

考虑过渡界面相的单向 C_f/C 复合材料界面脱黏有限元模拟研究

李正宁 黄清涟 陈立杰 金 华 许伟伟

(厦门大学航空航天学院, 厦门 361005)

文 摘 建立合理的复合材料界面模型并系统分析纤维脱黏过程是解析 C_f/C 耐热复合材料损伤失效微观机制的关键。本研究基于实验文献报道,考虑纤维与基体间亚微米尺度的界面过渡区,提出了一种包含纤维、界面相、基体三相的界面模型。采用指数梯度模型对界面相的平均力学性能进行校准,并对比分析了传统两相和改进三相界面处理方式在预测材料有效弹性性能上的差异性。模拟结果显示三相模型相比两相模型能够更为精确地模拟出材料的整体力学响应行为。进一步地,使用该三相模型对单纤维顶出实验进行模拟,分析界面参数对纤维渐进脱黏过程的影响。研究表明:当界面临界断裂能释放率与内聚力强度的取值分别为 0.001~0.006 N/mm 和 13~33 MPa 时,纤维的最大顶出力与这两个参数均呈正相关,超出该范围提升效果不再显著;增大界面临界断裂能释放率或减小内聚力强度可以延缓界面完全损伤的过早发生,提升界面的断裂韧性。此外,通过试验-仿真结合的细观力学方法对界面内聚参数进行校准。分析结果将为后续多尺度研究 C_f/C 复合材料界面损伤机制提供理论支撑。

关键词 碳/碳复合材料,过渡界面相,单纤维顶出,有限元分析

中图分类号:V45

DOI:10.12044/j.issn.1007-2330.2024.05.002

Finite Element Simulation for Interfacial Debonding of Unidirectional-C_f/C Composites by Considering Transition Interphase

LI Zhengning HUANG Qinglian CHEN Lijie JIN Hua XU Weiwei

(School of Aeronautics and Astronautics, Xiamen University, Xiamen 361005)

Abstract Establishing a reasonable interface model for composites and systematically analyzing the fiber debonding process were the key to analyzing the microscopic mechanism of damage and failure in heat resistant C_f/C composite. This study was based on experimental literature reports, considering the submicron scale interfacial transition zone between fiber and matrix, and proposed an interface model that includes fiber, interphase and matrix. The exponential gradient model was used to calibrate the average mechanical properties of the interphase, and the differences between the traditional two-phase and improved three-phase interface treatments were compared and analyzed in predicting the effective elastic properties of the material. The simulation results show that the three-phase model can simulate the overall mechanical response behavior of the material more accurately than that of the two-phase model. Further, the three-phase model was used to simulate single fiber push-out experiment to analyze the effect of interfacial parameters on the progressive debonding process of the fiber. The results indicate that when the release rate of interfacial critical fracture energy and cohesive strength are 0.001~0.006 N/mm and 13~33 MPa,

收稿日期:2023-02-20

基金项目:福建省自然科学基金项目(2020J01051)、厦门市青年创新基金项目(3502Z20206057)、国家自然科学基金面上项目(11972136)、国家自然科学基金企业创新发展联合基金(U22B20132)、中央高校基本科研业务费(20720230036)

第一作者简介:李正宁,硕士生,主要从事 C_f/C 复合材料界面损伤相关研究工作。Email: xmulzn@163.com

通信作者:许伟伟,副教授,主要从事新型金属、复合和功能材料的多尺度成分设计与性能优化等相关理论和实验研究工作。Email: wwwu306@xmu.edu.cn

respectively, the maximum ejection force of the fiber is positively correlated with these two parameters; beyond this range, the enhancement effect is no longer significant. Increasing the release rate of interfacial critical fracture energy or decreasing the cohesive strength can delay the premature occurrence of complete damage at the interface and improve the fracture toughness of the interface. In addition, the cohesive parameters are calibrated by a combined experimental-simulation approach. The analysis results will provide theoretical support for the subsequent multi-scale research on the interfacial damage mechanism of C_f/C composites.

Key words Carbon fiber reinforced carbon composites, Transition interphase, Single fiber ejection, Finite element analysis

0 引言

碳纤维增强碳基体(C_f/C)复合材料凭借其优异的低密度特性与力学性能,已被广泛应用于国防与汽车工业领域^[1]。对于连续单向 C_f/C 复合材料,其良好的力学性能很大程度上取决于纤维/基体界面处载荷的稳定传递^[2]。黏合过强的界面可能导致材料在受载时出现脆性断裂行为;相反,纤维与基体之间的黏合不良会在界面区域诱发裂纹的萌生,导致纤维脱黏。大量研究表明^[3-5],单向 C_f/C 复合材料的失效主要是由于复合材料内部的纤维与基体界面发生脱黏引起的。因此,准确评价界面特性是解析单向 C_f/C 复合材料损伤失效微观机制的关键。

界面黏结强度能够直观反映出纤维与基体结合程度的强弱,并决定了复合材料在对应工况下的极限承载能力。因此,界面黏结强度是关系到结构完整性的关键界面特性。为了能从数值上量化表征和评估纤维与基体间的界面粘结强度,研究学者设计了基于细观力学的各类单纤维或多纤维界面测试实验,比如:微滴脱黏实验^[6]、纤维拔出实验^[7]、纤维顶出实验^[8]以及单纤维碎断实验^[9]等。其中,单纤维顶出实验的实验试样制备简单,得到了广泛的使用。然而,由于纤维与界面层几何尺度上的微小性,同一材料的纤维顶出结果可能具有较大的分散性。例如,FURUKAWA等^[10]人使用不同类型的顶出压头对 C_f/C 复合材料进行单纤维顶出测试,结果表明界面的黏结强度存在明显差异。另一方面,纤维顶出实验过程中,原位观察纤维脱黏具有较大难度,尽管KABEL等^[11]人设计了微柱压缩实验来解决这一难题;但是,该实验需要耗费大量的人力、物力以及时间成本。为了解决实验表征难度大的问题,有限元的数值模拟方法被广泛地应用于复合材料界面黏结强度与脱黏特性的研究。

数值仿真研究有利于系统性地表征复合材料中各组分的力学响应。通过有限元虚拟仿真实验可方便地对影响脱黏的因素解耦分析,从而有效避免实验中复杂多因素互相耦合导致的不确定性。针对复合材料单纤维顶出实验的数值仿真模拟研究已有许多报道。基

