复合材料学报
Acta Materiae Compositae Sinica
第 29 卷 第 5 期 10 月 2012 年
Vol. 29 No. 5 October 2012

文章编号：1000-3851(2012)05-0215-07

基体局部软化对纤维/环氧树脂复合材料力学行为影响的数值分析

朱国伟，贾玉玺*，屈 鹏，聂佳祺
（山东大学 材料液固结构演变与加工教育部重点实验室，济南 250061）

摘 要： 聚合物基体的变形局部化在复合材料破坏过程中起着重要作用。采用有限元分析方法，借助用户材料子程序(UMAT)，描述了具有应变软化特点的高聚物弹塑性的本构关系，研究了纤维/环氧树脂复合材料在拉伸破坏过程中基体局部变形的演化规律，分析了基体的局部应变软化对纤维/环氧树脂复合材料应力的影响。结果表明：纤维的应力分布及基体的塑性变形具有不均匀性；基体局部变形降低了邻近断点的完好纤维的应力集中程度；随着纤维间距的增加，邻近断点的完好纤维的应力集中区域变宽，而且应力集中程度降低。

关键词： 复合材料；基体软化；应力集中；数值分析；细观力学
中图分类号： TB332 **文献标志码：** A

Numerical analysis for the influence of localized matrix softening on mechanical behaviors of fiber/epoxy composites

ZHU Guowei, JIA Yuxi*, QU Peng, NIE Jiaqi
(Key Laboratory for Liquid-Solid Structural Evolution & Processing of Materials (Ministry of Education), Shandong University, Jinan 250061, China)

Abstract: The localized deformation of matrix plays an important role in determining the failure process of composites. In the current work, based on the finite element analysis, a proper elasto-plastic constitutive model considering the softening after yielding was introduced using the user-defined material mechanical behavior (UMAT) subroutine. Then the evolution of the localized deformation of matrix during the unidirectional tensile test of the fiber/epoxy composites was presented. The effect of the post-yield softening character of the polymer matrix on the loading transfer in the fiber/epoxy composites was studied. The results show that the stress distributions of fiber and the plastic deformation of matrix are nonuniform. The localized deformation of matrix reduces the degree of the stress concentration of the adjacent fiber. The range of the stress concentration in adjacent fiber becomes wider, while the stress concentration degree degrades, with the inter-fiber spacing increasing.

Keywords: composites; matrix softening; stress concentration; numerical analysis; mesomechanics

纤维/环氧树脂复合材料比强度和比模量高、可设计性强，综合了增强材料和基体的优点，受到广大研究者[1-5]的青睐，但是由于材料制备工艺、使用环境等因素的影响，纤维/环氧树脂复合材料不可避免地出现一些缺陷[6]。当材料承受拉伸载荷时，树脂首先产生形变，然后应力通过界面传递到纤维上；当传递到纤维上的应力大于其拉伸强度时，纤维将首先在表面或内部的最大缺陷处发生断裂，接着在较小缺陷处发生断裂[7]。这些微裂纹往往发展成宏观裂纹，并进一步扩展而导致材料失效。

对于纤维/环氧树脂复合材料体系，基体除了起支撑和保护纤维的作用之外，还通过剪应力在纤维间起传递载荷作用[8]。基体力学性能会直接影响载荷的传递，进而影响邻近断点的完好纤维上的应力分布状态，因此基体在控制纤维间相互作用方面起着重要作用。

在复合材料细观力学的研究中，人们越来越重

收到初稿日期： 2011-09-14；**收到修改稿日期：** 2012-02-04；**网络出版时间：** 2012-05-08 16:32:48
网络出版地址： www.cnki.net/kcms/detail/11.1801.TB.20120508.1632.017.html
基金项目： 国家重点基础研究发展计划(2010CB631102)；国家自然科学基金(50973056，51173100)；山东省自然科学杰出青年基金(JQ201016)
通讯作者： 贾玉玺，博士，教授，博士生导师，主要从事高分子及其复合材料加工过程的数值模拟 E-mail：jia_yuxi@sdu.edu.cn

视对基体性质的描述和基体承载行为的表征。由于细观理论模型中对基体性质及其承载能力的假设过于简化，在预测复合材料的应力集中乃至材料损伤时与实验值之间仍存在着差距[9]。计算机模拟试验可以凭借计算机的强大计算功能，在较短时间内高效率地对不同尺寸、力学参数、本构关系的试件进行模拟试验[10]；此外，采用计算机模拟试验能定量研究复合材料的破坏模式，获得的一些规律性的认识不仅有助于认识复合材料破坏的本质及其演化规律，而且对工程实际也有一定的参考和应用价值。因此，越来越多的研究者借助于三维有限元方法对复合材料力学行为进行数值模拟[11]。目前，在纤维/环氧树脂复合材料的数值分析中，大都采用了弹性[12]或者理想弹塑性[13]基体本构，而聚合物基体变形行为中的一个重要特征——屈服后的应变软化并没有被这些本构模型所考虑[14]。

