

# 国产 T800 碳纤维/环氧树脂单向复合材料动态压缩性能

潘月秀<sup>1,2</sup>, 鲍佳伟<sup>3</sup>, 王凡文<sup>1</sup>, 张凌东<sup>5</sup>, 王杨卫<sup>3,4</sup>, 程兴旺<sup>3,4</sup>, 杨云华<sup>1,2</sup>

(1. 航天材料及工艺研究所, 北京 100076;

2. 先进功能复合材料技术重点实验室, 北京 100076;

3. 北京理工大学 材料学院, 北京 100081;

4. 冲击环境材料技术重点实验室, 北京 100081;

5. 火箭军装备部驻北京地区第二军代表室, 北京 100076)

**摘要:** 采用霍普金森压杆 (SHPB) 装置, 对不同直径和表面状态的国产 T800 (TG800) 碳纤维/603B 环氧树脂单向复合材料的动态压缩性能进行测试, 通过 SEM 对试样断口微观形貌进行分析, 结合仿真分析探讨碳纤维本征物理性能和表面特性对复合材料动态压缩性能及失效形式的影响。结果表明, TG800/603B 单向复合材料在动态压缩测试中呈现脆性断裂特征, 且具有明显的应变率强化效应、界面强化效应和直径效应。强界面情况下, 碳纤维直径从 5  $\mu\text{m}$  增加到 6  $\mu\text{m}$ , 复合材料动态压缩强度增加约 18% (128 MPa), 失效形式从纤维断裂和碳纤维与基体脱黏变为树脂塑性变形和纤维与基体脱黏; 碳纤维直径为 5.4  $\mu\text{m}$  时, 弱界面碳纤维复合材料动态压缩强度较强界面材料降低约 6%, 失效形式由碳纤维断裂、树脂塑性变形和碳纤维与基体脱黏变为碳纤维与基体脱黏。

**关键词:** 动态压缩性能; 失效形式; 碳纤维直径; TG800 碳纤维; 单向复合材料

**中图分类号:** TQ342<sup>+</sup>. 74

**文献标识码:** A

收稿日期: 2020-07-10; 修回日期: 2020-10-13

通讯作者: 杨云华, 博士, 研究员. E-mail: nanofiber@sina.com

作者简介: 潘月秀, 博士, 高级工程师. E-mail: pyxiu@163.com

## Dynamic compressive properties of unidirectional composites made of TG800 carbon fiber and epoxy resin

PAN Yue-xiu<sup>1,2</sup>, BAO Jia-wei<sup>3</sup>, WANG Fan-wen<sup>1</sup>, ZHANG Ling-dong<sup>5</sup>,

WANG Yang-wei<sup>3,4</sup>, CHENG Xing-wang<sup>3,4</sup>, YANG Yun-hua<sup>1,2</sup>

(1. Aerospace Research Institute of Materials and Processing Technology, Beijing 100076, China;

2. Science and Technology on Advanced Functional Composites Laboratory, Beijing 100076, China;

3. School of Materials Science & Engineering, Beijing Institute of Technology, Beijing 100081, China;

4. National key Laboratory of Science and Technology on Materials under Shock and Impact, Beijing 100081, China

5. The Second Military Representative Office of the Rocket Army Equipment Department in Beijing Area, Beijing 100076, China)

**Abstract:** The dynamic compressive properties of unidirectional composites made of TG800 carbon fibers and an epoxy resin were tested by the split Hopkinson pressure bar method. Effects of the fiber diameter and surface treatment by anodic oxidation on the dynamic compressive properties and fracture failure modes of the composites were investigated by SEM combined with numerical simulation. Results indicated that the TG800/epoxy resin composites had a brittle fracture behavior and strength increased as strain rate, interface strength or fiber diameter increased during dynamic compressive property testing. With strong interfacial bonding enabled by the surface treatment, when the fiber diameter was increased from 5 to 6  $\mu\text{m}$  the dynamic compressive strength increased by about 18% and the primary failure mode changed from fiber breakage and debonding between fiber and resin to plastic deformation of the resin and debonding between fiber and resin. When 5.4  $\mu\text{m}$  diameter fibers were used, a comparison of weak (not oxidized) versus strong interfacial bonding, showed that the dynamic compressive strength for the former was about 6% lower, and the failure mode of the latter was fiber breakage, plastic deformation of the resin, and debonding between fiber while the former was only debonding between fiber and resin.

**Key words:** Dynamic compressive properties; Failure modes; Fiber diameter; TG800 carbon fiber; Unidirectional composite

*Corresponding author:* YANG Yun-hua, Ph. D., Professor. E-mail: nanofiber@sina.com

*Author introduction:* PAN Yue-xiu, Ph. D., Senior engineer. E-mail: pyxiu@163.com

## 1 前言

碳纤维增强树脂基复合材料(CFRP)因其优异的性能被广泛应用于航天、航空、船舶、汽车、风电、石油化工、土木建筑、医疗卫生、体育休闲等领域<sup>[1-4]</sup>。