于有限元方法,YOU等^[12]人采用内聚力模型构建界面以模拟铜基复合材料的纤维顶出过程,研究金属类软性基体的塑性变形对顶出行为的影响,模拟结果与实验数据吻合良好;ROHRMÜLLER等^[13]人采用内聚力模型与逆向拟合方法对玻璃纤维增强聚合物基复合材料的纤维顶出过程进行了模拟,结合实验结果校准了内聚力模型参数。但是,上述模拟分析并未考虑纤维与基体间的界面相。

众所周知,在基体的沉积过程中,纤维与基体的接触表面间会发生极其复杂的物理反应和化学反应(如表面湿润与相互吸附、粗糙表面机械互锁效应等),在两者中间形成具有一定物理性质的过渡区域,被称为界面相^[14]。近年来的研究表明,界面相区域内的结构与性能是不均匀的^[15],界面相对复合材料的力学性能至关重要。FANG等^[16]人通过有限元方法分析了多层界面相对 SiC/SiC 复合材料开裂行为的影响,结果表明多层界面相显著提高了材料的断裂韧性。BRAGINSKY等^[17]人也通过扩展有限元方法证明了界面厚度和强度的变化对纤维增强陶瓷复合材料的裂纹扩展与偏转机制有显著影响。非常遗憾的是,现有文献报道的单纤维顶出实验的仿真模拟研究,多采用简化界面关系,将纤维与基体间的界面相区域假设为厚度为零,从而忽略界面相对界面特性的影响。考虑亚微米尺度界面相影响的单纤维顶出实验的仿真模拟研究鲜有报道。

在本研究中,基于文献[18]的实验过程与结果,采用有限元方法对单向 C_f/C 复合材料纤维顶出试验进行分析。与传统两相模型不同,本文所提出的模型考虑界面相区域的存在。首先,通过指数梯度模型确定界面相的力学性能,并基于代表性体积单元思想验证三相模型相比两相模型具有更高的力学响应精度;进一步地,结合内聚力模型,系统地探讨界面强度、界面临界断裂能释放率等界面参数对纤维顶出过程的影响;最后,采用反拟合方法对界面的内聚参数进行校准。本研究将为后续具有不同微观结构的 C_f/C 复合材料界面损伤研究提供一定的理论支撑。

1 各组分的数值近似描述

ROLLIN 等^[18]人所做的 C_f/C 复合材料单纤维顶出试验为本研究提供数据支撑。试验中的碳纤维是以聚丙烯腈(PAN)为基料制备的,其直径范围为7~9 μm,在复合材料中的分布方式为单向排列;而碳基体是以热解碳(PyC)的形式通过 CVI 工艺沉积在碳纤维上。在本研究中,为了方便后续界面理论模型的建立,不考虑纤维扭曲、纤维干涉、基体孔隙等几何缺陷;纤维、基体的损伤等因素也不在模拟的范围之内。基于上述假设,对材料的各组分进行相应的数值近似描述。

1.1 纤维和基体的几何特性与本构关系

对于碳纤维,假设其为表面光滑无弯曲且相互平行的理想圆柱体,纤维半径设为 r_f ;力学性能上表现为线弹性,横观各向同性材料。对于碳基体,则可认为其内部连续无孔隙,力学性能上表现为线弹性,各向同性材料。碳纤维的五个独立材料常数见表1,其中, E_l 为纤维轴向模量, E_t 为纤维径向模量, G_{lt} 为面外剪切模量, G_{tt} 为面内剪切模量, ν_{lt} 、 ν_{tt} 为相应的泊松比;碳基体与 C_f/C 复合材料的性能参数见表2,其中 E 为弹性模量, ν 为泊松比。

表1 碳纤维的关键材料属性^[18]

Tab. 1 Key material properties of carbon fiber

材料	E_l /GPa	E_t /GPa	G_{lt} /GPa	G_{tt} /GPa	ν_{lt}	ν_{tt}
碳纤维	200	15	15	6	0.15	0.25

表2 碳基体、C_f/C 复合材料与界面相的材料属性^[18]

Tab. 2 Material properties of carbon matrix, C_f/C composites and interphase

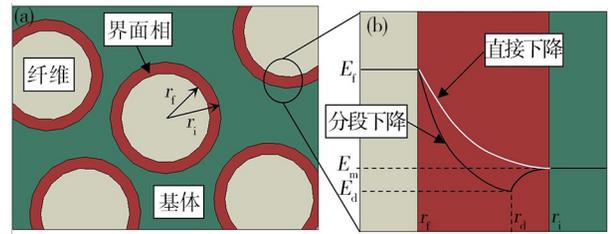
组分	E /GPa	ν
碳基体	20	0.25
C _f /C 复合材料	25	0.2
界面相	31.8	0.25

1.2 界面相的数值近似描述

研究表明,由于纤维表面的不平整以及在基体沉积过程中纤维基体间的吸附、浸润等物理化学作用,在碳纤维的表面存在着厚度在亚微米尺度的界面区域。界面相横截面类似一个与纤维相邻的同心圆环,其宽度也就是界面相的厚度在200 nm左右^[19-20]。

图1为界面相区域简化示意图。首先,将界面相区域简化成内半径与纤维半径相同的同心圆柱壳[如图1(a)所示],其区域范围起点为纤维半径 r_f ,终点为界面层外半径 r_i ,宽度为200 nm(f 、 i 分别表示纤维和界面相)。其次,界面相区域的内外边界条件建

立时,考虑界面区域的连续性,界面相边界处的性质应该与相邻的纤维相或者基体相保持一致^[21]。对于纤维端边界(左边界),将纤维在三个主方向上的弹性模量平均值作为其边界值,左边界值为76.7 GPa;对于基体端边界(右边界),由于基体已简化为各向同性材料,右边界值定义为基体的弹性模量值 E_m (m 表示基体相),右边界值为20 GPa。对比左右边界,可以发现从左边界到右边界存在着明显的性质递减。为了更好地描述界面相性质在其半径方向上的这种梯度变化,在边界条件确定的情况下,使用指数梯度模型来校准界面相区域的平均性质。



注:(a)含界面相的横截面示意图;(b)指数梯度模型。

图1 界面相区域简化示意图

Fig. 1 Simplified schematic diagram of interphase area

由于高模量碳纤维与热解碳基体在晶体结构与力学性质上存在差异,在热解碳基体的早期沉积固化过程中,纤维附近区域内的碳碳偶联反应不充分。在这种情况下,界面相中部分碳原子之间的键合作用较弱^[22]。此外,在实验中也观察到界面具有不均匀的微观结构,其中包含较弱的非晶态碳^[15]。因此,可以认为在界面相内存在力学性能相对较弱的区域。

