

考虑界面效应的GFRP复合材料蠕变模型

张尧 朱四荣 陆士平 吕泳 陈建中

Creep model of GFRP composites considering interface effect

ZHANG Yao, ZHU Sirong, LU Shiping, LV Yong, CHEN Jianzhong

在线阅读 View online: <https://doi.org/10.13801/j.cnki.fhclxb.20210119.001>

您可能感兴趣的其他文章

Articles you may be interested in

一种改进的三维四向编织复合材料单胞模型及宏观弹性常数预测方法

Improved unit cell model and elastic constant prediction method of 3D four-directional braided composites

复合材料学报. 2017, 34(9): 1973–1981 <https://doi.org/10.13801/j.cnki.fhclxb.20170112.002>

基于分数阶黏弹性模型的木塑复合材料蠕变/回复性能分析

Creep/recovery behavior analysis of wood-plastic composites based on fractional order viscoelastic model

复合材料学报. 2020, 37(8): 2055–2064 <https://doi.org/10.13801/j.cnki.fhclxb.20191230.002>

应力水平和纤维角度对CGF/PP复合材料蠕变行为的影响及其Burgers模型参数的数值预测

Effects of stress levels and fiber orientations on creep behavior of CGF/PP composite and numerical prediction of Burgers model parameters

复合材料学报. 2019, 36(5): 1216–1225 <https://doi.org/10.13801/j.cnki.fhclxb.20180725.003>

四种壳类纤维/聚氯乙烯木塑复合材料的蠕变及磨损性能

Creep and wear properties of four different types of husk fibers/polyvinyl chloride composites

复合材料学报. 2018, 35(6): 1464–1471 <https://doi.org/10.13801/j.cnki.fhclxb.20170815.001>

纤维束波动效应对平纹编织复合材料损伤行为的影响

Damage behavior of plain woven composites considering undulation effect of fiber bundles

复合材料学报. 2020, 37(1): 132–139 <https://doi.org/10.13801/j.cnki.fhclxb.20190324.002>

改性纳米或微米SiO₂的分散方法对木粉-SiO₂/聚丙烯复合材料力学性能的影响

Effect of dispersion method of modified nano or micro SiO₂ on mechanical properties of wood flour-SiO₂/polypropylene composites

复合材料学报. 2019, 36(11): 2603–2613 <https://doi.org/10.13801/j.cnki.fhclxb.20190227.001>



扫码关注微信公众号，获得更多资讯信息

考虑界面效应的 GFRP 复合材料蠕变模型

张尧¹, 朱四荣^{*1}, 陆士平², 吕泳¹, 陈建中¹

(1. 武汉理工大学 新材料力学理论与应用湖北省重点实验室, 武汉 430070;

2. 上海富晨化工有限公司 GB51160 国家标准管理组, 上海 200235)



分享本文

摘要: 建立了包含界面的玻璃纤维增强树脂复合材料 (GFRP) 蠕变混合率单胞模型, 对 GFRP 的蠕变性能进行分析; 并与 GFRP 在应力水平为初始弯曲强度的 20% 所对应的载荷下的弯曲蠕变实验结果进行对比。分析了界面模量、界面厚度、纤维连续性与形态以及位向等因素对复合材料蠕变性能的影响。结果表明: 相较于不考虑界面效应的混合率模型, 本模型具有更高的准确性, 与实验结果更为吻合; 界面模量反应了纤维与基体的结合程度, 对复合材料的蠕变性能产生影响, 其蠕变柔量随着界面模量的增大而减小; 界面厚度的增大会导致复合材料的蠕变柔量略微增大; 相较于连续纤维增强树脂复合材料, 短切纤维毡增强树脂复合材料的蠕变性能更易受到界面效应的影响; 纤维方向对复合材料蠕变性能有显著影响, 随着纤维方向角的增大, 复合材料蠕变柔量增大, 但当纤维方向角达到 60° 后, 纤维已基本失去载荷传递和增强能力, 复合材料蠕变柔量不再继续随着纤维方向角的增大而增大。

关键词: 复合材料; 界面效应; 蠕变; 单胞模型; 混合率

中图分类号: TB332 **文献标志码:** A **文章编号:** 1000-3851(2021)11-3682-11

Creep model of GFRP composites considering interface effect

ZHANG Yao¹, ZHU Sirong^{*1}, LU Shiping², LV Yong¹, CHEN Jianzhong¹

(1. Hubei Key Laboratory of Theory and Application of Advanced Materials Mechanics, Wuhan University of Technology, Wuhan 430070, China; 2. GB51160 National Standards Management Group, Shanghai Fuchen Chemical CO. LTD., Shanghai 200235, China)

Abstract: A unit cell model of creep mixing rate containing interface for glass fiber/resin composite (GFRP) was established to analyze the long-term creep property of GFRP. The experimental results of bending creep of GFRP under loads with the stress level of 20% of the initial bending strength were compared. The effects of interfacial modulus, interfacial thickness, fiber continuity, morphology and orientation on the long-term creep properties of composites were analyzed. The results show that this model is more accurate and more consistent with the experimental results compared with the mixing rate model without considering the interface effect. Interfacial modulus reflects the degree of binding between fiber and matrix, and affects the creep property of composite. The creep compliance decreases with the increase of interface modulus. The creep compliance of the composite increases slightly with the increase of the interfacial thickness. Compared with continuous fiber reinforced resin composites, the creep properties of chopped strand mat reinforced resin composite are more easily affected by interfacial effects. The fiber direction has a significant influence on the creep performance of composite materials. With the increase of fiber direction angle, the creep compliance of composite increases. However, when the fiber direction angle reaches 60°, the fiber has basically lost the load transfer and reinforcing ability, and the creep compliance of composite materials no longer increases with the increase of fiber direction angle.

Keywords: composite; interface effect; creep; unit cell model; mixing ratio

收稿日期: 2020-11-09; 录用日期: 2021-01-08; 网络首发时间: 2021-01-19 14:04:23

网络首发地址: <https://doi.org/10.13801/j.cnki.fhclxb.20210119.001>

基金项目: 中央高校基本科研业务费专项资金 (2018IB001)

通信作者: 朱四荣, 博士, 教授, 博士生导师, 研究方向为复合材料力学 E-mail: zhusirong@whut.edu.cn

引用格式: 张尧, 朱四荣, 陆士平, 等. 考虑界面效应的 GFRP 复合材料蠕变模型 [J]. 复合材料学报, 2021, 38(11): 3682-3692.

ZHANG Yao, ZHU Sirong, LU Shiping, et al. Creep model of GFRP composites considering interface effect [J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2021, 38(11): 3682-3692(in Chinese).

目前,纤维增强树脂复合材料被认为是唯一能够解决基础设施腐蚀问题并同时增加寿命、提高性能的结构材料,在国防科技、航天航空、建筑、交通及智能电网自动化等领域得到了广泛应用^[1-2]。纤维增强树脂复合材料的长期力学性能是复合材料结构设计中需要掌握的重要指标,只有依据该指标设计的结构,才具有长期可靠性。由于树脂的黏弹性性能,纤维增强树脂复合材料在高温、常温甚至低温环境也表现出明显的蠕变或应力松弛行为,这是其长期力学性能降低的主要诱因,与工程结构长期可靠性的要求相矛盾,在很大程度上制约了该复合材料进一步的应用和发展。因此,复合材料结构的长期性能的预测显得尤为重要,近年来,人们进行了广泛的研究来确定纤维增强树脂复合材料的黏弹性性能^[3-8]。

