

聚芳醚酮(PAEK)树脂熔体黏度及冲击能量对其复合材料冲击损伤行为的影响

顾洋洋 张金栋 刘刚 刘衍腾 甘建 杨曙光

Effect of melt viscosity and impact energy of poly aryl ether ketone (PAEK) resins on the impact damage behavior of their composites

GU Yangyang, ZHANG Jindong, LIU Gang, LIU Yanteng, GAN Jian, YANG Shuguang

在线阅读 View online: <https://doi.org/10.13801/j.cnki.fhclxb.20221228.003>

您可能感兴趣的其他文章

Articles you may be interested in

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>

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>

含分层损伤复合材料层压板低速冲击模型刚度计算方法

Analytical model for stiffness of the low velocity impact for composite laminate with delaminations

复合材料学报. 2018, 35(10): 2768–2776 <https://doi.org/10.13801/j.cnki.fhclxb.20180207.001>

复合材料层板冲击后压缩强度经验预测公式

An empirical prediction formula for compressive strength of composite laminates after impact

复合材料学报. 2018, 35(5): 1158–1165 <https://doi.org/10.13801/j.cnki.fhclxb.20170713.001>

复合材料T型加筋板筋条冲击损伤及冲击后压缩行为试验

Experimental study on stiffener impact damage and compression after impact behavior of T-stiffened composite panels

复合材料学报. 2018, 35(10): 2689–2697 <https://doi.org/10.13801/j.cnki.fhclxb.20171108.003>

相对冲击位置和补片层数对胶接修理CFRP复合材料层合板抗冲击性能的影响

Effect of relative impact location and patch layer number on impact resistance of adhesive repaired CFRP composite laminates

复合材料学报. 2019, 36(5): 1114–1123 <https://doi.org/10.13801/j.cnki.fhclxb.20180725.001>



扫码关注微信公众号，获得更多资讯信息

DOI: 10.13801/j.cnki.fhclxb.20221228.003

聚芳醚酮 (PAEK) 树脂熔体黏度及冲击能量
对其复合材料冲击损伤行为的影响



分享本文

顾洋洋¹, 张金栋¹, 刘刚^{*1}, 刘衍腾², 甘建², 杨曙光¹

(1. 东华大学 材料科学与工程学院, 纤维材料改性国家重点实验室, 上海 201620; 2. 成都飞机设计研究所, 成都 610091)

摘 要: 采用两种不同熔体黏度的国产高性能聚芳醚酮树脂 (PAEK-L、PAEK-H) 及国产 T300 级碳纤维 (SCF35), 制备了碳纤维增强聚芳醚酮 (SCF35/PAEK) 热塑性复合材料, 研究了树脂基体黏度及冲击能量对复合材料冲击性能的影响, 采用 Micro-CT 表征了准静态压入试样的内部形貌, 研究了复合材料的冲击损伤机制。结果显示流动性较低的 PAEK-L 树脂基复合材料比流动性较高的 PAEK-H 树脂基复合材料具有更高的抗冲击性能, SCF35/PAEK-L 复合材料体系冲击能量的损耗比 SCF35/PAEK-H 复合材料体系低~7%, 其损伤面积小~90%, 在 6.67 J/mm 的冲击能量下, 其冲击后压缩强度达到~307 MPa, 比 SCF35/PAEK-H 复合材料体系冲击后压缩强度 (205 MPa) 高~50%; SCF35/PAEK-L 复合材料中表面凹坑的深度随冲击能量的增加呈增加的趋势, 冲击后压缩强度随冲击能量的增加呈降低的趋势, 当复合材料的表面凹坑深度达到 1.0 mm 左右, 即达到勉强目视可见冲击损伤 (BVID) 门槛值时, 剩余压缩强度为~268 MPa。准静态压入实验结果显示, SCF35/PAEK-L 复合材料受到冲击后表面凹坑主要由树脂基体的塑性变形及纤维屈曲造成, 表面凹坑周围的裂纹由压缩应力造成, 冲击过程中试样背面的纤维在拉伸应力的作用下发生断裂, 试样底层的纤维在剪切力的作用下萌生层间裂纹, 随着试样挠曲变形程度的增加, 纤维的断裂程度增加且层间裂纹逐渐扩展。

关键词: 聚芳醚酮 (PAEK); 热塑性复合材料; 低速冲击; 勉强目视可见冲击损伤 (BVID); 冲击后压缩

中图分类号: TB332 **文献标志码:** A **文章编号:** 1000-3851(2023)10-5641-13

Effect of melt viscosity and impact energy of poly aryl ether ketone (PAEK) resins on the
impact damage behavior of their composites

GU Yangyang¹, ZHANG Jindong¹, LIU Gang^{*1}, LIU Yanteng², GAN Jian², YANG Shuguang¹

(1. State Key Laboratory for Modification of Chemical Fibers and Polymer Materials, College of Materials Science and Engineering, Donghua University, Shanghai 201620, China; 2. Chengdu Institute of Aircraft Design, Chengdu 610091, China)

Abstract: Carbon fiber reinforced poly aryl ether ketone (SCF35/PAEK) thermoplastic composites were prepared using two different melt viscosities of domestic high performance poly aryl ether ketone resins (PAEK-L and PAEK-H) and domestic T300 grade carbon fibers (SCF35), and the effects of resin matrix viscosity and impact energy and impact energy on the impact properties of the composites were investigated. In addition, the internal morphology of quasi-static indentation specimens was characterized by Micro-CT to study the impact damage mechanism of the composites. The results show that PAEK-L resin matrix composite with lower fluidity has higher impact resistance than PAEK-H resin matrix composite with higher fluidity. The impact energy loss of the SCF35/PAEK-L composite system is ~7% lower than that of the SCF35/PAEK-H composite system, its damage area is ~90% smaller, and its

收稿日期: 2022-11-01; 修回日期: 2022-12-10; 录用日期: 2022-12-20; 网络首发时间: 2022-12-29 16:21:08

网络首发地址: <https://doi.org/10.13801/j.cnki.fhclxb.20221228.003>

基金项目: 中央高校基本科研业务费专项资金 (2232022 A-12)

Fundamental Research Funds for the Central Universities (2232022 A-12)

通信作者: 刘刚, 博士, 研究员, 博士生导师, 研究方向为纤维增强树脂基复合材料 E-mail: liugang@dhu.edu.cn

引用格式: 顾洋洋, 张金栋, 刘刚, 等. 聚芳醚酮 (PAEK) 树脂熔体黏度及冲击能量对其复合材料冲击损伤行为的影响 [J]. 复合材料学报, 2023, 40(10): 5641-5653.

GU Yangyang, ZHANG Jindong, LIU Gang, et al. Effect of melt viscosity and impact energy of poly aryl ether ketone (PAEK) resins on the impact damage behavior of their composites[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2023, 40(10): 5641-5653(in Chinese).

compression strength after impact reaches ~307 MPa at an impact energy of 6.67 J/mm, which is ~50% higher than that of SCF35/PAEK-H composite system (205 MPa). The depth of surface dent in SCF35/PAEK-L composites tends to increase with the increase of impact energy, and the compression strength after impact tends to decrease with the increase of impact energy, and the compression strength after impact is ~268 MPa when the depth of surface dent of the composites reaches about 1.0 mm, i.e., when the threshold value of barely visible impact damage (BVID) is reached. In addition, the results of quasi-static indentation tests show that the surface dent of SCF35/PAEK-L composite after impact is mainly caused by plastic deformation of the resin matrix and fiber flexure, the cracks around the surface dent are caused by compressive stress, the fiber on the back side of the specimen is fractured under the action of tensile stress during the impact process, the fiber on the bottom layer of the specimen sprouts interlayer cracks under the action of shear force, with the increase of flexural deformation of the specimen, the degree of fiber fracture increases and the interlayer cracks gradually expand.

Keywords: poly aryl ether ketone (PAEK); thermoplastic composites; low velocity impact; barely visible impact damage (BVID); compression after impact

高性能热塑性复合材料具有高断裂韧性和抗冲击性、可修复性和高疲劳寿命等优点^[1-5], 成为各个国家高端复合材料领域研究和发展的重点, 被广泛应用于航空、航天等领域, 并且已经从非承力结构向主承力结构过渡^[6-8]。复合材料在使用过程中只要不遇到外来物冲击, 一般其结构承载能力不会有明显的变化^[9]。但是, 复杂的服役环境使得复合材料在使用过程中会遇到各种各样的冲击, 复合材料受到冲击时易形成结构内部损伤, 产生大面积的分层, 可能导致复合材料结构丧失其 50% 的承载能力^[10]。因此, 了解复合材料在不同冲击情况下的响应非常关键。

复合材料的损伤阻抗是用来评定复合材料抗冲击能力的一项重要指标^[11], 有多种描述损伤尺寸的参数, 包括沿厚度方向叠加的损伤面积、尺寸, 以及冲击部位的凹坑深度等。通常不同冲击能量引起的损伤尺寸是不同的, 因此复合材料层压板的损伤阻抗与外来物的冲击能量有关, 应该用冲击能量与损伤参数的关系来描述^[12]。除了损伤阻抗的要求, 复合材料还有损伤容限的要求, 树脂基复合材料受到外力冲击时, 表面损伤不明显, 但是能够产生较大内部损伤使其承载能力大幅度下降, 需要复合材料具有足够的强度使其在受到冲击损伤的情况下仍然满足使用要求, 直到在下次检测中被发现^[13]。由于飞机维护过程中大多依靠地勤人员在外场目视巡检来确定是否带有冲击损伤, 因此基于目视巡检的方法引入了初始冲击损伤假设, 即在复合材料的应用过程中通常引入含有冲击损伤的性能作为设计的依据, 初始冲击损伤假定使用中经常遇到的外来物冲击能量, 由该能量冲击产生的初始损伤尺寸, 经过空客公

