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)05-0236-08

基于内聚力模型的形状记忆合金短纤维增强树脂基复合材料的模拟分析

王振清，雷红帅，周 博*，付 际，王晓强
（哈尔滨工程大学 航天与建筑工程学院，哈尔滨 150001）

摘 要： 通过单纤维拔出实验和单轴拉伸实验，测定了形状记忆合金(SMA)增强树脂基复合材料的界面脱粘剪切强度和单向随机分布SMA短纤维增强复合材料的拉伸强度。根据蒙特卡罗法和边界条件控制方程，编写了适于软件调用的单向随机分布短纤维增强复合材料的APDL语言生成程序，建立数值模拟模型。基于指数型内聚力模型，对SMA纤维与环氧树脂基体界面分离(即界面脱粘)过程进行了有限元模拟。结果表明：相同纤维体积分数下，随着纤维长细比的减小，复合材料整体弹性模量逐渐降低；温度驱使SMA纤维弹性模量发生变化，可以有效提高复合材料整体弹性模量。

关键词： SMA复合材料；界面；内聚力模型；界面脱粘；数值模拟
中图分类号： TB330.1 **文献标志码：** A

Simulation and analysis on short-cut shape memory alloy reinforced epoxy composite based on cohesive zone model

WANG Zhenqing, LEI Hongshuai, ZHOU Bo*, FU Ji, WANG Xiaoqiang
(College of Aerospace and Civil Engineering, Harbin Engineering University, Harbin 150001, China)

Abstract: The interfacial debonding shear strength and ultimate strength of short-cut shape memory alloy (SMA) reinforced epoxy composites were determined based on SMA single fiber pull-out test and uniaxial tensile test, respectively. An algorithm for the automatic generation of unidirectional random distribution short-cut SMA fiber/epoxy composites was developed, using Monte-Carlo method and boundary condition control equation via algorithmic processor description language (APDL). The interfacial debonding process between SMA fibers and epoxy matrix was simulated by means of exponential cohesive zone model (CZM). The results indicate that the macroscopic elastic modulus gradually reduce with the decrease of fiber slendevness ratio and the overall elastic modulus of composite are enhanced owing to the driving of SMA fiber, under the same fiber volume.

Keywords: SMA composite; interphase; cohesive zone model (CZM); interfacial debonding; simulation

随着新制造技术和工艺的发展，形状记忆合金(SMA)复合材料已成为工程领域广泛应用的传统结构材料的替代品。智能复合材料或智能结构设计过程中，SMA通常以纤维、颗粒、薄膜、丝或带等形式嵌入某种基体材料，如聚合物、金属和陶瓷材料，通过温度驱动马氏体相变和逆相变达到控制复合材料形状、阻尼、振动等力学特性的目的。拓展形状记忆合金复合材料在工程领域的应用，需要能够准确预测非均匀材料的宏观力学行为，但这又受限于各组成相微观尺度的不均匀性。因此，为进一步有效设计和生产SMA复合材料，需要对其力学特性进行深入的研究。

目前，一些学者进行了SMA复合材料刚度、振动和低速冲击性能等方面的实验研究，发现含预应变的短纤维在回复过程中，产生的界面应力可以改善复合材料的拉伸、弯曲、断裂韧性等性能。Murasawa[1]通过单轴拉伸试验，研究了SMA长纤维和短纤维复合材料的断裂行为和预应变热变形行

收到初稿日期： 2011-09-26；**收到修改稿日期：** 2012-01-18；**网络出版时间：** 2012-07-11 10:16:09
网络出版地址： www.cnki.net/kcms/detail/11.1801.TB.20120711.1016.014.html
基金项目： 中央高校基本科研业务费重大项目培育计划(HEUCFZ1004)；教育部博士点基金(20112304110015)；哈尔滨市科技创新人才研究专项基金(RC2009QN017046)
通讯作者： 周 博，教授，博士生导师，主要从事智能结构与复合材料的实验研究 E-mail：zhoubo@hrbeu.edu.cn

为，从强度改善和增韧的角度，论述了其作为结构和功能材料的潜能。Zhang 等[2-3]基于 Halpin-Tsai 理论构建了层板模型，研究了 SMA 短纤维和颗粒复合材料的动态力学行为。Kang 等[4]和 Aurrekoetxea 等[5]通过冲击断裂和三点弯曲实验，分别研究了 NiTi 合金丝加固玻璃纤维和编织碳纤维增强聚合物复合材料的冲击性能。Wang 等[6-7]通过引入一个满足空间轴对称问题平衡方程的应力函数，推导了单纤维拔出模型中纤维和基体材料的应力分布表达式，基于单纤维拔出试验，系统的研究了树脂基形状记忆合金复合材料界面脱粘临界应力(初始界面脱粘应力和最大界面脱粘应力)行为，分析了温度荷载、纤维埋入长度以及预应变水平对复合材料界面特性的影响，这些理论和实验的研究成果为推广 SMA 复合材料奠定了基础。