基于上述观点,若简单使用指数梯度模型对界面区域的力学性能进行描述,描述的应该是一个直接下降的梯度变化过程。然而,这种描述方式忽视了实际界面中的局部弱化现象。为了更好地与实际情况吻合,模型需修正为分段表达,即模型是一个分段指数模型。因此,本研究采用SUN 等人^[23]提出的关于未充分固化界面层的描述方法:采用 E_d 来表示界面相区域的弹性模量下限,下限值与右边界的比值为0.8;采用 r_d 来表示下限的位置,以左边界为起点, r_d 位于界面相区域的四分之三处。基于上述假定,界面相区域的指数梯度模型可描述为:以纤维轴线为起点,纤维半径方向为自变量方向;界面相的弹性模量从左边界 r_f 开始,以指数函数形式下降至最低点 r_d (此处的最小模量值为 E_d);随后由该最低点以指数形式上升至右边界 r_i 。这种指数梯度变化趋势可通过函数关系,表示为:

$$E_i = \begin{cases} E_d + (E_f - E_d)D(r) & r_f < r < r_i \\ E_m + (E_d - E_m)U(r) & r_d < r < r_i \end{cases} \quad (1)$$

其中, $D(r)$ 与 $U(r)$ 均为指数函数,具体表达式为:

$$D(r) = \frac{1 - (r/r_d)\exp(1 - r/r_d)}{1 - (r_f/r_d)\exp(1 - r_f/r_d)} \quad (2)$$

$$U(r) = \frac{1 - (r/r_i)\exp(1 - r/r_i)}{1 - (r_d/r_i)\exp(1 - r_d/r_i)} \quad (3)$$

该指数梯度模型的形状如图1(b)所示。在确定了界面相区域性能参数的边界条件与指数变化关系后,界面相区域的平均性质就可以表示为:

$$\bar{E}_i = \int_{r_i}^{r_f} E_i(r) d \frac{r}{r_i - r_f} \quad (4)$$

将左右边界相应的数值,代入公式中,即可得到界面相的平均弹性模量值(即31.8 GPa)。界面相的平均泊松比则认为与基体一致,并将以上材料参数计入表2。

1.3 界面分离本构响应模型

本研究采用由 DUGDALE^[24]和 NEEDLEMAN^[25]等人提出的内聚力模型来描述复合材料在纤维顶出实验过程中的界面分离行为。内聚力模型根据其形状的不同分为双线性型、指数型、多项式型和梯形等,其中双线性型模型形式简单,易于在有限元模拟中实现;同时,该模型对由单一破坏模式控制的界面分离过程描述较为精确。因此,本研究将采用双线性内聚力模型来表征界面分离本构响应。在双线性内聚力模型描述中,应力-张开位移关系如图2所示。图中横坐标为内聚表面间的相对位移,纵坐标为内聚单元的应力值。

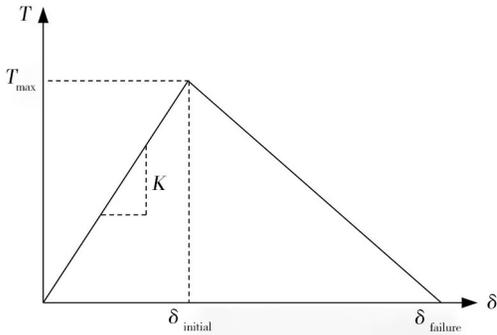


图2 双线性内聚力模型应力-张开位移关系图

Fig. 2 Stress-displacement diagram of bilinear cohesive model

内聚规律可以分为两个阶段:(1)弹性阶段:当内聚单元承受载荷时,内聚表面间的相对位移增大,其应力值也增大,直至达到最大值,该阶段的材料本构关系可以表示为:

$$T = \begin{bmatrix} \sigma_n \\ \tau_s \\ \tau_t \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} K_{nn} & 0 & 0 \\ 0 & K_{ss} & 0 \\ 0 & 0 & K_{tt} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \delta_n \\ \delta_s \\ \delta_t \end{bmatrix} \quad (5)$$

式中, σ_n 、 τ_s 、 τ_t 为内聚力单元的应力值分量; K_{nn} 、 K_{ss} 、 K_{tt} 为线弹性阶段的斜率也即内聚力单元的刚度矩阵分量; δ_n 、 δ_s 、 δ_t 为内聚表面的相对位移分量,指标n、s、t则分别表示纯I型-张开型、纯II型-滑开型和纯III

型-撕开型三种界面分离模式。这三种模式的损伤类型示意图如图3所示。(2)损伤阶段:在到达应力最大值后,材料出现退化,损伤开始发生,在本文中采用的损伤起始判据为最大名义应力准则:

$$\max \left\{ \frac{\langle \sigma_n \rangle}{\sigma_n^0}, \frac{\tau_s}{\tau_s^0}, \frac{\tau_t}{\tau_t^0} \right\} \quad (6)$$

式中, σ_n^0 、 τ_s^0 、 τ_t^0 为内聚力单元线弹性阶段的极限应力值也即内聚力强度。在损伤起始判据生效后,内聚单元继续受载,内聚表面间的相对位移继续增大而应力值却减小,最终应力值减为零,相对位移到达最大值。这说明内聚表面已经完全分离,无法继续受载。完全损伤时的界面相对位移由临界界面应变能释放率与内聚力强度控制:

$$\begin{cases} \delta_n^f = \frac{2G_{IC}}{\sigma_n^0} \\ \delta_s^f = \frac{2G_{IIc}}{\tau_s^0} \\ \delta_t^f = \frac{2G_{IIIc}}{\tau_t^0} \end{cases} \quad (7)$$

式中, δ_n^f 、 δ_s^f 、 δ_t^f 为界面失效位移分量;而 G_{IC} 、 G_{IIc} 、 G_{IIIc} 则分别为I、II、III型模式下的临界界面应变能释放率。不难看出,其几何意义就是应力-位移曲线与横坐标轴所围成的面积。

通常情况下,界面的损伤都是三种模式共同作用下的混合损伤^[26]。然而,在顶出实验中,纤维脱黏过程被认为是I型裂纹与II型裂纹共同作用的结果;并且II型裂纹在其中起主导作用。在这种情况下,认为I型模式的参数与II型模式的相同^[27]。考虑到纤维的横观各向同性性质,将II型与III型的内聚力参数也取相同数值。因此,在确定应力-张开位移关系时,只需确定II型模式下的相关参数,分别是线弹性阶段的斜率也即内聚力刚度 K_{ss} 、内聚力单元所能承受的极限应力值也即内聚力强度 τ_s^0 与临界断裂能释放率 G_{IIc} 。根据先前的分子动力学研究^[28],取 K_{ss} 为 6.7×10^7 GPa/mm。

