

热残余应力对考虑微观孔隙碳纤维增强环氧树脂复合材料横向拉伸性能的影响

王猛^{1,2}, 郭飞^{1,2}, 于静巍¹, 张培伟^{1,2}, 费庆国^{*1}

(1. 东南大学 空天机械动力学研究所, 南京 211189; 2. 东南大学 工程力学系, 南京 211189)

摘要: 为研究由于材料固化产生的热残余应力对碳纤维增强环氧树脂复合材料横向拉伸性能预测结果的影响, 发展了一种基于摄动算法的纤维和孔洞随机分布代表性体积单元(RVE)生成方法, 建立更加接近真实材料微观结构的 RVE 模型。通过施加周期性边界条件, 并赋予组分(纤维、基体和界面)材料本构关系, 进而实现温度和机械荷载下模型的热残余应力和损伤失效分析。从结果中发现, 材料固化过程会在纤维之间产生残余压应力, 在模型孔隙周围产生沿加载方向的残余拉应力。所建立不含孔隙 RVE 模型的失效均是由于界面脱黏引起, 材料固化在纤维之间产生的残余压应力会增加模型的预测强度。含有孔隙的 RVE 模型失效起始于孔隙周围的基体中, 而材料固化在模型孔隙周围产生的热残余拉应力对含孔隙 RVE 模型预测的失效强度有降低作用。对于具有不同孔隙尺寸的 RVE 模型, 模型的失效强度随着孔隙尺寸的增加而不断降低, 但是热残余应力减弱了孔隙尺寸对模型预测结果的降低作用。对于具有不同长宽比椭圆形孔隙的 RVE 模型, 热残余应力增加了孔隙长宽比对模型强度的降低作用。

关键词: 孔隙; 热残余应力; 复合材料; 代表性体积单元; 横向拉伸强度

中图分类号: TB330.1 **文献标志码:** A **文章编号:** 1000-3851(2019)05-1101-13

Effects of thermal residual stress on transverse tensile strength of unidirectional carbon fiber reinforced epoxy composites considering void

WANG Meng^{1,2}, GUO Fei^{1,2}, YU Jingwei^{1,2}, ZHANG Peiwei^{1,2}, FEI Qingguo^{*1}

(1. Institute of Aerospace Machinery and Dynamics, Southeast University, Nanjing 211189, China;

2. Department of Engineering Mechanics, Southeast University, Nanjing 211189, China)

Abstract: To reveal the effects of manufacturing induced thermal residual stress (TRS) on the transverse tensile response prediction of carbon fiber reinforced epoxy composites, a representative volume element (RVE) generation method based on the random perturbation method was developed and RVE models which are more similar to the real microstructure were established. With periodical boundary conditions and the constitutive models of the constituents (fiber, matrix and interface), the thermal residual stress and progressive damage response of the models can be predicted under the thermal and mechanical loading conditions respectively. From the results, it can be found that the manufacturing process induces compressive stress in the matrix between two adjacent fibers and tensile stress around the voids along the loading direction. For the RVE models without voids, it is the interface debonding that contributes to the crack initiation and the thermal residual stress between two adjacent fibers increases the predicted strengths. The crack of the RVE models with voids all initiates from the matrix around the void and the manufactur-

收稿日期: 2018-04-08; 录用日期: 2018-07-03; 网络出版时间: 2018-07-05 16:26

网络出版地址: <https://doi.org/10.13801/j.cnki.fhclxb.20180703.002>

基金项目: 国家自然科学基金(11602112; 11572086); 东南大学优秀博士学位论文培育基金(YBJJ1760); 江苏省研究生科研与实践创新计划项目(KYLX16_0185)

通讯作者: 费庆国, 博士, 教授, 博士生导师, 研究方向为结构动力学 E-mail: qgFEI@seu.edu.cn

引用格式: 王猛, 郭飞, 于静巍, 等. 热残余应力对考虑微观孔隙碳纤维增强环氧树脂复合材料横向拉伸性能的影响[J]. 复合材料学报, 2019, 36(5): 1101-1113.

WANG Meng, GUO Fei, YU Jingwei, et al. Effects of thermal residual stress on transverse tensile strength of unidirectional carbon fiber reinforced epoxy composites considering void[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2019, 36(5): 1101-1113 (in Chinese).

ing induced residual tensile stress around the void along the loading direction would contribute to the decrease of the predicted strengths from RVE models with voids. For the RVE models with different void sizes, with the increase of the void size, the failure strength decreases, and the thermal residual stress weakens the effects of void size on strength reduction. For the RVE models containing elliptical voids with different aspect ratios, the thermal residual stress would enhance the effects of aspect ratio on the strength reduction.

Keywords: void; thermal residual stress; composites; reprehensive volume element; transverse tensile strength

复合材料在航空航天工程、土木工程、汽车工程等行业中的应用越来越广泛,复合材料力学性能的研究和预测也成为复合材料研究领域中的热点。通过计算力学方法对材料的力学性能进行预测,既能避免大量的实验,又能指导材料的设计。

计算复合材料的微观力学方法通过建立材料的代表性体积单元(RVE),施加特定的边界条件如周期性边界条件,使用组分材料的本构关系,从而不仅能够预测复合材料的力学行为^[1],而且可以进行材料的虚拟设计并揭示材料失效的机制^[2-3]。复合材料横向力学性能较弱,为了能够准确研究材料的横向力学性能,首先需要建立材料真实的微观结构。纤维随机分布 RVE 模型的生成算法较多,例如:随机序列吸附方法(Random Sequential Adsorption)^[4-5],增长算法(Growth-Based Algorithms)^[6-7],基于分子动力学或者离散元的方法^[8-9],基于约束优化的算法^[10],随机摄动方法(Random Perturbation Method)^[11-15]等。随机摄动方法是基于纤维规则分布的 RVE 模型(六角形分布^[11]或者正方形分布^[12-15]),通过对每根纤维的位置依次进行随机摄动,最终得到纤维随机分布的 RVE 模型。这种方法理论简单、便于实现,但是在建立纤维体积含量较大的 RVE 模型时,会保留原规则分布 RVE 模型的几何特征。本研究通过对纤维随机摄动方法进行改进,建立纤维随机分布的 RVE 模型,并基于此模型生成了纤维和孔隙均随机分布的 RVE 模型。

国内外对复合材料横向力学性能的研究不仅考虑复合材料纤维和孔隙随机分布^[16]的影响因素,同时有大量的研究针对材料内部存在的孔隙几何特征及由于材料固化产生的热残余应力(TRS)对损伤失效响应预测的影响。李波等^[17]研究了不同的孔隙特征对材料弹性参数及拉伸强度的影响,发现孔隙的分布对弹性模量和拉伸强度影响较低,圆形孔隙的尺寸对弹性模量影响较小,但是对拉伸强度影响较大,椭圆形孔隙的长宽比对模型模量和拉伸强度影响均较大。此外李波等^[18-20]还研究了在常温

下孔隙率、不规则形状孔隙及孔隙分布对复合材料横向拉伸强度等性能的影响。杨雷等^[21-22]研究了 TRS 对纤维随机分布 RVE 模型在拉伸和压缩荷载作用下损伤失效的影响,发现材料固化会在模型中产生残余塑性应变及初始损伤,模型预测强度降低。在国外同样有较多的学者针对复合材料横向力学性能进行研究和分析。Nikopour^[23]研究了不同孔隙体积含量对材料弹性参数的影响。Vajari 等^[24]系统研究了孔隙对材料横向的拉伸、压缩和剪切性能的影响。Herráez 等^[3]通过建立纤维横截面形状不同的 RVE 模型,研究 TRS 和纤维横截面形状对材料横向强度的影响。由于与杨雷的材料参数不同,模型中仅存在残余应力,并没有在材料内部产生残余塑性应变及损伤,因此对材料最终的拉伸强度有增强的作用。Hojo 等^[25]分析 TRS 对纤维随机分布的 RVE 模型强度的影响,同样证明了 TRS 会增加模型预测的拉伸强度。但是上述分析中没有考虑 TRS 对含有孔隙的 RVE 模型预测结果的影响。

本文致力于研究 TRS 对具有不同的孔隙几何特征横向 RVE 模型拉伸响应的影响规律和机制。首先发展了基于摄动方法的纤维随机分布 RVE 模型生成方法,并基于此方法,建立了含孔隙的复合材料 RVE 模型生成方法。通过施加周期性边界条件及对应的荷载,分析了不考虑孔隙、不同孔隙尺寸和不同孔隙长宽比 RVE 模型的 TRS 和损伤失效响应,从而得到 TRS 对不同模型响应的影响规律。

