

单向碳纤维复合材料轴向压缩破坏的数值模拟

刘立鹏¹ 严实¹ 武靖书² 马壮² 张博雅² 吴海瑞³ 邵颖峰³

(1 哈尔滨理工大学, 哈尔滨 150000; 2 航天材料及工艺研究所, 北京 100076; 3 中国科学院力学研究所, 北京 100190)

摘要: 通过试验及模拟对单向碳纤维增强聚合物复合材料(UD-CFRP)的轴向压缩失效行为进行了研究,采用有限元软件ABAQUS构建了含纤维初始偏角缺陷的二维有限元模型。分别引入了纤维和基体的拉压失效不对称及界面的失效准则;系统研究了纤维、基体和界面性能,纤维初始偏角及纤维直径等各项参数对UD-CFRP抗压强度的影响。结果表明复合材料轴向压缩强度主要是由纤维初始偏角,基体和界面剪切强度共同作用的结果,其随着纤维初始偏角幅值的减小、基体和界面剪切强度的增加而增加。此外,结合纤维拉压失效不对称本文还研究了压缩失效后UD-CFRP的扭折带角度,模拟结果与试验结果相吻合。本工作较为完善地预测了UD-CFRP的轴向压缩破坏,可为先进复合材料的优化设计提供借鉴。

关键词: 碳纤维复合材料; 初始位错; 轴向压缩; 扭折带角度

中图分类号: V258, TQ176.7 文献标识码: A 文章编号: 1006-3919(2024)06-0033-09

DOI: 10.19447/j.cnki.11-1773/v.2024.06.005

Performance Characterization of Unidirectional Carbon Fiber Composites under Axial Compression

LIU Lipeng¹ YAN Shi¹ WU Jingshu² MA Zhuang² ZHANG Boya² WU Hairui³ SHAO Yingfeng³
(1 Harbin University of Science and Technology, Harbin 150000, China; 2 Aerospace Materials and Technology Research Institute, Beijing, 100076, China; 3 Institute of Mechanics, Chinese Academy of Sciences, Beijing 100190, China)

Abstract: The axial compression failure behavior of unidirectional carbon fiber-reinforced polymer composites (UD-CFRP) was investigated through experimental and simulation approaches. A two-dimensional finite element model containing initial fiber misalignment defects was constructed using the finite element software ABAQUS. The model incorporated the tension-compression asymmetry of the fiber and matrix as well as interface failure criteria; A systematic study was conducted on the effects of various parameters, including fiber, matrix, and interface properties, initial fiber misalignment, and fiber diameter, on the compressive strength of UD-CFRP. The results indicate that the axial compressive strength of the composite is primarily determined by the combined effects of initial fiber misalignment, matrix, and interface shear strength. The compressive strength increases with decreasing initial fiber misalignment and increasing matrix and interface shear strength. Additionally, combined with the asymmetric failure of fiber under tension and compression, this paper also studied the kink band angle of UD-CFRP after compression failure, and the simulation results were in good agreement with experimental findings. This work provides a comprehensive prediction of the axial compressive failure of UD-CFRP, offering valuable insights for the optimized design of advanced composite materials.

Key words: carbon fiber composites; axial compression; finite element simulation; kink band angle

收稿日期: 2024-08-03; 2024-09-15

基金项目: 国家自然科学基金(12232019); 中国科学院战略重点研究计划(XDB0620101)

作者简介: 刘立鹏(1999—), 男, 硕士.

0 引言

由于碳纤维增强聚合物复合材料的高比强度和比刚度,使其广泛应用于航空航天等高性能领域。但单向碳纤维增强聚合物复合材料(UD-CFRP)的轴向压缩强度通常低于其拉伸强度的60%^[1-2],这阻碍了复合材料结构的进一步应用。为了深入挖掘复合材料在纵向压缩性能方面的潜能,许多科研工作者针对UD-CFRP进行了系统的纵向压缩研究^[3-6],以揭示UD-CFRP在承受纵向压缩载荷时的力学响应和破坏机理。

在理论研究方面,在Rosen^[7]提出纤维在基体受压时产生周期性变化的细观弹性失稳是导致材料丧失承载能力的主要原因之后,目前,研究人员倾向于认为塑性微屈曲是复合材料压缩破坏的主要原因,即纤维的初始偏角与由此导致的基体塑性剪切变形是导致纤维扭折的最常见失效模式^[8-11]。但理论预测方法需要显著简化微观结构及其特性,此外,理论上几乎不考虑界面损伤。

数值模拟方面,为了解释纤维扭折现象并确定纤维增强复合材料的抗压强度,文献^[12-14]中提出了细观力学模型,纤维初始偏角缺陷已被证明是压缩破坏的一个关键因素。张弥等^[12]建立了二维有限元模型,验证了剪切型和拉伸型偏角缺陷模型的压缩强度分别取决于基体的剪切行为和纤维的拉压强度。Zhang等^[13]数值模拟了含局部偏角缺陷的碳纤维复合材料的压缩过程,阐述了不同的材料性能和结构参数对碳纤维复合材料抗压强度的影响。Bishara等^[14]使用三维有限元模型表明:整体和局部纤维偏角缺陷以不同的机制诱导纤维扭折,且局部缺陷的扭折带宽度可以与实验测试样本对相匹配,而整体缺陷模型的结果略大于实验测试的扭折带宽度。

