http://pmse.scu.edu.cn

考虑残余应力的玻纤增强聚合物损伤失效力学行为

王阳阳[1]，张 晨[2]，娄 敏[1]，齐晓亮[3]，吴 斌[2,4]，杨德兴[2,5]

（1. 中国石油大学(华东) 机电工程学院，山东 青岛 266580；2. 中国石油大学(华东) 石油工程学院，山东 青岛 266580；3. 中海油能源发展股份有限公司采油服务分公司，天津 300451；4. 中海石油(中国)有限公司天津分公司，天津 300452；5. 中海油田服务股份有限公司，天津 300450）

摘要：为了深入探讨玻纤增强聚合物(GFRP)的损伤失效力学行为，文中首先在计算微观力学的框架内构建了具有材料微观结构特征和物理失效准则的三维代表体积元(RVE)模型。随后结合横向拉伸实验对GFRP在横向拉伸载荷下的损伤失效进行了详尽研究，并进一步分析了残余应力对GFRP横向拉伸与剪切力学行为的影响。结果表明，纤维的随机分布导致较小纤维之间的基体更易出现应力与塑性变形的极值而发生损伤；GFRP的横向拉伸强度由基体性质控制，损伤演化则受基体塑性损伤与界面脱粘共同影响；残余应力导致基体与界面均出现初始损伤，GFRP的横向拉伸和剪切强度出现不同程度的降低。

关键词：热塑性复合材料；代表体积元；残余应力；横向拉伸实验；有限元分析

中图分类号：TQ327.1 **文献标识码：**A **文章编号：**1000-7555(2025)07-0139-11

得益于特殊的比刚度、比强度和低质量，纤维增强复合材料，特别是玻纤增强聚合物(Glass fiber reinforced polymer, GFRP)，在交通、航空航天和能源领域的应用呈现出指数增长的趋势[1,2]。作为一种热塑性单向纤维增强聚合物复合材料，GFRP在1方向(纵向，见Fig.1)具有较高的强度和刚度，而在2方向和3方向(横向，见Fig.1)的性能较差，其失效行为将直接影响复合结构的承载能力。同时，由于不同组分的热膨胀系数不一致以及缠绕结构的加工需求，成型后GFRP复合结构不可避免地存在残余应力。残余应力会通过影响材料应力状态而缩短结构的寿命。因此，针对GFRP开展考虑残余应力的损伤失效力学行为分析是实现复合结构安全、经济设计的重要前提。

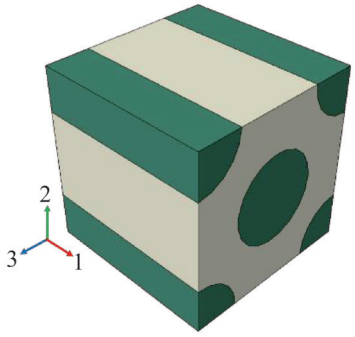


Fig. 1 Local coordinate system for UD composites

在复合材料的力学行为分析领域，代表性体积元(Representative volume element, RVE)的使用十分普遍。Krause [3]采用二维RVE模型研究了纤维复合材料在横向拉伸下裂纹的形核与扩展。姚璐等[4]采用RVE模型预测了纤维增强材料的基本弹性参数，并通过在RVE上施加宏观载荷计算了宏-微观应力放大系数。Yuan等[5]考虑材料各组分的热效应，建立了纤维随机分布的RVE模型，成功预测了不同温度纤维增强材料的横向力学性能。田志强等[6]基于多尺度方法建立了单胞RVE和层合板模型，考虑基体失效对层合板纤维力学性能的影响，提出了新型刚

doi: 10.16865/j.cnki.1000-7555.2025.0115
收稿日期：2024-07-01
基金项目：山东省重点研发计划(重大科技创新工程)(2023CXGC010409)；国家自然科学基金-青年科学基金项目(52301355)；青岛市自然科学基金资助项目(23-2-1-108-zyyd-jch)；自主创新科研计划项目(理工科)-领军人才培育基金(24CX07001A)；自主创新科研计划项目(理工科)-青年基金(23CX06008A)
通讯联系人：娄敏，主要从事深水柔性管力学分析与优化设计研究，E-mail: shidaloumin@163.com

度退化方式用于模拟复合材料失效。研究者们采用RVE模型在纤维增强复合材料的残余应力分析方面同样取得了一些成果。Zhang等[7]建立了宏观尺度的热化学和微观尺度的应力-应变模型来预测固化过程中微残余应力的发展，揭示了中温固化复合材料在面外拉伸作用下微固化残余应力的演化机制及其对材料力学响应的影响。杨雷等[8]建立了考虑纤维随机分布并包含界面的复合材料微观力学数值模型，模拟了玻璃纤维/环氧复合材料固化过程中的热残余应力。

然而，以上研究成果均采用了二维的平面RVE模型，但即使在单轴加载条件下，纤维的存在也会引起基体三轴应力状态进而影响基体的破坏，而二维模型无法有效表征基体的三轴应力状态。因此，理想情况下应基于考虑了复合材料全部微观结构特征和物理失效准则的完整三维RVE进行研究[9]。此外，二维模型有限的空间维度也限制了热-力耦合载荷的应用，材料面外的失效机制和力学行为无法在二维模型上得到详尽研究。研究中认为纤维-基体界面有无限大的强度，将界面设置为完全黏结而不会发生纤维-基体的脱粘损伤，这将干扰材料损伤失效行为和力学性能的预测[10, 11]。事实上，界面脱粘在复合材料的非线性损伤失效力学行为中起着重要作用[12]。

综上所述，由于热塑性聚合物的弹塑性力学行为，以其为基体的复合材料的损伤失效进程相对于热固性复合材料更加复杂，针对热塑性复合材料的研究相对更少。且目前的研究多采用二维模型，通常仅考虑单一机械载荷或热载荷的作用，忽略了热-力耦合载荷作用下残余应力的影响，无法准确揭示材料的损伤演化进程。本文主要针对GFRP这一热塑性复合材料的损伤演变规律开展了研究，利用数值均匀化框架实现了微观尺度和宏观尺度的转换，综合考虑GFRP的几何特性和材料特性，建立了纤维随机分布的GFRP三维RVE数值模型。采用计算微观力学方法与宏观力学性能测试的方式验证了数值模型的合理性后，进一步通过数值模拟方法研究了GFRP在横向拉伸载荷下损伤萌生和演化的过程，以及不同微观损伤模式的相互作用机制。在此基础上，进行了GFRP在热-力耦合载荷作用下的横向拉伸及剪切破坏模拟，揭示了残余应力对GFRP力学行为的影响规律。