此外，随着计算机性能的不断提高，数值分析方法逐渐成为复合材料设计中一个不可或缺的部分，已被广泛用于评价随机分布纤维增强复合材料的整体结构性能。国内外学者集中在两个方面进行了研究：(1)纤维在基体生成方法或者代表体单元选取方法；(2)整体复合材料结构失效形式模拟。Pan 等[8]应用改进的随机序列吸附算法生成随机纤维增强复合材料，基于连续微观力学研究了交叉纤维角度和间距对复合材料整体弹性性能的影响。Wang 等[9]提出了一种单向长纤维增强复合材料的二维代表体单元自动生成算法，研究了纤维分布的随机性对横向模量的影响。关于多相复合材料界面断裂和脱粘模拟，由于复合材料的界面层往往很薄，远小于纤维直径，而且沿厚度方向性质是变化的，这就给传统的有限元分析带来诸如单元剖分等困难，若要在细观尺度上评估材料的损伤与断裂过程，内聚力模型(CZM)无疑是一种行之有效的方法，因为它是把内聚力单元插入到有限元模型中，从而能够显式地模拟界面损伤萌生与演化[10-13]。赵鹏飞等[14]采用指数型内聚力模型，通过引入黏性耗散系数的方法，成功模拟了纳米悬臂梁 Si/Cu 界面分层破坏过程。王艳飞等[15]采用线性内聚力模型，研究了含缺口的高强钢圆柱在固定载荷拉伸下的氢滞后断裂时间和裂纹萌生位置，分析了氢含量对裂纹萌生和扩展的影响。然而，这些模拟通常集中于玻璃纤维或碳纤维增强复合材料，SMA 纤维增强复合材料方面的模拟和研究比较少见。

本文作者基于 SMA 单纤维拔出和单轴拉伸两组实验，测定了 SMA 复合材料界面脱粘临界剪应力和单向随机分布复合材料强度，并通过蒙特卡罗法和边界条件控制，编写了适于软件调用的单向随机分布 SMA 短纤维增强复合材料的 APDL 语言生成程序。采用指数型内聚力模型，对 SMA 纤维和环氧树脂基体界面分离(即界面脱粘)过程进行了有限元模拟，讨论了相同纤维体积分数下温度和纤维尺寸对复合材料强度、内部应力分布的影响。

1 实验研究

为研究 SMA 增强复合材料的力学行为，进行了两组实验：(1)界面脱粘临界剪应力，通过单纤维拔出模型试验，测定纤维与基体界面脱粘剪切强度；(2)复合材料强度测定，通过单轴拉伸试验，测定复合材料的强度、延伸率和失效形式。

实验基体材料选用常温固化环氧树脂 GY251，固化剂型号为 HY956，环氧树脂和固化剂按质量比5∶1进行配比，搅拌均匀后抽真空 15 min 去除气泡。纤维选用近等原子比超弹 NiTi 合金丝，模型浇筑后放入真空干燥箱室温固化 24 h。试验过程中，为增加纤维与基体界面粘结强度，选用砂纸打磨处理 SMA 纤维表面，并用超声清洗纤维表面残留污渍。图 1 为场发射扫描电子显微镜(SEM)获得的未处理和砂纸打磨后 SMA 纤维表面形貌。可以明显看到打磨后纤维表面留下的划痕，划痕的存在可以增加纤维和基体之间的粘结程度，从而提高复合材料界面脱粘强度。

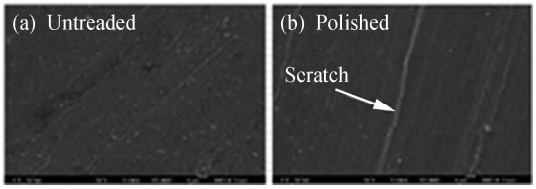

图 1 形状记忆合金(SMA)纤维表面未处理和砂纸打磨后的表面形貌

Fig. 1 Surface morphologies of untreated and polished shape memory alloy (SMA) fiber