司大量数据统计后确定的复合材料的勉强目视可见冲击损伤 (Barely visible impact damage, BVID) 是用 16 mm 直径冲击头引入 1.0 mm 深凹坑^[14]。

大量的实验研究显示, 引入冲击损伤的冲击能量能够对复合材料的冲击损伤行为产生较大的影响, Liu 等^[15]使用半球头型冲击器研究了纤维增强复合材料在不同冲击能量下的冲击损伤, 结果显示高冲击能量对复合材料的损伤明显大于低冲击能量对复合材料的损伤, 随着冲击能量的增加, 复合材料的后表面出现了更多的分层, 而前表面的分层没有显著差异。Ge 等^[16]采用了 9 种冲击能量进行冲击实验, 研究了冲击能量对复合材料冲击响应的影响, 结果显示复合材料的损伤程度在低水平范围内对冲击能量敏感, 在中等冲击能量范围内变得不敏感, 最后在高冲击能量下接近于定值, 随着冲击能量的增加, 冲击实验的峰值力逐渐增加到一个相对稳定的数值, 最大位移和吸收的能量都与冲击能量呈线性关系。复合材料受到冲击的过程中, 其材料参数同样对冲击损伤产生影响, Liu 等^[1]研究了不同树脂基体复合材料的抗冲击性能, 结果显示碳纤维 (CF)/聚醚醚酮 (PEEK) 复合材料需要更高的载荷来引发损伤, 而 CF/PEEK 复合材料在冲击后存在较小的分层损伤区域, 证明在相同的冲击能量下, CF/PEEK 复合材料始终具有优于 CF/环氧树脂的冲击性能。Bader 等^[17]采用不同处理方式的碳纤维制备了复合材料, 研究了界面强度对复合材料抗冲击性能及冲击损伤的影响, 结果显示在高界面强度下, 复合材料以脆性方式失效, 相对吸收较少的能量; 在低界面强度下, 复合材料中发生了多重分层, 吸收的能量增大了约 3 倍, 但同时发生了结构的

崩溃;在适中的界面强度下,复合材料产生了逐步的损伤,吸收的能量相对较高,且避免了结构崩溃。除此之外,研究者们还研究了复合材料的冲击损伤机制,Bull等^[18]采用准静态压入(Quasi-static indentation,QSI)实验配合显微计算机断层扫描(Micro-CT)无损检测研究了复合材料的损伤形式,结果显示复合材料首先出现基体裂纹,随着位移的增加,基体裂纹处萌生分层裂纹,然后分层裂纹扩展至相邻层,直到载荷达到在最高点时纤维发生断裂。

过去的研究中,研究者们主要研究了不同树脂基体对复合材料冲击性能的影响,如环氧树脂和聚醚醚酮树脂对复合材料性能的影响,但是对具有不同特性的同一种热塑性树脂的冲击响应研究较少。本文以国产聚芳醚酮(PAEK)树脂基体为研究对象,采用了具有两种不同流动性的PAEK树脂基体(PAEK-L、PAEK-H)和国产T300级碳纤维(SCF35)制备了连续碳纤维增强聚芳醚酮(SCF35/PAEK)热塑性复合材料,研究了树脂基体性能及冲击能量对复合材料冲击性能的影响,采用Micro-CT表征了准静态压入试样的内部形貌,研究了复合材料的冲击损伤机制及凹坑的形成过程,为航空、航天等领域所用高性能热塑性复合材料的设计和制造提供了选材参考。

1 实验材料及方法

1.1 原材料

热塑性树脂基体为海瑞特工程塑料有限公司生产的聚芳醚酮树脂(PAEK),该树脂分子结构如图1所示,其牌号分别为流动性较低的PAEK-L树脂及流动性较高的PAEK-H,在360℃的成型温度下,PAEK-L的黏度为~1 139 Pa·s,PAEK-H的黏度为~399 Pa·s^[19],树脂基体黏度的差异主要来源于分子量及分子量分布的差异;碳纤维为中国石化上

海石油化工股份有限公司生产的T300级碳纤维,牌号为SCF35,SCF35碳纤维的拉伸强度为~4 300 MPa,模量为~230 GPa,断裂伸长率为~1.85%;热塑性单向预浸带由黑龙江英创新材料有限公司生产,牌号分别为SCF35/PAEK-L及SCF35/PAEK-H,预浸带的基本参数及其复合材料的基本力学性能如表1所示,预浸带的内部质量如图2所示。所用同级别热固性预浸带为实验室自制的国产碳纤维增强环氧树脂热固性预浸带(国产T300/EP),预浸带的碳纤维面密度为(148±2) g/m²,纤维体积分数为(58±2)vol%,树脂质量分数为(34±3)wt%。

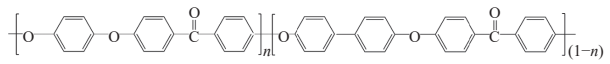


图1 聚芳醚酮(PAEK)树脂的分子结构
Fig. 1 Molecular structure of poly aryl ether ketone (PAEK)

1.2 复合材料层压板制备

热塑性复合材料层压板采用模压成型方法制备,首先将预浸带裁切成所需的长度和角度规格,采用超声波焊机将预浸带铺贴为预成型体,铺层方式为[45°/0°/-45°/90°]_{4S},然后将预制体放入高温脱模剂处理后的模具型腔,最后将模具放入平板硫化仪(广州市普同实验分析仪器有限公司,LSVI-50T)进行模压成型,成型工艺如图3所示,复合材料厚度为(4.9±0.2) mm。热固性复合材料采用热压罐成型工艺制备,真空袋的真空度为-0.098 MPa,成型工艺为室温下加压0.6 MPa,升温至150℃,保温1 h,然后升温至180℃,保温3 h,最后降温至60℃后卸压脱模。采用高压射流水切割机(OMAX,Proto Max)将制备的复合材料层压板按照落锤冲击实验标准要求的试样尺寸,裁切成150 mm×100 mm的冲击试样。

1.3 测试与表征

采用超声波扫描显微镜(PVA,AM300)对冲击前、后的SCF35/PAEK复合材料试样进行无损

表1 国产T300级碳纤维(SCF35)/PAEK预浸带参数及其复合材料基本性能

Table 1 Parameters of domestic T300 grade carbon fiber (SCF35)/PAEK prepreg and its basic composite properties									
Prepregs	FAW/ (g·m ⁻²)	FC/%	RC/%	Tensile properties (0°)		Compression properties (0°)		Flexural properties (0°)	
				Strength/ MPa	Modulus/ GPa	Strength/ MPa	Modulus/ GPa	Strength/ MPa	Modulus/ GPa
SCF35/PAEK-L	145±5	52±3	40±2	1 730	119	1 140	116	1 400	117
SCF35/PAEK-H				1 720	125	1 200	118	1 560	118

Notes: FAW—Fiber areal weight of SCF35/PAEK prepreg; FC—Fiber content by volume of SCF35/PAEK prepreg; RC—Resin content by weight of SCF35/PAEK prepreg; SCF35/PAEK-L—Composites of SCF35 carbon fiber reinforced low flowability poly aryl ether ketone; SCF35/PAEK-H—Composites of SCF35 carbon fiber reinforced high flowability poly aryl ether ketone.

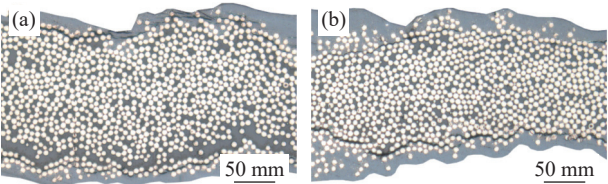


图2 SCF35/PAEK 预浸带的浸渍质量: (a) SCF35/PAEK-L; (b) SCF35/PAEK-H

Fig. 2 Impregnation quality of SCF35/PAEK prepreg: (a) SCF35/PAEK-L; (b) SCF35/PAEK-H

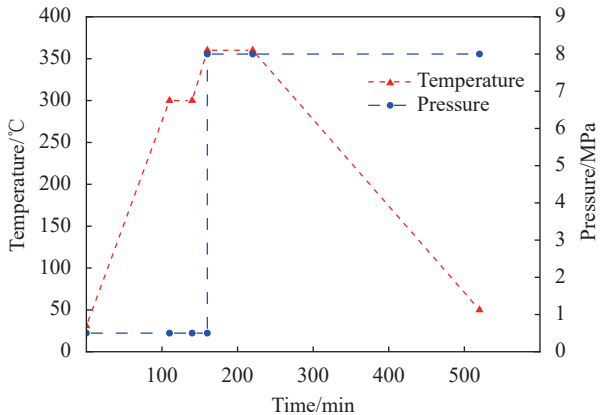


图3 SCF35/PAEK 复合材料成型工艺

Fig. 3 Forming process of SCF35/PAEK composite

检测，测试复合材料中冲击损伤面积，超声波扫描显微镜所用换能器为 10 MHz，扫描模式为透射模式，扫描强度增益为 28 dB。

SCF35/PAEK 复合材料冲击实验采用落锤冲击实验机 (Instron, CEAST 9350) 完成，冲击过程依照标准 ASTM D7136^[20] 进行，将制备好的试样置于样品台上，并设置响应的冲击能量进行冲击实验，冲击锤头为直径为 16 mm 半球形，落锤重量为 10.28 kg。测试过程研究树脂基体特性对复合材料抗冲击性能的影响时，设置冲击能量为 6.67 J/mm；研究冲击能量对复合材料抗冲击性能的影响时，以 6.67 J/mm 为参考标准，采用不同的冲击能量使复合材料试样从表面轻微损伤直至表面凹坑深度大于 1.0 mm，设置冲击能量分别为 25 J、30 J、35 J、40 J、45 J、50 J。针对不同的体系、不同冲击能量分别准备 3 个试样，冲击测试后采集复合材料试样的表面凹坑深度、凹坑直径、内部损伤面积等数据。