1 数值模型

本文基于以下基本假定：(1)纤维单向分布，不存在重叠、损伤等；(2)纤维与基体的应力和位移分量满足连续性条件；(3)纤维-基体界面无初始脱粘及滑移等现象；(4)忽略空隙、气泡等初始缺陷。随着复合材料生产及加工工艺的进步，实际生产过程与基本假定之间的差距已经明显缩小，因此理论计算结果一定程度上可对工程应用进行指导。

1.1 模型建立

本文选取的研究对象为玻纤增强高密度聚乙烯基复合材料，材料的原始用途为制造纤维增强热塑性柔性管道(Reinforced thermoplastic composite pipe, RTP)。玻璃纤维的直径为10 μm，体积分数为40%，基体为高密度聚乙烯(High- density polyethylene, HDPE)。材料参数由制造商威海纳川管材有限公司提供。为了准确分析RVE模型的微观力学行为，同时满足40%体积分数，参考González等[13]的结论，本文建立的RVE有限元模型截面含有36根纤维。

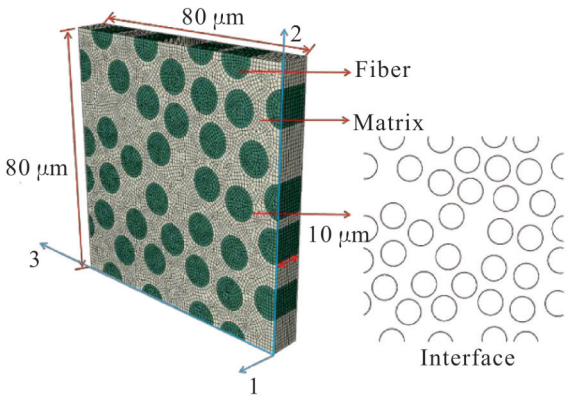


Fig. 2 Three-phase structure of RVE finite element model

RVE的建模在ABAQUS中实现，模型分为纤维、基体及界面三相结构，见Fig.2。为了平衡模型的纵横比与求解速度，模型尺寸设定为80 μm×80 μm×10 μm。采用C3D8R单元表征纤维与基体，同时引入零厚度内聚单元COH3D8表征界面。利用随机序列扩展(Random sequential expansion, RSE)算法，编写Python脚本定义纤维间距的极值、纤维尺寸与纤

Tab. 1 Statistical parameters of RVEs

	RVE-1	RVE-2	RVE-3	RVE-4
Average fiber spacing/μm	14.0	13.631	13.898	14.227
Coefficient of variation	0	0.07221	0.08242	0.07964

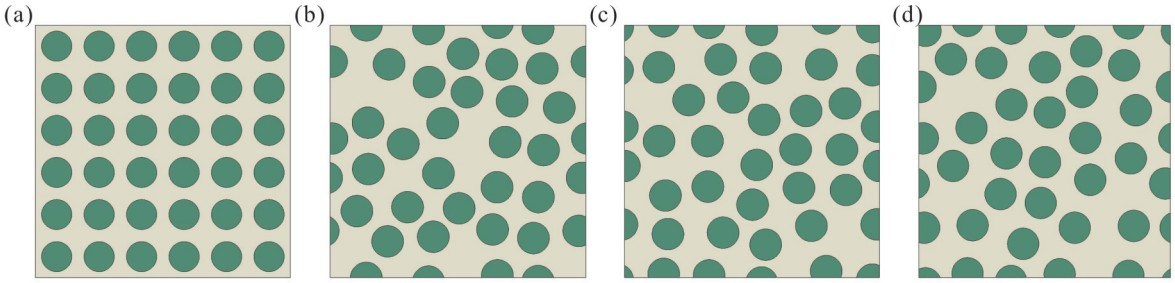


Fig. 3 Fiber distribution of four RVEs: (a) RVE-1; (b) RVE-2; (c) RVE-3; (d) RVE-4

维含量等特征,生成了纤维随机分布的RVE截面[14]。

本文建立了4个独立的RVE模型,其中RVE-1的纤维为等间距有序排列,RVE-2至RVE-4的纤维为随机分布,且纤维间距均在直径的1.2~1.5倍之间。RVE-2,RVE-3和RVE-4在统计上几乎相同,仅在拓扑上略微不同。4个RVE的统计参数如Tab.1所示,详细的纤维分布情况见Fig.3。

1.2 周期性边界条件

对RVE模型应用节点到节点的边界条件,允许边界面发生扭曲不再保持平面,同时保证其周期性,可更精确地表征宏观本构[15, 16]。三维RVE模型周期边界条件的表达式如下[17]

$$u_i^{j+}(x,y,z)-u_i^{j-}(x,y,z)=c_i^j \quad i,j=1,2,3 \tag{1}$$

式中:u_i——一对相对边界面的位移,mm;上标$j+$——法线的正方向;$j-$——法线的负方向;c_i^j——常数,其中,c_1^1,c_2^2,c_3^3——RVE在3个法向分量作用下的平均拉伸或收缩量;$c_1^2=c_2^1$,$c_1^3=c_3^1$,$c_2^3=c_3^2$——剪切分量引起的剪切变形量。

1.3 计算流程

由于多种因素的影响,复合材料破坏行为的精确建模及求解是一个艰难挑战。本文采用ABAQUS/Explicit求解器分析RVE的损伤失效过程以及残余应力产生的影响,数值模拟部分的计算流程如Fig.4所示。

2 材料本构

2.1 纤维

鉴于玻璃纤维在工作温度范围内力学性能变化不大,且在除纵向拉伸以外的承载过程中失效概率较低,因此本文假定纤维为线弹性各向同性,在横向拉伸和剪切载荷下不会发生断裂。纤维的材料参数如Tab.2所示。