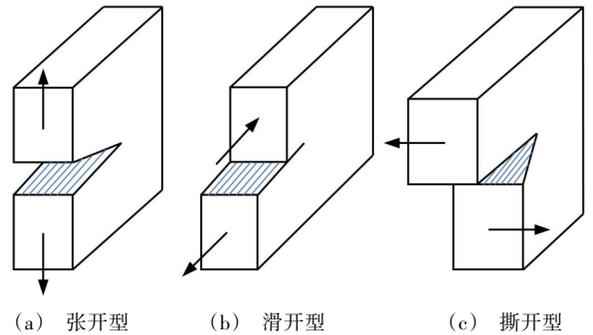


图3 界面的三种破坏模式

Fig. 3 Three failure modes of interface

2 界面处理方式对整体力学响应的影响

2.1 界面处理方式

由于小尺度材料表征技术的缺陷,界面相的力学性能数据难以获取。因此,大多数纤维增强复合材料的数值模拟研究都忽略了界面相,其有限元模型只包含纤维与基体两个相,两相之间不存在界面层,如图4(a)所示。然而,这种简化过度低估了界面相在复合材料中的载荷传递作用,导致模拟结果存在偏差。因此,本文在传统两相模型的基础上,引入具有有限厚度的界面相,建立包含纤维、界面相、基体的改进三相模型,如图4(b)所示。

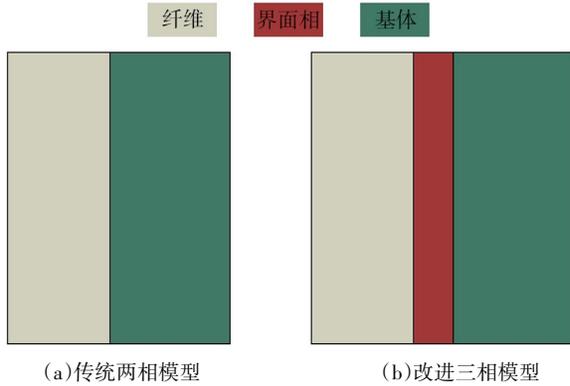


图4 传统模型与改进模型的界面处理方式比较

Fig. 4 Comparison of interface processing methods between traditional and improved models

2.2 两相与三相有限元模型的建立

为了评估界面相的存在对复合材料整体力学响应行为的影响,并验证改进的三相界面处理方式的合理性,通过直接均匀化方法^[29],分别计算两相、三相两种界面处理方式下的单向C_f/C复合材料等效弹性性能。有限元建模与分析均在ABAQUS平台上进行。

基于代表性体积单元(RVE)思想^[30],本研究以复合材料的RVE模型作为有限元模拟的对象。假设复合材料中的纤维呈正方周期分布,其横向分布情况如图5(a)所示。在图中纤维分布前提下,选取包含单根纤维的正方形区域作为RVE,并取正方形的面外厚度与其边长一致。根据所选RVE几何特性与文献^[14]所报道的材料尺寸参数,选取RVE的结构参数如下:对于传统两相RVE模型,其模型为正六面体,边长 l_c 为10 μm,纤维的半径 r_f 为4.35 μm;对于改进三相RVE模型,其模型为正六面体,边长、纤维半径均与两相模型一致,界面相的厚度在2.2节中已给出。上述各组分材料属性如表1、2所示。假设各相之间黏结完好。

基于上述RVE模型几何参数,构建了预测单向C_f/C复合材料等效弹性性能的RVE有限元模型,如

图5(b)所示。各组分区域单元类型统一选择八节点一阶缩减积分单元(C3D8R)。为了保证求解精度,纤维、基体区域平均网格尺寸取为0.4 μm;界面层在其厚度方向上为两层单元,平均网格尺寸取为0.2 μm。并对RVE模型施加周期性边界条件以满足位移连续与变形协调的要求^[31]。

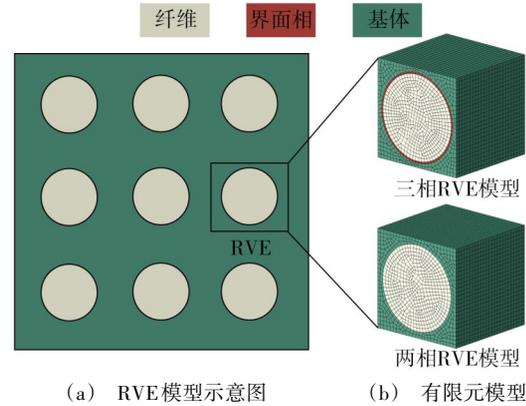


图5 不同界面处理方式的C_f/C复合材料RVE模型

Fig. 5 RVE model of C_f/C for different interface treatments

2.3 不同界面处理方式的数值结果

首先,在两种RVE模型上均施加六组正交的均匀应变载荷(1方向拉伸、2方向拉伸、3方向拉伸、12方向剪切、13方向剪切、23方向剪切),并独立求解上述六组应力场边值问题。两种模型在各工况下的mises平均应力云图如图6所示。

其次,从结果文件中提取每个单元的微观应力、应变以及体积数据,并计算各工况下RVE体积上的宏观应力与应变。其中,宏观应力与应变张量是微观应力与应变张量的体积平均值,表达式为:

$$\begin{cases} \overline{\sigma_{ij}} = \frac{1}{V} \int_V \sigma_{ij} dV \\ \overline{\varepsilon_{ij}} = \frac{1}{V} \int_V \varepsilon_{ij} dV \end{cases} \quad (8)$$

基于上述公式,进而求解等效弹性工程常数。两种不同界面处理方式下的等效弹性工程常数如表3所示。

由表3可知,两种界面处理方式下的RVE模型均表现出横观各向同性材料的性质,与单向纤维增强复合材料的理论性能一致。进一步地,图7给出了在两相、三相两种不同界面处理方式情况下的C_f/C复合材料横向拉伸模量数值模拟结果与实验结果的对比^[18]。可以看出,相比于两相RVE模型,由改进三相RVE模型预测的横向拉伸模量与实验数据吻合较好。结合2.2分析可知,作为纤维与基体间过渡区的界面相对比于基体具有更大的弹性模量,在一定程度上增强了复合材料的承载能力,使得改进三相模型的预测精度显著提高。