SCF35/PAEK 复合材料准静态压入实验采用兰博三思万能材料实验机 (LabSans, LD 24) 配合准静态压入夹具完成，测试标准 ASTM D 6264^[21]，试样的尺寸为 150 mm×150 mm，压头为直径 12.7 mm

的半球形，测试速度为 2 mm/min，测试根据 50 J 冲击实验中锤头的位移，进行一次位移为 6.5 mm 的完整的压入测试，根据完整压入实验过程中的载荷位移曲线分别选取复合材料弹性变形阶段、纤维断裂阶段、裂纹扩展阶段、损伤持续扩展阶段的特征位移进行其余的准静态压入实验。

SCF35/PAEK 复合材料冲击后压缩 (Compression after impact, CAI) 性能测试采用 600 kN 材料实验机 (MTS, E45.605) 配合冲击后压缩夹具完成，测试标准 ASTM D7137^[22]，压缩夹具中螺钉的紧固扭力为 7 N·m，测试速度为 1.25 mm/min，测试完成后计算复合材料的冲击后压缩强度及其平均值。

除此之外，采用 X 射线显微镜 (ZEISS, Xradia 520 Versa) 对准静态压入实验后的试样进行 Micro-CT 无损检测，分析复合材料冲击损伤形成过程；采用 3D 超景深显微镜 (HIROX, RH8800) 对不同冲击能量下复合材料的表面凹坑形貌进行表征；采用光学显微镜 (Leica, Microsystems CMS) 对表面凹坑深度达到 1.0 mm 的冲击试样进行形貌分析，研究目视可见冲击损伤试样的破坏形貌。

2 结果与讨论

2.1 树脂基体性能对复合材料抗冲击性能的影响

不同熔体黏度的 PAEK 复合材料的冲击性能相关数据及国产 T300/EP 热固性复合材料的冲击性能汇总见表 2。可知，SCF35/PAEK-L 复合材料的平均冲击凹坑深度为 ~0.6 mm，平均损伤面积为 ~5.3 cm²，冲击后压缩强度为 ~307 MPa；SCF35/PAEK-H 复合材料的平均冲击凹坑深度为 ~1.0 mm，平均伤损面积为 ~10.0 cm²，冲击后压缩强度为 ~205 MPa。日本东丽公司生产的牌号为 TC1225 的标准模量碳纤维增强 PAEK 复合材料的冲击后压缩强度为 ~310 MPa^[23]，同级别热固性复合材料国产 T300/EP 的冲击后压缩强度为 ~197 MPa。对比表中数据可知，SCF35/PAEK-L 复合材料比 SCF35/PAEK-H 复合材料具有更高的抵抗冲击的能力，与 TC1225 复合材料的冲击性能相差无几，并且明显优于同级别热固性复合材料。

两种复合材料受冲击后的内部损伤面积情况如图 4 所示。能够直观地看出，相同冲击条件下 SCF35/PAEK-H 复合材料比 SCF35/PAEK-L 复合材料损伤面积大，在试样的损伤区域可以看到一个纺锤形的损坏区域，且纺锤型损伤总是沿着 45° 的方向，这是由于在冲击能量的作用下，复合材料

表 2 SCF35/PAEK 复合材料的抗冲击损伤性能

Table 2 Impact damage resistance of SCF35/PAEK composites

System	Impact energy/(J·mm ⁻¹)	Dent depth/mm	Damage area/cm ²	CAI/MPa
SCF35/PAEK-L	6.67	0.6 ± 0.04	5.3 ± 0.3	307 ± 16
SCF35/PAEK-H		1.0 ± 0.09	10.0 ± 0.9	205 ± 11
Domestic T300/EP		0.3 ± 0.03	11.0 ± 1.34	197 ± 15
TC1225 ^[23]	30.5 J	—	—	310 ± 11

Notes: CAI—Compression after impact strength of SCF35/PAEK composites; TC1225—Standard modulus carbon fiber reinforced PAEK prepreg manufactured by Toray Corporation of Japan; EP—Epoxy resin.

分层总是沿着裂纹下层的纤维方向扩展，随着冲击能量向下的传递，试样底层的损伤面积远大于试样顶层的损伤面积，因而在投影状态下呈现带有取向的纺锤形损伤^[24]。复合材料的冲击损伤面积与分层损伤行为有直接关系，SCF35/PAEK-H 的损伤面积比 SCF35/PAEK-L 的损伤面积高出 ~90%，由此可见，以 PAEK-L 为基体的复合材料具有更高的抵抗分层损伤的能力。

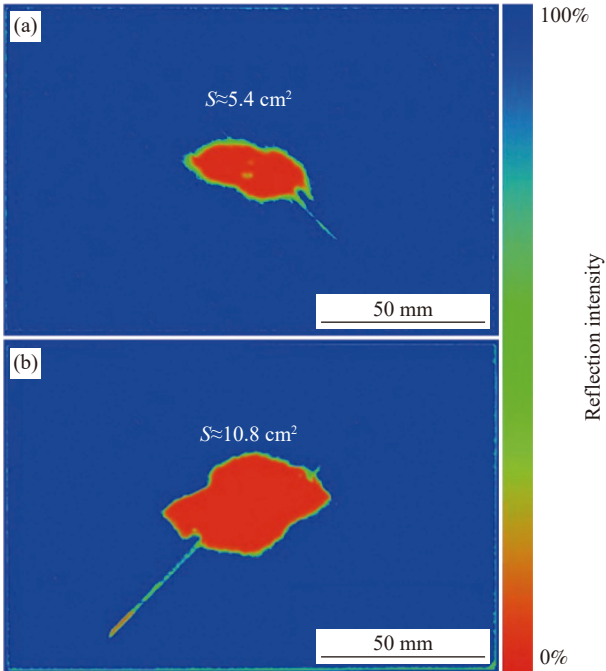


图 4 SCF35/PAEK 复合材料中典型的冲击损伤面积 S：
(a) SCF35/PAEK-L；(b) SCF35/PAEK-H

Fig. 4 Typical impact damage areas S in SCF35/PAEK composites:
(a) SCF35/PAEK-L; (b) SCF35/PAEK-H

复合材料冲击实验过程中，冲击载荷与冲击位移间的典型关系如图 5 所示，冲击能量与冲击时间的典型关系如图 6 所示。图 5 中将复合材料的冲击过程分为 3 个部分^[25]，初始椭圆虚线部分为弹性变形阶段，该部分冲击载荷与冲击位移基本呈现线性关系，其中曲线中的波折部分为试样

的震荡引起，SCF35/PAEK-L 复合材料中弹性阶段的初始损伤载荷为 ~9 kN，SCF35/PAEK-H 复合材料中弹性阶段的初始损伤载荷为 ~5 kN，这说明 SCF35/PAEK-L 复合材料比 SCF35/PAEK-H 复合材料具有更高的韧性，受到冲击后能够产生较大的形变，进而承受更高的冲击载荷，当载荷大于初始损伤载荷时复合材料开始破坏；中部矩形虚线部分为试样破坏阶段，该部分曲线中载荷呈现大幅度震荡的状态，该现象通常是由试样中树脂断裂、纤维断裂、试样分层、试样震荡共同造成^[26]，复合材料中树脂与纤维的断裂及分层将导致载荷下降，当分层的扩展遇到阻碍时，复合材料的载荷再次上升，并且随着试样挠曲变形程度的增加及试样的震荡，复合材料的分层会扩展至相邻层，进而导致载荷再次下降，SCF35/PAEK-L 复合材料的载荷震荡区间小于 SCF35/PAEK-H 复合材料的载荷震荡区间，这说明 PAEK-L 树脂基复合材料相较于 PAEK-H 复合材料在受到冲击后具有更高的抵抗分层损伤扩展的能力；结尾椭圆虚线部分为落锤反弹阶段，此时复合材料中储存的弹性势能转变为落锤的动能。复合材料中的不同的初始损伤载荷和载荷震荡区间说明不同特性树脂基体的复合材料具有明显不同的抗冲击性能，SCF35/PAEK-L 复合材料相较于 SCF35/PAEK-H 复合材料具有较

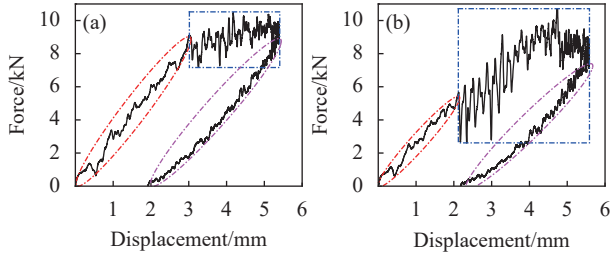


图 5 SCF35/PAEK 复合材料典型的冲击载荷与冲击位移间的关系：
(a) SCF35/PAEK-L；(b) SCF35/PAEK-H

Fig. 5 Typical relationship between impact load and impact displacement for SCF35/PAEK composites: (a) SCF35/PAEK-L; (b) SCF35/PAEK-H