1 碳纤维增强环氧树脂复合材料有限元模型

1.1 RVE 模型生成

本研究针对碳纤维增强环氧树脂复合材料,纤维的直径为 5 μm ,体积含量为 50%^[26]。纤维和孔隙随机分布的 RVE 模型生成流程如图 1 所示。首先建立纤维正方形分布的 RVE 模型,然后根据周围纤维的位置,在保证纤维不发生重叠情

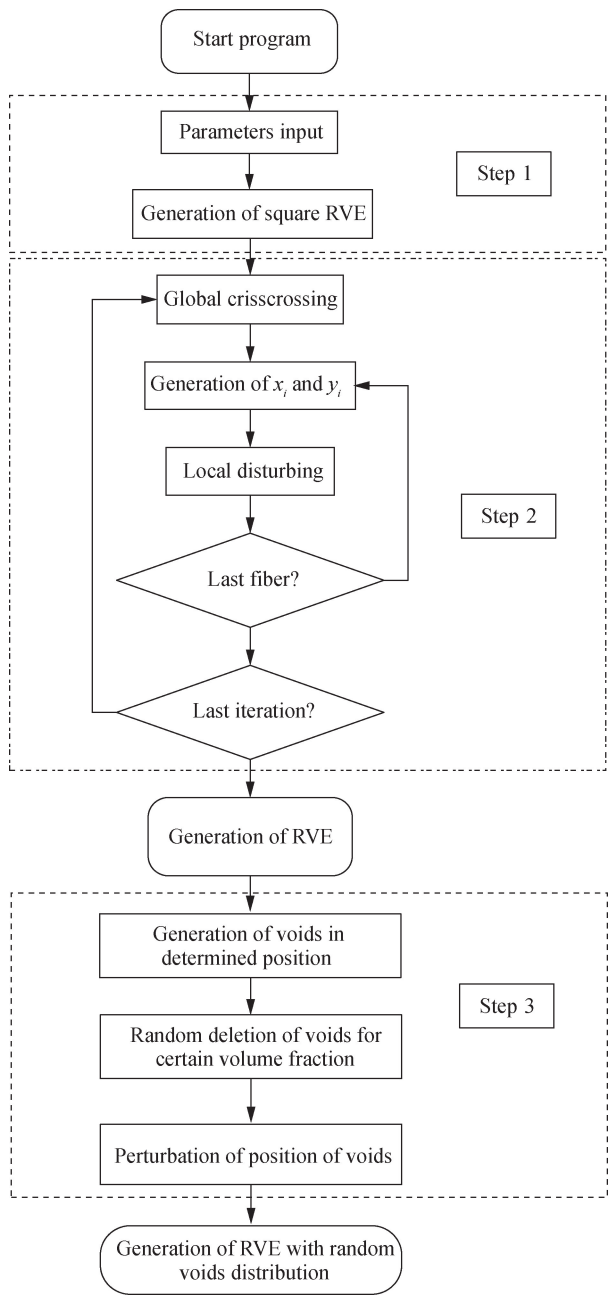


图1 纤维和孔隙随机分布的碳纤维增强环氧树脂复合材料代表性体积单元(RVE)模型生成流程
Fig.1 Generation process of representative volume element (RVE) model for carbon fiber reinforced epoxy composites with fiber and void random distribution

况下, 确定纤维(i)的摄动范围(x_i, y_i), 在此区间内随机确定纤维新的坐标位置, 如图2所示。为了减少纤维在摄动过程中可能产生的纤维局部集中造成模型仍然包含正方形RVE的几何特征, 在每一次纤维摄动过程中使用交叉(Crisscross)方法^[12], 即每相邻两行或列之间整体相对移动 Δx 或 Δy , 如图2所示。对纤维正方形RVE模型进

行一次交叉操作后, 得到的纤维分布如图3所示。同时为了保证纤维在边界处保持周期性, 在摄动过程中, 需要保证边界处的对应纤维之间(如图2中A-B或C-D)具有相同的位置变化增量, 即需要保证边界处对应纤维之间的距离差恒等于模型的长度或高度, 进而保证纤维在边界处的周期性。因此在纤维摄动过程中, 首先对边界处的纤维位置进行摄动, 并保证上下(左右)边上的纤维具有相同的位置变化量, 然后对内部的纤维进行随机摄动, 从而获得纤维随机分布的RVE模型, 如图4所示。

Little等^[27]和Hernández等^[28]通过实验证明, 在复合材料中微孔隙多是细长、圆柱形状且长轴沿着纤维方向。孔隙沿纤维方向截面的长宽比为

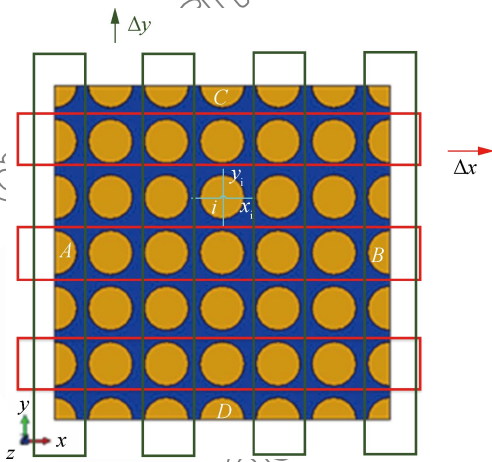


图2 纤维正方形分布的碳纤维增强环氧树脂复合材料RVE模型
Fig.2 RVE model of carbon fiber reinforced epoxy composites with fiber square distribution

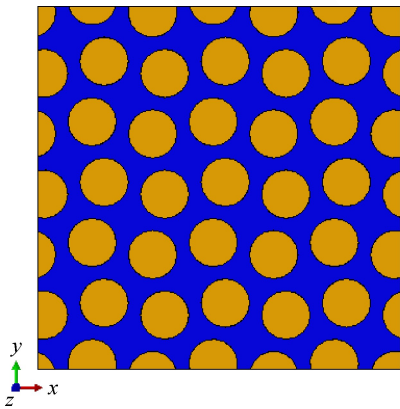


图3 一次纤维交叉变换后纤维在碳纤维增强环氧树脂复合材料中的分布
Fig.3 Fiber distribution in carbon fiber reinforced epoxy composites after crisscrossing once

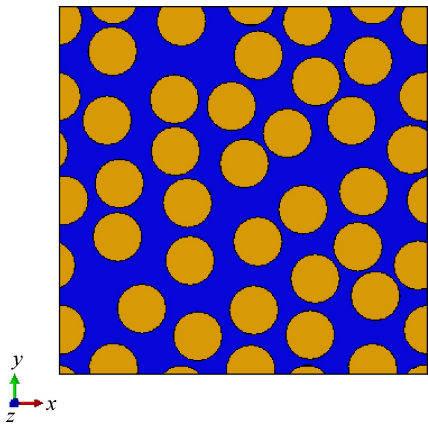


图 4 纤维随机分布的碳纤维增强环氧树脂复合材料 RVE 模型

Fig. 4 RVE model for carbon fiber reinforced epoxy composite with fiber random distribution

10~40 且随着孔隙的体积增加而增加。在考虑孔隙的横向力学性能研究中,也多将 RVE 模型简化为 2D 平面应变模型^[15-20, 23-24, 29]。根据文献[15]中的方法建立含不同孔隙特征的复合材料横向 RVE 模型,首先根据得到的纤维随机分布 RVE 模型中纤维的几何位置,将纤维对之间的几何中心点作为孔隙的初始位置,如图 5 所示。然后为了保证得到特定的孔隙体积含量,随机删除多余的孔隙。最后为了得到孔隙随机分布的 RVE 模型,对孔隙的位置在一定的空间内进行随机摄动,本研究中选择使用 $-1.5d < x, y < 1.5d$, d 为纤维直径,进而得到纤维和孔隙随机分布的 RVE 模型。建立含单一半径圆形孔隙复合材料 RVE 模型如图 6 所示。由于复合材料内部垂直于纤维方向的孔隙截面形状主要包含圆和椭圆^[30-31],使用同样的方法可以建立具有

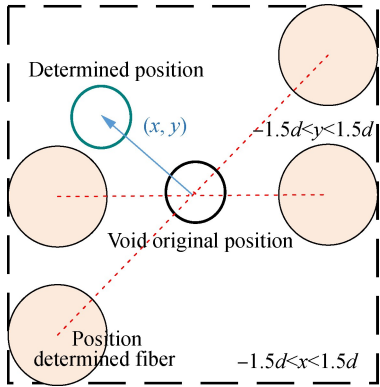


图 5 碳纤维增强环氧树脂复合材料随机孔隙位置确定示意图

Fig. 5 Illustration for determination of void position in carbon fiber reinforced epoxy composites