Tab. 2 Material parameters of glass fibers

	Material parameters	Value
Glassfiber	Elastic modulus (E_f)/GPa	72
	Poisson's ratio (ν_f)	0.2
	Tensile strength (F_{ft})/MPa	1834
	Coefficient of thermal expansion (α_f)/K^{-1}	6.01×10^{-6}

2.2 基体

HDPE的应力应变关系具有明显的非线性,其材料参数如Tab.3所示。当达到损伤起始时的屈服应力后,基体的损伤演化规律通过Ductile损伤准则进行控制。Ductile准则假设损伤开始时的等效塑性应变是应力三轴度和应变率的函数

$$\varepsilon=\varepsilon(\eta,\dot{\varepsilon}) \tag{2}$$

式中:$\eta=-p/q$——应力三轴度;p——压应力,MPa;q——Mises等效应力,MPa;$\dot{\varepsilon}$——等效塑性应变率。当满足以下条件时,才符合损伤起始标准

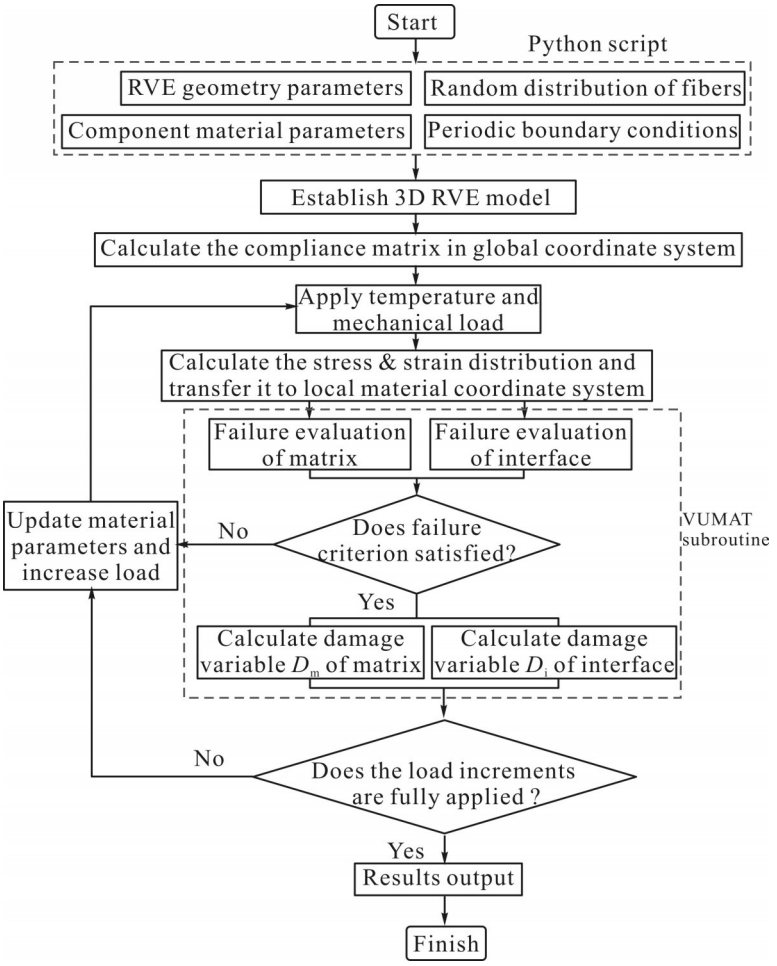


Fig. 4 Flowchart of numerical simulation process

Tab. 3 Material parameters of the matrix

	Material parameters	Value
HDPE	Elastic modulus (E_m)/MPa	1200
	Poisson's ratio (ν_m)	0.38
	Yield stress (σ_s)/MPa	19
	Allowable strain/%	10
	Tensile strength (F_{mt})/MPa	30
	Coefficient of thermal expansion (α_m)/K^{-1}	120×10^{-6} (25 °C) 230×10^{-6} (100 °C)
	Coefficient of heat conduction (λ_m)/(W·m^{-1}·K^{-1})	0.49

$$\omega_D = \int \frac{d\dot{\varepsilon}}{\varepsilon(\eta,\dot{\varepsilon})} = 1 \tag{3}$$

式中：ω_D——随塑性变形单调增加的状态变量。在分析过程的每个增量计算为

$$\Delta\omega_D = \int \frac{\Delta\dot{\varepsilon}}{\varepsilon(\eta,\dot{\varepsilon})} \geqslant 0 \tag{4}$$

HDPE材料完整的应力-应变关系曲线见Fig.5。基体的弹塑性本构关系及损伤演化规律通过VUMAT子程序进行定义。由Fig.5可知，基体损伤包括弹塑性力学行为与损伤演化2个阶段，图中σ_{y0}与ε_0分别为HDPE损伤起始时的屈服应力和等效塑性应变；ε_f为HDPE断裂失效时的等效塑性应变；定

义裂纹扩展单位面积所需的能量(断裂能)表达式如式(5)

$$G_{\mathrm{m}}=\int_{\varepsilon_0}^{\varepsilon_{\mathrm{f}}}L\sigma_{\mathrm{y}}\mathrm{d}\varepsilon=\int_0^{u_{\mathrm{f}}}\sigma_{\mathrm{y}}\mathrm{d}u \tag{5}$$

式中:G_{m}——HDPE材料断裂能,mJ/mm^2;u_{f}——最终失效时的等效塑性位移,mm;L——单元特征长度,mm。

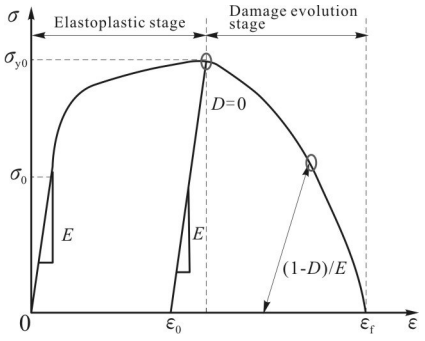


Fig. 5 Stress-strain curve with progressive damage degradation of HDPE matrix

本文依据Fig.5呈现的HDPE的测试数据,在计算中取损伤起始时的等效塑性应变为0.064,基体断裂能为4 J/m^2。确定基体断裂能后,采用指数形式描述基体的损伤演化,确保损伤演化过程中耗散的能量等于G_{m}。用损伤变量(D_{m})来量化单元的裂纹损伤演化,D_{m}=0时代表损伤起始,演化至D_{m}=1后代表单元完全开裂。

$$D_{\mathrm{m}}=1-\exp\left(-\int_0^{u_{\mathrm{f}}}\frac{\sigma_{\mathrm{y}}\mathrm{d}u}{G_{\mathrm{m}}}\right) \tag{6}$$

