

doi:10.3969/j.issn.1001-3539.2026.04.012

纤维交叉起伏对纤维缠绕复合材料单向性能的影响

崔一伟^{1,2}, 赵晓冬¹, 陈占春^{1,2}, 高海峰³, 刘江林^{1,2}, 梁建国^{1,2}

(1. 太原理工大学机械工程学院, 太原 030024; 2. 太原理工大学先进成型与智能装备研究院, 太原 030024;

3. 太原理工大学航空航天学院, 太原 030024)

摘要: 单束纤维缠绕工艺(SFW)中纤维交叉起伏(FCU)结构的存在显著影响复合材料层的力学性能。然而, 由于其影响机制表征复杂, 该结构特征在缠绕复合材料设计中常被忽略。本文提出一种将刚度系数分析、拉伸试验与数值模拟相结合的多维度研究新方法。首先建立FCU理论模型以分析刚度系数变化规律, 随后对SFW工艺与新型多束纤维缠绕(MFW)工艺进行了多尺度对比研究。结果表明, FCU对SFW工艺制备复合层力学性能的影响随缠绕角度具有波动性变化。为表征FCU引发的微尺度失效机制, 采用扫描电子显微镜进行表征。此外, 开发了包含纤维束交叉起伏结构的介观有限元模型。该模型通过用户自定义子程序实现, 可精确预测失效模式演变与强度特性, 误差小于7.79%。与MFW工艺相比, SFW工艺制备的复合层具有更高刚度、更低损伤载荷及更短损伤位移。此外, SFW工艺制备的试样在22.5°缠绕角附近因拉剪耦合效应出现显著应力集中, 但在67.5°附近区域, 应力集中造成的缺陷得到补偿, 表现为缠绕角等于30°时, MFW工艺制备的试样拉伸性能提升41.30%; 缠绕角等于60°时, 两种工艺制备的试样拉伸性能相差无几。

关键词: 纤维交叉起伏; 多束纤维缠绕; 多尺度研究; 波动效应; 失效模式预测

中图分类号: TQ327.3 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-3539(2026)04-0103-13

Influences of fiber crossover and undulation on unidirectional properties of filament winding composites

CUI Yiwei^{1,2}, ZHAO Xiaodong¹, CHEN Zhanchun^{1,2}, GAO Haifeng³, LIU Jianglin^{1,2}, LIANG Jianguo^{1,2}

(1. School of Mechanical Engineering, Taiyuan University of Technology, Taiyuan 030024, China; 2. Institute of Advanced Forming and Intelligent Equipment, Taiyuan University of Technology, Taiyuan 030024, China; 3. School of Aerospace Engineering, Taiyuan University of Technology, Taiyuan 030024, China)

Abstract : The presence of fiber crossover and undulation (FCU) structures in single-filament winding (SFW) significantly influences the mechanical properties of composite layers. However, due to the complexity involved in characterizing its influence mechanism, this structural feature is often overlooked in winding composite design. A new multidimensional research method that integrates stiffness coefficient analysis, tensile testing, and numerical simulation was proposed in this paper. First, a theoretical FCU model was established to analyze stiffness coefficient variations. Subsequently, a multiscale comparative study was conducted between SFW and the novel multi-filament winding (MFW) technique. The results indicate that the effects of FCU on the mechanical properties of composite layers prepared by SFW technique exhibit fluctuating changes with the winding angle. To characterize the microscale failure mechanisms induced by FCU, scanning electron microscopy was employed for analysis. Additionally, a meso-scale finite element model incorporating fiber bundle cross-corrugation structure was developed. Implemented via user-defined subroutine, this model accurately predicts failure mode evolution and strength characteristics with an error below 7.79%. Compared to MFW technique, composite layers fabricated using SFW exhibit higher stiffness, lower damage load, and shorter damage displacement. Moreover, specimens prepared using SFW technique exhibit significant stress concentration near a 22.5° winding angle due to

基金项目: 国家自然科学基金项目(52975361), 山西省科技重大专项(20201102003), 山西-浙大先进材料与化工工程研究院(2022SX-TD021), 山西省基础研究专项(202203021221053), 吕梁市科技引导专项重点研发项目(2022XDHZ08)

通信作者: 梁建国, 博士, 教授, 博士生导师, 研究方向为碳纤维复合材料制备技术及装备

收稿日期: 2026-01-06

引用格式: 崔一伟, 赵晓冬, 陈占春, 等. 纤维交叉起伏对纤维缠绕复合材料单向性能的影响[J]. 工程塑料应用, 2026, 54(4): 103-115.

CUI Yiwei, ZHAO Xiaodong, CHEN Zhanchun, et al. Influences of fiber crossover and undulation on unidirectional properties of filament winding composites[J]. Engineering Plastics Application, 2026, 54(4): 103-115.

the tensile-shear coupling effect. However, in the region around 67.5° , defects caused by stress concentration are compensated. This is manifested by a 41.30% improvement in tensile properties for specimens prepared using MFW technique when the winding angle equals 30° . At a winding angle of 60° , the tensile properties of specimens produced by both techniques are nearly identical.

Keywords: fiber crisscrossing and corrugation; multi-filament winding; multiscale study; wave effect; failure mode prediction

碳纤维复合材料凭借其卓越的高比强度与高比刚度特性^[1-2],被广泛应用于火箭发动机、氢燃料电池及压力容器等领域。纤维缠绕技术作为重要制造工艺,在该领域实现了高度自动化^[3]。然而,传统单束纤维缠绕(SFW)工艺中,纤维束因正负缠绕角度交替易产生局部波纹结构,即纤维交叉起伏(FCU)^[4-5]。该结构导致应力集中及纤维偏离载荷轴线,加剧表面性能劣化与裂纹扩展风险,对结构安全构成严重威胁^[6-8]。因此,阐明FCU对缠绕复合材料力学性能的影响机制,具有重要的理论意义与工程价值。

针对FCU结构的研究始于20世纪80年代。Ishikawa等^[9-10]建立了编织复合材料的“马赛克模型”,分析了纤维波动对局部刚度的影响。Rousseau等^[11]指出交叉区域是管道早期泄漏的主要诱因。Shen等^[12-13]首次将纤维缠绕复合材料划分为纤维交叉区与层合区,并提出考虑纤维波动与交叉效应的刚度计算方法。Guo等^[14]进一步开发了兼顾交叉区的有限元分析方法。在实验研究方面,Torres等^[15]采用数字图像相关法揭示了裂纹沿纤维横向波纹区萌生与扩展的规律。Liu等^[16]系统研究了FCU引起的非线性剪切行为与渐进损伤演化。在数值模拟领域,Yin等^[17]、Sun等^[18]及Zhou等^[19]基于代表体积单元开展了多尺度分析,Zindel等^[20]与Stabla等^[21]则分别建立了考虑纤维波纹的微观力学模型与精细化建模方案。此外,Kang等^[22]、Leh等^[23]及Zu等^[24]围绕缠绕角度、铺层顺序等制造参数开展了优化研究。

尽管上述研究从理论、实验与数值模拟层面取得了重要进展,但关于FCU影响机制的关键知识缺口依然存在:(1)刚度波动与失效起始之间尚未建立定量关联;(2)缺乏能够捕捉损伤演化过程的验证型多尺度模型;(3)尚未出现既能消除FCU又不降低效率的制造解决方案。

针对上述问题,本文提出一种将刚度系数分析、拉伸试验与数值模拟相结合的多维度研究方法。首先,建立FCU刚度系数理论模型,定量分析刚度系数随缠绕角度的波动规律,重点揭示 22.5° 缠

绕角附近的耦合效应与应力集中现象。随后,从微观(扫描电子显微镜断口分析)、介观(渐进损伤有限元分析)与宏观(拉伸试验)三个尺度实施综合多尺度验证。关键性地,将传统SFW工艺与新型多束纤维缠绕(MFW)工艺^[4,25-26]进行全面对比,通过“有无FCU”的对照,反向验证FCU的影响机制,并评估MFW工艺作为解决方案的有效性。

结果表明,FCU对SFW工艺制备复合层的力学性能具有显著的波动性影响,在 22.5° 缠绕角附近因拉剪耦合效应出现明显应力集中,而在 67.5° 附近该效应得到补偿。与SFW相比,MFW工艺通过平行纤维沉积消除了FCU,使拉伸强度提升41.30%,失效位移增加30.10%。上述发现为FCU影响机制提供了系统的理论依据,并为高压容器等应用场景中缠绕工艺的选型与优化奠定了基础。

1 缠绕工艺与纤维交叉起伏结构

图1为SFW技术与MFW技术对比。如图1a所示,在SFW工艺中,纤维被持续缠绕于芯模表面,形成圆柱段的螺旋路径、封头段的测地线路径以及极孔处切线的组合轨迹。芯模主轴保持恒速旋转,而小车沿轴向往复运动。然而,同层纤维间的FCU会诱发界面应力集中。此外,有限的缠绕效率也难以满足工业生产的实际需求。