Chevali 等^[9]分析了纤维质量分数和纤维排列对复合材料弯曲蠕变性能的影响,并将弯曲蠕变测试和动态力学分析/静态蠕变测试的蠕变柔量通过使用时间-温度-应力叠加原理(TTSSP)进行组合,构建了长期蠕变主曲线。Pulngern 等^[10]研究了温度对木材/聚氯乙烯(WPVC)复合材料力学性能和拉伸蠕变响应的影响,得到了时间-应力关系和时间-应力-温度关系的蠕变模型。梁娜等^[11]视黏弹性元件弹簧和粘壶的特性参数为时间的函数,建立双变参 Maxwell 模型,求解其本构方程及松弛函数,探讨了其松弛函数与经验 KWW 函数的关系,提出了一种新的应力松弛经验模型。张小玉等^[12]从基体材料的黏弹性模型出发,提出一种复合材料单向板黏弹性模型。由该模型的平衡方程组,经拉普拉斯变换与逆变换推导其黏弹性本构关系。Miyano 等^[13]提出了基于时间-温度叠加原理(TTSP)的聚合物基复合材料长期耐久性加速试验方法,并对新型海洋用碳纤维增强树脂复合材料(CFRP)层合板在吸水条件下的长期强度进行了预测。Masoumi 等^[14]采用多尺度方法对复合材料层合板进行了分析,首先在微观水平上,用简化单元法(SUCM)获得薄板的材料性能,然后在宏观水平上,用广义微分求积法(GDQM)分析复合材料层合板,利用 Schapery 积分对基体的非线性黏弹性行为进行了建模。

纤维增强树脂复合材料的力学性能主要取决于纤维和基体性能。尽管复合材料中界面厚度很小,但由于界面所占的面积比例很大,故界面的

性质能够影响复合材料的力学性能^[15],例如在 CFRP 每 100 cm³ 的体积中,界面面积为 89 m²。因此,研究界面性质对材料性能的影响显得尤为重要。然而,由于界面的微观结构复杂,界面将随不同的复合体系和制备工艺而变化,对界面问题的研究一般是在一定的简化模型基础上进行,将界面看作反应层或过渡层^[16-18]。此外,也有学者将界面看成是一层极薄的、具有与纤维和基体不同力学性能的界面层模型^[19-23]。

本文基于二维平面单胞模型,利用线性蠕变混合率方法计算玻璃纤维增强树脂(GFRP)复合材料的蠕变性能,研究界面特性、纤维位向、连续性以及形态等因素对复合材料蠕变性能的影响,丰富了纤维增强树脂复合材料的蠕变理论研究。

1 实验

1.1 试样制备及参数

基体材料采用上海富晨化工有限公司生产的 Fuchen518 间苯型不饱和聚酯树脂(热变形温度为 80℃),纤维及制品采用邢台金牛复合材料有限公司生产的无碱玻璃纤维纱。采用环向缠绕制作 DN1000 管材沿环向切样(FWC/R)、沿轴向切样(FWA/R)、缠绕角度为 55°的交叉缠绕管材轴向切样(RCW/R)以及玻璃纤维短切毡手糊试样(CSM/R)。试样理论厚度 $t=5\text{ mm}$,宽度 $b=(2.5\pm0.5)t$,长度 $l=(18\pm2)t$,初始强度及树脂质量分数如表 1 所示。

表 1 玻璃纤维增强树脂复合材料(GFRP)试样初始强度及树脂质量分数

Table 1 Initial strength and resin mass fraction of glass fiber reinforced polymer (GFRP) samples		
Sample	σ_b /MPa	W_t /%
FWC/R	932.8	28
FWA/R	40	28
RCW/R	74.5	32
CSM/R	165.8	70

Notes: FWC/R—Filament wound (circumferential)/resin compo sites; FWA/R—Filament wound (axial)/resin composites; RCW/R—Reciprocating cross wound/resin composites; CSM/R—Chopped strand mat/resin composites; σ_b —Initial strength; W_t —Resin mass fraction.

1.2 GFRP 蠕变性能测试

依据实验标准,采用自制三点弯曲装置与载荷砝码进行蠕变实验(如图 1 所示),施加应力水平为 20% 初始弯曲强度的恒定载荷,实验温度为 23℃。采用千分表测量得到蠕变过程中的 1 000 h

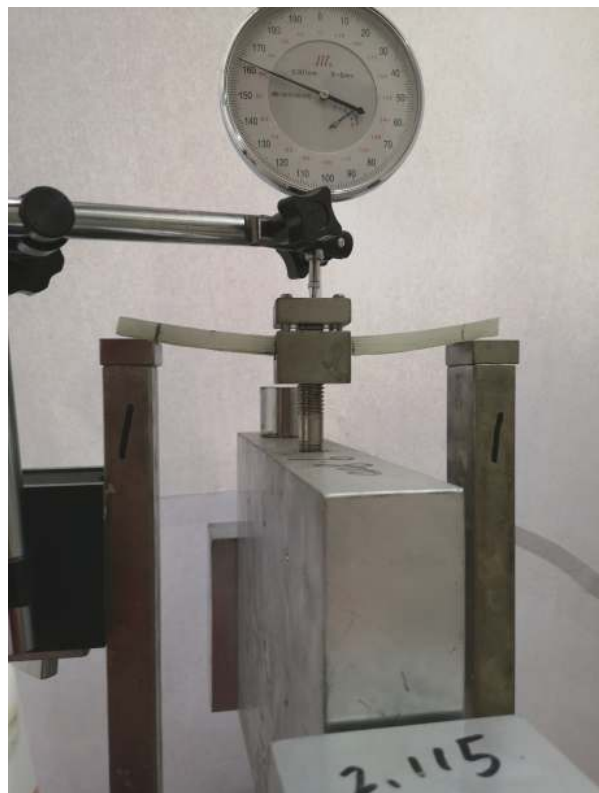


图1 蠕变实验装置

Fig.1 Creep test apparatus

内不同时刻梁的跨中挠度。

2 纤维增强树脂复合材料蠕变模型

采用二维平面单胞模型，在纤维和基体中加入一层界面层，研究界面模量、界面厚度、纤维位向、连续性以及形态等因素对复合材料弯曲蠕变性能的影响。为了确定和分析复合材料蠕变性能，本模型采用以下假设：(1)在低应力条件下(20% 极限弯曲载荷)复合材料的蠕变可以看作线性蠕变，即蠕变柔量与应力大小无关；(2)忽略层间挤压，复合材料的宏观弯曲应力在细观的单胞模型中可以看作单胞之间的单轴应力状态，且忽略拉伸蠕变与压缩蠕变的差异；(3)纤维为线弹性材料，分布均匀。树脂基体为各向同性黏弹性材料。

2.1 树脂基体 HKK 蠕变模型

本模型中树脂基体的蠕变采用 HKK(Hooke-Kelvin-Kelvin) 模型^[24]，为一个 Hooke 弹性元件以及两个 Kelvin 模型串联得到，如图 2 所示。

其中，各元件的本构关系为

胡克弹性体： $\sigma = E_i \varepsilon (i = 0, 1, 2)$

黏性元件： $\sigma = \eta_i \frac{d\varepsilon}{dt} = \eta_i \dot{\varepsilon} (i = 1, 2)$

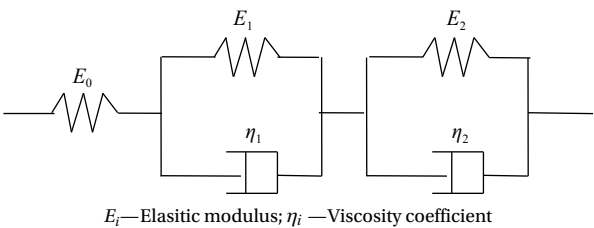


图2 HKK 蠕变模型

Fig.2 HKK creep model

式中： E_i 为弹性模量； η_i 为黏性系数； ε 为线应变； $\dot{\varepsilon}$ 为应变速率。HKK 模型的蠕变函数如下式所示：

$$\varepsilon(t) = \frac{\sigma_0}{E_0} + \frac{\sigma_0}{E_1} \left(1 - \exp\left(-\frac{E_1}{\eta_1} t\right) \right) + \frac{\sigma_0}{E_2} \left(1 - \exp\left(-\frac{E_2}{\eta_2} t\right) \right) \tag{1}$$

则蠕变柔量 $C(t)$ 为

$$C(t) = \frac{\varepsilon(t)}{\sigma_0} = \frac{1}{E_0} + \frac{1}{E_1} \left(1 - \exp\left(-\frac{E_1}{\eta_1} t\right) \right) + \frac{1}{E_2} \left(1 - \exp\left(-\frac{E_2}{\eta_2} t\right) \right) \tag{2}$$