本文中采用细观力学模型，开发 ABAQUS 软件的用户材料子程序(UMAT)来描述具有应变软化以及后继硬化特点的热固性树脂基体的本构关系，分析基体局部软化特点对纤维/环氧树脂复合材料力学行为的影响，研究断裂纤维周围基体和纤维的应力分布状态，探讨基体局部变形的演化规律。

1　细观力学模型

1.1　几何模型和边界条件

由于单向纤维复合材料的密排六方堆积能有效提高纤维体积分数[15]，本文中应用 ABAQUS 软件，构建了含有初始纤维断点、密排六方堆积的三维纤维/环氧树脂复合材料模型。考虑模型的对称性，取 1/8 模型开展数值分析，如图 1 所示。该模型包括了位于中心位置的 1/4 根已断纤维、1 根完整邻近纤维、1/2 根邻近纤维以及纤维周围的环氧树脂基体。为了考虑细观模型外纤维/环氧树脂复合材料环境对模型的影响，外部引入了等效纤维/环氧树脂复合材料部分[16]。为了提高计算效率，同时保证周围等效纤维/环氧树脂复合材料表面的应力应变状态不受中心断裂纤维的影响，整个模型的宽度(x 轴)和高度(y 轴)取为 25 μm。此外，长度(z 轴)取为 75 μm，保证纤维轴向远离断点的另一端能够基本恢复到未扰动前的应力状态。相邻纤维轴线之间距离取为 1.5d，其中 d 为纤维直径。基于强界面假设，纤维和基体、基体和周围等效的纤维/环氧树脂复合材料在界面上共用节点。

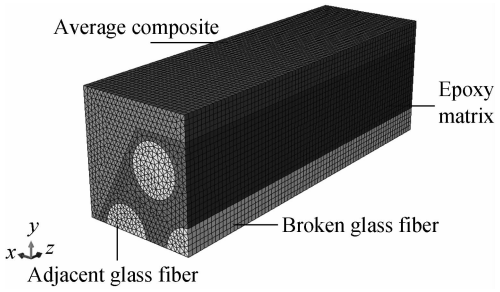

图 1　密排六方堆积的纤维/环氧树脂复合材料的有限元分析模型(1/8 模型)

Fig. 1　Finite element model of hexagonal arrayed fiber/epoxy composites(1/8 model)

在垂直于纤维轴向、远离断点的端面的所有节点上施加 z 正方向位移载荷。以增量步为 0.05 逐渐加载，直到该位移在数值上等于模型原轴向长度的 2%。在已断纤维的断面以及基体 I 型裂纹处的节点上均不施加任何约束，以自由表面的方式模拟预设的纤维断点和基体微裂纹。为满足对称性边界条件，所有其它 $z=0$ 的节点在整个拉伸过程中采用对称约束($U3=UR2=UR1=0$，其中 1、2、3 分别对应 x、y、z 轴，U 为平移相对运动分量，UR 为旋转相对运动分量)，所有 $y=0$ 的节点采用对称约束($U2=UR1=UR3=0$)，所有 $x=0$ 的节点也采用对称约束($U1=UR2=UR3=0$)。

1.2　本构关系

细观力学研究中，将纤维和基体看作两种独立的材料分别建模，这样能够更加真实地反映纤维/环氧树脂复合材料的实际情况。将玻璃纤维看作各向同性的理想线弹性材料，其本构关系为广义胡克定律：

$$\dot{\boldsymbol{\sigma}}=\boldsymbol{C}^{\mathrm{e}}:\dot{\boldsymbol{\varepsilon}} \tag{1}$$

式中：$\boldsymbol{C}^{\mathrm{e}}$ 为标准四阶各向同性弹性模量张量，笛卡尔坐标系下的各分量为

$$C_{ijkl}^{\mathrm{e}}=\frac{E}{1+\nu}\left[\frac{1}{2}(\delta_{ik}\delta_{jl}+\delta_{il}\delta_{jk})+\frac{\nu}{1-2\nu}\delta_{ij}\delta_{kl}\right] \tag{2}$$

式中：E 代表杨氏模量；ν 代表泊松比。

改性的环氧树脂基体采用 Wu 和 Giessen[17] 修正的 BPA 模型来描述聚合物基体的应变软化以及后续硬化行为。该本构关系[18]采用传统的材料变形状态参数如 Cauchy 应力 $\boldsymbol{\sigma}$ 和变形率张量 $\boldsymbol{D}$ 等来构建。

本文的研究中忽略热影响，变形率张量 $\boldsymbol{D}$ 分解成弹性和塑性部分的和：$\boldsymbol{D}=\boldsymbol{D}^{\mathrm{e}}+\boldsymbol{D}^{\mathrm{p}}$，弹性部分可