高的抵抗冲击破坏的能力。

图 6 为 SCF35/PAEK 复合材料典型的冲击能量与冲击时间的关系曲线。可知，复合材料的冲击能量随时间的增长呈现先增加后降低的趋势，对应冲击锤头与试样接触后，冲击能量逐渐增加，然后锤头反弹，冲击能量降低的过程。当锤头与试样接触的瞬间，冲击速度达到最大值，冲击能量为零；随后锤头速度降为零，试样的冲击能量达到最大值，此时一部分冲击能量使试样产生破坏，一部分能量转化为试样的弹性势能；最后试样的弹性势能转化为锤头的动能，试样的冲击能量逐渐减小。从图中可以看出，SCF35/PAEK-L 复合材料的冲击过程中能量损耗平均为~62%，SCF35/PAEK-H 复合材料的冲击过程中能量损耗平均为~68%。复合材料冲击过程中的能量损耗通常是由树脂基体的碎裂、塑性变形、纤维的断裂及分层损伤造成的^[27]，SCF35/PAEK-H 复合材料在冲击的过程中产生了较大的表面凹坑尺寸及分层损伤面积，因而表现出比 SCF35/PAEK-L 复合材料更高的能量损耗水平。

上述数据说明 SCF35/PAEK-L 复合材料的抗冲击性能优于 SCF35/PAEK-H 复合材料，这可能是由树脂基体性能及复合材料性能的差异造成的。测试结果显示^[19]，PAEK-L 树脂基体的拉伸强度为~96 MPa，拉伸模量为~4.0 GPa，缺口冲击强度为~5.7 kJ/m²；PAEK-H 树脂基体的拉伸强度为~95 MPa，拉伸模量为~3.9 GPa，缺口冲击强度为~5.7 kJ/m²，两种树脂基体的力学性能差异较小，其力学性能对复合材料的抗冲击性能影响较小，

因此两种复合材料抗冲击性能的差异可能是复合材料相关性能的差异。研究认为复合材料的抗冲击性能受到复合材料界面性能及层间性能的影响^[28]，复合材料的界面性能通常采用 90°拉伸性能、界面剪切性能、短梁剪切性能表征，复合材料的层间性能通常采用断裂韧性进行表征^[29-31]。

前期工作中研究了两种不同流动性的 PAEK 树脂基体对其复合材料界面性能及层间性能的影响^[19]，结果显示 SCF35/PAEK-L 复合材料的 90°拉伸强度为~55 MPa，界面剪切强度为~64 MPa，短梁剪切强度为~86 MPa，I 型断裂韧性为~938 J/m²，II 型断裂韧性为~2 232 J/m²；SCF35/PAEK-H 复合材料的 90°拉伸强度为~76 MPa，界面剪切强度为~79 MPa，短梁剪切强度为~92 MPa，I 型断裂韧性为~638 J/m²，II 型断裂韧性为~1 702 J/m²。结果显示 SCF35/PAEK-H 复合材料相较于 SCF35/PAEK-L 复合材料具有较高的界面性能，这与复合材料树脂基体的黏度有关，复合材料中树脂基体黏度对界面性能的影响机制如图 7 所示，PAEK-H 树脂基体具有较低的黏度，能够与表面有沟槽的 SCF35 碳纤维形成 Wenzel 接触状态^[32]，即树脂充分浸润碳纤维表面的微观沟槽，形成较强的机械啮合作用，进而表现出较高的界面强度；PAEK-L 树脂基体具有较高的黏度，无法完全填充纤维表面的微观沟槽结构，树脂与碳纤维形成 Cassie 接触状态^[33]，即树脂基体与纤维表面的沟槽间存在微小的空隙，无法形成较强的啮合效应，进而表现出较低的界面强度。SCF35/PAEK-L 复合材料相较于 SCF35/PAEK-H 复合材料具有较高的层间性

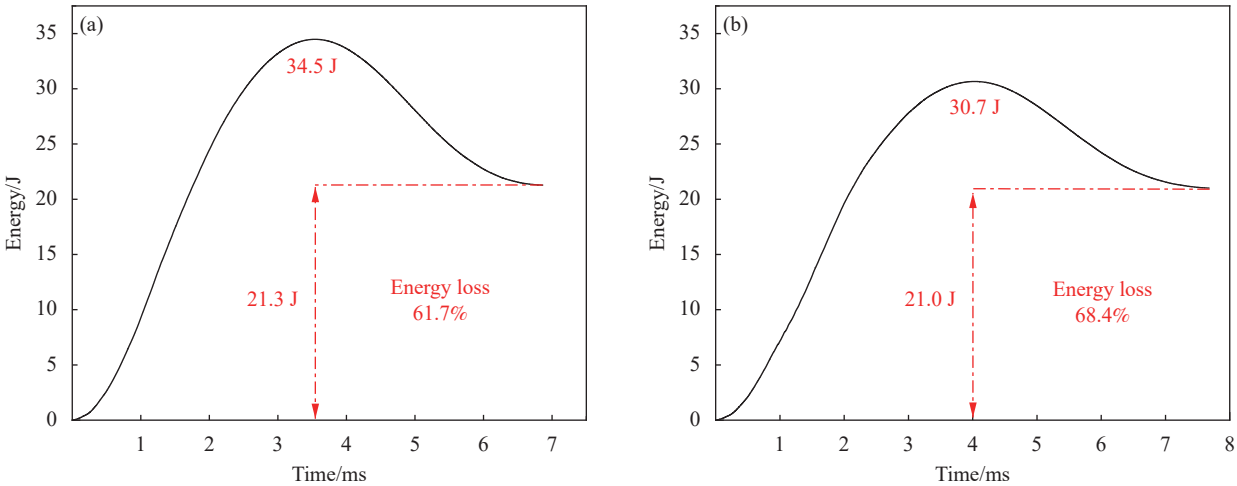


图 6 SCF35/PAEK 复合材料典型的冲击能量与冲击时间的关系：(a) SCF35/PAEK-L；(b) SCF35/PAEK-H

Fig. 6 Typical relationship between impact energy and impact time for SCF35/PAEK composites: (a) SCF35/PAEK-L; (b) SCF35/PAEK-H

能，这与树脂基体的塑性变形能力有关，复合材料的层间破坏形貌如图 8 所示，两种复合材料层间破坏过程中树脂基体均呈现撕裂状，不同的是 SCF35/PAEK-L 复合材料中树脂基体撕裂的尺寸较大，较大撕裂形貌将导致复合材料在破坏过程中消耗更多的能量^[34]，进而表现出较高的断裂韧性。两种复合材料的断裂韧性具有较大的差异，与树脂缺口冲击强度表现出来的趋势不同，这可能与测试方法有关，缺口冲击实验中引入的缺口造成了应力集中，并加大了试样的应变速率，使得两种材料无法表现出应有的塑性变形能力^[35]，而复合材料中的断裂韧性测试过程加载缓慢，能够使树脂基体表现出不同的塑性变形能力。

综上所述，造成 SCF35/PAEK-L 复合材料抗冲击性能优于 SCF35/PAEK-H 复合材料的原因是 SCF35/PAEK-H 复合材料中较高的界面性能使树

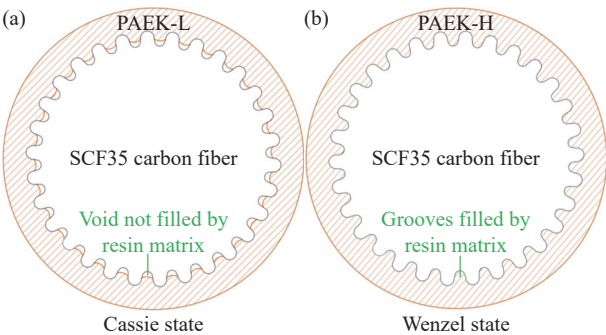


图 7 PAEK 树脂基体对 SCF35 碳纤维的浸润状态：(a) Cassie 接触状态；(b) Wenzel 接触状态

Fig. 7 Infiltration state of PAEK resin matrix on SCF35 carbon fiber: (a) Cassie state; (b) Wenzel state

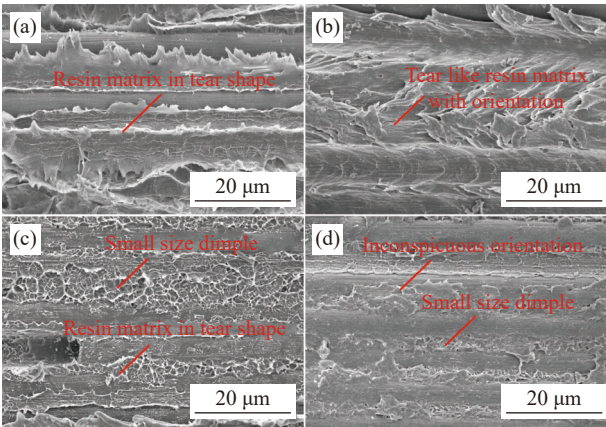


图 8 SCF35/PAEK 断裂形貌：(a) SCF35/PAEK-L I 型；(b) SCF35/PAEK-L II 型；(c) SCF35/PAEK-H I 型；(d) SCF35/PAEK-H II 型

Fig. 8 Fracture morphologies of SCF35/PAEK: (a) SCF35/PAEK-L type I; (b) SCF35/PAEK-L type II; (c) SCF35/PAEK-H type I; (d) SCF35/PAEK-H type II

