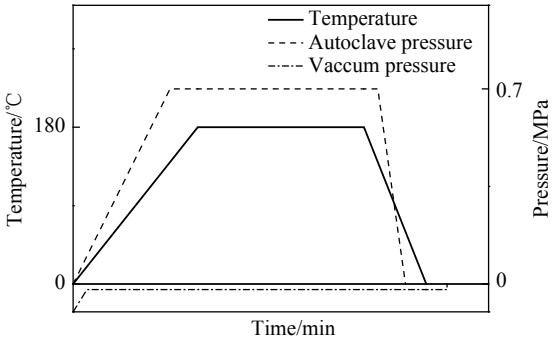


图 1 IMA/M21 CF/EP 复合材料单向带预浸料的标准固化曲线

Fig. 1 Typical curing curves for IMA/M21 CF/EP composite unidirectional prepreg

孔隙形成的原因主要有：(1) 树脂吸收的水分在固化阶段产生挥发分，未有效排出层压板而形成孔隙[16,27-28]；(2) 预浸料铺叠过程中裹入空气而形成的孔隙核，在随后的加压和压实过程中未被压溃而形成孔隙[29-31]。因此，本实验采用两种方法在 CF/EP 复合材料层压板中制备孔隙缺陷：(1) 逐步降低固化压力，标准固化压力为 0.7 MPa，降压阶梯为 0.05 MPa，固化压力改变范围为 0.7~0.2 MPa；(2) 延长预浸料室温贮存时间，供应商文件要求自冷库取出解封后室温 23℃ 贮存时间不超过 30 天，室温贮存时间增加阶梯为 30 天，最多延长至 180 天。

1.2 CF/EP 复合材料层压板超声检测

CF/EP 复合材料层压板采用超声反射法进行检测，超声检测设备为中航复合材料有限责任公司自主研发的孔隙率超声检测设备 (型号 MUT-1) 及 FJ 系列高分辨率超声聚焦换能器 (型号 FJ-1)，峰值频率为 5 MHz，晶片直径为 Φ30 mm，焦距约为 50 mm，焦柱直径为 Φ1.0 mm，焦柱长度约为 10 mm，图 2 为在水中检测 CF/EP 复合材料层压板时换能器信号的时域波形图和频域波形图。

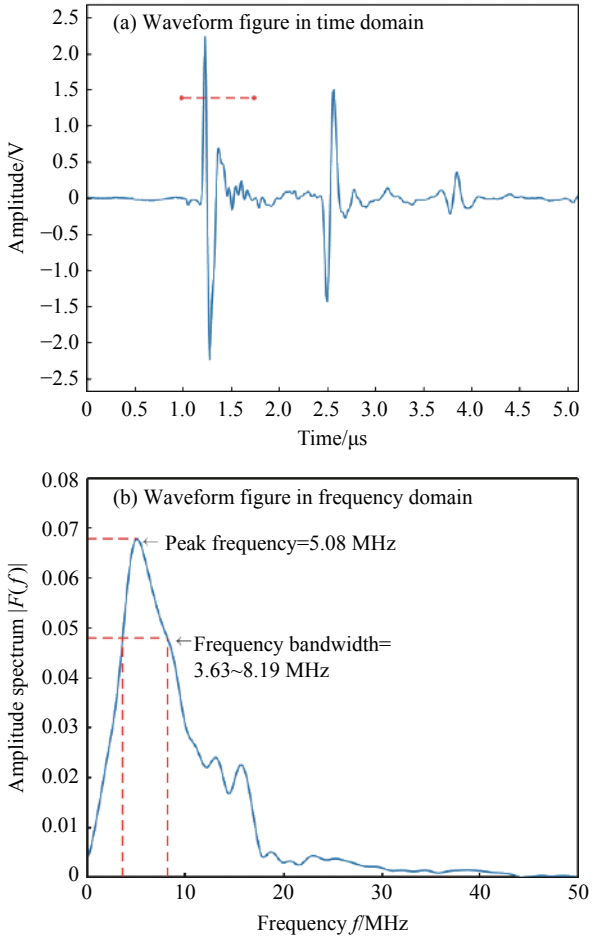


图 2 在水中检测 CF/EP 复合材料层压板时换能器信号的时域/频域波形

Fig. 2 Transducer signal waveform from CF/EP composite laminate immersed in water

为避免孔隙离散性分布所带来的影响，首先进行超声水浸反射 C-Scan 检测，底波幅值成像，扫描速度为 90 mm/s，步进为 1 mm，增益为 68 dB，成像灰度值对应孔隙率，根据成像结果确定具有特征的孔隙含量且孔隙率分布均匀的区域，在满足条件的区域内进行超声检测、金相取样和压缩测试取样，根据超声成像结果划分灰度均匀的区域，其面积应满足金相取样尺寸为 20 mm×80 mm、超声检测尺寸为 100 mm×80 mm 及压缩测试取样尺寸为 150 mm×300 mm。

采用水浸式超声反射法 C-Scan 检测测定衰减系数，将 CF/EP 复合材料层压板水平放置在水槽内，入射声波经水程垂直入射进层压板内部，水程保持不变，由于聚焦声波对局部孔隙变化所引起的衰减更敏感，选择 5 MHz 的聚焦换能器在孔隙率分布均匀的区域实施检测。入射声波在材料内部传播时，受孔隙的散射作用而产生衰减，通过建立衰减系数与孔隙含量的量化关系来进行孔隙率的定量评估。金相取样区域的孔隙率统计结果作为灰度均匀区域的孔隙率 P_v，在特征区域全覆盖的进行超声 A-Scan 检测，扫查过程中由设备自动记录检测点处的界波幅值 V_f 和底波幅值 V_b，取 100 组检测点计算孔隙衰减系数 α_v。

1.3 孔隙含量金相测定及孔隙形貌观察

由超声 C-Scan 检测结果的灰度分布确定 CF/EP 复合材料层压板中具有典型孔隙率的区域，如图 3 中虚线框所示灰度分布均匀的区域为典型孔隙率分布的区域。

按照标准 GB/T 3365—2008[32] 测定孔隙含量在孔隙率分布的均匀区域进行 4 组金相取样，取样方向与 0°纤维方向夹角为 0°、90°和±45°。在压缩实验前后，采用金相显微镜 (型号 SHC-SV) 对 4 组金相取样观察截面中的孔隙细观形貌，放大倍数为 100 倍。

孔隙率 P_v 由视场内孔隙总面积占观察截面面积的百分比给出，观察截面尺寸为 10 mm×2 mm，CF/EP 复合材料层压板中典型孔隙率的取样区域 No.1~No.9 的孔隙含量由 4 组取样的面积孔隙率平均值给出，结果如表 2 所示。

孔隙率衰减实验在典型孔隙率区域 No.1~No.9 进行取样，压缩实验在典型孔隙率区域 No.1、No.3、No.4、No.6、No.8 进行取样，典型孔隙率区域 No.2、No.5、No.7、No.9 的面积不能满足压缩实验的取样要求，在表 2 中由上标*标识出。

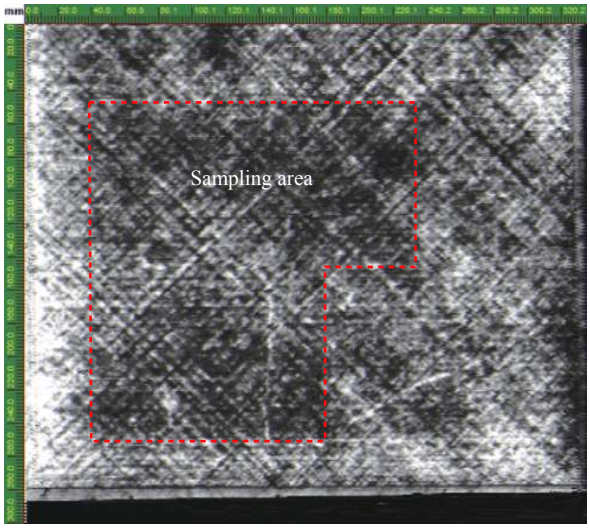


图 3　由超声 C-Scan 检测结果的灰度分布确定典型孔隙率的取样区域

Fig. 3　Sampling areas of typical void content determined by grey distribution of ultrasonic C-Scan results

表 2　CF/EP 复合材料层压板上典型区域的孔隙含量

Table 2　Void content of typical areas in CF/EP composite laminates

Sampling area No.	Determined by ultrasonic test/%	Determined by light microscopy/%
1	0–0.5	0
2*	0.5–1.0	0.68
3	1.0–1.5	1.05
4	1.0–1.5	1.37
5*	1.5–2.0	1.52
6	1.5–2.0	1.75
7*	1.5–2.0	1.75
8	2.0–2.5	2.33
9*	2.5–3.0	2.76

Note: Equal-grey-distribution areas indicated by superscripts * are not large enough for compressive test sampling.

