

碳纤维/环氧树脂复合材料 高速冲击性能

High speed impact properties of carbon
fiber/epoxy resin composites

顾善群^{1,2}, 刘燕峰^{1,2}, 李 军^{1,2}, 陈祥宝^{1,2}, 张代军^{1,2}, 邹 齐^{1,2}, 肖 锋^{1,2}

(1 中国航发北京航空材料研究院 软材料技术研究中心,
北京 100095; 2 中国航发北京航空材料研究院 先进
复合材料国防科技重点实验室, 北京 100095)

GU Shan-qun^{1,2}, LIU Yan-feng^{1,2}, LI Jun^{1,2}, CHEN Xiang-bao^{1,2},
ZHANG Dai-jun^{1,2}, ZOU Qi^{1,2}, XIAO Feng^{1,2}

(1 Soft Materials Technology Center, AECC Beijing Institute of
Aeronautical Materials, Beijing 100095, China; 2 National
Key Laboratory of Advanced Composites, AECC Beijing
Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China)

摘要: 采用树脂传递模塑(RTM)工艺制备碳纤维/环氧树脂复合材料,通过空气炮冲击实验研究树脂韧性和碳纤维类型对复合材料抗高速冲击性能的影响,并对高速冲击后的试样进行压缩性能测试,研究高速冲击损伤对复合材料剩余压缩性能的影响。结果表明:树脂的韧性可以降低复合材料遭受高速冲击时的内部损伤程度,大幅提高复合材料的抗高速冲击性能和冲击后剩余压缩性能;T700S 碳纤维增强复合材料抗高速冲击性能优于 T800H 碳纤维增强复合材料;复合材料的破坏模式与冲击速率有关,冲击速率较低时,复合材料弹击面出现圆形凹坑,背弹面出现鼓包;冲击速率较高时,复合材料弹击面出现圆形通孔,背弹面出现沿纤维方向撕裂断口。

关键词: 树脂传递模塑;碳纤维/环氧树脂复合材料;空气炮冲击实验;抗高速冲击性能;剩余压缩性能

doi: 10.11868/j.issn.1001-4381.2018.000501

中图分类号: TB332 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-4381(2019)08-0110-08

Abstract: The carbon fiber/epoxy resin composites were prepared by the resin transfer molding (RTM) process. Effect of resin toughness and carbon fiber type on the high speed impact properties was investigated using the air cannon impact test. The effect of high speed impact damage on the residual compressive property of the composites was studied by the compression performance test of the samples which were impacted at high speed. The results demonstrate that the resin toughness can greatly reduce the internal damage degree of composite materials subjected to high speed impact, and can improve the anti-high speed impact property and residual compressive property of the composites. Also, the anti-high speed impact property of T700S carbon fiber reinforced composites is superior to that of the T800H carbon fiber reinforced composites. The results also indicate that failure modes are highly dependent on the impact velocity. Specifically, when the impact velocity is low, the composites appear a circular pit on the impact surface while the back surface appears a convex protrusion. Also, when the impact velocity is high, a circular hole is formed on the impact surface of composites, and the tearing fracture along the fiber direction is observed on the back surface.

Key words: resin transfer molding (RTM); carbon fiber /epoxy resin composites; air cannon impact test; anti-high speed impact property; residual compressive property

民用涡扇发动机风扇转子叶片工作时在发动机内高速旋转,在外物撞击或内部缺陷的作用下,风扇叶片

如果失效发生断裂飞出,则需要被风扇机匣有效包容,否则风扇碎片很可能击穿机体而危及飞行安全^[1-5]。

目前,国内外航空公司对民用涡扇发动机风扇包容机匣都做了严格的包容性要求,如美国《发动机结构完整性大纲》(MIL-STD-1783B);英国《航空燃气涡轮发动机通用规范》(00-971);中国《航空发动机适航规定》(CCAR-33)和《航空涡轮发动机包容性要求》(GJB 3366—1998)等。同时,国内外航空公司也在积极研发有效的包容材料和包容结构,提高包容效率,降低发动机质量和油耗。传统民用涡扇发动机风扇包容机匣大多采用足够厚的钛合金、铝合金或结构钢制作^[6],由于钛合金(约 4.52g/cm³)、铝合金(约 2.7g/cm³)和结构钢(约 7.85g/cm³)密度较大,风扇包容机匣无法有效减重。相比于传统的金属材料,树脂基复合材料具有密度低(约 1.5g/cm³)、比强度、比模量高、可设计性强、耐疲劳和耐腐蚀等特点^[7-9],其替代传统金属材料制备风扇包容机匣成为新的技术发展趋势。例如 GE 公司采用[0/60/−60]二维三轴编织结构制备 GENx 涡扇发动机风扇包容机匣,其材料为东丽公司的 T700S-12000 碳纤维和 CYCOM 的 PR520 环氧树脂,该风扇包容机匣使发动机单台减重 160kg。

目前,风扇包容机匣用复合材料的高速冲击性能研究相关文献报道较少,仅有少量的树脂基复合材料包容机匣应用报道。已报道的树脂基复合材料高速冲击性能相关研究主要在防弹领域,不考虑材料的结构承载性能,仅研究材料的防弹性能,研究包括复合材料层合板的抗侵彻贯穿特性^[10-12]、材料抗侵彻破坏仿真模拟^[13]、防弹机理^[14-16]等,材料主要是高体积分数的芳纶纤维增强树脂基复合材料。然而,芳纶纤维强度和模量远低于碳纤维,高体积分数的芳纶复合材料含有大量的结构缺陷,其制备的制件内部质量无法检测,无法满足民用涡扇发动机风扇包容机匣的结构承载和检测使用要求。而风扇包容机匣需要同时满足结构承载和抗高速冲击性能要求,其材料仍以标准体积分数的碳纤维增强树脂基复合材料为主。此外,风扇包容机匣用复合材料抗高速冲击实验表征、高速冲击破坏机理的研究较少,尤其是不