2.2 连续纤维增强树脂复合材料蠕变模型

2.2.1 正轴蠕变单胞模型

从连续纤维增强树脂复合材料中取出一个代表单元，将其简化为二维平面单胞模型进行分析，如图 3 所示。图中 L 为单胞长度， b_f 为纤维宽度， b_i 为界面宽度， b_m 为基体宽度。

为求纵向弹性模量 E_1 ，单胞模型中纤维、界面以及基体三部分可看作并联，由静力关系、几何关系以及物理关系可得

静力关系：

$$\sigma_1 = \sigma_{f1} v_f + \sigma_{i1} v_i + \sigma_{m1} v_m \tag{3}$$

式中： σ_1 、 σ_{f1} 、 σ_{i1} 、 σ_{m1} 分别为单胞、纤维、界面以及基体纵向应力 (1 方向)； v_f 、 v_i 、 v_m 分别为纤维、界面以及基体的体积分数。

几何关系：

$$\varepsilon_1 = \varepsilon_{f1} = \varepsilon_{i1} = \varepsilon_{m1} \tag{4}$$

式中， ε_1 、 ε_{f1} 、 ε_{i1} 、 ε_{m1} 分别为单胞、纤维、界面以及基体纵向应变。

物理关系：

$$\begin{cases} \sigma_1 = E_1 \varepsilon_1 \\ \sigma_{f1} = E_{f1} \varepsilon_{f1} \\ \sigma_{i1} = E_{i1} \varepsilon_{i1} \\ \sigma_{m1} = E_{m1} \varepsilon_{m1} \end{cases} \tag{5}$$

式中， E_1 、 E_{f1} 、 E_{i1} 、 E_{m1} 分别为单胞、纤维、界

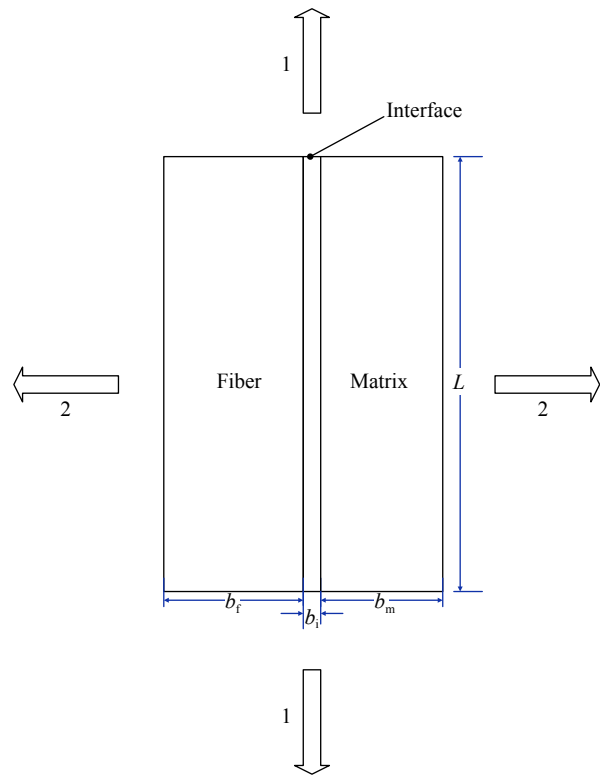


图 3 连续纤维增强树脂复合材料单胞模型

Fig. 3 Unit cell model of continuous fiber reinforced resin composite

面以及基体纵向弹性模量。忽略空隙含量的影响，得

$$v_f + v_i + v_m = 1 \tag{6}$$

联立式 (3)~(6) 可得

$$E_1 = E_{f1} v_f + E_{i1} v_i + E_{m1} v_m \tag{7}$$

对于横向弹性模量 E_2 ，可以将整个单胞模型看作纤维、界面及基体三部分串联，由静力关系、几何关系及物理关系可得

静力关系：

$$\sigma_2 = \sigma_{f2} = \sigma_{i2} = \sigma_{m2} \tag{8}$$

式中， σ_2 、 σ_{f2} 、 σ_{i2} 、 σ_{m2} 分别为单胞、纤维、界面及基体横向应力 (2 方向)。

几何关系：

$$\varepsilon_2 = \varepsilon_{f2} v_f + \varepsilon_{i2} v_i + \varepsilon_{m2} v_m \tag{9}$$

式中， ε_2 、 ε_{f2} 、 ε_{i2} 、 ε_{m2} 分别为单胞、纤维、界面以及基体横向应变。

物理关系：

$$\begin{cases} \sigma_2 = E_2 \varepsilon_2 \\ \sigma_{f2} = E_{f2} \varepsilon_{f2} \\ \sigma_{i2} = E_{i2} \varepsilon_{i2} \\ \sigma_{m2} = E_{m2} \varepsilon_{m2} \end{cases} \tag{10}$$

式中， E_2 、 E_{f2} 、 E_{i2} 、 E_{m2} 分别为单胞、纤维、界

面以及基体横向弹性模量。

联立式 (8)~(10) 得

$$\frac{1}{E_2} = \frac{v_f}{E_{f2}} + \frac{v_i}{E_{i2}} + \frac{v_m}{E_{m2}} \tag{11}$$

最后，面内剪切模量 G_{12} 的计算模型如图 4 所示， Δ 、 Δ_f 、 Δ_i 、 Δ_m 分别为单胞、纤维、界面以及基体的剪切变形，其他几何参数与图 3 相同。

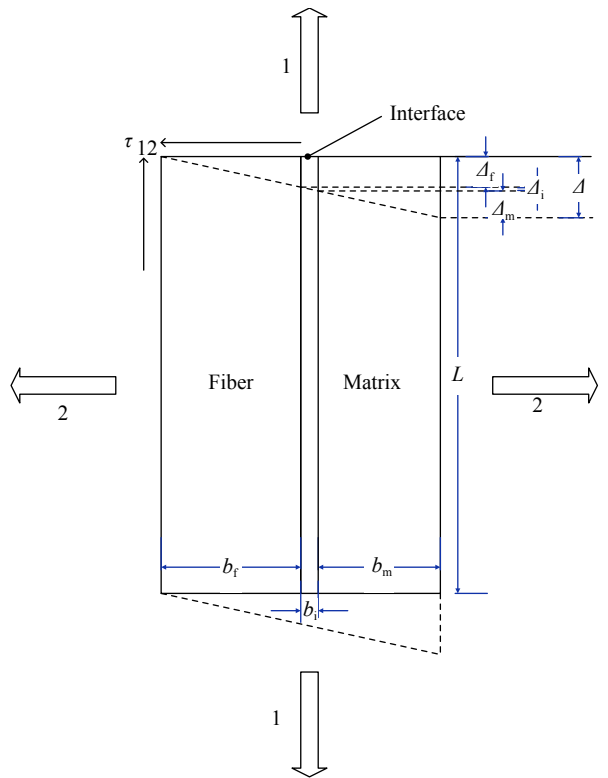


图 4 连续纤维增强树脂复合材料面内剪切模量计算模型

Fig. 4 In-plane shear modulus calculation model of continuous fiber reinforced resin composite

单胞剪切变形：

$$\Delta = \gamma_{12} b = \frac{\tau_{12}}{G_{12}} b \tag{12}$$

式中： γ_{12} 为单胞剪切应变； τ_{12} 为单胞剪切应力。单胞的剪切变形等于纤维剪切变形、界面剪切变形以及基体剪切变形之和，即

$$\Delta = \Delta_f + \Delta_i + \Delta_m = \frac{\tau_{f12}}{G_f} b_f + \frac{\tau_{i12}}{G_i} b_i + \frac{\tau_{m12}}{G_m} b_m \tag{13}$$

式中： τ_{f12} 、 τ_{i12} 、 τ_{m12} 分别为纤维、界面及基体剪切应力； G_f 、 G_i 、 G_m 分别为纤维、界面及基体剪切模量。