为应对这些挑战,基于SFW技术的进一步提出了一种新型MFW技术。如图1b所示,通过多束纤维平行不交叉同步缠绕,消除了同层FCU造成的应力集中,同时显著提升缠绕效率。通过优化纤维空间分布,MFW工艺解决了因FCU导致的复合材料层刚度衰减问题,为轻量化压力容器制造提供了突破性解决方案。

2 纤维交叉扰动区域力学性能分析

2.1 纤维波纹区域分析模型

基于SFW工艺特性,在螺旋缠绕周期中,即将附着于芯模表面的纤维束(缠绕角度 $+\varphi$)与内层已缠绕的纤维束(缠绕角 $-\varphi$)在交叉时形成起伏区域,同层交叉的纤维束形成附着于芯模表面的菱形图案,如图2上部所示。螺旋缠绕层由许多重复的菱形单

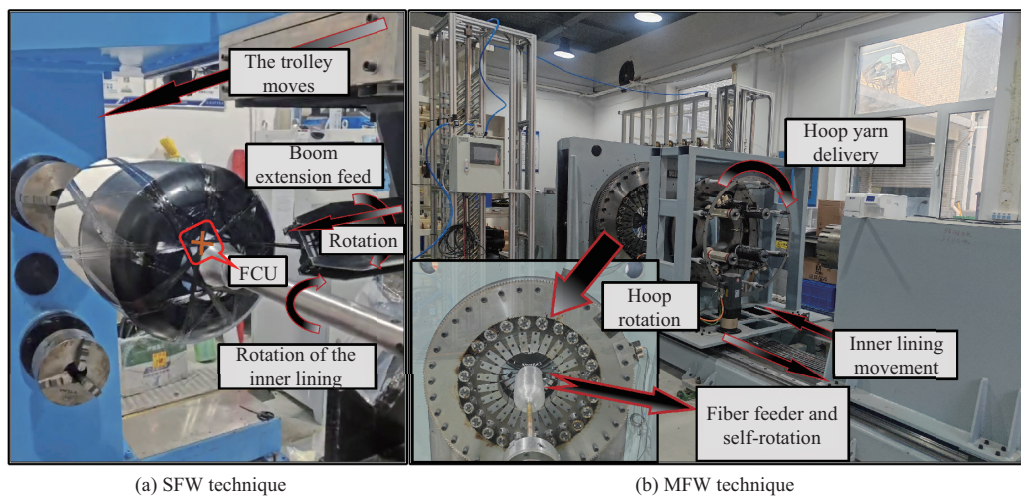


图1 SFW技术与MFW技术对比

Fig. 1 Comparison of SFW technique and MFW technique

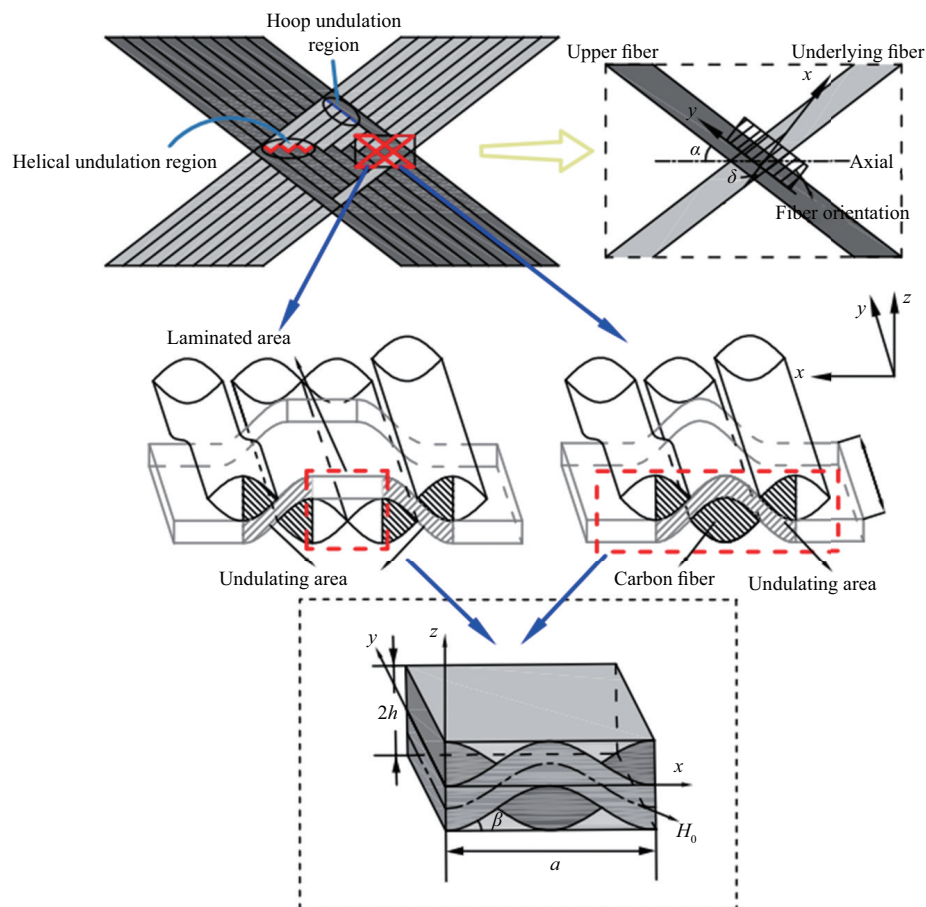


图2 纤维缠绕模式示意图,典型波纹区放大图及简化模型

Fig. 2 Fiber winding pattern, enlarged view of typical undulating area and simplified model

元组成,每个重复单元分为两个区域:纤维束不交叉的层压区域和纤维束交叉的起伏区域,起伏区域因形成位置不同而分为两种类型,通常称为螺旋起伏区域和环向起伏区域^[27]。

通过分析同向且相邻体位纤维束在菱形单元

中的形态变化,发现除首层无交叉铺设的纤维外,其余纤维束均会在重复单元中经历完整波纹阶段。根据纤维束起伏位置差异,将起伏区划分为连续起伏区与不连续起伏区(被层压区分割的起伏区),如图2下半部分所示,该图为两种典型起伏区的放大

视图。在缠绕工艺中,若某束纤维跨越单个起伏区域内的多条横向纤维,导致起伏区内夹杂着跨度不等的层压区域,则形成不连续起伏区。在不连续起伏区域,层合区域的力学性能不会波动,因此理论研究中通常忽略该区域,从而形成图2所示的起伏区域简化模型,该模型能很好地概括纤维起伏特性。

2.2 起伏区域刚度计算

如图2下部所示,交叉起伏区域被简化并放大,其中 (x, y, z) 为材料主轴坐标系。为精确分析起伏区域形状对力学性能的影响,引入缠绕角 α 描述纤维束与整体坐标系之间的夹角(如图2所示),并引入起伏角 β 描述纤维的起伏程度。选取三角函数拟合起伏纤维束中面起伏形状:

$$H_0 = -\frac{h}{2} \cos\left(\frac{2\pi x}{a}\right) \quad (1)$$

式中: H_0 为纵向纱中心线位置; h 为单根纤维丝厚度; x 为起伏方向坐标; a 为起伏区段长度。

纤维束在 $(x-y)$ 平面上的最终起伏角 β 的计算公式见式(2)。

$$\beta = \arctan\left(\frac{dH_0(x)}{dx}\right) \quad (2)$$

如图2所示的起伏纤维束中,其微元段长度为 da ,任意点处的切线方向代表纤维长度方向。该纤维束微元段的力学特性可视为正交各向异性。由于纤维束空间位置的连续变化,其材料特性随之改变,使得起伏区域各点的刚度矩阵成为空间位置的函数。设缠绕结构的整体坐标系为 (x_2, y_2, z_2) ,纤维束微元局部坐标系为 (x, y, z) 。为将起伏区域的三维刚度转换为整体坐标系表面 (x_2-y_2) 上的二维有效刚度,需进行起伏区域三维刚度的维度转换与两次坐标转换。为实现维度转换,采用经典层板理论的平

$$[T_\sigma] = \begin{bmatrix} \cos^2\beta & 0 & \sin^2\beta & 0 & 2\sin\beta\cos\beta & 0 \\ 0 & 1 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ \sin^2\beta & 0 & \cos^2\beta & 0 & -2\sin\beta\cos\beta & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \cos\beta & 0 & -\sin\beta \\ -\sin\beta\cos\beta & 0 & \sin\beta\cos\beta & 0 & \cos^2\beta - \sin^2\beta & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \sin\beta & 0 & \cos\beta \end{bmatrix} \quad (6)$$

如图2所示,起伏纤维束单元除与缠绕平面形成夹角 α 外,还与纤维方向形成夹角 δ 。 δ 可视为材料正轴与偏轴之间的转换角,其与缠绕角存在转换关系,见式(7)。

$$\delta = 90^\circ - 2\alpha \quad (7)$$

定义材料正交轴坐标系为 (x_2, y_2, z_2) 。

面应力假设,获得三维刚度与二维有效刚度之间的转换关系,见式(3)。

$$\overline{Q}_{ij} = C_{ij} - \frac{C_{i3}C_{3j}}{C_{33}} \quad (i, j = 1, 2, 6) \quad (3)$$