1.4 压缩实验

压缩实验按照 ASTM D 6641/D 6641M-14[33] 实施，采用 Instron5982 电子试验机完成，试样安装在联合加载夹具 (CLC) 内，试验夹具螺栓拧紧力矩为 3 N·m，将试样与试验夹具的组合对中放置在试验机的压缩平台上，以 1.3 mm/min 的加载速率对试样连续施加压缩载荷，直至试样破坏，停止试验，记录试样位移-载荷试验数据、破坏前的最大载荷及试样破坏的模式。实验温度为 (23±2)℃，相对湿度 (RH) 为 (50±5)%。

压缩强度按照下式计算：

$$\sigma = \frac{P_{\max}}{wh} \tag{1}$$

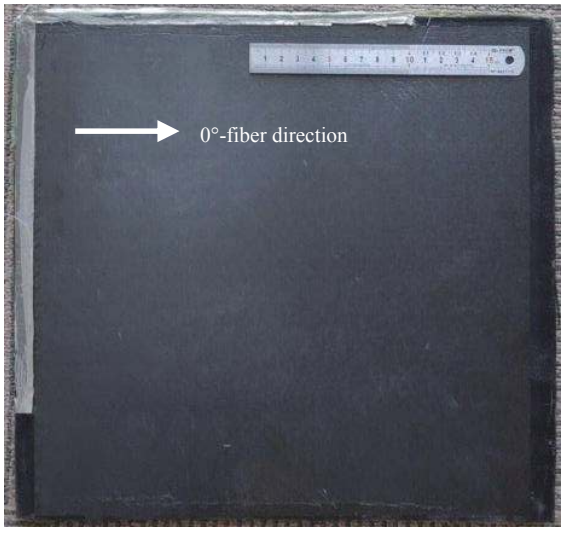
其中：σ 为层压板的压缩强度 (MPa)；$P_{\max}$ 为破坏前的最大载荷 (N)；w 为试样宽度 (mm)；h 为试

样厚度 (mm)。

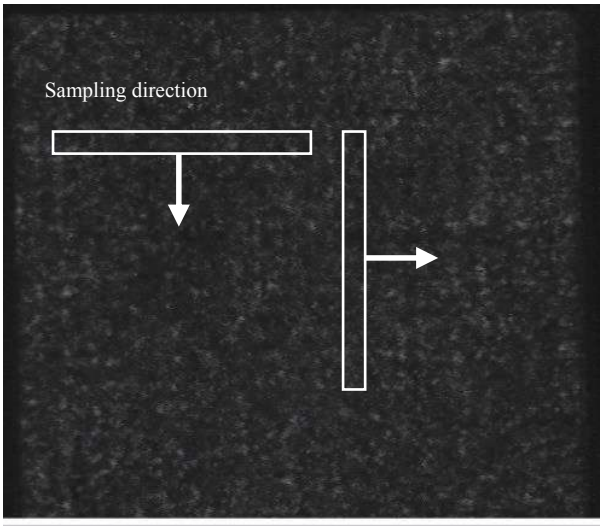
压缩性能测试试样是在含孔隙的 CF/EP 复合材料层压板上取样所得。根据超声 C-Scan 成像检测结果，在具备特征孔隙率级差且孔隙率分布均匀的区域进行取样，沿 0°和 90°纤维方向各取样一组，每组取样不少于 10 个 (考虑剔除无效破坏模式的实验数据)，如图 4(a)、4(b) 所示。

ASTM D 6641/D 6641M-14[33] 中要求沿压缩载荷施加方向，0°方向的铺层数不应高于总铺层数的 50%，否则应粘贴加强片[28]。根据压缩测试试样的铺层设计，0°方向取样时，压缩载荷施加方向上 0°方向铺层数为 6 层，占总铺层 21 层的 28.6%，不超过 50%；90°方向取样时，压缩载荷施加方向上 0°方向铺层数为 4 层，占总铺层 21 层的 19.0%，同样不超过 50%，符合非粘贴加强片的条件要求，但在压缩实验过程中发现部分压缩试样发生端部破坏，实验数据存疑，需要粘贴加强片将压缩载荷的有效承载区域限制在标距段，故本实验将测试试样分为 2 组，分别为未贴加强片试样和贴加强片试样，加强片材料为模压双马加强片，通过胶膜 J272 进行胶接，并进入热压罐固化以加强胶接强度，几何尺寸如图 4(c) 所示，实物如图 4(d) 所示。

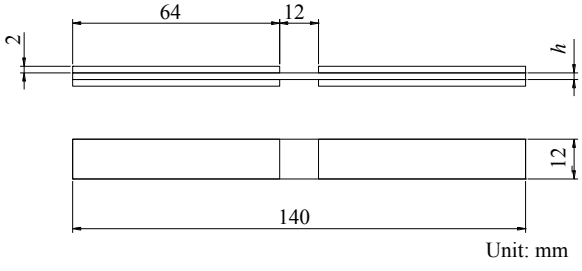
因为 CF/EP 复合材料的压缩破坏机制十分复杂，其强度不仅取决于两相材料的力学性质和体积分数，而且与纤维-基体界面结合特性密切相关，所以现阶段对 CF/EP 复合材料强度的预测十分困难。本文忽略因工艺参数改变对材料密度、刚度系数、树脂与纤维结合力等因素的影响，仅研究孔隙对压缩性能和破坏模式的影响，原因：(1) 断裂通常是从材料的最薄弱处发生的，对于含孔隙的 CF/EP 复合材料，其孔隙及其周边的应力集中区域是性能的薄弱点，通常 CF/EP 复合材料还未达到其性能极限时就率先在孔隙处发生破坏 (详见 2.4 节)，因此孔隙是导致压缩强度大幅下降的主要因素；(2) 改变工艺参数会改变除孔隙外的其他因素 (如密度、刚度系数、树脂和纤维结合力



(a) Composite laminate containing voids



(b) Ultrasonic C-scan image and sampling schematic



(c) Geometry dimension of compressive specimen

(d) Untabbed and tabbed specimens

图 4　压缩试样取样示意图

Fig. 4　Schematic of compressive sample preparation

等)，压缩强度下降是各种因素综合作用的结果，孔隙与其他因素通常是耦合的，很难仅在材料中引入孔隙而不改变其他特性。例如，孔隙引入空气组分进而改变材料密度和两相材料的体积分数，存在于纤维/基体界面处的孔隙会影响其结合特性，孔隙会改变原材料的等效弹性模量等。但是可以通过工艺参数将其他因素的改变控制在有限范围内，如在孔隙率 P_v<3.0%，可以忽略除孔隙外其他因素的影响。

2 结果与讨论

2.1 CF/EP 复合材料层压板的孔隙特征

图 5 为两种方法所制备的 CF/EP 复合材料层压板中孔隙的微观形貌。图 6 为 CF/EP 复合材料层压板典型的超声 C-Scan 检测结果。层压板内部的孔隙主要分为两类：层中孔隙和层间孔隙。有研究表明[34]，固化阶段早期的树脂压力和初始树脂中水分含量是 CF/EP 复合材料中孔隙形成的两个关键因素。

当孔隙率不超过 1.5% 时，采用延长预浸料贮存时间的方法，孔隙多分布在铺层中，如图 5(a) 所示，由超声 C-Scan 检测结果可见孔隙在整个 CF/EP 复合材料层压板上均匀分布，如图 6(a) 所示，这说明层中孔隙主要是由预浸料在贮存过程中吸湿所导致，溶解在树脂中的水是引起孔隙生长的主要原因；采用逐步降低固化压力的方法，孔隙多分布于铺层之间，如图 5(b) 所示，这说明

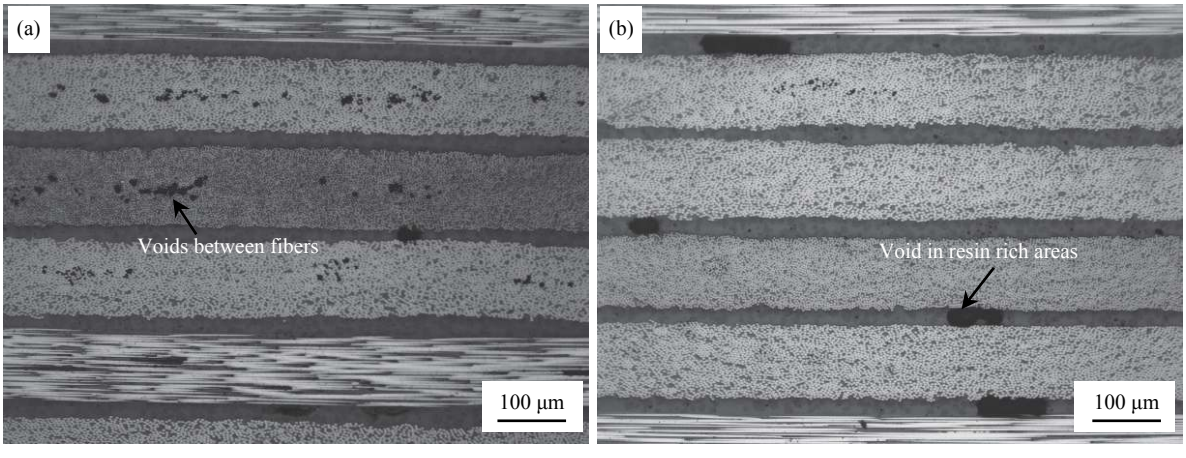


图 5 分别取样自延长贮存时间 (a) 和降低固化压力 (b) 所制备的 CF/EP 复合材料层压板孔隙形貌

Fig. 5 Metallographic images of CF/EP composite laminates with voids, respectively obtained by increasing prepreg out storage time (a) and reducing autoclave pressure (b)

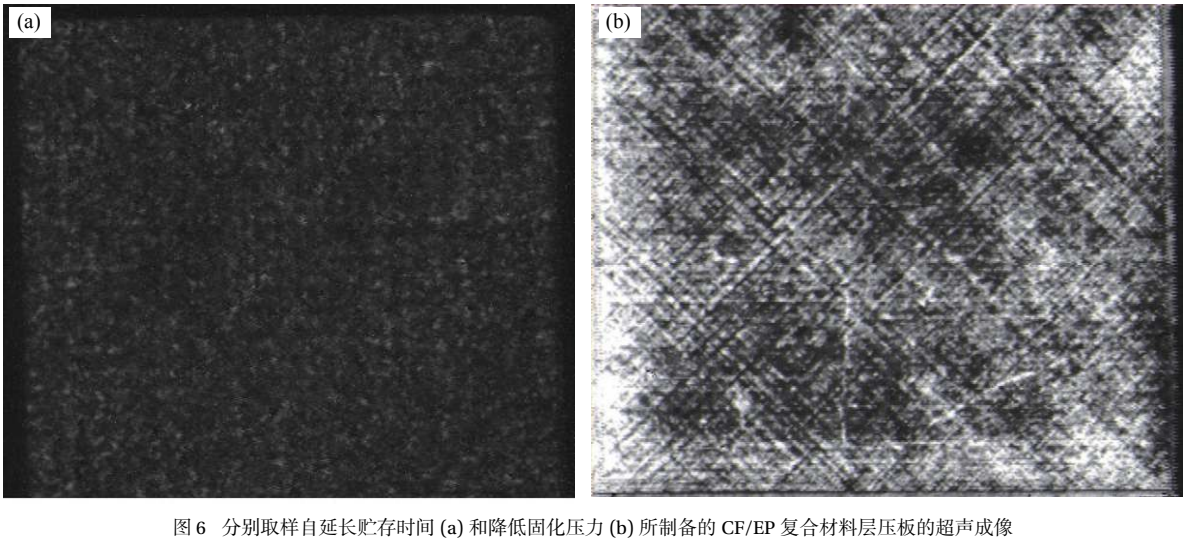


图 6 分别取样自延长贮存时间 (a) 和降低固化压力 (b) 所制备的 CF/EP 复合材料层压板的超声成像

Fig. 6 Ultrasonic C-Scan images of CF/EP composite laminates with voids, respectively obtained by increasing prepreg out storage time (a) and reducing autoclave pressure (b)