同材料类型的复合材料高速冲击后的剩余力学性能研究方面无相关文献报道。而在实际工程应用中,风扇包容机匣遭受外物高速冲击后仍需要保持结构承载能力。

目前,民用涡扇发动机风扇包容机匣使用温度较低,高温固化碳纤维/环氧树脂复合材料可以满足其使用温度要求。因此,本工作采用树脂传递模塑(RTM)工艺制备碳纤维/环氧树脂复合材料,研究树脂韧性、碳纤维类型对复合材料抗高速冲击性能及剩余压缩性能的影响。

1 实验材料与方法

1.1 原材料

1[#] 环氧树脂和 2[#] 环氧树脂分别为自行研制的液态成型用高温固化非韧性环氧树脂和液态成型用高温固化韧性环氧树脂,其树脂性能见表 1。T800 碳纤维单向帘子布和 T700 碳纤维单向帘子布均为宜兴市新立织造有限公司生产,面密度约为 135g/m²,其中,T800 碳纤维和 T700 碳纤维均为日本东丽公司生产,材料牌号分别为 T800HB-12000,T700S-12000-50C,其性能见表 2。分别选用 1[#] 非韧性环氧树脂和 2[#] 韧性环氧树脂与 T800H 碳纤维单向帘子布,采用 RTM 工艺制备复合材料,其低速冲击后压缩强度(CAI)分别为 156,224MPa,测试标准为 ASTM D7136/D7137。

1.2 复合材料层合板的制备

将碳纤维单向帘子布按照[60/0/−60]_{6s}的铺层顺序铺放到模具中,选用 5mm 厚的垫框,密封合模,将模具和注胶罐放入烘箱中,当模具温度加热至(85±3)℃,进行树脂注射。完成树脂注射后,再按照(140±3)℃/2h+(180±3)℃/3h 固化工艺完成树脂固化。待模具自然冷却至 60℃以下,拆模取出,制得厚度约为 5mm 的复合材料层合板。根据选用不同的碳纤维和树脂,得到不同材料类型的复合材料层板(表 3),例如 T800-1 复合材料层板采用 1[#] 非韧性环氧树脂和 T800H 碳纤维单向帘子布制备而成。

表 1 1[#] 和 2[#] 环氧树脂的性能对比
Table 1 Performance comparison of 1[#] and 2[#] epoxy resin

Resin	Density/ (g·cm ⁻³)	Glass transition temperature/℃	Tensile strength/MPa	Tensile modulus/GPa	Elongation/ %	Bending strength/MPa	Bending modulus/GPa
1 [#] epoxy resin	1.26	128	59.9	2.97	2.17	115	3.24
2 [#] epoxy resin	1.28	145	88.1	3.56	3.2	165	3.34

表 2 T800H 和 T700S 碳纤维的性能对比
Table 2 Performance comparison of T800H and T700S carbon fiber

Fiber	Density/ (g·cm ⁻³)	Fiber diameter/ μm	Tensile strength/ GPa	Tensile modulus/ GPa	Elongation/ %	Price/ (¥·kg ⁻¹)
T800H carbon fiber	1.81	≈5	5.49	294	1.9	1700
T700S carbon fiber	1.80	≈7	4.90	230	2.1	340

表 3 RTM 工艺制备的复合材料层板

Table 3 Composite laminates processed by RTM

Sample	Epoxy resin	Carbon fiber	Fiber volume fraction/%
T800-1	1#	T800H	54
T800-2	2#	T800H	54
T700-2	2#	T700S	54

1.3 性能测试

复合材料的内部质量:采用北京航空材料研究院开发的 SM2000 型超声水浸 C 扫描探伤装置(探头为 5MHz 的聚焦探头,直径为 6mm)对复合材料层板进行超声 C 扫描,测试方法为水浸式脉冲反射法。

复合材料的抗高速冲击性能:采用南京航空航天大学能源与动力学院的空气炮实验装置对复合材料试样进行高速冲击实验,试样尺寸为 100mm×100mm 或 150mm×100mm,实验装置如图 1 所示。实验时,采用 2.52g 直径为 9mm、长为 5mm 的 45 钢制圆柱形子弹装于 0.85g 直径 12mm 的尼龙弹托中,并一起放入空气炮装弹处,调节气室气压,打开开关,在气室里的压缩空气作用下,子弹(含弹托)以一定的冲击速率垂直冲击试样中心,通过改变气室中气体的压力从而改变硬物飞出的速率。参考 GA950—2011 标准的弹道极限 V_{50} 的评定方法,计算复合材料的弹道极限 V_{50} 和弹道吸能 E_A 。其中, V_{50} 值参考 GA950—2011 标准计算获得,即取 3 发最高阻断速率和 3 发最低穿透速率结果相反、数量对等的 6 发测点弹速(最高阻断速率和最低穿透速率的速率差小于等于 38m/s),求算术平均值,记为 \bar{v} ,由 \bar{v} 值修正计算得到试样 V_{50} 值,如式(1)。根据试样 V_{50} 值,可计算出弹道吸能 E_A ,如式(2)。结合本实验参数($c_x=1, \rho=1.29\text{ kg/m}^3, m_f=3.37\times10^{-3}\text{ kg}, s=1/4\pi\times0.009^2\text{ m}^2$), V_{50} 值计算见式(3), E_A 计算见式(4)。

$$V_{50} = \bar{v}e^{-\frac{c_x \rho s}{2m_f}x} = (\sum_{i=1}^6 \frac{v_i}{6})e^{-\frac{c_x \rho s}{2m_f}x} \tag{1}$$