式中: $\overline{Q}_{ij}$ 为二维有效刚度; C_{ij} 为起伏区域的三维刚度。具体地, C_{i3} 、 C_{3j} 为耦合刚度, C_{33} 为厚度方向的纵向刚度。

若进一步推导出整体坐标系平面内的有效刚度 (x_2-y_2) ,则可运用经典层板理论计算单股纤维束缠绕复合壳体的等效刚度矩阵,见式(4)。

$$\begin{cases} A_{ij} = \sum_{k=1}^m (\overline{Q}_{ij})_k (z_k - z_{k-1}) \\ B_{ij} = \frac{1}{2} \sum_{k=1}^m (\overline{Q}_{ij})_k (z_k^2 - z_{k-1}^2) \\ D_{ij} = \frac{1}{3} \sum_{k=1}^m (\overline{Q}_{ij})_k (z_k^3 - z_{k-1}^3) \end{cases} \quad (4)$$

式中: A_{ij} 为拉伸刚度系数; D_{ij} 为弯曲刚度系数; B_{ij} 表示耦合刚度系数。由于存在 B_{ij} ,内力不仅引起中面应变,同时产生弯曲与扭转变形;同样内力矩不仅引起弯扭变形,同时产生中面应变。

由于纤维束微元 (x, y, z) 的局部坐标系与缠绕层 (x_2, y_2, z_2) 的整体坐标系之间存在夹角,需将材料主轴的刚度矩阵 $[C]$ 经两次坐标变换后,转换为缠绕层内的刚度矩阵 $[C_2]$ 。

首先进行起伏层坐标变换,两坐标系间夹角即为起伏角 β 。转换后的偏轴坐标系定义为 (x_1, y_1, z_1) 。

转换公式见式(5)。

$$[C_1] = [T_\sigma]^{-1} [C] [T_\sigma] \quad (5)$$

其中, $[C_1]$ 为一次转换后的材料偏轴刚度矩阵,Hamiltonian Tensor矩阵见式(6)。

引入新的哈密顿量张量变换矩阵 $[T_\varepsilon]$, $[T_\sigma]^{-1} = [T_\varepsilon]^T$,由此可得经两次 $[C_2]$ 变换后的起伏区域三维刚度矩阵,见式(8)。

$$[C_2] = [T_\varepsilon]^{-1} \left([T_\delta]^{-1} [C] [T_\varepsilon] \right) \left([T_\delta]^{-1} \right)^T \quad (8)$$

根据式(3),三维刚度转换为二维有效刚度。此

时可利用式(4)计算起伏区域的 ABD 刚度矩阵。

最后,将上述计算所得的局部坐标系中起伏纤维束的刚度矩阵转换为缠绕压力容器的整体坐标系,转换角 φ 的计算公式见式(9)。

$$\varphi=90^{\circ}-\alpha \quad (9)$$

2.3 计算结果分析

以 SFW 工艺缠绕气瓶筒体段为例,碳纤维性能参数见表 1。计算所需的碳纤维材料参数由威海茗跃新材料有限公司提供,采用碳纤维预浸料型号 24T20000,该预浸料由日本东邦公司生产的碳纤维型号 UTS50 12K 和热固性树脂型号 2118WK 制成,预浸料的性能参数见表 1。通过 MATLAB 软件进行编程计算与三维绘图,获得起伏区的刚度系数矩阵 A、B 和 D 是沿起伏区长度 x 及纤维缠绕角 α 的函数。取一个起伏区跨度 $a=5$ mm,将各刚度系数随两变量变化的三维曲线绘制于图 3 至图 5。在这些图中, x 轴表示起伏区长度方向上的距离(0~5 mm), y 轴表示纤维缠绕角度(0~ $\pi/2$), z 轴表示各刚度系数的数值。 x 轴上相邻两点间距为 0.25 mm, y 轴上相邻两点间距为 7.5° 。(下文刚度系数中,"1"代表缠绕压力容器的轴向,"2"代表环向。)

表 1 碳纤维复合材料力学性能参数

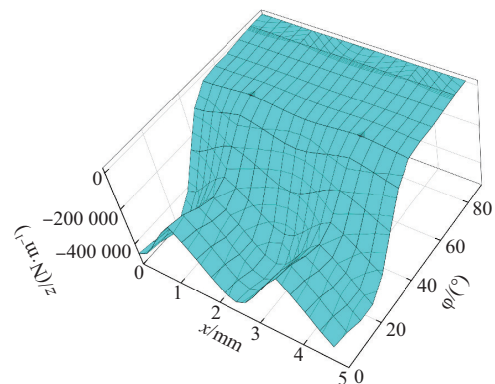
Tab. 1 Mechanical property parameters of carbon fiber composites

Parameters	Notation	Numerical value
Tensile modulus/GPa	E_1, E_2, E_3	150.0, 8.41, 8.41
Shear modulus/GPa	G_{12}, G_{23}, G_{13}	5.42, 3.48, 5.42
Poisson's ratio	$\nu_{12}, \nu_{23}, \nu_{13}$	0.42, 0.48, 0.42
Density/($\text{g} \cdot \text{cm}^{-3}$)	ρ	1.78
Prepreg thickness/mm	D	0.183
Tensile strength/MPa	X_T, Y_T	2 418, 28.7
Compressive strength/MPa	X_C, Y_C	1 131, 104.8
Shear strength/MPa	S	40.2

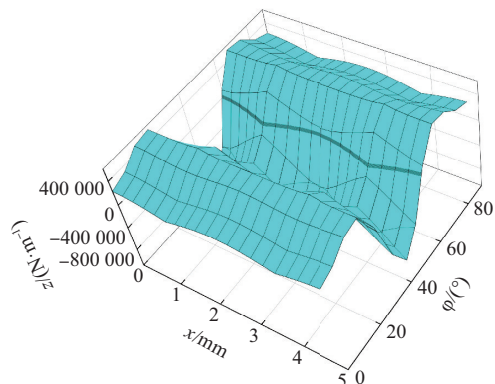
轴 2 由轴 1 旋转 90° 形成,故而刚度系数呈现显著的角度与空间的关联性,受双重对称性支配: 90° 轴旋转产生的 $\alpha=45^{\circ}$ 镜像对称;以及起伏中线($x=2.5$ mm)的位置对称。为简化说明,下文仅描述轴 1 方向的刚度系数的波动规律。

图 3 为拉伸刚度系数曲线 A_{ij} 。由图 3 可知,拉伸刚度 A_{11} 在 $\alpha=15^{\circ}$ 处最小, $\alpha=90^{\circ}$ 处最大;而拉伸剪切系数 A_{16} 在 $\alpha=22.5^{\circ}$ 处最小, $\alpha=67.5^{\circ}$ 处最大。空间分布上,所有拉伸-剪切系数在模型边界及中心点($x=\{0, 2.5, 5\}$ mm)达到最大值,而在交点($x=\{1.25, 3.75\}$ mm)呈现最小值,表明其受纤维体积分数梯度调制。总体而言,编织结构的轴向拉伸刚度由 A_{11} 与 A_{16} 共同决定。结构整体刚度在约 22.5° 处达到最小

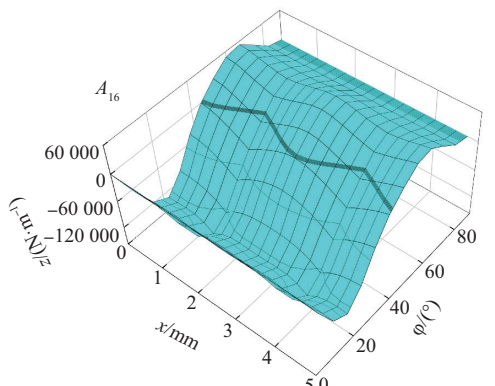
值,在约 67.5° 处达到最大值。



(a) Tensile stiffness coefficient A_{11}



(b) Tensile stiffness coefficient A_{12}



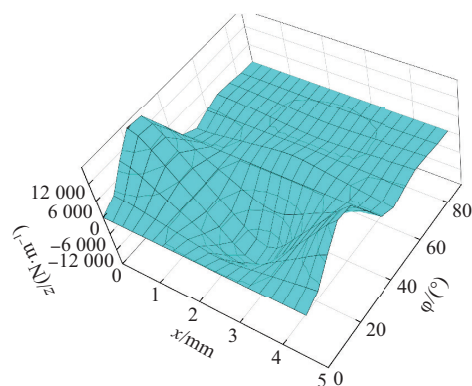
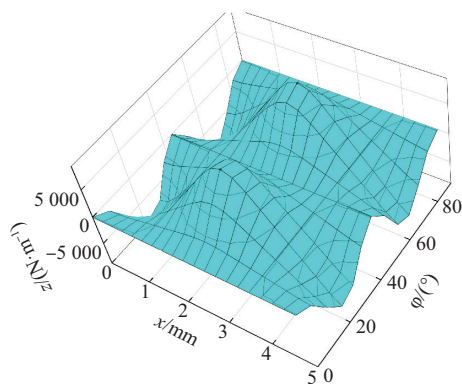
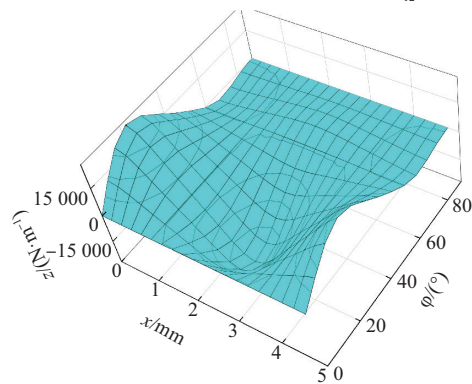
(c) Tensile stiffness coefficient A_{16}

