http://pmse.scu.edu.cn

模压工艺参数对连续碳纤维增强聚醚醚酮复合板材低速冲击性能的影响

刘 超[1,2,3], 吴 举[2,3,4], 高 宇[2,3], 邹爱玲[1,5], 张 群[1,5], 李 跃[2,3], 朱 姝[2,3]

(1. 先进成形技术与装备全国重点实验室, 北京 101400; 2. 东华大学 材料科学与工程学院, 上海 201620;
3. 东华大学先进纤维材料全国重点实验室 民用航空复合材料协同创新中心, 上海 201620; 4. 上海飞机制造有限公司, 上海 201324;
5. 北京机科国创轻量化科学研究院有限公司, 北京 101400)

摘要:为解决连续碳纤维增强聚醚醚酮(CF/PEEK)在模压成型中因纤维/基体界面浸润性不足及层间孔隙缺陷导致板材冲击性能低的难题,获得高质量成型工艺,文中探讨了成型温度、成型压力、冷却速率对 CF/PEEK 低速冲击性能的影响,采用金相显微分析及超声 C 扫描表征方法分析了界面浸润性能和冲后层间损伤。结果表明,在所研究的成型工艺窗口范围内,复合材料承受冲击载荷和吸收冲击能量能力随温度的升高而降低,随压力的升高先升高后降低,随冷却速率的提高而提高;在成型温度 395 ℃,压力 0.6 MPa,冷却速率-22 ℃/min 下,树脂浸润性显著改善,孔隙率降低,冲击韧性提升;该工艺参数组合(相较于控制组 No.1:395 ℃/0.6 MPa/-4 ℃/min)使材料冲击最大载荷提高 28.3%,能量吸收效率达 79.6%,同时显著改善了界面浸润性,减少了层间孔隙和冲击后的分层损伤面积。

关键词:连续碳纤维增强聚醚醚酮复合材料;模压工艺;低速冲击性能;层间损伤
中图分类号:TQ327.3 **文献识别码**:A **文章编号**:1000-7555(2026)04-0079-11

连续碳纤维增强聚醚醚酮(CF/PEEK)复合板材凭借其高比强度、高温稳定性、优异的耐疲劳性和化学稳定性,在航空航天、汽车及其他高性能结构领域展现出巨大应用潜力[1~6]。在实际工程中,复合材料常面临低速冲击等外力作用,当纤维/树脂界面浸润性较差时,外部冲击往往会诱发内部裂纹扩展,造成界面破坏或层间失效,这直接影响到结构的耐损伤能力及使用寿命[7~13]。因此,有效调控成型工艺参数,优化 CF/PEEK 复合材料界面浸润性与微观结构,是提升 CF/PEEK 复合材料低速冲击性能的关键,这要求在复合材料的加工及成型过程中,必须重点关注纤维与基体间的界面浸润性及材料微观结构。

当前,CF/PEEK 复合材料制备主要采用自动铺带、树脂传递模塑(RTM)和压制成型(模压工艺)等方法[14]。其中,模压工艺因成型周期短、设备成熟、生产效率高且能在较大面积上实现均匀加压而被广泛应用[15]。但在实际模压过程中仍存在诸多技术难题,一方面,碳纤维与 PEEK 之间的界面浸润性直接决定了材料整体质量,低温时树脂流动性不足,而温度过高则易使树脂过度流动甚至分解,均可能导致内部孔隙率增大,局部纤维含量过高[16];另一方面,加工参数中成型压力和冷却速率对基体的结晶行为及微观结构具有显著影响,进而间接决定了低速冲

doi: 10.16865/j.cnki.1000-7555.2026.0050
收稿日期: 2025-04-21
基金项目: 先进成形技术与装备全国重点实验室开放项目研究基金(SKL2024003); 国家重点研发计划资助(2024YFB3712802, 2024YFB3712803); 国家自然科学基金资助项目(52505410); 中央高校基本科研业务费专项资金资助(2232024D-10); 上海市自然科学基金面上项目(24ZR1400700); 2024 年度江苏省制造强省建设专项资金"1650"产业体系协同攻关项目(2024-114-8)
通讯联系人: 高宇, 主要从事热塑性复合材料研究, E-mail: gaoyu88@dhu.edu.cn;
朱姝, 主要从事热塑性复合材料研究, E-mail: zhushu@dhu.edu.cn

击下材料的能量吸收能力[17]。因此,通过调控模压工艺参数实现 CF/PEEK 复合板材高性能应用既要保证树脂充分浸润,又需避免因工艺不当引发的缺陷。

近年来,国内外学者围绕 CF/PEEK 复合材料的成型工艺与性能关系开展了大量研究,重点探讨了成型温度、压力和冷却速率对冲击能量吸收和残余强度的影响[18~20]。这些研究指出,在适宜的成型温度下,PEEK 基体分子运动充分,可均匀包覆碳纤维表面,从而提高界面黏结强度[18];适中的成型压力可促进树脂渗透,降低板材孔隙率,增强抗冲击性能[19];同时,合理的冷却速率不仅能调控基体结晶,还对复合材料抗冲击性能起关键作用[20]。尽管这些研究明确了单一参数的调控规律,但熔融热塑性树脂的黏度受成型温度和保温时间等因素的影响[21],热塑性复合材料的热成型固化工艺参数不是相互独立的,而是相互影响的,对冲击载荷下损伤演化与微观结构缺陷的关联性分析仍需深化,这些未解决的问题使得工艺参数优化缺乏系统性,难以兼顾界面浸润性与基体韧性的协同提升。此外,以往研究大部分采用单向碳纤维预浸料层合模压,针对本文使用的平纹碳纤维织物与薄膜堆叠热压的复合材料,以往的工艺条件可能不适用。

基于上述挑战,本文采用控制变量法,控制一组参考工艺参数组合,通过分别调节单一参数变量,构建工艺参数与低速冲击性能的映射关系。实验设计中,每组变量仅改变 1 个核心参数(如温度组保持压力和冷却速率不变、压力组固定温度和冷却速率、冷却速率组锁定温度和压力),结合落锤冲击试验量化冲击载荷-位移曲线及能量吸收效率,利用金相显微镜观察界面浸润均匀性、超声 C 扫描表征层间孔隙分布与冲击损伤形态。研究聚焦于单一参数变化对纤维/树脂界面浸润程度、层间孔隙率及冲击损伤模式的影响,通过“参考组-变量组”对比分析,精准定位成型温度导致的树脂流动不足或过度流失、成型压力引发的层间压实缺陷、冷却速率造成的固化均匀性差异等关键问题,为多参数协同优化提供单因素效应基础数据,最终筛选出最佳工艺组合,实现界面浸润性与低速冲击性能的协同改善,为后续 CF/PEEK 复合板材的高质量模压成型及工程化应用工艺参数的优化及创新提供了充分理论依据和实验数据支持。