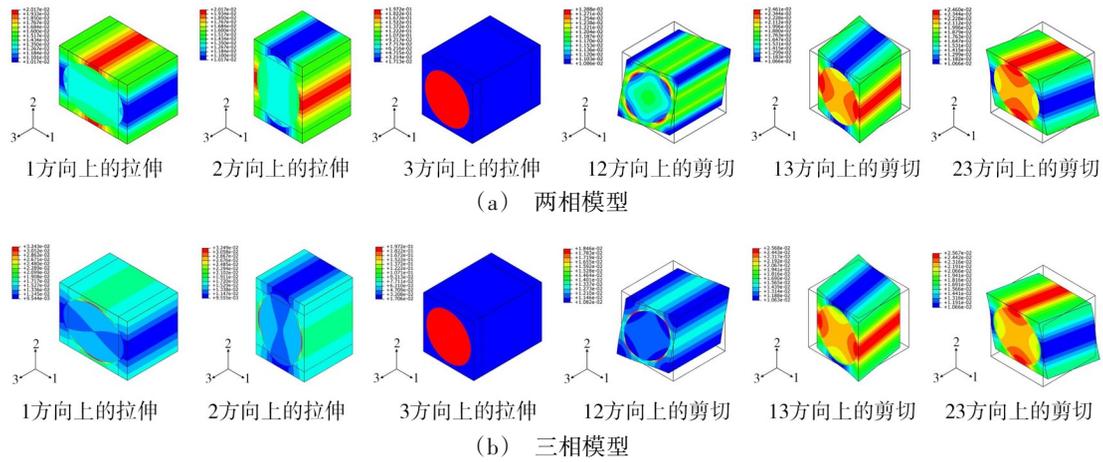


图6 RVE在各工况下的变形与mises平均应力云图

Fig. 6 Deformation and mises stress nephogram of RVE under each load

表3 基于直接均匀化方法得到的等效弹性性质
Tab. 3 Equivalent elastic properties based on direct homogenization method

界面类型	$E_1/$ GPa	$E_2/$ GPa	$E_3/$ GPa	$G_{12}/$ GPa	$G_{13}/$ GPa	$G_{23}/$ GPa	ν_{12}	ν_{13}	ν_{23}
两相	17.23	17.23	126.9	6.693	11.54	11.54	0.275	0.026	0.026
三相	22.10	22.10	143.6	8.275	14.55	14.55	0.347	0.033	0.033

综上,通过对比传统两相模型与改进三相模型的模拟结果可以看出,在基于细观结构的数值模拟分析中,引入界面相的改进三相模型,相比于忽略界面相的传统两相模型,能够更为精确地模拟出复合材料的整体力学响应行为,反映出界面相的载荷传递作用。

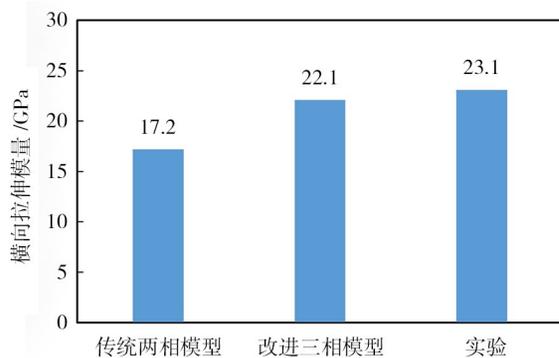


图7 不同界面处理方式的复合材料横向拉伸模量

Fig. 7 Transverse tensile modulus of composites for different interface treatment method

3 纤维顶出载荷下的界面脱黏模拟

为了评估C_f/C复合材料的界面性能并分析纤维的渐进脱黏特性,根据文献[14]的实验条件,模拟了C_f/C复合材料的单纤维顶出实验过程。并基于3.3中考虑界面相的模型能够更为精确地模拟出复合材料的整体力学响应这一结论,在纤维与基体间引入界面相。

3.1 纤维顶出有限元模型的建立

根据单纤维顶出实验的实验特点与文献中实验

数据,本研究以同心圆柱模型作为有限元分析的对象,如图8(a)所示。此外,考虑到圆柱模型的对称性以及实验过程中的受力情况,分析过程可以简化为二维轴对称问题。因此,其结构模型几何尺寸如图8(b)所示:主要由金刚石压头、试样切片和支撑底座组成;其中,碳纤维直径为8.7 μm,试样的厚度为63.9 μm,界面相的宽度为0.2 μm,整个模型的直径为100 μm。为了提高计算效率,模型中压头与支撑底座简化为刚性体。

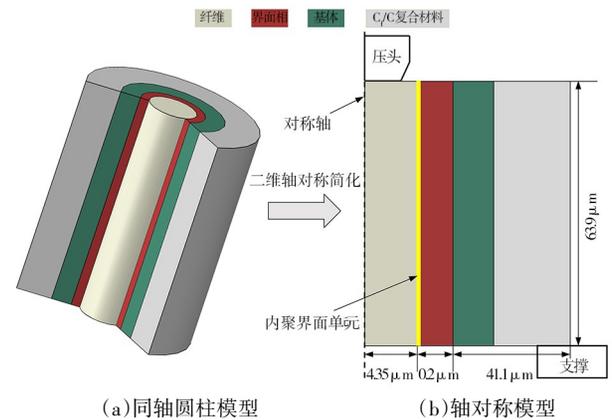


图8 纤维顶出模型示意图

Fig. 8 Schematic diagram of fiber push-out model

基于上述几何模型信息,构建了C_f/C复合材料单纤维顶出实验的有限元分析分离式模型。在界面相与纤维之间的界面插入内聚力单元,模拟顶出过程中的脱黏现象,其单元类型设置为四节点内聚力单元(COHAX4)。其余组分的单元类型统一选择四节点一阶缩减积分单元(CAX4R)。为了保证求解精度,在纤维、界面层和基体区域采用结构化网格处理,保证其为大小规则的正四边形,平均网格尺寸取为0.1 μm,并且界面层在其厚度方向上为两个单元,网格平均尺寸也取0.1 μm;C_f/C复合材料区域则采用自由化网格方式