随着 CFRP 应用领域不断扩大和材料占比不断增加,由冲击载荷造成的损伤问题也越来越突出,如飞机部件在使用过程中受到如飞鸟、冰雹以及跑道碎石等外来载荷冲击,导弹、装甲车、防弹衣等遭受弹丸或弹片等高速运动物体的冲击,汽车部件在高速运行下受到外来物质撞击等,这些冲击都会造成材料出现损伤甚至破坏,影响复合材料结构及性能。因此 CFRP 在冲击环境下的压缩性能及失效行为被广泛关注<sup>[5-6]</sup>。大量研究表明,复合材料动态压缩性能与树脂基体和碳纤维密切相关<sup>[7-8]</sup>,但前期研究主要集中在树脂韧性、碳纤维类型、碳纤维模量等方面,鲜有纤维直径和表面状态对 CFRP 动态压缩性能影响方面的研究报道。已有研究表明,纤维直径增大会导致碳纤维结构均匀性降低,使抗拉强度

降低<sup>[9]</sup>;对碳纤维表面进行处理,可提高纤维/树脂的界面粘合力,提高复合材料层间剪切强度<sup>[10-11]</sup>。因此纤维直径和表面处理状态的变化,势必会对复合材料压缩性能产生一定影响。

笔者采用霍普金森压杆(Split Hopkinson Pressure Bar,简称 SHPB)装置,开展国产 TG800 碳纤维增强 603B 环氧树脂基单向复合材料(简称 TG800/603B)动态压缩性能研究,探究碳纤维直径和表面状态等本征物理和化学特性对复合材料动态压缩性能及失效行为的影响。研究结果对抗冲击 CFRP 研制及其结构设计、国产 T800 碳纤维及其复合材料在军民领域的推广和高效应用具有重要的指导意义。

## 2 实验

### 2.1 材料

环氧树脂:603B,航天材料及工艺研究所;碳纤维: TG800-12K 碳纤维,山西钢科碳材料股份有限公司。纤维及树脂基本性能见表 1。

表 1 TG800 碳纤维及 603B 树脂基本性能  
Table 1 Basic performance of TG800 and 603B.

Number	1#	2#	3#	4#	603B
Fiber diameter( $\mu\text{m}$ )	5.00	5.40	6.00	5.40	/
Tensile strength(GPa)	5.79	6.25	5.85	6.17	0.08
Tensile modulus(GPa)	289	294	283	295	3.50
Elongation at failure(%)	2.00	2.20	2.10	2.10	2.50
Surface treatment	Yes	Yes	Yes	No	/
Compression strength(MPa)	/	/	/	/	240

### 2.2 碳纤维表面处理

采用电化学阳极氧化法对 TG800 碳纤维进行表面处理。碳纤维在完成高温炭化工序后,常温下( $23 \pm 2$  °C)使其通过浓度为 3%、电流密度为  $0.6 \text{ A/m}^2$  的碳酸氢铵电解液,氧化处理 40 s 后水洗干燥,然后继续进行表面上浆及后续工序;非表面处理的碳纤维完成高温炭化工序后,直接进行表面上浆。

### 2.3 复合材料制备及试样加工

采用 TG800 碳纤维和 603B 环氧树脂,经热熔预浸(预浸料树脂含量  $35\% \pm 3\%$ )、单向铺层(复合材料设计厚度 15 mm)、加压固化( $0.3 \text{ MPa}$ ,  $130$  °C 保温 1 h;  $0.6 \text{ MPa}$ ,  $180$  °C 保温 4 h,升温速率  $0.5$  °C/min)等工艺过程,制备 TG800/603B 复合材料。其中,复合材料纤维体积含量控制在  $63\% \pm 3\%$ 。

使用机床对复合材料进行加工,制备动态压缩性能测试试样,试样为圆柱形,直径 12 mm,高度 7 mm,样品内碳纤维轴向与冲击载荷加载方向相同。

### 2.4 测试与表征

动态压缩性能测试:使用北京理工大学自主研发的 SHPB 装置进行 TG800/603B 动态压缩性能测试。撞击杆材料为 55CrSi 弹簧钢,直径 16 mm,长度 200 mm;入射、透射波导杆材料为 55CrSi 弹簧钢,直径 16 mm,长度 800 mm;子弹与入射杆之间添加紫铜片整形器,直径 8 mm,厚度 0.5 mm。装置示意图见图 1,测试过程参考 GJB 8799-2015(金属材料动态压缩试验方法),试样加载方向平行于纤维方向。

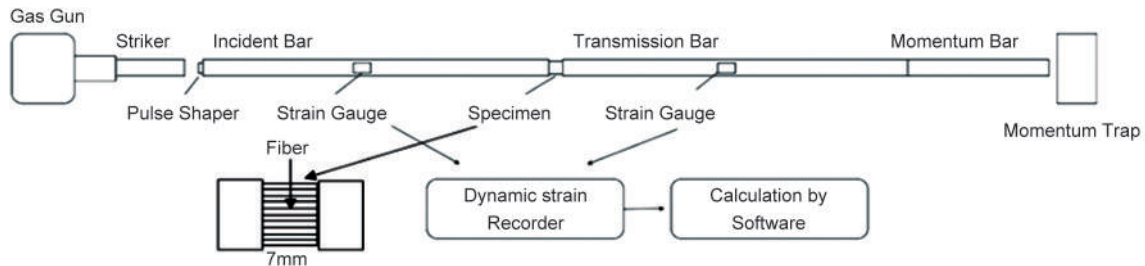


图 1 SHPB 实验装置示意图

Fig. 1 Schematic illustration of SHPB device.