1 实验部分

1.1 原料及设备

PEEK 薄膜:1000-300G,索尔维公司;碳纤维织物:T300-3K 平纹,日本东丽株式会社;脱模剂:FLEX-Z 5.0,Chem Trend;PI 薄膜:0.125 mm,深圳市昌达盛电子有限公司。

高温真空热压机:XLB-D350,上海德弘橡塑机械有限公司;电动水切割机:TR250H,美国 SAINT-GOBAIN 公司;偏光显微镜:BX53MRF-S,苏州星博朗机电设备有限公司;金相抛光机:GP-1B,苏州特鲁利电子材料有限公司;落锤冲击试验机:ZCJ1302-AD,美特斯工业系统有限公司;超声波无损检测设备:F5 平板件水浸检测系统,北京欧宁航宇检测技术有限公司;模具:课题组自主设计。

1.2 CF/PEEK 复合材料低速冲击试验样板的制备

试件制备使用的方法是薄膜堆积法,采用课题组自制的 420 mm×420 mm 成型面积的模具制备 420 mm×420 mm×4 mm 的整板,再裁切为标准尺寸 150 mm×100 mm×4 mm 的样板,平行试样至少 5 个。首先将 PEEK 薄膜裁剪成每层尺寸为 415 mm×415 mm 的 32 层薄膜,以及同样尺寸的 2 层厚度为 0.125 mm 的 PI 薄膜,然后用无尘布沾取丙酮擦洗薄膜的两面,以保证 PEEK 薄膜和 PI 薄膜表面无灰尘、油污等其他杂质。裁剪尺寸为 418 mm×418 mm 的碳纤维织物 21 层,铺层方向为[(0°/90°)],放入烘箱中高温加热 3 h 去浆,取出冷却后,依次交替铺层于 420 mm×420 mm 模具中,其中 32 层 PEEK 交替于碳纤维之间,铺层方式为[2,1,1,1,2,1,2,1,2,1,2]×2,2 个组合之间用 1 层碳纤维隔开,如 Fig.1(a)所示,其中涂有耐高温脱模剂的 2 层 PI 薄膜分别铺放在接触模具上下模的最外层。将铺层完成的模具放入高温真空热压机中进行热压成型,制备层压板厚度为 4 mm 的复合材料层压板。工艺窗口如 Fig.1(b) CF/PEEK 模压成型工艺窗口示例,采取分段逐步加压的方式至成型压力成型。

制备的样品分别记为:控制组:No.1(此工艺参数 395 ℃/0.6 MPa/−4 ℃/min 组合是基于前期探索

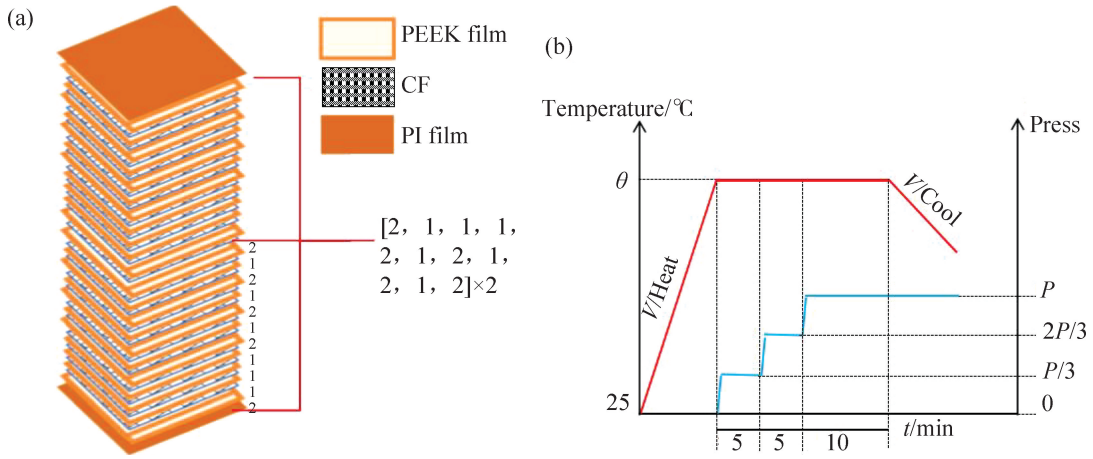


Fig. 1　Schematic of CF/PEEK composite laminate stacking design and example of compression molding process window: (a) schematic diagram of 32 plies of PEEK alternating with 21 plies of carbon fiber in laminate stacking; (b) example of CF/PEEK molding process window

Tab. 1　Experimental matrix of CF/PEEK process parameters

Group	Parameter variation	θ/℃	P/MPa	v_{cool}/(℃·min^{-1})
No. 1	Control	395	0.6	−4
No.2	Temperature	370	0.6	−4
No.3		410	0.6	−4
No.4	Pressure	395	0.4	−4
No.5		395	0.8	−4
No.6	Cooling rate	395	0.6	−1
No.7		395	0.6	−22

性试验、相关文献报道及常用 PEEK 模压工艺范围选定[16~18],作为评估单一参数变化影响的基准),温度组:No.2 和 No.3,压力组:No.4 和 No.5,冷却速率组:No.6 和 No.7。工艺参数试验矩阵如 Tab.1 所示。

1.3　测试与表征

1.3.1　落锤冲击试验:本实验的目的为定量确定成型温度、压力、冷却速率等工艺参数变量对复材层压板对低速落锤冲击损伤阻抗的影响。测试标准为 ASTM D7136[22],冲击能量 $E=C_E h$,式中 C_E 为冲击能量与厚度之比,取 6.7,单位为 J/mm;落锤冲击头直径为 12.5 mm,质量为 2 kg。落锤冲击设备配备防止二次冲击系统,冲击进行直到冲击头非弹性碰撞不再与样板接触时结束(或者冲头击穿样板时结束)。记录数据,包括位移、速度、载荷和能量。

由 ASTM D7136 的冲击历程可知,试样未被击穿时,冲击头刚接触样板表面时的瞬时最大速度和冲击头反弹最大反向速度之间会产生一段位移 $\triangle h$,在冲击历程中,可以根据能量守恒定律计算复合材料层压板所吸收的能量,如式(1)所示

$$U_a=\frac{1}{2}m(V_i^2-V_f^2)+mg\triangle h \qquad (1)$$

式中:U_a——板材吸收的能量;m——冲头质量,2 kg;V_i——瞬时最大冲击速度;V_f——落锤被板材反弹后瞬时最大反向速度;g——重力加速度,9.8 m/s^2;$\triangle h$——板材由最大速度到最大反向速度下降的位移,mm。