Bilgin等[18]将HDPE弹性模量与温度的关系表述为:

$$E(T)=1250\exp(-0.0018T) \tag{7}$$

式中:$E(T)$——随温度变化的弹性模量,MPa;T——温度,℃。

假设HDPE的热膨胀系数随温度的变化呈线性关系,其变化率可表示为

$$K=\frac{\alpha_1-\alpha_{\mathrm{m}}(T_{\mathrm{r}})}{T_{\mathrm{g}}-T_{\mathrm{r}}} \tag{8}$$

式中:α_1——参考温度下的热膨胀系数,K^{-1};α_{m}——随温度变化的热膨胀系数,K^{-1};T_{r}——室温,℃;T_{g}——参考温度,℃。

2.3　纤维-基体界面

纤维-基体界面的力学行为通过零厚度内聚单元进行模拟,其本构关系通过双线性牵引-分离定律表示。牵引-分离定律建立了分离位移(δ)与单元应力(t)之间的联系,表达式如式(9)

$$t=\begin{Bmatrix}t_{\mathrm{n}}\\t_{\mathrm{s}}\\t_{\mathrm{t}}\end{Bmatrix}=\begin{bmatrix}K_{\mathrm{nn}}&&\\&K_{\mathrm{ss}}&\\&&K_{\mathrm{tt}}\end{bmatrix}\begin{Bmatrix}\delta_{\mathrm{n}}\\\delta_{\mathrm{s}}\\\delta_{\mathrm{t}}\end{Bmatrix}=K\delta \tag{9}$$

式中:t_{n},t_{s}及t_{t}——分别为单元的法向、剪切与切向牵引力,MPa;δ_{n},δ_{s}及δ_{t}——分别为相应方向的分离位移,mm;K_{nn},K_{ss}和K_{tt}——相应方向的刚度系数,MPa/mm。

界面层的弹性行为采用弹性矩阵进行表征,为保证RVE界面处位移与应力协调,取界面刚度为10^8 GPa/m[19]。界面层损伤起始点由最大牵引力控制,当法向、剪切或切向牵引力达到最大值时开始出现界面层损伤。

$$\max\left\{\frac{\langle t_{\mathrm{n}}\rangle}{t_{\mathrm{n}}^0},\frac{t_{\mathrm{s}}}{t_{\mathrm{s}}^0},\frac{t_{\mathrm{t}}}{t_{\mathrm{t}}^0}\right\}=1 \tag{10}$$

式中:< >——Macaulay符号,如果数据为正,则返回数据,如果为负,则为0;t_{n}^0,t_{s}^0及t_{t}^0——分别为损伤起始点处的法向、剪切与切向牵引力,MPa;t_{n},t_{s}及t_{t}——分别为任意分离位移处的法向、剪切和切向牵引力,MPa。

当界面层损伤开始后,损伤演化受损伤变量参数(D_{i})控制,其表达式见式(11),牵引力随D_{i}的变化而减小,D_{i}从0(无损伤时)演化到1(最终失效时),如Fig.6所示。

$$\max\left\{\frac{\langle t_{\mathrm{n}}\rangle}{t_{\mathrm{n}}^0},\frac{t_{\mathrm{s}}}{t_{\mathrm{s}}^0},\frac{t_{\mathrm{t}}}{t_{\mathrm{t}}^0}\right\}=D_{\mathrm{i}}=\frac{\delta_{\mathrm{m}}(\delta^{\mathrm{f}}-\delta^0)}{\delta^{\mathrm{f}}(\delta_{\mathrm{m}}-\delta^0)}$$
$$\delta_{\mathrm{m}}=\frac{2G^{\mathrm{c}}}{t^{\max}} \tag{11}$$

式中:δ_{m}——损伤起始时的有效分离位移,mm;δ^{f}——最终失效时的分离位移,mm;δ^0——损伤起始时的分离位移,mm;$t^{\max}$——损伤起始时的有效牵引力,MPa;G^{c}——界面断裂能,mJ/mm^2。

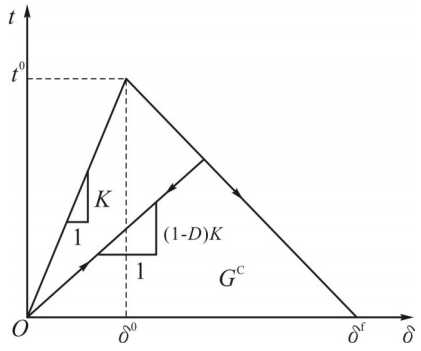


Fig. 6 Traction-separation law of cohesive elements

本文定义界面参数如下[19, 20]：界面刚度 K=10^8 GPa/m，断裂能 G^c=100 J/m^2。鉴于通过实验手段测量GFRP界面强度的难度较大，本文将HDPE的粘聚强度近似为界面强度[19]，设定GFRP样品界面强度值为40 MPa。

3 实验与验证

为准确分析GFRP的损伤行为并说明微观数值模型的准确性，本文通过实验在宏观尺度获取了试样的横向拉伸损伤力学曲线。样品由威海纳川管材有限公司生产的单向玻璃纤维预浸带制作，预浸带宽70 mm，厚0.5 mm，基体材料为HDPE，玻璃纤维直径为10 μm，体积分数为40%。实验在ASTM D3039标准的指导下进行[21]，样品的标准尺寸为70 mm×15 mm×2 mm，由切割后的预浸带加热至100 ℃保持15 min后冷却至室温固化而成，铺层顺序为$[90]_4$。由于试样表面较为光滑，为防止拉伸过程中滑脱，试样的夹持段黏贴了砂纸。采用济南思达WDW-50E万能试验机对样品进行拉伸，加载速度设置为0.7 mm/min，记录应力-应变曲线并观测其力学行为。实验样品及实验设备见Fig.7。

