

## 原位聚合碳纤维增强聚甲基丙烯酸甲酯基复合材料损伤与修复研究

龚明 张代军 张嘉阳 付善龙 李军 陈祥宝

### Damage and repair study of in-situ polymerized carbon fiber reinforced PMMA composites

GONG Ming, ZHANG Daijun, ZHANG Jiayang, FU Shanlong, LI Jun, CHEN Xiangbao

在线阅读 View online: <https://doi.org/10.13801/j.cnki.fhclxb.20220516.002>

## 您可能感兴趣的其他文章

### Articles you may be interested in

#### Pickering乳液技术制备纤维素纳米纤丝-还原氧化石墨烯/聚甲基丙烯酸甲酯电磁屏蔽复合材料

Preparation of cellulose nanofiber-reduced graphene oxide/poly (methyl methacrylate) electromagnetic interference shielding composites by Pickering emulsion technology

复合材料学报. 2020, 37(8): 1875-1883 <https://doi.org/10.13801/j.cnki.fhclxb.20191226.001>

#### 纳米SiO<sub>2</sub>/聚甲基丙烯酸甲酯透明复合材料的制备及透光率

Preparation and transmittance of nano-SiO<sub>2</sub>/PMMA transparent composites

复合材料学报. 2017, 34(7): 1423-1429 <https://doi.org/10.13801/j.cnki.fhclxb.20161024.006>

#### 单螺栓修复对含冲击损伤碳纤维/环氧树脂复合材料层合板压缩承载能力的影响

Effect of single-bolt repair on compression capability of carbon/epoxy composite laminates containing impact damage

复合材料学报. 2020, 37(11): 2833-2843 <https://doi.org/10.13801/j.cnki.fhclxb.20200121.004>

#### 热塑性树脂基复合材料用碳纤维上浆剂研究进展

Research progress of carbon fiber sizing agents for thermoplastic composites

复合材料学报. 2020, 37(8): 1785-1795 <https://doi.org/10.13801/j.cnki.fhclxb.20200507.001>

#### 热塑性颗粒-无机粒子协同增韧碳纤维增强环氧树脂复合材料

Synergistic toughening of thermoplastic particles-inorganic particles to carbon fiber reinforced epoxy resin composites

复合材料学报. 2020, 37(8): 1904-1910 <https://doi.org/10.13801/j.cnki.fhclxb.20191113.006>

#### 聚甲基丙烯酸甲酯包覆十二醇微胶囊的制备及表征

Preparation and characterization of n-dodecanol microcapsules in poly (methyl methacrylate)

复合材料学报. 2017, 34(1): 191-197 <https://doi.org/10.13801/j.cnki.fhclxb.20160315.002>



扫码关注微信公众号，获得更多资讯信息

DOI: 10.13801/j.cnki.fhclxb.20220516.002

原位聚合碳纤维增强聚甲基丙烯酸甲酯基  
复合材料损伤与修复研究



分享本文

龚明<sup>1,2</sup>, 张代军<sup>\*1,2</sup>, 张嘉阳<sup>1,2</sup>, 付善龙<sup>1,2</sup>, 李军<sup>1,2</sup>, 陈祥宝<sup>1,2</sup>

(1. 中国航发北京航空材料研究院, 北京 100095; 2. 先进复合材料国防科技重点实验室, 北京 100095)

**摘要:** 基于热塑性复合材料易修复的特性, 开展了碳纤维增强聚甲基丙烯酸甲酯 (PMMA) 基复合材料修复技术研究。研究了工艺温度、压力和时间对复合材料的力学性能的影响规律。结果表明: 在 200℃、0.75 MPa 压力下保持 10 min 可以获得优化的复合材料力学性能。引入低速冲击损伤, 使用热压修复工艺修复碳纤维增强 PMMA 基复合材料的损伤。通过 X 射线断层扫描测试、超声波无损检测技术和断面摄像方法评估了此复合材料的损伤行为和修复效果。结果表明: 低速冲击对碳纤维增强 PMMA 基复合材料的损伤分为低变形量区域的纵向开裂与分层和高变形量区域的纤维断裂与基体失效的混合模式。碳纤维增强 PMMA 基复合材料损伤试样经过热压修复后, 损伤外形恢复良好, 损伤区域大小显著减少, 内部的开裂和分层等损伤恢复良好, 复合材料压缩强度从 140 MPa 恢复至 263 MPa, 达到未损伤复合材料压缩性能 (307 MPa) 的 85.7%。

**关键词:** 热压; 修复; 损伤分析; 热塑性基体; 复合材料

**中图分类号:** TB332      **文献标志码:** A      **文章编号:** 1000-3851(2023)03-1740-11

Damage and repair study of in-situ polymerized carbon  
fiber reinforced PMMA composites

GONG Ming<sup>1,2</sup>, ZHANG Daijun<sup>\*1,2</sup>, ZHANG Jiayang<sup>1,2</sup>, FU Shanlong<sup>1,2</sup>, LI Jun<sup>1,2</sup>, CHEN Xiangbao<sup>1,2</sup>

(1. Aero Engine Corporation of China Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China;

2. National Key Laboratory of Advanced Composites, Beijing 100095, China)

**Abstract:** According to the repairability of thermoplastic composites, the repair process of carbon fiber reinforced PMMA composites was studied. The effects of temperature, pressure, and time on the mechanical properties of the composites were compared. Results show that the optimal repaired properties of composites could be obtained at 200℃ and 0.75 MPa pressure for 10 minutes. By introducing low-speed impact damage, the damaged parts of the composites were repaired by a hot pressing process. The composite's damage behaviors and repair effect were investigated by nondestructive testing and cross-section photography. Experimental results show that the impact damage of carbon fiber reinforced PMMA composites can be divided into two types: Lengthways cracking and delamination in small deformation areas and the mixed-mode of fiber fracture and resin failure in big deformation areas. After repairing, the damaged shape and the internal delamination damages of the damaged samples are recovered well, the volume of the damaged area is significantly reduced, and the compressive strength of the composite is recovered from 140 MPa to 263 MPa, which is 85.7% of the undamaged composite (307 MPa).

**Keywords:** hot press; repair; damage analysis; thermoplastic resin; composites

纤维增强树脂基复合材料具有高比强度高、      航天、汽车、海洋等领域的应用日益广泛。由于  
高比刚度、耐腐蚀性、耐疲劳性等优点, 在航空      复合材料固有的脆性, 经受不同的工作环境中外

收稿日期: 2022-03-18; 修回日期: 2022-04-19; 录用日期: 2022-05-03; 网络首发时间: 2022-05-16 15:18:00

网络首发地址: <https://doi.org/10.13801/j.cnki.fhclxb.20220516.002>

基金项目: 国家重点研发项目 (2020YFC1910203)

National Key Research and Development Project (2020YFC1910203)

通信作者: 张代军, 博士, 研究员, 研究方向为树脂基复合材料      E-mail: [15810534483@139.com](mailto:15810534483@139.com)

引用格式: 龚明, 张代军, 张嘉阳, 等. 原位聚合碳纤维增强聚甲基丙烯酸甲酯基复合材料损伤与修复研究 [J]. 复合材料学报, 2023, 40(3): 1740-1750.

GONG Ming, ZHANG Daijun, ZHANG Jiayang, et al. Damage and repair study of in-situ polymerized carbon fiber reinforced PMMA composites[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2023, 40(3): 1740-1750(in Chinese).