通过式(1)来表示，塑性应变速率 $\boldsymbol{D}^{\mathrm{p}}$ 由以下本构方程得到：

$$\boldsymbol{D}^{\mathrm{p}}=\frac{\dot{\gamma}^{\mathrm{p}}}{\sqrt{2}\tau}\bar{\boldsymbol{\sigma}}' \tag{3}$$

式中：τ 为等效切应力；$\bar{\boldsymbol{\sigma}}$ 为驱动应力；等效塑性切应变率 $\dot{\gamma}^{\mathrm{p}}$ 通过下式求得：

$$\dot{\gamma}^{\mathrm{p}}=\dot{\gamma}_0\exp\left[-\frac{A\tilde{s}}{T}\left(1-\left(\frac{\tau}{\tilde{s}}\right)^{5/6}\right)\right] \tag{4}$$

式中：$\dot{\gamma}_0$ 是剪切应变速率因子；A 是材料参数；T 是绝对温度，它在本文的研究中为常数；$\tilde{s}$ 是剪切强度，它随着塑性应变遵循下面的演化方程：

$$\tilde{s}(\gamma^{\mathrm{p}})=s_{\mathrm{s}}+(s_0-s_{\mathrm{s}})\exp(-h\gamma^{\mathrm{p}})+\alpha p \tag{5}$$

式中：s_0 为屈服强度；s_{s} 为饱和强度；h 为软化斜率；p 为压力；α 为压力参数因子。

这样 $\tilde{s}$ 就从初始值 s_0 逐步变化为饱和值 s_{s}，从而实现了对基体进入名义屈服点后的内在软化特征的描述。

对于基体软化后分子网络的极度拉伸导致的材料取向硬化用背应力张量 $\boldsymbol{b}$ 表示，满足 $\boldsymbol{b}=\boldsymbol{\sigma}-\bar{\boldsymbol{\sigma}}$。在修正的 BPA 模型中，综合考虑了三链和八链模型，背应力张量 $\boldsymbol{b}$ 用下式表示：

$$\boldsymbol{b}=(1-\rho)\boldsymbol{b}^{3-\mathrm{ch}}+\rho\boldsymbol{b}^{8-\mathrm{ch}} \tag{6}$$

式中：ρ 由分子链伸长极限决定；$\boldsymbol{b}^{3-\mathrm{ch}}$ 对应三链模型[19]；$\boldsymbol{b}^{8-\mathrm{ch}}$ 对应八链模型[20]。

1.3 材料参数

本文中研究的材料体系为玻璃纤维/环氧树脂复合材料，基体是经过化学改性的环氧树脂，型号为 DER332，其属性参数(表 1)在 ABAQUS 软件中通过 UMAT 子程序来实现。

玻璃纤维直径为 10 μm，弹性模量为 72 GPa，泊松比为 0.22。假设模型中的等效的纤维/环氧树脂复合材料为横观各向同性，在不同纤维体积含量下其纵向弹性模量 E_1 和横向弹性模量(E_2，E_3)，通过下面方程[16]得到：

$$E_1=V_{\mathrm{f}}E_{\mathrm{f}}+V_{\mathrm{m}}E_{\mathrm{m}} \tag{7}$$

$$E_2=E_3=\frac{E'_{\mathrm{m}}E_{\mathrm{f}}}{V_{\mathrm{m}}E_{\mathrm{f}}+V_{\mathrm{f}}E'_{\mathrm{m}}} \tag{8}$$

式中：$E'_{\mathrm{m}}=\dfrac{E_{\mathrm{m}}}{1-\nu_{\mathrm{m}}^2}$ (9)

等效纤维/环氧树脂复合材料泊松比(ν_{12}，ν_{13}，ν_{23})以及剪切模量(G_{12}，G_{13}，G_{23})，通过下式[23]得到：

$$\nu_{12}=\nu_{13}=V_{\mathrm{f}}\nu_{\mathrm{f}}+V_{\mathrm{m}}\nu_{\mathrm{m}} \tag{10}$$

$$\nu_{23}=0.8(V_{\mathrm{f}}\nu_{\mathrm{f}}+V_{\mathrm{m}}\nu_{\mathrm{m}})+\frac{0.2(\nu_{\mathrm{f}}E_{\mathrm{f}}V_{\mathrm{f}}+\nu_{\mathrm{m}}E_{\mathrm{m}}V_{\mathrm{m}})}{E_{\mathrm{f}}V_{\mathrm{f}}+E_{\mathrm{m}}V_{\mathrm{m}}} \tag{11}$$

$$G_{12}=G_{13}=\frac{0.8G_{\mathrm{m}}G_{\mathrm{f}}}{V_{\mathrm{m}}G_{\mathrm{f}}+V_{\mathrm{f}}G_{\mathrm{m}}}+0.2(G_{\mathrm{f}}V_{\mathrm{f}}+G_{\mathrm{m}}V_{\mathrm{m}}) \tag{12}$$

$$G_{23}=\frac{E_2}{2(1+\nu_{23})} \tag{13}$$

式中：$G_{\mathrm{f}}=\dfrac{E_{\mathrm{f}}}{2(1+\nu_{\mathrm{f}})}$；$G_{\mathrm{m}}=\dfrac{E_{\mathrm{m}}}{2(1+\nu_{\mathrm{m}})}$；$V$ 为体积分数；E 为弹性模量；ν 为泊松比；G 为剪切模量；下标 f 和 m 分别代表纤维和基体；1 代表纤维轴向；2-3 平面内为横向各向同性面。