1.3.2　金相显微镜表征:采用偏光显微镜对制备的层压板横截面进行观察。切割样板中间代表性部

位,然后把试样放入镶嵌机中,用金相树脂固化镶嵌其中,用一系列砂纸(600~2500 目)依次打磨抛光,直至试样横截面成镜像,然后在抛光盘上用抛光粉抛光试样,抛光后的试样放入丙酮中超声清洗 20 min,80 ℃烘干后观察拍摄,并详细记录。

1.3.3 *超声 C 扫描无损检测*:采用超声波无损检测设备对低速落锤冲击后的样板进行超声扫描。超声参数设置探头规格 5 MHz,扫查分辨率为 0.5,声速为 3.0 mm/μs,位置缓存为采集模式;然后调整探头在样板正上方,在 *X* 轴和 *Y* 轴方向上移动探头覆盖全部试样,调整闸门以完全包括表面波,在此过程中调整水距(始波与表面波之间)为 50 mm 左右,完成调整后使探头回到样板正上方,调整探头的 A 轴和 B 轴正反转,使得表面波波形峰值最大,底波峰值较高;完成调节后使闸门一把全波覆盖,闸门 2 卡在表面波与底波之间。

2 结果与讨论

2.1 CF/PEEK 复合材料的冲击载荷历程

Fig.2(a, b)的曲线形式表明,所有的层压板样板都产生了回弹现象而没有被击穿。以温度组 370 ℃的曲线为例,整个试验过程的冲击载荷历程可以分为以下阶段:弹性线性段(OA 段),碳纤维与 PEEK 基体均处于弹性变形阶段,应变极小,载荷随位移线性增加,界面结合力未被破坏,卸载后材料可完全恢复原貌;波动扩展段(AB 段),载荷呈周期性波动,平均斜率逐渐降低,位移持续增加,原因一是复合材料中与纤维界面和层间结合的树脂开始发生塑性形变,二是界面滑移摩擦与分层损伤扩展,三是部分纤维桥联交替断裂;直到纤维桥联密度降至临界值,界面滑移与基体塑性变形无法补偿裂纹扩展速率,材料载荷达到峰值临界载荷点(B 点)后开始下降,位移继续增加。非零残余载荷段(BC 段),此时界面滑移失稳扩展,基体塑性变形饱和,纤维桥联密度逐渐

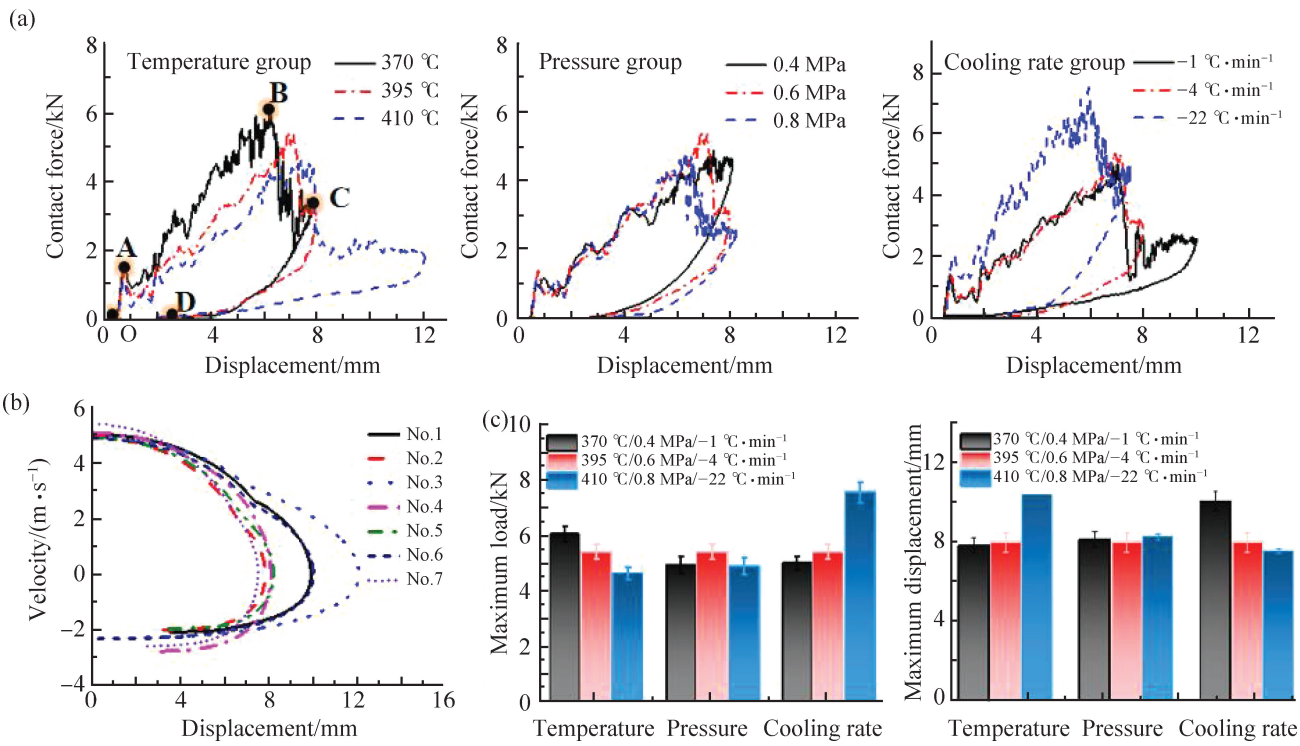


Fig. 2 Characteristics of low-velocity impact load history for CF/PEEK laminates with different process parameters: (a) load-displacement curves of CF/PEEK plates with standard impact energy for three influencing factors; (b) velocity-displacement curves for each group; (c) relationship between parameters of each group and the maximum load, maximum displacement of impact head

耗尽,载荷急剧下降至非零残余载荷点(C 点),然后非弹性碰撞剩余能量使得冲击头向上运动,直到冲击头脱离样板表面(D 点)。值得注意的是,最大位移时的残余载荷不为 0,是由于纤维良好的载荷传递能力,复合材料损伤分散并减小,整体结构仍未失效,纤维桥联残余、界面摩擦锁定效应及基体塑性锁死的共同作用。