式中: \bar{v} 为测点弹速的算术平均值; v_i 为第 i 发有效命中测点弹速; x 为测点到靶点飞行距离; c_x 为弹体飞行阻力系数; ρ 为当地空气密度; m_f 为弹体质量; s 为弹体迎风面积。

$$E_A = \frac{1}{2}m_fV_{50}^2 \tag{2}$$

$$V_{50} = 0.9816(\sum_{i=1}^6 v_i/6) \tag{3}$$

$$E_A = 1.685\times10^{-3}V_{50}^2 \tag{4}$$

复合材料的剩余压缩性能:采用空气炮实验装置对复合材料试样进行高速冲击实验,试样尺寸为 150mm×100mm,对高速冲击后的试样进行超声 C 扫描表征其内部损伤程度,再采用 Instron 5582 万能试验机进行压缩性能测试,测试标准为 ASTM D7137。

2 结果与分析

2.1 复合材料层板的内部质量

RTM 工艺制备的复合材料层板极易出现孔隙、分层和干斑等缺陷,这些缺陷会降低复合材料的部分面内力学性能、湿热性能及材料使用寿命^[15]。因此,对制备的 T800-1, T800-2, T700-2 复合材料层板进行超声 C 扫描,检测结果如图 2 所示。可以看出,各复合材料层合板的底面回波幅度高,均大于 70%,这表明超声波在层板中的衰减小,采用 RTM 工艺制备的复合材料层板内部质量良好。

2.2 树脂韧性对复合材料高速冲击性能影响

2.2.1 抗高速冲击性能

分别选用 1# 非韧性环氧树脂和 2# 韧性环氧树脂,制备 5mm 厚的复合材料层板进行空气炮冲击实验,其冲击后试样照片见图 3, 4。可知,冲击速率较低

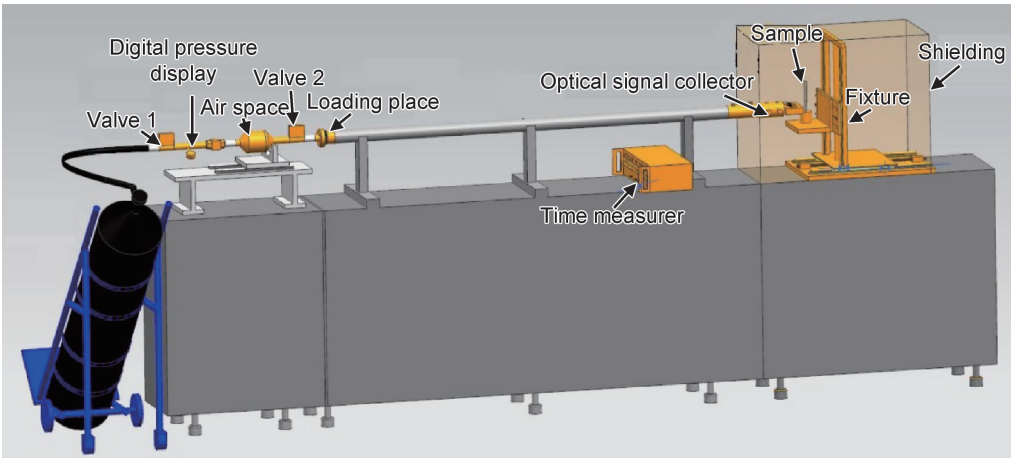


图 1 空气炮实验装置示意图

Fig. 1 Schematic diagram of air cannon test device

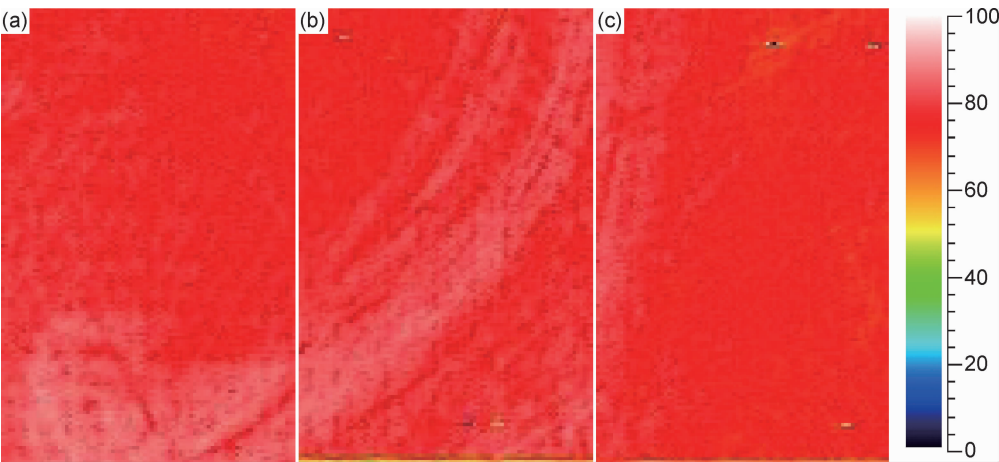


图 2 复合材料层板的超声 C 扫描图 (a) T800-1;(b)T800-2;(c)T700-2
Fig. 2 Ultrasonic C-scan images of composites (a) T800-1;(b)T800-2;(c)T700-2