层间孔隙是由铺叠过程中裹入空气所导致，而低于标准要求的固化压力不足以将裹入的空气排出层压板或将孔隙核压溃[26]。另一方面，固化过程中树脂沿纤维方向向层压板边缘流动，边缘区域裹入的空气更容易随流动的树脂排出，因此从超声 C-Scan 检测结果可见，CF/EP 复合材料层压板的中心区域的孔隙率高于四周的边缘区域，且孔隙的分布与纤维方向具有一定的相关性，如图 6(b) 所示。

当孔隙率超过 1.5% 时，层中孔隙和层间孔隙在两种方法制备的 CF/EP 复合材料层压板中均有出现。

2.2 孔隙对 CF/EP 复合材料层压板超声衰减系数的影响

图 7 为采用水浸式超声脉冲反射法测定的 CF/EP 复合材料层压板的衰减系数。为了使问题简化，对脉冲反射的声波过程做出一些假设：(1) 介质水为理想流体，不存在黏滞性，即声波在水中传播时没有能量损耗；(2) 聚焦声柱有效长度覆盖层压板厚度，即认为焦柱范围内的声波为平面波，基于平面波推导声波衰减过程；(3) 忽略层压板内部孔隙对厚度的改变；(4) 忽略层压板表面纹理和粗糙度对声波的散射影响。

入射声波经由层压板上表面反射回至换能器的声波分量称为界波 f，经由上表面透射进入层压板内部并在其下表面反射回至换能器的声波分量称为底波 b，界波衰减 A_f 和底波衰减 A_b 可分别表述为

$$A_f = 20\lg\frac{p_0}{p_f} \tag{2}$$

$$A_b = 20\lg\frac{p_0}{p_b} \tag{3}$$

式中：p_0 为换能器处入射声波的初始声压；p_f 为界波 f 的声压；p_b 为底波 b 的声压。

界波 f 的衰减由两部分组成：声波在上表面 (水/层压板) 反射所引起的界面衰减和水程吸收衰减 (可忽略)，则

$$A_f = A_r^{(1)} \tag{4}$$

底波 b 的衰减由 4 部分组成：声波在上表面 (水/层压板) 透射所引起的界面衰减、声波在下表面 (层压板/水) 反射所引起的界面衰减、底面回波在上表面 (水/层压板) 透射所引起的界面衰减及声波在层压板内部传播时的衰减，即

$$A_b = A_t^{(1)} + A_r^{(2)} + A_t^{(3)} + A_h \tag{5}$$

式中：上标 (1)、(2)、(3) 分别表示声波在上表面进入、在下表面反射及由上表面返回的 3 个阶段，如图 7 所示；下标 r 和 t 分别表示界面处的反射波和透射波；A_h 为声波在厚度为 h 的 CF/EP 复合材料层压板中传播时的吸收衰减。

声波在界面上的反射与透射的大小仅取决于介质的特性阻抗[35]，则界面衰减分量分别为

$$A_r^{(1)} = 20\lg\frac{p_{iw}^{(1)}}{p_{rw}^{(1)}} = 20\lg\frac{Z_c + Z_w}{Z_c - Z_w} \tag{6}$$

$$A_t^{(1)} = 20\lg\frac{p_{iw}^{(1)}}{p_{tc}^{(1)}} = 20\lg\frac{Z_w + Z_c}{2Z_c} \tag{7}$$

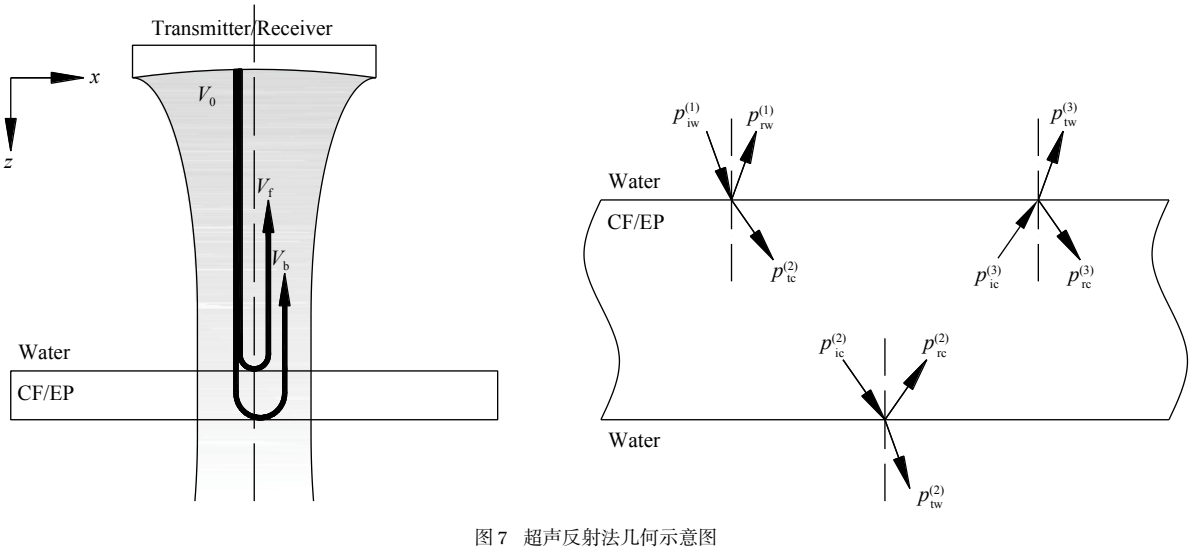


图 7 超声反射法几何示意图

Fig. 7 Geometry and notation for ultrasonic reflection test

$$A_r^{(2)} = 20\lg\frac{p_{ic}^{(2)}}{p_{rc}^{(2)}} = 20\lg\left|\frac{Z_w + Z_c}{Z_w - Z_c}\right| \tag{8}$$

$$A_t^{(3)} = 20\lg\frac{p_{ic}^{(3)}}{p_{tw}^{(3)}} = 20\lg\frac{Z_c + Z_w}{2Z_w} \tag{9}$$

式中：下标 i、r、t 分别表示界面处的入射波、反射波和透射波；下标 w 和 c 分别表示介质为水和 CF/EP 复合材料层压板；Z 表示介质的特性阻抗，$Z=\rho c$，ρ 为介质密度，c 为介质中的纵波声速。

声波在各向异性的 CF/EP 复合材料中传播时，声速 c 反映的是介质受声波扰动时的压缩特性，当入射声波为纵波且沿层压板法线方向传播时，声速 c 与 CF/EP 复合材料沿 z(3) 轴方向的弹性刚度系数 E_{33} 的关系为

$$c = \sqrt{\frac{E_{33}}{\rho}} \tag{10}$$

其中：E_{33}=13.7 GN·m^{-2}；ρ=1 580 kg·m^{-3}，则由弹性刚度系数计算得到的声速 c=2 945 m·s^{-1}；同时，采用 6 块不同厚度的零孔隙率 CF/EP 复合材料层压板进行声速 c 的实验标定，结果如图 8 所示，由实验测得的声速 c=2 934 m·s^{-1}，因此水和 CF/EP 复合材料的声学常数如表 3 所示。

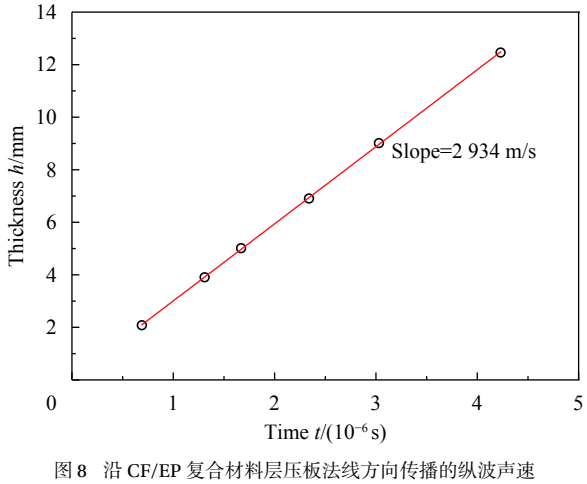


图 8　沿 CF/EP 复合材料层压板法线方向传播的纵波声速

Fig. 8　Velocity of longitudinal waves propagating along the normal direction of CF/EP composite laminate

表 3　水和 CF/EP 复合材料的声学常数

Table 3　Acoustic constants of water and CF/EP composite

	Density ρ / (kg·m^{-3})	Velocity c/ (m·s^{-1})	Acoustic impedance Z/ (10^{3}kg·m^{-2}·s^{-1})
Water[35]	998	1 483	1 480
CF/EP	1 580	2 940	4 708

需要注意的是，当入射声波由“软”介质进入到“硬”介质时 (即 $Z_w<Z_c$)，质点速度在分界面处相位改变 180°，根据声学边界条件，在分界面处声压连续，即 $p_t=p_i+p_r$，反射波声压 p_r 与入射波声压 p_i 同相位，透射波声压 p_t 大于入射波声压 p_i，因此 $A^{(1)}_t$ 应为负值。由介质的声学常数计算界面衰减分量，可得：$A_r^{(1)}$=5.65 dB，$A_t^{(1)}$=−3.65 dB，$A_r^{(2)}$=5.65 dB，$A_t^{(3)}$=6.41 dB，则界波 f 衰减 A_f=5.65 dB，底波 b 衰减 $A_b=A_h$+8.41。