图 3 拉伸刚度系数曲线 A_{ij} (含起伏区位置与缠绕角度)

Fig. 3 Curves of tensile stiffness coefficient A_{ij} with position of undulating region and winding angle

图 4 为耦合刚度系数 B_{ij} 随起伏区位置与缠绕角变化曲线。由图 4 可知,耦合刚度矩阵 B 呈现双重对称性:围绕起伏中心平面($x=2.5$ mm)的整体对称性,以及沿该平面二分后的局部反对称性,导致在正交点($x=\{1.25, 3.75\}$ mm)处数值为零且轴向平均值为零。

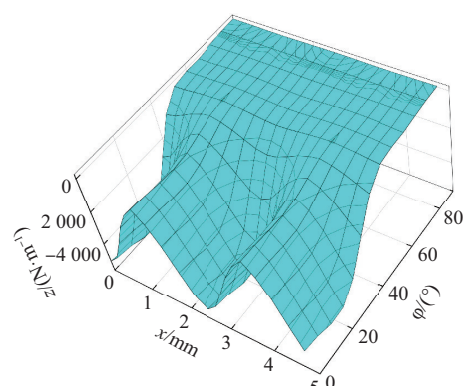
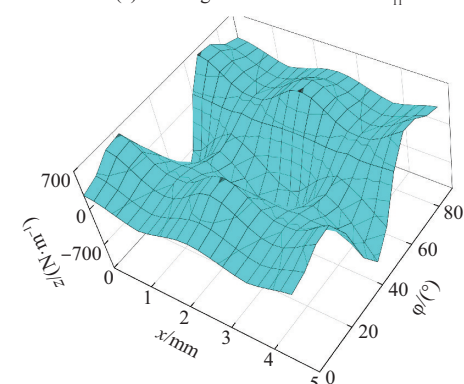
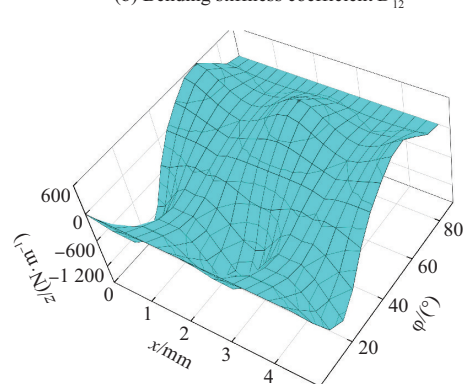
拉伸-弯曲耦合(B_{11}, B_{12})在临界取向处呈现角度极值: B_{11} 在 $\alpha=22.5^{\circ}$ 达到峰值,而 B_{12} 在 $\alpha=22.5^{\circ}$ 、

(a) Coupling stiffness coefficient B_{11} (b) Coupling stiffness coefficient B_{12} (c) Coupling stiffness coefficient B_{16} 图4 耦合刚度系数 B_{ij} 随起伏区位置与缠绕角变化曲线Fig. 4 Curves of coupling stiffness coefficient B_{ij} with position of undulating region and winding angle

67.5°同时达到峰值。空间上, B_{11} 在起伏边界($x=0$ 、5 mm)达到最大值,在中心($x=2.5$ mm)达到最小值,而 B_{12} 则表现出相反行为。拉伸-扭转耦合(B_{16})呈现相同规律: B_{16} 在 $\alpha=22.5^\circ$ 达到极值。

关键在于,拉伸-弯曲/拉伸-扭转模式的最大耦合效应出现在 $\alpha=22.5^\circ$ (纤维-力的夹角),当 $\alpha>45^\circ$ 时则观察到显著解耦现象。

图5为弯曲刚度系数 D_{ij} 随波状区域位置与缠绕角度变化曲线。由图5可知,弯曲刚度系数 D_{ij} 的变化模式与对应的拉伸刚度系数 A_{ij} 相似,这表明当

(a) Bending stiffness coefficient D_{11} (b) Bending stiffness coefficient D_{12} (c) Bending stiffness coefficient D_{16} 图5 弯曲刚度系数 D_{ij} 随波状区域位置与缠绕角度变化曲线Fig. 5 Curves of bending stiffness coefficient D_{ij} with position of undulating region and winding angle

受到拉力和弯矩作用时,不同的起伏区域位置和不同的缠绕角度对应着相似的拉伸和弯曲变形模式。从数值上看,缠绕层内弯曲刚度系数(D_{ij})明显低于拉伸刚度系数(A_{ij}),表明纤维增强材料对弯曲变形的内在抵抗力弱于对单轴拉伸的抵抗力。

综上所述,交叉起伏区域导致刚度系数周期性波动,而不连续的起伏区则引发局部刚度突变。这种空间非均匀性显著影响结构应力传递效率,尤其在临界角度区间 $\alpha\approx 22.5^\circ$ 附近——该区域临近耦合

效应区,会加剧应力集中现象。然而在 67.5° 附近区域,耦合效应反而将大幅补偿应力集中造成的缺陷,并有望对强度产生正反馈效应。

3 实验部分

3.1 碳纤维增强复合材料试件制备

本文根据两种工艺(含纤维交叉与不含纤维交叉)的特性制备碳纤维增强复合材料层,并通过单轴拉伸试验分析两种工艺的拉伸响应特性。将上述预浸料裁切成 10 mm 宽条带,按 $(\pm\alpha/90)_s$ 的叠层顺序采用两种方法进行层压,分别取 0° 、 30° 、 45° 、 60° 的缠绕角度 α 。层压复合材料经真空袋密封后,采用两阶段热压固化工艺($80^\circ\text{C}/0.5\text{ h}\rightarrow 125^\circ\text{C}/0.4\text{ MPa}/100\text{ min}$)进行固化。固化后的板材通过水刀切割制成 $200\text{ mm}\times 25\text{ mm}\times 2.2\text{ mm}$ 标准试样。图左侧展示了两种不同工艺下缠绕角 $\alpha=60^\circ$ 的拉伸试样(其中 α 表示缠绕角,SY 表示螺旋纱,CY 表示环向纱,C-FCU 表示环向起伏区)。每种工艺/角度组合均制备 5 份重复试样以确保数据可靠性。

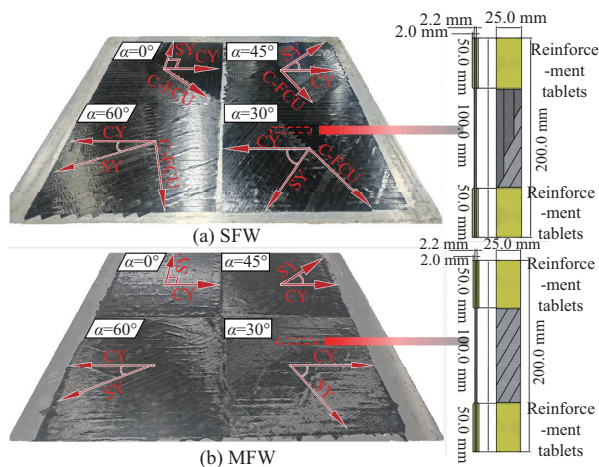


图6 两种工艺制备的预制板与拉伸试件图

Fig. 6 Figure of precast panels and tensile test pieces produced by two different techniques

3.2 单轴拉伸试验

拉伸断裂力学试验依据 ASTM D3039-00 标准,采用 ZwickRoell-8594 250kN 单滚珠丝杠试验机进行,该设备配备中心驱动球螺杆,能在测试中直接施加试验载荷。试验过程中以 2 MPa 预载荷、 1 mm/min 设定速度向试件施加高稳定性载荷,试样尺寸为 $200\text{ mm}\times 25\text{ mm}\times 2.2\text{ mm}$,通过设备传感装置连续记录拉伸过程中的位移与载荷变化。试验机示意图见图7。