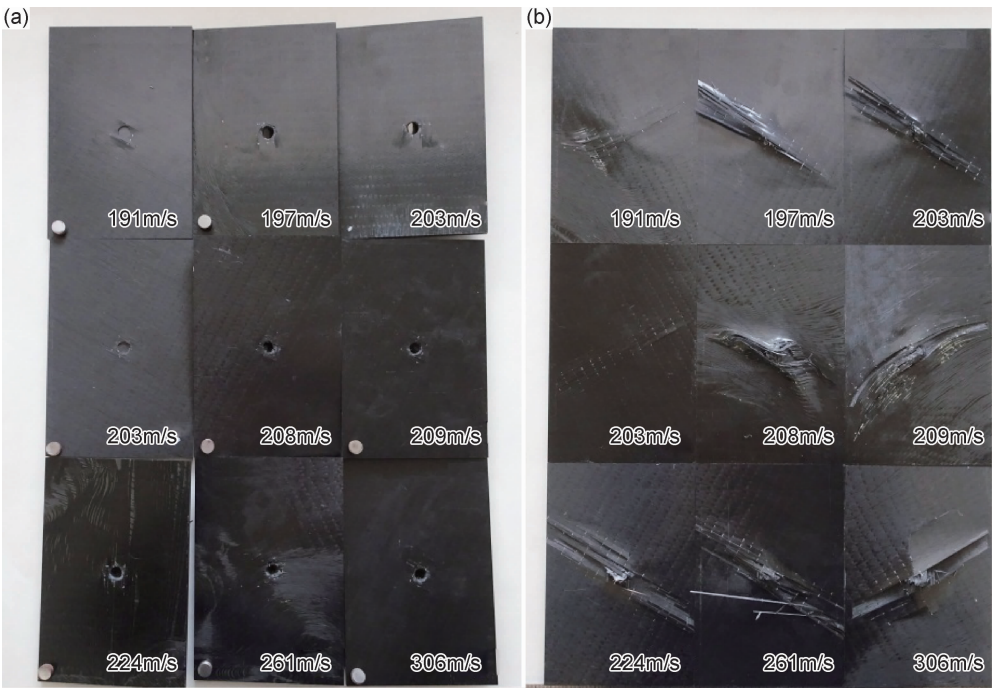


图 3 高速冲击后 T800-1 复合材料层板的弹击面(a)与背弹面(b)光学照片
Fig. 3 Optical image of T800-1 composites impact surface(a) and back surface(b)
after high speed impact

时,复合材料弹击面出现碳纤维剪切断裂和树脂压缩破裂形成的圆形凹坑,背弹面出现层间分层破坏和层间纤维挤出形成的鼓包。随着冲击速率的增加,复合材料弹击面的纤维剪切断裂数量和树脂压缩破裂区域增加,弹击面的圆形凹坑逐渐变深,层间分层区域扩大,层间分层数量增多,层间纤维挤出更加严重,背弹面的鼓包高度也增大,当背弹面表面的碳纤维拉伸变形超过其自身的断裂伸长率,碳纤维发生拉伸失效断裂,裂纹沿着纤维方向扩展,直至无法包覆子弹,发生子弹穿透,在弹击面形成圆形通孔,背弹面形成沿纤维方向撕裂断口。

复合材料抗高速冲击性能通常从弹道极限速率 V_{50} 、弹道吸能 E_A 进行评价。图 5 为 T800-1,T800-2 复合材料层板的抗高速冲击性能。其中,T800-1 的 V_{50} 值通过选用未击穿速率值 197,203,203m/s 和击穿速率值 208,209,224m/s(图 3),代入式(3)得到 V_{50} 值为 204m/s,代入式(4)得到 E_A 值为 70.1J。T800-2 的 V_{50} 值通过选用未击穿速率值 225,225,234m/s 和击穿速率值 238,238,243m/s(图 4),代入式(3)得到 V_{50} 值为 230m/s,代入式(4)得到 E_A 值为 89.1J。可以看出,碳纤维、铺层方式及纤维体积分数均相同时,