采用反射法进行检测时，界波幅值 V_f 和底波幅值 V_b 是重要的特征量，由换能器晶片的压电效应可知，声波幅值 V 和声压 p 成正比，又因为入射波幅值 V_0 不易得到，所以采用底波 b 相对于界波 f 的衰减 A_{total} 进行测定，即

$$A_{total} = 20\lg\frac{p_f}{p_b} = 20\lg\frac{V_f}{V_b}$$
$$A_{total} = A_b - A_f = A_h + 2.76 \tag{11}$$

声波在 CF/EP 复合材料层压板中传播时，其衰减 A_h 主要来源包括：声束扩散衰减、吸收衰减 (纤维、树脂)、散射衰减 (孔隙、层间)，可表述为下式：

$$A_h = A_d + A_f + A_r + A_l + A_v \tag{12}$$

式中：A_d 为声束扩散衰减，已假设焦柱内声波以平面波形式传播，声波能量不会随距离的增加而分散，A_d 可忽略；A_f 和 A_r 分别为纤维和孔隙对声波的吸收衰减，当频率固定时，两者均为定值[17]；A_l 为层间散射造成的衰减，与层压板厚度 h 线性相关，令 α_d 为层间衰减系数，则 $A_l=\alpha_d\times h$；A_v 为孔隙所造成的散射衰减，令 α_v 为单位厚度的 CF/EP 复合材料层压板中因孔隙引起的衰减系数，则 $A_v=\alpha_v\times h$。由此可见，声波在 CF/EP 复合材料层压板中传播过程的衰减 A_h 与层压板厚度 h 是线性相关的，声波在 CF/EP 复合材料层压板中传播时的衰减量 A_h 可表述为

$$A_h = (\alpha_l + \alpha_v)\times h \tag{13}$$

表 4 为采用超声反射法对 6 块不同厚度的零孔隙率 CF/EP 复合材料层压板的检测结果。厚度 2.06 mm 所对应的衰减量为 1.79 dB，明显小于声波界面处的衰减 2.76 dB，这可能是由于薄板检测中将聚焦声波近似为平面波所带来的误差分量较大，故将该点剔除。由前述推导可知，层间散射衰减 A_l 与层压板厚度 h 线性相关，对其余 5 个厚度的数据点进行线性拟合，结果如图 9 所示，可

见 CF/EP 复合材料层压板内部无孔隙缺陷时，衰减系数与厚度线性相关，α_l=1.38 dB·mm^{-1}；当厚度趋近于 0 时，衰减 A_{total} 为 2.43 dB，与所得的理论值 2.76 dB 相近。“零孔隙率”在 100 倍金相观测下未发现孔隙所得到的统计结果，假设零孔隙率层压板为绝对致密材料为误差来源之一；理论推导中忽略 CF/EP 复合材料层压板表面粗糙度对声波的散射也是误差来源。

表 4　不同厚度的零孔隙率 CF/EP 复合材料层压板中所测得的衰减

Table 4　Experimental attenuation of ultrasound by zero void content CF/EP composite laminates with varying thicknesses

Thickness h/mm	Voltage V_f/V	Voltage V_b/V	Mean attenuation A_l/dB	Standard deviation S_l/dB
2.06	160.39	130.58	1.79	0.56
3.90	158.75	70.60	7.04	0.26
5.02	156.33	55.65	8.97	0.06
7.02	159.42	34.22	13.36	0.30
9.02	155.55	25.75	15.62	0.24
12.68	159.88	17.72	19.11	0.20

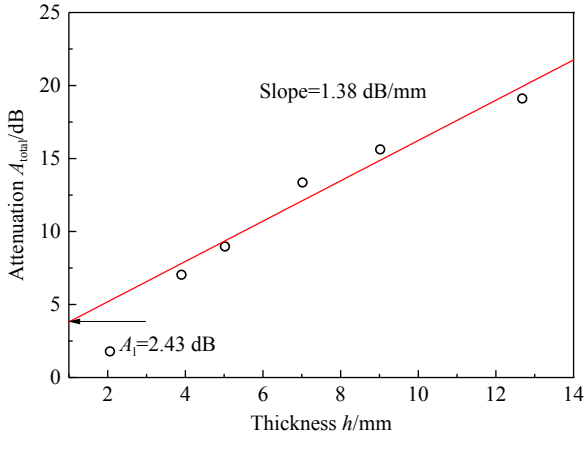


图 9　零孔隙率的 CF/EP 复合材料层压板中衰减与厚度的关系

Fig. 9　Attenuation of ultrasound by CF/EP composite laminates stepwise increasing with thickness in zero void content laminates

表 5 为不同孔隙率的 CF/EP 复合材料层压板所测得的声波衰减。通过 100 组检测点记录的界波幅值 V_f 和底波幅值 V_b，计算衰减的平均值 A_{total} 和标准差 S_{total}，计算孔隙衰减系数 α_v。孔隙率 P_v=0 的 CF/EP 复合材料层压板 (Area No. 1) 计算得到的孔隙衰减系数 α_v 为负值，应为假设零孔隙率层压板为绝对致密材料所带来的误差，取 α_v=0 dB·mm^{-1}。

图 10 为 CF/EP 复合材料层压板中孔隙所引起

表 5　不同孔隙率的 CF/EP 复合材料层压板所测得的声波衰减

Table 5　Experimental attenuation of ultrasound by CF/EP composite laminates with varying void contents

Area No.	Void content P_v/%	Mean attenuation A_{total}/dB	Standard deviation S_{total}/dB	Attenuation coefficient α_v/(dB·mm^{-1})
1	0	7.04	0.26	−0.23*
2_a	0.68	10.00	1.13	0.51
2_b	0.68	10.00	1.44	0.51
3_a	1.05	12.50	0.82	1.14
3_b	1.05	12.76	1.72	1.20
4	1.37	15.66	3.25	1.93
5	1.52	17.50	4.23	2.39
6_a	1.75	18.78	0.62	2.71
6_b	1.75	19.13	0.75	2.79
7	1.75	20.95	2.93	3.25
8_a	2.33	31.46	2.00	5.88
8_b	2.33	35.61	1.97	6.91
9_a	2.76	38.01	1.05	7.52
9_b	2.76	41.61	2.16	8.41

Note: If the equal-grey-distribution area is large enough, ultrasonic test will be carried out left and right to the metallographic sampling area, indicated by subscripts a and b respectively.

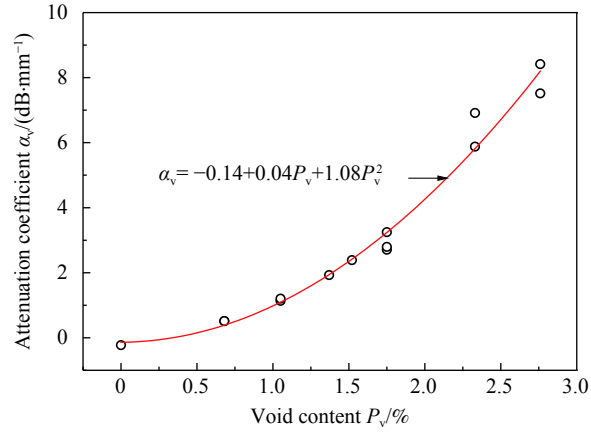


图 10　CF/EP 复合材料层压板超声反射法中衰减系数 α_v 与孔隙率 P_v 的关系

Fig. 10　Attenuation of ultrasound plotted against the void content in a regular relationship for CF/EP composite laminates

的衰减系数 α_v 与孔隙率 P_v 之间的拟合关系，采用超声反射法检测，2 阶多项式拟合，拟合结果为 α_v=−0.14+0.04P_v+1.08P_v^2。由分析可知，零孔隙率 CF/EP 复合材料层压板对应的衰减系数 α_v= 0 dB·mm^{-1}，且 1 阶分量较小可忽略，故最终得到拟合关系为 α_v=1.08P_v^2。D. E. W. Stone 和 B. Clarke[14] 采用 2 阶多项式拟合超声穿透法中衰减系数 α_v 与孔隙率 P_v 的关系为 α_v=kP_v^2，其中 k=0.079$f^{1.27}$，为频率 f 相关的系数，文献 [14] 中频率 f=5 MHz 对应是衰减关系为 α_v=kP_v^2，k=0.62；本实验采用超

声反射法，换能器峰值频率 f=5.08 MHz(见图 2) 对应的衰减系数为 $\alpha_v=1.08P_v^2$，k=1.08，可见两者较好地符合 2 倍声程的关系。

2.3 孔隙对 CF/EP 复合材料层压板压缩强度的影响

表 6 为不同孔隙率的 CF/EP 复合材料层压板压缩强度的测试结果。图 11 是贴片与未贴片条件下，孔隙率与压缩强度的关系曲线 (剔除发生端部破坏的数据点)。可以看出，当孔隙率增加时，0°和 90°取样方向的层压板的压缩强度均有不同程度的降低，说明孔隙率的增加会导致压缩性能的下降，如图 11(a)、图 11(b) 所示。

表 6 不同孔隙率下 CF/EP 复合材料层压板的压缩强度

Table 6 Compression strengths of CF/EP composite laminates at various void contents

Sample type	Void content P_v/%	Compression strength $\bar{\sigma}$/MPa	Standard deviation S_{n-1}/MPa	Coefficient of variation CV/%
0° un-tabbed	0	677	60	8.9
	1.05	642	54	8.5
	1.37	644	24	3.7
	1.75	632	26	4.1
	2.33	580	31	5.3
90° un-tabbed	0	673	19	2.9
	1.05	632	54	8.6
	1.37	616	45	7.3
	1.75	599	38	6.3
	2.33	505	35	6.9
0° tabbed	0	737	52	7.1
	1.05	699	54	7.8
	1.37	685	34	5.0
	1.75	678	46	6.9
	2.33	636	14	2.2
90° tabbed	0	664	21	3.1
	1.05	656	39	5.9
	1.37	625	64	10.2
	1.75	614	16	2.6
	2.33	573	40	7.0