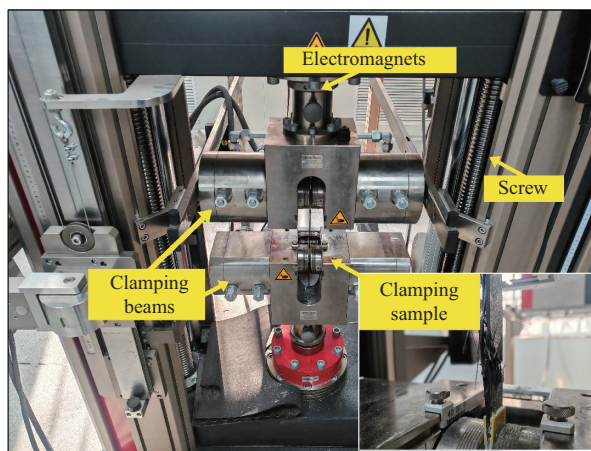


图7 ZwickRoell-8594 万能材料试验机

Fig. 7 ZwickRoell-8594 universal material testing machine

3.3 实验结果分析

如前所述,每组复合材料试样均在横向进行 5 次单轴拉伸试验,由于数据相近,为便于图示辨识,选取三组代表性曲线进行展示,试样的应力-应变曲线如图8所示。其中 SFW 代表单束缠绕技术,对应试样命名为 $\alpha\text{SFW-1}$ 、 $\alpha\text{SFW-2}$ 、 $\alpha\text{SFW-3}$; MFW 代表多束缠绕技术,其试样命名方式同理。

典型情况下,应力随应变线性增长直至达到峰值,多数曲线在初始阶段可视为近似线性——这也解释了碳纤维为何被称为脆性纤维。图中各曲线的峰值即为材料失效点。显然,复合材料的拉伸性能受纤维轴向分量的影响显著,图8中表现为拉伸强度随缠绕角度的增加而逐渐增大。然而,刚度变化并非随缠绕角增加呈线性趋势,而是呈现出先增加($0^\circ\sim 30^\circ$)、后降低($30^\circ\sim 45^\circ$)、再回升($45^\circ\sim 60^\circ$)的规律。通过对比两种技术并提取应力-应变的线性增长阶段,发现在 0° 、 30° 和 45° 缠绕角度时,MFW 技术展现出显著优于 SFW 技术的拉伸强度与断裂位移性能;而 60° 缠绕角度时两者无显著差异。该结果与前述理论研究及实验曲线高度吻合,主要受轴向拉伸刚度与拉伸-剪切耦合刚度共同影响:两者协同作用导致拉伸强度与断裂位移显著降低,其中拉伸刚度对拉伸强度影响更大,而断裂位移则更多地受到拉伸-剪切耦合刚度影响。

图8显示:当缠绕角为 0° 时,MFW 工艺样品的拉伸强度比 SFW 工艺高 13.50% ;缠绕角 30° 时,MFW 工艺样品拉伸强度比 SFW 工艺高 41.30% ;缠绕角 45° 时,MFW 工艺样品拉伸强度比 SFW 工艺高 15.72% 。同时,MFW 工艺的断裂位移分别增加了 16.30% 、 30.10% 和 18.96% 。这表明 MFW 工艺更充

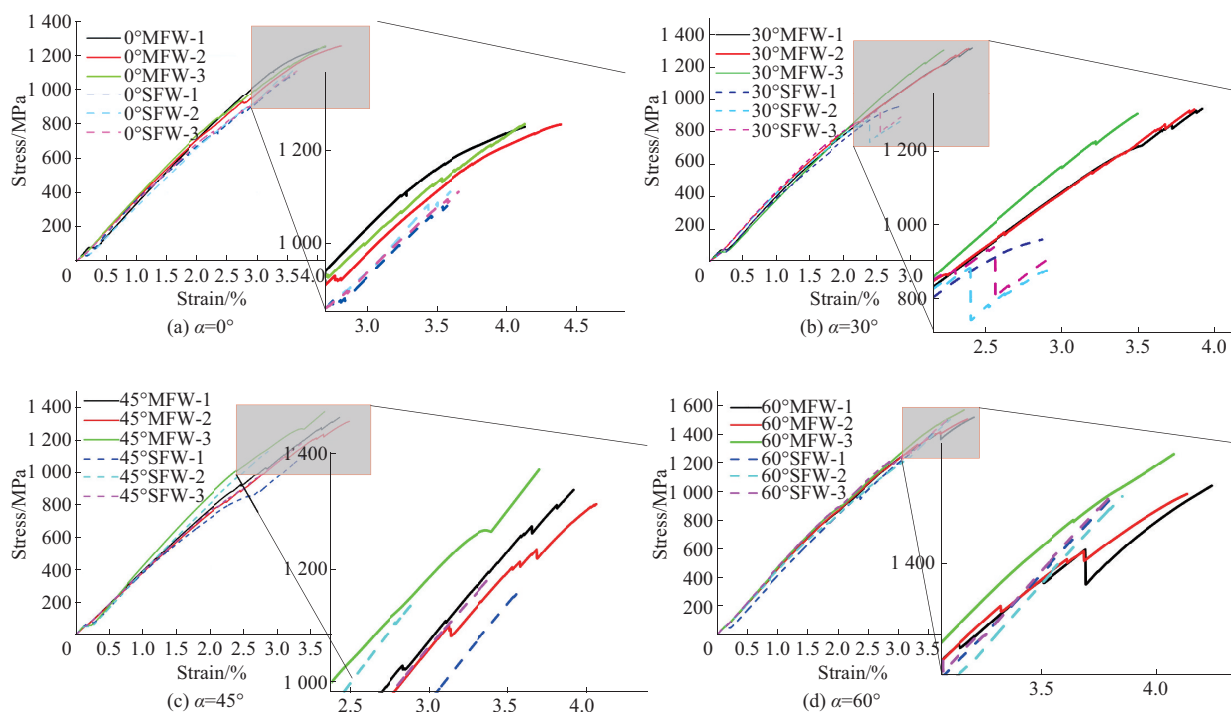


图8 试样的应力-应变曲线

Fig. 8 Stress-strain curves of samples

分地发挥了样品中碳纤维抵抗变形的能力。

3.4 试样微观结构分析

本研究采用SEM分析拉伸试件的断裂表面,观察到纤维增强复合材料的四种失效模式:纤维断裂、基体开裂、层间分层和界面脱黏。如图9所示,缠绕角度自上而下依次增大($0^\circ/30^\circ/45^\circ/60^\circ$),SFW工艺制备的复合材料呈现较为明显的纤维缠结和界面孔隙。随着缠绕角度增大,这些缺陷逐渐减弱。MFW工艺制备的复合材料则表现出显著的阶梯状不连续性和清晰的层间界限。类似地,这种分层现象也随缠绕角度增大而减弱。因此,当缠绕角度达到 60° 时,分层与FCU缺陷均得到缓解。此外,复杂的层间结构产生特定耦合效应,使结构强度与刚度随缠绕角度增加而得到补偿。断口分析识别出两种主要失效特征:纤维脆化源于脱黏的角度纤维;纤维拔出则是轴向断裂的碳纤维。

4 RVE介观尺度损伤分析

4.1 介观数值模型的建立

本文通过分别对两种缠绕工艺成型产品特征单元进行建模,利用TexGen软件构建两种不同工艺的RVE模型,同时输出纤维束与基体,并生成C3D8R单元类型的体素网格,总网格数为900 000,导入ABAQUS进行单轴拉伸仿真,通过两种RVE模型仿真结果的应力分布分析其应力分布差异。

随后分析FCU对碳纤维缠绕层性能的影响。构建的三维缠绕样品模型由螺旋纱和环向纱构成,以 $\alpha=60^\circ$ 为例,如图10所示。

4.2 基于VUMAT的本构模型与参数

在每个RVE模型中,环向纱线与螺旋纱线均视为具有横向各向异性力学行为的浸渍纱线,基体部分则视为各向同性材料,其弹性模量与泊松比分别为3 000 MPa和0.35。预测所需参数详见表1。

为实现上述本体关系与渐进损伤模型的数值模拟,本研究基于VUMAT开发了用户自定义材料子程序。该程序完整嵌入了单向碳纤维增强环氧树脂复合材料的力学性能参数,其中关键输入参数通过Epsilon(Eps)算法精确计算。在定义并赋予材料属性后,将对应边界条件施加于RVE模型以获取复合材料的拉伸力学响应,如图11所示。

为精确预测缠绕复合结构的拉伸强度,本研究采用融合经典失效理论的多准则损伤评估框架。该模型运用Hashin准则表征纤维主导失效机制,以识别纤维拉伸(FT)与压缩(FC)失效模式。针对基体主导的损伤演化,采用Puck准则同时考虑基体拉伸(MT)与压缩(MC)失效机制。为应对多层缠绕复合材料固有的结构复杂性,所开发模型通过渐进损伤分析方法系统整合这四种基本失效模式,实现了拉伸载荷条件下材料性能退化的全面模拟。在通过