在 Fig.2(c)温度组可以看出,层压板承受外来冲击最大载荷在工艺窗口范围内,随温度的升高而降低,压力组随压力的升高先升高后降低,冷却速率组随冷却速率的提高而提高。复合材料层压板承受外来冲击冲击头位移变化和最大载荷的变化趋势相反,这说明层压板在遭受最大外应力时开始变形及破坏损伤,承受的最大载荷越大,说明一定程度下层压板在经受外来载荷时变形损伤更小,承受能力越好。在实验结果中,最大载荷最大和最大位移最小的是 No.7(成型温度 395 ℃,压力 0.6 MPa,冷却速率 −22 ℃/min)组合,较控制组 No.1 冲击最大载荷提高 28.3%,最大位移降低 7.4%;这直接反映了工艺参数对纤维和树脂界面浸润性及层间致密性的调控作用,适宜的温度、压力和冷却速率可减少界面缺陷,增强层间结合,从而提高材料的承载能力与抗变形能力。

2.2　CF/PEEK 复合材料冲击载荷历程的吸收能量

复合材料层压板的能量吸收主要通过弹性变形、塑性变形、微裂纹和分层、界面滑移和层间滑移及弹性回弹等方式进行。吸收能量能综合表征复合材料承受外应力时的损伤系数。力学性能优良的复合材料通过优化设计的塑性变形和分层损伤机制,能有效吸收并耗散更多冲击能量,从而避免结构整体失效。

根据式(1)以及 Fig.2(b)速度-位移曲线中的最大速度、最大反向速度和最大反向速度时的位移计算复合材料板材在落锤冲击时所吸收的能量,如 Fig.3(a)所示。由于每组冲击能量设定跟板材的厚度相关,只看吸收能量无法定量表征复合材料吸收能量的程度,所以采用每组吸收的能量占比设定的初始损伤能量来定量表征复合材料吸收能量的程度。

Fig.3(b)温度组,370 ℃时吸收能量占总冲击能量的 74.5%,395 ℃时 72.5%,410 ℃时 65.5%,370 ℃和 395 ℃时吸收的能量高于 410 ℃,表明采用商用碳

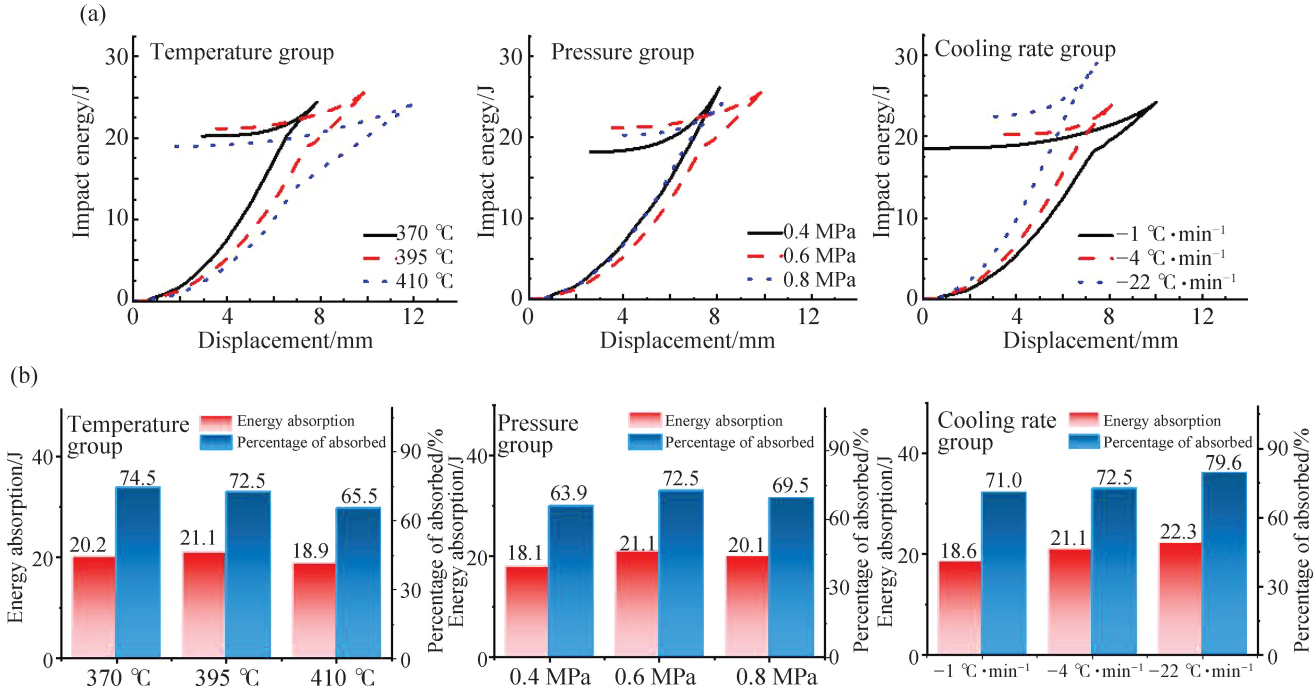


Fig. 3　Impact energy absorption characteristics of CF/PEEK laminates with different process parameters: (a) instantaneous impact energy absorbed-displacement curves for each group; (b) absorbed energy and percentage of total impact energy for each group

纤维平纹织物成型层压板时，在成型温度窗口内，成型温度下降有利于复合材料力学性能的提高；这可能是因为在较高的成型温度 410 ℃时，PEEK 过度流动或受热分解、氧化交联，增大了复合材料层压板的孔隙率。

Fig.3(b)压力组，0.6 MPa 的成型压力吸收能量占总冲击能量的 72.5%，高于 0.8 MPa 的 69.5% 和 0.4 MPa 的 63.9%，表明采用商用碳纤维平纹织物成型层压板时，成型压力在 0.4～0.8 MPa 范围内，随着成型压力的增加，复合材料吸收能量先增加后降低，这是因为在一定范围内，随着压力的提高，成型压力会诱导 PEEK 基体分子流动较为充分，浸润性更好，进而使得层压板孔隙率更低，低的孔隙率有利于复合材料力学性能的提高；但压力过大会导致树脂过度流动，纤维束交叉区树脂流失，界面浸润性下降，抗冲击性能下降。

Fig.3(b)降温速率组，−22 ℃/min 的降温速率时吸收能量占总冲击能量的 79.6%，高于−4 ℃/min 的 72.5% 和−1 ℃/min 的 71%，表明采用商用碳纤维平纹织物成型层压板时，复合材料吸收能量随着降温速率的增加而逐渐增加，降温速率增加后，能够增加复合材料的韧性，使得层压板在外应力时吸收能量更多，力学性能更好。