由图 11(c) 可见，对于 0°方向取样，未贴片试样压缩强度为贴片试样压缩强度的 92% 且比值随孔隙率变化不大；对于 90°方向取样，当孔隙率在 0%~1.5% 范围内变化时，贴片与否对压缩强度的测试结果影响不大，但当孔隙率由 1.5% 增加至 2.0% 以上时，未贴片试样的压缩强度下降至 88%。根据 ASTMD 6641/D 6641M-14[33]，未贴片适用于各向异性特性较弱的材料，对于单层预浸料来说，沿纤维方向和垂直纤维方向是材料的两个主方向，沿纤维方向的压缩性能要远高于垂直于纤维方向[36]。树脂性能受孔隙的影响更大，90°方向取样时，树脂组分承受压缩载荷的分量较大，对孔隙率的变化更敏感，层压板的各向异性特性更强。

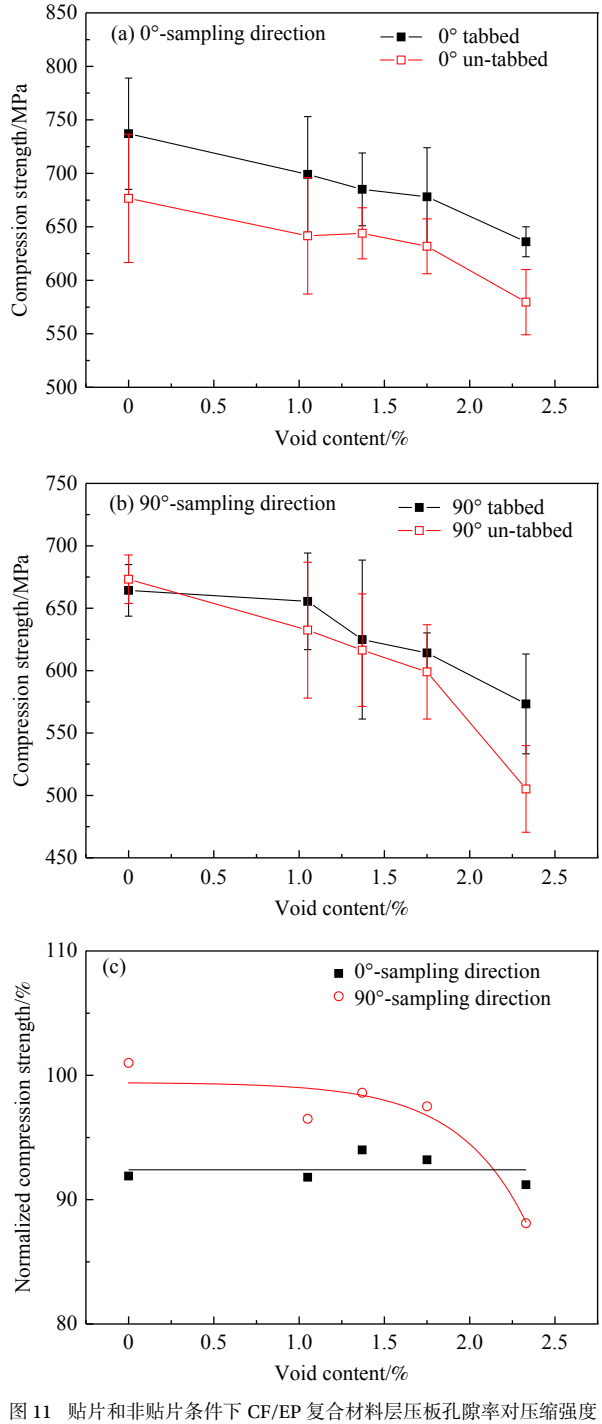


图 11 贴片和非贴片条件下 CF/EP 复合材料层压板孔隙率对压缩强度的影响

Fig. 11 Effects of void content on compression strength of CF/EP composite laminates in terms of tabbed and un-tabbed

图 12 是 CF/EP 复合材料层压板断口典型的压缩破坏模式，有效的压缩破坏模式主要有正向压缩破坏和斜向剪切破坏，图 12(e)~12(j) 为无效的压缩破坏模式，相应试验数据应剔除。图 12(a)~12(e)

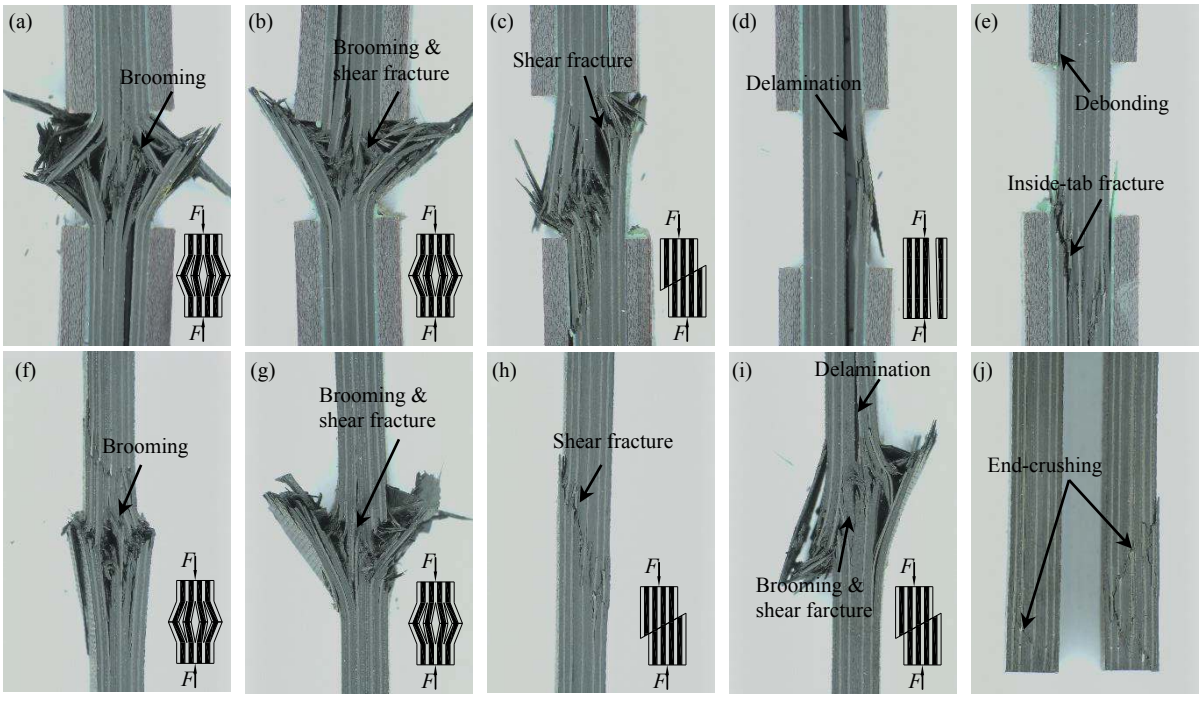


图 12　CF/EP 复合材料层压板的压缩失效模式对比

Fig. 12　Comparison of the compressive failure modes in CF/EP composite laminates

是贴片试样典型的压缩破坏模式，其中图 12(d) 所示的破坏模式为分层，认为是孔隙率较大 (P_v= 2.33%) 所引起的横向分层开裂，图 12(e) 所示的压缩破坏模式为加强片脱粘；图 12(f)~12(j) 是未贴片试样典型的压缩破坏模式，其中图 12(j) 所示的压缩破坏模式为端部失稳，对应的孔隙率为 0.0%。

压缩破坏现象是多种因素综合作用导致的必然结果，这些因素包括纤维性能、基体性能、界面性能、孔隙缺陷及各组分的相互关系。

当孔隙率较低时，纤维与树脂基体之间及铺层之间有较强的支撑作用，压缩破坏的主因是基体性能 (指面内剪切和层间剪切，视弱者而定)，层间孔隙削弱层间剪切性能，诱发正向压缩破坏，如图 12(a)、图 12(f) 所示；层中孔隙削弱纤维与树脂基体之间的相互支撑作用，诱发剪切破坏或纤维断裂，如图 12(c)、图 12(h) 所示；实际上，破坏模式通常是混合型的，0°压溃和 45°斜剪同时存在，如图 12(b)、图 12(g) 所示。

当孔隙率较高时，基体性能降低，纤维与树脂基体之间及铺层之间的支撑作用较弱，容易发生纤维失稳或基体失稳，粘贴加强片可抑制失稳，但孔隙率过高会导致脱粘、夹持加强片内部断裂或分层，如图 12(d)、图 12(e) 所示；当孔隙率低于 1.0% 时，中段的压缩强度较高，端部失稳可能率先发生，当孔隙率高于 1.5% 时，破坏均在中部发生，说明此时孔隙削弱了压缩性能，中段的压缩断裂率先发生，如图 12(j) 所示。

图 13 是在贴片条件下孔隙率对 CF/EP 复合材料层压板压缩强度的影响。压缩强度随孔隙率的增加而有所下降，在相同的孔隙率范围内，0°方向取样的压缩强度均高于 90°方向取样，如图 13(a) 所示，说明在 0°方向上有更多的纤维组分承受更高的压缩载荷。0°和 90°方向取样的压缩强度随孔隙率的增加均呈下降趋势，但趋势略有不同。孔隙率从 0% 增加至 1.5% 时，0°方向取样的压缩强度下降程度更大，根据文献 [37]，孔隙对树脂基体性能影响更大，预期应该是 90°方向取样的压缩强度下降程度更大，通过对金相观察与分析，孔隙的微观形貌和分布位置可能是导致图 13 中压缩强度下降趋势与预期不符的主要原因之一。