来物体的冲击时,易于内部产生不同程度的损伤<sup>[1]</sup>。部分冲击损伤难以目视检测,却会严重降低复合材料<sup>[2]</sup>的性能。因此,研究复合材料在冲击载荷条件下的损伤和损伤修复具有重要意义。

复合材料修复方法主要有挖补法、树脂注射法、热压法和焊接法等。以往的研究工作大多集中于前两种方法,原因是挖补法和树脂注射法能够最大限度的恢复构件原本的结构和力学性能。但是这两种方法需要的技术难度较高,修复所需成本往往接近甚至超过更换部件的成本<sup>[2]</sup>。出于经济因素考量,人们希望降低复合材料的修复成本,提高复合材料修复工艺在不同场景的适应性<sup>[3]</sup>。

热压法是一种低成本的热塑性复合材料修复方法,然而关于此修复方法的研究较少。Reyes等<sup>[4]</sup>使用热压修复工艺对玻璃纤维增强聚丙烯基复合材料进行了修复,发现使用热压工艺修复后,复合材料的性能恢复率很高。此研究表明,热压修复具备很高的应用价值,对于频繁出现的低速冲击损伤,满足低成本修复的需求。

由于复合材料的各向异性,其性能与铺层方向相关,并表现出复杂的损伤机制<sup>[5-6]</sup>。与金属等延展性高的材料相比,由玻璃纤维或碳纤维等脆性纤维制成的复合材料的能量吸收能力较低。因此,冲击能量能够传播到材料内部深处,造成外部可见的损伤,包括凹坑、裂纹、断裂等;与内部不可见损伤,包括基体开裂、界面脱粘、分层或纤维断裂<sup>[7-8]</sup>。当复合材料受到损伤时,首先发生基体开裂。之后,裂纹绕过纤维并进一步扩展,引起界面脱粘分层<sup>[9-11]</sup>。由于内部损伤不可见,故需要多种无损检测方法来表征。通过无损检测,可以更直观的表征复合材料受到外力作用后,产生的损伤种类与分布规律。同样可以观察到修复后,复合材料内部损伤残余的种类和分布。这对深入认识复合材料损伤机制与修复机制有重要作用。

评估复合材料内部损伤的无损检测技术包括3种:红外检测<sup>[12-14]</sup>、超声波检测<sup>[15-17]</sup>和射线断层扫描<sup>[18-20]</sup>。近年来,各种新的层析成像方法,如衍射对比层析成像<sup>[21]</sup>和三维X射线显微技术<sup>[22-23]</sup>,提高了复合材料无损检测精度。Rolland等<sup>[24]</sup>利用原位X射线微断层扫描拉伸试验,在不同湿度和纤维取向条件下测量整体复合材料试样尺寸的三维图像,获得了从试样破坏第一步至破坏不同阶段的内部状态。对扫描结果进行定量分析,确定了复合材料内部六种不同的损伤机制:纤维失

效、纤维末端损伤、脱胶、空化、纤维颤动和基体中的损伤生长机制。Cosmi等<sup>[25]</sup>用同步辐射X射线显微计算机断层扫描评估了35%短玻璃纤维增强尼龙66(PA66)试样疲劳损伤的演化过程。X射线显微技术正成为研究复合材料损伤更加通用的方法。

本工作针对自研的原位聚合成型的碳纤维增强聚甲基丙烯酸甲酯(PMMA)基复合材料,首先研究获得一种优化的热压修复工艺。之后,通过标准冲击实验引入损伤,研究复合材料内部损伤类型与分布规律。使用优化的修复工艺,修复低速冲击损伤的复合材料。通过无损检测技术,评估此复合材料的损伤修复效果,并使用冲击后压缩标准测试方法,对比损伤与修复后复合材料的力学性能剩余量和恢复率。

1 实验

1.1 原材料与修复工艺

本文使用的原材料为原位聚合法成型的碳纤维织物增强PMMA基复合材料层合板。成型工艺简述如下:使用过氧化苯甲酰/N,N-二甲基对甲苯胺(BPO/DMT)氧化还原引发剂引发甲基丙烯酸甲酯(MMA)单体聚合,将三者按照一定比例混合后注入铺放了碳纤维的模具中,室温成型,纤维体积分数为56.3vol%。

修复工艺简述如下:使用真空热压工艺修复复合材料损伤制件,如图1所示。工艺包括以下步骤:(1)将损伤制件打好真空袋固定,抽真空;(2)快速升温至预定温度,加入设定气压,保温设定的时长;(3)维持压力不变,缓慢降温至70℃(1℃/min);(4)撤去外压,打开模具;(5)撤去真空,取出样件。根据试样的尺寸加工了辅助支撑金属框,避免试样边缘变形。

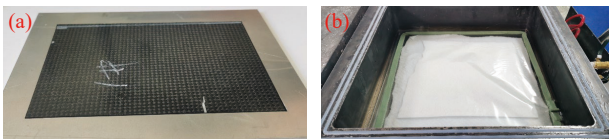


图1 (a) 试样支撑框; (b) 热压修复工艺

Fig. 1 (a) Support frame of samples; (b) Hot press repair process

1.2 复合材料热性能测试

依据ASTM D7028-07标准<sup>[26]</sup>,使用德国耐驰DMA试验机,对PMMA树脂基体和碳纤维增强PMMA基复合材料进行升温动态力学性能测试,获得样品玻璃化转变温度 $T_g$ 。加载方式为三点弯

模式, 升温速率为  $5^{\circ}\text{C}/\text{min}$ 。

依据 ASTM D648-18 标准<sup>[27]</sup>, 检测复合材料的热变形温度。测试负荷:  $1.82\text{ MPa}$ ; 升温速率:  $120^{\circ}\text{C}/\text{h}$ ; 跨距:  $100\text{ mm}$ ; 放置形式: 侧放; 传热介质: 硅油。

### 1.3 复合材料落锤冲击测试

依据 ASTM D7136-20 标准<sup>[28]</sup>, 使用 INSTRON-9350 万能试验机进行测试。试样内部纤维铺层为准各项同性铺层  $[(\pm 45)/(0, 90)]_{5s}$ 。其中试样尺寸为  $150\text{ mm} \times 100\text{ mm}$ , 名义厚度为  $4\text{ mm}$ , 标准冲击能量为  $26.8\text{ J}$  ( $6.7\text{ J}/\text{mm}$ ), 冲击头为直径  $16\text{ mm}$  的半球。

### 1.4 复合材料冲击后压缩性能测试

依据 ASTM D7137-17 标准<sup>[29]</sup>, 使用 INSTRON-5985 万能试验机进行测试。试样为首先引入冲击损伤的复合材料试样和进行过修复的复合材料试样, 试样尺寸均为  $150\text{ mm} \times 100\text{ mm}$ , 名义厚度为  $4\text{ mm}$ 。

### 1.5 复合材料断层扫描测试

采用工业  $300\text{ kV}$  微纳 CT 系统对复合材料冲击损伤的试样进行测试分析, 对比损伤试样修复前后缺陷的类型、数量与分布的差异。

## 2 结果与分析

本文分为两部分: (1) 研究合适的碳纤维增强 PMMA 基复合材料修复工艺参数; (2) 研究复合材料的低速冲击损伤类型及修复工艺对碳纤维增强 PMMA 基复合材料的修复效果。

### 2.1 碳纤维增强 PMMA 基复合材料修复工艺研究

使用热压修复工艺, 涉及的相关参数有温度、压力和时间。其中, 温度的设定尤为关键, 需要以树脂本体  $T_g$ 、热变形温度、热分解温度、黏流温度为依据确定大概的工艺温度范围。