除了结构缺陷外,纤维、基体及界面对UD-CFRP抗压强度也有很大的影响。Yerramalli等^[15]研究了纤维直径对抗压强度的影响,结果表明,纤维直径的增加可以提高碳纤维复合材料的抗压强度。Pimenta等^[16]表明基体的屈服限制了其对纤维的支撑,导致纤维扭折和UD-CFRP的压缩破坏。Prabhakar等^[17]的二维有限元模型证明了UD-CFRP的压缩失效机制随界面特性而变化。以上这些研究工作相互印证和完善,取得了显著的科学进展。此外,加载的方向对抗压强度也有很大影响,例如刘准等^[18]研究了不同偏轴

角度载荷对压缩破坏的影响,结果表明当基体处于不同比例的多轴应力状态,扭曲和膨胀共同导致了基体失效。以上这些研究工作相互印证和完善,取得了显著的科学进展。尽管有了上述认识,由于复合材料在细观尺度上的复杂性,对UD-CFRP的压缩破坏机理的模拟仍存在一些不清楚的问题。例如,纤维和基体的拉压不对称性等对压缩破坏的影响规律,以及扭折带角度的有效预测等问题尚不明晰。本文建立了含有初始纤维错位偏角分布的有限元模型,引入纤维拉压不对称性,基体Ducker-Prager塑性和界面双线性Cohesive等损伤失效模型来模拟复合材料抗压行为,并通过两组复合材料实验验证了模型的预测精度。此外,还考虑了纤维、基体与界面性能,纤维初始偏角及纤维直径等对UD-CFRP抗压行为的影响。

1 复合材料压缩及组分属性测试

1.1 复合材料压缩试验

对两种树脂和一种纤维方案的UD-CFRP进行压缩试验,分别是TG800/603和TG800/802,各对5件试样进行压缩试验,性能数据如表1所示。试样纤维体积含量为60%,尺寸为140 mm×10 mm×5 mm,其中测试段为10 mm×10 mm×2 mm。如图1所示,采用标准的楔形块夹具进行装夹,试验在MTS 312万能试验机上进行,加载速度为2 mm/min。试样制备和试验方法参考试验标准ASTM-D 3410/D 3410M-03^[19]。

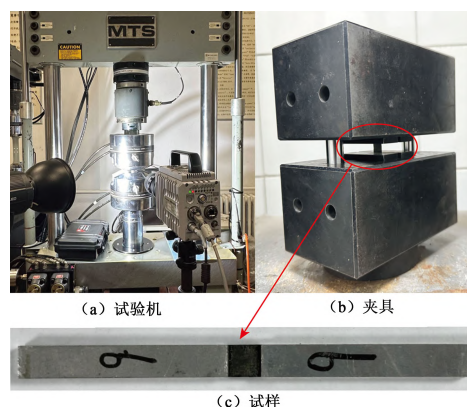


图1 轴向压缩试验装置及试样图

Fig. 1 Axial compression test device and test specimen diagram

1.2 树脂性能测试

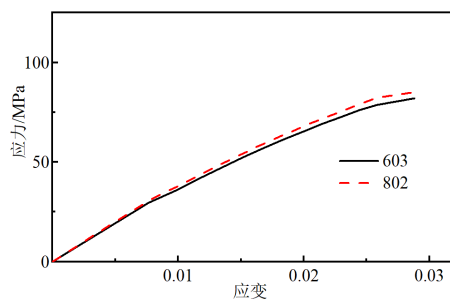
考虑到树脂的拉压强度不对称性,故在MTS

312 万能试验机上分别进行了拉伸强度和压缩强度测试, 每个试样进行五组测试后取均值。采用 ASTM D638-14^[20] 标准对树脂的拉伸强度进行测试, 试样尺寸为 230mm×15mm×2mm, 加载速度为 2mm/min。得到 802 和 603 两种树脂的拉伸强度的均值分别为 85 MPa 和 82 MPa, 模量均值分别为 4.01 GPa 和 3.86 GPa, 典型的应力应变曲线如图 2 (a) 所示。采用 GB/T 2569-1995^[21] 试验标准对树脂的压缩强度进行测量, 试样尺寸为 25mm×10mm×10mm, 加载速度为 2 mm/min。得到 802 和 603 两种树脂的压缩强度的均值分别为 207 MPa 和 200 MPa, 模量均值分别为 4.17 GPa 和 3.94 GPa, 典型的应力应变曲线如图 2 (b) 所示。可以看到, 树脂的拉伸和压缩模量是十分接近的, 后续仿真采用树脂拉伸的模量均值进行计算。