1.1 界面脱粘剪切强度测定

采用单纤维双圆柱拔出模型测定 SMA 复合材料的界面脱粘临界剪切强度，基体低端固定，纤维一端施加载荷，如图 2 所示。纤维半径 $a=1$ mm，埋入基体总长度 $l=60$ mm，基体半径 $b=20$ mm，纤维末端轴向应力为 F，加载速率 1 mm/min。和普通金属材料相比，SMA纤维相变过程和界面起

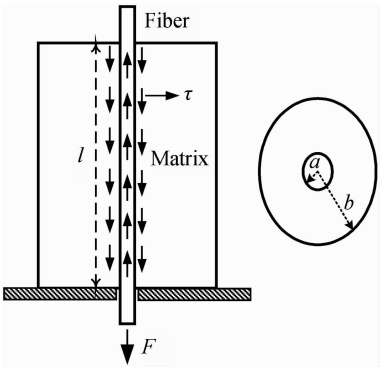

图 2　单纤维双圆柱拔出模型简图

Fig. 2　Schematic illustration of single SMA fiber pullout

始脱粘位置会对界面强度有一定的影响[16-18]。

图 3 为室温条件下实验获得的单纤维拔出载荷-位移曲线。随着位移的增加，纤维轴向应力首先达到 A 点，此时界面剪应力达到临界脱粘应力，复合材料局部界面开始脱粘，此时复合材料整体并未完全丧失承载能力；AB 阶段为纤维从基体缓慢拔出过程，SMA 纤维由于外载荷作用发生相变，轴向应力缓慢增加至 B 点，界面脱粘区长度达到最大值，此时纤维轴向应力定义为最大脱粘应力；BC 阶段为纤维瞬间完全脱粘过程；C 点之后，纤维与基体界面摩擦应力承受外载荷。

文献[18]考虑到 SMA 马氏体相变对环氧树脂基体复合材料界面起始脱粘的影响，定义界面脱粘剪切强度由 B 点对应的纤维轴向应力 σ_p 决定，表达式为

$$\tau_{max} = (\gamma/2)[M\sinh(2\gamma s) + N\cosh(2\gamma s)]\sigma_p \qquad (1)$$

其中

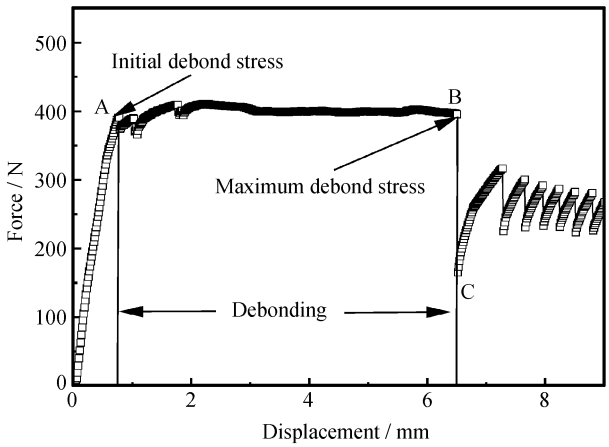

图 3　SMA 单纤维拔出的载荷-位移曲线

Fig. 3　Force - displacement curves of SMA fiber for pullout test

$$\gamma = \sqrt{\frac{1}{Q(1+\nu_m)}\left(\frac{S_f}{S_m} + \frac{E_f}{E_m}\right)}$$

$$Q = -0.25 + b^2\,\frac{2b^2\ln(b/a) - b^2 + a^2}{2(b^2 - a^2)^2}$$

$$M = -\frac{S_f E_f}{S_f E_f + S_m E_m}$$

$$N = \mathrm{csch}(2\gamma s) - M\tanh(\gamma s),\ \sigma_p = F/\pi a^2$$

式中：$S_f = \pi a^2$ 和 $S_m = \pi(b^2 - a^2)$ 分别为纤维、基体截面积；$s = l/2a$ 为纤维长细比；E_f 和 E_m 代表纤维和基体弹性模量；ν_m 为基体材料泊松比；为描述纤维和基体材料形状、性质相互影响关系，引入 M、N、Q 和 γ 等四个无量纲常数。通过式(1)可求得 SMA 纤维界面脱粘剪切强度 $\tau_{max} = 7.67$ MPa。

1.2　复合材料强度测定

单轴拉伸复合材料试件按照 ASTM(D638－08)标准进行浇筑，引伸计有效测量长度 50 mm，短纤维半径 $a = 0.1$ mm，长度 $l = 12$ mm，纤维体积分数 $c = 0.6\%$，试件成型后使用抛光机对其表面进行抛光，实验在拉伸试验机 Zwick Z010 上进行，加载速率 1 mm/min。