#### 2.1.1 碳纤维增强 PMMA 基复合材料热性能测试

首先, 测得 PMMA 树脂基体与碳纤维增强 PMMA 基复合材料的  $T_g$ , 如图 2 所示。PMMA 树脂基体的  $T_g$  为  $92.5^{\circ}\text{C}$ , 碳纤维增强 PMMA 基复合材料的  $T_g$  为  $97.8^{\circ}\text{C}$ 。测得碳纤维增强 PMMA 基复合材料热变形温度为  $149^{\circ}\text{C}$ 。PMMA 树脂基体黏度如图 3 所示。可以看出, 在温度达到  $200^{\circ}\text{C}$  时, PMMA 树脂黏度约为  $6\,600\text{ Pa}\cdot\text{s}$ , 在温度达到  $220^{\circ}\text{C}$  时, 黏度约为  $2\,000\text{ Pa}\cdot\text{s}$ 。查阅聚合物手册<sup>[30]</sup> 可知 PMMA 的热分解温度为  $270^{\circ}\text{C}$ 。热塑性复合材料损伤修复需要树脂重新熔融流动, 同时又要避免

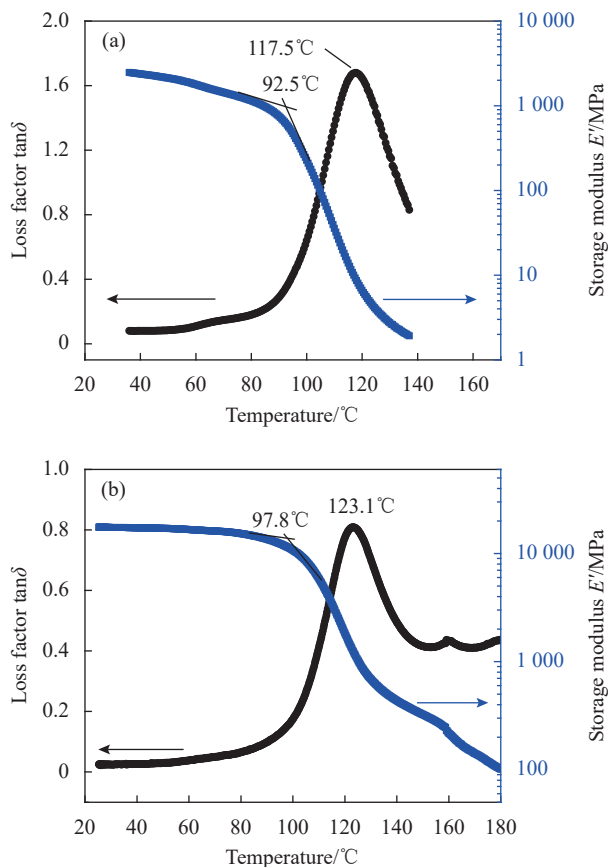


图2 聚甲基丙烯酸甲酯 (PMMA) 树脂基体 (a) 和 PMMA 基复合材料 (b) 的玻璃化转变温度  $T_g$

Fig. 2 Glass transition temperature  $T_g$  of polymethyl methacrylate (PMMA) resin (a) and PMMA composite (b)

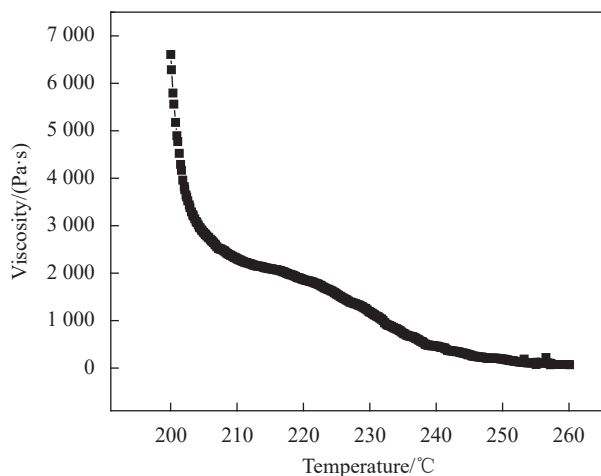


图3 PMMA 树脂基体流变测试结果

Fig. 3 Rheological test results of PMMA resins

温度过高引起树脂基体分解失效。综上, 初步确定修复温度应在  $150\sim 220^{\circ}\text{C}$  之间。

#### 2.1.2 碳纤维增强 PMMA 基复合材料修复工艺

为优化 PMMA 基复合材料热压修复工艺参数,



设计了相关实验。以两块 1 mm 厚 PMMA 基复合材料叠合在一起，模拟中间完全分层状态，然后 将 2 mm 的 PMMA 基复合材料在同样条件下进行 处理。以弯曲和短梁剪切性能表征修复性能，见 表 1。

表 1 整体成型与粘接 PMMA 基复合材料试样修复结果对比

Table 1 Comparison of repair results between one-piece and bonded PMMA composite samples

Specimen number	Treatment process	Bending strength/MPa		Bending modulus/GPa		Short-beam shear strength/MPa	
		One-piece	Bonded	One-piece	Bonded	One-piece	Bonded
1	0.1 MPa/180℃/10 min	565	503	47.3	41.9	37.1	40.9
2	0.1 MPa/200℃/10 min	224	136	34.9	25.9	20.4	19.7
3	0.4 MPa/200℃/10 min	708	501	39.5	44.1	52.6	47.5
4	0.75 MPa/160℃/10 min	700	619	54.5	46.1	54.1	19.0
5	0.75 MPa/180℃/10 min	722	696	50.9	44.4	52.2	42.9
6	0.75 MPa/200℃/10 min	693	639	50.2	44.2	50.1	46.1
7	0.75 MPa/220℃/10 min	194	298	38.2	36.6	14.5	23.8
8	1.0 MPa/180℃/10 min	684	628	43.8	38.4	53.3	53.5
9	1.0 MPa/200℃/10 min	642	525	44.1	37.8	49.9	50.2
10	1.0 MPa/200℃/30 min	Bulging	Bulging	Bulging	Bulging	Bulging	Bulging

首先，在同一压力下对比不同温度对复合材料试样的弯曲与短梁剪切性能的影响，如图 4 所示。可以看出，随着处理温度的提高，2 mm 复合材料弯曲和短梁剪切强度呈现降低的趋势，1 mm 粘接的复合材料弯曲和短梁剪切强度呈现出先增加后降低的趋势。这一结果表明在 160℃ 下对复合材料进行热压处理，两层之间的粘接性能提升小。在 180~200℃ 下对复合材料进行热压处理，能够较大的提高复合材料两层的粘接效果，使两个分离的 1 mm 复合材料板材的层间性能提高至与整体复合材料基本相当的水平。在 220℃ 下处理，复合材料的原本力学性能降低较严重。

对比 180℃ 处理和 200℃ 处理的复合材料弯曲性能，二次粘接试样的弯曲强度提高最大的处理温度为 180℃。对比 180℃ 处理和 200℃ 处理的复合材料短梁剪切性能，二次粘接试样的短梁剪切性能提高最大的处理温度为 200℃。因此，针对这两个温度，改变压力的参数，进行性能对比。其中 200℃ 的弯曲强度和短梁剪切强度随工艺压力的变化如图 5 所示。可以看出，整体成型复合材料的弯曲和短梁剪切强度随处理压力的增加呈先增加后降低的规律。而二次粘接复合材料的短梁剪切强度随着工艺压力的增加，先快速增加，后缓慢增加。其中，处理压力为 0.1 MPa 时，弯