不同半径和长宽比孔隙的 RVE 模型。建立横向椭圆形孔隙示意图如图 7 所示,横截面长宽比为 a/b 。由于本文主要研究 TRS 对含有不同孔隙几何特征(圆形孔隙的半径或椭圆形孔隙的长宽比)横向 RVE 模型拉伸响应的影响规律和机制,因此考虑每个孔隙 RVE 模型中孔隙的几何尺寸是相同的,且孔隙体积含量均为 1%。

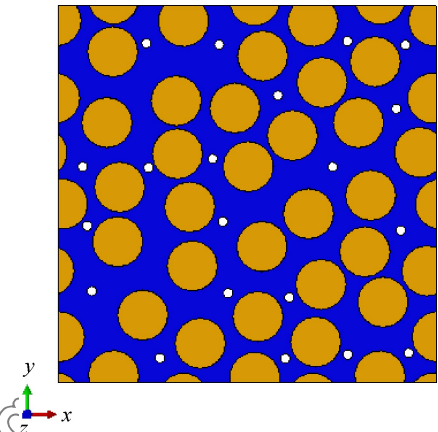


图 6 纤维-孔隙随机分布的碳纤维增强环氧树脂复合材料 RVE 模型

Fig. 6 RVE model for carbon fiber reinforced epoxy composite with fiber-void random distribution

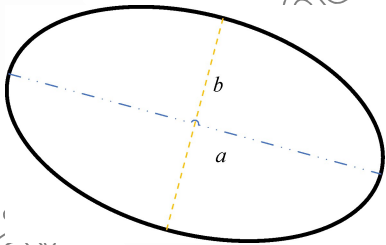


图 7 椭圆形孔隙示意图

Fig. 7 Illustration of elliptical shape void

1.2 组分本构模型

在本研究中,纤维表现为线弹性材料,不计及损伤失效。采用内聚力单元(Cohesive Element)描述 RVE 模型界面的力学行为,内聚力单元使用其应力和张开位移进行本构关系的定义。内聚力单元的本构行为如图 8 所示。

在线弹性阶段:

$$\begin{bmatrix} t_n \\ t_s \\ t_t \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} K_{nn} & 0 & 0 \\ 0 & K_{ss} & 0 \\ 0 & 0 & K_{tt} \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \delta_n \\ \delta_s \\ \delta_t \end{Bmatrix} \tag{1}$$

使用最大应力准则进行损伤起始的判断

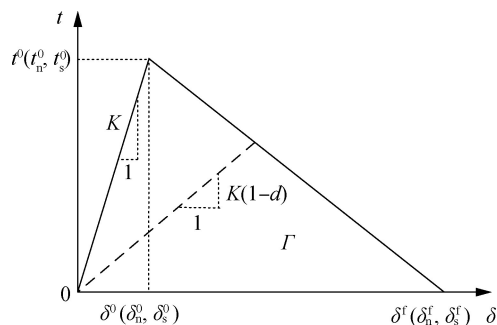


图 8 内聚力单元的本构关系

Fig. 8 Constitutive model of cohesive element

$$\max \left\{ \frac{\langle t_n \rangle}{t_n^0}, \frac{t_s}{t_s^0}, \frac{t_t}{t_t^0} \right\} = 1 \tag{2}$$

在损伤发生后，退化准则为

$$D = \frac{\delta_m^f (\delta_m^{\max} - \delta_m^0)}{\delta_m^{\max} (\delta_m^f - \delta_m^0)} \tag{3}$$

式中： $\delta_m = \sqrt{\langle \delta_n \rangle^2 + 4\delta_s^2 + \delta_t^2}$ 是等效位移； δ_m^0 是损伤起始时的等效位移； $\delta_m^{\max}$ 是模型失效时对应的等效位移。

树脂材料使用扩展的 Drucker-Prager 准则模拟其屈服行为，紧接着使用 Ductile 准则判断基体材料内部的损伤起始，最后使用渐进损伤模型描述树脂材料的损伤演化。扩展的 Drucker-Prager 准则的表达式为

$$\begin{cases} F = t - p \tan \beta - d = 0 \\ t = \frac{1}{2} q \left[1 + \frac{1}{K} - \left(1 - \frac{1}{K} \right) \left(\frac{\sigma_1}{q} \right) \right] \end{cases} \tag{4}$$

式中： p 是静水应力； q 是 Mises 等效应力； r 是偏应力第三不变量； β 是 p - t 应力平面内线性屈服面的斜率； d 是材料的内聚力 $d \neq c$ ； K 是材料在三轴拉伸状态和三轴压缩状态下的屈服应力之比，从而保证了材料在拉伸和压缩载荷下具有不同的屈服行为。Drucker-Prager 模型的参数与 Mohr-Coulomb 模型参数之间的关系为

$$\tan \beta = \frac{3 \sin \varphi}{\sqrt{3 + \sin^2 \varphi}}, \quad \frac{d}{c} = \frac{3 \cos \varphi}{\sqrt{3 + \sin^2 \varphi}} \tag{5}$$

表 2 环氧基体和界面的损伤模型参数

Table 2 Parameters for damage model of epoxy resin and interface

	d/MPa	β	k	$\bar{\epsilon}_{0+}^{\text{pl}}$	$\bar{\epsilon}_{0-}^{\text{pl}}$	$G_m/(\text{J} \cdot \text{m}^{-2})$
Epoxy resin	104.8	37.7	0.8	0.025	0.25	5
Interface	$K_n = K_s/(\text{GPa} \cdot \text{m}^{-1})$		$t_n^0 = t_s^0/\text{MPa}$			$G_n = G_s/(\text{J} \cdot \text{m}^{-2})$
	10^8		85.7			100

Notes: d is the cohesion of the material; β is the slope of the linear yield surface; k is the ratio of the yield stress in triaxial tension to the yield stress in triaxial compression; $\bar{\epsilon}_{0+}^{\text{pl}}$ and $\bar{\epsilon}_{0-}^{\text{pl}}$ are equivalent plastic strain for damage initiation under tension and compression respectively; Fracture energy of the matrix is defined as G_m , K_n and K_s are initial normal and shear stiffness of the interface respectively; and are normal and shear strength of the interface respectively; G_n and G_s are initial normal and shear stiffness of the interface respectively.

损伤起始时材料内的等效塑性应变 $\bar{\epsilon}_0^{\text{pl}}$ 是三轴应力比 η 函数，其中 $\eta = -p/q$ 。更多模型的使用方法请参考文献[32]。纤维、基体和界面的弹性和强度参数如表 1 和表 2 所示[26]。

表 1 常温下碳纤维和环氧基体的横向力学参数

Table 1 Transverse mechanical properties of carbon fiber and epoxy matrix at room temperature

	Carbon fiber	Epoxy resin
Elastic modulus/GPa	23.34	3.45
Poisson's ratio	0.25	0.35
Tensile strength/MPa	—	85.7
Compressive strength/MPa	—	232.5

在材料固化过程中认为纤维的热膨胀系数随温度的变化很小，因此不考虑其在固化过程中的变化。目前已有研究对基体材料热膨胀系数的处理方法共有两种：第一种考虑树脂材料的弹性模量和热膨胀参数随着温度的变化而变化[14-15, 33]，泊松比不变。另外一种不考虑树脂材料性能随着温度的变化，认为弹性模量和热膨胀系数均为常数[3, 25]。针对所研究的碳纤维增强环氧树脂复合材料，由于缺乏相对应的热力学参数，因此在本数值实验研究中，将采用文献[21]中的参数进行 TRS 分析，并对比这两种基体材料处理方法对 TRS 分析结果的影响。其中基体材料的弹性参数和热膨胀系数随着温度变化关系如图 9 所示。在 TRS 分析中，碳纤维增强环氧树脂复合材料由固化温度(120℃)冷却至室温(23℃)[26]。

1.3 边界条件

在本研究中对 RVE 模型施加周期性边界条件[34]，从而保证相邻的 RVE 模型之间变形的连续性，进而完成对模型响应的预测。周期性边界条件示意图如图 10 所示，研究中所有荷载施加方向均为 y 方向。