图 4 为实验获得的环氧树脂基体和短纤维增强复合材料的单轴拉伸应力-应变曲线。对比曲线可知，树脂基体材料弹性模量为 1.3 GPa，屈服应力为 33.6 MPa，增强后复合材料弹性模量和屈服应力增加为 1.47 GPa 和 35 MPa。SMA 短纤维的存在提高了复合材料有效弹性模量和最大屈服应力，同时纤维也能阻止基体材料内部的位错运动及裂纹扩展，但由于纤维端部应力集中造成复合材料局部裂纹增加，复合材料整体有效延伸率并没有明显改变。

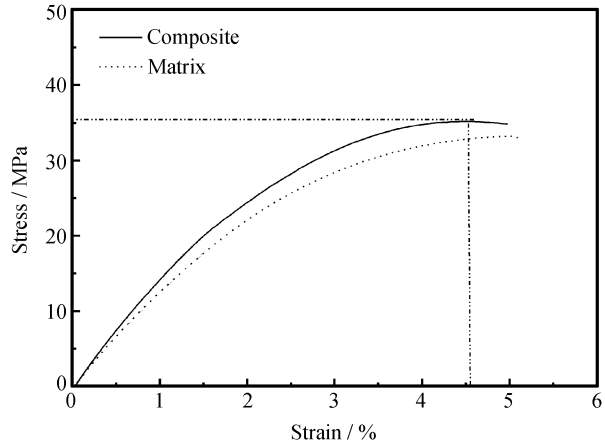

图 4　树脂基体和 SMA 短纤维/树脂复合材料单轴拉伸应力-应变曲线

Fig. 4　Stress - strain curves of epoxy matrix and short-cut SMA fiber/epoxy composite for uniaxial tensile test

图 5 为高倍光学数码显微镜下获得的纤维与基体界面脱粘形貌，亮色区域为埋入的 SMA 纤维，其余区域为树脂基体，暗色区域为轴向应力引起的纤维与基体脱粘区域。其中图 5(a)为轴向应力加载至 30 MPa 后卸载，复合材料整体未断裂失效，由于纤维两端附近高应力集中，基体材料抵抗变形的能力较弱，两端区域最先发生脱粘，纤维两侧界面与基体粘结依然完整。随着复合材料整体变形的增加，纤维与基体界面剪应力增大并逐渐发生脱粘，如图 5(b)所示，纤维仍受到基体界面恒定的界面摩擦力，随着脱粘区域的富集，材料在纤维体积分数较小或者纤维端点集中的横截面发生断裂破坏。

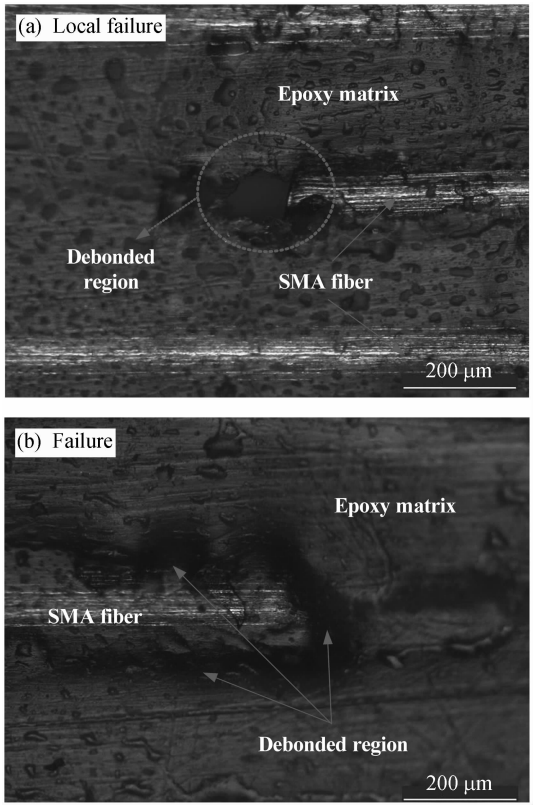

图 5　高倍光学数码显微镜下纤维与基体界面脱粘形貌

Fig. 5　Interface morphologies of fiber and matrix using digital HF microscope

2　有限元分析

2.1　模型生成

SMA 短纤维在基体分布位置通常是随机的，采用蒙特卡罗法和边界条件控制纤维中心点 $o_i(x_i, y_i)$在基体中面的生成过程，选用随机数作为辅助工具，就产生随机数而言，最基本的随机变量是在[0,1]区间上满足 Weibull 分布的随机变量，设其概率密度函数为