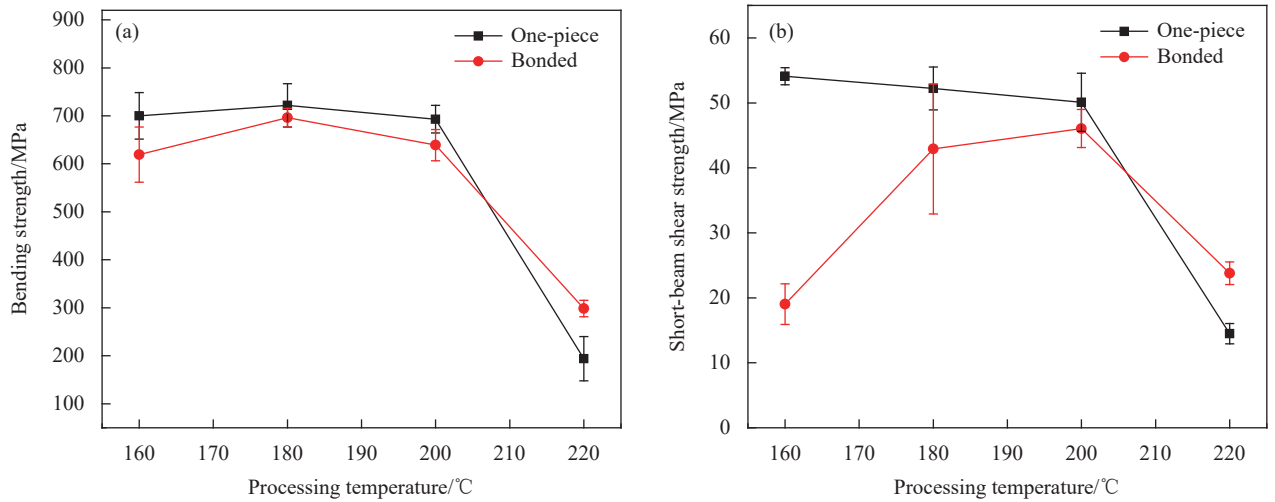


图 4 处理压力为 0.75 MPa 时 PMMA 基复合材料弯曲强度 (a) 和短梁剪切强度 (b) 与处理温度关系

Fig. 4 Relationship between the bending strenght (a) and short-beam shear strength (b) of PMMA composites and the treatment temperature under 0.75 MPa

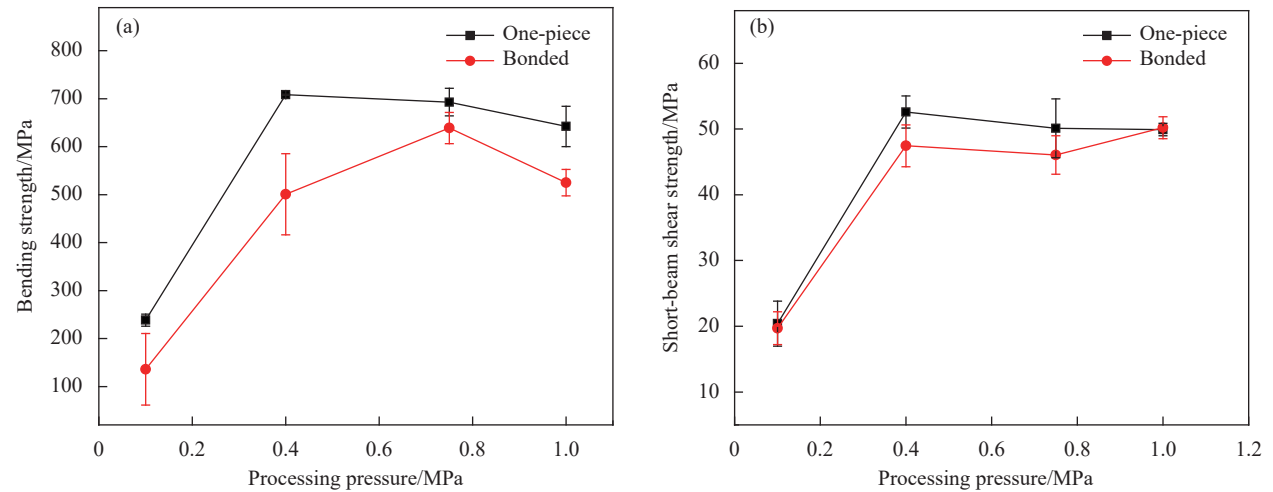


图5 处理温度为 200℃ 时 PMMA 基复合材料弯曲强度 (a) 和短梁剪切强度 (b) 与处理压力关系

Fig.5 Relationship between the bending strenght (a) and short-beam shear strength (b) of PMMA composites and the treatment pressure under 200℃

曲强度和短梁剪切强度均很低。当处理压力提高至 0.4 MPa 后，无论是整体成型的复合材料还是二次粘接复合材料，强度均显著提高。综合来看，当处理压力达到 0.75 MPa 时，弯曲强度达到最高，短梁剪切强度也达到较高值。

对比 9 号和 10 号试样，肉眼观察发现 10 号试样在处理完成后表面出现了严重的鼓包，说明材料内部分层严重，因此 10 号试样未进行力学性能测试。此结果表明在较高的温度下处理时间过长，会严重降低 PMMA 复合材料的修复效果。

综合以上数据对比，可以得出结论。首先，在处理温度较高 (>200℃)、处理压力较低 (<0.4 MPa) 和处理时间过长 (>10 min) 的情况下，复合材料的力学性能均很差。其中，处理温度过高和处理时间过长所导致的性能下降可以归纳为同一原因，即树脂在高温下内部小分子的膨胀和 PMMA 聚合物链解聚共同导致的基体性能下降。而处理压力较低导致力学性能低的原因则为树脂在高温处理时，内部的小分子和其他挥发物的气压随温度的升高而增加。当外部压力不足以使这些小分子物质维持液态的形态时，这些物质就会在复合材料内部以气体的形态占据更大的体积。冷却降温后，这些体积会于复合材料内部形成空腔，严重影响材料本身的力学性能。

通过工艺处理和性能检测结果可以总结得出：合适的处理温度可发挥 PMMA 基体粘接性的同时不大量解聚以致降低力学性能。此外，足够的压力是维持材料内部的少量挥发份保持原有形态不大量气化造成鼓包等缺陷的前提。

然而，随着处理压力的增加，材料的弯曲性能呈现先增加后降低的规律，材料的短梁剪切强度却并未在较高的压力 (1.0 MPa) 下降降低。说明在较高的压力下，更有利于材料粘接。此时，弯曲强度理论上应该随之增加。然而实验结果表明，材料的强度和模量均不同程度的降低。说明在较高的压力下处理，复合材料内部纤维本身的排列受到影响，导致弯曲性能下降。

单独比较弯曲强度和弯曲模量及短梁剪切强度数值，弯曲强度最高为 5 号试样，二次粘接试样处理后的弯曲强度达到了 696 MPa；弯曲模量最高为 4 号试样，二次粘接试样处理后的弯曲模量达到了 46.1 GPa；短梁剪切强度最高为 8 号试样，二次粘接试样处理后的短梁剪切强度达到了 53.5 MPa。然而，这三个试样的性能均有明显的缺陷。4 号试样修复后，短梁剪切强度仅为 19 MPa。与一次成型的复合材料相比，层间性能降低太多。对比 6 号试样的性能，8 号试样的模量较低，5 号试样的短梁剪切强度较低。

由表 1 还可以看出，6 号试样 3 个性能均达到了较高的数值，弯曲强度为 639 MPa，弯曲模量为 44.2 GPa，短梁剪切强度为 46.1 MPa。经过 6 号的处理工艺处理后，二次粘接复合材料的三项性能均达到了一次成型复合材料性能的 88%~92%。综合对比确定，碳纤维增强 PMMA 基复合材料的优化修复工艺为 200℃，0.75 MPa 保持 10 min。

**2.2 碳纤维增强 PMMA 基复合材料损伤与修复研究**

测试发现，碳纤维增强 PMMA 基复合材料在此热压工艺下可以修复，试样外观如图 6 所示。

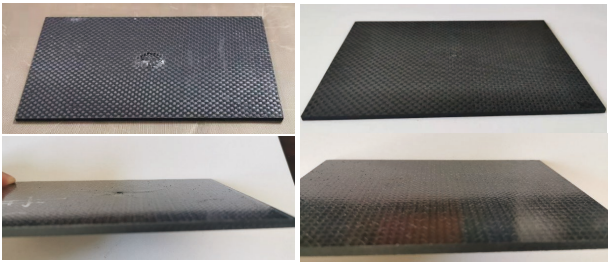


图6 碳纤维增强 PMMA 基复合材料修复前(左)和修复后(右)  
Fig.6 Carbon fiber reinforced PMMA composites before repair (left) and after repair (right)