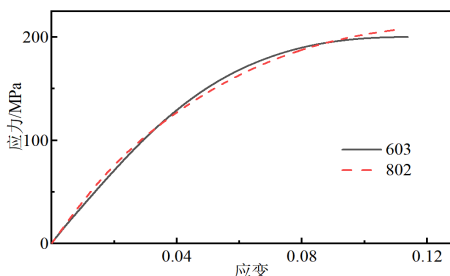
表 1 TG800/603 和 TG800/802 轴向压缩试验强度

Table 1 Longitudinal compression test results of TG800/603 and TG800/802

试样	压缩强度/MPa
TG 800/603	1500±48
TG 800/802	1782±52



(a) 拉伸应力应变曲线



(b) 压缩应力应变曲线

图 2 603 和 802 树脂拉伸与压缩典型应力应变曲线

Fig. 2 Typical stress-strain curves of 603 and 802 resin under tension and compression

1.3 界面性能测试

采用 Qi 等^[22] 提出的横向纤维束拉伸试验方法, 对 TG800/603 和 TG800/802 两种复合材料的界面拉伸强度进行了测量计算。试样尺寸参考 ASTM D638 标准推荐的 IV 型拉伸试样, 试样厚度为 2mm; 设置拉伸速率为 1mm/min, 每种材料试样进行 3 次测试, 得到典型的 TG800/603 和 TG800/802 横向纤维束拉伸的应力应变曲线如图 3 所示, 之后通过多尺度模型^[22] 计算得到界面结合强度均值分别为 91.2 MPa 和 100.2 MPa。

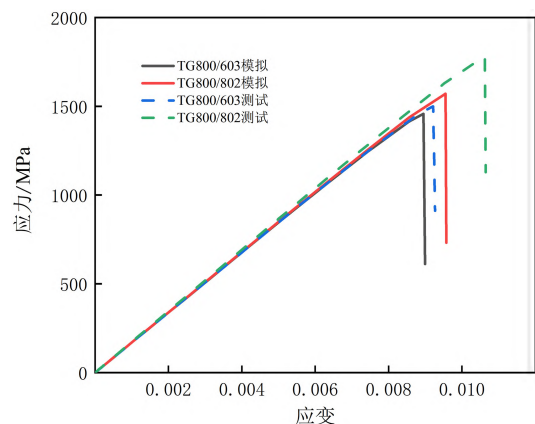


图 3 TG800/603 和 TG800/802 复合材料横向纤维束拉伸的典型应力应变曲线

Fig. 3 Typical stress-strain curves of transverse fiber bundle tensile tests for TG800/603 and TG800/802 composite materials

2 有限元模型

2.1 几何模型

通常, 为了准确表征复合材料压缩这个宏观尺度的行为, 需要以代表体积单元的方式, 在建模中也考虑到纤维和树脂的微观结构和性能, 而不同的代表性体积单元会得到不同的预测结果。之前的研究^[15] 发现 2D 模型和 3D 模型预测在压缩破坏机制之间没有显著差异。

本文采用 2D 模型, UD-CFRP 近似为交替的纤维树脂层以及它们之间的界面。为了更好地模拟纤维微屈曲, 通常纤维被假定为初始时存在正弦缺陷^[14]。如图 4 (c) 所示, 正弦幅值 λ 为最大振幅, L 和 θ 用来表示纤维的波长和偏角。

为研究模型尺寸对压缩强度的影响, 考虑了保持固定纤维体积分数和纵横比的缩放微观力学模型。直径为 5.9 μm 的纤维, 体积分数保持在 60%, 取纤维偏角 $\theta=0.71^\circ$, 即 $\lambda/L=0.0124$ 。

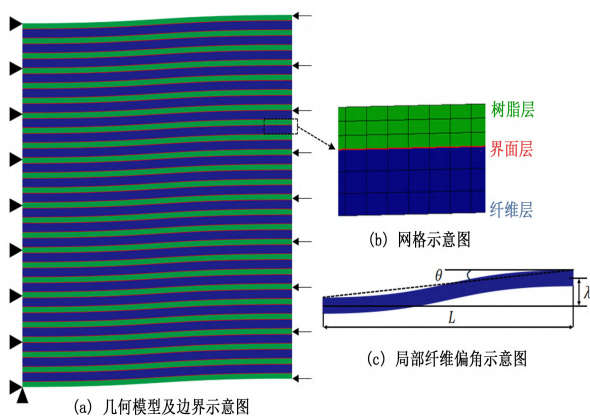


图4 细观力学数值模型图

Fig. 4 Numerical model diagram of micromechanics

最小的模型由12根纤维组成，其次是24、36和48根纤维。由于所有模型的纵横比和纤维体积分数都保持不变，模型的全局尺寸最大增加了4倍，即尺寸从 $118\mu\text{m}\times 118\mu\text{m}$ ，增加到 $472\mu\text{m}\times 472\mu\text{m}$ 。如表2所示，模型尺寸增大的过程中，对应的强度由大变小，从 $118\mu\text{m}$ 的 1543.8MPa ，到 $472\mu\text{m}$ 的 1453.6MPa 。可见 $236\mu\text{m}$ 模型的 1457.2MPa 强度已经趋于收敛。因此，以 $236\mu\text{m}$ 模型为研究对象，开展后续的研究。