SEM 测试:使用日立 S4800 扫描电子显微镜进行动态压缩试样断口形貌表征。将动态压缩性能测试后的样品进行干燥,真空条件下喷金约 5 min,喷金后在扫描电子显微镜下观测试样表面和断面微观形貌。

### 2.5 模拟仿真

基于 LSYNA 软件,建立 CFRP 的 SHPB 仿真模型,探究碳纤维直径与树脂界面对复合材料动态压缩性能的影响。仿真模型中,SHPB 装置尺寸、试样尺寸与实际大小一致,SHPB 杆网格尺寸为 1 mm × 1 mm × 1 mm,试样网格尺寸为 0.2 mm × 0.2 mm × 0.2 mm。其中,55CrSi 弹簧钢参数参考高强钢的 Johnson Cook 模型<sup>[12]</sup>,碳纤维和树脂分别采用 Plastic Kinematic 模型单独建模<sup>[13]</sup>,碳纤维和环氧树脂性能见表 1。1#、2#、3#样品碳纤维和环氧树脂之间的结合强度为 110 MPa,4#样品设为 100 MPa,均为同批复合材料层间剪切强度实测值,采用 Tiebreak 的接触进行添加。试样仿真横截面如图 2 所示,均匀分布的圆形代表碳纤维,其他部分代表环氧树脂基体。样品直径为 12 mm、高度为 7 mm,按照实际的树脂含量进行建模,其中纤维直径比为 5:5.4:6。

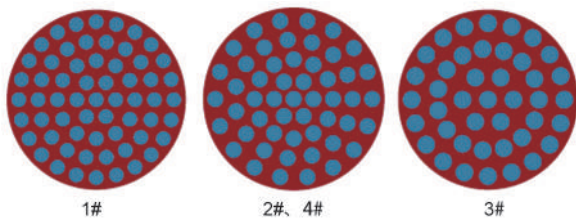


图 2 TG800/603B 试样仿真示意图

Fig. 2 Simulation illustration of TG800/603B samples.

## 3 结果与讨论

### 3.1 动态压缩强度

图 3 为 2#样品动态压缩性能测试时的应力波-时间曲线。可以看出,入射波 (incident wave) + 反

射波 (reflected wave) = 透射波 (transmitted wave),说明在测试过程中,样品内部达到了应力均匀,进行试验计算时可以采用“两波法”进行计算<sup>[14]</sup>。从反射波可以看出,透射波达到峰值之前,反射波有一段长度约为 20 μs 的平缓阶段,说明在试样断裂之前,有一段 20 μs 左右的恒应变率的阶段,说明在测试中试样内部达到了恒应变率状态。

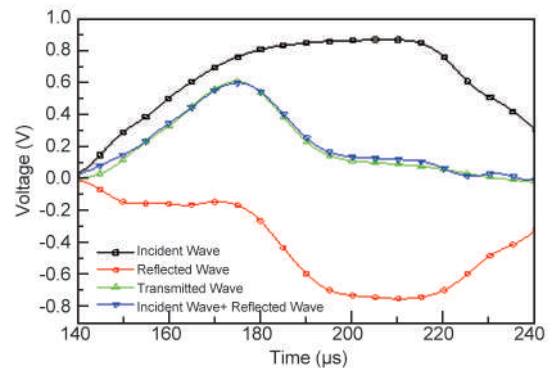


图 3 2#样品应力波-时间曲线(0.65 MPa, 700 s<sup>-1</sup>)

Fig. 3 Stress wave-time curves of 2#(0.65 MPa, 700 s<sup>-1</sup>).

图 4 为 TG800/603B 在不同应变率下的动态压缩应力-应变曲线,crack 代表材料失效断裂,数字代表应变率。可见在材料未断裂的情况下,变形初期均为线弹性材料,应力随应变线性增加。当应力达到 300 MPa 左右时,应力-应变仍呈线性关系,但斜率明显降低,直至材料失效。材料断裂的情况下,应变初期应力-应变呈线性关系,随后曲线中出现应力下降/平台段,此后再次呈现线性关系,直至材料失效断裂。这可能是由于加载初期原始缺陷的存在(原始屈曲、纤维断裂、孔隙等),材料在瞬时高应变率加载条件下,产生局部纤维脱黏、断裂而导致部分失效,使应力出现不变或下降,但此时材料仍具备抵抗变形的能力,继续加载才能使其完全失效。