2 结果与讨论

2.1 UMAT 的验证

由于 Mises 屈服准则更加符合试验结果，故受到广大研究者的认可。在本文的研究中，为了模拟基体材料屈服，有必要知道计算过程中每一个积分点瞬时的应力状态；如果积分点的应力满足 Mises 屈服准则，基体材料的刚度矩阵就随之改变。这种刚度矩阵动态改变的过程通过 UMAT 子程序来实现。UMAT 子程序的主要计算流程如图 2 所示。

图 3 为采用 UMAT 子程序计算的 DER332 环氧树脂在单向拉伸载荷下的应力-应变曲线。可见，基体在经受单向拉伸载荷时，先经历一段线弹性应力-应变关系，在应力达到屈服点 96.7 MPa 之后基体发生应变软化现象，即随着应变的不断增加，真实应力呈现出下降趋势；当下降到 91.3 MPa 时，应力达到稳定值；随着拉伸位移的继续增加，应力逐渐回升，并再次达到弹性区。

表 1 DER332 环氧树脂在用户材料子程序(UMAT)中的参数[21-22]

Table 1 Properties of the epoxy resin DER332 in user-defined material mechanical behavior (UMAT) subroutine

E/GPa	ν	s_0/MPa	s_{s}/s_0	As_0/T	h/s_0	α	$\lambda_{\max}$	C_{R}/s_0	$\dot{\gamma}_0/\mathrm{s}^{-1}$
2.5	0.3	96.7	0.95	78.955	17.25	0.08	2.5	0.059	2×10^{15}

Note: C_{R} is the initial hardening modulus; $\lambda_{\max}$ is the limit stretch of the molecular chains.