表2 不同模型尺寸和压缩强度

Table 2 Dimension and compression strength of different size models

模型	纤维数目	长度/ μm	宽度/ μm	TG800/603 强度/ MPa
Size 1	12	118	118	1543.8
Size 2	24	236	236	1457.2
Size 3	36	354	354	1455.8
Size 4	48	472	472	1453.6

2.2 材料模型

TG800纤维设定为横观各向同性弹性材料。计算所用到的纤维模量、拉伸强度和直径等由厂家测试报告提供。由于纤维模量和拉伸强度与T800纤维十分接近，缺少的纤维泊松比、径向模量和剪切模量参数，参考T800纤维性能参数^[13]，以纤维轴向模量 $E_{11,f}$ 等比例变化，如表3所示。纤维压缩强度数据，参照T300纤维的压缩强度，约为拉伸强度的0.8倍^[23]。此外，在计算过程中，当纤维中的最大拉应力超过纤维拉伸强度，或最小压应力绝对值超过纤维压缩强度，则认为纤维破坏。表3中， $E_{11,f}$ 和 $E_{22,f}$ 为纤维的弹性模

量； $G_{12,f}$ 为纤维的剪切模量； ν_{12} 和 ν_{23} 是纤维的泊松比； σ_t 为抗拉强度。

表3 纤维材料属性

Table 3 Fiber material properties

$E_{11,f}/\text{GPa}$	$E_{22,f}/\text{GPa}$	ν_{12}	ν_{23}	$G_{12,f}/\text{GPa}$	σ_t/MPa
283	13.7	0.22	0.22	8.6	5900

采用ABAQUS的Drucker-Prager模型将基体不对称的拉压强度引入有限元模型中，并设置模型的内摩擦角为 49° 。当树脂拉伸强度为 80MPa 时，压缩强度为 202MPa ，这与1.2节中树脂的拉压性能测试相匹配。结合延性损伤(Ductile)模型^[12]，如图5所示，当树脂中的应变超过树脂所能承受的最大应变值，树脂发生损伤。

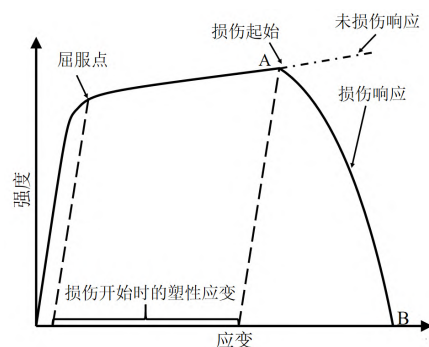


图5 弹塑性基体渐进损伤的应力应变曲线

Fig. 5 Stress-strain curve of progressive damage in elastic-plastic matrix

树脂和纤维的界面设定为内聚力属性。计算中采用双线性Cohesive损伤模型^[13]，如图6所示。模型包含材料到达强度极限前的线弹性阶段和材料到达强度极限后的刚度线性降低软化阶段，三角形下的面积表示材料断裂时释放的能量^[24]，界面的刚度假设为纤维和树脂的平均值^[25]。界面损伤的判据依据公式(1)，式中 t 是应力，下标 n 表示法线方向，下标 t 和 s 表示两个剪切方向，上标 0 表示强度

$$\left(\frac{t_n}{t_n^0}\right)^2 + \left(\frac{t_s}{t_s^0}\right)^2 + \left(\frac{t_t}{t_t^0}\right)^2 = 1 \quad (1)$$

2.3 有限元模型

针对包含界面损伤的失效问题，由于隐式算法有潜在的收敛困难问题^[18]，本文使用商业有限元软件ABAQUS进行显式动力学轴向压缩模拟分析。模型中纤维与基体均采用四节点双线性减缩积分单元CPS4R。纤维-基体界面采用4节点二

维粘性单元 COH2D4 来模拟界面开裂。此外, 采用 Vusdfld 用户子程序描述基于最大应力准则的纤维损伤。基于网格敏感性分析, 将全局网格尺寸设定为 $2\ \mu\text{m}$, 为了实现计算效率和准确性之间的平衡, 沿每个纤维或基质层的厚度方向至少放置三个单元。如图 4 (a), 在左边界约束 x 方向位移和转角, 左下角约束 y 方向位移; 右边界施加 x 方向位移。

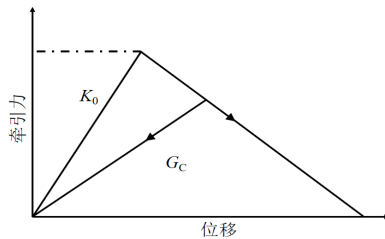


图 6 牵引-分离定律示意图

Fig. 6 Schematic of traction-separation law

3 结果与讨论

3.1 结果对照

对 TG800/603 和 TG800/802 两种复合材料进行压缩测试和有限元模拟, 应力应变曲线可见图 7, 可以看到它们的趋势十分接近。将压缩测试和模拟计算的强度结果进行对比, 如表 4 所示。

表 4 压缩强度的试验与模拟结果对比

Table 4 Comparison of compression test and simulation results of compressive strength