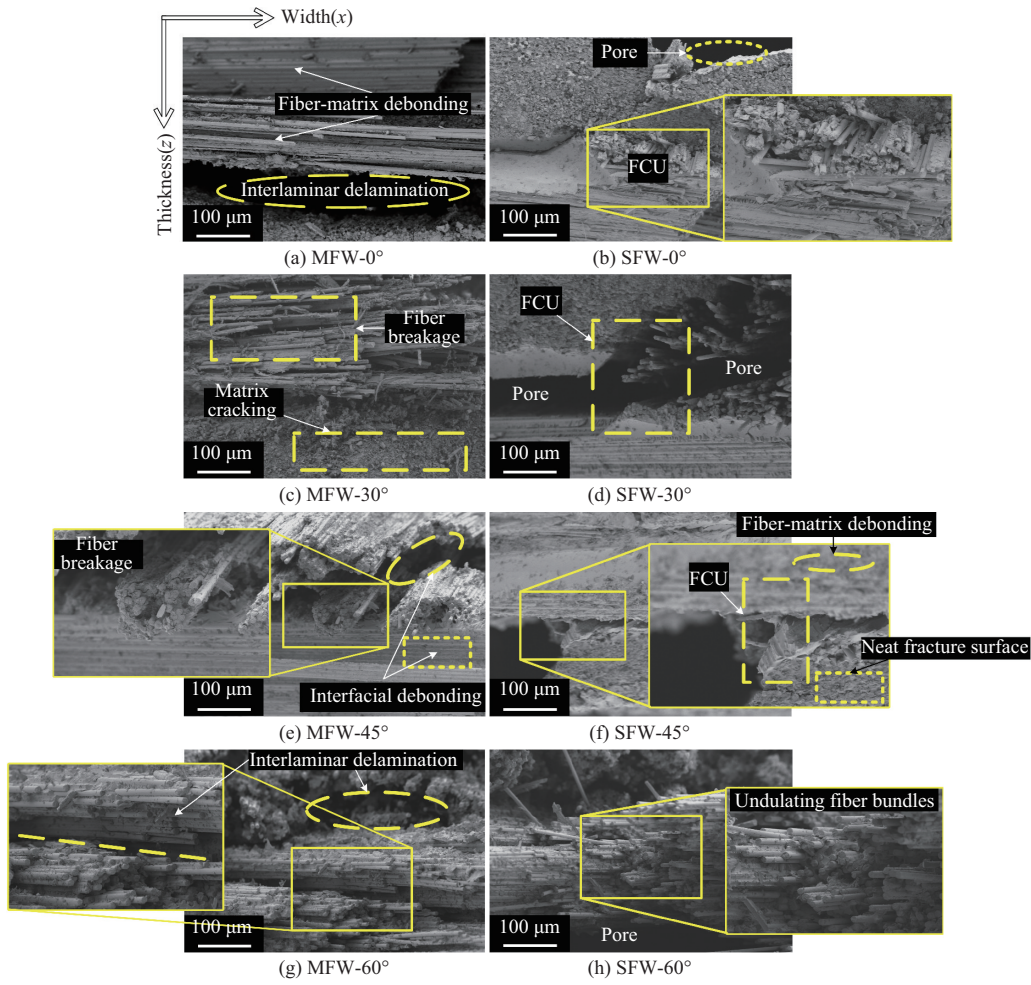


图9 试样断口SEM照片

Fig. 9 Fracture SEM photos of samples

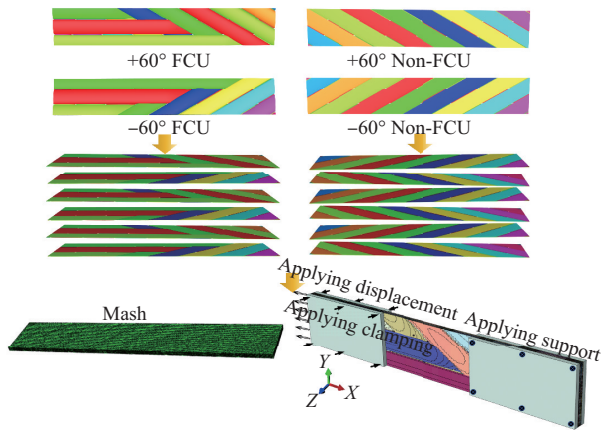


图10 有限元模型及边界条件(左: SFW技术; 右: MFW技术)

Fig. 10 Finite element model and boundary conditions
(Left: SFW technique; Right: MFW technique)

3D Hashin 准则判定损伤初始发生后,材料刚度将通过损伤的渐进衰减方式实现损伤演化。基于单元弱化法,若任何失效模式对应的损伤变量超过临界

阈值($D \geq 1$),则单元对应方向的弹性模量将呈指数衰减至零,最终实现单元失效删除。具体而言,纤维方向的刚度矩阵按下列规律退化,见式(10)。

$$d_f = 1 - (1 - d_f^t)(1 - d_f^c) \quad (10)$$

$$d_m = 1 - (1 - d_m^t)(1 - d_m^c)$$

$$D = (1 - d_f)(1 - d_m^c s_m^c)(1 - d_m^t s_m^t)$$

式中: d_f 和 d_m 分别为纤维与基体的内部损伤变量; d_f^t 、 d_f^c 、 d_m^t 和 d_m^c 分别是与失效模式FT、FC、MT和MC相关的损伤变量;参数 s_m^t 和 s_m^c 定义为剪切刚度退化系数,由拉伸与压缩失效机制的顺序激活调控。 s_m^t 与 s_m^c 的取值分别设定为0.9和0.5。观察发现,所有复合材料样本在损伤发生前均可近似为纯弹性材料,而损伤演化则决定了损伤点后的材料行为,此时材料刚度逐渐降低直至断裂。该阶段材料应力(σ)状态通过式(11)持续更新。

$$\sigma = C_d \cdot \varepsilon \quad (11)$$

式中: ε 为应变; C_d 为弹性损伤矩阵,公式见

式(12)。

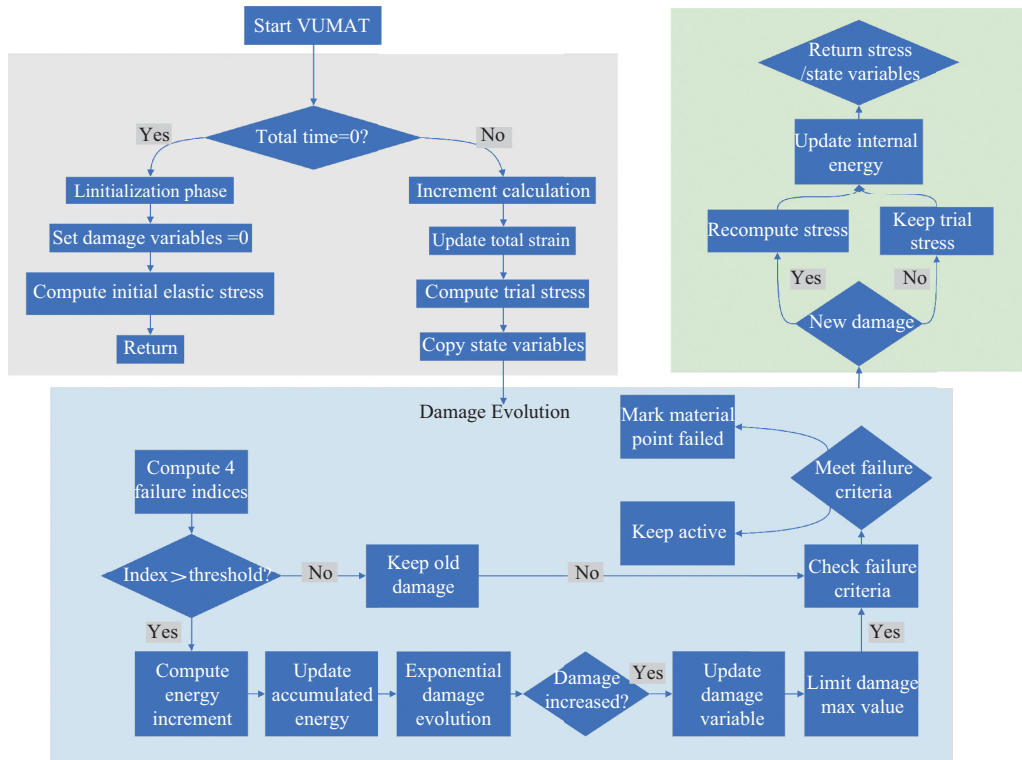


图 11 VUMAT 子程序损伤过程

Fig. 11 VUMAT subroutine damage process

$$C_d = \begin{bmatrix} (1-d_f)C_{11} & (1-d_f)(1-d_m)C_{12} & (1-d_f)(1-d_m)C_{13} & 0 & 0 & 0 \\ & (1-d_f)(1-d_m)C_{22} & (1-d_f)(1-d_m)C_{23} & 0 & 0 & 0 \\ & & (1-d_f)(1-d_m)C_{33} & 0 & 0 & 0 \\ & & & DC_{44} & 0 & 0 \\ \text{sym} & & & & DC_{55} & 0 \\ & & & & & DC_{66} \end{bmatrix} \quad (12)$$