修复前试样冲击损伤部位有一直径 17 mm,深 0.79 mm 的凹坑。使用优化的工艺修复后,试样中间原凹坑部位恢复平整,仅在表面有少量条纹状起伏。使用游标卡尺对修复前后的试样厚度进行测量统计,如表 2 所示。结果表明,通过修复工艺处理后,损伤试样的平均厚度变化<1%。

表 2 PMMA 基复合材料修复前后试样厚度 Table 2 Thicknesses of PMMA composite samples before and after repair		
	Before/mm	After/mm
1	3.99	4.02
2	3.97	4.00
3	3.98	4.00
4	4.02	4.03
Average	3.99	4.01

2.2.1 碳纤维增强 PMMA 基复合材料冲击修复效果  
进一步,借助超声 C 扫与 CT 无损检测技术,对复合材料的修复效果进行了表征,如图 7 所示。可以得到四条基本结论:

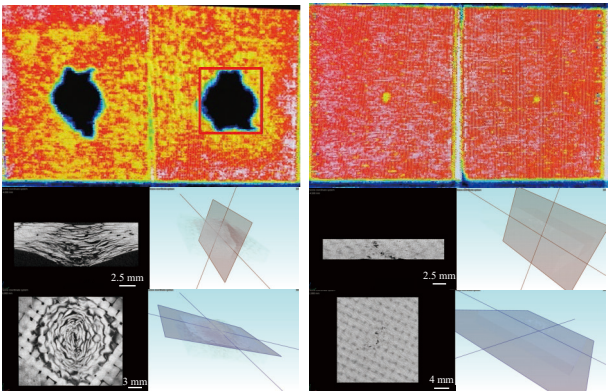


图7 碳纤维增强 PMMA 基复合材料修复前(左)和修复后(右)的损伤状态  
Fig. 7 Damage conditions of carbon fiber reinforced PMMA composites before repair (left) and after repair (right)

(1) 超声 C 扫检测和 CT 断面扫描检测可对比得出,修复前后试样的缺陷差异很大。修复前的

试样损伤部位包含大量缺陷,修复后的试样损伤部位缺陷较少。冲击对复合材料中心部位造成了严重破坏,对于周边区域也造成了一定程度的分层缺陷损伤;

(2) 对于此低速冲击损伤,超声 C 扫检测能获得清晰的损伤部位形状和边界,而 CT 断层扫描能够得到损伤部位内部缺陷的具体信息。因此,使用 C 扫对复合材料损伤区域进行确定,使用 CT 对复合材料内部的损伤类型进行细节的分析;

(3) 从 CT 断层扫描结果可以看出,试样冲击损伤缺陷包含大量的纵向开裂、分层和纤维断裂。其中,从冲击接触面至冲击背离面,形变逐渐增大,损伤类型逐渐从纵向开裂和分层为主转变为纤维断裂为主;

(4) 从 CT 断层扫描结果可以看出,试样在经过修复工艺后,恢复了原本平整的形貌。冲击导致的基体开裂和分层缺陷大部分重新融合成完整的部分,仅有少量孔隙留存在试样内部。

进一步的,通过 CT 和横切面金相分析评估了碳纤维增强 PMMA 基复合材料的修复效果。由于 PMMA 树脂基体在加热条件下可以熔融流动,在这一状态下施加合适的外部压力就可以将原本分离的试样部分结构通过基体的粘接作用进行修复。使用 CT 技术获取了修复前后试样的横纵截面状态,选取几个典型的部位,侧截面如图 8 所示,垂直截面如图 9 所示,左侧是复合材料试样修复前的状态,右侧是同一位置修复后的复合材料试样断面状态。图 8 从左至右为等间距截取试样损伤部位的横截面图。图 9 从左至右为等间距截取试样损伤部位的纵截面图。

测量缺陷分布的顶圆直径  $L_1$  和底圆直径  $L_2$ ,发现顶圆直径从修复前的 17.8 mm 降低至修复后的 7.4 mm,底圆直径从修复前的 4.6 mm 降低至修复后的 1.0 mm,见图 10。这一结果说明,热压修复后试样的损伤缺陷分布区域显著减少。结合 C 扫结果可以证实,修复前中心部位大片的损伤和周围部位的分层损伤均得到了良好的修复。修复前的缺陷是连续的、整层的,修复后的缺陷相对孤立且零散分布。

修复后碳纤维增强 PMMA 基复合材料内部缺陷状态取样如图 11 所示。可以发现,冲击接触面的损伤变形基本恢复,达到原本制件的形貌。在试样冲击接触面附近,缺陷为分布于纤维束束间富树脂区域的少量孔隙及少量的横向纤维束开裂



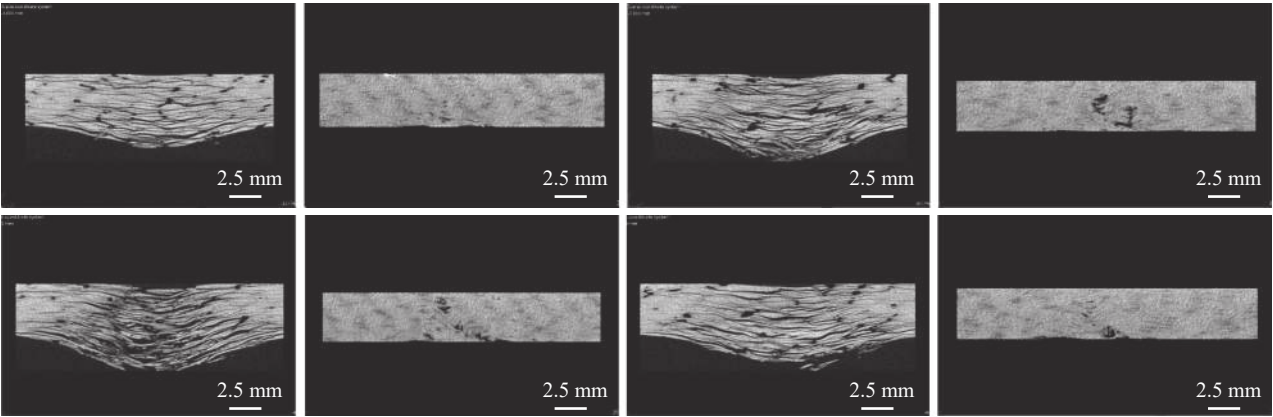


图 8 冲击损伤 PMMA 基复合材料试样修复前(左)后(右)横截面 CT 扫描结果对比

Fig. 8 Comparison of cross section CT scan results before (left) and after (right) repair of impact damaged PMMA composites samples