进行处理:靠近纤维区域,网格划分较为密集,并逐步向外延伸扩散;网格平均尺寸取为3 μm 。

3.2 临界断裂能释放率对纤维渐进脱黏过程的影响

由纤维顶出实验得到的界面黏结强度是整个顶出过程的平均值。实际上,纤维的渐进脱黏是多个内聚单元损伤累加的结果^[26]。为了进一步了解内聚力模型中的参数在顶出过程中发挥的作用,本研究取内聚力刚度 K_{ss} 为 $6.7 \times 10^7 \text{ GPa/mm}$,内聚力强度 τ_s^0 为18 MPa,并以等分选取0.001~0.006 N/mm之间的6个不同的临界断裂能释放率 G_{IIc} 模拟纤维的顶出过程。模拟结果如图9所示。

图9(a)给出了在6种不同临界断裂能释放率情况下的压头承受载荷-位移曲线。从图中可以看出,这些曲线均表现出与典型纤维顶出实验结果相似的阶段特征:

(1)线弹性阶段:在压头与纤维接触初期,压头所承受的载荷与压入位移呈线性增长关系。说明在该阶段界面单元还未发生损伤,所有组分均处于弹性受载的状态。

(2)损伤萌生与扩展阶段:随着压头的持续压入,曲线的斜率逐渐减小,载荷与位移呈非线性增长关系。说明在该阶段纤维顶部附近的界面单元进入了损伤失效阶段,承载能力下降,而中后段未损伤的界面则依旧处于弹性受载状态,随着载荷的传递其承载能力仍有上升空间,这两种不同状态的界面单元间的演化导致了该阶段的非线性特征。

(3)完全脱黏阶段:当载荷到达曲线最大值时发生突变,随着位移的增大而迅速下降至零。说明该阶段完全损伤的界面单元数量大于未完全损伤单元的数量,只需较小的力就可使未完全损伤单元进入

完全损伤状态。而这正是在第二阶段中失效单元的数量逐渐累积,直至所有单元都完全失效的结果。

(4)脱黏滑移阶段:载荷值降至零且不再随位移的增大而变化。由于数值模拟未考虑实际实验中纤维完全脱黏后的摩擦力作用。因此,在纤维完全脱黏后,压头与纤维间不存在相互作用力,即载荷降至零。

图9(b)给出了载荷位移曲线中纤维最大顶出力(最大载荷值)与完全脱黏位移随临界断裂能释放率的变化情况。结果表明:在内聚力强度 τ_s^0 不变情况下,纤维最大顶出力随临界断裂能释放率的增大而增大。这是由于当 G_{IIc} 增大时,内聚力单元内聚表面的分离需要消耗更多的能量,导致界面完全脱黏所需要的顶出力更大。并且随着临界断裂能释放率的增大,纤维最大顶出力的增大幅度减小,说明增大界面的临界断裂能释放率能够在一定范围内提升 C_f/C 复合材料的承载能力,但是超过该范围提升效果不再显著。

对于完全脱黏位移,当界面的临界断裂能释放率增大时,纤维完全脱黏位移也增大,表现为载荷的突变现象不突出,从最大值下降至滑移段存在明显的滞后性。结合公式分析可知,在 τ_s^0 不变的情况下, G_{IIc} 与内聚单元完全失效时界面的相对位移 δ_s^f 呈线性正比例关系。当 G_{IIc} 增大时,需要更大的位移变形才能使单个界面单元的内聚表面完全分离。这就意味着:压头移动相同的位移, G_{IIc} 大的界面的损伤程度比 G_{IIc} 小的界面的损伤程度低。因此,载荷的突变效应不明显。值得注意的是,载荷突变的滞后性实际上反映出材料具有一定的韧性。由此可见,在复合材料的制备过程中,适当增大界面的临界断裂能释放率,能够提高复合材料的受载能力与断裂韧性。

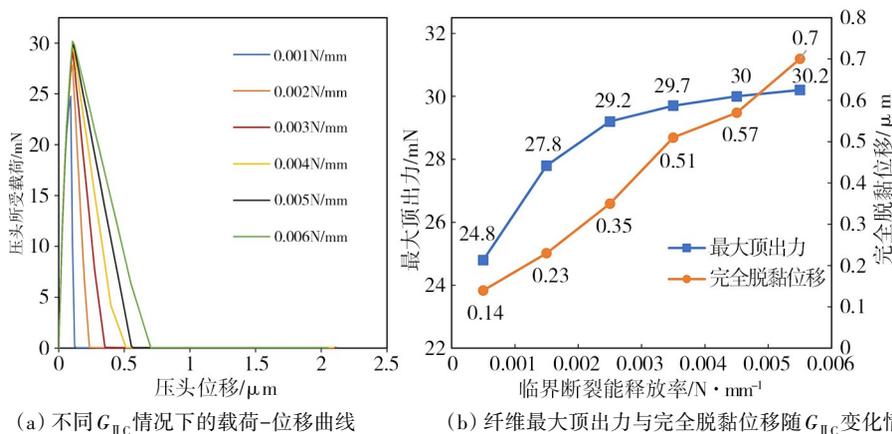


图9 不同 G_{IIc} 情况下的纤维顶出模拟结果

Fig. 9 Simulation results of fiber push-out under different G_{IIc}

3.3 内聚力强度对纤维渐进脱黏过程的影响

进一步地,在3.2节基础上,本研究取临界断裂能释放率 G_{IIc} 为定值0.001 N/mm,并以等分取13~33 MPa

之间5个不同的内聚力强度 τ_s^0 进行纤维顶出模拟,模拟结果如图10所示。图10(a)给出了在5种不同内聚力强度情况下的压头承受载荷-位移曲线。从图中可知,

曲线均表现出与3.2中相同的阶段性特征;并且非线性阶段的斜率与载荷最大值发生了明显变化。

图10(b)描述了纤维最大顶出力与完全脱黏位移随内聚力强度的变化情况。可以看出,当界面单元的内聚力强度增大时,纤维最大顶出力也随之增加。这是由于当界面单元受载时,其自身的应力值需要到达内聚力强度才会进入损伤演化阶段。这就意味着,在纤维顶出的过程中,压头前进相同的位移,需要更大的载荷才能使界面发生损伤,导致纤维最大顶出力与非线性阶段的斜率增大。并且纤维顶出力的增大幅度也随内聚力强度的增大而逐渐减小,与上述3.2中讨论的临界断裂能释放率对最大载荷值的影响结果相同。