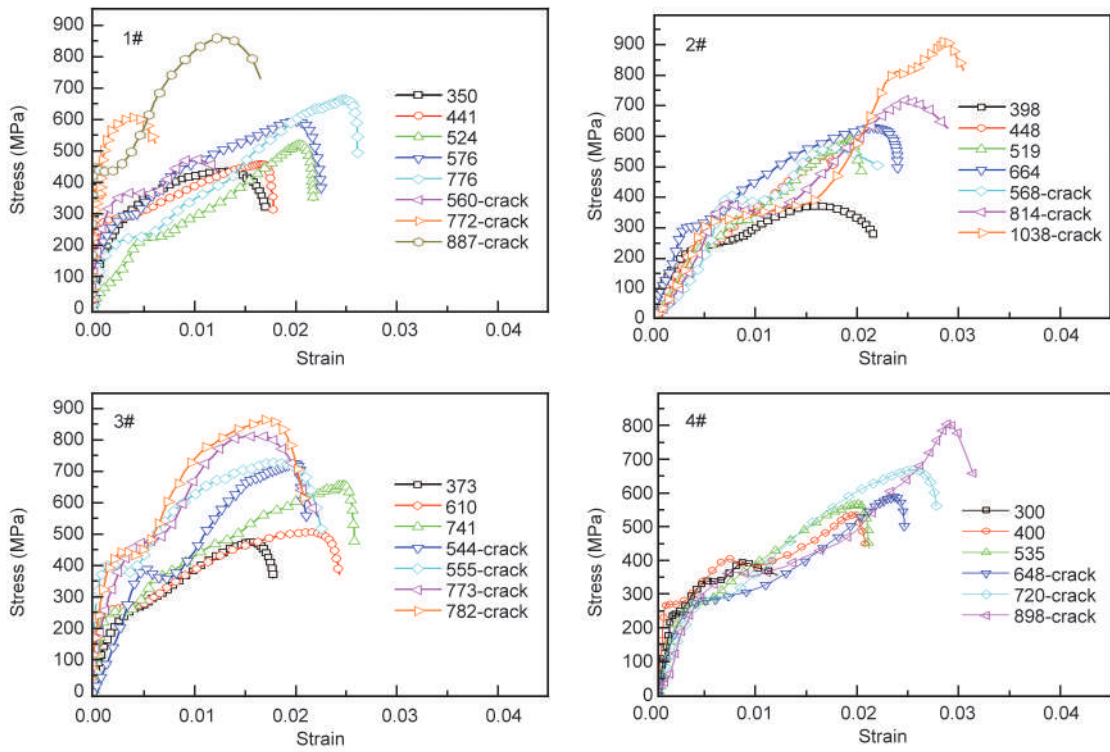


图 4 TG800/603B 试样在不同应变率下的应力应变曲线

Fig. 4 Stress-strain curves of the samples at different strain rates of TG800/603B.

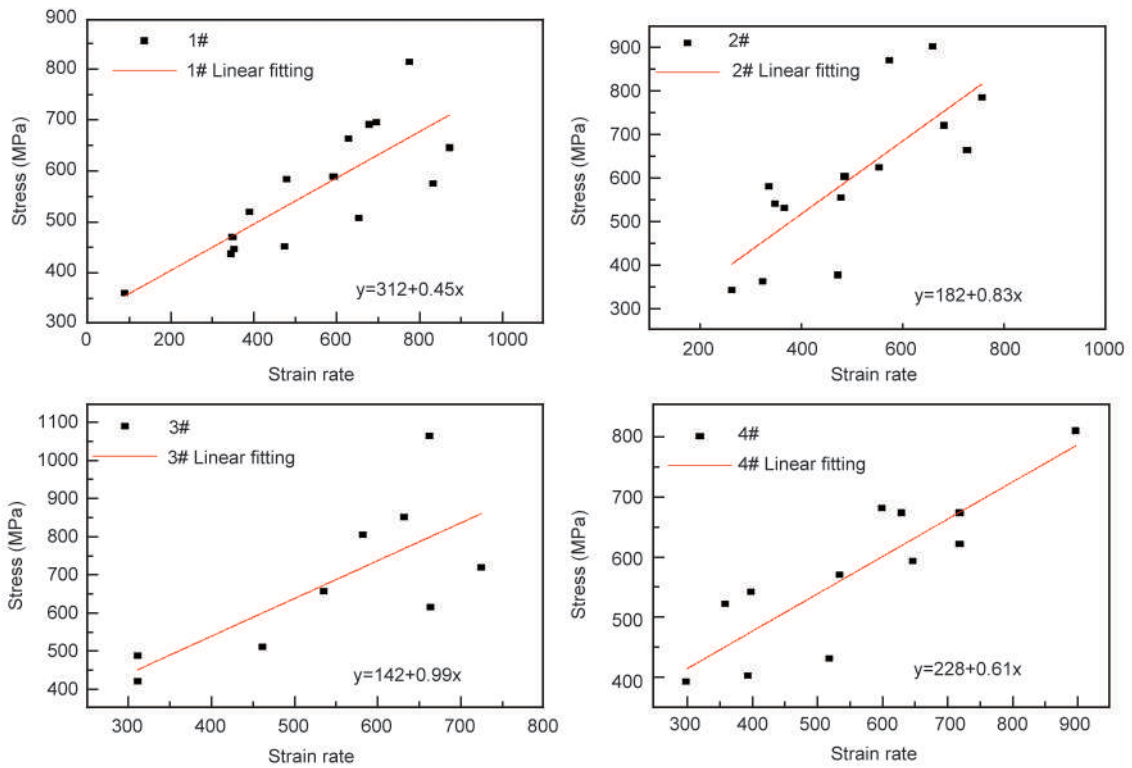


图 5 TG800/603B 应变率-动态压缩强度关系图

Fig. 5 Relationship between strain rate and dynamic compression strength of TG800/603B.