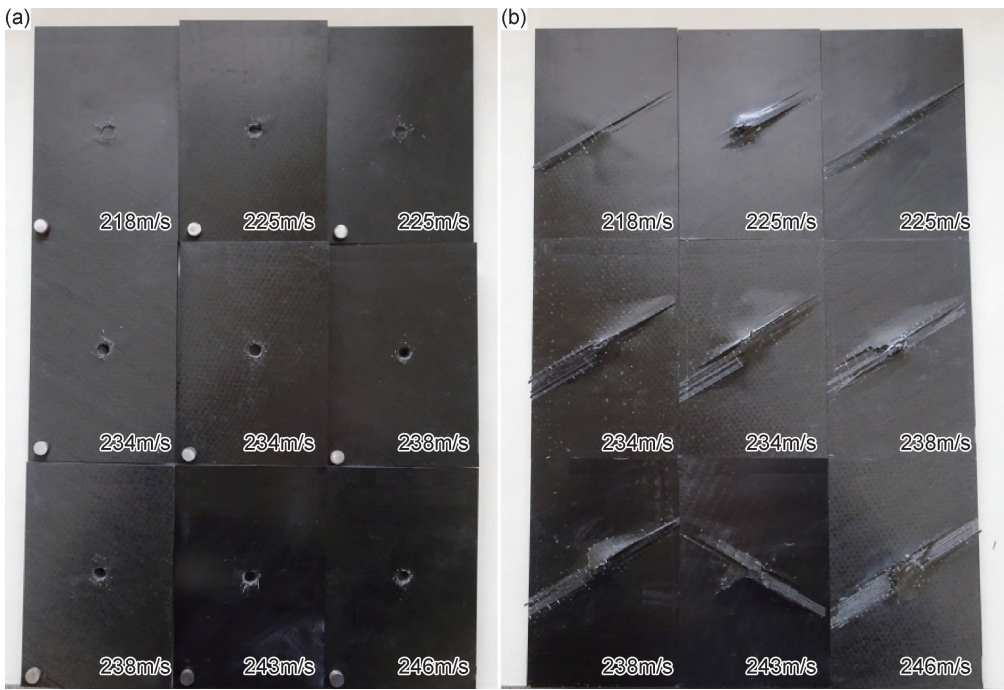


图 4 高速冲击后 T800-2 复合材料层板的弹击面(a)与背弹面(b)光学照片
Fig. 4 Optical images of T800-2 composites impact surface(a) and back surface(b) after high speed impact

采用 2[#] 韧性树脂制备的复合材料弹道吸能(89.1J)比 1[#] 非韧性树脂(70.1J)提高 27%，这表明树脂的韧性可以提高复合材料的抗高速冲击性能。这是因为 2[#] 韧性环氧树脂其制备的复合材料中，环氧树脂刚性交联网络中含有大量的柔性单元，柔性单元具有较高的断裂伸长率，受到外物冲击破坏时，应力波传递到复合材料内部，基体树脂中的柔性单元起到“钉锚”作用，将应力波均匀地分散，降低应力集中，同时其自身较高的断裂伸长率，对已产生的裂纹长大起到约束作用，裂纹长大需要消耗更高的能量，这大大降低复合材料的缺陷敏感性，同时提高复合材料的抗高速冲击性能。

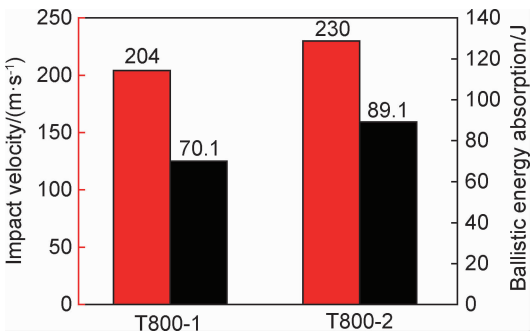


图 5 不同树脂类型的复合材料层板的抗高速冲击性能
Fig. 5 Anti-high speed impact properties of composites with different types of resin

2.2.2 高速冲击后剩余压缩性能

外物高速冲击极易对复合材料层板内部造成损伤。因此，对 2.2.1 节中经过空气炮冲击实验后的 T800-1, T800-2 复合材料层板首先进行超声 C 扫描，其中试样板的弹击面为 C 扫描时超声波入射面，其结果分别见图 6 与图 7。可知，外物高速冲击在 T800-1, T800-2 复合材料层板过程中内部产生大量的层间分层、碳纤维层间挤出、树脂破裂形成的内部损伤，损伤区域较大，严重影响复合材料的力学性能。图 8 为不同冲击速率下 T800-1, T800-2 复合材料试样板内部损伤面积变化曲线。可以看出，随着冲击速率增加，T800-1 复合材料的内部损伤程度具有先增加后降低的趋势，T800-2 复合材料的内部损伤程度随着冲击速率增加而降低。且在相同冲击速率下，T800-2 复合材料的内部损伤程度低于 T800-1。

复合材料结构件在遭受高速冲击后仍需具有一定的力学性能，保持结构的承载能力。图 9 为不同冲击速率下复合材料试样板剩余压缩强度变化曲线。可以看出，随着冲击速率增加，T800-1 和 T800-2 复合材料的剩余压缩强度具有先降低后增加的趋势。且在相同冲击速率下，T800-2 复合材料的剩余压缩强度高于 T800-1，最小剩余压缩强度可保持在 131MPa，这是由于 T800-2 复合材料的内部损伤程度低于 T800-1(图 8)，其剩余压缩性能保持率更高。对比图 8 和图 9，树