脂与纤维间难以产生相对滑动和裂纹扩展，复合材料受到冲击时纤维将被裂纹切断^[17]，同时其较低的断裂韧性将产生更大的分层损伤、较大的分层面积及较多的纤维断裂使复合材料在冲击后压缩过程中难以表现出较高的剩余压缩强度^[36]。

2.2 冲击能量对复合材料抗冲击性能的影响

根据 2.1 节中列出的实验数据可知，SCF35/PAEK-L 复合材料具有较高的抗冲击性能，因而采用该体系研究冲击能量与复合材料损伤参数间的关系，并研究复合材料在 BVID 的状态下的剩余压缩强度。复合材料在不同冲击能量下的冲击载荷与冲击位移间的关系如图 9 所示。可以看出复合材料具有相似的弹性变形阶段，弹性阶段的初始损伤载荷为~9 kN；当载荷大于初始损伤载荷时复合材料开始破坏，随着冲击能量的增加，冲击位移逐渐增加，载荷呈现大幅度震荡的状态，该阶段复合材料以挠曲变形的方式吸收冲击能量，同时复合材料也产生树脂断裂、纤维断裂、试样分层等损伤消耗冲击能量；当复合材料的挠曲变形与损伤损耗的冲击能量使锤头速度为零时，复合材料挠曲变形储存的弹性势能将转变为落锤的动能，将落锤重新弹起。

复合材料在不同冲击能量下的冲击能量与冲击时间的关系如图 10 所示，由于设备的摩擦与损耗，复合材料受到的冲击能量与实验设定的能量相差 0.3~0.4 J，可以看出，随着冲击能量从 25 J 逐渐增加至 50 J，复合材料的能量损耗也从 56.1% 逐渐增加至 73.8%。

复合材料在不同冲击能量下的内部损伤面积如图 11 所示，复合材料表面凹坑的形貌如图 12 所示，汇总 SCF35/PAEK-L 复合材料冲击损伤相关的参数如图 13 所示。图 11 与图 12 显示，随着冲击能量的增加，复合材料内部的损伤面积与冲击面的凹坑深度及凹坑直径明显增加，图 13 显示复合材料表面凹坑的深度、凹坑直径、损伤面积均与冲击能量呈现一定的正相关性。对于热塑性复合材料，凹坑直径相对于凹坑深度是一个更容易目视检测的指标，如果采用凹坑直径作为目视检测的指标将降低 BVID 的门槛值，进而能够提高复合材料设计许用强度，扩展复合材料的应用范围。

SCF35/PAEK-L 复合材料的冲击后压缩强度与冲击能量的关系如图 14 所示。结果显示，复合材料的冲击后压缩强度随着冲击能量的增加呈现降

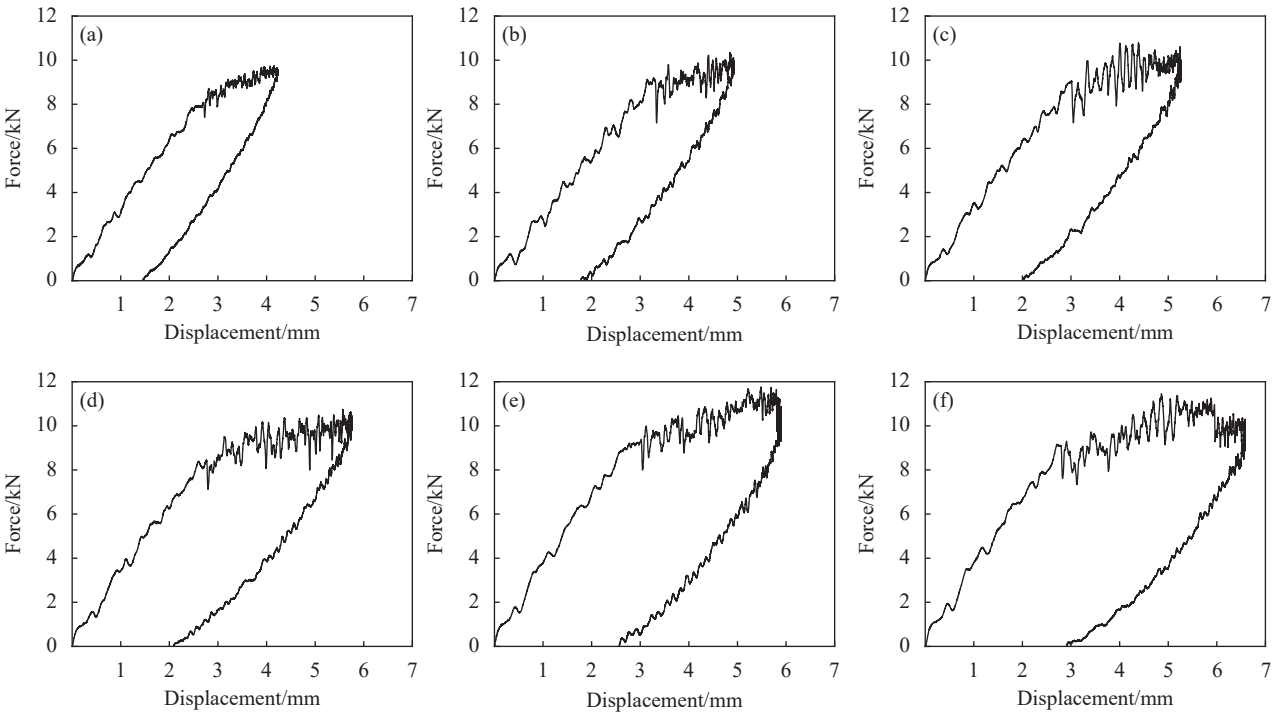


图9 SCF35/PAEK-L 复合材料不同冲击能量下冲击载荷与冲击位移的关系: (a) 25 J; (b) 30 J; (c) 35 J; (d) 40 J; (e) 45 J; (f) 50 J

Fig. 9 Relationship between impact load and impact displacement for different impact energies of SCF35/PAEK-L composites:

(a) 25 J; (b) 30 J; (c) 35 J; (d) 40 J; (e) 45 J; (f) 50 J

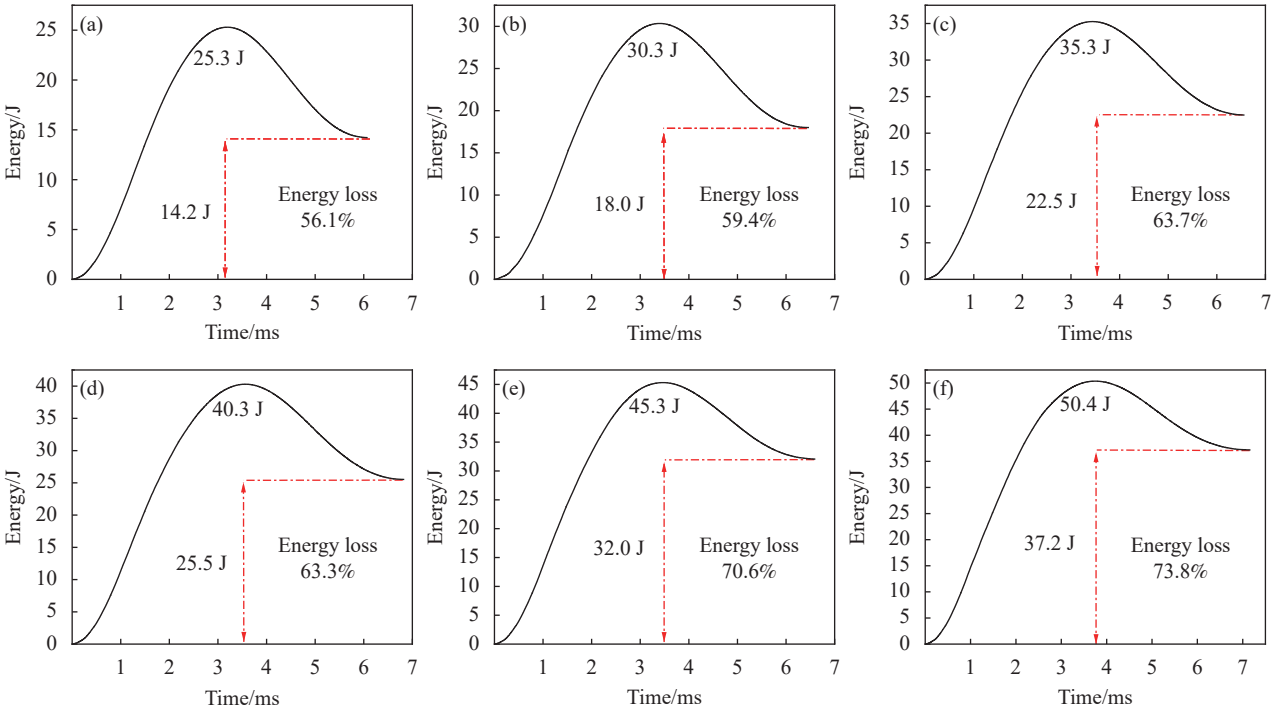


图10 SCF35/PAEK-L 复合材料不同冲击能量与冲击时间的关系: (a) 25 J; (b) 30 J; (c) 35 J; (d) 40 J; (e) 45 J; (f) 50 J

Fig. 10 Relationship between different impact energy and impact time of SCF35/PAEK-L composite: (a) 25 J; (b) 30 J; (c) 35 J; (d) 40 J; (e) 45 J; (f) 50 J