2.3 CF/PEEK 复合材料的界面浸润性及冲击后层间损伤

复合材料由于增强纤维和树脂基体的性能系数是确定的，所以其性能好坏与二者界面浸润性息息相关。浸润性好的复合材料孔隙率等缺陷较少，复合材料的力学性能较高，在外应力下抗冲击性能更好。

2.3.1 成型温度的影响：Fig.4(a)所示，较低的成型温度下(370 ℃和 395 ℃)，树脂基体在纤维中分布较为均匀，浸润性较良好。成型温度升高后，从图中红线圈可以观察到，0°与 90°纤维交接的部位产生了较

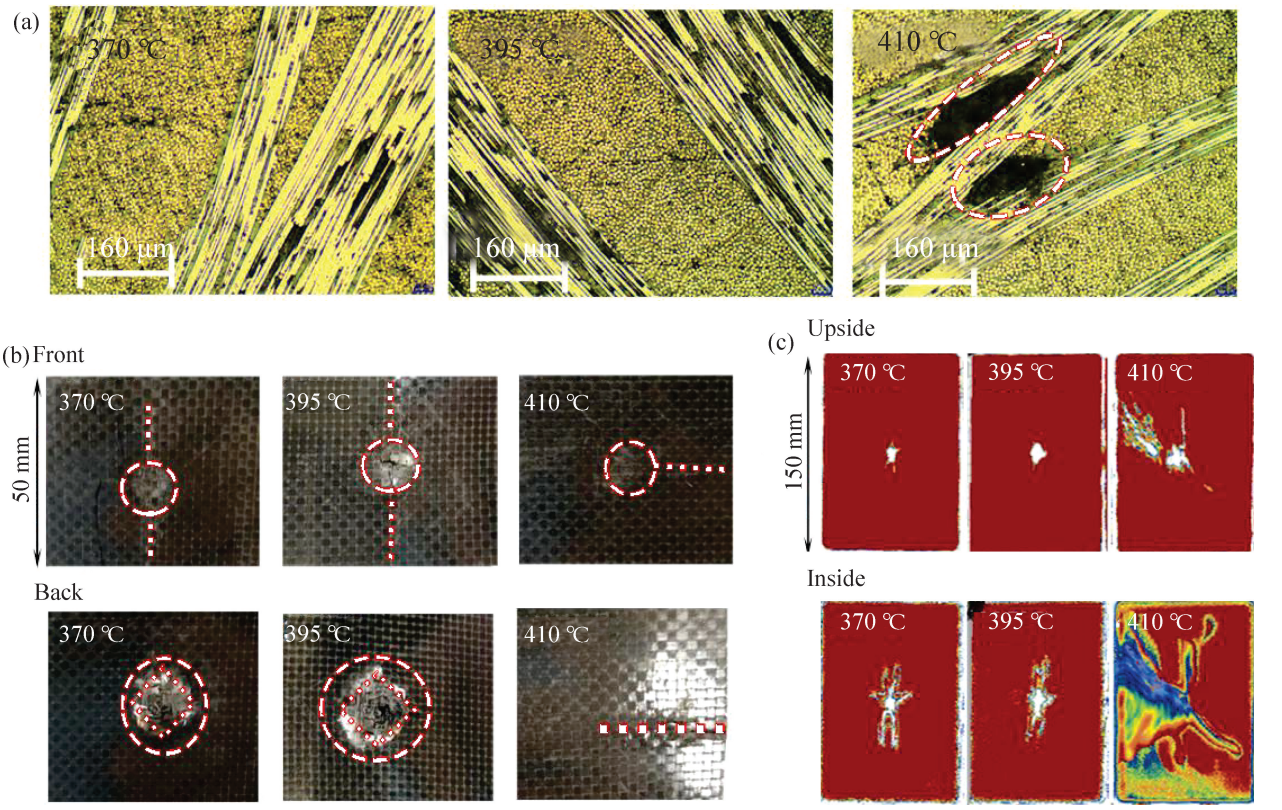


Fig. 4 Effect of molding temperature on interfacial wettability and impact damage of CF/PEEK composites: (a) metallographic images of cross-sectional wettability for temperature group composites; (b) impact damage images of front and back surfaces for temperature group composites; (c) ultrasonic C-scan images of internal impact damage for temperature group composites