图 14 是 CF/EP 复合材料层压板内部存在的两种类型孔隙的位置和微观形貌：一种是层中孔隙，呈虫洞状，沿平行于纤维方向分布，该类孔隙主要通过影响纤维-基体结合界面来削弱面内剪切强度；另一种是层间孔隙，呈椭球形或扁平状，分布在铺层之间的树脂区中，该类孔隙主要通过影响层与层之间的结合力来削弱层间剪切强度。当孔隙率小于 1.5% 时，层间孔隙数量较小且多为椭

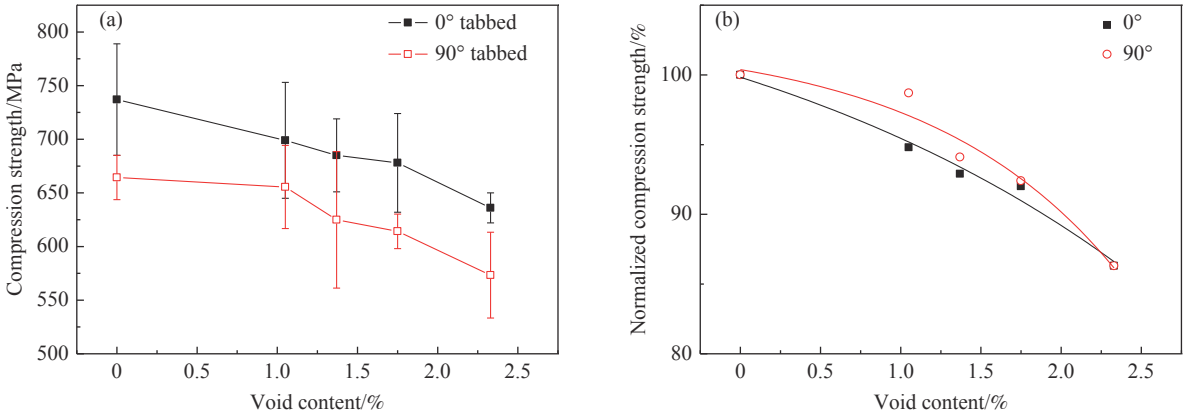


图 13　CF/EP 复合材料层压板的压缩强度与孔隙率的关系

Fig. 13　Compression strength as a function of void content in CF/EP composite laminates

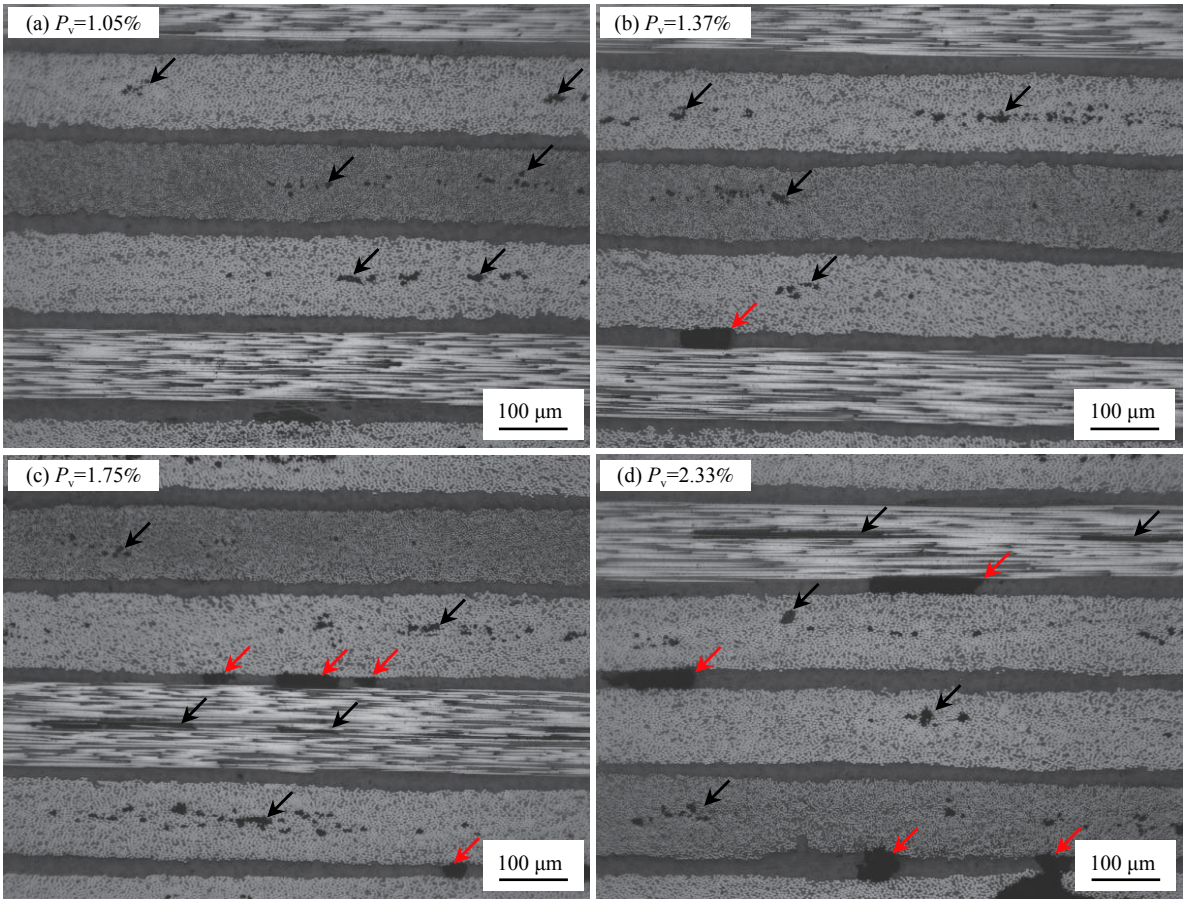


图 14　CF/EP 复合材料层压板中孔隙的位置和微观形貌 (黑色箭头：层中孔隙；红色箭头：层间孔隙)

Fig. 14　Positions and morphologies of voids in CF/EP composite laminates (Blank arrows: Intralaminar voids; Red arrows: Interlaminar voids)

球形，此时压缩性能的降低主要来自于层中孔隙所引起的面内剪切强度的降低，因此在此孔隙率范围内 0°方向取样的压缩强度下降程度更大；当孔隙率从 1.5% 增加到 2.5% 时，圆盘分层状的层间孔隙占比逐渐增加，面内剪切强度和层间剪切强度均是影响压缩性能的主要因素，因此，0°和 90°方向取样的压缩强度下降程度逐渐趋近，孔隙率达到 2.5% 时，压缩强度均下降至 86.3%，如图 13(b) 所示。

由图 14 可见，除孔隙因素外，不同孔隙率的 CF/EP 复合材料层压板中两相材料的组分含量、纤维与基体的结合情况等在细观上未见明显变化，

说明本文采用改变工艺参数的方法对材料的影响主要体现在孔隙上。

2.4 CF/EP 复合材料压缩破坏模式及细观特征

孔隙是产生微裂纹的潜在因素之一，对压缩断裂试样进行金相观察，只在断裂区及其附近发现微裂纹，其他区域未观察到微裂纹，说明破坏总是发生在性能最薄弱的区域 (即孔隙密集区)，初始裂纹一旦生成，会迅速扩展直至断裂。当平均孔隙率相同时，密集分布的孔隙比均匀分布的孔隙对性能的削弱更大，因此单纯地通过孔隙率不足以评价材料的性能，应考虑孔隙的细观特征对压缩性能的影响。

图 15 为 CF/EP 复合材料层压板中压缩断裂区域的孔隙和微裂纹的细观特征。由孔隙诱发的裂纹存在萌生和扩展两个阶段：(1) 裂纹萌生初期，孔隙造成了局部应力集中，裂纹率先在孔隙处发生，据相关文献研究[36]，孔隙周边的应力分布与其长宽比有关，当孔隙长宽比较大时 (l_v/b_v>2)，孔隙呈扁平状，孔隙端部应力集中，初始裂纹主要在孔隙两端萌生，如图 15(a) 所示；当长宽比较小时 (l_v/b_v≤2)，孔隙呈椭球状，端部会产生“X”形的应力分布，沿孔隙端部可能形成 45°微裂纹，如图 15(b) 所示；(2) 裂纹扩展阶段，纤维分布和孔隙分布是影响裂纹扩展的主要因素。在不同的方向上，沿 0°方向扩展的裂纹特征体现为细小、紧贴、取向复杂，且受纤维阻挡；45°方向，主要是纤维-树脂截面承受剪切载荷，此时孔洞状的层中孔隙对刚度的削减起主要作用；90°方向，因纤维与轴向压缩载荷方向垂直，故主要由树脂承受压缩载荷，故在层中和层间孔隙周围均发生不同程度的裂纹扩展。

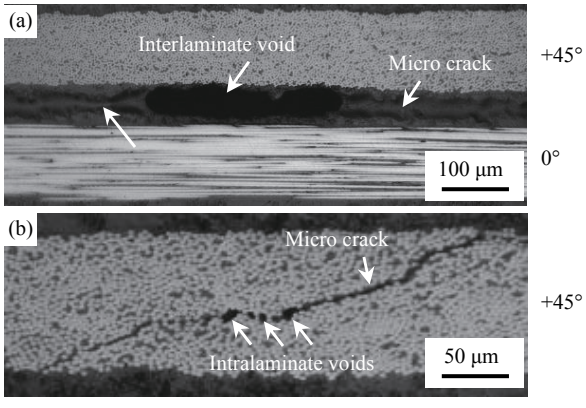


图 15 CF/EP 复合材料层压板中孔隙周边的微裂纹

Fig. 15 Microcrack initiation and propagation with a void inclusion in CF/EP composite laminates