周期性边界条件表达式为

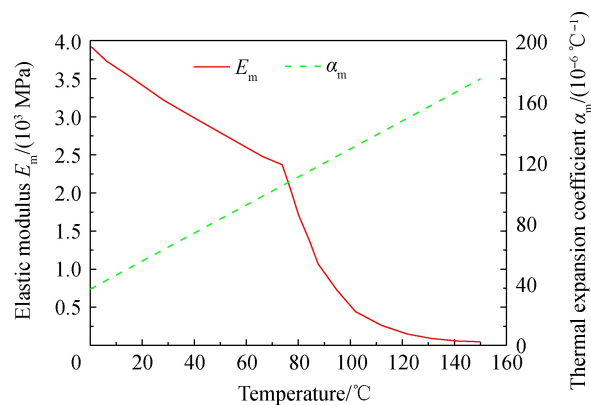


图9 环氧树脂的弹性模量和热膨胀系数随温度变化曲线
Fig. 9 Elastic modulus and thermal expansion coefficient of epoxy varying with temperature

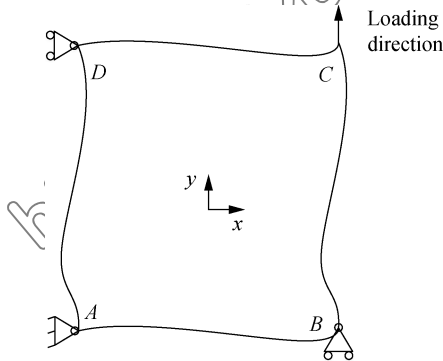
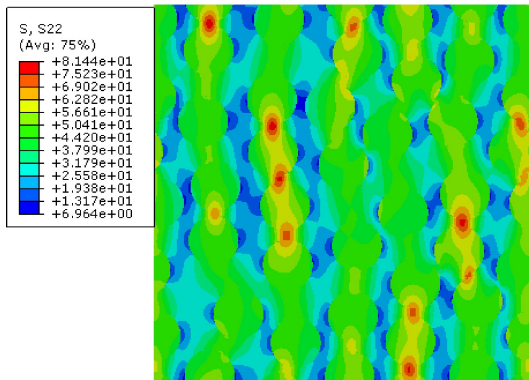


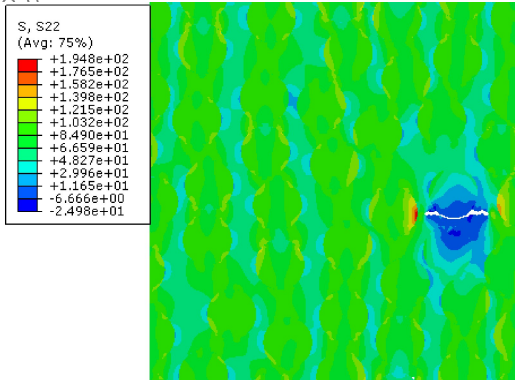
图10 周期性边界条件示意图
Fig. 10 Schematic of periodical boundary condition

$$\begin{cases} \boldsymbol{u}_{BC}(y) - \boldsymbol{u}_B = \boldsymbol{u}_{AD}(y) - \boldsymbol{u}_A \\ \boldsymbol{u}_{DC}(x) - \boldsymbol{u}_D = \boldsymbol{u}_{AB}(x) - \boldsymbol{u}_A \end{cases} \quad (6)$$

式中， $\boldsymbol{u}$ 为边界上任意结点的位移向量，包含 1 个字母的下标代表相应的定点，2 个字母则表示 2 个顶点之间的边线。



(a) Stress distribution before damage initiation



(b) Stress distribution after crack initiation

图11 不考虑热残余应力(TRS)碳纤维增强环氧树脂复合材料 RVE 模型在拉伸荷载下的应力分布云图

Fig. 11 Stress distribution from RVE model of carbon fiber reinforced epoxy composites without thermal residual stress (TRS)

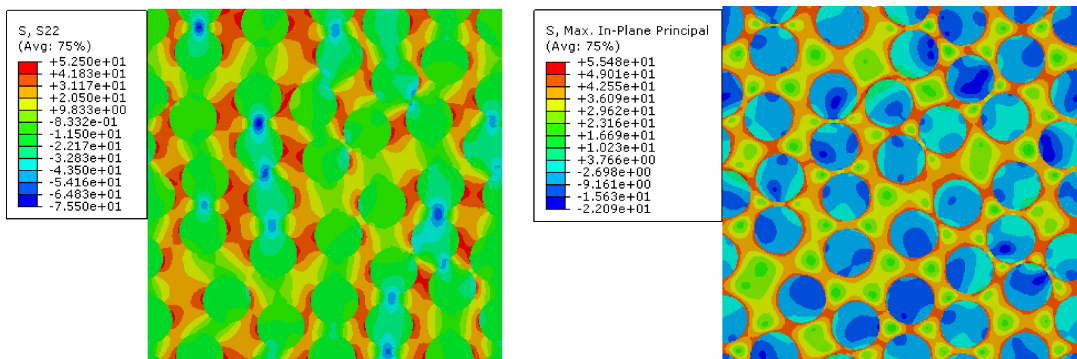
2 计算结果与分析

分别针对纤维随机分布不考虑孔隙的 RVE 模型、相同孔隙体积含量(1%)不同孔隙尺寸和不同孔隙长宽比的 RVE 模型进行对应的 TRS 和损伤响应分析，从而发现 TRS 对不同 RVE 模型预测响应的影响规律。

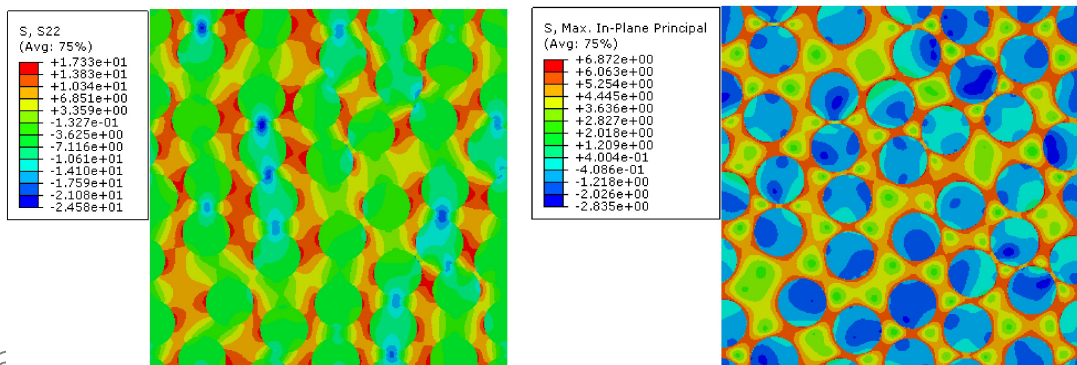
2.1 TRS 对不含孔隙 RVE 模型的影响

纤维随机分布 RVE 模型在横向拉伸荷载下的应力分布云图如图 11 所示。可以发现，应力集中在纤维之间间距较小，且在纤维之间的方向和拉伸荷载方向相接近的两根纤维之间的区域内。材料的损伤起始为界面损伤，然后发生界面脱黏，形成裂纹，紧接着产生基体断裂，最终形成一条垂直于荷载方向的贯穿裂纹，破坏规律与文献[26]相同。采用文献[21]的热参数和弹性参数，得到 RVE 模型考虑弹性模量和热膨胀系数随温度变化和不随温度变化的沿着拉伸方向残余应力和残余最大主应力分布结果如图 12 所示。可以发现，采用考虑弹性模量和热膨胀系数随温度变化的 TRS 分析方法预测得到的 RVE 模型 TRS 更大，后续的 TRS 分析中均考虑基体的弹性模量和热膨胀系数随温度变化。在界面损伤起始之前，考虑 TRS 的 RVE 模型在拉伸荷载作用下的应力分布如图 13 所示，可以发现，最大应力仍然出现在纤维间距较小的基体区域内。但是与不考虑 TRS 的 RVE 模型相比，热残余应力对模型的应力分布具有较大的影响，从而导致界面脱黏的位置与不考虑热应力的 RVE 模型不同，最终裂纹贯穿的路径不同，如图 14 所示。