试样	模拟压缩强度/MPa	试验压缩强度/MPa	误差/%
TG800/603	1457.2	1500	2.90
TG800/802	1571.1	1782	13.30

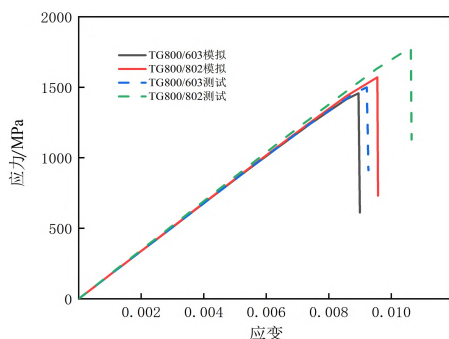


图 7 TG800/603 和 TG800/802 复合材料轴向压缩应力-应变曲线

Fig. 7 Axial compressive stress-strain curves of TG800/603 and TG800/802 composite materials

结果表明, 压缩试验与模拟结果的差异较

小, 试样 TG800/603 相差 42.8 MPa, 约占试验值的 2.9%; 试样 TG800/802 相差 210.9 MPa, 约占试验值的 13.3%, 从而验证了模型的准确性。可使用该模型进一步探讨复合材料的损伤机理, 所以后续以 TG800/603 的材料模型作为基准进一步阐述。

随着 TG800/603 材料压缩的进行 (图 8a), 由于应力集中, 模型中心区域的树脂先屈服, 之后出现损伤 (图 8b), 即达到图 4 中损伤起始点 (A 点); 随后纤维发生微屈曲失效 (图 8c); 纤维首先在压缩侧失效 (图 8d), 原因是纤维压缩侧的主应力绝对值比拉伸侧大, 且纤维的压缩强度小于拉伸强度, 这和 Pimenta^[16] 的试验结果很接近; 纤维发生破坏的同时界面内聚力单元发生破坏; 随着纤维的断裂, 基体也发生破坏, 试样全部断裂 (图 8d); 出现的扭折带角度大约为 16.2° , 这与试验得到的断口角度可以较好的吻合 (图 8e)。

3.2 影响复合材料强度的因素

为了研究不同材料参数对复合材料压缩强度和破坏机制的影响, 以 TG800/603 为例, 分别将纤维强度、纤维偏角、界面强度和基体强度等多个材料参数及结构参数的值变化为初始值的 50%, 150% 和 200%, 进行了压缩强度计算。

复合材料压缩强度随纤维强度的变化如图 9 所示, 可以看到, 纤维强度下降到初始值的 50% 时, 材料压缩强度从 1457.2 MPa 下降到 1143.2 MPa, 下降了 23%; 而增加纤维强度到初始值的 150% 和 200% 时, 材料压缩强度不发生变化。从模拟中可以看到, 当纤维强度下降到初始值的 50% 时, 材料先从纤维处发生破坏。这与纤维强度 100% 时材料先从树脂处发生破坏不同。说明此时纤维从原来的强相变成了弱相。

复合材料压缩强度随界面强度的变化如图 10 所示, 当界面强度下降到初始值的 50% 时, 材料压缩强度从 1457.2 MPa 下降到 1272.6 MPa, 下降了 13%; 而增加界面强度到初始值的 150% 和 200% 时, 和增加纤维强度一样, 材料压缩强度不发生变化。这和 Zhang 等^[13] 研究的界面强度影响复合材料压缩强度的规律十分接近。此外, 从模拟计算中可以看到, 当界面强度下降到初始值的 50% 时, 材料先从界面处发生破坏。这与界面强度 100% 时材料先从树脂处发生破坏不同。