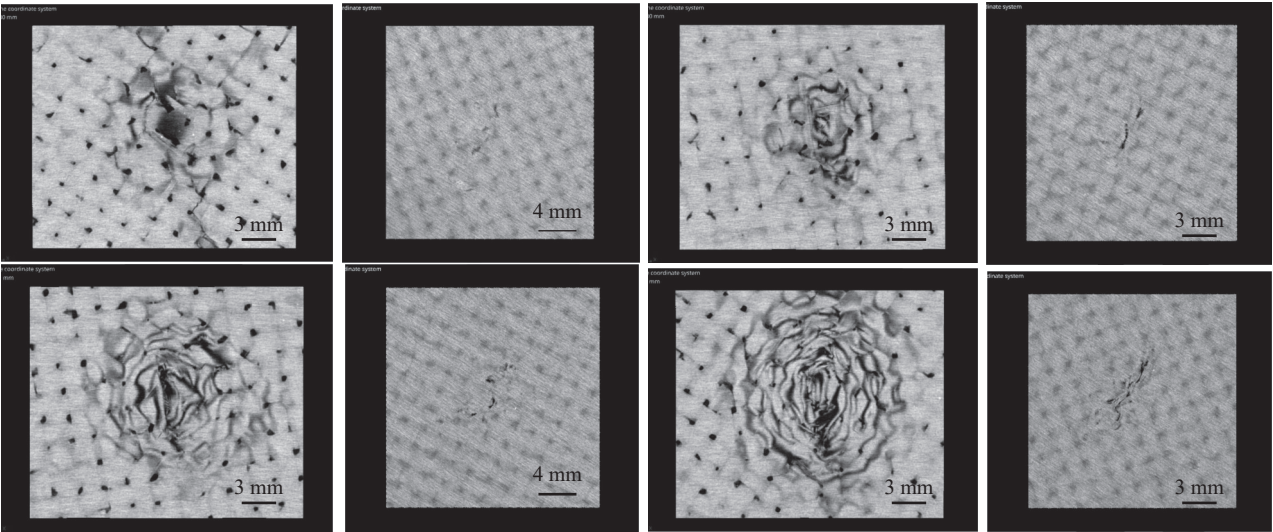


图 9 冲击损伤试样修复前(左)后(右)PMMA 基复合材料厚度方向截面 CT 扫描结果对比

Fig. 9 Comparison of CT scan results of thickness direction section of PMMA composites before and after impact damage repair

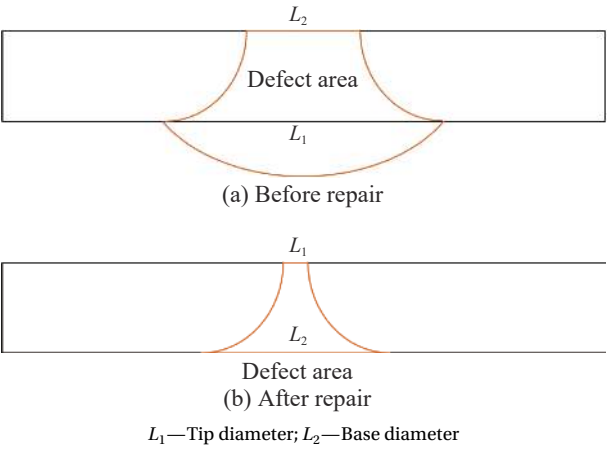


图 10 修复前后 PMMA 基复合材料内部缺陷分布区域

Fig. 10 Defect area of PMMA composites before and after repair

后未能整齐排列的形貌。根据复合材料承载的混合定律，可以认为靠近冲击面区域的力学性能基

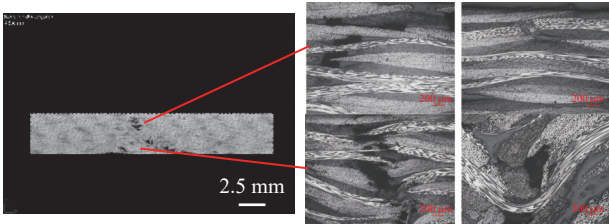


图 11 碳纤维增强 PMMA 基复合材料试样不同损伤部位修复后取样图

Fig. 11 Diagrams of different damaged parts of carbon fiber reinforced PMMA composite samples after repair

本恢复至原复合材料水平。

图 11 表明，在试样冲击背离面附近区域，缺陷呈现大面积聚集的垂直于厚度方向的孔隙及垂直厚度方向的纤维束挤压扭曲状形貌。这种形貌的形成是由于试样修复前破坏区域呈全角度放射状分布，如图 10 所示。在经历热压时，由于纤维



排布的错乱，损伤部分向内收缩的形变过程不是冲击损伤的完全逆过程。因此在恢复原本试样外形的过程中，破碎的试样内部经历了互相挤压变形、扭转、旋转等过程，最终形成了图 11 中的紊乱形貌。而这一纤维断裂和扭曲的结构会显著影响复合材料力学性能，降低原有强度。

观察修复的试样内部整体形貌，纤维增强 PMMA 基复合材料在冲击形变较小时，主要发生基体开裂和分层损伤，这一损伤能够在热压修复后全部恢复。在形变较小时，由于纤维断裂少，因此力学性能降低不明显。而在冲击形变较大时，破坏的模式包括了较多纤维的断裂。纤维断裂的缺陷仅通过热压修复工艺不能恢复至原本试样内部状态，因此力学性能显著降低。

2.2.2 碳纤维增强 PMMA 基复合材料冲击损伤类型

首先，损伤试样的超声 C 扫结果表明，在标准冲击能量下，碳纤维增强 PMMA 基复合材料的严重损伤范围为以冲击点为中心，长宽约为试样边长三分之一 (50 mm×33 mm) 的矩形框内。由于冲击头为半球状，因此缺陷分布边界大致呈圆形。由于复合材料层合结构，部分分层缺陷沿层间扩展，形成几个方向的突出分布。

根据超声 C 扫检测确定的严重损伤区域范围，确定了显微 CT 的扫描区域。根据试样断面显微拍照技术，对试样内部损伤的变化前后对比分析。修复前试样内部损伤情况取样如图 12 所示。

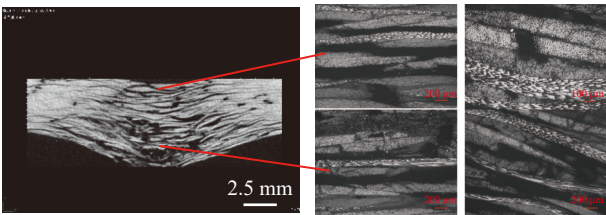


图 12 碳纤维增强 PMMA 基复合材料不同损伤部位缺陷取样图  
Fig. 12 Defect sampling diagram of carbon fiber reinforced PMMA composites at different injury sites

可以发现，试样冲击接触面的缺陷多为纵向开裂和沿纤维束分布的分层。靠近试样冲击背离面的缺陷呈现大面积聚集的分层、横向纤维束的碎裂及纵向纤维束的断裂。此结果说明，试样在受到冲击时，大部分损伤发生在背离冲击的部位。

损伤试样的分层缺陷如图 13 所示。可以观察到，分层裂痕大部分完全贴合纤维束的边界，分布在相邻纤维束束间。

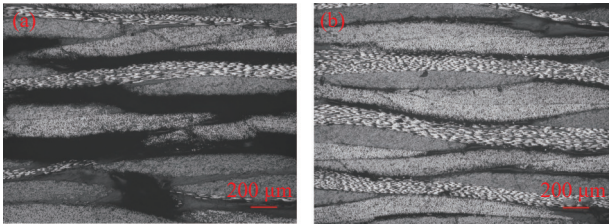


图 13 碳纤维增强 PMMA 基复合材料冲击后分层缺陷  
Fig. 13 Post-impact delamination defects of carbon fiber reinforced PMMA composites

Bouvet 等<sup>[31]</sup>的研究中详细解释了这一缺陷产生的机制。简单来说，复合材料在受到冲击作用时，整体的受力状况类似于多方向弯曲受力的集合。冲击接触面受压，冲击背离面受拉，中间层受剪切力作用。由于复合材料的增强体为高强度的纤维，因此在这一作用下，受拉伸状态的横向纤维与树脂界面和树脂基体首先开裂，表现为横向和纵向纤维束的开裂。之后，由于横向和纵向开裂的裂纹扩展诱发了沿整层纤维束的分层。