低的趋势，当冲击能量达到约 45 J 时，凹坑深度约为 1.0 mm，达到波音公司设定的 BVID 门槛值^[14]，此时复合材料的剩余压缩强度为~268 MPa。

2.3 SCF35/PAEK-L 复合材料的冲击损伤机制
SCF35/PAEK-L 复合材料冲击损伤的表面形貌如图 15 所示，SCF35/PAEK-L 复合材料的受冲击

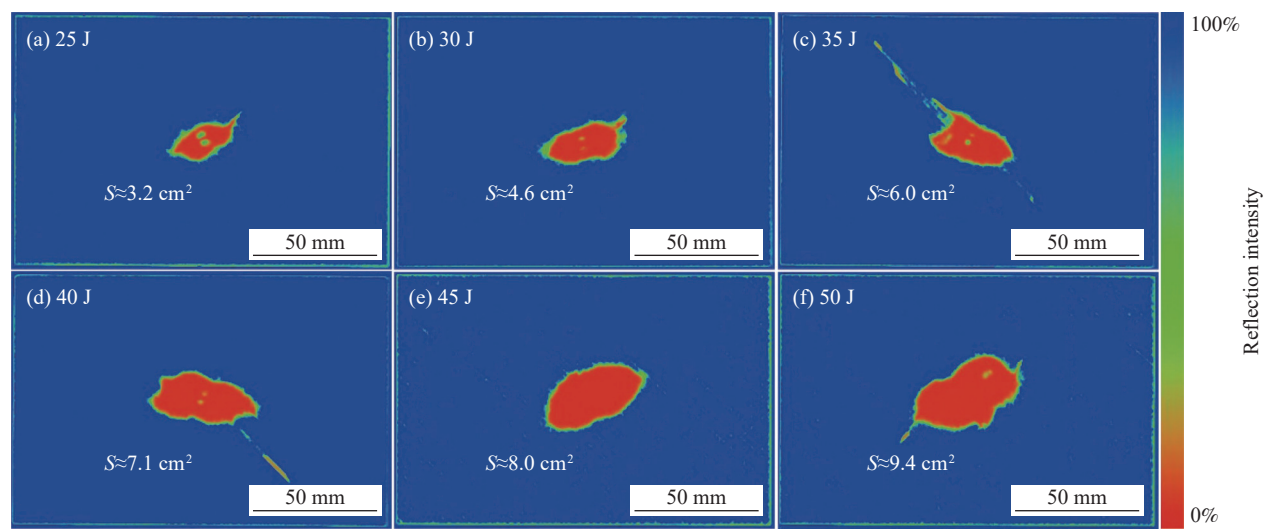


图 11 SCF35/PAEK-L 复合材料在不同冲击能量下的冲击损伤面积

Fig. 11 Impact damage area of SCF35/PAEK-L composite at different impact energies

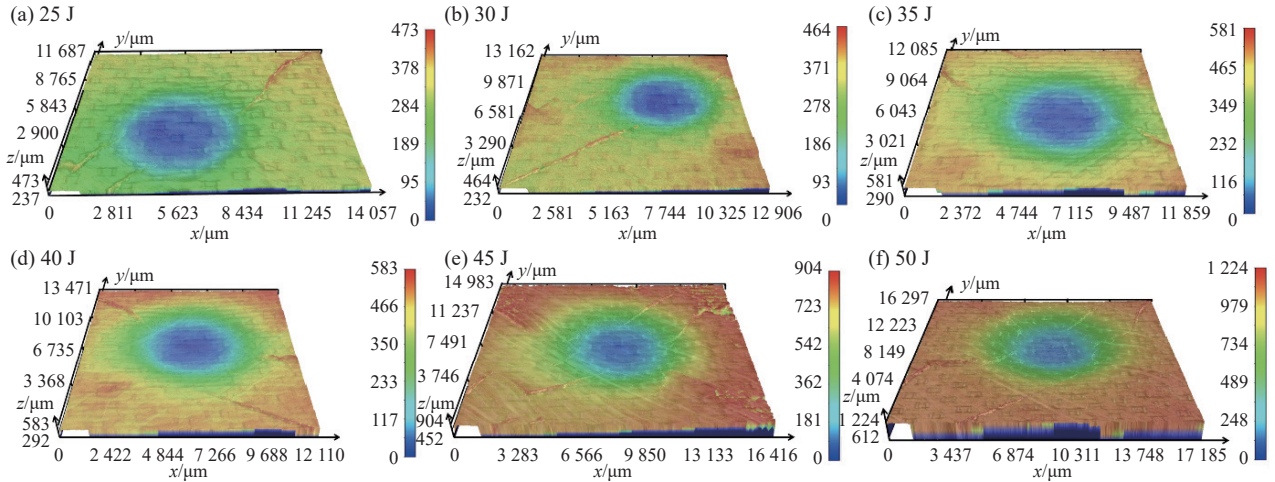


图 12 SCF35/PAEK-L 复合材料在不同冲击能量下的表面凹坑形貌

Fig. 12 Morphologies of surface dent of SCF35/PAEK-L composite at different impact energies

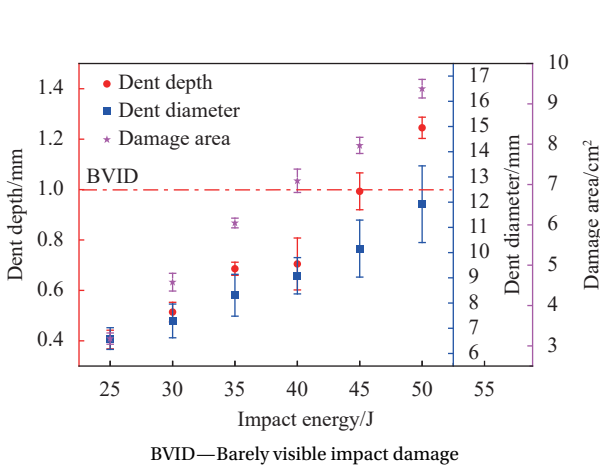


图 13 SCF35/PAEK-L 复合材料的凹坑深度、凹坑直径、损伤面积与冲击能量的关系

Fig. 13 Relationship between dent depth, dent diameter, damage area and impact energy of SCF35/PAEK-L composite

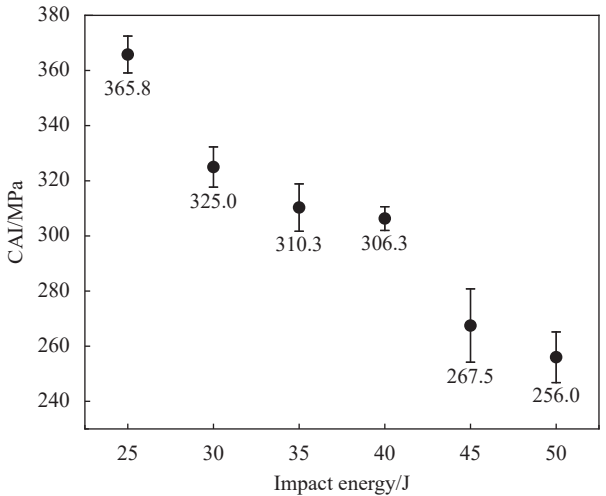
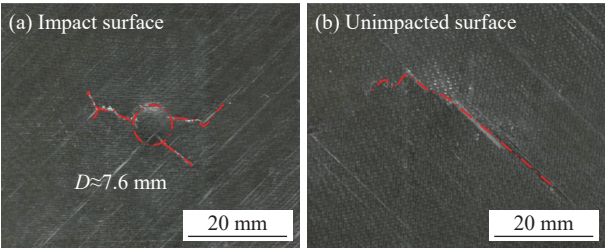


图 14 SCF35/PAEK-L 复合材料不同冲击能量下的冲击后压缩强度

Fig. 14 Compression strength after impact of SCF35/PAEK-L composites at different impact energies

面，表面存在直径为~7.6 mm 的圆形凹坑，凹坑的边缘有近似垂直于纤维方向的裂纹扩展，随着裂纹的扩展，裂纹末端又沿着纤维方向扩展；背冲击面中，存在较长的沿着纤维方向扩展的裂纹，在裂纹末端有部分近似垂直于纤维方向的裂纹扩展。热塑性复合材料受到冲击后形成较大的凹坑深度及凹坑直径，为复合材料冲击损伤后的目视检测提供极大的帮助。



D—Diameter of the dent on the impact-damaged surface of the composites

图 15 SCF35/PAEK-L 复合材料的冲击损伤表面形貌
Fig. 15 Impact damage surface morphologies of composite

SCF35/PAEK-L 复合材料受到冲击时表面形成较为明显的凹痕，具有易于观察的凹坑深度与凹坑直径，凹坑深度作为损伤阻抗的重要衡量指标，被广泛应用于冲击损伤的目视检测过程中^[37]，为了验证热塑性复合材料表面损伤的目视可见性能，采集了 SCF35/PAEK-L 复合材料的凹坑回弹数据如图 16 所示。结果显示，复合材料表面凹坑深度在冲击后的第 1 h 内回弹幅度较大，在 24 h 后趋于稳定，凹坑深度回弹~0.1 mm，热塑性复合材料表面凹坑回弹后仍然具有较明显的凹痕。