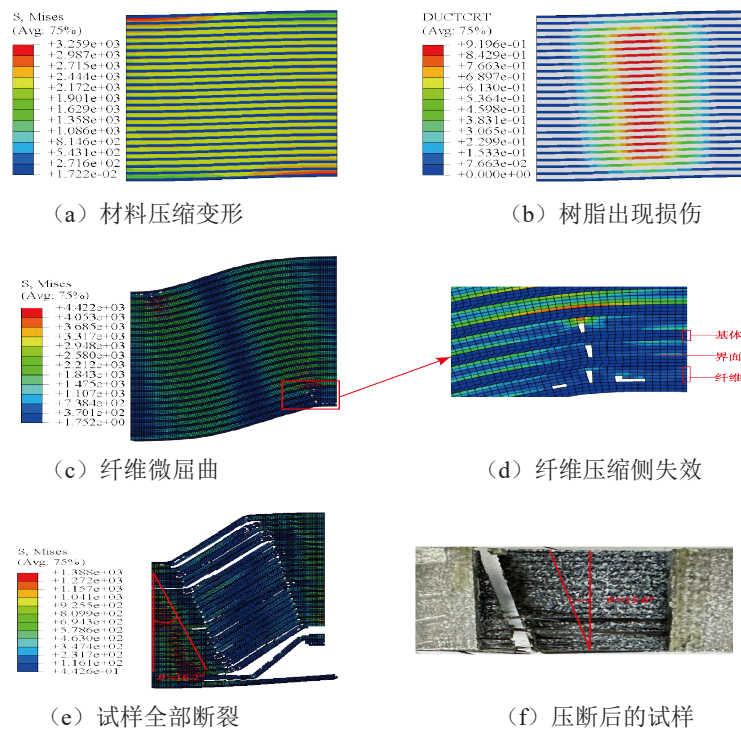


图8 TG800/603复合材料破坏模式

Fig. 8 Failure mode of TG800/603 composite material

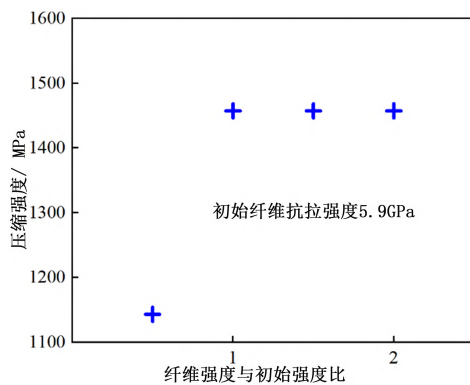


图9 复合材料压缩强度随纤维强度的变化
Fig. 9 Changes in compressive strength of composite materials with fiber strength

复合材料压缩强度随纤维偏角的变化如图11所示,结果发现,复合材料压缩强度随纤维偏角的减少而增加。例如,随着纤维偏角下降到初始值的50%时,材料压缩强度从1457.2 MPa上升到1828.3 MPa,上升了25%。这和张弥等^[12]研究得到的规律相近,说明纤维偏角的减小可以较大程度增加复合材料的压缩强度。基体树脂是弹塑性的,采用将603基体测试得到的应力应变曲线中应力乘以比例系数的方式来实现基体强度影响。复合材料压缩强度随基体强度的变化可见图12,

基体强度下降到初始值的50%时,材料压缩强度从1457.2 MPa下降到648.1 MPa,下降了56%;相比于其它材料参数,基体强度对压缩强度影响最为显著。可能的原因是基准材料TG800/603的主导失效机制是基体树脂损伤,因此基体强度的直接下降对它影响最大。

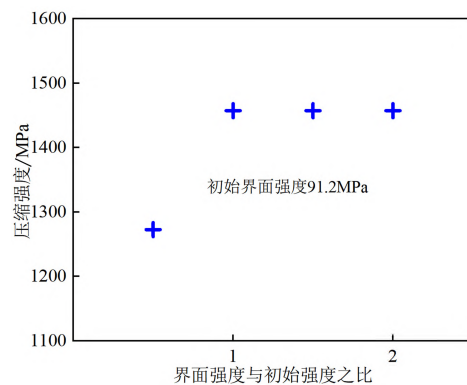


图10 复合材料压缩强度随界面强度的变化
Fig. 10 Changes in compressive strength of composite materials with interface strength

此外还考虑了纤维直径对复合材料压缩强度的影响。为保持固定纤维体积分数和模型尺寸,建立仅改变纤维直径的微观力学模型,相应尺寸

及结果如图 13 所示。在相同体积分数和尺寸下，增加的纤维直径压缩强度随之逐渐增加。但增加的幅度比较小，从 $4.72\ \mu\text{m}$ 的 $1424.2\ \text{MPa}$ 上升到 $7.08\ \mu\text{m}$ 的 $1486.7\ \text{MPa}$ ，只增加了 4%。目前来看，此因素的影响是最小的。

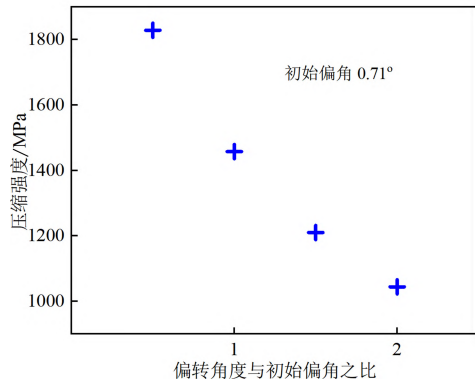


图 11 复合材料压缩强度随纤维偏角的变化

Fig. 11 Changes in compressive strength of composite materials with fiber misalignment angle

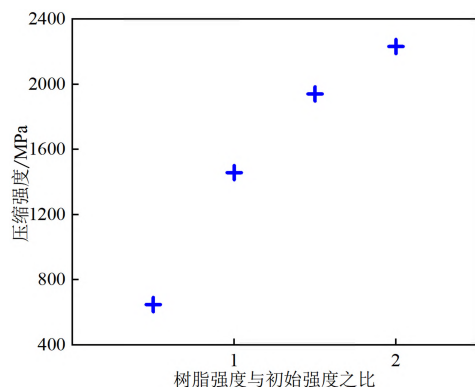


图 12 复合材料压缩强度随树脂强度的变化

Fig. 12 Changes in compressive strength of composite materials with resin strength