假设基体、界面、纤维中剪切应力相等，即

$$\tau_{12} = \tau_{f12} = \tau_{i12} = \tau_{m12} \tag{14}$$

将式 (12)、式 (14) 代入式 (13)，并在等号两端同

时除以 b 得

$$\frac{1}{G_{12}} = \frac{1}{G_{f12}} v_f + \frac{1}{G_{i12}} v_i + \frac{1}{G_{m12}} v_m \tag{15}$$

2.2.2 偏轴蠕变单胞模型

对于斜向纤维增强复合材料，纤维轴向与载荷方向之间存在夹角 α ，令纤维方向为 x 方向，外加应力方向为 1 方向，进行如下应力转换得纤维方向应力^[25]：

$$\{\sigma'\} = [T_\sigma] \{\sigma\} \tag{16}$$

其中： $\{\sigma'\} = \{\sigma_1, \sigma_2, \tau_{12}\}$ ； $\{\sigma\} = \{\sigma_x, \sigma_y, \tau_{xy}\}$ ，方阵 $[T_\sigma]$ 称为应力转换矩阵，即

$$[T_\sigma] = \begin{bmatrix} m^2 & n^2 & 2mn \\ n^2 & m^2 & -2mn \\ -mn & mn & m^2 - n^2 \end{bmatrix}$$

式中： $m = \cos\alpha$ ； $n = \sin\alpha$ ； $\sigma_x = \sigma_0$ ； σ_0 为外加应力； σ_1 为与纤维轴向平行的应力； σ_2 为与纤维轴向垂直的应力，根据应力-应变关系^[25] 可得纤维方向应变：

$$\{\varepsilon'\} = [S] \{\sigma'\} \tag{17}$$

$$[S] = \begin{bmatrix} \frac{1}{E_1} & -\frac{\mu_2}{E_2} & 0 \\ -\frac{\mu_1}{E_1} & \frac{1}{E_2} & 0 \\ 0 & 0 & \frac{1}{G_{12}} \end{bmatrix}$$

其中： $\{\varepsilon'\} = \{\varepsilon_1, \varepsilon_2, \gamma_{12}\}$ ； μ_1 、 E_1 分别为单胞 1 方向（纤维方向）的泊松比和弹性模量； μ_2 、 E_2 分别为 2 方向（与纤维垂直）的泊松比和弹性模量。之后进行如下应变转换，得载荷方向应变：

$$\{\varepsilon\} = [T_\varepsilon]^{-1} \{\varepsilon'\} \tag{18}$$

式中： $\{\varepsilon\} = \{\varepsilon_x, \varepsilon_y, \gamma_{xy}\}$ ； $[T_\varepsilon]^{-1}$ 为应变转换逆矩阵，即

$$[T_\varepsilon]^{-1} = \begin{bmatrix} m^2 & n^2 & -mn \\ n^2 & m^2 & mn \\ 2mn & -2mn & m^2 - n^2 \end{bmatrix}$$

联立式 (16)~(18) 可得

$$\{\varepsilon\} = [T_\varepsilon]^{-1} [S] [T_\sigma] \{\sigma\} \tag{19}$$

由于 $\sigma_x = \sigma_0$ ， $\sigma_y = \tau_{xy} = 0$ ，则 ε_x 为

$$\varepsilon_x = \left(\frac{m^2(m^2 - \mu_1 n^2)}{E_1} + \frac{n^2(n^2 - \mu_2 m^2)}{E_2} + \frac{(mn)^2}{G_{12}} \right) \sigma_0 \tag{20}$$

以蠕变柔量 C (材料蠕变过程中任意时刻的应变与应力之比) 表征复合材料的抗蠕变性能，如下式所示：

$$C = \varepsilon_x / \sigma_0 \tag{21}$$

外加应力 σ_0 已知，由式 (20)、式 (21) 即可求得对应荷载方向 (x 方向) 的蠕变柔量。

2.3 短切纤维毡增强树脂复合材料 (CSM/R) 蠕变模型

纤维增强树脂复合材料结构应用中除了会采用连续纤维外，还会采用短切纤维毡作为增强材料。由于 CSM/R 的增强材料为非连续、平面随机取向短切纤维，其中基体与纤维之间的界面较多，因此其蠕变性能与连续纤维增强树脂复合材料有所差异。本文建立 CSM/R 的代表单元—非连续纤维增强树脂复合材料单胞模型 (图 5)。图中 L_f 、 L_i 、 L_m 分别为纤维、界面以及基体的长度， b_f 、 b_i 、 b_m 分别为纤维、界面以及基体的宽度。在计算该模型纵向弹性模量 E_1 时，将单胞模型自下而上分为 I、II、III 三部分串联，分别对三部分的纵向弹性模量进行分析，进而求得整体的纵向弹性模量 E_1 。

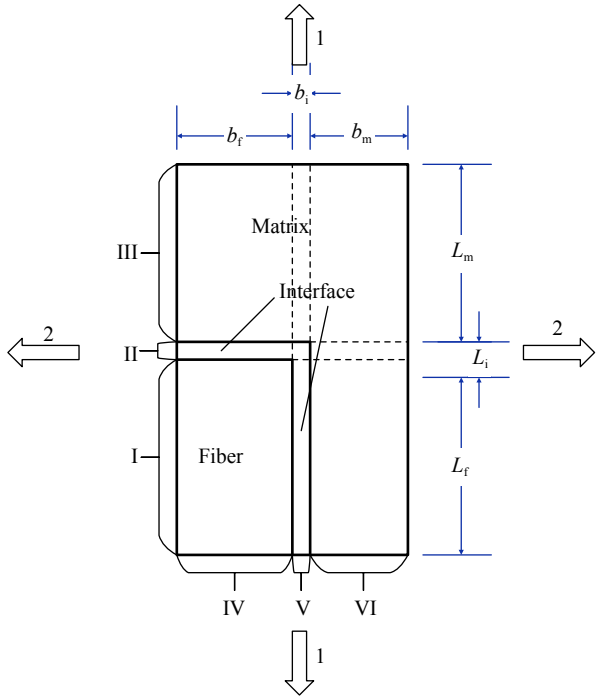


图 5 非连续纤维增强树脂复合材料单胞模型
Fig. 5 Unit cell model of discontinuous fiber reinforced resin composite

对于第 I 部分，将其看作纤维、基体以及界面三部分并联，由静力平衡关系、几何关系、物理关系联立可得

$$E_1^I = E_f b_f + E_{i1} b_i + E_{m1} b_m \tag{22}$$

对于第 II 部分，将其看作界面以及基体两部

分并联, 由静力平衡关系、几何关系、物理关系可得

$$E_1^{\text{II}} = E_{i1}(b_f + b_i) + E_{m1}b_m \tag{23}$$

第 III 部分为基体, 其纵向弹性模量:

$$E_1^{\text{III}} = E_{m1} \tag{24}$$

最后将 I、II、III 三部分串联可得单胞纵向弹性模量 E_1 :

$$\frac{1}{E_1} = \frac{L_f}{E_1^{\text{I}}} + \frac{L_i}{E_1^{\text{II}}} + \frac{L_m}{E_1^{\text{III}}} \tag{25}$$

在计算单胞横向弹性模量 E_2 时, 将单胞模型从左到右分为 IV、V、VI 三个部分, 如图 5 所示。分别计算其横向弹性模量, 再将三部分串联即可得单胞横向弹性模量 E_2 。

对于第 IV 部分, 将其看作纤维、基体以及界面三部分并联, 对于第 V 部分, 将其看作界面以及基体两部分并联, 由静力平衡关系、几何关系、物理关系可得

$$E_2^{\text{IV}} = E_{i2}L_f + E_{i2}L_i + E_{m2}L_m \tag{26}$$

$$E_2^{\text{V}} = E_{i2}(L_f + L_i) + E_{m2}L_m \tag{27}$$

第 VI 部分为基体, 其横向弹性模量:

$$E_2^{\text{VI}} = E_{m2} \tag{28}$$

将 IV、V、VI 三部分串联, 联立式 (26)~(28) 可得单胞横向弹性模量 E_2 :

$$\frac{1}{E_2} = \frac{b_f}{E_2^{\text{I}}} + \frac{b_i}{E_2^{\text{II}}} + \frac{b_m}{E_2^{\text{III}}} \tag{29}$$