图 15 为不考虑 TRS 的 RVE 模型分析得到的

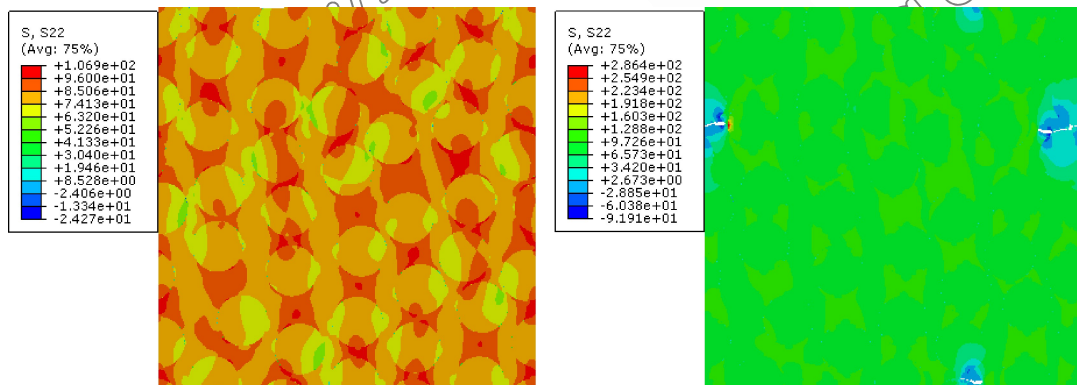


(a) Stress along loading direction and max principle stress distribution from model with considering factor



(b) Stress along loading direction and max principle stress distribution from model without considering factor

图 12 考虑和不考虑基体性能随温度变化碳纤维增强环氧树脂复合材料 RVE 模型的 TRS 分布云图
Fig. 12 TRS distribution for RVE models of carbon fiber reinforced epoxy composites with and without considering matrix properties changing with temperature



(a) Stress distribution before damage initiation (b) Stress distribution after crack initiation

图 13 考虑 TRS 碳纤维增强环氧树脂复合材料 RVE 模型在拉伸荷载下的应力分布云图

Fig. 13 Stress distribution for RVE model of carbon fiber reinforced epoxy composites with TRS under tension loading

应力-应变曲线。可知, 与 Yang 等^[26] 分析结果相近, 证明了分析方法的正确性。图 16~17 为裂纹产生前不考虑 TRS 的 RVE 模型基体中等效塑性应变(PEEQ)和损伤分布。可知, 在模型裂纹产生前, 发生了较小的基体塑性变形和损伤, 因此等效应力-应变曲线中的非线性主要归因于界面的损伤。

从等效应力-应变曲线中也可以发现, 考虑 TRS 会增加模型的拉伸强度。这是由于 TRS 在纤维间距较小且纤维间方向与加载方向相近的两纤维间主要是压缩应力, 如图 12 所示, 因此在较大的拉伸荷载下才会产生界面脱黏, 从而增加模型的预测强度。

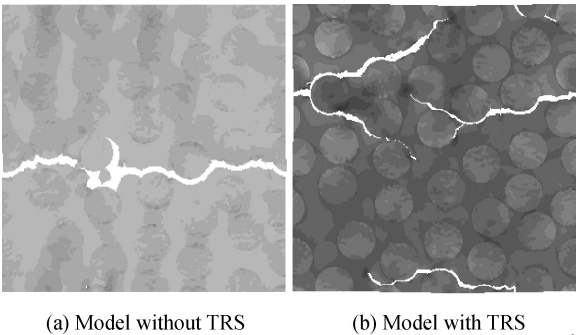


图 14 不考虑和考虑 TRS 碳纤维增强环氧树脂
复合材料 RVE 模型的失效模式

Fig. 14 Failure patterns for RVE models of carbon fiber
reinforced epoxy composites without and with TRS

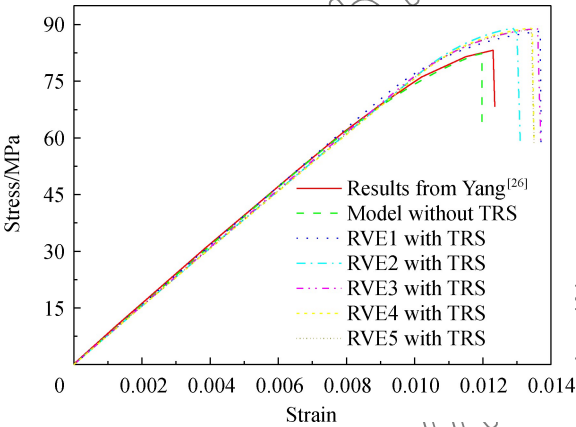


图 15 TRS 对碳纤维增强环氧树脂复合材料 RVE 模型
等效应力-应变曲线的影响

Fig. 15 Effects of TRS on equivalence stress-strain curves
of RVE models for carbon fiber reinforced epoxy composites

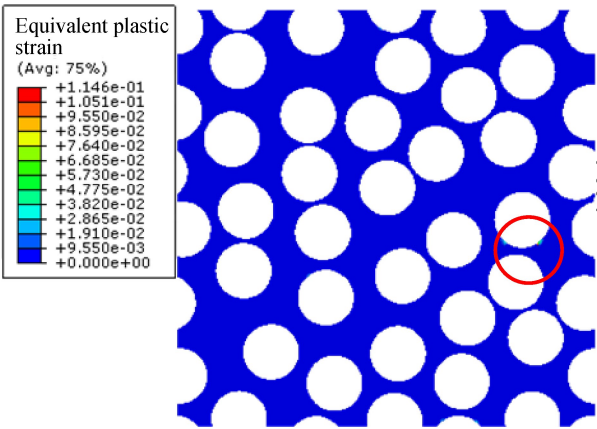


图 16 裂纹产生前不考虑 TRS 碳纤维增强环氧树脂
复合材料 RVE 模型基体中的等效塑性应变分布

Fig. 16 Distribution of equivalent plastic strain (PEEQ) in
matrix of RVE models for carbon fiber reinforced epoxy
composites before the initiation of cracks without TRS

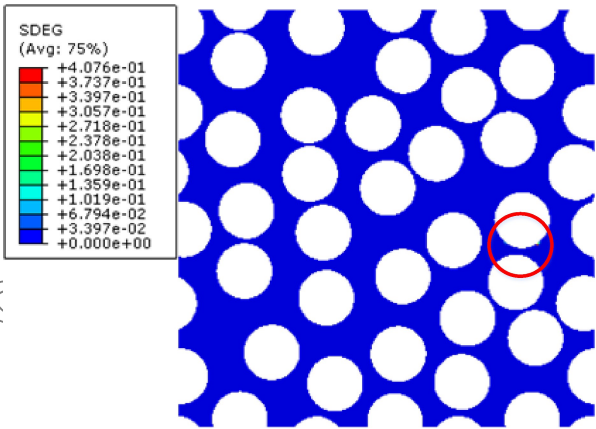


图 17 裂纹产生前不考虑 TRS 碳纤维增强环氧树脂
复合材料 RVE 模型基体区域的损伤分布

Fig. 17 Damage distribution in matrix for RVE models of
carbon fiber reinforced epoxy composites before
initiation of cracks without TRS

2.2 TRS 对不同孔隙尺寸碳纤维增强环氧树脂复 合材料 RVE 模型的影响

根据文献[17]中针对孔隙尺寸的统计研究，发现孔隙的半径主要分布在 $0.5\ \mu\text{m} \sim 2\ \mu\text{m}$ 区间内。研究中分别选用孔隙半径为 $0.6\ \mu\text{m}$ 、 $1\ \mu\text{m}$ 和 $1.5\ \mu\text{m}$ 的 RVE 模型进行 TRS 分析，进而研究模型 TRS 对模型损伤失效响应的影响。

图 18 为不考虑 TRS 和考虑 TRS 三种不同孔隙半径的 RVE 模型裂纹起始位置。可以发现，裂纹均产生于 RVE 模型中微孔隙周围的基体中，且垂直于拉伸加载方向，并沿着加载垂直方向进行扩展。与不考虑孔隙 RVE 模型相同，TRS 影响裂纹起始的位置。图 19 为三种不同孔隙尺寸模型在拉伸方向上的 TRS。可以发现，与不考虑孔隙的模型不同，TRS 主要集中在孔洞周围，TRS 的最大值大于不考虑孔隙 RVE 模型中的 TRS 最大值。沿着荷载施加方向，孔隙周围的 TRS 为拉伸应力，但是在纤维间距较小，且纤维间方向与拉伸方向相近的两根纤维间产生的是压缩应力。因此残余应力将对在拉伸荷载作用下的模型界面脱黏产生抑制作用，但对于基体的损伤和失效起促进作用。从图 18 展现的模型裂纹产生时损伤分布可以发现，在裂纹起始之前，不考虑 TRS 模型的界面损伤程度要比考虑 TRS 模型的损伤程度大，同样说明 TRS 对界面损伤有抑制的作用。