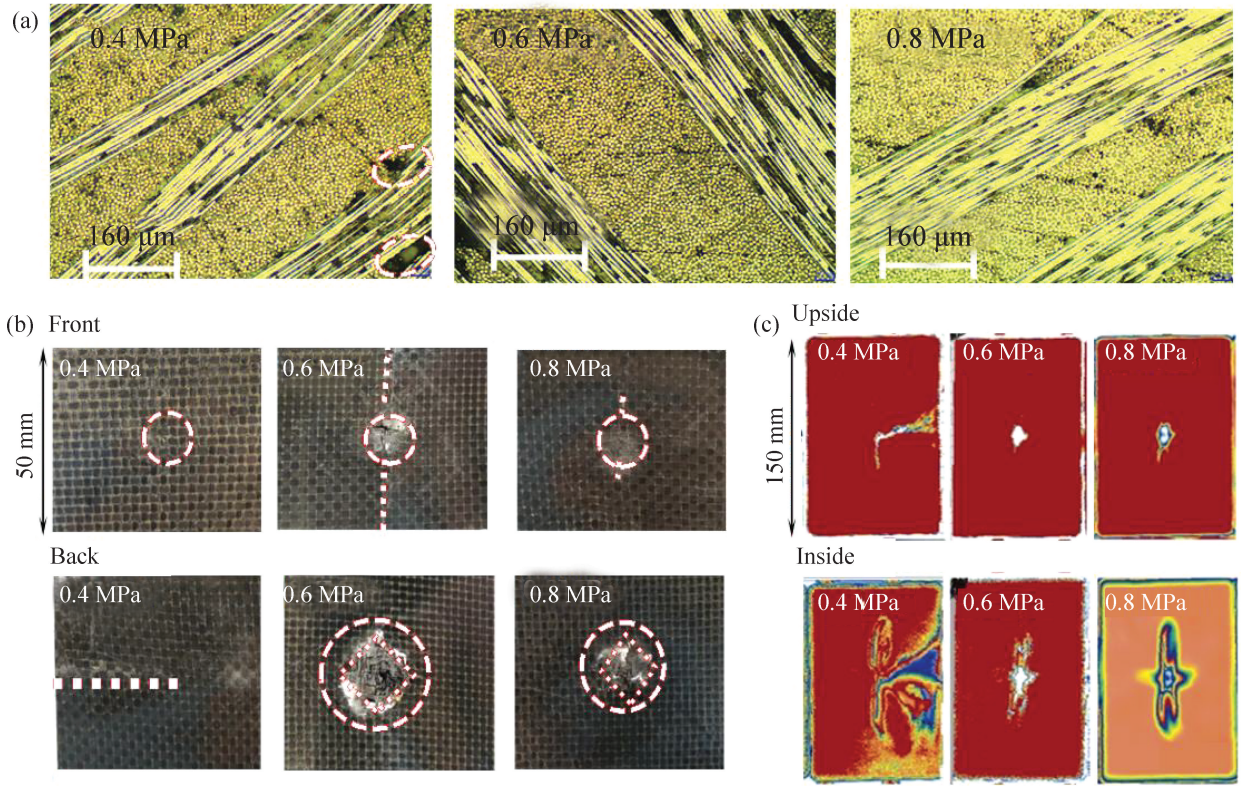


Fig. 5　Effect of molding pressure on interfacial wettability and impact damage of CF/PEEK composites: (a) metallographic images of cross-sectional wettability for pressure group composites; (b) impact damage images of front and back surfaces for pressure group composites; (c) ultrasonic C-scan images of internal impact damage for pressure group composites

大的孔洞缺陷,这是因为成型温度升高后,PEEK 基体分子链段运动更活跃,黏度小,流动性强,在应力较大的纤维束交接部位被挤出,导致纤维体积含量过高,界面浸润性反而下降,使得复合材料层压板性能也出现下降。也有可能是因为高温时,碳纤维束交接部位较密集的树脂受热不稳定,产生了一定的分解或交联。

Fig.4(b)为温度组复合材料正反面落锤冲击损伤图片。从图中可以观察到,成型温度较低时(370 ℃和 395 ℃),正面冲击损伤形状为半球状凹坑附带 1 条贯穿的纵向 0°裂纹,反面为圆形损伤区域的菱形损伤凸起。而 410 ℃高温时复合材料层压板落锤冲击损伤正面为深度较小的半球形凹坑附带不明显的 1 条半边损伤凸起,反面为 1 块区域性的半边损伤凸起和 1 条裂纹,这说明不同成型温度材料内部结构不同,承受冲击后,会以不同的形式吸收冲击能量。

Fig.4(c)可以明显看到图中的损伤区域对复合材料的影响。较低的成型温度(370 ℃和 395 ℃)损伤情况比较相似,层压板上部损伤为类似圆形的贯穿孔洞,内部为以菱形对角线“十”字形为中心的附带扩散裂纹的贯穿性损伤区域,二者损伤面积略有不同。而 410 ℃温度成型的层压板冲击后,上部损伤为中心菱形附带半边的损伤区域,内部损伤为大面积的半边非贯穿性的损伤区域,结合 Fig.4(b)温度组复合材料正反面冲击损伤图片可以看出,410 ℃样板在落锤冲击下,冲击点稍偏向一边,造成损伤集中在一边,且层压板产生的损伤形式为大面积的分层现象,从界面浸润性也可以证实,这是因为界面浸润性较差,纤维体积含量过高,层压板在落锤冲击下发生了损伤情况较为严重的分层现象。

2.3.2　成型压力的影响:Fig.5(a)可以观察到,在 0.4 MPa 的成型压力下,纤维束周围及交接部位存在部分孔洞缺陷,这是因为较低的成型压力下,PEEK 基体分子链段解缠结能力差,取向运动不充分,流动性差,界面浸润性不理想,复合材料力学性能也较差。

0.8 MPa 压力下,纤维分布紧密,树脂含量明显较 0.6 MPa 下少,过大的压力导致树脂过度流动挤出,纤维体积含量过高,浸润性变差。

从 Fig.5(b)中可以观察到,在 0.4 MPa 成型压力下,正面冲击损伤形状较浅的半球状凹坑和 1 条带状的凸起,反面为 1 块区域性的非贯穿性半边损伤凸起和 1 条裂纹。在 0.6 MPa 和 0.8 MPa 的成型压力下,正面损伤为中心半球状凹坑附带 1 条贯穿的纵向 0°裂纹,反面为圆形损伤区域的贯穿性菱形损伤凸起,贯穿性损伤面积较 0.4 MPa 下小,这也证实压力为 0.6 MPa 和 0.8 MPa 时,复合材料浸润更好,空隙更小,承受外来冲击时,纤维均衡传导载荷,材料通过层间或界面滑移的方式吸收耗散更多能量。

如 Fig.5(c)所示,在 0.4 MPa 的成型压力下,层压板上部损伤为中部落锤点扩散到右边缘的带状损伤,内部损伤为大面积的右半边非贯穿性的损伤区域,这种情况表明,0.4 MPa 的层压板在落锤冲击过程中,层压板产生的损伤形式为小部分不可逆转断裂或撕裂损伤结合较大面积的分层现象;0.6 MPa 和 0.8 MPa 层压板上部损伤为类似菱形的贯穿孔洞,内部为以菱形对角线“十”字形为中心的附带扩散裂纹的贯穿性损伤区域,损伤面积小;但 0.8 MPa 层压板由于树脂含量偏少,界面浸润性不好,层间韧性较差,发生了大面积的分层损伤;而 0.6 MPa 几乎没有较大面积的分层和洞穿损伤现象,是因为界面浸润性较好,层压板结构较为均匀,整体力学性能更好。

2.3.3 降温速率的影响:Fig.6(a)中红线圈内可以观察到,在−1 ℃/min 的降温速率下,纤维之间存在大面积的孔洞缺陷,随着降温速率增加,树脂基体在纤维中的分布逐渐均匀,孔隙率逐渐下降,浸润性逐渐改善。这可能是因为降温速率降低后,基体树脂有充分的时间进行相转变发生收缩,产生空隙,而且热塑性基体长时间处在高温可能会发生分解、交联等情况,不利于界面的浸润。而降温速率增加到−22 ℃/min 时,基体在高温停留时间少,相转变很快,分子链来不及做充分排列,缠结紊乱,体积收缩小,这