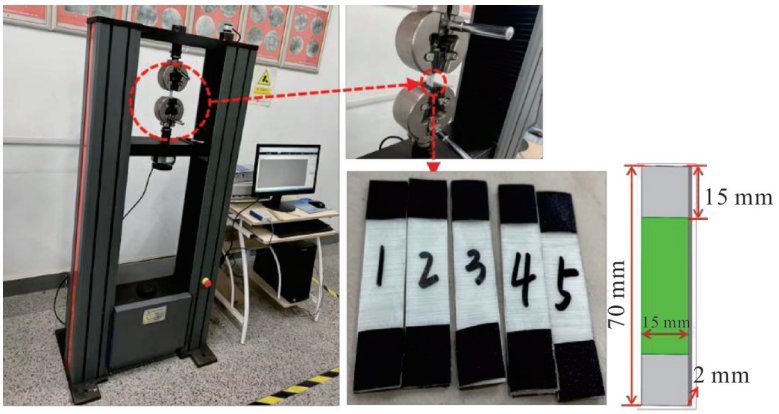


Fig. 7 Transverse tensile experimental equipment and samples

制备了5个标准样品开展横向拉伸实验，实验曲线如Fig.8所示。根据Fig.8可知，曲线在拉伸过程中最初保持线性，直到应变达到0.5%附近。随着样品的损伤演化，刚度逐渐降低，曲线斜率减小。当应变超过极限值时，样品大部分结构处于失效状态，曲线迅速降低，最终样品断裂完全失效。

测得5个样品的拉伸强度均值为21.92 MPa，与材料制造提供的横向拉伸强度标准值（25 MPa）相比，误差为12.32%，其中样品1的拉伸强度为22.79 MPa，误差最小为8.84%。考虑到GFRP样品在实验室内制备，结合ASTM D3039的描述，可以认为不完善的制造工艺和夹持过程造成的微小损伤是实际横向拉伸强度偏低的主要原因。

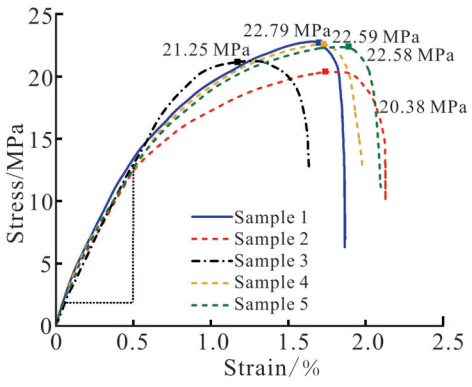


Fig. 8 Transverse tensile experiment stress-strain curves

4 结果与讨论

4.1 横向拉伸失效分析

对4种不同纤维分布的RVE横向拉伸失效进行

模拟,各RVE模型横向拉伸应力-应变曲线与实验数据如Fig.9所示。根据Fig.9的对比结果可以看出,不同RVE模型与实验测试所得的应力应变趋势一致,其中曲线的弹性段基本一致,区别主要在塑性段与损伤阶段。而3个纤维随机分布RVE的横向拉伸应力-应变曲线特征几乎相同,屈服应变和断裂强度等关键参数值十分接近,仅因截面基体富集区的局部分布不同导致断裂应变存在一定差异,证明了本文纤维随机分布RVE模型的代表性。纤维随机分布的RVE平均拉伸强度为26.65 MPa,其中RVE-2的计算值为25.91 MPa,与制造商提供参数(25 MPa)误差为3.64%,与实验值误差为13.69%,均在合理范围内。而RVE-1的纤维呈有序分布,计算所得的极限拉伸强度达到了30.12 MPa,显著高于纤维非均匀分布RVE模型,同时塑性变形区间范围更宽。纤维的非均匀分布带来了不一致的纤维间距,较小间距纤维之间的基体含量较低,更易出现应力与塑性变形的极值而发生损伤,可以认为局部纤维间距不同是造成纤维随机分布和有序分布的RVE模型计算值不同的主要原因。