含孔隙的 CF/EP 复合材料层压板有多种压缩破坏模式，根据载荷方向与纤维方向的关系，可将载荷分为两类：纵向压缩载荷和横向压缩载荷，纵向压缩载荷与纤维方向呈 0°，横向压缩载荷与纤维方向呈 90°。图 16 为 CF/EP 复合材料层压板在纵向压缩载荷下的破坏模式，包括：拉压型纤维屈曲、剪切型纤维屈曲、剪切破坏、横向分层开裂。图 17 为 CF/EP 复合材料层压板在横向压缩载荷下的破坏模式，包括：基体 45°剪切破坏。一般来说，破坏模式是联合发生的，在压缩破坏区域进行金相取样，观测不同模式下压缩破坏区域内的孔隙形貌、微裂纹萌生和扩展，按破坏模式分别讨论。

2.4.1 CF/EP 复合材料层压板的纤维微屈曲

在纵向压缩载荷作用下，平行于载荷方向的纤维微屈曲是普遍存在的，纤维的微屈曲有两种类型：反向屈曲和同向屈曲[38]。层中孔隙增加了纤维间距，削弱了纤维粘结力，易发生纤维反向屈曲，基体中产生横向拉/压应变，导致拉压型纤维屈曲破坏，如图 16(a) 所示；层间孔隙削弱了树脂基体对纤维的横向支撑作用，而层中纤维粘结相对紧密，此时易发生纤维同向屈曲，基体中产生剪切应变，导致剪切型纤维屈曲破坏，如图 16(b) 所示。

2.4.2 CF/EP 复合材料层压板的剪切破坏

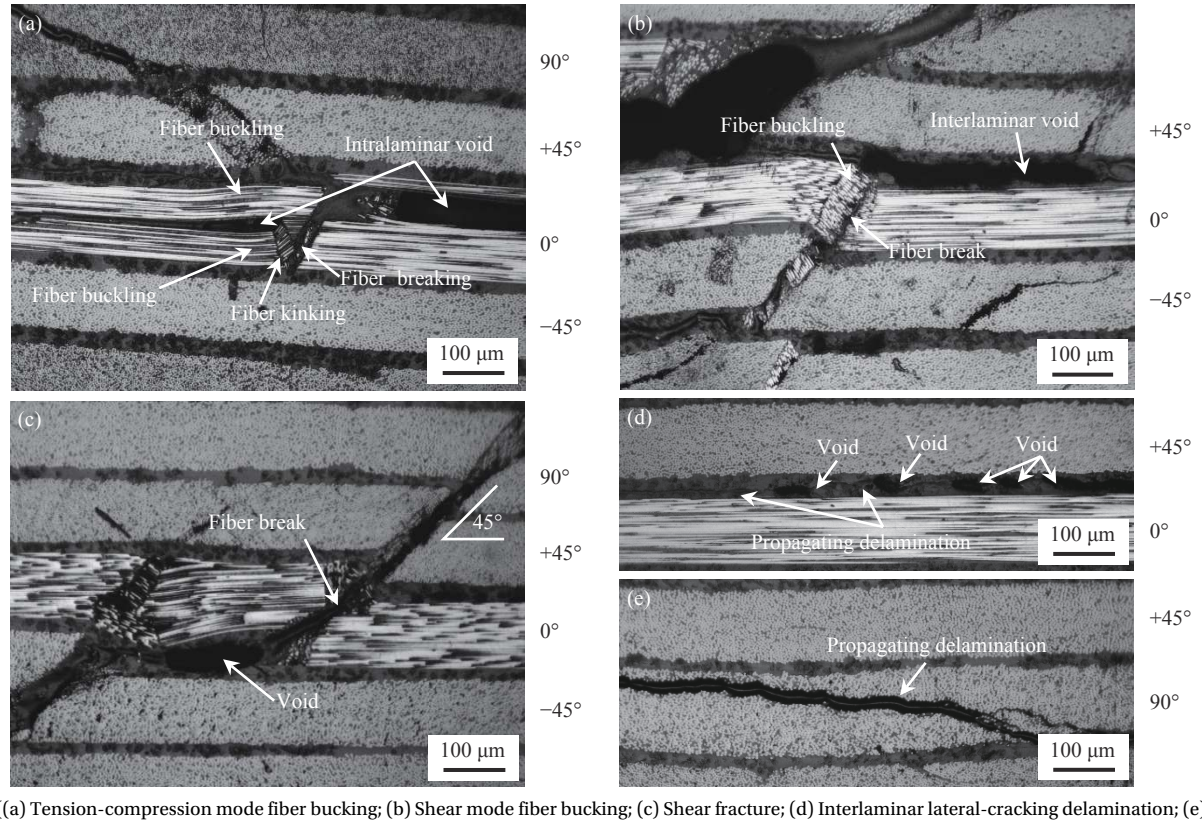
在纵向压缩载荷作用下，CF/EP 复合材料层压板的剪切破坏斜面与压缩载荷方向成 45°，且贯穿多个不同方向的铺层，剪切破坏多发生在低孔隙率的 CF/EP 复合材料层压板中，铺层与铺层之间结合力较高，破坏主要由纤维的剪切强度所控制，如图 16(c) 所示。

2.4.3 CF/EP 复合材料层压板的横向分层开裂

在纵向压缩载荷作用下，由泊松效应引起 CF/EP 复合材料层压板的横向形变，导致层间树脂分层或纤维-树脂脱粘。层间孔隙呈扁平状，其端部应力集中，初始裂纹会在孔隙两端生成，受两侧纤维的束缚作用沿树脂层扩展，当孔隙密集时，由临近孔隙萌生的微裂纹会连在一起，最终导致横向分层开裂破坏，如图 16(d) 所示；当长宽较小 (l_v/b_v≤2)，孔隙呈椭球状，端部会产生“X”形的应力分布，微裂纹可能向层中扩展，形成横向裂纹，引起纤维-树脂脱粘，如图 16(e) 所示。

2.4.4 CF/EP 复合材料层压板的树脂基体破坏

在横向压缩载荷作用下，树脂基体沿 45°斜面



((a) Tension-compression mode fiber bucking; (b) Shear mode fiber bucking; (c) Shear fracture; (d) Interlaminar lateral-cracking delamination; (e) Intralaminar lateral-cracking delamination)

图 16　含孔隙的 CF/EP 复合材料层压板的纵向压缩破坏模式

Fig. 16　Longitudinal compression failure modes in void-containing CF/EP composite laminates

发生剪切破坏，或沿 90°横面发生压缩破坏。当树脂基体发生 45°剪切破坏时，初始微裂纹在孔隙周边生成，并向 90°、±45°铺层内扩展，造成层中纤维-树脂脱粘，孔隙削弱了铺层的面内剪切强度，如图 17(a) 所示；当树脂基体发生 90°压缩破坏时，裂纹沿 90°方向扩展，孔隙削弱了树脂基体的压缩性能，如图 17(b)。

需要说明的是，CF/EP 复合材料层压板的破坏机制十分复杂，且受到多种因素的影响。本文采用延长预浸料贮存时间和逐步降低固化压力的方法制备含孔隙的层压板，在形成孔隙缺陷的同时也会对材料本身的特性造成影响，如组分材料的力学性质和体积分数等，但在低孔隙率范围，该类影响因素的相对变化是有限的[38]；另一方面，通过对含孔隙的 CF/EP 复合材料的压缩破坏模式的细观分析可见，压缩强度尤其对缺陷十分敏感，破坏多发生在孔隙及其周边应力集中的区域，这说明适当调整工艺参数制备孔隙虽然会引起其他的影响因素，但导致压缩破坏和强度降低最主要的因素是孔隙缺陷，因此本文中忽略因工艺参数改变对其他因素的影响，仅研究孔隙对压缩性能和破坏模式的影响具有一定的合理性和有效性。

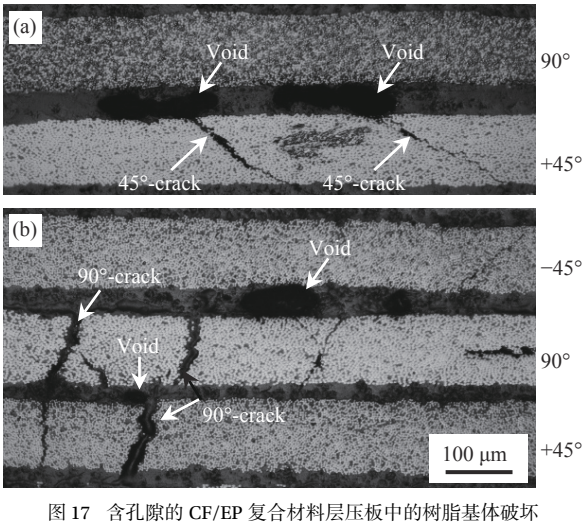


图 17　含孔隙的 CF/EP 复合材料层压板中的树脂基体破坏

Fig. 17　Resin fracture in void-containing CF/EP composite laminates

3　结 论

(1) 采用降低固化压力和延长预浸料室温贮存时间的方法制备了含孔隙的碳纤维增强树脂

(CF/EP) 复合材料层压板，通过金相观察，降低固化压力易产生层间孔隙，中心区域孔隙率大于边缘，且孔隙分布与纤维方向存在相关性；延长预浸料室温贮存时间易产生层中孔隙，由材料吸湿导致，孔隙分布均匀。

(2) 采用超声反射法评估 CF/EP 复合材料层压板孔隙率时，超声衰减量 A_{total} 与孔隙率 P_v 存在相关性：$A_{total}=(1.38+1.08P_v^2)h+2.76$，其中，$h$ 为层压板厚度，可以基于超声衰减系数评价 CF/EP 复合材料层压板的孔隙率。

(3) CF/EP 复合材料层压板的压缩强度随孔隙率的增加而下降，孔隙率增加至 2.5% 时，压缩强度下降至 86.3%。层中孔隙通过削弱纤维-基体结合界面强度影响压缩性能，层间孔隙通过削弱层间剪切强度影响压缩性能，因此从孔隙率、孔隙细观特征、铺层方向、承载状况等综合考虑孔隙对压缩性能的影响。

(4) CF/EP 复合材料层压板压缩破坏模式复杂多样，且对孔隙的细观特征十分敏感。孔隙会诱发萌生微裂纹，微裂纹的扩展过程受组分性能、载荷方向及纤维排布等多种因素的影响，主要的压缩破坏模式有拉压型纤维屈曲、剪切型纤维屈曲、剪切破坏、横向分层开裂及树脂基体破坏。

参考文献：

[1] SOUTIS C. Measurement of the static compressive strength of carbon fibre/epoxy lamiantes[J]. Composites Science and Technology，1991，42(4)：373-392.