由平面随机取向短纤维复合材料弹性常数的经验公式^[25]可得 CSM/R 复合材料整体弹性模量 E :

$$E = \frac{3}{8}E_1 + \frac{5}{8}E_2 \tag{30}$$

由于弹性模量 E 与蠕变柔量 C 互为倒数关系, 由下式即可得 CSM/R 复合材料整体蠕变柔量: $C = 1/E$

3 结果分析与讨论

由式 (21) 与式 (31) 分别得到连续纤维增强树脂复合材料与 CSM/R 的蠕变柔量, 并对结果进行分析与讨论。模型中, 树脂基体的弹性模量采用 1 000 h 树脂浇铸体弯曲蠕变实验数据, 实验所得蠕变柔量 C_R 及 HKK 模型的拟合曲线如图 6 所示。

3.1 实验验证

为了检验本文连续纤维增强树脂复合材料蠕变模型以及 CSM/R 蠕变模型的有效性, 将式 (21)

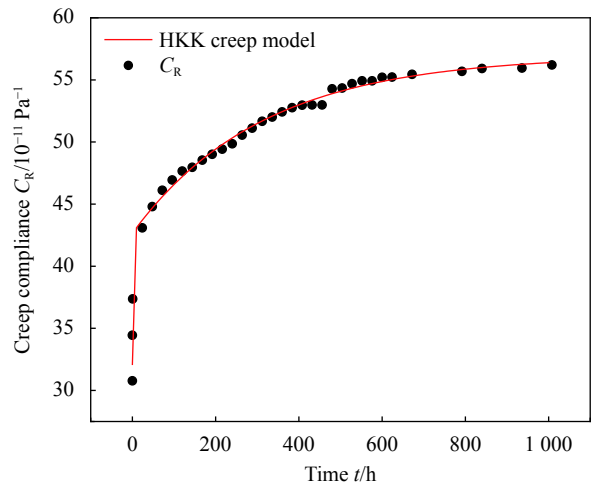


图 6 树脂基体蠕变柔量 C_R 随时间变化曲线

Fig. 6 Curve of creep compliance of resin matrix C_R vs. time

计算所得复合材料的蠕变柔量 C -时间 t 曲线分别与相同条件下 FWC/R、FWA/R、RCW/R 的实验结果以及不考虑界面效应的混合率模型计算结果进行对比, 结果如图 7~9 所示。将式 (31) 计算所得复合材料的蠕变柔量 C -时间 t 曲线与相同条件下 CSM/R 的实验结果以及不考虑界面效应的混合率模型计算结果进行对比, 结果如图 10 所示。

图 7 中 FWC/R 试样纤维质量分数为 72%, 外加应力 $\sigma_0=186.6$ MPa, 单胞模型相对尺寸 $L = 1$, $b = 1$, 纤维相对尺寸 $L_f = 1$, $b_f = 0.542$; 图 8 中 FWA/R 试样纤维质量分数为 72%, 外加应力 $\sigma_0=8$ MPa, 单胞模型相对尺寸 $L = 1$, $b = 1$, 纤维相对尺寸 $L_f = 1$, $b_f = 0.542$; 图 9 中 RCW/R 试样纤维质量分数为 66%, 外加应力 $\sigma_0=40.2$ MPa, 单

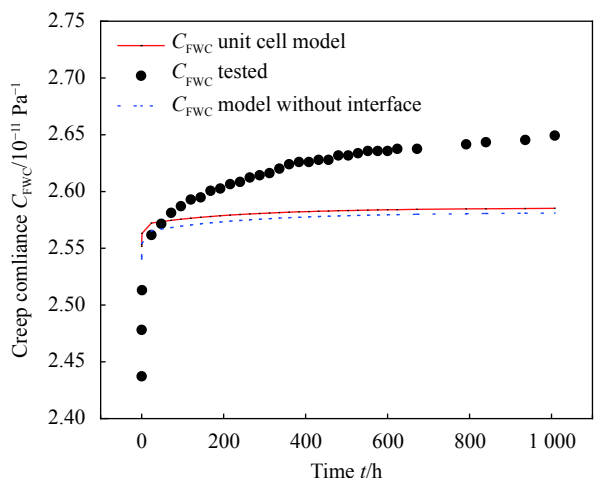


图 7 FWC/R 试样蠕变柔量 C_{FWC} 实验值与计算值结果对比

Fig. 7 Comparison of experimental and calculated creep compliance values C_{FWC} of FWC/R

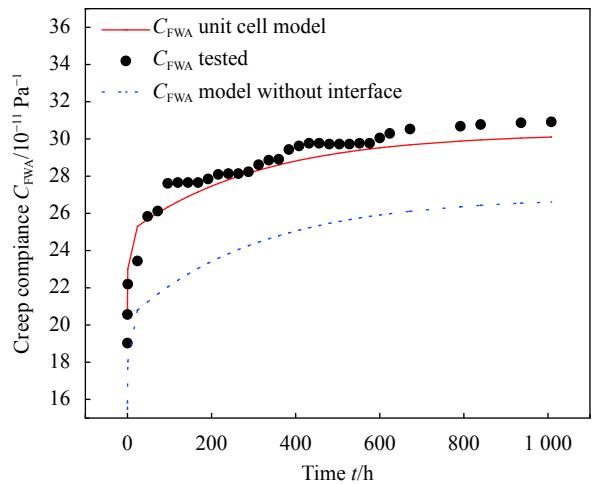


图 8 FWA/R 试样蠕变柔量 C_{FWA} 实验值与计算值结果对比

Fig. 8 Comparison of experimental and calculated creep compliance values C_{FWA} of FWA/R

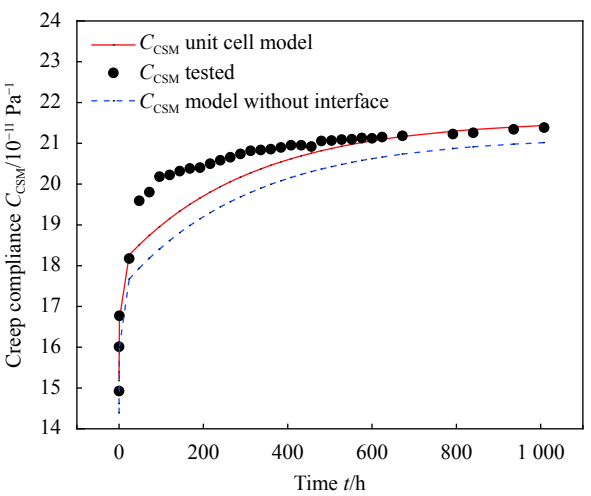


图 10 CSM/R 蠕变柔量 C_{CSM} 实验值与计算结果对比

Fig. 10 Comparison of experimental and calculated creep compliance values C_{CSM} of CSM/R

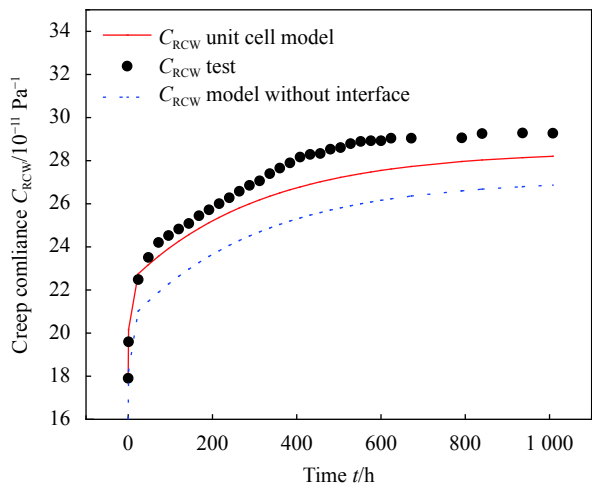


图 9 RCW/R 试样蠕变柔量 C_{RCW} 实验值与计算结果对比

Fig. 9 Comparison of experimental and calculated creep compliance values C_{RCW} of RCW/R