3.3 纤维压缩/拉伸强度比对强度的影响

通常纤维拉伸强度容易测量，但压缩强度测量困难，们通过上述模型计算了纤维压缩/拉伸强度比对 TG800/603 复合材料压缩的影响。不同纤维压缩/拉伸强度比的复合材料失效强度和试验对比如图 14 所示，失效形貌如图 15 所示。可以看到，如果压缩/拉伸强度比 < 0.6 ，随着压缩的进行，复合材料在发生微屈曲失效之前纤维就发生了压缩失效，类似纤维压溃失效，相应的压缩强度就要比发生屈曲失效的强度要低。

随着压缩/拉伸强度比增加，纤维发生扭折失效，并且复合材料压缩强度不变。另外，当纤维

压/拉强度比 ≥ 0.9 ，虽然压缩强度不变，都是微屈曲失效，但其失效产生的扭折带会变得不规则。所以猜测碳纤维的压缩强度大体是拉伸强度的 60%~90%^[22]。

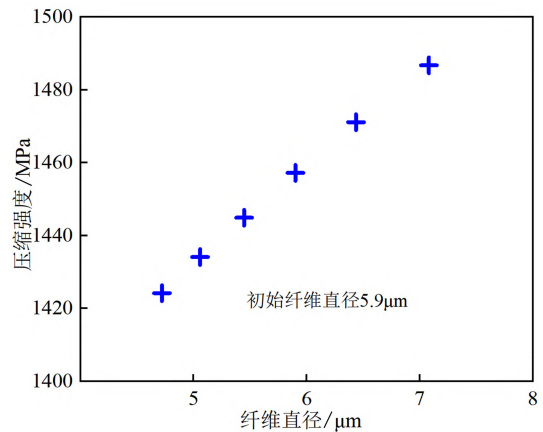


图 13 复合材料压缩强度随纤维直径的变化

Fig. 13 Changes in compressive strength of composite materials with fiber diameter

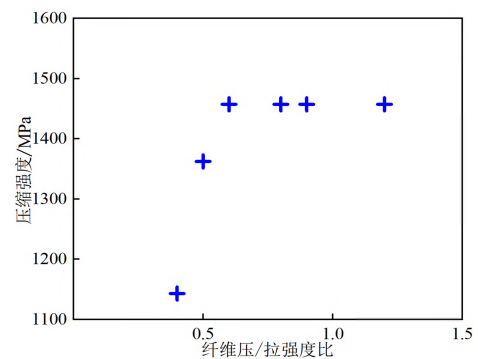


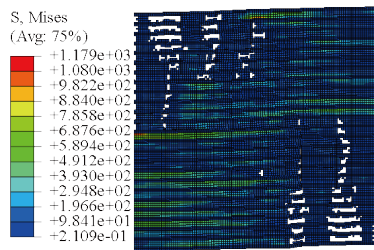
图 14 复合材料压缩强度随纤维压缩/拉伸强度比的变化

Fig. 14 Changes in compressive strength of composite materials with fiber compression/tensile strength ratio

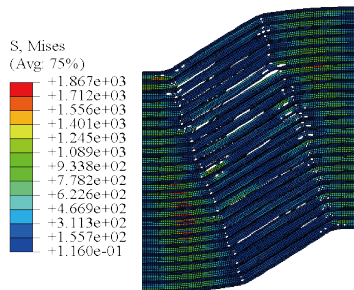
4 结论

通过试验和模拟对单向碳纤维增强聚合物复合材料 (UD-CFRP) 的轴向压缩失效行为进行了研究，可得出：1) 复合材料轴向压缩破坏主要由界面和树脂决定，当界面足够强的时候，从树脂先损伤，带动界面损伤和纤维的弯折破坏；当树脂足够强的时候，从界面先损伤破坏，带动树脂损伤和纤维的弯折破坏；2) 复合材料的轴向压缩强度是基体、纤维和界面强度共同作用的结果。考虑纤维初始偏角的有限元模型能够有效地预测复合材料的轴向压缩强度及破坏形貌，且与试验结果吻合良好；3) 参数研究发现压缩强度随纤维

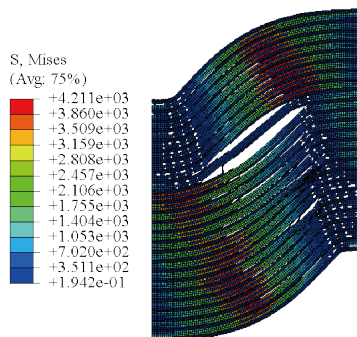
强度和界面强度的增加会先增加之后出现平台；会随纤维直径和基体强度的增加而增加；随纤维偏角的减少而增加。此外，纤维拉压失效不对称也会影响复合材料失效模式和强度。



(a) 拉压比0.5



(b) 拉压比0.7



(c) 拉压比0.9

图 15 复合材料压缩破坏模式随纤维压缩/拉伸强度比的变化

Fig. 15 Changes in compressive failure mode of composite materials with fiber compression/tensile strength ratio