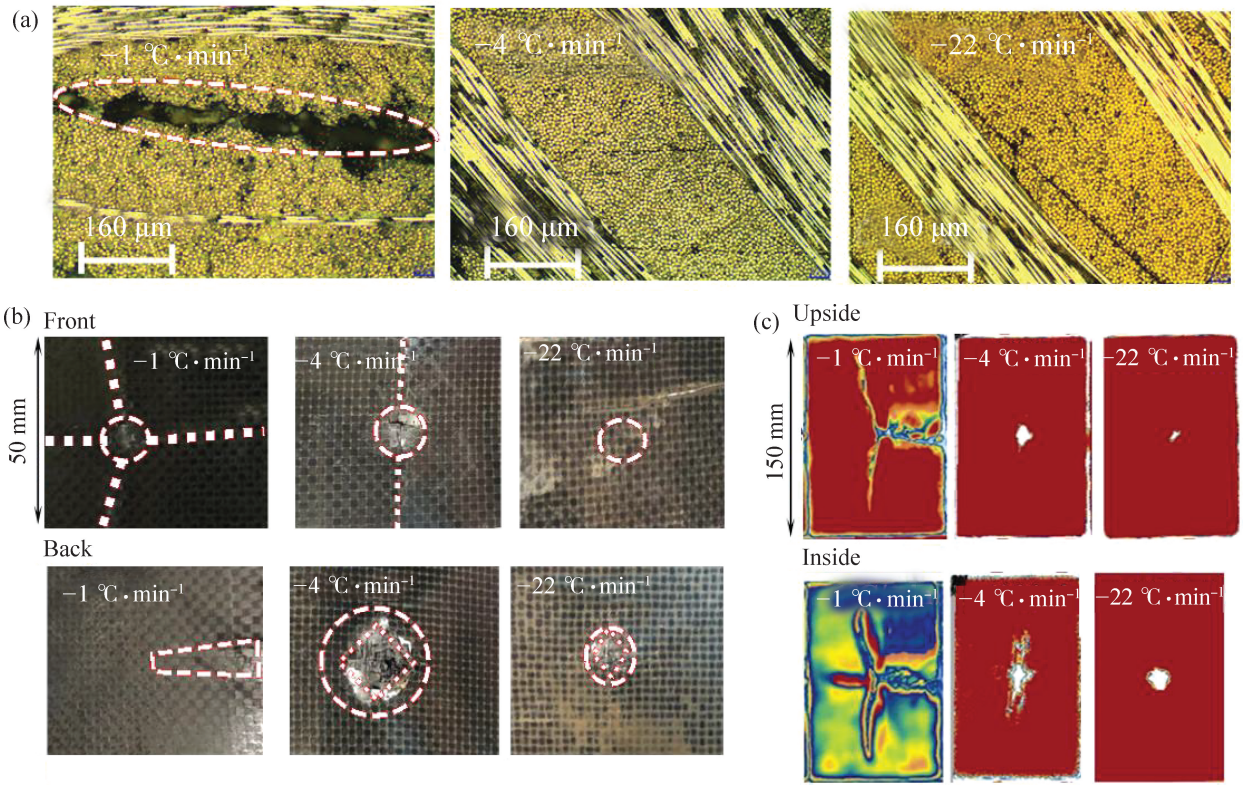


Fig. 6 Effect of cooling rate on interfacial wettability and impact damage of CF/PEEK composites: (a) metallographic images of cross-sectional wettability for cooling rate group composites; (b) impact damage images of front and back surfaces for cooling rate group composites; (c) ultrasonic C-scan images of internal impact damage for cooling rate group composites

种结构能够增加复合材料的力学韧性。

Fig.6(b)中可以观察到,在-1 ℃/min 较慢的降温速率下,正面冲击损伤形状为半球状凹坑和沿 0°和 90°方向 4 条发散的带状的凸起,反面为 1 块区域性的非贯穿性半边损伤凸起和 1 条裂纹。而-4 ℃/min 的降温速率下,正面损伤为中心半球状凹坑附带 1 条贯穿的纵向 0°裂纹,反面为圆形损伤区域的贯穿性菱形损伤凸起。-22 ℃/min 降温速率的损伤区域相对于-4 ℃/min 较小。这说明在-1 ℃/min 和-4 ℃/min 较慢的降温速率下浸润性和韧性较差。

Fig.6(c)中可以看到,在-1 ℃/min 较慢的降温速率下,层压板上部损伤为中部落锤点为中心扩散到右边缘的带状损伤并附带 2 条沿 0°方向的非贯穿性裂纹,内部损伤区域与上部损伤区域相似,这种情况表明,-1 ℃/min 较慢的降温速率层压板出现了以裂纹为扩散中心的分层损伤。在-22 ℃/min 较快的降温速率下,层压板上部损伤为很小的贯穿孔洞,内部为以菱形较为集中的较小贯穿性损伤区域,这种集中的损伤区域表明复合材料结构均匀,界面浸润性较好,力学性能较好。

3　结论

(1)模压工艺参数对复合材料低速冲击性能的影响显著。温度 370~410 ℃时,性能随温度升高下降;370 ℃和 395 ℃时,PEEK 树脂黏度适中,能够充分浸润碳纤维织物,410 ℃时树脂流动性过强,导致局部纤维富集与孔洞缺陷;压力 0.4~0.8 MPa 时,性能随压力升高呈先增后减的非线性关系,0.6 MPa 时树脂渗透充分,层间孔隙率有效降低;0.4 MPa 低压导致纤维浸润不足;0.8 MPa 高压导致树脂过度挤出;冷却速率提高可提升性能,-22 ℃/min 快速冷却能抑制树脂缺陷,促进形成致密均匀的层间结构,-1 ℃/min 慢速冷却因树脂长时间高温停留发生分解或流动缺陷,纤维间出现大面积孔洞。

(2)最佳模压工艺参数组合为:成型温度 395 ℃,压力 0.6 MPa,冷却速率-22 ℃/min。树脂均匀填充碳纤维束间隙,无明显孔洞缺陷,界面浸润性良好;冲击损伤主要集中于冲击中心区域,以界面滑移和层间塑性变形为主,贯穿性裂纹与大面积分层缺陷显著减少。与控制组(395 ℃/0.6 MPa/-4 ℃/min)相比,该参数组合使材料冲击最大载荷提高 28.3%,能量吸收效率提升 9.7%,抗冲击韧性和能量耗散能力表现最好。

参考文献:

[1] 张婷. 高性能热塑性复合材料在大型客机结构件上的应用[J]. 航空制造技术, 2013, 435(15): 32-35.
Zhang T. Application of high-performance thermoplastic composites in large aircraft structural components[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2013, 435(15): 32-35.

[2] Kilroy J P, Bradaigh C O, Semprimoschnig C O A. Mechanical and physical evaluation of new carbon fibre/peek composites for space applications[J]. SAMPE Journal, 2008, 44: 23-34.

[3] Benedetto R M D, Janotti A, Gomes G F, *et al*. Development of hybrid steel-commingled composites CF/PEEK/BwM by filament winding and thermoforming[J]. Composites Science and Technology, 2022, 218: 109174.