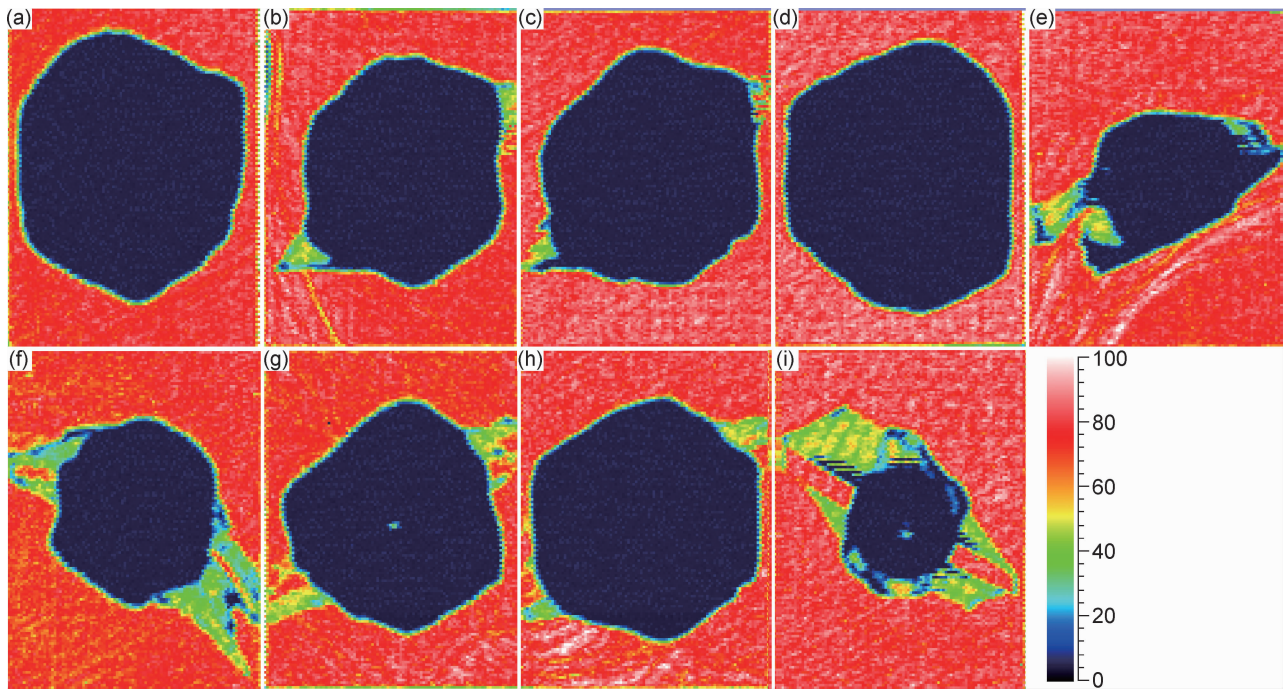


图 6 不同冲击速率下 T800-1 复合材料层板的超声 C 扫描图
(a)191m/s;(b)197m/s;(c)203m/s;(d)203m/s;(e)208m/s;(f)209m/s;(g)224m/s;(h)261m/s;(i)306m/s
Fig. 6 Ultrasonic C-scan images of T800-1 composites with different impact velocities
(a)191m/s;(b)197m/s;(c)203m/s;(d)203m/s;(e)208m/s;(f)209m/s;(g)224m/s;(h)261m/s;(i)306m/s

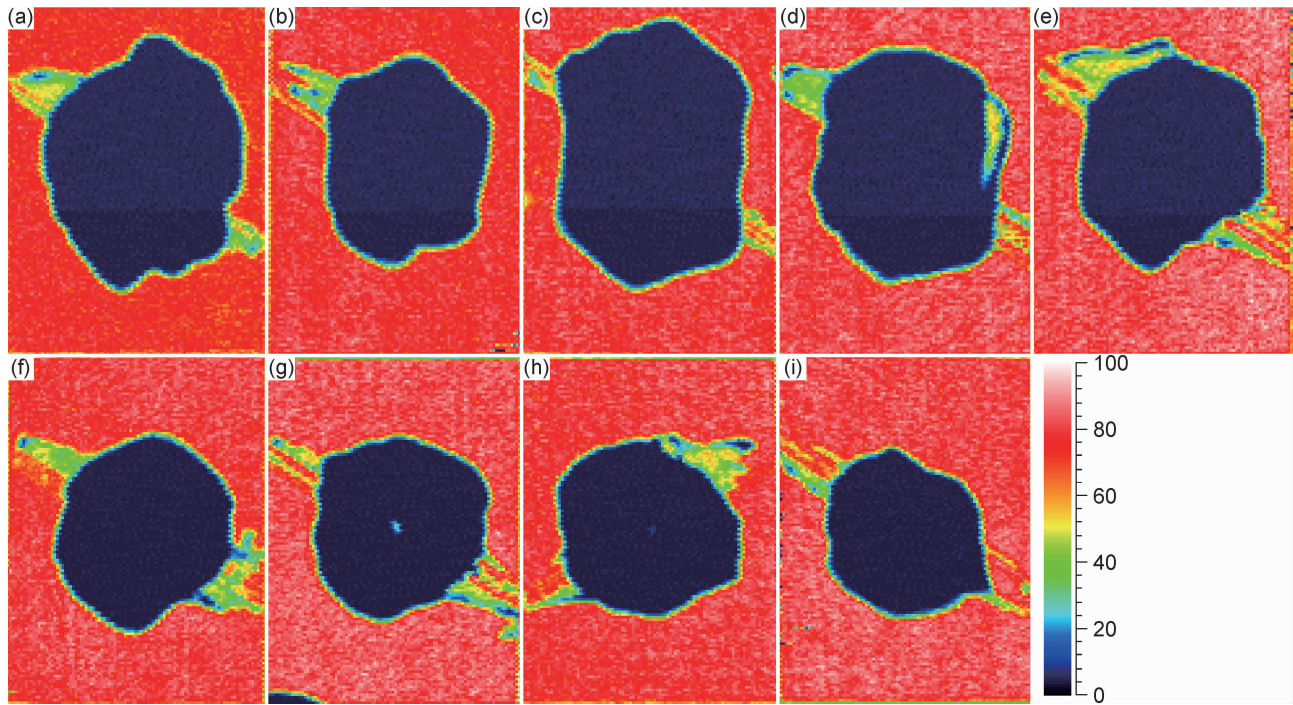


图 7 不同冲击速率下 T800-2 复合材料层板的超声 C 扫描检测图
(a)218m/s;(b)225m/s;(c)225m/s;(d)234m/s;(e)234m/s;(f)238m/s;(g)238m/s;(h)243m/s;(i)246m/s
Fig. 7 Ultrasonic C-scan images of T800-2 composites with different impact velocities
(a)218m/s;(b)225m/s;(c)225m/s;(d)234m/s;(e)234m/s;(f)238m/s;(g)238m/s;(h)243m/s;(i)246m/s