图5为TG800/603B应变率与动态压缩强度的关系图。可见材料在动态压缩加载条件下呈现脆性特征,且同一应变率下,材料的断裂强度浮动较大,但总体仍呈现随应变率增加而增大的趋势,说明复合材料动态压缩性能具备应变率强化效应。

图6为约 $800\text{ s}^{-1}$ 下,TG800/603B动态压缩强度对比图。可见1#样品的动态压缩强度为712 MPa,2#为763 MPa,3#为840 MPa,动态压缩强度随碳纤维直径的增大而增大;从影响程度来看,碳纤维直径增加 $1\text{ }\mu\text{m}$ ,复合材料动态压缩强度增加约18% (128 MPa左右),受直径影响非常明显,即有明显的“直径效应”。4#样品的动态压强度为720 MPa,比相同直径下表面正常处理的2#样品降低约6% (43 MPa)。

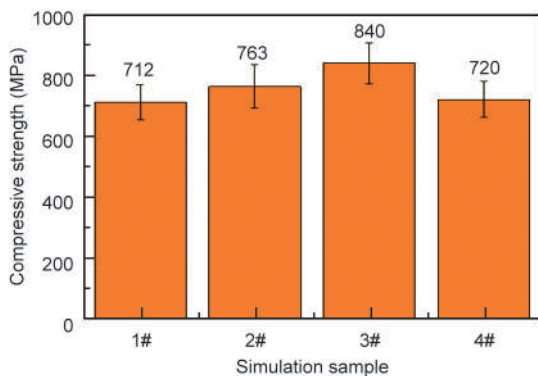


图6 约 $800\text{ s}^{-1}$ 下TG800/603B动态压缩强度  
Fig. 6 Dynamic compression strength at about  $800\text{ s}^{-1}$  of TG800/603B.

研究发现,纵向载荷作用下由纤维微屈曲引发的剪切断裂是材料压缩失效的重要原因<sup>[15]</sup>,纤维微屈曲幅度越大,纵向压缩强度越低<sup>[16-17]</sup>。纤维微屈曲主要来源于复合材料中纤维的初始屈曲和载荷作用下的纤维屈曲变形。因此纤维直径对复合材料动态压缩性能的影响主要源于以下两个方面:(1)纤维直径越小,丝束中纤维平直/平行度越低,且在复合材料制备过程中更易引起毛丝及其导致的纤维弯曲或扭曲,这些都增大了初始纤维屈曲,是压缩强度降低的重要因素<sup>[18]</sup>。(2)纤维直径增大,自身抗屈曲/弯曲性能增强,承受载荷的能力变大。当纤维与树脂脱黏后,树脂传递载荷的效应消失,大直径纤维发生微屈曲和断裂的概率低,使得压缩性能提高。

在碳纤维直径相同的情况下,纤维表面活化处理后,纤维和树脂界面结合变紧密(层间剪切强度由100 MPa增大至110 MPa),发生开裂的程度或可能性减小,屈曲纤维数量和屈曲程度降低,动态压缩性能提高。但表面处理程度对动态压缩性能的影响

程度和规律还有待进一步研究和试验验证。

### 3.2 断口形貌

图7为2#样品压缩失效后的典型宏观断口形貌。可见材料在 $560\text{ s}^{-1}$ 应变率下发生失效时,试样劈裂为2~3块,且块体轴向无剪切断裂现象。材料在 $1040\text{ s}^{-1}$ 应变率失效时,试样劈裂现象加剧,劈裂的块体更小,块体轴向发生纤维剪切断裂和纤维拔出现象。可见,应变率越大,材料在动态压缩条件下沿轴向发生劈裂的现象越严重,纤维越易发生剪切断裂和拔出。

图8为不同试样在约 $800\text{ s}^{-1}$ 应变率下失效后的断口形貌图。可见1#样品中纤维发生了剪切断裂,部分纤维多处断裂。说明部分纤维发生断裂后,剩余纤维仍能发挥承载作用,这也是应力-应变曲线中出现应力下降或平台段的原因。树脂部分形成梳排状花样和微裂纹,纤维与基体结合处有普遍孔洞和脱黏现象,这都是材料变形导致的结果。

碳纤维直径增加到 $5.4\text{ }\mu\text{m}$ 后,2#样品中纤维断裂减少,特别是同一纤维多处断裂的情况明显减少,树脂部分则发生塑性变形,有少量的河流状花样和大量的扇贝状和梳排状花样。纤维直径增大到为 $6\text{ }\mu\text{m}$ 时,3#样品中几乎没有纤维断裂,纤维表面被树脂覆盖,树脂呈现明显的塑性变形,形成河流状和梳排状花样。河流状花样、扇贝状花样、梳排状花样都是纤维增强复合材料压缩过程中出现的典型断口形貌,它们所占的面积越大,程度越明显,表明纤维与基体的结合越好,复合材料强度更高<sup>[19-20]</sup>。

4#样品中纤维与基体间的微裂纹明显增多,且有明显的纤维剥离后的树脂槽。说明纤维与树脂的界面结合程度明显降低,材料在高速冲击下纤维与树脂剥离严重,导致动态压缩性能下降。