[4] Xu X, Peng G, Zhang B, *et al*. Material performance, manufacturing methods, and engineering applications in aviation of carbon fiber reinforced polymers: a comprehensive review[J]. Thin-Walled Structures, 2025, 209: 112899.

[5] Kurtz S M. Chemical and radiation stability of PEEK[M]//Kurtz S M. PEEK biomaterials handbook[M]. 2nd ed. Amsterdam: Elsevier Science, 2019: 83-87.

[6] Lin Y J, Qin S, Han B, *et al*. Preparation of poly(ether ether ketone)-based composite with high electrical conductivity, good mechanical properties and thermal stability[J]. High Performance Polymers, 2016, 29: 205-210.

[7] Lai J, Yu Y, Zhang X, *et al*. Interlaminar fracture toughness and impact resistance of carbon fiber reinforced composite with magnetic aligned CNTs[J]. Composites Part B: Engineering, 2025, 291: 112008.

[8] Quino G. Impact damage analysis of composite structures using digital image correlation[M]//Non-destructive testing of impact damage in fiber-reinforced polymer composites. Amsterdam: Elsevier Ltd., 2024: 70-86.

[9] Shabani P, Li L, Laliberte J, *et al*. Compression after impact (CAI) failure mechanisms and damage evolution in large composite laminates: high-fidelity simulation and experimental study[J]. Composite Structures, 2024, 339: 118143.

[10] Greco F, Leonetti L, Lonetti P, *et al*. Crack propagation analysis in composite materials by using moving mesh and multiscale techniques[J]. Computers & Structures, 2015, 153: 201-216.

[11] Han X, Cai H, Sun J, *et al*. Numerical investigation on behaviors of composite laminates with initial delamination defects

under impact and compression after impact[J]. Polymer Composites, 2022, 44: 413-431.

[12] Liu H, Zhao Y, Li N, *et al*. Enhanced interfacial strength of carbon fiber/PEEK composites using a facile approach via PEI & ZIF-67 synergistic modification[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2019, 8: 6289-6300.

[13] Lyu H, Jiang N, Li Y, *et al*. Enhancing CF/PEEK interfacial adhesion by modified PEEK grafted with carbon nanotubes[J]. Composites Science and Technology, 2021, 210: 108831.

[14] Thiruchitrambalam M, Bubesh Kumar D, Shanmugam D, *et al*. A review on PEEK composites-manufacturing methods, properties and applications[J]. Materials Today: Proceedings, 2020, 33: 1085-1092.

[15] Guo Z, He J, Gao R, *et al*. Molding of polyether ether ketone (PEEK) and its composites: a review[J]. Journal of Zhejiang University-Science A, 2024, 25: 788-823.

[16] Zheng B, Li M, Deng T, *et al*. Process-structure-property relationships of thermoformed woven carbon-fiber-reinforced polyether-ether-ketone composites[J]. Polymer Composites, 2019, 40: 3823-3834.

[17] Dai G, Zhan L, Guan C, *et al*. Optimization of molding process parameters for CF/PEEK composites based on Taguchi method[J]. Composites and Advanced Materials, 2021, 30: 713-715.

[18] 王孟, 刘程, 张玉, 等. 成型温度对 CF/PPEK 复合材料的缺陷和力学性能影响[J]. 复合材料科学与工程, 2024, 40(3): 5-12.
Wang M, Liu C, Zhang Y, *et al*. Effect of molding temperature on defects and mechanical properties of CF/PPEK composites[J]. Composites Science and Engineering, 2024, 40(3): 5-12.

[19] Ma X L, Wen L H, Wang S Y, *et al*. Inherent relationship between process parameters, crystallization and mechanical properties of continuous carbon fiber reinforced PEEK composites[J]. Defence Technology, 2023, 24: 269-284.

[20] Zhang J, Liu G, An P, *et al*. The effect of cooling rates on crystallization and low-velocity impact behaviour of carbon fibre reinforced poly (aryl ether ketone) composites[J]. Composites Part B: Engineering, 2023, 254: 110569

[21] Bessard E, De A O, Bernhart G R, *et al*. Melt state behaviour of PEEK and processing window interpretation for fast compression moulding process[J]. AIP Conference Proceeding, 2011, 1315: 167-172.

[22] ASTM International. ASTM D7136/D7136M-20, Standard test method for measuring the damage resistance of fiber-reinforced polymer matrix composites to a drop-weight impact event[S]. West Conshohocken, PA: ASTM International, 2020.

Effect of Compression Molding Parameters on Low-Velocity Impact Performance of CF/PEEK Composite Plates

Chao Liu[1,2,3], Ju Wu[2,3,4], Yu Gao[2,3], Ailing Zou[1,5], Qun Zhang[1,5], Yue Li[2,3], Shu Zhu[2,3]

(*1. State Key Laboratory of Advanced Forming Technology and Equipment, Beijing 101400, China; 2. College of Materials Science and Engineering, Donghua University, Shanghai 201620, China; 3. State Key Laboratory of Advanced Fiber Materials, Center for Civil Aviation Composites, Donghua University, Shanghai 201620, China; 4. Shanghai Aircraft Manufacturing Co., Ltd., Shanghai 201324, China; 5. Beijing Jike Guochuang Lightweight Science Research Institute Co., Ltd., Beijing 101400, China*)

ABSTRACT: To address the challenge of low impact performance in continuous carbon fiber reinforced polyetheretherketone (CF/PEEK) composite plates caused by insufficient fiber/matrix interfacial wettability and interlaminar porosity defects during compression molding, and to obtain a high-quality molding process, in this study, the influence of molding temperature, pressure, and cooling rate on the low-velocity impact performance of CF/PEEK was investigated. The interfacial wettability and post-impact interlaminar damage were analyzed by metallographic microscopy and ultrasonic C-scan characterization. The results indicate that within the studied process window, the capacity of composites to withstand impact loads and absorb impact energy decreases with increasing temperature, initially increases and then decreases with increasing pressure, and improves with higher cooling rates. Under the conditions of a molding temperature of 395 ℃, pressure of 0.6 MPa, and cooling rate of −22 ℃/min, the resin wettability is significantly enhanced, the porosity is reduced, and the impact toughness is improved. Compared to the control group (No.1: 395 ℃/0.6 MPa/−4 ℃/min), this parameter combination increases the maximum impact load by 28.3%, achieves an energy absorption efficiency of 79.6%, and simultaneously demonstrates significantly improved interfacial wettability, reduced interlaminar porosity, and decreased area of post-impact delamination damage.

Keywords: carbon fiber reinforced polyetheretherketone composites; compression molding process; low-velocity impact performance; interlaminar damage