胞模型相对尺寸 $L = 1$, $b = 1$, 纤维相对尺寸 $L_f = 1$, $b_f = 0.472$ 。三种试样纤维弹性模量 E_f 均为 70 GPa, 界面模量 E_i 为 1 GPa, 界面相对厚度根据文献 [26] 选择 $b_i = 0.08$, 树脂弹性模量均采用树脂浇铸体实验数据。

图 10 中 CSM/R 的纤维质量分数为 30%, 长细比为 3 125, 外加应力为 33.2 MPa。因此首先令单胞模型相对宽度 $b = 1$, 纤维相对宽度 $b_f = 0.22$, 再由纤维长细比 $L_f/b_f = 3\ 125$ 得纤维相对长度 $L_f = 687.5$, 由纤维质量分数求得单胞相对长度 $L = 767.2$, 并根据文献 [26] 取界面相对厚度 $b_i = 0.08$ 。纤维弹性模量 $E_f = 70$ GPa, 界面模量 $E_i = 1$ GPa, 树脂弹性模量采用 1 000 h 树脂浇铸体弯曲蠕变实验数据。

由图 7~10 可以看出, 本模型计算结果与实验结果吻合较好, 其中与 FWC/R 实验值误差最大为 5%, 与 FWA/R 实验值误差最大为 7%, 与 RCW/R 实验值误差最大为 10%, 与 CSM/R 实验值误差最大为 6%, 均在误差允许范围内。对于环向缠绕纤维环向切样 FWC/R, 由于纤维直接受力, 界面效应不明显; 而对于轴向切样 FWA/R 以及玻璃纤维短切毡手糊试样 CSM/R, 纤维受力主要由界面传递, 界面效应更为显著, 界面模型的计算结果与实验结果更接近, 界面模型可以较好地反映与预测 GFRP 低应力条件下的蠕变行为。

3.2 界面模量对 GFRP 蠕变性能的影响

本模型通过界面层材料的界面模量来表征界面结合程度。对不同界面模量时的 FWC/R 和 CSM/R 的蠕变柔量进行分析, 得到两种复合材料蠕变柔量随时间的变化曲线如图 11、图 12 所示。单胞模型外加应力 $\sigma_0 = 8$ MPa, 应力方向与纤维轴向相同, 纤维模量 $E_f = 70$ GPa, 纤维质量分数为 40%。FWC/R 单胞模型相对尺寸 $L = 1$, $b = 1$, 纤维相对尺寸 $L_f = 1$, $b_f = 0.235$, 界面相对厚度 $b_i = 0.08$ 。CSM/R 单胞模型相对尺寸 $L = 1\ 248.30$, $b = 1$, 纤维相对尺寸 $L_f = 1\ 093.75$, $b_f = 0.35$, 界面相对厚度 $b_i = 0.08$ 。

可知: 复合材料的蠕变柔量随着界面模量的增大而减小, 抗蠕变能力随之增强。此外, 相较于 FWC/R, CSM/R 中界面模量对蠕变柔量的影响更为显著, 界面模量从 4 GPa 降低到 0.01 GPa, FWC/R 的蠕变柔量降低 1.8%, 而 CSM/R 的蠕变

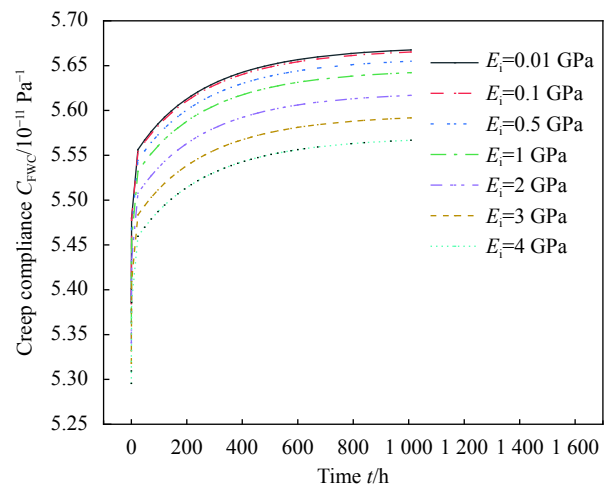


图 11 FWC/R 蠕变柔量与界面模量的关系

Fig. 11 Creep compliance of FWC/R vs. interface modulus

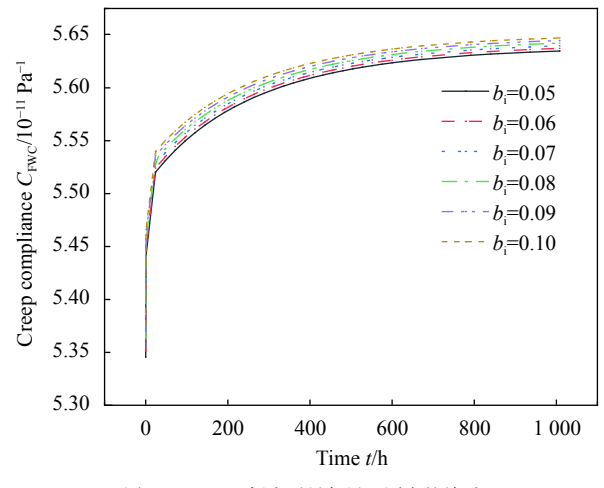


图 13 FWC/R 蠕变柔量与界面厚度的关系

Fig. 13 Creep compliance of FWC/R vs. interfacial thickness

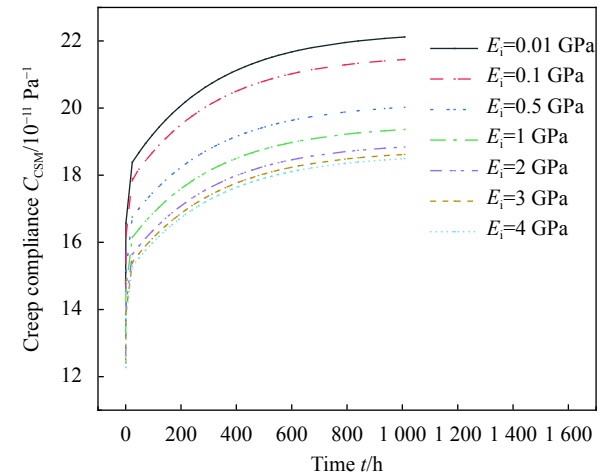


图 12 CSM/R 蠕变柔量与界面模量的关系

Fig. 12 Creep compliance of CSM/R vs. interface modulus

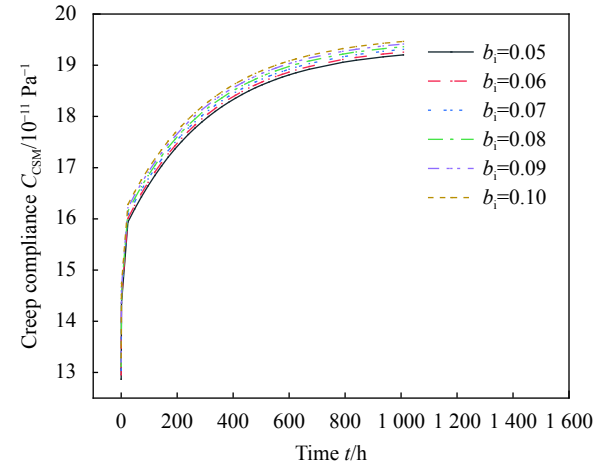


图 14 CSM/R 蠕变柔量与界面厚度的关系

Fig. 14 Creep compliance of CSM/R vs. interfacial thickness

柔量降低 19.6%。因此界面效应对于 CSM/R 作用更强，对其蠕变性能的影响大于 FWC/R。

3.3 界面厚度对 GFRP 蠕变性能的影响

除了界面模量，界面厚度也会对复合材料的蠕变性能产生影响，因此本节通过单胞模型计算不同界面厚度时 FWC/R 和 CSM/R 的蠕变柔量，分析界面厚度变化对复合材料蠕变性能的影响，如图 13、图 14 所示。由于 Mai 等^[26]通过原子力显微镜的调力模式观测出一个 1~3 μm 不同于环氧树脂基体与未经过上浆的玻璃纤维的界面区域，因此本文所用玻璃纤维直径约为 14 μm，所构建的单胞模型中界面层相对厚度的范围选择为 0.05~0.10(在 1/7<b_i/b_f<3/7 范围内)，并按照 0.01 的增量进行分组，单胞模型其余参数与 3.2 节一致。