这一分层缺陷形成的过程解释了分层缺陷沿纤维束分布，且总与纵向开裂同时出现的原因。在本研究中同样找到了大量的纵向开裂与分层伴随出现的形貌，如图 14(a) 所示。在试样内部变形量大、受力集中的位置观察到了纤维断裂的现象，如图 14(b) 所示。可以从这一纤维断裂的形貌中看出，纤维断裂面会形成大范围的孔隙缺陷，这些缺陷难以恢复。

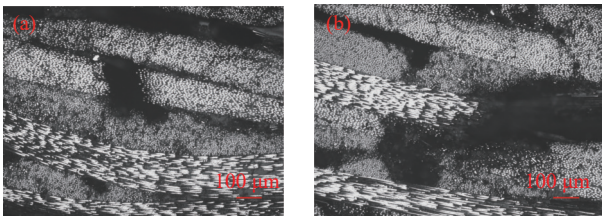


图 14 碳纤维增强 PMMA 基复合材料纵向开裂与分层缺陷的伴随出现形貌  
Fig. 14 Concomitant morphology of longitudinal cracking and delamination defects of carbon fiber reinforced PMMA composites

综合对比冲击损伤碳纤维增强 PMMA 基复合材料的缺陷类型和缺陷数量，可以发现在冲击作用下，碳纤维增强 PMMA 基复合材料发生了大量横纵向开裂和分层缺陷，纤维断裂主要发生在冲击背离面。复合材料吸收冲击能量依赖于树脂的变形、开裂和纤维的断裂，由于树脂先于纤维破坏，提高树脂基体的韧性能够进一步提高复合材料的抗冲击性能。

2.2.3 碳纤维增强 PMMA 基复合材料冲击后压缩强度恢复率

冲击前试样的压缩强度、冲击后未修复试样的压缩强度与冲击后修复试样的压缩强度对比如图 15 所示。可以看出，受冲击损伤的复合材料压缩性能降低至未损伤复合材料的 45.6%。经过修复后，试样的压缩强度恢复至未受冲击试样的 85.7%。未冲击试样、冲击试样、修复试样的压缩强度对比为 1 : 0.456 : 0.857。

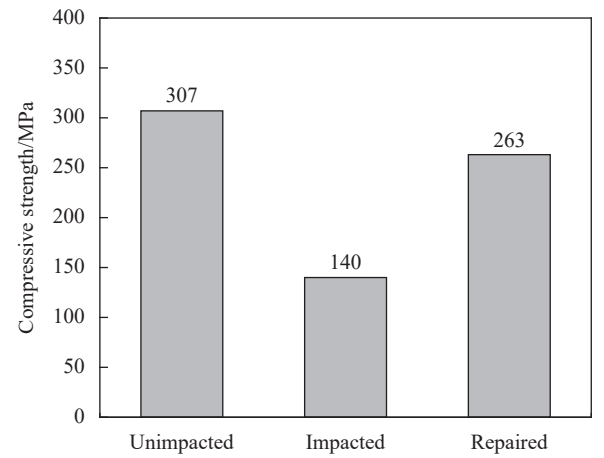


图 15 未冲击试样、冲击损伤试样与修复后 PMMA 基复合材料试样压缩强度对比

Fig. 15 Comparison of compressive strength of unimpacted, damaged and repaired PMMA composite samples

冲击后修复试样的破坏断口如图 16 所示，可以看出修复后复合材料断口的上下平面向纤维断裂严重的方向转折，在纤维断裂面形成了裂纹沿横向扩展的断裂形貌。说明复合材料损伤部位的内部纤维断裂对压缩强度影响显著，正是引起断裂的裂纹源头。

结合压缩数据与损伤状态可以得出，低速冲击损伤对碳纤维增强 PMMA 基复合材料的压缩强度影响显著。使用设定的热压修复工艺修复后，复合材料的压缩性能显著提高。说明使用热压修复能够达到修复此复合材料的目标，修复效果良好。修复后的力学性能较原本的试样降低有两方面原因：一方面为损伤区域的纤维断裂导致整体承受压缩载荷的能力降低；另一方面为修复后复合材料内部的缺陷结构导致裂纹从此处萌发的几率大大提高。

图 17 为损伤和修复 PMMA 基复合材料冲击后压缩强度曲线。可以看出，复合材料在压缩载荷下均为达到最大应力后突然破坏的模式。说明

复合材料破坏是由裂纹扩展导致的瞬间失效，这种失效模式表明试样的整体压缩性能发挥到了最大。两条曲线的斜率大致相同，表明损伤与修复的试样压缩模量基本相同。

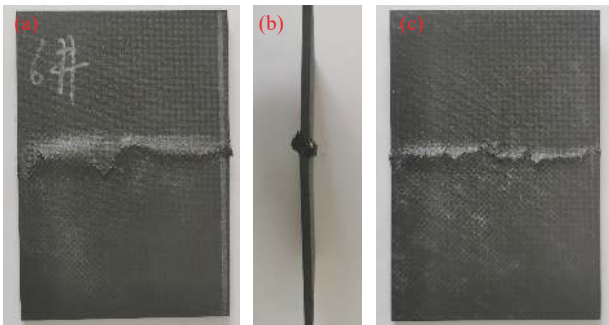


图 16 损伤后修复 PMMA 基复合材料试样冲击后压缩破坏形貌：(a) 正视图；(b) 侧视；(c) 后视

Fig. 16 Compression failure morphology of PMMA composites after impact damage repaired: (a) Front view; (b) End view; (c) Back view

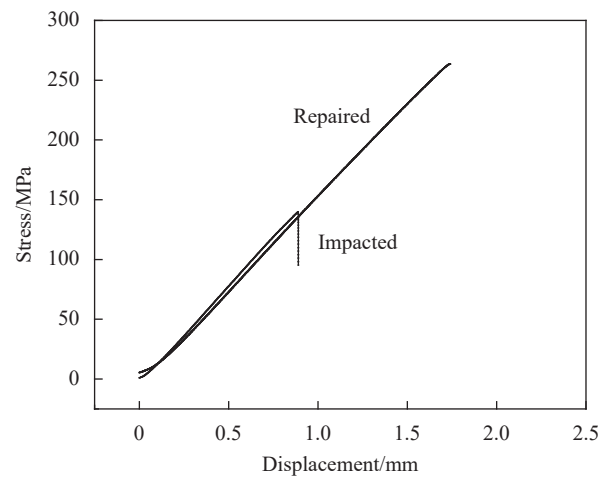


图 17 损伤和修复 PMMA 基复合材料冲击后压缩强度曲线

Fig. 17 Compressive strength curves of damaged and repaired PMMA composites after impact

综上，基于无损检测和断面金相检测结果，热压修复工艺对冲击带来的基体开裂和分层损伤修复效果良好。热压修复工艺虽然无法使断裂的纤维重新连接，然而基于复合材料的承载机制，不连续纤维在树脂基体良好粘接的情况下仍然能够起到一定的承载能力。因此，热压修复工艺对于纤维断裂部位，仍然具有不可忽视的修复效果。结合压缩破坏的强度数值与载荷曲线可以证实，经热压修复后，复合材料的压缩破坏是冲击点修复后的内部缺陷引发的。加之此处的纤维断裂，性能较其他部位更加薄弱，因此形成了失效引发点。结合断面分析与压缩性能数据，热压修复工

艺对低速冲击损伤的碳纤维增强 PMMA 基复合材料的修复效果良好,修复后复合材料的性能提高了将近 1 倍,达到了未损伤复合材料压缩性能的 85.7%。

3 结论

基于聚甲基丙烯酸甲酯 (PMMA) 基复合材料易修复的特点,通过修复工艺研究,确定了碳纤维增强 PMMA 基复合材料优化的修复工艺参数及研究了低速冲击下复合材料的损伤行为和修复效果,主要得出了以下 3 点结论:

(1)碳纤维增强 PMMA 基复合材料的修复需要在适当工艺下进行。修复后复合材料的力学性能随修复温度的升高先增加后降低,随修复压力的升高先增加后降低,随修复时间的增加而降低。综合结果表明,在 200℃、0.75 MPa 压力下保持 10 min 可以获得较好的修复效果;

(2)低速冲击对碳纤维增强 PMMA 基复合材料的损伤主要包括两方面:变形量较小区域的纵向开裂和分层及变形量较大区域的纤维断裂。经过热压修复后,PMMA 基复合材料外形恢复良好,损伤区域显著减少,复合材料内部的基体开裂与分层等损伤恢复良好;

(3)获得了冲击前试样、冲击后未修复试样与冲击后修复试样的压缩强度。经热压修复后,复合材料压缩强度从冲击后的 140 MPa 恢复至 263 MPa,达到了未冲击复合材料压缩性能(307 MPa)的 85.7%。

热压修复方法较以往的挖补等修复方法操作难度降低,修复材料和设备需求降低,提高了复合材料现场维护效果,降低了维护成本,可作为热塑性树脂基复合材料现场维护应急方案之一。

参考文献:

[1] ANDREW J J, ARUMUGAM V, SARAVANAKUMAR K, et al. Compression after impact strength of repaired GFRP composite laminates under repeated impact loading[J]. Composite Structures, 2015, 133: 911-920.

[2] SLATTERY P G, MCCARTHY C T, O'HIGGINS R M. Assessment of residual strength of repaired solid laminate composite materials through mechanical testing[J]. Composite Structures, 2016, 147: 122-130.

[3] CHIU W K, ZHOU Z, WANG J, et al. Battle damage repair of a helicopter composite main rotor blade[J]. Composites Part B: Engineering, 2012, 43(2): 739-753.

[4] REYES G, SHARMA U. Modeling and damage repair of

woven thermoplastic composites subjected to low velocity impact[J]. Composite Structures, 2010, 92(2): 523-531.

[5] GANESH V V, CHAWLA N. Effect of particle orientation anisotropy on the tensile behavior of metal matrix composites: Experiments and microstructure-based simulation[J]. Materials Science & Engineering A, 2005, 391(1-2): 342-353.

[6] NAEBE M, ABOLHASANI M M, KHAYYAM H, et al. Crack damage in polymers and composites: A review[J]. Polymer Reviews, 2016, 56(1): 31-69.

[7] KANG T J, KIM C. Impact energy absorption mechanism of largely deformable composites with different reinforcing structures[J]. Fibers & Polymers, 2000, 1(1): 45-54.

[8] BALLERE L, VIOT P, LATAILLADE J L, et al. Damage tolerance of impacted curved panels[J]. International Journal of Impact Engineering, 2009, 36(2): 243-253.

[9] TAMIN M N. Micromechanical analysis of mode I crack growth in carbon fibre reinforced polymers[M]//Damage and Fracture of Composite Materials and Structures. Berlin: Springer, 2012.

[10] RKOLOOR S, ABDUL-LATIFJ A, GONG X, et al. Evolution characteristics of delamination damage in CFRP composites under transverse loading[M]. Berlin: Springer, 2012.

[11] TAMIN M N. Damage and fracture of composite materials and structures[J]. Advanced Structured Materials, 2012, 18(2): 265-273.

[12] GUILLAUMAT L, BATSALE J C, MOURAND D. Real time infrared image processing for the detection of delamination in composite plates[J]. Composites Part A: Applied Science & Manufacturing, 2004, 35(7-8): 939-944.

[13] USAMENTIAGA R, VENEGAS P, GUEREDIAGA J, et al. Automatic detection of impact damage in carbon fiber composites using active thermography[J]. Infrared Physics & Technology, 2013, 58: 36-46.

[14] MAIER A, SCHMIDT R, OSWALD-TRANTA B, et al. Non-destructive thermography analysis of impact damage on large-scale CFRP automotive parts[J]. Materials, 2014, 7(1): 413-429.

[15] IBRAHIM M E, SMITH R A, WANG C H. Ultrasonic detection and sizing of compressed cracks in glass- and carbon-fibre reinforced plastic composites[J]. NDT & E International, 2017, 92: 111-121.

[16] CASTAINGS M, SINGH D, VIOT P. Sizing of impact damages in composite materials using ultrasonic guided waves[J]. NDT & E International, 2012, 46: 22-31.

[17] POLIMENO U, MEO M, ALMOND D P, et al. Detecting low velocity impact damage in composite plate using non-linear acoustic/ultrasound methods[J]. Applied Composite Materials, 2010, 17(5): 481-488.



- [18] CLOETENS P, PATEYRON-SALOME M, BUFFIERE J Y, et al. Observation of microstructure and damage in materials by phase sensitive radiography and tomography[J]. *Journal of Applied Physics*, 1997, 81(9): 5878-5886.
- [19] DAVIS G R, ELLIOTT J C, LEE W K, et al. Fatigue cracks in aluminum samples studied with X-ray phase contrast imaging and with absorption microtomography[J]. *Advances in X-Ray Analysis*, 2002, 45: 123-126.
- [20] WRIGHT P, FU X, SINCLAIR I, et al. Ultra high resolution computed tomography of damage in notched carbon fiber—Epoxy composites[J]. *Journal of Composite Materials*, 2008, 42(19): 1993-2002.
- [21] KING A, JOHNSON G, ENGELBERG D, et al. Observations of intergranular stress corrosion cracking in a grain-mapped polycrystal[J]. *Science*, 2008, 321(5887): 382-385.
- [22] POULSEN H F, NIELSEN S F, LAURIDSEN E M, et al. Three-dimensional maps of grain boundaries and the stress state of individual grains in polycrystals and powders[J]. *Journal of Applied Crystallography*, 2001, 34(6): 751-756.
- [23] LARSON B C, YANG W, ICE G E, et al. Three-dimensional X-ray structural microscopy with submicrometre resolution[J]. *Nature*, 2002, 415(6874): 887-890.
- [24] ROLLAND H, SAINTIER N, WILSON P, et al. In situ X-ray tomography investigation on damage mechanisms in short glass fibre reinforced thermoplastics: Effects of fibre orientation and relative humidity[J]. *Composites Part B: Engineering*, 2017, 109: 170-186.
- [25] COSMI F, BERNASCONI A. Micro-CT investigation on fatigue damage evolution in short fibre reinforced polymers[J]. *Composites Science & Technology*, 2013, 79: 70-76.
- [26] ASTM. Standard test method for glass transition temperature (DMA  $T_g$ ) of polymer matrix composites by dynamic mechanical analysis (DMA): ASTM D7028-07[S]. West Conshohocken: ASTM International, 2007.
- [27] ASTM. Standard test method for deflection temperature of plastics under flexural load in the edgewise position: ASTM D648-18[S]. West Conshohocken: ASTM International, 2018.
- [28] ASTM. Standard test method for measuring the damage resistance of a fiber-reinforced polymer matrix composite to a drop-weight Impact event: ASTM D7136/D7136 M-20[S]. West Conshohocken: ASTM International, 2020.
- [29] ASTM. Standard test method for compressive residual strength properties of damaged polymer matrix composite laminates: ASTM D7137/D7137 M-17[S]. West Conshohocken: ASTM International, 2017.
- [30] WYPYCH G. Handbook of polymers: Second edition[M]. Toronto: ChemTec Publishing, 2016.
- [31] BOUVET C, RIVALLANT S. Damage tolerance of composite structures under low-velocity impact[J]. *Dynamic Deformation, Damage and Fracture in Composite Materials and Structures*, 2016, 19: 7-33.