图 20 是不同孔隙尺寸 RVE 模型在考虑和不

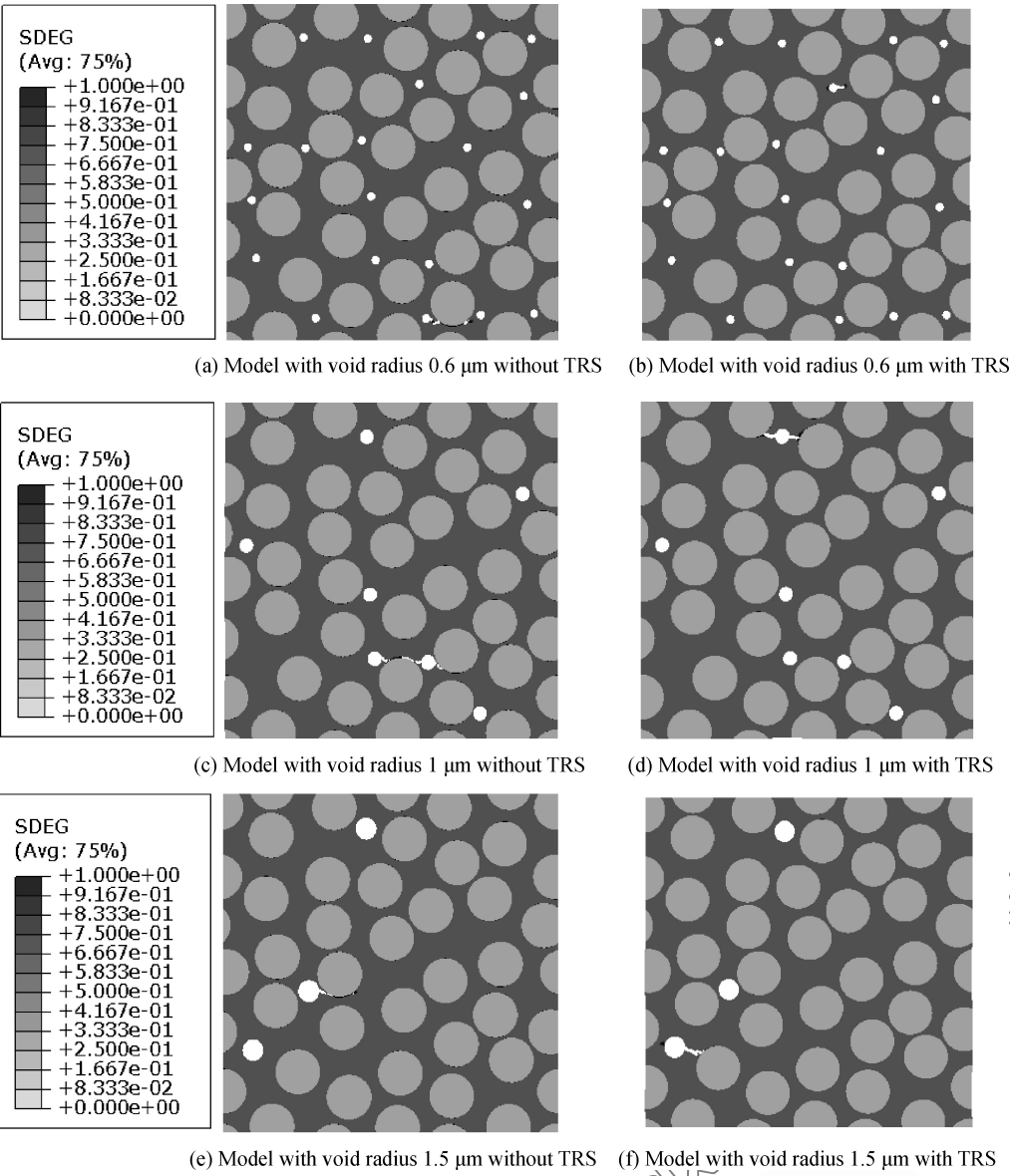


图 18 不同孔隙尺寸碳纤维增强环氧树脂复合材料 RVE 模型的裂纹起始位置

Fig. 18 Crack initiation patterns of RVE models for carbon fiber reinforced epoxy composites with different void radius values

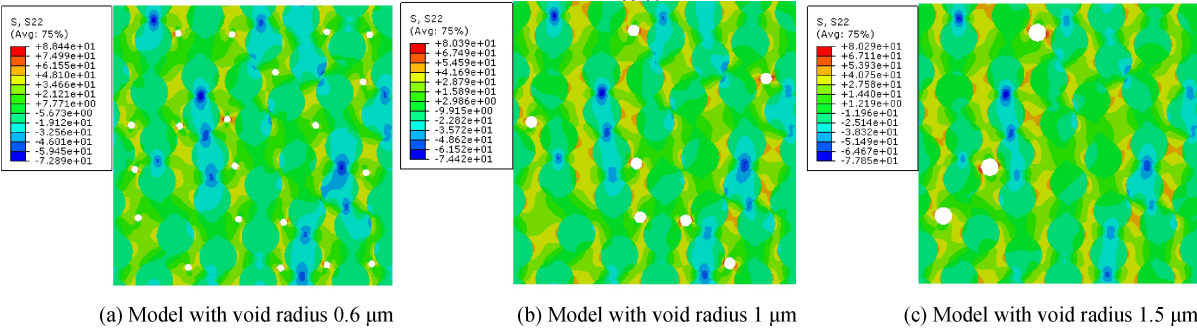


图 19 不同孔隙尺寸碳纤维增强环氧树脂复合材料 RVE 模型的 TRS 分布

Fig. 19 TRS distribution of RVE models for carbon fiber reinforced epoxy composites with different voids radius values

考虑 TRS 情况下, 模型的等效应力-应变曲线。可以发现, 随着孔隙尺寸的增加, 模型的失效强度不

断降低, 与文献[17]中的规律相同。考虑 TRS 的 RVE 模型的失效应变和失效强度均小于不考虑

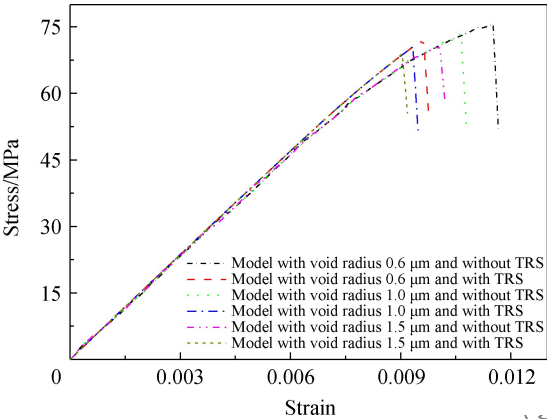


图 20 TRS 对不同孔隙直径碳纤维增强环氧树脂
复合材料 RVE 模型等效应力应变曲线的影响
Fig. 20 Effects of TRS on equivalence stress-strain curves
of RVE models for carbon fiber reinforced epoxy composites
with different void radius values

TRS 的 RVE 模型，同样证明了 TRS 抑制了界面损伤的发展，但促进了基体材料的损伤失效。考虑 TRS 模型的强度降低程度低于不考虑 TRS 模型的，说明 TRS 减弱了孔隙尺寸增加对预测强度的降低作用。

2.3 TRS 对不同孔隙形状 RVE 模型的影响

考虑长宽比分别为 1.5 和 2 椭圆形孔隙的 RVE 模型进行 TRS 分析及拉伸荷载下的损伤失效分析结果如图 21~图 23。与孔隙长宽比为 1(圆形)的 RVE 模型相比，虽然在拉伸方向上的 TRS 分布相近，但是随着孔隙长宽比的增加，RVE 模型中的最大主应力有显著的增加，且主要集中在孔隙曲率较大的一端(长轴处)。在微孔隙长宽比为 2 的 RVE 模型中，在孔周基体区域内产生了残余塑形应变。

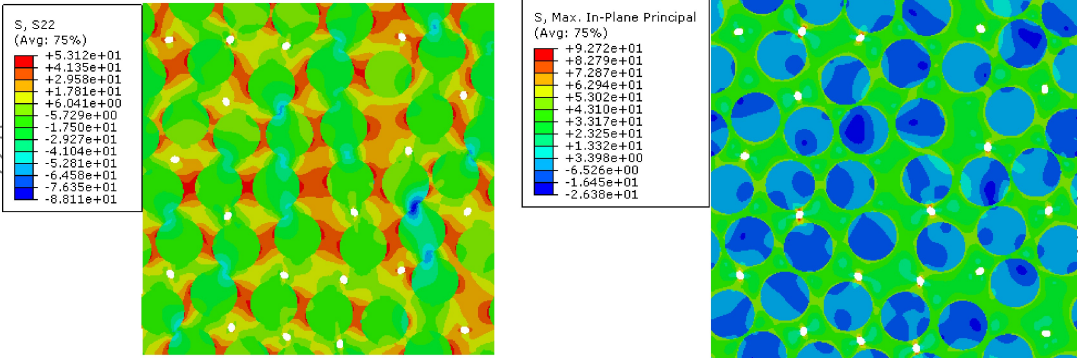


图 21 孔隙长宽比为 1.5 的碳纤维增强环氧树脂复合材料 RVE 模型拉伸方向 TRS 和最大主 TRS 分布
Fig. 21 Distribution of TRS along loading direction and max principle TRS of RVE model for
carbon fiber reinforced epoxy composites with aspect radius of voids 1.5