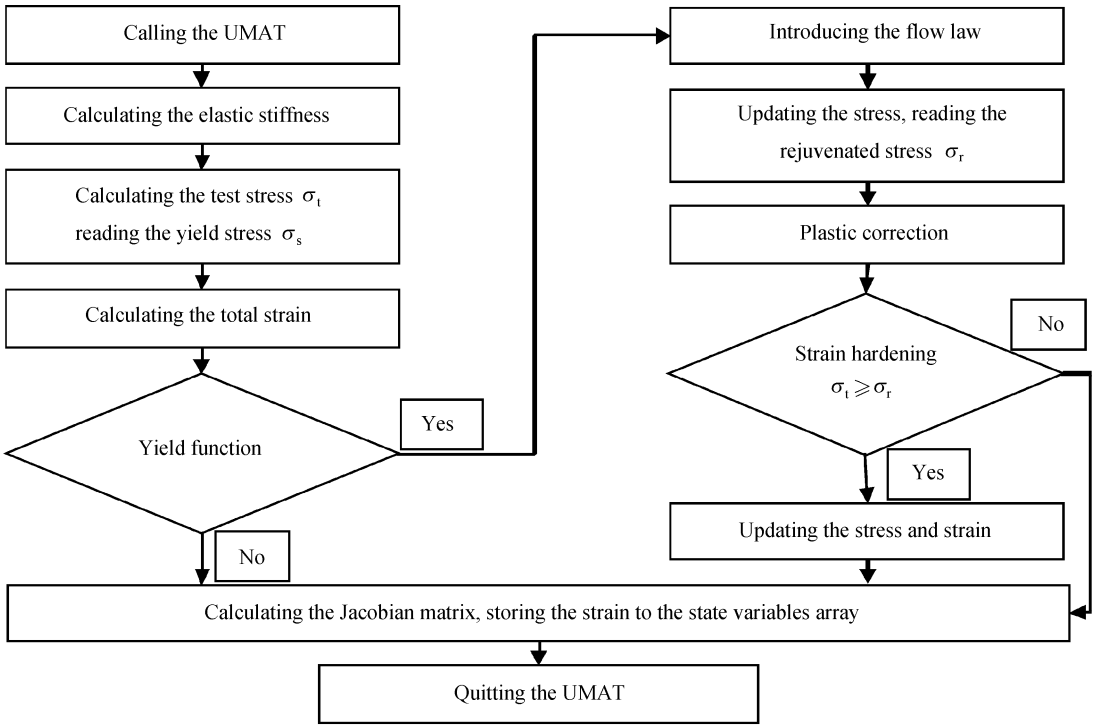

图 2　UMAT 的流程图

Fig. 2　Flow chart of the UMAT subroutine

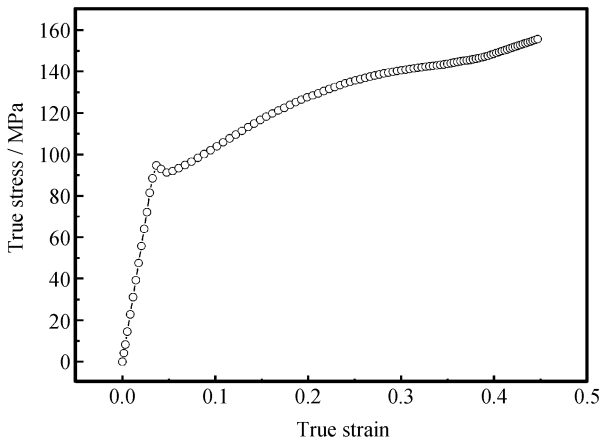

图 3　通过 UMAT 计算的 DER332 环氧树脂应力-应变曲线

Fig. 3　Stress - strain curve of DER332 epoxy resin calculated by UMAT subroutine

由高分子物理[24]可知：在聚合物的拉伸力学响应过程中，聚合物首先发生弹性变形，分子链通过键长、键角的变化来克服外力。当分子链内储存的弹性势能达到最大时，聚合物开始屈服。此时，玻璃态聚合物原来被冻结的链段开始相对运动，基体发生局部塑性流动，高分子链的伸展提供了材料的大变形。最后，在局部变形区域中由于分子链的高度取向使材料强度提高，进入取向硬化阶段。因此，上述的模拟结果符合实际的聚合物变形特征。

2.2　局部变形的数值模拟

图 4 为受到单向拉伸载荷后，纤维/环氧树脂复合材料模型在 yoz 面内的最大主应变。当拉伸率为 0.4%时，中心纤维的预设断点周围区域出现应力集中，基体受到瞬间冲击作用，初始微裂纹形成[25]；当拉伸率为 1.2%时，微裂纹尖端的局部基体处于接近屈服极限的弹性状态，最大主应变场已较明显地处于非均匀状态；从损伤力学的观点来看[26]，变形局部化区域内的平均有效应力大于其它区域的平均有效应力。因此当载荷增加时，尽管其它区域也可能发生后续的屈服，但是更多的屈服出现在该变形局部化区域内，并且该区域向外扩展。当拉伸率为 1.6%时，基体微裂纹尖端的剪切应力在 45°方向发展，树脂基体在达到屈服极限后软化愈加严重，剪切应力迫使分子链在 z 方向上发生了相互远离；当拉伸率为 2.0%时，局部变形区内的分子链取向度增加，致使材料强度提高，使这部分材料暂时不发生进一步变形，而在局部变形区的边缘进一步发生剪切变形，导致基体局部变形特征愈加明显。

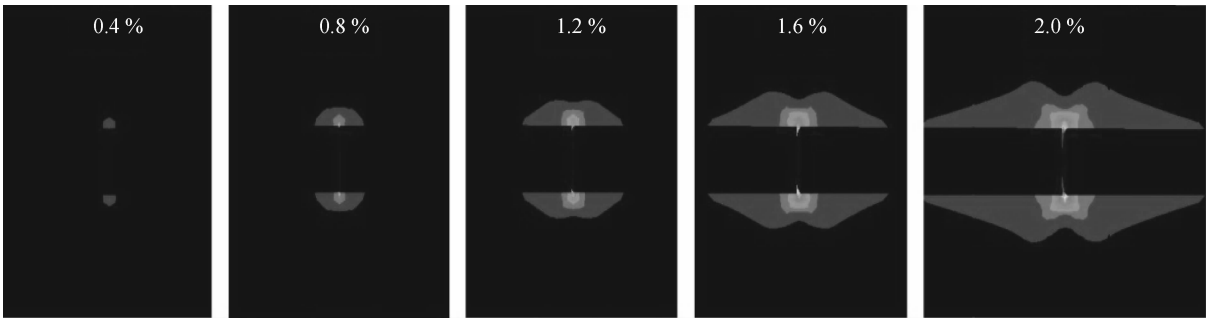

图 4　纤维/环氧树脂复合材料的最大主应变随拉伸率的演化

Fig. 4　Evolution of the maximal principal logarithmic strain with the strain ratio of the fiber/epoxy composites

图 5 为纤维/环氧树脂复合材料在承受 2%轴向拉伸变形时，在偏振光显微镜下拍摄到的局部变形照片。比较图 4 和图 5，有限元模拟里的局部变形区的形状、位置以及方向和实验中观察到的局部变形现象基本一致。

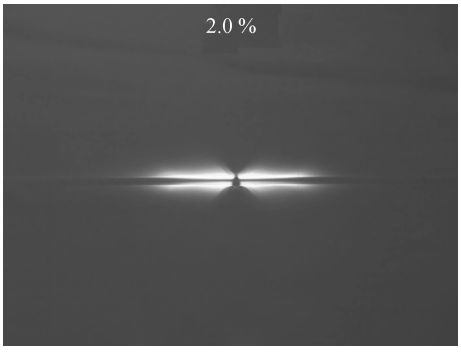

图 5　偏振光显微镜下的纤维/环氧树脂复合材料局部变形现象

Fig. 5　Polarized optical micrograph of localized deformation in the fiber/epoxy composites