式中: d_f^t 、 d_f^c 、 d_m^t 和 d_m^c 分别是与失效模式FT、FC、MT和MC相关的损伤变量。由于选择单元弱化法作为损伤演化模型,纤维损伤变量根据纤维方向的应力分量(拉伸和压缩)更新,基体损伤变量则根据基体方向的应力分量和纤维损伤变量更新。换言之,单元失效通过判断特征值(代表主应力方向的应力状态)是否超过允许最大值或低于允许最小值,或纤维损伤变量是否为1来判定。

参数 s_m^t 和 s_m^c 定义为剪切刚度退化系数,由拉伸与压缩失效机制的顺序激活调控。 s_m^t 与 s_m^c 的取值分别设定为0.9和0.5^[27]。因此,当满足破坏条件(FT>1,FC>1,MT>1且MC>1)时,材料开始破坏。

4.3 单轴载荷下RVE的中尺度数值模拟

如建模部分所述,此处采用介观尺度有限元建模预测所有制备复合材料试样的拉伸行为。基于RVE模型预测缠绕复合材料拉伸应力-应变曲线、裂

纹萌生与扩展情况。

图12所示曲线分别呈现缠绕角为0°、30°、45°和60°试样在单轴拉伸条件下的应力-应变响应。

总体而言,采用相同缠绕工艺制备的试样中,拉伸强度与拉伸模量均随缠绕角度增大而提高。这是因为较大的缠绕角度使角度铺设纤维能贡献更高的轴向分量。但存在例外:采用SFW工艺制备的30°缠绕角度试样,其拉伸强度低于0°缠绕角度试样。

就拉伸强度而言,MFW工艺制备的试样在所有缠绕角度下均优于SFW工艺。当缠绕角度分别为0°、30°、45°和60°时,模拟拉伸强度分别提升14.36%、37.55%、12.19%和2.86%。结果表明,采用MFW工艺改性纤维缠绕结构可有效提升试样的拉伸性能,但不同缠绕角度下的改善程度存在差异。

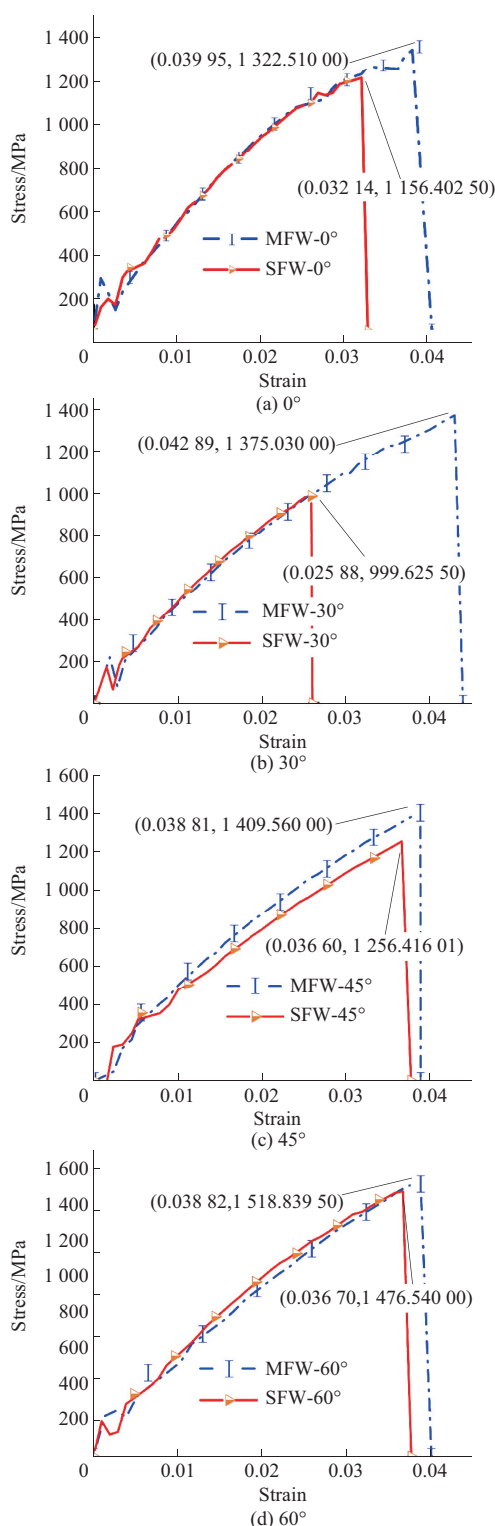


图12 单轴拉伸模拟中的介观应力-应变响应

Fig. 12 Mesoscopic stress-strain responses in uniaxial tensile simulation

就拉伸模量而言, MFW 工艺制备的试样随缠绕角度增加呈现稳定增长趋势, 而 SFW 工艺导致显著的刚度波动: 0°~30°呈上升趋势, 30°~45°呈下降

趋势, 45°~60°再次上升。

结合前文理论分析, 这些观测结果与先前在 22.5°缠绕角附近出现的应力集中现象, 以及 67.5°附近显著的强度与刚度补偿效应相吻合。

图 13 展示了 MFW 与 SFW 技术在四种不同缠绕角度下, 受拉伸载荷作用时 RVE 模型中的裂纹萌生过程。模拟结果揭示两种工艺在初始微裂纹萌生阶段存在显著差异。

对于 MFW 技术, 微裂纹首先出现在两端的载荷施加区, 随后向中心区域扩散。在 SFW 技术中, 受 FCU 结构影响, 起伏界面处的应力集中加剧, 导致这些过渡界面产生微裂纹。随着应力增大, 相邻阶梯状 FCU 区域的微裂纹会传播并相互连接。当达到峰值应力时, 沿阶梯路径形成微裂纹区, 导致模型单元刚度与承载能力急剧下降。如图 12 所示, 峰值应力后持续位移将使微裂纹区相互连通, 迅速发展为贯穿试件的灾难性宏观裂纹, 最终导致试件失效。

介观损伤分析同时证实, 缠绕角 22.5°附近(影响 0°、30°和 45°试样)的应力集中导致显著的 FCU 区域, 其中 30°试样损伤面积最大。而缠绕角 60°时该效应不显著, 进一步印证了上述结论。

4.4 实验结果与模拟结果对比

RVE 模型的模拟结果与实验数据吻合良好, 尽管预测结果普遍偏低。就拉伸刚度而言, 预测误差范围在 2.14% 至 15.09% 之间, 且多数情况下精度保持在 90% 以上。拉伸强度的预测误差更低, 范围为 0.87% 至 7.79%, 表明该模型在纤维缠绕结构性能预测方面具有较高的适用性。表 2 系统性对比了实测拉伸性能与数值预测结果, 所有实验数据均为每组条件下 5 次重复试验的算术平均值($n=5$), 标准偏差 $\leq 3.8\%$ 。试样制备与测试严格遵循 ASTM D3039 标准。

对比了 RVE 模拟与实测的拉伸失效模式。试样轴向拉伸断口形态受缠绕铺层结构和 FCU 界面影响。在初始加载阶段, 树脂基体与交叉起伏界面附近的微裂纹是主要失效机制。随着位移增大, T700 碳纤维最终发生脆性断裂。模拟结果表明, 持续拉伸载荷因拉伸-剪切耦合效应导致 Y 轴方向出现显著收缩变形。通过追踪连接上下边界(穿越应力集中区与初始裂纹扩展区)的最大位移路径, 预测的失效位置与多项实验观测结果高度吻合。对于

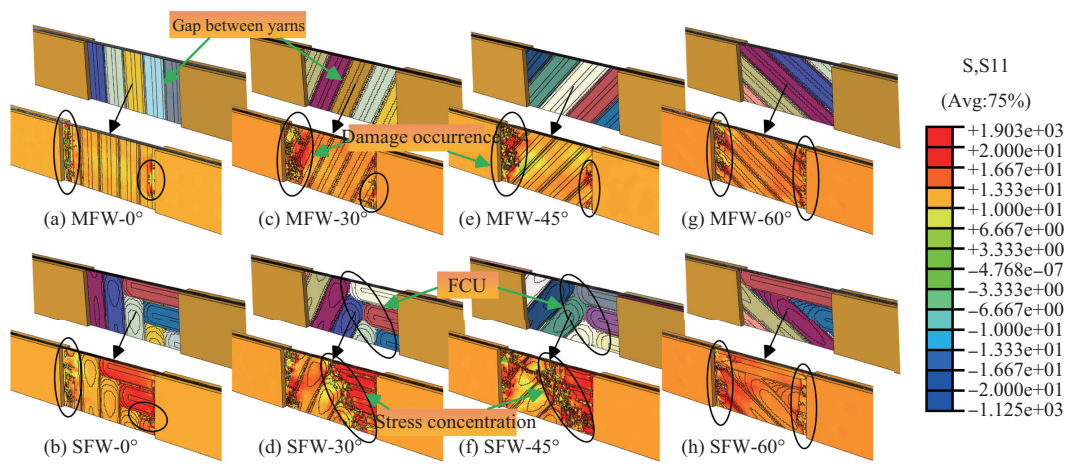


图 13 RVE 试件单轴拉伸试件的中尺度损伤

Fig. 13 Mesoscopic damage of uniaxial tensile specimens of RVE specimens

表 2 实验与 RVE 建模获得的单向拉伸性能

Tab. 2 Unidirectional tensile properties obtained from experiments and RVE modeling