### 3.3 失效仿真

图9为仿真中样品断面的应力值随时间变化曲线。当撞击杆速度设为 $30\text{ m/s}$ 时,1#、2#、3#和4#的压缩失效应力值分别为676、692、718和675 MPa,较实测值偏低(1#低5%,2#低9.3%,3#低14.5%,4#低6.3%),但已经非常接近,且同样随纤维直径的增大而增加;从影响程度来看,纤维直径增加 $1\text{ }\mu\text{m}$ ,仿真失效应力增加约42 MPa,是实测值(128 MPa/ $\mu\text{m}$ )的32.8%。弱界面的4#样品仿真失效应力比2#降低约2.5%,为实测降低率(6%)的41.7%。

这是由于仿真中的碳纤维采用表面光滑的理想圆形,而实际截面并非绝对圆形,且表面为不规则沟槽状态,实际界面接触面积大于仿真面积,且接触状

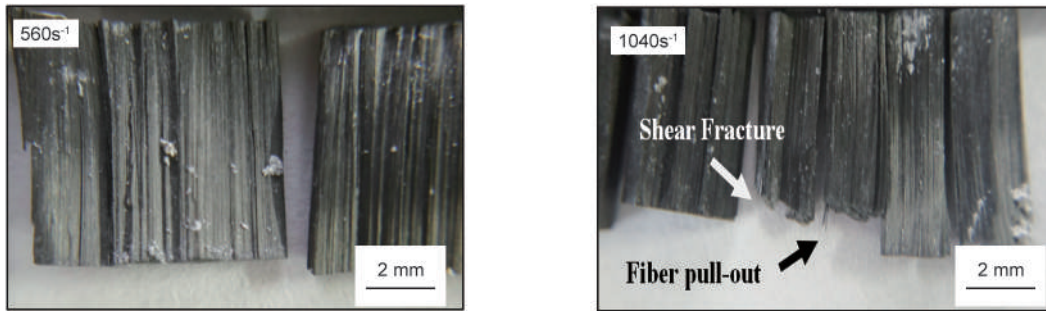


图 7 2#样品 560 s<sup>-1</sup>和 1040 s<sup>-1</sup>下动态压缩试验后宏观断口照片  
 Fig. 7 Macro fracture of sample 2# after dynamic compression testing at 560 s<sup>-1</sup> and 1040 s<sup>-1</sup>.

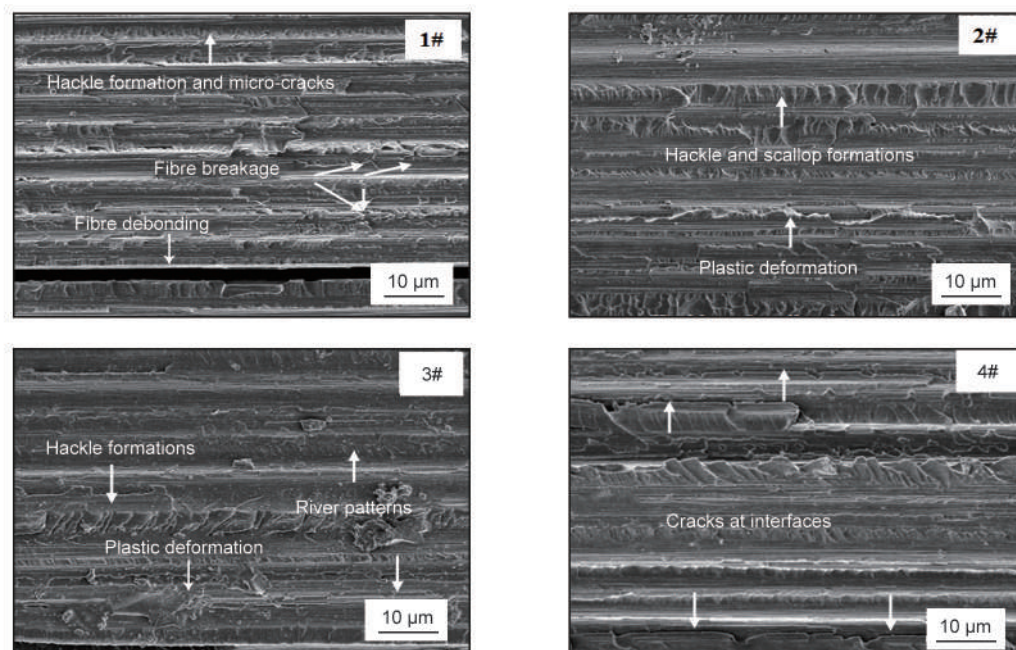


图 8 800 s<sup>-1</sup>应变率下失效后 TG800/603B 断口微观形貌  
 Fig. 8 Fracture micromorphologies of TG800/603B after failure at about 800 s<sup>-1</sup>.