结合图10(a)与图10(b)的结果表明:当界面的内聚力强度取13 MPa时,纤维完全脱黏位移明显大

于其他情况,其载荷的突变滞后现象显著,而当内聚力强度从18 MPa增大到33 MPa时,纤维完全脱黏位移未发生明显变化。由式(7)可知,在 G_{IIc} 不变的情况下, τ_s^0 与内聚单元完全失效时界面的相对位移 δ_s^0 呈线性反比例关系。当内聚力强度较小时,单个界面单元的完全分离位移较大。在这种情况下,由于内聚力强度较小,尽管界面单元能够很快进入损伤阶段,但是较大的完全分离位移使得内聚表面在界面刚度显著退化后依旧黏结在一起,不会完全分离,继续承受微量载荷。因此,载荷-位移曲线中表现出缓慢的软化下降特征。值得注意的是,尽管可以将载荷突变滞后效应看作是提高材料韧性的一种表现,但是在实际材料制备中,应该避免通过减小界面内聚力强度的方式提高复合材料韧性。因为在提高韧性的同时,其材料的受载能力也会显著下降。

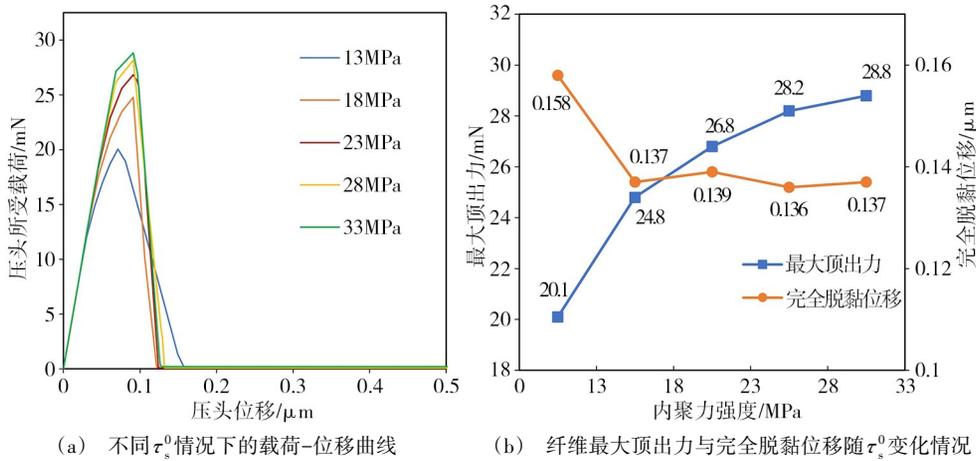


图10 不同 τ_s^0 情况下的纤维顶出模拟结果

Fig. 10 Simulation results of fiber push-out under different τ_s^0

3.4 内聚力模型参数的校准

基于上述建立的有限元分析模型及内聚参数分析结果,结合文献中 C_f/C 复合材料单纤维顶出试验结果,通过反拟合方法确定 C_f/C 复合材料体系界面内聚力模型的参数。

根据内聚参数的不同建立多组模型进行试算,计算过程中反复调整内聚力单元的 G_{IIc} 与 τ_s^0 取值。当纤维最大顶出力的模拟解与实验结果接近时,即可认为此时的 G_{IIc} 与 τ_s^0 值为该复合材料体系中界面内聚力模型参数的近似值。各组模拟结果与试验结果的对比汇总于表4。

由表4可以看出,当内聚力强度与临界断裂能释放率分别为18 MPa、0.001 N/mm时,模拟结果与试验结果最为接近。

因此,将上述参数作为单向 C_f/C 复合材料体系界面内聚力模型的最优参数。

表4 内聚力模型参数的校准结果

Tab. 4 Calibration results of the cohesive model

编号	$G_{IIc}/$ ($\text{N}\cdot\text{mm}^{-1}$)	τ_s^0/MPa	最大顶出力/mN	
			模拟	试验 ^[18]
1	0.001	18	24.8	
2	0.002	18	27.8	
3	0.003	18	29.2	
4	0.004	18	29.7	
5	0.005	18	30.0	
6	0.006	18	30.2	25.1
7	0.001	13	20.1	
8	0.001	23	26.8	
9	0.001	28	28.2	
10	0.001	32	28.8	
11	0.001	19	25.5	

4 结论

本研究提出了一种含界面相区域的纤维、界面相、基体三相C/C复合材料界面模型,并采用指数梯度模型对界面相进行数值近似。通过有限元模拟方法,分析了不同的界面处理方式对复合材料整体力学响应的影响。进而使用该三相模型对单纤维顶出实验进行模拟,系统研究并分析了纤维的渐进脱黏过程。基于分析结果,获得如下结论:

(1)相比于传统两相界面处理方式,改进的三相界面处理方式能够更为精确地反映出材料的整体力学响应。在基于复合材料微观结构的仿真模拟研究中,应建立引入界面相的三相模型。

(2)单纤维顶出实验的仿真模拟结果表现出与典型实验结果相符的四阶段性特征,分别是:线弹性阶段、损伤萌生与扩展阶段、完全脱黏阶段与脱黏滑移阶段,证明了该模型与模拟方法的有效性。

(3)临界断裂能释放率 G_{IIc} 对纤维最大顶出力和完全脱黏位移的模拟结果影响较大。当界面内聚力强度 τ_s^0 为18 MPa且 G_{IIc} 的取值在0.001~0.006 N/mm之间时,纤维最大顶出力随 G_{IIc} 增大而增大,但增大幅度减小;纤维完全脱黏位移随 G_{IIc} 的增大呈线性增大趋势,产生了载荷突变滞后现象。在可控的情况下,提高界面的临界断裂能释放率,可提高复合材料界面的承载能力并延缓界面完全损伤的过早出现。

(4)内聚力强度 τ_s^0 对纤维最大顶出力的模拟结果影响较大。当 τ_s^0 为13 MPa时,纤维的最大顶出力小,界面的承载能力弱。但是,纤维的完全脱黏位移显著增大,界面完全损伤的时间节点延后。随着 τ_s^0 从13 MPa增加至33 MPa,纤维的最大顶出力增大,但增大幅度减小,表现出与临界断裂能释放率相同的影响规律。在实际材料制备过程中,应尽量避免通过减小界面强度的方式提升材料韧性。

(5)采用试验-仿真结合的细观力学方法对内聚力模型参数进行校准,确定C/C复合材料界面内聚力模型参数为: $\tau_s^0=18$ MPa、 $G_{IIc}=0.001$ N/mm。

参考文献

- [1] HARUSSANI M M, SAPUAN S M, NADEEM G, et al. Recent applications of carbon-based composites in defence industry: A review [J]. *Defence Technology*, 2022, 18(8): 1281-1300.
- [2] PUKÁNSZKY B. Interfaces and interphases in multicomponent materials: Past, present, future [J]. *European Polymer Journal*, 2005, 41(4): 645-662.
- [3] CHANDRAN K S R. Review: Fatigue of fiber-reinforced composites, damage and failure [J]. *Journal of the Indian Institute of Science*, 2022, 102(1): 439-460.
- [4] KUMAR M S, RAGHAVENDRA K,

VENKATASWAMY M A, et al. Fractographic analysis of tensile failures of aerospace grade composites [J]. *Materials Research-Ibero-American Journal of Materials*, 2012, 15(6): 990-997.