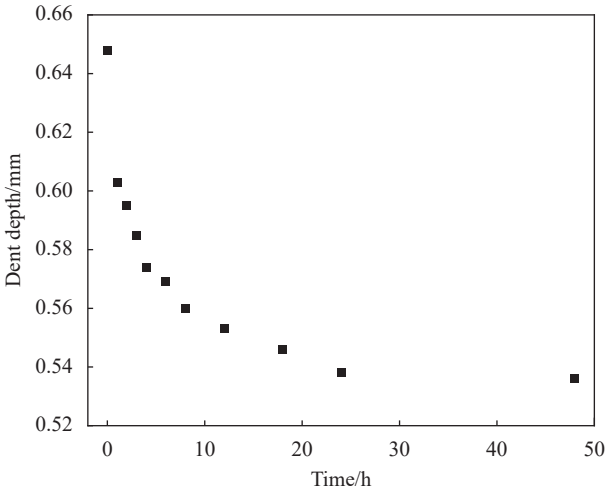


图 16 SCF35/PAEK-L 复合材料的凹坑回弹变化
Fig. 16 Resilience variation of surface dent depth of SCF35/PAEK-L composite

SCF35/PAEK-L 复合材料完整的准静态压入过

程中载荷与位移的关系曲线如图 17 所示，准静态压入过程与冲击过程相比减少了试样震荡及锤头反弹的过程，因此其载荷与位移曲线更加平滑，但两种模式下复合材料的破坏机制基本相同^[18]。图中标识了复合材料在弹性变形阶段、纤维断裂阶段、裂纹扩展阶段、损伤持续扩展阶段的表面凹坑形貌。锤头位移为 3.0 mm 的弹性变形阶段，复合材料表面仅存在微小的凹坑，锤头位移为 3.7 mm 的纤维断裂阶段时，复合材料表面凹坑的周围发生纤维断裂，随着锤头位移增加，复合材料表面凹坑持续扩大，凹坑周围的裂纹尺寸也扩展。

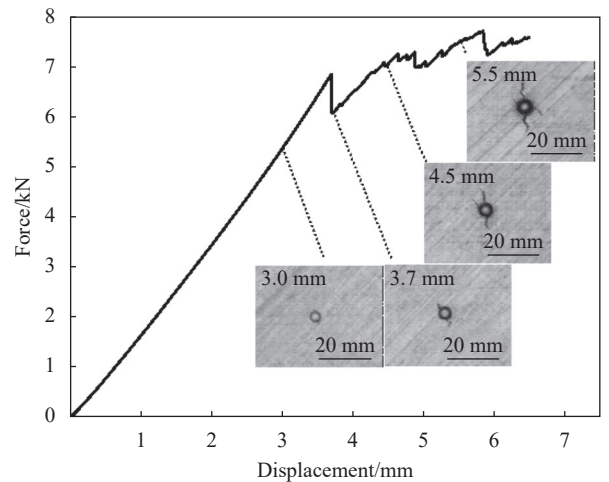


图 17 SCF35/PAEK-L 复合材料在准静态压入过程中的载荷-位移曲线及表面凹坑形貌

Fig. 17 Load-displacement curves and surface crater morphologies of SCF35/PAEK-L composites during quasi-static indentation process

SCF35/PAEK-L 复合材料准静态压入过程中不同阶段的内部形貌如图 18 所示。锤头位移为 3.0 mm 时复合材料表面产生微小凹坑，试样内部形貌显示，复合材料的树脂基体在载荷作用下产生塑性变形，碳纤维则随着树脂基体的塑性变形产生弯曲，进而形成表面凹坑。锤头位移为 3.7 mm 时复合材料表面凹坑深度与凹坑直径进一步扩大，复合材料的背面产生裂纹，结合图 18 中试样形貌与图 17 中的曲线可以发现，随着载荷的增加，复合材料发生挠曲变形，当载荷超过复合材料的承受极限时，复合材料背面的纤维在拉伸应力的作用下发生断裂，复合材料表面凹坑周围的纤维在压应力的作用下发生折断，进而表现为垂直于纤维方向的裂纹。锤头位移为 4.5 mm 时复合材料背面产生的裂纹在拉伸应力的作用下逐渐向复合材料内部扩展，试样挠曲变形的过程中，

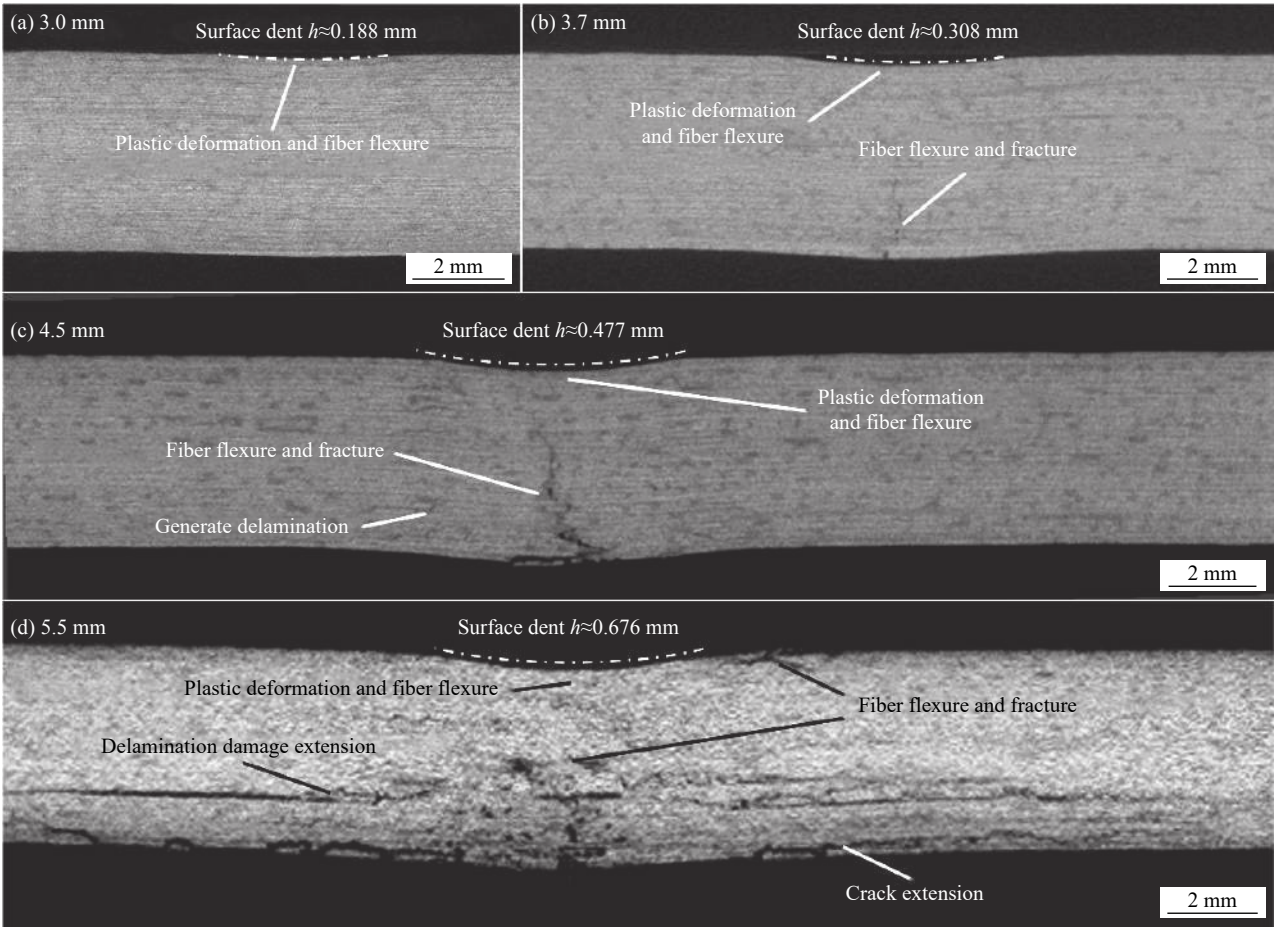


图 18 SCF35/PAEK-L 复合材料在准静态压入过程中不同阶段的内部形貌

Fig. 18 Internal morphologies of SCF35/PAEK-L composite at different stages in quasi-static indentation process

复合材料中各层在剪切力的作用下产生分层^[38]。锤头位移为 5.5 mm 时，明显观察到复合材料表面凹坑周围的纤维在压缩应力的作用下发生断裂，复合材料中的分层损伤进一步扩展。

3 结论

(1) 流动性低、黏度高的聚芳醚酮树脂 (PAEK-L) 树脂相较于流动性高、黏度低的聚芳醚酮树脂 (PAEK-H) 树脂，能够与国产 T300 级碳纤维 (SCF35) 形成适中的界面强度，且具有较高的塑性变形能力，其复合材料具有更高的抗冲击性能。SCF35/PAEK-L 复合材料体系的冲击能量损耗比 SCF35/PAEK-H 复合材料体系低约 7%，损伤面积小约 90%，冲击后压缩强度高约 50%。

(2) SCF35/PAEK-L 复合材料中表面凹坑的深度随冲击能量的增加呈增加的趋势，冲击后压缩强度随冲击能量的增加呈降低的趋势。当 SCF35/PAEK-L 复合材料的表面凹坑深度达到 1.0 mm 左右，即达到勉强目视可见冲击损伤 (BVID) 阈值

时，剩余压缩强度约为 268 MPa。

(3) SCF35/PAEK-L 复合材料冲击后表面凹坑主要由树脂基体的塑性变形及纤维屈曲造成，表面凹坑周围的裂纹由压缩应力造成，复合材料背面的裂纹由拉伸应力造成，复合材料的分层损伤由剪切力造成。

参考文献：

[1] LIU H B, LIU J, DING Y Z, et al. The behaviour of thermo-plastic and thermoset carbon fiber composites subjected to low-velocity and high-velocity impact[J]. *Journal of Materials Science*, 2020, 55(33): 15741-15768.