态更加复杂,导致复合材料实际压缩强度略优于仿真值。

综上所述,虽然仿真失效力较实测值偏低,不能代表碳纤维/环氧树脂复合材料的真实失效力,但已经非常接近;且不论纤维直径变化还是表面状态变化,对应的仿真失效力变化趋势与实测值均保持一致(图 10),同样反映了碳纤维与环氧树脂界面增加之后,界面损伤对动态压缩强度的负效应。

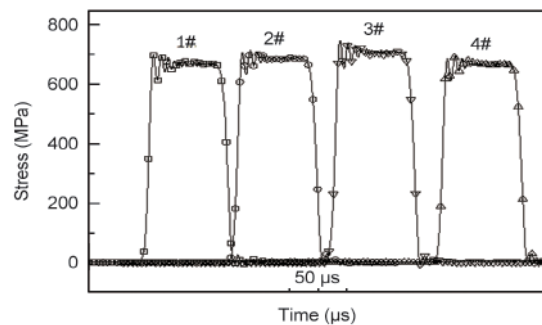


图 9 仿真试样端面应力-时间曲线图  
 Fig. 9 Stress-time curves of simulative samples.

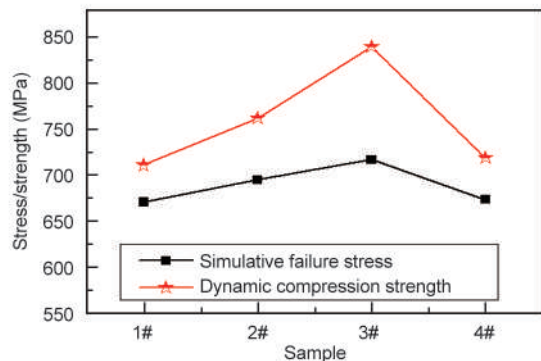


图 10 TG800/603B 仿真失效应力与实测动态压缩强度对比图

Fig. 10 Contrast of simulative failure stress and dynamic compression strength of TG800/603B.

根据上述仿真计算结果,结合动态压缩试验过程、测试数据及断口形貌,推断复合材料样品动态压缩失效过程如图 11 所示。复合材料在承受冲击载荷初期,纤维发生微屈曲,树脂基体发生塑性变形,随着压缩程度的增大,部分纤维发生剪切断裂,当压缩到一定程度后,纤维微屈曲和树脂变形增大,复合材料弯折扭曲,使纤维和树脂发生剪切破坏,最终基体与纤维发生脱黏和分层破坏。

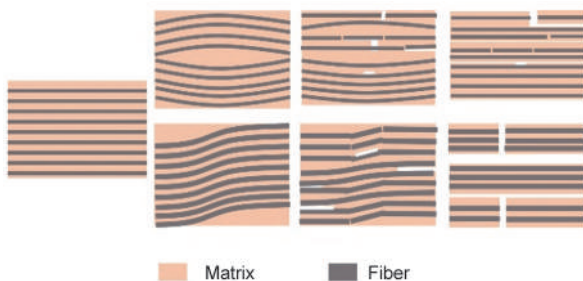


图 11 复合材料动态压缩失效过程

Fig. 11 Dynamic compression failure process of composite materials.

## 4 结论

TG800/603B 单向复合材料在动态压缩载荷下呈现显著脆性特征。(1) 具有明显的应变率强化效应,材料的断裂强度随应变率增加而增大;(2) 具有明显的直径效应,纤维直径从  $5 \mu\text{m}$  增加到  $6 \mu\text{m}$ ,复合材料动态压缩强度增加  $128 \text{ MPa}$  (约 18%),失效形式从纤维断裂和纤维与基体脱黏变为树脂塑性变形和纤维与基体脱黏;(3) 具有明显界面强化效应,纤维直径为  $5.4 \mu\text{m}$  时,弱界面碳纤维复合材料动态压缩强度较强界面材料降低约 6%,失效形式由纤维断裂、树脂塑性变形和纤维与基体脱黏变为纤维与基体脱黏。