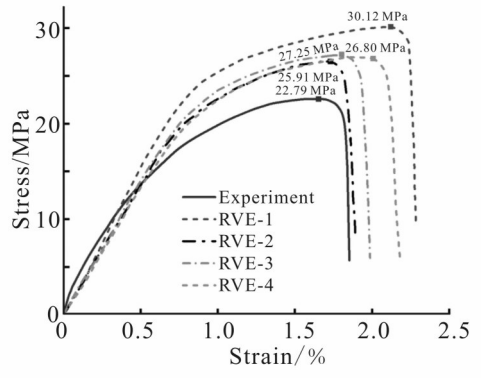


Fig. 9 Stress–strain curves of the RVEs under transverse tensile

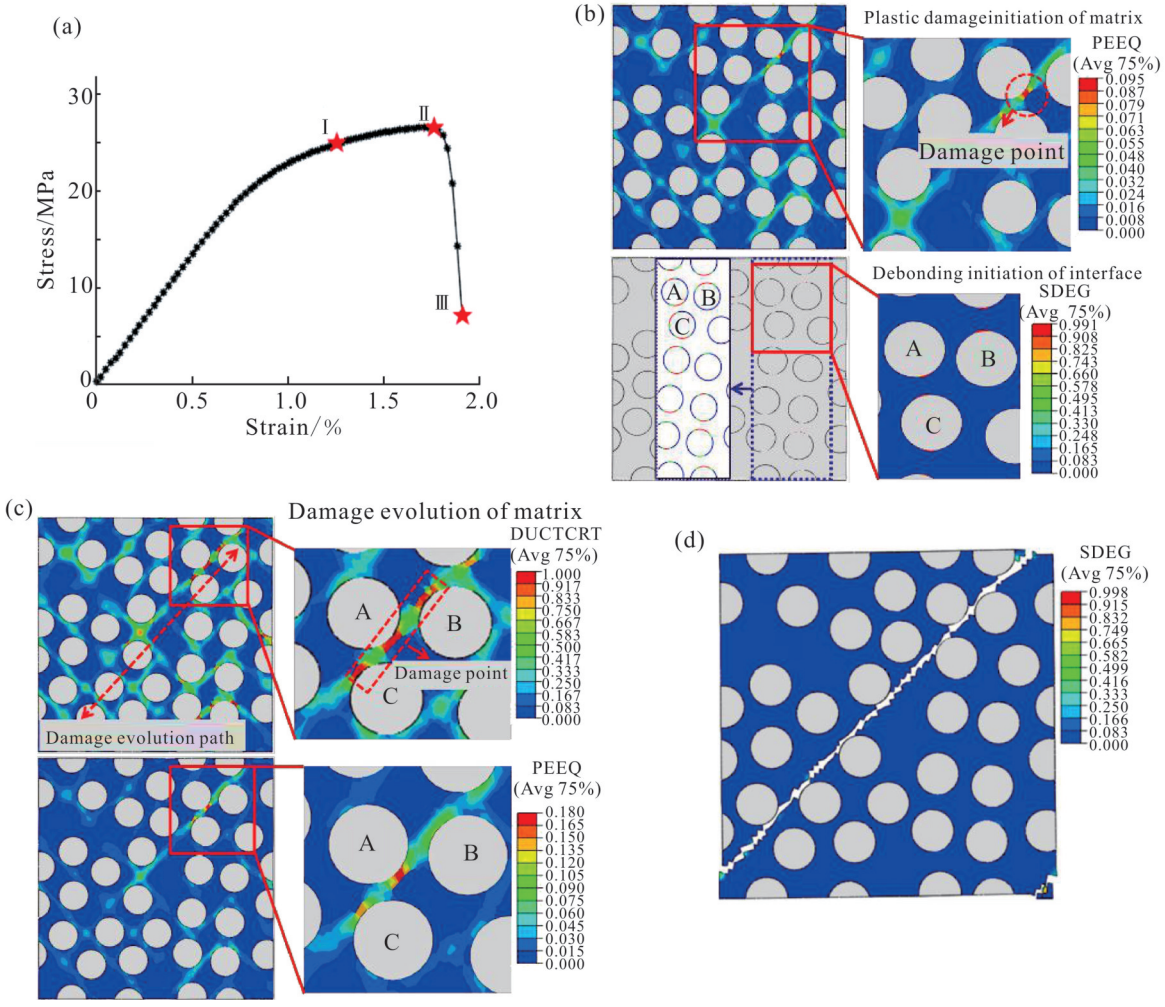


Fig. 10 Progressive elastic-plastic damage behavior of RVE-2 under transverse tensile: (a) tensile stress-strain curve based on RVE-2; (b) damage state corresponding to point I; (c) damage state corresponding to point II; (d) damage state corresponding to point III

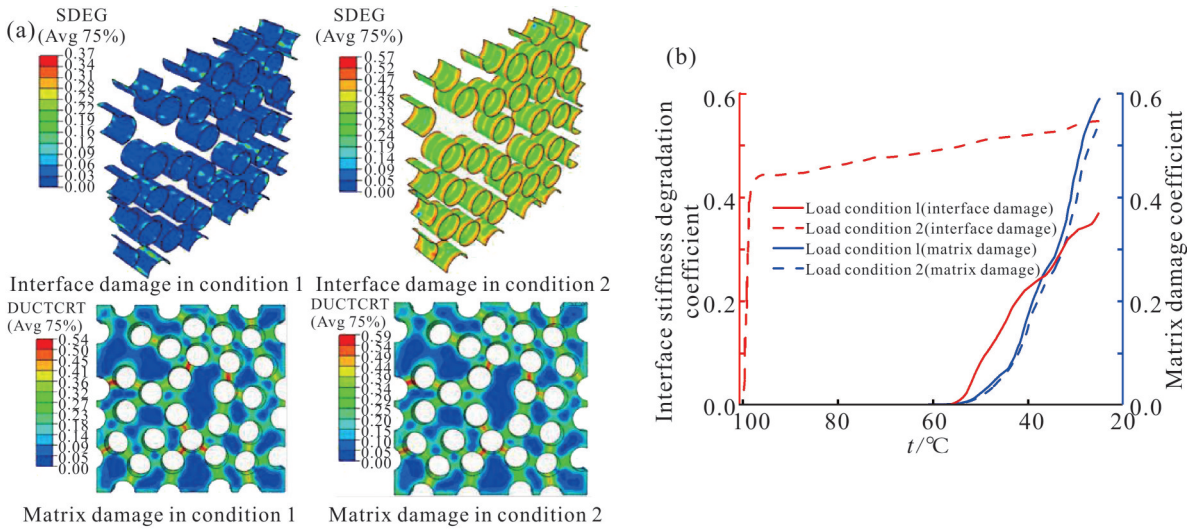


Fig. 11 Damage of the RVE-2 model: (a) damage distribution of interface and matrix; (b) damage evolution of interface and matrix

基于RVE-2开展横向拉伸工况下的渐进损伤演化过程研究，结果如Fig.10所示。在拉伸应力-应变曲线中定义了3个特征点(I, II, III)，在特征点I(横向应变1.25%之前，材料无初始损伤，在拉伸载荷作用下表现为理想弹塑性曲线。达到特征点I后，材料界面出现了脱粘损伤现象，脱粘损伤点附近的基体拉伸位移增加，迅速达到塑性损伤状态，在特征点I处材料出现了损伤起始点。随着材料横向拉伸位移增加至特征点II(横向应变1.75%)处，纤维A，B，C处的界面脱粘位移逐步增加，最终与界面脱粘点及附近损伤基体连接形成损伤初始演化路径，此时基体出现了初始断裂。当材料基体出现初始断裂，材料损伤迅速扩展形成裂纹到达特征点III(横向应变1.9%。Fig.10(b)中损伤点集中在纤维密集区域，在纤维间距小处易出现初始损伤点进而导致基体损伤扩展，基体损伤与界面脱粘相连形成损伤演化路径，最终导致材料拉伸断裂。特征点II处为材料应力应变峰值点，此时出现基体初始裂纹并迅速演化为整体贯穿裂纹，说明GFRP横向拉伸强度由基体性质控制，损伤演化则受基体塑性损伤与界面脱粘共同影响。