[2] JOGUR G, NAWAZ KHAN A, DAS A, et al. Impact properties of thermoplastic composites[J]. *Textile Progress*, 2018, 50(3): 109-183.

[3] 谌广昌, 姚佳楠, 张金栋, 等. 高性能热塑性复合材料在直升机结构上的应用与展望[J]. *航空材料学报*, 2019, 39(5): 24-33.

CHEN Guangchang, YAO Jia'nan, ZHANG Jindong, et al. Application and prospect of high performance thermo-plastic composites in helicopter structure[J]. *Journal of*

- [Aeronautical Materials](#), 2019, 39(5): 24-33(in Chinese).
- [4] 杨洋, 见雪珍, 袁协尧, 等. 先进热塑性复合材料在大型客机结构零件领域的应用及其制造技术[J]. [玻璃钢](#), 2017, 4(194): 3-17.
- YANG Yang, JIAN Xuezheng, YUAN Xieyao, et al. Application and manufacturing technology of advanced thermoplastic composites in structural parts of large passenger aircraft[J]. [Fiber Reinforced Plastics](#), 2017, 4(194): 3-17(in Chinese).
- [5] 郭云竹. 热塑性复合材料研究及其在航空领域中的应用[J]. [纤维复合材料](#), 2016, 33(3): 20-23.
- GUO Yunzhu. Research on thermoplastic composites and its application in the field of aviation[J]. [Fiber Composites](#), 2016, 33(3): 20-23(in Chinese).
- [6] 罗云烽, 姚佳楠. 高性能热塑性复合材料在民用航空领域中的应用[J]. [航空制造技术](#), 2021, 64(16): 93-102.
- LUO Yunfeng, YAO Jia'nan. Applications of high performance thermoplastic composites in civil aviation[J]. [Aeronautical Manufacturing Technology](#), 2021, 64(16): 93-102(in Chinese).
- [7] 王兴刚, 于洋, 李树茂, 等. 先进热塑性树脂基复合材料在航天航空上的应用[J]. [纤维复合材料](#), 2011, 28(2): 44-47.
- WANG Xinggang, YU Yang, LI Shumao, et al. The research on fiber reinforced thermoplastic composite[J]. [Fiber Composites](#), 2011, 28(2): 44-47(in Chinese).
- [8] 肇研, 刘寒松. 连续纤维增强高性能热塑性树脂基复合材料的制备与应用[J]. [材料工程](#), 2020, 48(8): 49-61.
- ZHAO Yan, LIU Hansong. Preparation and application of continuous fiber reinforced high performance thermoplastic resin matrix composites[J]. [Materials Engineering](#), 2020, 48(8): 49-61(in Chinese).
- [9] LAGACE P A, WILLIAMSON J E, WILSON TSANG P H, et al. A preliminary proposition for a test method to measure (impact) damage resistance[J]. [Journal of reinforced Plastics and Composites](#), 1993, 12(5): 584-601.
- [10] BYERS B A. Behavior of damaged graphite/epoxy laminates under compression loading[R]. Boeing Commercial Airplane Co. Seattle Wa, 1980.
- [11] 王俭, 沈真. 复合材料冲击损伤阻抗性能的试验研究[J]. [航空制造技术](#), 2009(S1): 161-164.
- WANG Jian, SHEN Zhen. Experimental study on impact damage resistance property of composites[J]. [Aeronautical Manufacturing Technology](#), 2009(S1): 161-164(in Chinese).
- [12] 沈真, 杨胜春, 陈普会. 复合材料层压板抗冲击行为及表征方法的实验研究[J]. [复合材料学报](#), 2008, 25(5): 125-133.
- SHEN Zhen, YANG Shengchun, CHEN Puhui. Experimental study on the behavior and characterization methods of composite laminates to withstand impact[J]. [Acta Materialae Compositae Sinica](#), 2008, 25(5): 125-133(in Chinese).
- [13] Department of Defense. Composite materials handbook: MIL-H DBK-17F[S]. Virginia: US Department of Defense, 2002.
- [14] MORTEAU E, FUALDES C. Composites@airbus damage tolerance methodology[C]//Workshop for Composite Damage Tolerance and Maintenance. Chicago, IL: Federal Aeronautics Administration. 2006: 1.
- [15] LIU H, LIU J, DING Y, et al. Investigations on the impact behaviour of fibre-reinforced composites: Effect of impact energy and impactor shape[J]. [Procedia Structural Integrity](#), 2020, 28: 106-115.
- [16] GE X, ZHANG P, ZHAO F, et al. Experimental and numerical investigations on the dynamic response of woven carbon fiber reinforced thick composite laminates under low-velocity impact[J]. [Composite Structures](#), 2022, 279: 114792.
- [17] BADER M G, BAILEY J E, BELL I. The effect of fibre-matrix interface strength on the impact and fracture properties of carbon-fibre-reinforced epoxy resin composites[J]. [Journal of Physics D: Applied Physics](#), 1973, 6(5): 572-586.
- [18] BULL D J, SPEARING S M, SINCLAIR I. Investigation of the response to low velocity impact and quasi-static indentation loading of particle-toughened carbon-fibre composite materials[J]. [Composites Part A: Applied Science and Manufacturing](#), 2015, 74: 38-46.
- [19] 顾洋洋, 姚佳楠, 王力风, 等. 聚芳醚酮树脂基体特性对复合材料界面性能和层间性能的影响[J]. [复合材料学报](#), 2023, 40(8): 4486-4495.
- GU Yangyang, YAO Jia'nan, WANG Lifeng, et al. Influence of poly aryl ether ketone resin matrix properties on interfacial properties and interlayer properties of composites[J]. [Acta Materialae Compositae Sinica](#), 2023, 40(8): 4486-4495(in Chinese).
- [20] 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.
- [21] ASTM. Standard test method for measuring the damage resistance of a fiber-reinforced polymer-matrix composite to a concentrated quasi-static indentation force: ASTM D6264/D6264 M-17[S]. West Conshohocken: ASTM International, 2017.
- [22] 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.
- [23] CLARKSON E. Medium toughness PAEK thermoplastics toray (Formerly TenCate) Cetex[®] TC1225 (LM PAEK) T700

- GC 12 K T1 E unidirectional tape 145 gsm 34% RC material allowables statistical analysis report[D]. Wichita: Wichita State University, 2020.
- [24] LU T, CHEN X, WANG H, et al. Comparison of low-velocity impact damage in thermoplastic and thermoset composites by non-destructive three-dimensional X-ray microscope[J]. *Polymer Testing*, 2020, 91: 106730.
- [25] YASAEI M, BOND I P, TRASK R S, et al. Damage control using discrete thermoplastic film inserts[J]. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2012, 43(6): 978-989.
- [26] SHAH S Z H, KARUPPANAN S, MEGAT-YUSOFF P S M, et al. Impact resistance and damage tolerance of fiber reinforced composites: A review[J]. *Composite Structures*, 2019, 217: 100-121.
- [27] ANDREW J J, SRINIVASAN S M, AROCKIARAJAN A, et al. Parameters influencing the impact response of fiber-reinforced polymer matrix composite materials: A critical review[J]. *Composite Structures*, 2019, 224: 111007.
- [28] TAN W, NAYA F, YANG L, et al. The role of interfacial properties on the intralaminar and interlaminar damage behaviour of unidirectional composite laminates: Experimental characterization and multiscale modelling[J]. *Composites Part B: Engineering*, 2018, 138: 206-221.
- [29] LU C, WANG J, LU X, et al. Wettability and interfacial properties of carbon fiber and poly (ether ether ketone) fiber hybrid composite[J]. *ACS Applied Materials & Interfaces*, 2019, 11(34): 31520-31531.
- [30] YAVAS D, ZHANG Z, LIU Q, et al. Interlaminar shear behavior of continuous and short carbon fiber reinforced polymer composites fabricated by additive manufacturing[J]. *Composites Part B: Engineering*, 2021, 204: 108460.
- [31] XU W, DING J C. Correction of the large displacement effect on determination of mode I interlaminar fracture toughness of composite[J]. *Engineering Fracture Mechanics*, 2020, 238: 107279.
- [32] WENZEL R N. Resistance of solid surfaces to wetting by water[J]. *Industrial & Engineering Chemistry*, 1936, 28(8): 988-994.
- [33] CASSIE A B D, BAXTER S. Wettability of porous surfaces[J]. *Transactions of the Faraday Society*, 1944, 40: 546-551.
- [34] DAVALLO M. Factors affecting fracture behaviour of composite materials[J]. *International Journal of ChemTech Research*, 2010, 2(4): 2125-2130.
- [35] 李东明. 塑料冲击试验方法的评价[J]. *塑料*, 1989, 18(4): 46-50.
- LI Dongming. Evaluation of plastics impact test method[J]. *Plastics*, 1989, 18(4): 46-50(in Chinese).
- [36] LOPRESTO V, CAPRINO G. Damage mechanisms and energy absorption in composite laminates under low velocity impact loads[M]//*Dynamic Failure of Composite and Sandwich Structures*. Dordrecht: Springer, 2013: 209-289.
- [37] RICHARDSON M O W, WISHEART M J. Review of low-velocity impact properties of composite materials[J]. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 1996, 27(12): 1123-1131.
- [38] SUN X C, HALLETT S R. Failure mechanisms and damage evolution of laminated composites under compression after impact (CAI): Experimental and numerical study[J]. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2018, 104: 41-59.