$$f(t)=\begin{cases}1 & t\in[0,1]\\ 0 & t\notin[0,1]\end{cases} \tag{2}$$

生成随机变量 t 的抽样序列 $\{t_i\}$，通过变换可以得到中心点在 x 和 y 方向随机分布的位置，进一步生成二维平面的矩形纤维。为避免纤维在生成过程中相交或者溢出基体范围，且满足体积分数要求，生成过程要加入边界条件进行控制：(1)溢出限制，纤维中心点坐标(x_i, y_i)与基体边界关系；(2)相交限制，纤维总面积($A_f\times i$)与拾取面积($A_i=A_c-A_f\times i$)对比。

随机分布短纤维增强复合材料模型生成过程：(1)利用 DIM 定义 SMA 增强复合材料尺寸、纤维个数、纤维尺寸等参数；(2)利用随机变量得到第 i 个纤维中心位置，生成纤维；(3)生成第 $i+1$ 个纤维，并进行溢出和相交判断，如果满足进行下一步，如果不满足返回上一步；(4)保存模型。

2.2　内聚力模型

内聚力模型最早由 Barenblatt[19] 和 Dugdale[20] 提出，用来模拟断裂过程中的能量耗散，目前内聚力模型逐渐被用于模拟均匀和非均匀材料的离散断裂过程。通常引入一个功能函数来表征界面法向和切向分离距离，以位移间断替代应变建立与应力的关系。本文中基于指数型内聚力模型理论，采用零厚度四节点界面单元(如图 6 所示)，模拟 SMA 纤维和环氧树脂基体之间的界面裂纹的扩展(即界面脱粘)。图 6 中 1－2 代表单元的下表面(纤维边界)，3－4 为单元上表面(基体边界)，u_n 和 u_t 分别为界面法向和切向位移，δ_n 和 δ_t 为单元相对位移增量：

$$\delta_n=u_n^+-u_n^-,\ \delta_t=u_t^+-u_t^-$$

单元法向和切向应变与位移关系表达为

$$\varepsilon_n=\delta_n/\delta_0,\ \varepsilon_t=\delta_t/\delta_0 \tag{3}$$

式中 δ_0 为界面层的初始计算厚度，通过上式定义可以保证应变计算过程不受界面层的厚度和网格尺寸影响。

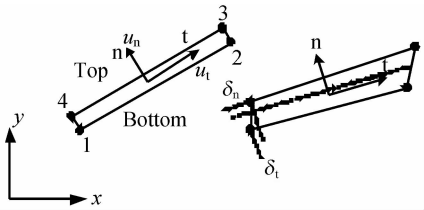

图 6　内聚力模型界面零厚度四节点单元示意图

Fig. 6　Schematic of zero thickness four-node interfacial element

二维平面下内聚力单元本构关系可以表示为

$$[\sigma_n,\sigma_t]^T=[D][\varepsilon_n,\varepsilon_t]^T=[D]\left[\frac{\delta_n}{\delta_0},\frac{\delta_t}{\delta_0}\right]^T \tag{4}$$

其中 $[D]$ 为材料的刚度矩阵。

在用内聚力模型研究复合材料的界面裂纹扩展问题时，由于基体和纤维材料特性的不对称，界面裂纹通常为混合型，因此需要建立混合型的界面粘结力与界面位移的关系。Xu 和 Needleman[21] 构造了一个指数型势函数 $\Phi(\delta)$ 描述二维平面状态下界面牵引力 T 与相对位移增量的关系：

$$\Phi(\delta_n,\delta_t)=2.718\sigma_{max}\bar{\delta}_n\left[1-\left(1+\frac{\delta_n}{\bar{\delta}_n}\right)e^{-\delta_n/\bar{\delta}_n}e^{-(\delta_t/\bar{\delta}_t)^2}\right] \tag{5}$$

其中：σ_{max} 为所能承受的界面最大牵引力；$\bar{\delta}_n$ 和 $\bar{\delta}_t$ 为界面材料常数，表示界面法向和切向分离特征长度，即 σ_{max} 对应的位移值。

根据函数关系，界面单元法向和切向牵引力可以由下式确定：

$$T_n=\frac{\partial\Phi}{\partial\delta_n},\ T_t=\frac{\partial\Phi}{\partial\delta_t}$$