[2] 林博. 复合材料机身壁板结构设计方法研究[D]. 南京: 南京航空航天大学, 2012.
LIN Bo. A Research on structure design of composite fuselage panel[D]. Nanjing: Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, 2012(in Chinese).

[3] HUANG H, TALREJA R. Effects of void geometry on elastic properties of unidirectional fiber reinforced composites[J]. Composites Science and Technology，2005，65(13)：1964-1981.

[4] ABDELAL N R. Effect of voids on delamination behavior under static and fatigue mode I and mode Ⅱ[D]. Dayton: University of Dayton, 2013.

[5] 朱洪艳. 孔隙对碳/环氧复合材料层压板性能的影响与评价研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2010.
ZHU Hongyan. Research on effect and evaluation of voids on properties of carbon/epoxy composite laminates[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2010(in Chinese).

[6] ASHOURI V D, GONZÁLEZ C, LLORCA J, et al. A numerical study of the influence of microvoids in the transverse mechanical response of unidirectional composites[J]. Composites Science and Technology，2014，97：46-54.

[7] GRUFMAN C, ELLYIN F. Determining a representative volume element capturing the morphology of fibre reinforced polymer composites[J]. Composites Science and Technology，2007，67(3-4)：766-775.

[8] LO K H, CHIM S M. Compressive strength of unidirectional composites[J]. Journal of Reinforced Plastics and Composites，1992，11(8)：838-896.

[9] LEE J, SOUTIS C. Thickness effect on the compressive strength of T800/924C carbon fibre-epoxy laminates[J]. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing，2005，36(2)：213-227.

[10] GHOLIZADEH S. A review of non-destructive testing methods of composite materials[J]. Procedia Structural Integrity，2016，1：50-57.

[11] LIN L, ZHANG X, CHEN J, et al. A novel random void model and its application in predicting void content of composites based on ultrasonic attenuation coefficient[J]. Applied Physics A，2011，103(4)：1153-1157.

[12] 陆铭慧, 刘磨, 张雪松, 等. RTM玻璃纤维/E51环氧树脂复合材料孔隙含量对超声特征参数的影响[J]. 复合材料学报, 2018, 35(2)：291-297.
LU Minghui, LIU Mo, ZHANG Xuesong, et al. Effect of void content on ultrasonic characteristic parameters of RTM glass fiber/epoxy composites[J]. Acta Materiae Compositae Sinica，2018，35(2)：291-297(in Chinese).

[13] HALE J M, ASHTON J N. Ultrasonic attenuation in voided fibre-reinforced plastics[J]. NDT International，1988，21(5)：321-326.

[14] STONE D E W, CLARKE B. Ultrasonic attenuation as a measure of void content in carbon-fibre reinforced plastics[J]. Non-Destructive Testing，1975，8(3)：137-145.

[15] DANIEL I M, WOOH S C, KOMSKY I. Quantitative porosity characterization of composite materials by means of ultrasonic attenuation measurements[J]. Journal of Nondestructive Evaluation，1992，11(1)：1-8.

[16] 马雯, 刘福顺. 玻璃纤维复合材料孔隙率对超声衰减系数及力学性能的影响[J]. 复合材料学报, 2012, 29(5)：69-75.
MA Wen, LIU Fushun. Effect of porosity on the attenuation coefficient and mechanical properties of glass fiber reinforced composites[J]. Acta Materiae Compositae Sinica，2012，29(5)：69-75(in Chinese).

[17] 陆铭慧, 张雪松, 郑善朴, 等. 基于超声的碳纤维复合材料孔隙率表征方法对比研究[J]. 玻璃钢/复合材料, 2018, 45(7)：42-48.
LU Minghui, ZHANG Xuesong, ZHENG Shanpu, et al. The

comparative study of porosity characterization method of carbon fiber composite by ultrasound[J]. Fiber Reinforced Plastics/Composites, 2018, 45(7): 42-48(in Chinese).

[18] ISHII Y, BIWA S, KURAISHI A. Influence of porosity on ultrasonic wave velocity, attenuation and interlaminar interface echoes in composite laminates: Finite element simulations and measurements[J]. Composite Structures, 2016, 152: 645-653.

[19] HSU D K, JEONG H. Ultrasonic velocity change and dispersion due to porosity in composite laminates[J]. Review of Progress in Quantitative Non-destructive Evaluation, 1989, 8(1): 1567-1573.

[20] KIM K B, HSU D K, BARNARD D J. Estimation of porosity content of composite materials by applying discrete wavelet transform to ultrasonic backscattered signal[J]. NDT & E International, 2013(56): 10-16.

[21] PARK J W, KIM D J, IM K H, et al. Ultrasonic influence of porosity level on CFRP composite laminates using rayleigh probe waves[J]. Acta Mechanica Solida Sinica, 2008, 21(4): 298-307.

[22] 林莉, 罗明, 郭广平, 等. 碳纤维复合材料孔隙率超声声阻抗法检测[J]. 复合材料学报, 2009, 26(3): 105-110.
LIN Li, LUO Ming, GUO Guangping, et al. Ultrasonic determination of carbon fiber composite porosity using acoustic impedance[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2009, 26(3): 105-110(in Chinese).

[23] 周晓军, 莫锦秋, 游红武. 碳纤维复合材料分布孔隙率的超声衰减检测方法[J]. 复合材料学报, 1997, 14(3): 108-115.
ZHOU Xiaojun, MO Jinqiu, YOU Hongwu. Ultrasonic attenuation testing method for NDE of void content based on theoretical model and experiment calibration[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 1997, 14(3): 108-115(in Chinese).

[24] 于雅琳, 叶金蕊, 刘奎, 等. 含孔隙复合材料超声衰减分析的细观有限元模型[J]. 复合材料学报, 2014, 31(1): 171-178.
YU Yalin, YE Jinrui, LIU Kui, et al. A mesoscale ultrasonic attenuation finite element model of void-containing composite[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2014, 31(1): 171-178(in Chinese).

[25] 丁珊珊, 金士杰, 何晓晨, 等. 基于仿真方法的CFRP复合材料孔隙率与超声衰减系数的关系[J]. 复合材料学报, 2018, 35(1): 89-94.
DING Shanshan, JIN Shijie, HE Xiaochen, et al. Relationship between porosity and ultrasonic attenuation coefficient of CFRP based on simulation method[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2018, 35(1): 89-94(in Chinese).

[26] LIN L, CHEN J, ZHANG X, et al. A novel 2-D random void model and its application in ultrasonically determined void content for composite materials[J]. NDT & E International, 2011, 44(3): 254-260.

[27] KOUSHYAR H, ALAVI-SOLTANI S, MINAIE B, et al. Effects of variation in autoclave pressure, temperature, and vacuum-application time on porosity and mechanical properties of a carbon fiber/epoxy composite[J]. Journal of Composite Materials, 2012, 46(16): 1985-2004.

[28] 汪赫男, 张佐光, 顾轶卓, 等. 环氧复合材料层板热压成型孔隙缺陷影响因素[J]. 复合材料学报, 2007, 24(5): 55-60.
WANG He'nan, ZHANG Zuoguang, GU Yizhuo, et al. Effects of different factors on the void defect in epoxy composite laminates in hot pressing process[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2007, 24(5): 55-60(in Chinese).

[29] 荀国立, 邱启艳, 史俊伟, 等. 热压罐固化环氧基复合材料孔隙形成研究[J]. 航空制造技术, 2014(15): 110-111, 115.
XUN Guoli, QIU Qiyan, SHI Junwei, et al. Study on formation of voids in autoclave curing epoxy matrix composites[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2014(15): 110-111, 115(in Chinese).

[30] T G 古托夫斯基. 先进复合材料制造技术[M]. 北京: 化学工业出版社,2004.
GUTOWSKI T G. Adavanced composites manufacturing[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2004(in Chinese).

[31] OLIVIER P, COTTU J P, FERRET B. Effects of cure cycle pressure and voids on some mechanical properties of carbon/epoxy laminates[J]. Composites, 1995, 26(7): 509-515.

[32] 中国国家标准化管理委员会. 碳纤维增强塑料孔隙含量和纤维体积含量试验方法: GB/T 3365—2008[S]. 北京: 中国标准出版社, 2008.
Standardization Administration of China. Carbon fiber reinforced plastics-Detemination of void content and fiber volume content: GB/T 3365—2008[S]. Beijing: Standards Press of China, 2008(in Chinese).

[33] ASTM International. Standard text method for compressive properties of polymer matrix composite materals using a combined loading compression (CLC) test fixture: ASTM D6641/D6641M-14[S]. West Conshohocken: ASTM International, 2014.

[34] KARDOS J L, DUDUKOVIĆ M P, DAVE R. Void growth and resin transport during processing of thermosetting matrix composites[M]. Heidelberg: Springer, 1986.

[35] 杜功焕,龚秀芬,朱哲民. 声学基础[M]. 南京:南京大学出版社,2001.
DU Gonghuan, GONG Xiufen, ZHU Zhemin. Fundamentals of acoustics[M]. Nanjing: Nanjing University Press, 2001(in Chinese).

[36] LIEBIG W V, VIETS C, SCHULTE K, et al. Influence of voids on the compressive failure behaviour of fibre-reinforced

composites[J]. Composites Science and Technology，2015，117：225-233.

[37] SMITH R A, BIRT E A. A review of NDE methods for porosity measurement in fibre-reinforced polymer composites[J]. Or Insight，2004，46(11)：681-686.

[38] 矫桂琼, 贾普荣. 复合材料力学[M]. 西安: 西北工业大学出版社,2008.
JIAO Guiqiong, JIA Purong. Mechanics of composites[M]. Xi' an: Northwestern Polytechnical University Press, 2008(in Chinese).