## 参考文献

- [1] 郭玉明,冯志海,王金明. 高性能 PAN 基碳纤维及其复合材料在航天领域的应用[J]. 高科技纤维与应用, 2007, 32(5): 1-7 + 17.  
(GUO Yu-ming, FENG Zhi-hai, WANG Jin-ming. Application of pan-based carbon fiber and its composites on aerospace [J]. Hi-Tech Fiber and Application, 2007, 32(5): 1-7 + 17.)
- [2] 彭孟娜,马建伟. 碳纤维及其在汽车轻量化中的应用[J]. 合成纤维工业, 2018, 41(1): 53-57.  
(PENG Meng-na, MA Jian-wei. Carbon fiber and its application in light weighting of automobiles [J]. China Synthetic Fiber Industry, 2018, 41(1): 53-57.)
- [3] 张敏,朱礼斌,朱波. 等. 碳纤维及其复合材料在油气田领域的应用及展望[J]. 高科技纤维与应用, 2017, 42(3): 1-6.  
(ZHANG Min, ZHU Li-bin, ZHU Bo, et al. Current application and prospect of carbon fiber and its composites in oil-gas field [J]. Hi-Tech Fiber and Application, 2017, 42(3): 1-6.)
- [4] LI Ye, LIU Shi-tai, SUN Jian-ming, et al. Effects of the oxygen content of reduced graphene oxide on the mechanical and electromagnetic interference shielding properties of carbon fiber/reduced graphene oxide-epoxy composites [J]. New Carbon Materials, 2019, 34(5): 489-498.
- [5] 王莉,熊舒,肇研,等. T800 级碳纤维复合材料抗冲击性能[J]. 航空材料学报, 2018, 38(5): 147-151.  
(WANG Li, XIONG Shu, ZHAO Yan, et al. Impact resistance of T800 carbon fiber composite materials [J]. Journal of Aeronautical Materials. 2018, 38(5): 147-151.)
- [6] 鲍佳伟,潘月秀,程兴旺,等. T800 碳纤维增强树脂基单向复合材料动态力学性能测试研究[J]. 新技术新工艺, 2018(11): 1-5.  
(BAO Jia-wei, PAN Yue-xiu, CHENG Xing-wang, et al. Research on test of dynamic mechanical properties of T800 carbon fiber reinforced plastics unidirectional composites [J]. New Technology and New Process, 2018(11): 1-5.)
- [7] 顾善群,刘燕峰,李军,等. 碳纤维/环氧树脂复合材料高速冲击性能[J]. 材料工程, 2019, 47(8): 110-117.  
(GU Shan-qun, LIU Yan-feng, LI Jun, et al. High speed impact properties of carbon fiber/epoxy resin composites [J]. Journal of Materials Engineering, 2019, 47(8): 110-117.)
- [8] Gilat A, Goldberg R K, Roberts G D. Experimental study of strain-rate-dependent behavior of carbon/epoxy composite [J]. Composites Science and Technology, 2002, 62(10-11): 1469-1476.
- [9] 岳中仁,李仍元,王平华,等. 碳纤维直径对结构和性能的影响[J]. 合成纤维工业, 1991, 14(3): 29-32.  
(YUE Zhong-ren, LI Reng-yuan, WANG Ping-hua, et al. Effect of fiber diameter on the surface and properties of carbon fiber [J]. Synthetic Fiber Industry. 1991, 14(3): 29-32.)
- [10] 夏雨刚,李爱菊,阴强,等. 碳纤维表面处理及其对碳纤维/树脂界面影响的研究[J]. 材料导报, 2006, 50(5): 254-257.

- (XIA Li-gang, LI Ai-ju, YIN Qiang, et al. Surface treatment of carbon fiber and the effects on the interface between the fiber and the resin[J], *Materials Reports*. 2006, 50(5): 254-257.)
- [11] 贺福. 碳纤维及石墨纤维[M]. 北京: 化学工业出版社, 2010.  
(HE F. Carbon Fibers and Graphite Fibers [M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2010.)
- [12] ZHANG Qing-dong, CAO Qiang, et al. A modified Johnson-Cook model for advanced high-strength steels over a wide range of temperatures [J]. *Journal of Material Engineering and Performance*, 2014, 23: 4336-4341.
- [13] Livermore Software Technology Corporation. LS-DYNA Keyword user's manual version 971 [EB/OL], 2007.
- [14] 宋力, 胡时胜. SHPB 数据处理中的二波法与三波法[J]. *爆炸与冲击*, 2005(04): 368-373.  
(SONG Li, HU Shi-sheng. Two-wave and three-wave method in SHPB data processing [J]. *Explosion and Shock Waves*, 2005(04): 368-373.)
- [15] 张勇波, 傅惠民, 王治华. CCF300/QY8911 单向纤维增强复合材料纵向压缩性能预测[J]. *航空动力学报*, 2013, 68(6): 1231-1235.  
(ZHANG Yong-bo, FU Hui-min, WANG Zhi-hua. Compressive strength prediction of CCF300/QY8911 unidirectional fiber reinforced composites [J]. *Journal of Aerospace Power*, 2013, 68(6): 1231-1235.)
- [16] 朱文墨, 李刚, 杨小平. 连续纤维增强树脂复合材料纵向压缩强度预测模型的发展及其影响因素[J]. *复合材料学报*, 2020, 37(01): 1-15.  
(ZHU Wen-mo, LI Gang, YANG Xiao-ping. Development of prediction model and influencing factors of longitudinal compressive strength for continuous fiber reinforced polymer composites [J]. *Acta Materiae Compositae Sinica*, 2020, 37(01): 1-15.)
- [17] Ningbo Xie, Robert A. Smith, Supratik Mukhopadhyay, et al. A numerical study on the influence of composite wrinkle defect geometry on compressive strength [J]. *Materials & Design*, 2018, 140(15): 7-20.
- [18] 吴莎, 刘建超, 廖英强. 碳纤维复合材料层合板压缩性能的相关影响因素[J]. *材料科学与工艺*, 2017, 25(3): 63-68.  
(WU Sha, LIU Jian-chao, LIAO Ying-qiang. The influencing factors of compressive strength in carbon fiber reinforced composites laminates [J]. *Materials Science & Technology*. 2017, 25(3): 63-68.)
- [19] 侯学勤, 范金娟, 何玉怀. 纤维增强树脂基复合材料断口分析[J]. *四川兵工学报*, 2010, 31(11): 123-126.  
(HOU Xue-qin, FAN Jin-juan, HE Yu-huai. Fracture Analysis of Fiber Reinforced Composites [J]. *Journal of Sichuan Ordnance*, 2010, 31(11): 123-126.)
- [20] Emile S. G, Charlotte R, Paul R. Fractographic observations on delamination growth and the subsequent migration through the laminate [J]. *Composites Science and Technology*, 2009, 69: 2345-2351.