分析可知，随着界面厚度的增大，复合材料

蠕变柔量有所增大，抗蠕变能力减弱，这是由于界面是复合材料的薄弱处，界面模量小于基体模量。但由于界面厚度的变化相对较小，因其导致的复合材料蠕变柔量变化量并不显著。

3.4 纤维连续性与纤维形态对 GFRP 蠕变性能的影响

复合材料中的增强材料对复合材料的力学性能起着巨大作用，其连续性与形态影响复合材料的蠕变性能。根据单胞模型分别对 FWC/R 和 CSM/R 的蠕变柔量进行了计算，计算结果如图 15 所示。FWC/R 与 CSM/R 单胞模型的材料参数相同并与 3.2 节一致。

可以看出，相较于 CSM/R，FWC/R 具有更强的抗蠕变能力，纤维含量相同时，CSM/R 的蠕变柔量为 FWC/R 的 2.8~3.8 倍。这是由于玻璃纤维的蠕变极小，计算中将其看作无蠕变，因此玻璃

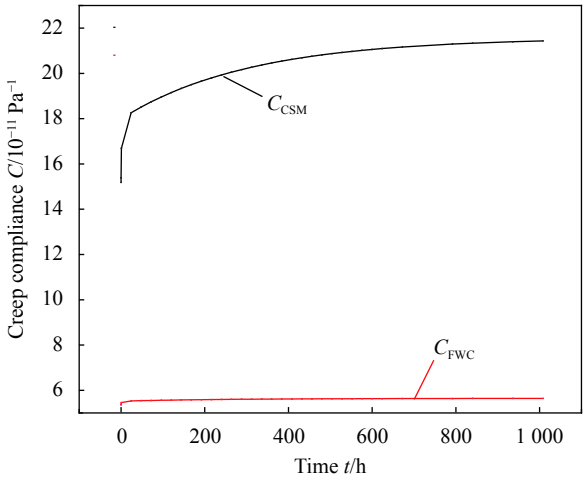


图 15 FWC/R 与 CSM/R 蠕变柔量计算值对比

Fig. 15 Comparison of the calculating value of the creep compliance of sample FWC/R and CSM/R

纤维对树脂基体的蠕变具有约束作用。CSM/R 中纤维受力完全依靠树脂基体与界面的载荷传递，界面的力学性能远低于纤维，因此纤维对树脂基体的增强作用弱于连续纤维，从而导致 CSM/R 的抗蠕变能力弱于 FWC/R。

3.5 纤维方向对连续纤维增强树脂复合材料 (FW/R) 蠕变性能的影响

纤维方向可用加载方向角 α 来表示， $\alpha=0^\circ$ 表示纤维方向与加载方向一致， $\alpha=90^\circ$ 表示纤维方向与加载方向垂直。分别取 $\alpha=0^\circ、10^\circ、20^\circ、30^\circ、40^\circ、50^\circ、60^\circ、70^\circ、80^\circ、90^\circ$ ，由式 (21) 计算不同纤维方向的 FW/R 蠕变柔量，分析纤维方向对 FW/R 蠕变性能的影响。其中单胞模型外加应力 $\sigma_0=8\text{ MPa}$ ，应力方向与纤维轴向相同，纤维模量 $E_f=70\text{ GPa}$ ，界面模量 $E_i=1\text{ GPa}$ ，纤维质量分数为 40%。FW/R 单胞模型相对尺寸 $L=1$ ， $b=1$ ，纤维相对尺寸 $L_f=1$ ， $b_f=0.235$ ，界面相对厚度 $b_i=0.08$ 。计算并绘制出 FW/R 的蠕变柔量以及初始偏轴模量与 α 角的关系，如图 16~17 所示。

可以看出，FW/R 的蠕变柔量与其初始偏轴模量有较强的对应关系，随着纤维角度的增大，初始偏轴模量逐渐减小，蠕变柔量逐渐增大。主要原因是模量远大于基体的纤维承受的载荷随着纤维方向角 α 的增大而减弱，因此 FW/R 的蠕变抗力随之降低，蠕变柔量增大。而纤维方向角 α 达到 60° 后，二者的变化趋于平缓，纤维基本失去载荷传递和增强能力。计算结果与文献 [22] 中的结果相吻合。

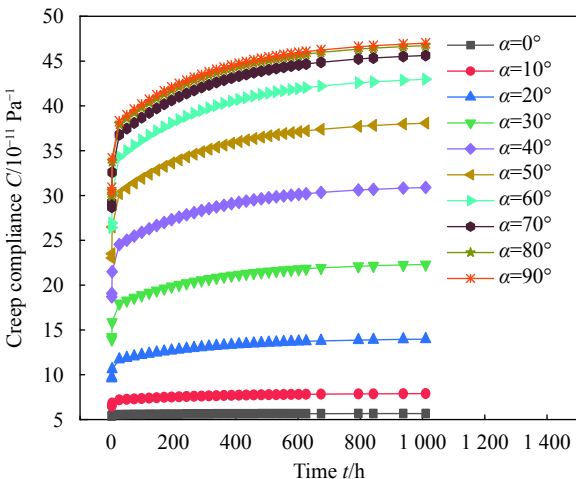


图 16 连续纤维增强树脂复合材料 (FW/R) 蠕变柔量与纤维方向的关系

Fig. 16 Creep compliance of filament wound/resin composite (FW/R) vs. fiber orientation

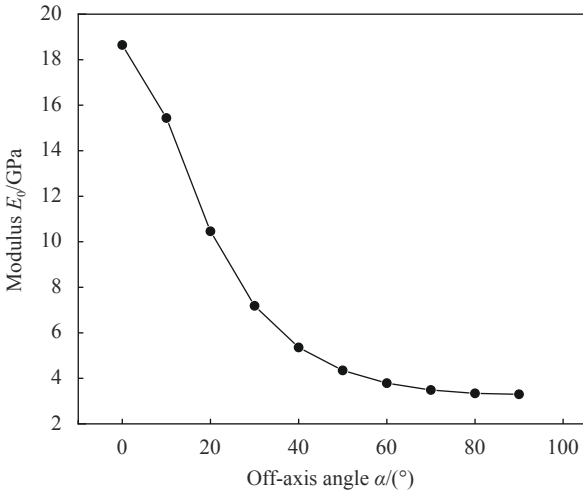


图 17 FW/R 初始偏轴模量与纤维方向的关系

Fig. 17 Initial offset modulus of FW/R vs. fiber orientation

4 结论

在玻璃纤维与树脂基体之间加入一层界面层，建立二维平面单胞模型，对玻璃纤维增强树脂复合材料 (GFRP) 的蠕变行为进行分析，研究界面模量、厚度、纤维连续性、形态以及位向等因素对复合材料蠕变性能的影响，并与长达 1 000 h 的弯曲蠕变实验数据作对比。结果表明本模型能够准确反映 GFRP 复合材料的蠕变行为。

(1) 界面模量反应了纤维与基体的结合程度，对纤维增强树脂复合材料的蠕变性能产生影响，复合材料蠕变柔量随着界面模量的增大而减小；对于短切纤维毡增强树脂复合材料，界面效应更为显著，其蠕变性能对界面模量的变化更为敏感：

界面模量从 4 GPa 降低到 0.01 GPa, 连续纤维增强树脂复合材料的蠕变柔量降低 1.8%, 而短切纤维毡增强树脂复合材料的蠕变柔量降低 19.6%。

(2) 界面厚度同样对纤维增强树脂基复合材料的蠕变性能产生影响, 复合材料蠕变柔量随着界面厚度的增大而增大。但由于界面厚度的变化相对较小, 因其导致的复合材料蠕变柔量变化量并不显著。