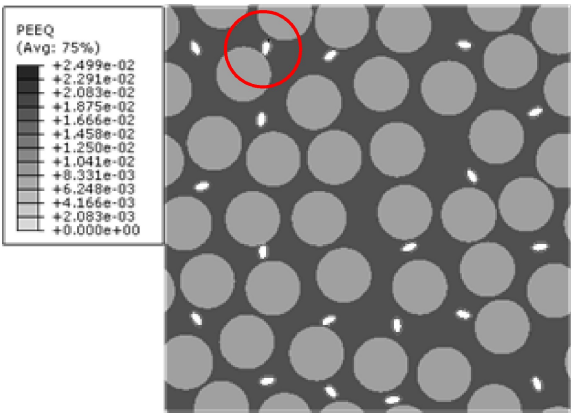


图 22 孔隙长宽比为 2 的碳纤维增强环氧树脂复合材料
RVE 模型热残余等效塑形应变分布
Fig. 22 Thermal residual equivalent plastic strain distribution
for RVE model of carbon fiber reinforced epoxy composites
with void aspect ratio of 2

图 24 和图 25 分别是孔隙长宽比为 1.5 和 2 的 RVE 模型裂纹起始位置。在微孔隙长宽比为 1.5 的 RVE 模型中，不考虑 TRS 时，裂纹从孔洞周围垂直于加载方向的基体区域产生，并沿着垂直于加载方向进行扩展。但是对于考虑 TRS 模型，TRS 影响了基体裂纹产生的位置，裂纹产生于孔隙曲率较大的一端。对于孔隙长宽比为 2 的 RVE 模型，基体裂纹均在孔隙曲率较大的一端产生，TRS 同样影响了损伤起始的位置。

表 3 为不同孔隙长宽比模型的强度预测结果和考虑与不考虑 TRS 模型强度降低比例。可以发现，随着孔隙长宽比的增加，模型强度值的降低比例不断增加。说明 TRS 不仅对含孔隙 RVE 模型的强度有降低作用，而且使孔隙长宽比的增加对模型强度起到降低的作用。

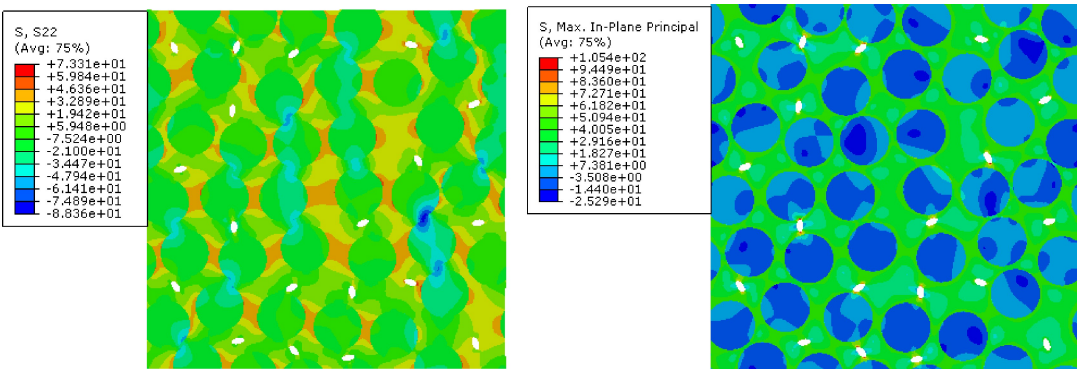


图 23 孔隙长宽比为 2 的碳纤维增强环氧树脂复合材料 RVE 模型拉伸方向 TRS 和最大主 TRS 分布

Fig. 23 Distribution of TRS along loading direction and max principle TRS for RVE model of carbon fiber reinforced epoxy composites with void aspect ratio of 2

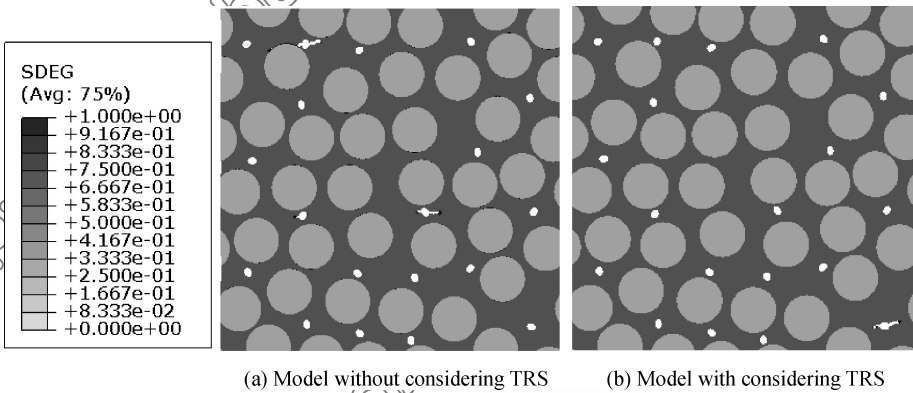


图 24 孔隙长宽比为 1.5 的碳纤维增强环氧树脂复合材料 RVE 模型裂纹起始位置

Fig. 24 Crack initiation pattern for RVE model of carbon fiber reinforced epoxy composites with void aspect ratio of 1.5

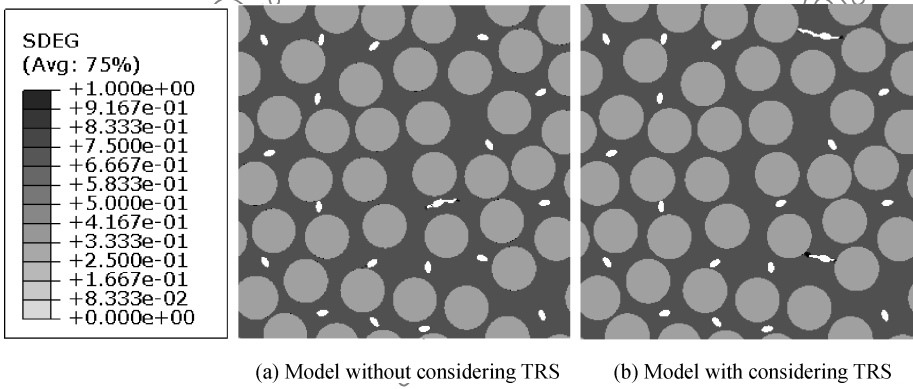


图 25 孔隙长宽比为 2 的碳纤维增强环氧树脂复合材料 RVE 模型裂纹起始位置

Fig. 25 Crack initiation and damage pattern for RVE model of carbon fiber reinforced epoxy composites with void aspect ratio of 2

表 3 不同孔隙长宽比碳纤维增强环氧树脂
复合材料 RVE 模型的拉伸强度

Table 3 Tension strength of RVE model for carbon fiber
reinforced epoxy composites with different aspect ratios

Aspect ratio	Tension strength/MPa		Percent reduction in strength/%
	Without TRS	With TRS	
1	75.6	72.3	4.4
1.5	74.6	70.0	6.2
2	69.6	61.3	11.9

3 结 论

(1) 基于随机摄动法, 发展了纤维随机分布碳纤维增强环氧树脂复合材料代表性体积单元 (RVE) 模型生成方法, 并基于此种方法, 建立了一种具有不同几何特征的微孔隙生成方法。

(2) 对于不考虑孔隙的 RVE 模型, 裂纹的起始位置均在界面的位置。热残余应力对所建立的不

含孔隙的碳纤维增强环氧树脂基复合材料 RVE 模型拉伸强度有增强作用,这是由于复合材料在固化过程中温度降低,导致在模型的两根纤维之间产生压缩的残余应力,并且在基体材料中没有产生塑性变形及损伤,从而延缓了界面脱黏的出现,增加了模型的预测强度。