2.3　纤维应力分布的数值分析

以往的弹塑性基体研究中，无论是理论模型[27]，还是数值分析[28-29]，它们的结果有一个共性：在与已断纤维邻近的完好纤维上，最大应力出现的位置正对着初始纤维断点。对于基体具有屈服后软化以及后继硬化特征的纤维/环氧树脂复合材料，本文中对比研究了邻近断点的完好纤维上的应力分布状态。

图 6 为不同纤维间距下纤维/环氧树脂复合材料模型承受 2%轴向拉伸时，邻近断点的完好纤维的应力分布。为了使模拟结果具有可比性，假设图 6(a)和图 6(b)中基体的杨氏模量、泊松比和名义屈服点取值一致。对于基体无软化特征的纤维/环氧树脂复合材料，在不同纤维间距下，应力分布曲线上在与初始断点正对的位置均呈现出一个应力

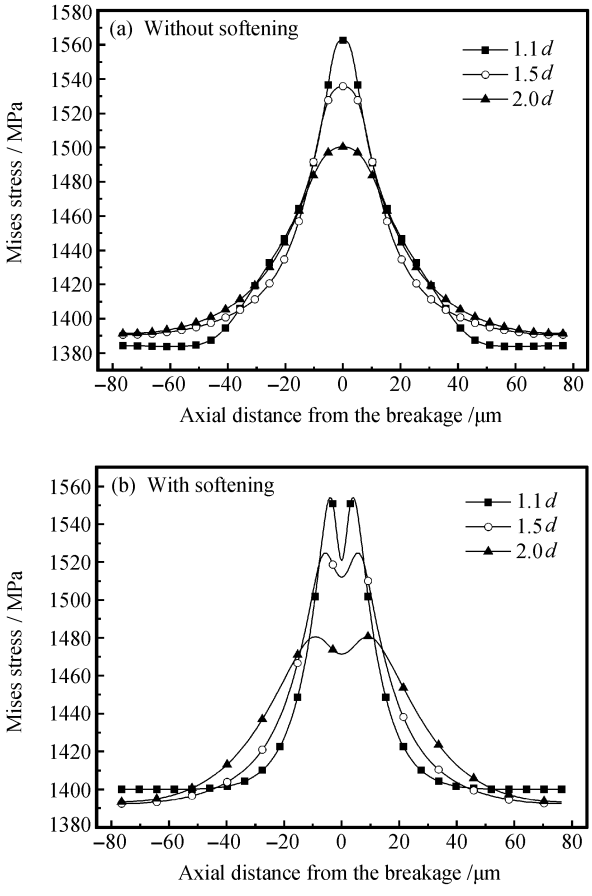

图 6　邻近断点的完好纤维的 Mises 应力分布

Fig. 6　Mises stress distributions at the center of the adjacent intact fibers without the matrix softening and with the matrix softening after yield

集中峰，应力峰值随着纤维距离的增加而逐渐减小；而对于基体具有屈服软化效应的纤维/环氧树脂复合材料，邻近断点的完好纤维的应力分布状态发生了显著变化。以纤维间距为 1.5 倍纤维直径的纤维/环氧树脂复合材料模型为例，在横坐标的 0 点位置，应力值为 1511.9 MPa；随着与纤维断点轴

向距离的增加，应力不断增大。当轴向相对距离为 6.13 μm 时，在邻近纤维上出现了两个应力集中峰，应力峰值达到 1524.8 MPa；当进一步增加与初始断点的轴向距离时，应力表现出剧烈的下降趋势，最后在远离纤维断点的另一端达到稳定值 1392.4 MPa。

此外，由图 6 可见，纤维断裂导致了邻近断点的完好纤维的应力集中现象。这是因为在纤维断裂后其应力释放，周围产生局部应力扰动，邻近纤维与基体受到该扰动的影响而造成应力增加[30-31]；基体变形的不均匀性导致了传递到邻近纤维的应力也不相同。结合图 4 中纤维/环氧树脂复合材料模型承受 2%轴向拉伸时的变形模式可知，基体的软化特点引起了基体局部大变形，进一步触发了大约 45°方向位置上的纤维应力集中，导致了图 6(b)中两个应力集中峰的位置偏离纤维断点的现象。此外，对比图 6(a)和图 6(b)可知，在相同纤维间距下，受基体软化影响的邻近纤维的应力峰值都低于无基体软化效应时邻近纤维的应力峰值。