脂的韧性可以降低复合材料遭受高速冲击时的内部损伤程度,提高复合材料的剩余压缩性能。

2.3 碳纤维类型对复合材料抗高速冲击性能影响
分别选用 T700S 碳纤维与 T800H 碳纤维,制备

5mm 厚的复合材料层板进行空气炮冲击实验,高速冲击后 T700-2 复合材料的试样照片见图 10。可知,T700S 碳纤维制备的复合材料(T700-2)破坏模式与 T800H 碳纤维一致(图 4),复合材料的破坏模式与冲击速率有关,冲击速率较低时,复合材料弹击面出现圆形凹坑,背弹面出现鼓包;冲击速率较高时,复合材料弹击面出现圆形通孔,背弹面出现沿纤维方向撕裂断口。图 11 为 T800-2,T700-2 复合材料的抗高速冲击性能。其中,T700-2 的 V_{50} 值通过选用未击穿速率值 284,289,289m/s 和击穿速率值 309,316,322m/s(图 10),代入式(3)得到 V_{50} 值为296m/s,代入式(4)得到

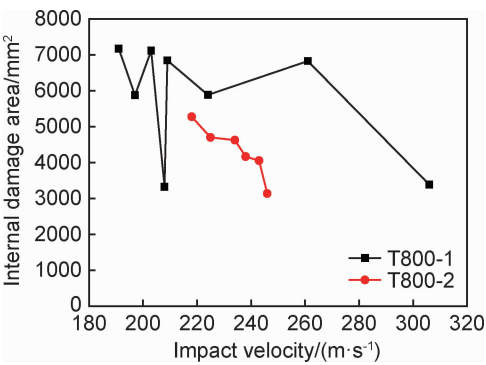


图 8 不同冲击速率的 T800-1 和 T800-2 内部损伤面积
Fig. 8 Internal damage area of T800-1 and T800-2 composites with variation of impact velocity

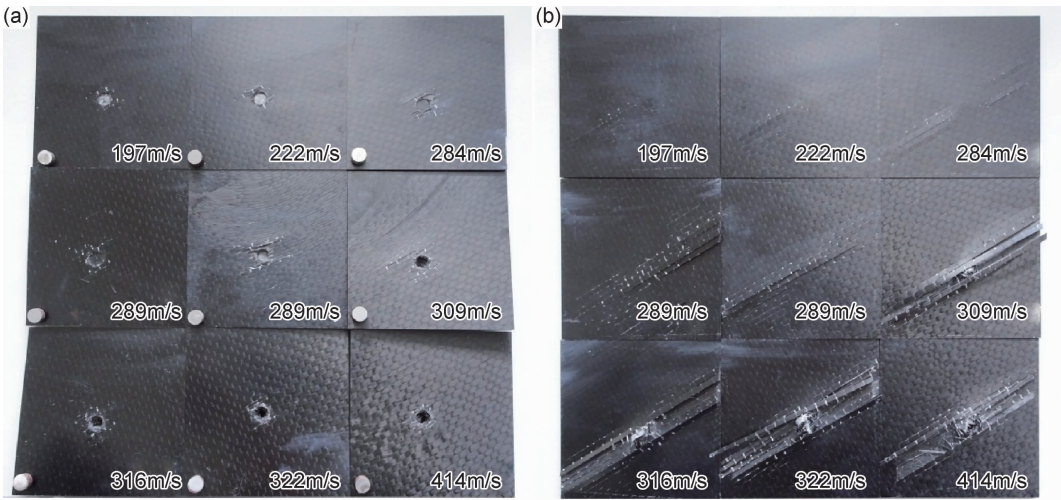


图 10 高速冲击后 T700-2 复合材料层板弹击面(a)与背弹面(b)光学照片
Fig. 10 Optical images of T700-2 composites impact surface(a) and back surface(b) after high speed impact

3 结论

(1)采用 RTM 工艺制备碳纤维增强环氧基复合

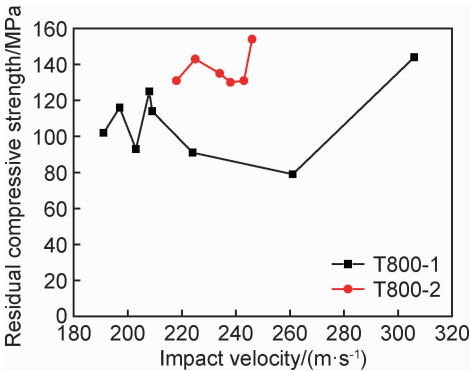


图 9 不同冲击速率的 T800-1 和 T800-2 复合材料剩余
压缩强度
Fig. 9 Residual compressive strength of T800-1 and T800-2 composites with variation of impact velocity

E_A 值为 147. 6J)。可知,T700-2 的弹道吸能(147. 6J)比 T800-2(89. 1J)提高 66%,这表明 T700S 碳纤维增强复合材料抗高速冲击性能优于 T800H 碳纤维增强复合材料。这可能是相对于 T700S 纤维(直径约 $7\mu\text{m}$),T800H 碳纤维直径较小(直径约 $5\mu\text{m}$)(表 2),在遭受外物高速冲击时 T800H 碳纤维更易发生断裂破坏,这导致其制备的复合材料抗高速冲击性能较差。且 T700S 碳纤维价格仅为 T800H 碳纤维价格的 20%,使用 T700S 碳纤维制备复合材料风扇包容机匣可大幅降低原材料成本。