参 考 文 献

- [1] Kaddour A S, Hinton M J. Input data for test cases used in benchmarking triaxial failure theories of composites[J]. Journal of Composite Materials, 2012, 46(19-20): 2295-2312.
- [2] Berbinau P, Soutis C, Guz I A. Compressive failure of 0-unidirectional carbon-fibre reinforced plastic (CFRP) laminates by fibre microbuckling[J]. Composites Science and technology, 1999, 59(9): 1451-1455.
- [3] Schultheisz C R, Waas A M. Compressive failure of composites, part I: Testing and micromechanical theories[J]. Progress in Aerospace Sciences, 1996, 32(1): 1-42.
- [4] Kyriakides S, Arseculeratne R, Perry EJ, et al. On the compressive failure of fiber reinforced composites. Int J Solids Struct 1995, 32: 689-738.
- [5] Gutkin R, Pinho S T, Robinson P, et al. Physical mechanisms associated with initiation and propagation of kink-bands[C]. Proceedings of the 13th European conference on composite materials (ECCM13), 2008.
- [6] Vogler T J, Kyriakides S. Initiation and axial propagation of kink bands in fiber composites[J]. Acta Materialia, 1997, 45(6): 2443-2454.
- [7] Rosen B W. Mechanics of composite strengthening[J]. 1965.
- [8] Maewal A. Postbuckling behavior of a periodically laminated medium in compression[J]. International Journal of Solids and Structures, 1981, 17(3): 335-344.
- [9] Fleck N A. Compressive failure of fiber composites[J]. Advances in applied mechanics, 1997, 33(6): 7.
- [10] Budiansky B. Micromechanics[J]. Computers & Structures, 1983, 16(1-4): 3-12.
- [11] Jumahat A, Soutis C, Jones F R, et al. Fracture mechanisms and failure analysis of carbon fibre/toughened epoxy composites subjected to compressive loading[J]. Composite structures, 2010, 92(2): 295-305.
- [12] 张弥, 关志东, 黎增山, 等. 考虑纤维初始位错的复合材料轴向压缩性能[J]. 复合材料学报, 2017, 34(8): 1754-1763. [ZHANG Mi, GUAN Zhidong, LI Zengshan, et al. Longitudinal compressive properties of composites considering fiber initial misalignment[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2017, 34(8): 1754-1763.]
- [13] Zhang F, Zhang J, Li L, et al. Numerical investigation on the variation of compressive failure mechanisms in unidirectional carbon fiber reinforced polymer[J]. Journal of Composite Materials, 2021, 55(11): 1561-1572.
- [14] Bishara M, Rolfes R, Allix O. Revealing complex aspects of compressive failure of polymer composites - Part I: Fiber kinking at microscale[J]. Composite Structures, 2017, 169: 105-115.
- [15] Yerramalli C S, Waas A M. The effect of fiber diameter on the compressive strength of composites- A 3D finite element based study[J]. Computer Modeling in Engineering and Sciences,

- 2004, 6: 1-16.
- [16] Pimenta S, Gutkin R, Pinho S T, et al. A micromechanical model for kink-band formation: Part I-Experimental study and numerical modelling[J]. *Composites Science and Technology*, 2009, 69(7-8): 948-955.
- [17] Prabhakar P, Waas A M. Interaction between kinking and splitting in the compressive failure of unidirectional fiber reinforced laminated composites[J]. *Composite Structures*, 2013, 98: 85-92.
- [18] 刘准, 卞亚东, 谭日明, 等. 考虑扭曲和膨胀耦合效应的复合材料基体细观失效准则研究[J]. *强度与环境*, 2022, 49(3): 8-13. [LIU Zhun, BIAN Yadong, TAN Riming, et al. Research on the micro-mechanics failure criterion of CFRP considering coupling effect of matrix distortion and dilatation[J]. *Structure & Environment Engineering*, 2022, 49(3): 8-13.]
- [19] ASTM Standards. Standard test methods for compressive properties of polymer matrix composite materials with unsupported gage section by shear loading: ASTM D 3410/D 3410M-03 [S]. West Conshohocken, PA: ASTM International, 2003.111.
- [20] ASTM Standards. Standard test methods for tensile properties of plastics: ASTM D638-14 [S]. West Conshohocken, PA: ASTM International, 2015.
- [21] 国家质量技术监督局. 树脂浇铸体压缩性能试验方法: GB/T 2569-1995 [S]. 北京: 中国标准出版社, 1995.
- [22] Qi G, Zhang B, Du S, et al. Estimation of aramid fiber/epoxy interfacial properties by fiber bundle tests and multiscale modeling considering the fiber skin/core structure[J]. *Composite Structures*, 2017, 167: 1-10.
- [23] 黄争鸣. 复合材料破坏与强度[M]. 北京: 科学出版社, 2018: 160.
- [24] Canal L P, González C, Segurado J, et al. Intraply fracture of fiber-reinforced composites: Microscopic mechanisms and modeling[J]. *Composites science and technology*, 2012, 72(11): 1223-1232.
- [25] Gu Y, Li M, Wang J, et al. Characterization of the interphase in carbon fiber/polymer composites using a nanoscale dynamic mechanical imaging technique[J]. *Carbon*, 2010, 48(11): 3229-3235.