从图 6(b)中还可以看出，虽然在 3 种纤维间距下的应力分布曲线上都出现了两个应力集中峰，但是应力集中程度不同。对于纤维间距为 1.1d 的纤维/环氧树脂复合材料模型，在相对断点轴向距离为 4.09 μm 的位置，邻近纤维上出现了两个尖锐的应力集中峰，应力峰值高达 1554.2 MPa。而对于纤维间距为 2.0d 的纤维/环氧树脂复合材料模型，在相对断点轴向距离为 9.19 μm 时，邻近纤维上才出现了两个平缓的应力集中峰，而且峰值降至 1480.7 MPa。这是由于随着纤维间距的增加，基体局部变形由断点扩展到邻近纤维需要更大的横向距离，同时，在承受相同的载荷时，相邻纤维之间有更多的基体出现局部软化来吸收能量，从而导致邻近纤维的应力集中程度下降。

3　结　论

建立了具有初始纤维断点的单向纤维/环氧树脂复合材料承受单向拉伸载荷的三维有限元分析模型，开发了用户材料子程序(UMAT)来描述具有应变软化特点的改性环氧树脂基体的本构关系，数值分析了纤维/环氧树脂复合材料的局部变形特点，以及基体局部变形对纤维应力集中的影响规律。

(1) 通过理论分析和实验结果对照，发现本文模拟结果符合实际聚合物的变形特征，证明了本文中提出的 UMAT 算法的正确性。

(2) 在考虑了聚合物基体屈服软化效应之后，再现了纤维/环氧树脂复合材料变形与破坏过程中的“基体局部应力集中”、“基体软化”、“纤维应力恢复”以及后续的“基体应变硬化”等四个基本阶段。

(3) 基体局部变形对邻近断点的完好纤维的应力分布产生显著影响，在邻近纤维的应力分布曲线上带来额外的两个应力峰，进而扩大了邻近纤维的应力集中范围，降低了局部应力集中程度。

(4) 纤维之间的相互作用，在很大程度上受到纤维间距的影响。随着纤维间距的增加，邻近断点的完好纤维的应力集中区域变宽，但是应力集中程度变小。

参考文献：

[1] 杜善义. 先进复合材料与航空航天 [J]. 复合材料学报，2007，24(1)：1-12.
Du Shanyi. Advanced composite materials and aerospace engineering [J]. Acta Materiae Compositae Sinica，2007，24(1)：1-12.

[2] 陈祥宝，张宝艳，邢丽英. 先进树脂基复合材料技术发展及应用现状 [J]. 中国材料进展，2009，28(6)：2-12.
Chen Xiangbao，Zhang Baoyan，Xing Liying. Application and development of advanced polymer matrix composites [J]. Materials China，2009，28(6)：2-12.

[3] 益小苏，张　明，安学锋，刘立朋. 先进航空树脂基复合材料研究与应用进展 [J]. 工程塑料应用，2009，37(10)：72-76.
Yi Xiaosu，Zhang Ming，An Xuefeng，Liu Lipeng. Development and application of advanced aeronautical polymer matrix composites [J]. Engineering Plastics Application，2009，37(10)：72-76.

[4] 关志东，Yang Chihdar. 复合材料管接头拉扭作用下胶层应力分析 [J]. 复合材料学报，2004，21(3)：96-101.
Guan Zhidong，Yang Chihdar. Analysis of the stress in a composite pipe joint under tensile and torsional load [J]. Acta Materiae Compositae Sinica，2004，21(3)：96-101.

[5] Li H Z，Jia Y X，Luan S F，Xiang Q，Han C C，Mamtimin G，Han Y C，An L J. Explanation for micromorphologies around broken fibers in fiber - reinforced composites [J]. Polymer Composites，2008，29(6)：649-654.

[6] 王　歆，贾玉玺，季　忠，李红周. 基于细观模型的纤维增强树脂基复合材料的裂纹与强度关系研究 [J]. 玻璃钢/复合材料，2006(2)：3-6.
Wang Xin，Jia Yuxi，Ji Zhong，Li Hongzhou. Investigation of relationship between crack and strength of fiber reinforced resin matrix composites based on mesoscopic-mechanical model [J]. Fiber Reinforced Plastics/Composites，2006(2)：3-6.

[7] 李学梅，王继辉，高国强，冯　武. 单纤维复合材料断裂实验

表征界面研究［J］. 武汉理工大学学报，2005，27(4)：9-12.
Li Xuemei，Wang Jihui，Gao Guoqiang，Feng Wu. Study on the interfacial adhesion conditions by single-fiber composite fragmentation test［J］. Journal of Wuhan University of Technology，2005，27(4)：9-12.

［8］ 王荣国，武卫莉，谷万里. 复合材料概论［M］. 哈尔滨：哈尔滨工业大学出版社，2004：20-22.

［9］ Heuvel P W J D，Peijs T，Young R J. Failure phenomena in two-dimensional multi-fiber micro-composites：2. A Raman spectroscopic study of the influence of inter-fiber spacing on stress concentrations［J］. Composites Science and Technology，1997，57(8)：899-911.