材料。树脂的韧性可以降低复合材料遭受高速冲击时的内部损伤程度,大幅提高复合材料的抗高速冲击性能和冲击后剩余压缩性能。

(2)复合材料的破坏模式与冲击速率有关,冲击速

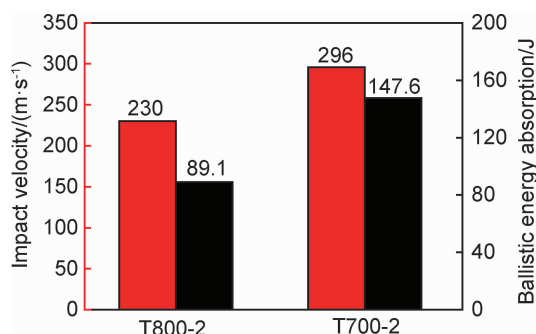


图 11 不同碳纤维类型的复合材料层板的抗高速冲击性能

Fig. 11 Anti-high speed impact properties of composites with different types of carbon fiber

率较低时,复合材料弹击面出现圆形凹坑,背弹面出现鼓包;冲击速率较高时,复合材料弹击面出现圆形通孔,背弹面出现沿纤维方向撕裂断口。

(3) T700S 碳纤维增强复合材料抗高速冲击性能优于 T800H 碳纤维增强复合材料。

参考文献

- [1] SARKAR S, ATLURI S N. Effects of multiple blade interaction on the containment of blade fragments during a rotor failure[J]. *Finite Elements in Analysis and Design*, 1996, 23(2/4): 211-223.
- [2] WANG F, SUN Y, ZENG H. Study of uncontained turbine engine rotor failure airworthiness compliance verification method[J]. *Procedia Engineering*, 2011, 17(1/4): 531-541.
- [3] YANG B. Blade containment evaluation of civil aircraft engines[J]. *Chinese Journal of Aeronautics*, 2013, 26(1): 9-16.
- [4] LIU L, ZHAO Z, CHEN W, et al. Ballistic impact behaviour of stiffened aluminium plates for gas turbine engine containment system[J]. *International Journal of Crashworthiness*, 2017, 22(5): 1-12.
- [5] XUAN H J, LIU L L, FENG Y M, et al. Containment of high-speed rotating disk fragments[J]. *Journal of Zhejiang University-Science A(Applied Physics & Engineering)*, 2012, 13(9): 665-673.
- [6] 沈尔明,王志宏,赵凤飞,等. 风扇机匣材料应用现状与发展[J]. *航空制造技术*, 2013(13): 92-95.
- SHEN E M, WANG Z H, ZHAO F F, et al. Application and development of material for aeroengine fan case[J]. *Aeronautical Manufacturing Technology*, 2013(13): 92-95.

- [7] KATSICHA C, BADISCHA E, MANISH R, et al. Erosive wear of hardfaced Fe-Cr-C alloys at elevated temperature[J]. *Wear*, 2009, 267(6): 1856-1864.
- [8] HOLLAWAY L C. The evolution of and the way forward for advanced polymer composites in the civil infrastructure [J]. *Construction and Building Materials*, 2003, 17(6): 365-378.
- [9] CHEUNG K C, GERSHENFELD N. Reversibly assembled cellular composite materials [J]. *Science*, 2013, 341(6151): 1219-1221.
- [10] LIN S P, HAN J L, YEH J T, et al. Composites of UHMWPE fiber reinforced PU/epoxy grafted interpenetrating polymer networks[J]. *European Polymer Journal*, 2007, 43(3): 996-1008.
- [11] TARIM N, FINDIK F, UZUN H. Ballistic impact performance of composite structures[J]. *Composite Structures*, 2002, 56(1): 13-20.
- [12] TALIB A R A, ABBUD L H, ALI A, et al. Ballistic impact performance of Kevlar-29 and Al_2O_3 powder/epoxy targets under high velocity impact[J]. *Materials & Design*, 2012, 35: 12-19.
- [13] ZOHDI T I, POWELL D. Multiscale construction and large-scale simulation of structural fabric undergoing ballistic impact [J]. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*, 2006, 195(1/3): 94-109.
- [14] CHU T L, CUONG H M, IMAD A. Analysis of local and global localizations on the failure phenomenon of 3D interlock woven fabrics under ballistic impact[J]. *Composite Structures*, 2017, 159: 267-277.
- [15] PAN B, YU L, YANG Y, et al. Full-field transient 3D deformation measurement of 3D braided composite panels during ballistic impact using single-camera high-speed stereo-digital image correlation[J]. *Composite Structures*, 2016, 157: 25-32.
- [16] LONG D. Simulation of ballistic impact on polymer matrix composite panels [J]. *Journal of Theoretical and Applied Mechanics*, 2015, 53(2): 263-272.
- [17] 邓华,高军鹏,包建文. 取向非连续碳纤维复合材料制备与性能[J]. *航空材料学报*, 2018, 38(1): 69-74.
- DENG H, GAO J P, BAO J W. Preparation and mechanical properties of aligned discontinuous carbon fiber composites[J]. *Journal of Aeronautical Material*, 2018, 38(1): 69-74.

收稿日期:2018-05-03;修订日期:2018-12-20

通讯作者:陈祥宝(1956—),男,研究员,博士,主要从事复合材料树脂基体、成型工艺和低成本技术的研究,联系地址:北京市 81 信箱 3 分箱(100095),E-mail:xiangbao.chen@biam.ac.cn

(本文责编:解 宏)