将式(5)代入上式，可得

$$T_n=2.718\sigma_{max}\frac{\delta_n}{\bar{\delta}_n}e^{-\delta_n/\bar{\delta}_n}e^{-(\delta_t/\bar{\delta}_t)^2} \tag{6}$$

$$T_t=2.718\sigma_{max}\frac{\bar{\delta}_n}{\bar{\delta}_t}\frac{\delta_t}{\bar{\delta}_t}\left(1+\frac{\delta_n}{\bar{\delta}_n}\right)e^{-\delta_n/\bar{\delta}_n}e^{-(\delta_t/\bar{\delta}_t)^2} \tag{7}$$

相应地，法向和切向内聚能与界面法向强度和切向强度有关，满足如下关系：

$$\Phi_n=2.718\sigma_{max}\bar{\delta}_n,\ \Phi_t=2.332\tau_{max}\bar{\delta}_t \tag{8}$$

界面分离特征长度作为内聚力模型的主要特征参数，数值模拟过程中要设定适当值，确保模拟计算结果与实验结果尽可能接近。在保证计算过程收敛的前提下，设定 $\bar{\delta}_n/\bar{\delta}_t=1$。

3　数值模拟

模拟计算采用有限元方法，在 ANSYS 软件中实施。首先使用 APDL 语言编写模型生成程序，建立单向随机分布短纤维增强复合材料二维模型和指数型界面单元，定义基体材料最大应变失效准则和界面最大分离特征长度、最大牵引力，对单轴拉伸作用下超弹 SMA 纤维增强环氧树脂基复合材料整体宏观力学行为进行数值模拟分析。复合材料模型长度为 50 mm、宽度为 5 mm。

网格划分时，纤维和基体界面处布置较为密集的单元网格，纤维和基体选用 PLANE182 单元，界面选用 INTER202 单元。复合材料整体和局部有限元模型如图 7 所示，其中从纤维端部和基体局部模型中可以看出，界面存在一层零厚度界面单元。模拟过程中所需材料参数列于表 1，其中 NiTi 合金丝和环氧树脂材料参数由实验测定，界面单元最大牵引力 $\sigma_{max}=35$ MPa 和脱粘剪切强度 $\tau_{max}=7.67$ MPa由前面两组实验测定。界面最大分离特征长度 $\bar{\delta}_n=\bar{\delta}_t=0.04$ mm 是在参考文献[14]的基础上，结合本文中所研究的具体材料，进行初步推断和假设，再根据数值模拟计算和拉伸实验结果的对比情况，逐渐修改，最终确定的。

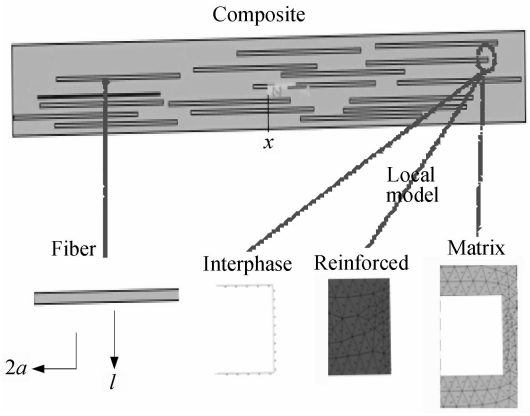

图 7　SMA 短纤维/树脂复合材料整体和局部有限元模型

Fig. 7　Gobal and local finite element model of short-cut SMA fiber/epoxy composite

表 1　实验测定的 NiTi 合金、环氧树脂和界面相材料参数

Table 1　Material parameters obtained from test of NiTi alloy, epoxy and interface

Ni-Ti	323 K	$E_f=30$ GPa	$\varepsilon_L=8.3\%$; $\nu=0.27$
	343 K	$E_f=40$ GPa	$c=16.3\%$; $N=17$
	363 K	$E_f=49$ GPa	
Epoxy	$E_m=1.3$ GPa; $\nu=0.25$; $\varepsilon_{max}=3.2\%$		
Interface	$\bar{\delta}_n=\bar{\delta}_t=0.04$ mm; $\sigma_{max}=35$ MPa; $\tau_{max}=7.67$ MPa		

内聚力模型模拟属于典型的非线性计算，突出问题是如何保证计算过程的收敛性。界面临界脱粘和基体材料裂纹萌生扩展会造成复合材料整体刚度和位移的大幅震荡，从而造成求解过程的不收敛。为简化计算模型和保证求解收敛性，采用边界均匀位移加载，模型底部固定，两侧边界一边自由、一边单方向位移限制，上边界施加均匀的位移边界条件(2 mm)。