4.2 含残余应力的力学行为分析

为进一步明确残余应力对GFRP力学行为的影响，本文定义了2个典型工况：工况1的温度由100 ℃降至25 ℃，对应GFRP固化过程；工况2在温度由100 ℃降至25 ℃的同时，在RVE上施加沿纤维方向恒为0.1 N的轴向力，对应GFRP在熔融状态下缠绕成RTP并固化的过程。此外，还设置了无温度载荷和轴向力载荷的无残余应力工况作为对照组。

工况1和工况2下RVE模型的损伤情况如Fig. 11所示。由Fig.11(a)可知，2种工况下基体损伤分布与损伤量基本一致，而界面层损伤差异较大。工况2的界面刚度退化程度显著高于工况1，最大值相差达到54.01%，且工况1界面损伤的分布有一定随机性，而工况2界面损伤主要集中在纤维两端边界处。由Fig.11(b)可知，2种工况下基体和界面的损伤程度均随温度的降低呈增加趋势，但由于缠绕张力的存在，工况2下界面损伤量增长显著高于工况1。

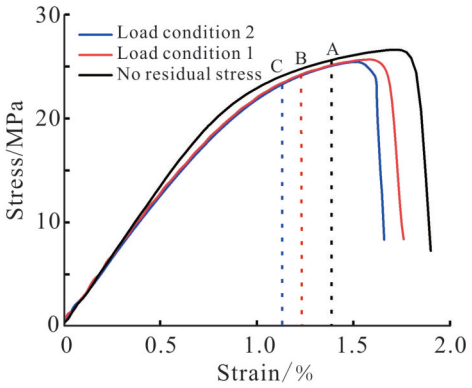


Fig. 12 Transverse tensile stress-strain curves of RVE-2 under different loading conditions

建立了2个动力显式分析步，在第1个分析步中

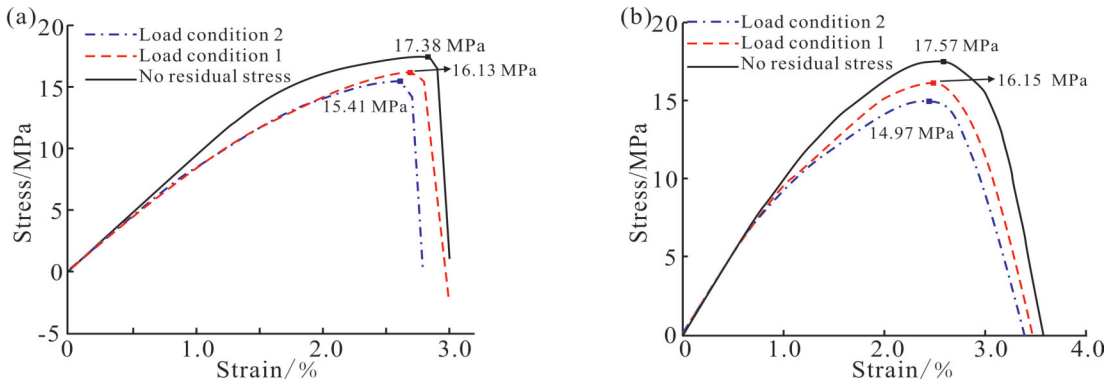


Fig. 13 Shear stress-strain curves of RVE-2 under different loading conditions: (a) transverse shear; (b) longitudinal shear

计算了残余应力分布及初始损伤,在第2个分析步中计算了不同载荷工况下损伤演化过程。对比了工况1、工况2及无残余应力下GFRP的横向拉伸强度与损伤失效进程,结果如Fig.12所示。

根据计算结果,Fig.12中给出了不同工况下界面脱粘起始点,A为无残余应力工况脱粘起始点,B为工况1脱粘起始点,C为工况2脱粘起始点。在弹性段3种工况有较好的一致性,残余应力的存在使得损伤起始点提前出现,进而导致GFRP断裂应变与横向拉伸强度降低,无残余应力工况横向拉伸强度最高,为25.91 MPa,而工况2横向拉伸强度最低,为24.70 MPa,降幅约4.9%。

进一步计算了残余应力对横向剪切与纵向剪切强度的影响,结果如Fig.13所示,残余应力使得横向剪切与纵向剪切强度有一定程度的削弱,其中横向剪切强度由无残余应力工况下的17.38 MPa下降至最低15.41 MPa,降幅约11.33%;纵向剪切强度由无残余应力工况下的17.57 MPa下降至最低14.97 MPa,降幅约14.79%。残余应力对GFRP剪切强度影响趋势与横向拉伸一致,已知剪切强度由基体的塑性损伤控制,且受纤维基体界面参数影响较小,残余应力的存在使基体存在一定的初始损伤,进而导致含残余应力工况下GFRP剪切强度降低。

5　结论

本文在计算微观力学的框架内建立了GFRP的三维RVE模型,为其添加了周期性边界条件,并通过实验验证了该模型的准确性。基于三维RVE模型开展研究,表征了基体与界面的非线性损伤力学行为。得出以下结论。

(1)纤维的随机分布导致非均匀纤维间距的产生,较小间距纤维之间的基体含量较低,更易出现应力与塑性变形的极值而发生损伤。

(2)GFRP的横向拉伸极限强度由基体性质控制,损伤演化行为则受基体塑性损伤与界面脱粘损伤的耦合影响。

(3)残余应力造成了基体和界面的初始损伤,进而降低了GFRP的横向拉伸强度与剪切强度。相对于无残余应力的工况,含残余应力的GFRP的横向拉伸强度下降约4.9%,横向剪切强度下降约11.33%,纵向剪切强度下降约14.79%。

参考文献:

[1] 王文才, 宋伟, 张焱, 等. 玻璃纤维增强热塑性复合材料在航空领域的应用进展[J]. 高分子材料科学与工程, 2023, 39(11): 156-164.
Wang W C, Song W, Zhang Y, *et al*. Application and development of glass fiber reinforced high- performance thermoplastic composites in aviation field[J]. Polymer Materials Science & Engineering, 2023, 39(11): 156-164.