［10］ 王学滨，潘一山，盛 谦，丁秀丽. 岩体假三轴压缩及变形局部化剪切带数值模拟［J］. 岩土力学，2001，22(3)：323-326.
Wang Xuebin，Pan Yishan，Sheng Qian，Ding Xiuli. Simulation of triaxial compression and localization of deformation［J］. Rock and Soil Mechanics，2001，22(3)：323-326.

［11］ Ohno N，Okabe S，Okabe T. Stress concentrations near a fiber break in unidirectional composites with interfacial slip and matrix yielding［J］. International Journal of Solids and Structures，2004，41(16/17)：4263-4277.

［12］ Hedgepeth J M，Dyke Van P. Local stress concentration in imperfect filamentary composite materials［J］. Journal of Composite Materials，1967，1(3)：294-309.

［13］ Xia Z，Okabe T，Curtin W A. Shear-lag versus finite element models for stress transfer in fiber-reinforced composites［J］. Composites Science and Technology，2002，62：1141-1149.

［14］ Xia Z，Curtin W A，Okabe T. Green's function vs shear-lag models of damage and failure in fiber composites［J］. Composites Science and Technology，2002，62：1279-1288.

［15］ Sirivedin S，Fenner D N，Nath R B，Galiotis C. Effects of inter-fibre spacing and matrix cracks on stress amplification factors in carbon-fibre/epoxy matrix composites，Part II：Hexagonal array of fibres［J］. Composites Part A：Applied Science and Manufacturing，2006，37(11)：1936-1943.

［16］ Heuvel P W J D，Goutianos S，Young R J，Peijs T. Failure phenomena in fibre-reinforced composites. Part 6：A finite element study of stress concentrations in unidirectional carbon fibre-reinforced epoxy composites［J］. Composites Science and Technology，2004，64(5)：645-656.

［17］ Wu P D，Giessen Van der E. Computational aspects of localized deformations in amorphous glassy polymer［J］. European Journal of Mechanics A/Solids，1996，15(5)：799-823.

［18］ Dreistadt C，Bonnet A S，Chevrier P，Lipinski P. Experimental study of the polycarbonate behaviour during complex loadings and comparison with the Boyce，Parks and Argon model predictions［J］. Materials and Design，2009，30(8)：3126-3140.

［19］ Wang M C，Guth E J. Statistical theory of networks of non-Gaussian flexible chains［J］. Journal of Chemical Physics，1952，20：1144-1157.

［20］ Arruda E M，Boyce M C. Effects of initial anisotropy on the finite strain deformation behavior of glassy polymers［J］. International Journal of Plasticity，1993，9：783-811.

［21］ Seelig Th. Computational modeling of deformation mechanisms and failure in thermoplastic multilayer composites［J］. Composites Science and Technology，2008，68(5)：1198-1208.

［22］ Detwiler A T，Lesser A J. Aspects of network formation in glassy thermosets［J］. Journal of Applied Polymer Science，2010，117(2)：1021-1034.

［23］ 沈观林，胡更开. 复合材料力学［M］. 北京：清华大学出版社，2006：233-236.

［24］ 金日光，华幼卿. 高分子物理［M］. 北京：化学工业出版社，2006：220-230.

［25］ Grubb D T，Li Z F，Phoenix S L. Measurement of stress concentration in a fiber adjacent to a fiber break in a model composite［J］. Composites Science and Technology，1995，54(3)：237-249.

［26］ 周国林，谭国焕，李启光，徐 鉞. 剪切破坏模式下岩石的破坏准则［J］. 岩土力学与工程学报，2001，20(6)：753-762.
Zhou Guolin，Tan Guohuan，Li Qiguang，Xu Xu. New strength criterion for rock with shear failure mode［J］. Chinese Journal of Rock Mechanics and Engineering，2001，20(6)：753-762.

［27］ Zhou X F，Wagner H D. Stress concentrations caused by fiber failure in two-dimensional composites［J］. Composited Science and Technology，1999，59(7)：1063-1071.

［28］ Fiedler B，Klisch A，Schulte K. Stress concentrations in multiple fibre model composites［J］. Composites Part A，1998，29A：1013-1019.

［29］ Sirivedin S，Fenner D N，Nath R B，Galiotis C. Effects of inter-fibre spacing and matrix cracks on stress amplification factors in carbon-fibre/epoxy matrix composites. Part Ⅰ：Planar array of fibres［J］. Composites Part A：Applied Science and Manufacturing，2003，34(12)：1227-1234.

［30］ Landis C M，Mcmeeking R M. Stress concentrations in composites with interface sliding，matrix stiffness and uneven fiber spacing using shear lag theory［J］. International Journal of Solids and Structures，1999，36(28)：4333-4361.

［31］ Li H Z，Jia Y X，Mamtimin G，Wang X，Jiang W，An L J. Numerical simulation of mesoscopic mechanical behaviors of gradual multi-fiber-reinforced polymer matrix composites［J］. Macromolecular Materials and Engineering，2006，291(5)：510-516.