4 模拟结果与讨论

本文模拟中假设复合材料各相均为弹性材料，纤维弹性模量远大于基体，将复合材料整体视为宏观均匀材料，通过提取下边界所有节点沿纤维轴向方向平均反力，求得复合材料整体宏观应力-应变曲线。分析含 SMA 纤维体积分数为 $c=16.3\%$（纤维个数 $N=17$）复合材料有限变形情况，并讨论了温度载荷（320 K、340 K、360 K）和纤维尺寸（$l=12$ mm，$a=0.1$ mm；$l=8$ mm，$a=0.15$ mm；$l=6$ mm，$a=0.2$ mm；$l=4$ mm，$a=0.3$ mm）对复合材料整体宏观力学行为的影响。

图 8 为模拟获得的纤维端部界面单元法向牵引力随加载时间的变化曲线。可以得到 0～0.24 s 阶段，法向牵引力随加载时间趋于线性增加；0.24 s 时牵引力达到界面最大值 35 MPa；0.24～1 s 阶段，法向牵引力随加载时间趋于指数型降低至 0 MPa。法向牵引力的变化，显示出内聚力单元刚度在随着加载逐渐发生变化，这同时也证明了模型中界面单元的有效性，为复合材料整体性能模拟提供了保障。图 9 为纤维端部与基体界面距离随加载时间变化云图。由于纤维分布位置相互影响，复合材料局部等效应力分布不均匀，局部出现应力集中，局部应力达到最大临界破坏应力时，将萌生裂纹，从而也将导致整体材料断裂失效。

4.1 纤维尺寸对复合材料整体力学行为的影响

SMA 短纤维增强树脂基复合材料中，纤维端部因局部应力集中优先发生界面脱粘，诱发材料整体破坏，纤维尺寸的变化会影响纤维相互之间作用力，从而改变复合材料内部界面应力传递、弹性模量和宏观应力应变曲线。

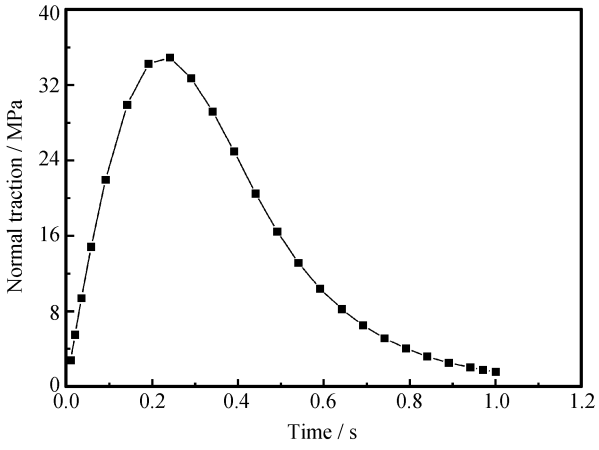

图 8 界面单元法向牵引力随加载时间变化曲线

Fig. 8 Curve of normal traction and time in the interface element

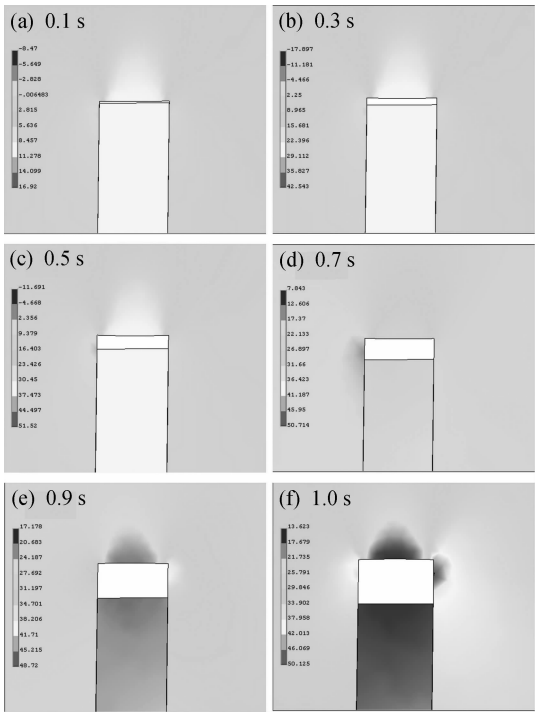

图 9 纤维端部界面脱粘过程模拟

Fig. 9 Simulation of the interface debonding process between fiber and matrix

图 10 为相同纤维体积分数（$c=16.3\%$）和温度（320 K）情况下，纤维尺寸对 SMA 短纤维/树脂复合材料整体力学行为的影响。随着宏观平均应变的增加，纤维和基体界面粘结程度逐渐减弱，同时界面粘结程度会对复合材料变形造成很大影响，在图中表现为 1 和 2 两个阶段。虚线和坐标围成的区域为 1 阶段，本阶段为界面脱粘阶段，此时纤维界面剪应力和基体正应力共同承担复合材料整体轴向应