[2] Talreja R, Waas A M. Concepts and definitions related to mechanical behavior of fiber reinforced composite materials [J]. Composites Science and Technology, 2022, 217: 109081.

[3] Krause D. A physically based micromechanical approach to model damage initiation and evolution of fiber reinforced polymers under fatigue loading conditions [J]. Composites Part B: Engineering, 2016, 87: 176-195.

[4] 姚潞, 何文涛, 马岩, 等. 基于多尺度损伤机制的CFRP铝合金粘接板冲击行为研究[J]. 复合材料学报, 2024, 41(4): 2167-2179.
Yao L, He W T, Ma Y, *et al*. Research on impact behavior of CFRP aluminum alloy adhesive plate based on multiscale damage mechanism[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2024, 41(4): 2167-2179.

[5] Yuan X W, Li W G, Xiao Z M, *et al*. Prediction of temperature-dependent transverse strength of carbon fiber reinforced polymer composites by a modified cohesive zone model[J]. Composite Structures, 2023, 304: 116310.

[6] 田志强, 李彦斌, 张培伟, 等. 复合材料层合板多尺度交互渐进损伤分析[J]. 工程力学, 2019, 36(12): 247-256.
Tian Z Q, Li Y B, Zhang P W, *et al*. Multi-scale interactive progressive damage analysis of composite laminates[J]. Engineering Mechanics, 2019, 36(12): 247-256.

[7] Zhang F, Ye Y, Li M, *et al*. Computational modeling of micro curing residual stress evolution and out-of-plane tensile damage behavior in fiber-reinforced composites[J]. Composite Structures, 2023, 322: 117370.

[8] 杨雷, 刘新, 高东岳, 等. 考虑纤维随机分布的复合材料热残余应力分析及其对横向力学性能的影响[J]. 复合材料学报, 2016, 33(3): 525-534.
Yang L, Liu X, Gao D Y, *et al*. Analysis on thermal residual stress of composites with random fiber distribution and its effects on transverse mechanical properties[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2016, 33(3): 525-534.

[9] Balasubramani N K, Zhang B, Chowdhury N T, *et al*. Micro-mechanical analysis on random RVE size and shape in multiscale finite element modelling of unidirectional FRP composites[J]. Composite Structures, 2022, 282: 115081.

[10] Liu L, Huang Z M. Stress concentration factor in matrix of a composite reinforced with transversely isotropic fibers[J]. Journal of Composite Materials, 2014, 48: 81-98.

[11] Huang Z M, Xin L M. In situ strengths of matrix in a composite [J]. Acta Mechanica Sinica, 2017, 33: 120-131.

[12] Zhou Y, Huang Z M. Shear deformation of a composite until failure with a debonded interface[J]. Composite Structures, 2020, 254: 112797.

[13] González C, Llorca J. Mechanical behavior of unidirectional fiber- reinforced polymers under transverse compression: microscopic mechanisms and modeling[J]. Composites Science and Technology, 2007, 67: 2795-2806.

[14] Yang L, Yan Y, Ran Z, *et al*. A new method for generating random fibre distributions for fibre reinforced composites[J]. Composites Science and Technology, 2013, 76: 14-20.

[15] Nguyen V D, Béchet E, Geuzaine C, *et al*. Imposing periodic boundary condition on arbitrary meshes by polynomial interpolation[J]. Computational Materials Science, 2012, 55: 390-406.

[16] Omairey S L, Dunning P D, Srinivas S. Development of an ABAQUS plugin tool for periodic RVE homogenisation[J]. Engineering with Computers, 2019, 35: 567-577.

[17] Xia Z, Zhang Y, Ellyin F. A unified periodical boundary conditions for representative volume elements of composites and applications[J]. International Journal of Solids and Structures, 2003, 40: 1907-1921.

[18] Bilgin O, Harry E S, O'rourke T D. Thermal and mechanical properties of polyethylene pipes[J]. Journal of Materials in Civil Engineering, 2007, 19: 1043-1052.

[19] Yang L, Yan Y, Liu Y, *et al*. Microscopic failure mechanisms of fiber- reinforced polymer composites under transverse tension and compression[J]. Composites Science and Technology, 2012, 72: 1818-1825.

[20] Guo R, Mao L, Xin Z, *et al*. Experimental characterization and micro-modeling of transverse tension behavior for unidirectional glass fibre- reinforced composite[J]. Composites Science and Technology, 2022, 222: 109359.

[21] ASTM. Standard test method for tensile properties of polymer matrix composite materials, D3039/D3039M- 17[S]. West Conshohocken, PA: ASTM International, 2017.

Damage Failure Mechanical Behavior of Glass Fiber Reinforced Polymers Considering Residual Stress

Yangyang Wang [1], Chen Zhang [2], Min Lou [1], Xiaoliang Qi [3], Bin Wu [2,4], Dexing Yang [2,5]

(*1. College of Mechanical and Electronic Engineering, China University of Petroleum (East China), Qingdao 266580, China; 2. School of Petroleum Engineering, China University of Petroleum (East China), Qingdao 266580, China; 3. CNOOC Energy Technology & Services Limited, Tianjin 300451, China; 4. Tianjin Branch of CNOOC(China) Co., Ltd, Tianjin 300452, China; 5. China Oilfield Services Limited, Tianjin 300450, China*)

ABSTRACT: In order to investigate the damage and failure mechanical behavior of glass fiber reinforced plastics (GFRP), a three- dimensional representative volume element (RVE) model with the material microstructure characteristics and physical failure criteria was constructed in the framework of computational micromechanics. Subsequently, the damage failure of GFRP under transverse tensile loads was studied in detail, and the influence of residual stress on the transverse tensile and shear mechanical behaviors of GFRP was further analyzed. The results show that the random distribution of fibers makes the matrix between small fiber spacings being more vulnerable to extreme stress and plastic deformation, resulting in damage. The transverse tensile strength of GFRP is governed by the properties of the matrix, and the damage evolution is jointly influenced by the matrix plastic damage and the interface debonding. The residual stress results in initial damage to both the matrix and the interface, which reduces the transverse tensile and shear strength of GFRP to varying degrees.

Keywords: thermoplastic composites; represents volume element; residual stress; transverse tensile experiment; finite element analysis