(3) 短切纤维毡增强树脂复合材料中的纤维受力依赖于树脂基体与界面的载荷传递, 相较于连续纤维增强树脂复合材料, 其界面效应更强, 抗蠕变能力弱于连续纤维增强树脂复合材料, 纤维含量相同时, 短切纤维毡增强树脂复合材料的蠕变柔量为连续纤维增强树脂复合材料的 2.8~3.8 倍。

(4) 连续纤维增强树脂复合材料的蠕变柔量随着纤维方向角的增大而增大, 初始偏轴模量随着纤维方向角的增大而减小; 纤维方向角大于 60° 时, 二者变化趋于平缓, 纤维基本失去载荷传递和增强能力。

参考文献:

- [1] 刘伟庆, 方海, 方园. 纤维增强复合材料及其结构研究进展[J]. 建筑结构学报, 2019, 40(4): 1-16.
LIU W Q, FANG H, FANG Y. Research progress of fiber-reinforced composites and structures[J]. Journal of Building Structures, 2019, 40(4): 1-16(in Chinese).
- [2] BERARDI V P, PERRELLA M, FEO L, et al. Creep behavior of GFRP laminates and their phases: Experimental investigation and analytical modeling[J]. Composites Part B: Engineering, 2017, 122B(8): 136-144.
- [3] ZHANG X, HUANG Q, CHEN J, et al. Prediction of viscoelastic behavior of unidirectional polymer matrix composites[J]. Journal of Wuhan University of Technology (Materials Science), 2016, 31(3): 695-699.
- [4] 梁军, 杜善义. 黏弹性复合材料力学性能的细观研究[J]. 复合材料学报, 2001, 18(1): 97-100.
LIANG J, DU S Y. Study of mechanical properties of viscoelastic matrix composite by micromechanics[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2001, 18(1): 97-100(in Chinese).
- [5] 钟铁峰, 杨旦旦, 周小平, 等. 聚合物基复合材料有效蠕变响应与单轴拉伸行为的细观力学模拟[J]. 复合材料学报, 2016, 33(12): 2911-2917.
ZHONG Y F, YANG D D, ZHOU X P, et al. Effective creep response and uniaxial tension behavior of polymer matrix composites simulated by mesomechanics[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2016, 33(12): 2911-2917(in Chinese).
- [6] NEDJAR B. Modeling long-term creep rupture by debonding in unidirectional fibre-reinforced composites[J]. International Journal of Solids Structure 2014, 51(10): 1962-1969.
- [7] BERARDI V P, MANCUSI G. A mechanical model for predicting the long term behavior of reinforced polymer concretes[J]. Mechanics Research Communications, 2013, 50: 1-7.
- [8] NEDJAR B. Directional damage gradient modeling of fiber/matrix debonding in viscoelastic UD composites[J]. Composite Structures, 2016, 153(10): 895-901.
- [9] CHEVALI V S, JANOWSKI G M. Flexural creep of long fiber-reinforced thermoplastic composites: Effect of processing-dependent fiber variables on creep response[J]. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 2010, 41(9): 1253-1262.
- [10] PULNGERN T, CHITSAMRAN T, CHUCHEEP-SAKUL S, et al. Effect of temperature on mechanical properties and creep responses for wood/PVC composites[J]. Construction and Building Materials, 2016, 111: 191-198.
- [11] 梁娜, 朱四荣, 陈建中. 一种新的聚合物基复合材料应力松弛经验模型[J]. 复合材料学报, 2017, 34(10): 2205-2210.
LIANG N, ZHU S R, CHAN J Z, et al. A new empirical model for stress relaxation of polymer matrix[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2017, 34(10): 2205-2210(in Chinese).
- [12] 张小玉, 黄乾钰, 陈建中, 等. 聚合物基复合材料单向板黏弹性模型[J]. 华中科技大学学报: 自然科学版, 2015, 43(01): 30-33.
ZHANG X Y, HUANG Q Y, CHEN J Z, et al. The viscoelastic model of PMC unidirectional plates[J]. Journal of Huazhong University of Science and Technology (Natural Science Edition), 2015, 43(01): 30-33(in Chinese).
- [13] MIYANO Y, NAKADA M, ICHIMURA J, et al. Accelerated testing for long-term strength of innovative CFRP laminates for marine use[J]. Composites Part B: Engineering, 2008, 39(1): 5-12.
- [14] MASOUMI S, SALEHI M, AKHLAGHI M. Nonlinear viscoelastic analysis of laminated composite plates-a multi scale approach[J]. International Journal of Recent Advances in Mechanical Engineering, 2013, 2(2): 11-18.
- [15] 梁基照. 聚合物复合材料界面层厚度的估算[J]. 合成橡胶工业, 1999(05): 285-287.
LIANG J Z. Estimation of interlayer thickness of polymer composites[J]. China Synthetic Rubber Industry, 1999(05): 285-287(in Chinese).
- [16] TOTRY E, MOLINA-ALDAREGUÍA J M, GONZÁLEZ C, et al. Effect of fiber, matrix and interface properties on the in-

- plane shear deformation of carbon-fiber reinforced composites[J]. *Composites Science and Technology*, 2010, 70(6): 970-980.
- [17] WANG J, BEYERLEIN I J, MARA N A, et al. Interface-facilitated deformation twinning in copper within submicron Ag-Cu multilayered composites[J]. *Scripta Materialia*, 2011, 64(12): 1083-1086.
- [18] ZHANG Y, WU G. Comparative study on the interface and mechanical properties of T700/Al and M40/Al composites[J]. *Rare Metals*, 2010, 29(1): 102-107.
- [19] ZHANG R L, HUANG Y D, LIU L, et al. Effect of the molecular weight of sizing agent on the surface of carbon fibres and interface of its composites[J]. *Applied Surface Science*, 2011, 257(6): 1840-1844.
- [20] ZHANG Y H, WU G H. Interface and thermal expansion of carbon fiber reinforced aluminum matrix composites[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2010, 20(11): 2148-2151.
- [21] UDAYAKUMAR A, BALASUBRAMANIAN M, GOPALA H B, et al. Influence of the type of interface on the tribological characteristics of ICVI generated SiCf/SiC composites[J]. *Wear*, 2011, 271(5-6): 859-865.
- [22] 田君, 钟守炎, 石子琼, 等. 界面对硅酸铝短纤维增强AZ91D镁基复合材料蠕变性能的影响[J]. *复合材料学报*, 2014, 31(04): 955-962.
- TIAN J, ZHONG S Y, SHI Z Q, et al. Interface effects on creep properties of aluminum silicate short fiber reinforced AZ91D magnesium matrix composites[J]. *Acta Materialiae Compositae Sinica*, 2014, 31(04): 955-962(in Chinese).
- [23] 姜云鹏, 岳珠峰, 万建松. 界面特性对短纤维金属基复合材料蠕变行为的影响[J]. *计算力学学报*, 2003(6): 743-748.
- JIANG Y P, YUE Z F, WAN J S. On the study of the influence of the interphase properties on the creep behavior of short fiber enforced metal matrix composites[J]. *Chinese Journal of Computational Mechanics*, 2003(6): 743-748(in Chinese).
- [24] 梁娜, 朱四荣, 陈建中. 聚合物基复合材料在低应力下的蠕变模型[C]//第二十一届全国玻璃钢/复合材料学术年会论文集(《玻璃钢/复合材料》2016增刊). 玻璃钢/复合材料, 2016: 4.
- LIANG N, ZHU S R, CHEN J Z. Creep model of polymer matrix composites under low stress[C]//21th Annual Academic Conference on FRP/CM. Fiber Reinforced Plastics/Composites, 2016: 4(in Chinese).
- [25] 王耀先. 复合材料力学与结构设计[M]. 上海: 华东理工大学出版社, 2012: 28-38.
- WANG Y X. Echanics and structural design of composite materials[M]. Shanghai: East China University of Science and Technology Press, 2012: 28-38(in Chinese).
- [26] MAI K, MDÄER E, MÜHLE M. Interphase characterization in composites with new non-destructive methods[J]. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 1998, 29: 1111-1119.