Winding angle/ (°)	Process	Experimental		RVE modeling			
		Tensile modulus/GPa	Tensile strength/MPa	Tensile modulus/GPa	Prediction error/%	Tensile strength/MPa	Prediction error/%
$\alpha=0$	MFW	33.10	1 322.51	29.82	9.91	1 255.92	5.04
	SFW	35.98	1 156.40	30.55	15.09	1 106.58	4.31
$\alpha=30$	MFW	32.06	1 375.03	34.96	9.05	1 311.80	4.60
	SFW	38.63	999.63	35.75	7.46	928.33	7.13
$\alpha=45$	MFW	36.32	1 409.56	34.49	5.04	1 340.69	4.89
	SFW	34.33	1 256.42	35.68	3.93	1 158.56	7.79
$\alpha=60$	MFW	39.13	1 518.84	36.96	5.55	1 531.98	0.87
	SFW	40.23	1 476.54	36.37	2.14	1 500.96	1.65

MFW, (0/90)_s 缠绕样品在拉伸应力下沿横向断裂, (±30/90)_s、(±45/90)_s 及 (±60/90)_s 样品亦分别沿其缠绕角度方向断裂, 且各断裂面与拉伸方向夹角均等于纤维角度。对于 SFW, 所有样品均呈现阶梯状断裂, 阶梯倾角即为样品缠绕角度, 且随缠绕角度增大, 阶梯状断裂效应逐渐减弱, 这源于纤维本身的各向异性特性——随着缠绕角增大, 轴向分量增强, 而横向起伏区引发的拉伸-剪切耦合效应减弱, 不足以改变破坏模式。

RVE 模拟揭示了 SFW 与 MFW 结构在损伤演化路径上的本质差异。在 SFW 试样中, FCU 界面处的应力集中引发起伏区富树脂区域的局部基体开裂。初始损伤沿 ±α 层边界以界面脱黏形式快速传播, 继而通过阶梯式分层连接相邻 FCU 区域。最终在临界起伏峰处的螺旋束中发生纤维断裂, 形成实验中观察到的特征性错位断裂。相反, MFW 试样因纤维平行排列呈现均匀应力分布。损伤始于层间基体微裂纹的弥散发展, 随后在对齐载荷方向的

纤维束发生协同纤维断裂, 且不伴随错位连锁效应。从而形成垂直于拉伸轴的平面断裂, 证实了该结构不存在 FCU 界面引发的应力放大效应。

综上所述, MFW 工艺样品的失效首先发生于树脂-纤维界面, 而采用 SFW 技术的样品失效不仅需考虑树脂-纤维界面, 还需关注 FCU 界面——这两个界面在 FCU 区域往往同时存在。这使得 FCU 区域极易成为裂纹扩展源, 从而加速材料失效。且模拟结果准确地再现了实验拉伸断裂特征。

5 结论

(1) 本研究通过结合刚度系数理论与多尺度方法, 揭示了纤维束交叉起伏现象对缠绕复合材料力学性能的影响机制, 对比新型 MFW 技术, 并分析了两种工艺制备的缠绕复合材料典型结构件的拉伸行为。

(2) MFW 技术通过平行纤维取向消除了纤维 FCU, 实现应力均匀分布。实验结果表明, MFW 技术使拉伸强度分别提升 13.50%(0°)、41.30%(30°) 和

15.72%(45°),断裂位移相应提升16.30%、30.10%和18.96%,证实其能有效缓解FCU引起的应力集中并优化纤维载荷传递。相比之下,SFW技术在60°取向向下出现局部刚度峰值,整体强度提升效果不佳。

(3)通过集成用户自定义的VUMAT子程序的精细化RVE模型,能够精确预测刚度特性(误差<15.09%)并复现实验失效模式。强度预测值误差范围为0.87%~7.79%,该模型在纤维缠绕结构性能预测方面具有高度适用性。

(4)SEM分析表明,采用SFW工艺制备的复合材料在FCU区萌生裂纹,该区域特征为纤维交叉与界面间隙。相比之下,采用MFW技术的试件展现出均匀的层间结构和清晰的纤维-基体界面,从而延缓了失效传播。实验与数值分析的综合证据证实,SFW技术试件的失效源于界面缺陷,而MFW制造试件的失效则由纤维主导的断裂机制主导。

参考文献

- [1] ZHANG J, LIN G, VAIDYA U, et al. Past, present and future prospective of global carbon fibre composite developments and applications[J]. *Composites Part B: Engineering*, 2023, 250. DOI: 10.1016/j.compositesb.2022.110463.
- [2] NEWCOMB B A. Processing, structure, and properties of carbon fibers[J]. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2016, 91:262–282.
- [3] AZEEM M, YA H H, ALAM M A, et al. Application of filament winding technology in composite pressure vessels and challenges:A review[J]. *Journal of Energy Storage*, 2022, 49. DOI: 10.1016/j.est.2021.103468.
- [4] ZHAO X D, LIANG J G, LIU J L, et al. A novel multi-filament winding technique for type III composite pressure vessel: From CFRP cross-undulation concept to structural performance validation [J]. *International Journal of Hydrogen Energy*, 2023, 48(45): 17 237–17 250.
- [5] DIONORO G, PILLONI M T, ROMANO D. Process innovation in composite manufacturing by filament winding:a managerial assessment[C]. Algarve, Portugal : *High Performance Structures and Materials II*, 2004:23–35.
- [6] SHIRINBAYAN M, FEKI I, NOUIRA S, et al. Multi-scale damage analysis of filament-wound carbon fiber-reinforced epoxy composites for hydrogen storage tanks under high strain rates[J]. *Polymer Composites*, 2025, 46(6):5 128–5 139.
- [7] ANDERSON T L. *Fracture mechanics: Fundamentals and applications*[M]. 3rd ed. Boca Raton: CRC Press, 2005.
- [8] TALREJA R, SINGH C V. *Damage and failure of composite materials*[M]. Cambridge: Cambridge University Press, 2012.
- [9] ISHIKAWA T, CHOU T W. Stiffness and strength behaviour of woven fabric composites[J]. *Journal of Materials Science*, 1982, 17 (11):3 211–3 220.
- [10] ISHIKAWA T, CHOU T W. One-dimensional micromechanical analysis of woven fabric composites[J]. *AIAA Journal*, 1983, 21 (12):1 714–1 721.
- [11] ROUSSEAU J, PERREUX D, VERDIÈRE N. The influence of winding patterns on the damage behaviour of filament-wound pipes[J]. *Composites Science and Technology*, 1999, 59(9):1 439–1 449.
- [12] SHEN C S, HAN X P, GUO Z X. A new method for calculating the stiffness of filament wound composites considering the fibre undulation and crossover[J]. *Advanced Composites Letters*, 2014, 23(4):88–95.
- [13] SHEN C S, HAN X P. Damage and failure analysis of filament wound composite structure considering fibre crossover and undulation[J]. *Advanced Composites Letters*, 2018, 27(2):55–70.
- [14] GUO Z X, LI Z G, CUI J J, et al. The effect of winding patterns on the mechanical behavior of filament-wound cylinder shells[J]. *Multidiscipline Modeling in Materials and Structures*, 2019, 16(3): 508–518.
- [15] TORRES ARELLANO M, CROUZEIX L, DOUCHIN B, et al. Strain field measurement of filament-wound composites at $\pm 5^\circ$ using digital image correlation: An approach for unit cells employing flat specimens[J]. *Composite Structures*, 2010, 92(10):2 457–2 464.
- [16] LIU H, HU H X, CAO D F, et al. Investigation on the influence of fiber bundle undulating architecture on tensile behavior of filament wound composite laminates[J]. *Materials*, 2023, 16(10). DOI:10.3390/ma16103697.
- [17] YIN D M, LI B M, XIAO H C. Prediction of three-dimensional elastic behavior of filament-wound composites based on the bridging model[J]. *Defence Technology*, 2021, 17(2):609–616.
- [18] SUN Jiang, XIAO Qi. Elastic modulus prediction of filament winding composites based on meso-scale filament undulation property analysis[J]. *Acta Materiae Compositae Sinica*, 2006, 23(6): 192–198.
- [19] ZHOU C W, XIA Z H, YONG Q L. Micro mechanical model of filament wound composite pipe with damage analysis[C]//Volume 3: Design and Analysis. July 23 – 27, 2006. Vancouver, BC, Canada. ASMEDE, 2006:67–74.
- [20] ZINDEL D, BAKIS C E. Nonlinear micromechanical model of filament-wound composites considering fiber undulation[J]. *Mechanics of Composite Materials*, 2011, 47(1):73–94.
- [21] STABLA P, SMOLNICKI M, BŁAŻEJEWSKI W. The numerical approach to mosaic patterns in filament-wound composite pipes [J]. *Applied Composite Materials*, 2021, 28(1):181–199.

(下转第 166 页)