(3) 对于含有孔隙的 RVE 模型,裂纹均在孔隙周围基体处萌生。热残余应力集中在孔隙的周围,且在孔隙周围基体内产生沿着拉伸方向的拉伸应力,在纤维间间距较小、方向与加载方向相近的区域内产生压缩应力,从而热残余应力对界面脱黏有抑制作用,对于基体的失效起促进作用。进而导致考虑热残余应力的模型预测强度小于不考虑热残余应力模型的结果。随着孔隙尺寸的增加,考虑热残余应力和不考虑热残余应力模型预测的强度值均不断减小。热残余应力作用减弱了孔隙尺寸的增加对模型预测强度的降低作用。

(4) 在相同孔隙体积分含量下,对于孔隙长宽比较小的 RVE 模型,在不考虑热残余应力时,裂纹仍然在孔隙周围垂直于加载方向的基体内萌生,但考虑热残余应力后,裂纹萌生的位置与孔隙长宽比较大的 RVE 模型相同,均在孔隙曲率较大的一端产生。并且随着模型孔隙长宽比的增加,热残余应力最大值不断增加,且在长宽比为 2 的 RVE 模型中基体产生了塑形变形,从而在热残余应力下,模型的强度随着长宽比的增加,大幅度降低。

参考文献:

- [1] NAYA F, LOPES C S, GONZÁLEZ C, et al. Numerical modelling of failure in advanced composite materials[M]. Woodhead Publishing, 2015.
- [2] YANG L, LI Z, SUN T, et al. Effects of gear-shape fibre on the transverse mechanical properties of unidirectional composites: Virtual material design by computational micromechanics[J]. Applied Composite Materials, 2017, 24(5): 1165-1178.
- [3] HERRÁEZ M, GONZÁLEZ C, LOPES C S, et al. Computational micromechanics evaluation of the effect of fibre shape on the transverse strength of unidirectional composites: An approach to virtual materials design[J]. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 2016, 91: 484-492.
- [4] HUANG Y, JIN K K, HA S K. Effects of fiber arrangement on mechanical behavior of unidirectional composites[J]. Journal of Composite Materials, 2008, 42(18): 1851-1871.
- [5] MELRO A R, CAMANHO P P, PINHO S T. Generation of random distribution of fibres in long-fibre reinforced composites[J]. Composites Science and Technology, 2008, 68(9): 2092-2102.
- [6] 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.
- [7] VAUGHAN T J, MCCARTHY C T. A combined experimental-numerical approach for generating statistically equivalent fibre distributions for high strength laminated composite materials[J]. Composites Science and Technology, 2010, 70(2): 291-297.
- [8] LUBACHEVSKY B D, STILLINGER F H. Geometric properties of random disk packings[J]. Journal of Statistical Physics, 1990, 60(5-6): 561-583.
- [9] ISMAIL Y, YANG D, YE J. Discrete element method for generating random fibre distributions in micromechanical models of fibre reinforced composite laminates[J]. Composites Part B: Engineering, 2016, 90: 485-492.
- [10] PATHAN M Y, TAGARIELLI V L, PATSIAS S, et al. A new algorithm to generate representative volume elements of composites with cylindrical or spherical fillers[J]. Composites Part B: Engineering, 2017, 110: 267-278.
- [11] WONGSTO A, LI S. Micromechanical FE analysis of UD fibre-reinforced composites with fibres distributed at random over the transverse cross-section[J]. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 2005, 36(9): 1246-1266.
- [12] WANG Z, WANG X, ZHANG J, et al. Automatic generation of random distribution of fibres in long-fiber-reinforced composites and mesomechanical simulation[J]. Materials & Design, 2011, 32(2): 885-891.
- [13] BHEEMREDDY V, CHANDRASHEKHARA K, DHARANI L R, et al. Computational study of micromechanical damage behavior in continuous fiber-reinforced ceramic composites[J]. Journal of Materials Science, 2016, 51(18): 8610-8624.
- [14] SHANG Y B, SHI H J. Micromechanical analysis of stochastic fiber/matrix interface strength effect on transverse tensile property of fiber reinforced composites[J]. Journal of Reinforced Plastics and Composites, 2015, 34(2): 131-144.
- [15] WANG M, ZHANG P, FEI Q. Transverse properties prediction of polymer composites at high strain rates based on unit cell model[J]. Journal of Aerospace Engineering, 2017, 31(2): 04017102.
- [16] DONG C. Effects of process-induced voids on the properties of fibre reinforced composites[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2016, 32(7): 597-604.
- [17] 李波, 赵美英, 万小鹏. 孔隙微观特征对碳纤维/环氧树脂复合材料横向拉伸强度的影响[J]. 复合材料学报, 2018, 35(7): 1864-1868.
- LI B, ZHAO M Y, WAN X P. Influence of void micro-characteristics on transverse tensile strength of unidirectional

- carbon fiber/epoxy resin composites[J]. *Acta Materiae Compositae Sinica*, 2018, 35(7): 1864-1868 (in Chinese).
- [18] 李波, 赵美英, 万小鹏. 不规则孔隙对复合材料横向拉伸力学性能的影响[J]. *复合材料学报*, 2019, 36(2): 356-361.
- LI B, ZHAO M Y, WAN X P. Influence of irregular-void on transverse tensile mechanical properties of composites[J]. *Acta Materiae Compositae Sinica*, 2019, 36(2): 356-361 (in Chinese).
- [19] 李波, 万小鹏, 赵美英. 孔隙率对复合材料单向板横向力学性能的影响[J]. *玻璃钢/复合材料*, 2017(6): 33-38.
- LI B, WAN X P, ZHAO M Y. The influence of void contents on transverse mechanical properties of unidirectional composites[J]. *Fiber Reinforced Plastics/Composites*, 2017(6): 33-38 (in Chinese).
- [20] LI B, ZHAO M, WAN X. The influence of void distribution on transverse mechanical properties of unidirectional composites[C]//2017 8th International Conference on Mechanical and Aerospace Engineering (ICMAE). IEEE, 2017: 209-214.
- [21] 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 composite with random fiber distribution and its effects on transverse mechanical properties[J]. *Acta Materiae Compositae Sinica*, 2016, 33(3): 525-534 (in Chinese).
- [22] YANG L, YAN Y, MA J, et al. Effects of inter fiber spacing and thermal residual stress on transverse failure of fiber-reinforced polymer-matrix composites [J]. *Computational Materials Science*, 2013, 68: 255-262.
- [23] NIKOPOUR H. A virtual frame work for predication of effect of voids on transverse elasticity of a unidirectionally reinforced composite[J]. *Computational Materials Science*, 2013, 79: 25-30.
- [24] VAJARI D A, GONZÁLEZ C, LLORCA J, et al. A numerical study of the influence of microvoids in the transverse mechanical response of unidirectional composites[J]. *Composites Science and Technology*, 2014, 97: 46-54.
- [25] HOJO M, MIZUNO M, HOBBIEBRUNKEN T, et al. Effect of fiber array irregularities on microscopic interfacial normal stress states of transversely loaded UD-CFRP from viewpoint of failure initiation[J]. *Composites Science and Technology*, 2009, 69(11): 1726-1734.
- [26] YANG L, LIU X, WU Z, et al. Effects of triangle-shape fiber on the transverse mechanical properties of unidirectional carbon fiber reinforced plastics[J]. *Composite Structures*, 2016, 152: 617-625.
- [27] LITTLE J E, YUAN X, JONES M I. Characterisation of voids in fibre reinforced composite materials[J]. *NDT & E International*, 2012, 46: 122-127.
- [28] HERNÁNDEZ S, SKET F, MOLINA-ALDAREGUI J M, et al. Effect of curing cycle on void distribution and interlaminar shear strength in polymer-matrix composites[J]. *Composites Science and Technology*, 2011, 71(10): 1331-1341.
- [29] QI L, CHAO X, TIAN W, et al. Numerical study of the effects of irregular pores on transverse mechanical properties of unidirectional composites [J]. *Composites Science and Technology*, 2018, 159: 142-151.
- [30] OLIVIER P, COTTU J P, FERRET B. Effects of cure cycle pressure and voids on some mechanical properties of carbon/epoxy laminates[J]. *Composites*, 1995, 26(7): 509-515.
- [31] ZHU H, WU B, LI D, et al. Influence of voids on the tensile performance of carbon/epoxy fabric laminates [J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2011, 27(10): 69-73.
- [32] Dassault Systèmes. 23. 3.1 Extended Drucker-Prager models [CP]. *Abaqus Analysis User's Guide*, Simulation Abaqus 6.14 documentation.
- [33] ZHANG Y, XIA Z, ELLYIN F. Evolution and influence of residual stresses/strains of fiber reinforced laminates [J]. *Composites Science and Technology*, 2004, 64(10-11): 1613-1621.
- [34] 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(8): 1907-1921.