[5] WISNOM M R. Modelling discrete failures in composites with interface elements [J]. *Composites Part A-Applied Science and Manufacturing*, 2010, 41(7): 795-805.

[6] MILLER B, MURI P, REBENFELD L. A microbond method for determination of the shear strength of a fiber/resin interface [J]. *Composites Science and Technology*, 1987, 28(1): 17-32.

[7] FAVRE J P, MERIENNE M C. Characterization of fibre/resin bonding in composites using a pull-out test [J]. *International Journal of Adhesion and Adhesives*, 1981, 1(6): 311-316.

[8] HO H, DRZAL L T. Evaluation of interfacial mechanical properties of fiber reinforced composites using the microindentation method [J]. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 1996, 27(10): 961-971.

[9] TRIPATHI D, JONES F. Single fibre fragmentation test for assessing adhesion in fibre reinforced composites [J]. *Journal of Materials Science*, 1998, 33(1): 1-16.

[10] FURUKAWA Y, HATTA H, KOGO Y. Interfacial shear strength of C/C composites [J]. *Carbon*, 2003, 41(9): 1819-1826.

[11] KABEL J, YANG Y, BALOOCH M, et al. Micro-mechanical evaluation of SiC-SiC composite interphase properties and debond mechanisms [J]. *Composites Part B-Engineering*, 2017, 131: 173-183.

[12] YOU J H, LUTZ W, GERGER H, et al. Fiber push-out study of a copper matrix composite with an engineered interface: Experiments and cohesive element simulation [J]. *International Journal of Solids and Structures*, 2009, 46(25-26): 4277-4286.

[13] ROHRMÜLLER B, GUMBSCH P, HOHE J. Calibrating a fiber-matrix interface failure model to single fiber push-out tests and numerical simulations [J]. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2021, 150: 106607.

[14] KARDOS J L. The role of the interface in polymer composites—some myths, and modifications [C]// *Molecular Characterization of Composite Interfaces*, Boston, MA, USA, Springer, 1985: 1-11.

[15] KARAKOC O, KOYANAGI T, NOZAWA T, et al. Fiber/matrix debonding evaluation of SiC/SiC composites using micropillar compression technique [J]. *Composites Part B-Engineering*, 2021, 224: 109189.

[16] FANG G W, JIE S, GAO X G, et al. Micromechanical finite element analysis of effect of multilayer interphase on crack propagation in SiC/SiC composites [J]. *Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering*, 2021, 29(5): 055010.

- [17] BRAGINSKY M, PRZYBYLA C P. Simulation of crack propagation/deflection in ceramic matrix continuous fiber reinforced composites with weak interphase via the extended finite element method [J]. *Composite Structures*, 2016, 136: 538–545.
- [18] ROLLIN M, JOUANNIGOT S, LAMON J, et al. Characterization of fibre/matrix interfaces in carbon/carbon composites [J]. *Composites Science and Technology*, 2009, 69(9): 1442–1446.
- [19] GE J, QI L, CHAO X, et al. The effects of interphase parameters on transverse elastic properties of carbon – carbon composites based on FE model [J]. *Composite Structures*, 2021, 268: 113961.
- [20] LONG Y, JAVED A, ZHAO Y, et al. Fiber/matrix interfacial shear strength of C/C composites with PyC – TaC – PyC and PyC – SiC – TaC – PyC multi–interlayers [J]. *Ceramics International*, 2013, 39(6): 6489–6496.
- [21] UPADHYAYA P, KUMAR S. Micromechanics of stress transfer through the interphase in fiber–reinforced composites [J]. *Mechanics of Materials*, 2015, 89: 190–201.
- [22] IWASHITA N, PSOMIADOU E, SAWADA Y. Effect of coupling treatment of carbon fiber surface on mechanical properties of carbon fiber reinforced carbon composites [J]. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 1998, 29(8): 965–972.
- [23] SUN Q, MENG Z, ZHOU G, et al. Multi–scale computational analysis of unidirectional carbon fiber reinforced polymer composites under various loading conditions [J]. *Composite Structures*, 2018, 196: 30–43.
- [24] DUGDALE D S. Yielding of steel sheets containing slits [J]. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 1960, 8(2): 100–104.
- [25] NEEDLEMAN A. Micromechanical modelling of interfacial decohesion [J]. *Ultramicroscopy*, 1992, 40(3): 203–214.
- [26] 布洛克. 王克仁译. 工程断裂力学基础 [M]. 北京: 科学出版社, 1980.
- D BROEK. WANG K Z, eds. *Fundamentals of Engineering Fracture Mechanics* [M]. Beijing: Science Press, 1980.
- [27] YANG Q. *Fracture Analyses of Plastically–deforming Adhesive Joints* [D]. Ann Arbor, MI, USA: University of Michigan, 2000.
- [28] ZHOU Y, YE T, MA L, et al. Investigation on C_f/PyC interfacial properties of C/C composites by the molecular dynamics simulation method [J]. *Materials*, 2019, 12(4): 679.
- [29] PAN Y, IORGA L, PELEGRI A A. Analysis of 3D random chopped fiber reinforced composites using FEM and random sequential adsorption [J]. *Computational Materials Science*, 2008, 43(3): 450–461.
- [30] GITMAN I M, ASKES H, SLUYS L J. Representative volume: Existence and size determination [J]. *Engineering Fracture Mechanics*, 2007, 74(16): 2518–2534.
- [31] 张超, 许希武, 严雪. 纺织复合材料细观力学分析的一般性周期性边界条件及其有限元实现 [J]. *航空学报*, 2013, 34(07): 1636–1645.
- ZHANG C, XU X W, YAN X. General periodic boundary conditions and their application to micromechanical finite element analysis of textile composites [J]. *Acta Aeronauticaet Astronautica Sinica*, 2013, 34(7): 1636–1645.