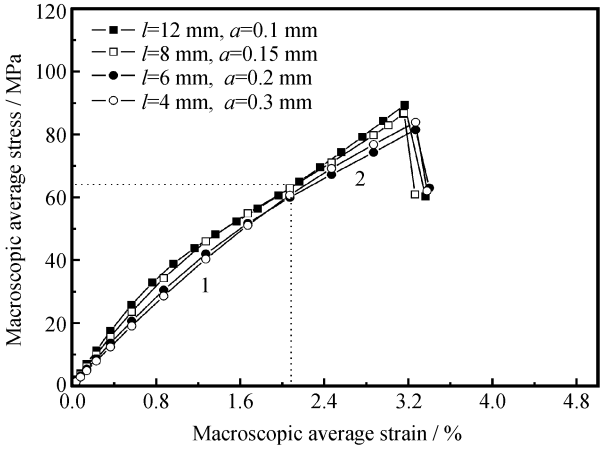

图 10 不同纤维长细比下 SMA 短纤维/树脂复合材料宏观应力-应变曲线

Fig. 10 Macroscopic stress - strain curves of short-cut SMA fiber/epoxy composites with different slenderness ratio

力。$\bar{\varepsilon}=2\%$时，纤维和基体界面完全脱粘，但基体材料并未丧失承载能力，复合材料宏观平均应力随应变继续增加。2 阶段纤维界面摩擦力和基体正应力共同承担复合材料整体轴向应力。$\bar{\varepsilon}=3.2\%$时，宏观平均应变达到基体材料所能承受的最大应变，材料整体失效。

图 11 为两个阶段不同纤维尺寸对 SMA 短纤维/树脂复合材料弹性模量的影响。对比可知，1 阶段界面粘结作用纤维增强效果较为明显，复合材料整体弹性模量分别为 4.87 GPa、4.34 GPa、3.75 GPa、3.43 GPa，随着纤维长细比($l/2a$)的逐渐减少，复合材料整体弹性模量也逐渐降低。2 阶段由于纤维界面摩擦力作用，复合材料整体弹性模量略大于基体材料分别为 2.5 GPa、2.48 GPa、1.78 GPa和 1.84 GPa。

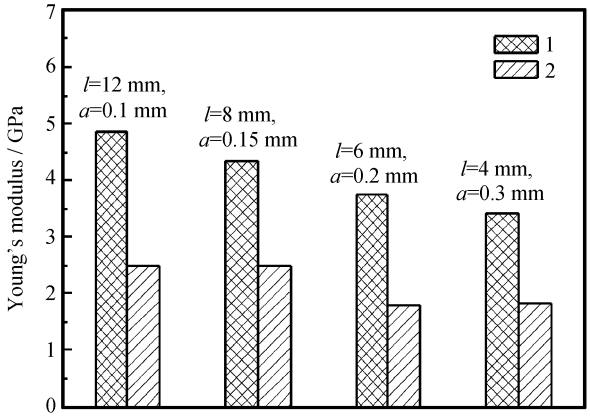

图 11　纤维尺寸对 SMA 短纤维/树脂复合材料弹性模量的影响

Fig. 11　Influence of fiber slenderness ratio on the Young's modulus of the short-cut SMA fiber/epoxy composites

复合材料最大屈服应力也随纤维长细比逐渐改变：89.43 MPa、86.83 MPa、81.53 MPa、83.88 MPa，但由于应力集中造成复合材料局部裂纹增加，复合材料延伸率并没有明显改变。因此在材料设计中，需要考虑纤维尺寸效应，选取合理的长细比从而使复合材料达到最佳性能。

4.2　温度荷载对复合材料整体力学行为的影响

超弹 SMA 纤维在外界温度驱动下发生马氏体相变，材料弹性模量将逐渐改变，通过影响界面剪切应力传递进而改变复合材料整体变形能力。本文中模拟所需的 SMA 纤维与基体界面粘结强度由界面材料常数 $\bar{\delta}_n$ 和 $\bar{\delta}_t$ 来表征。图 12 为模拟获得的相同纤维体积分数($c=16.3\%$)、纤维尺寸($l=12$ mm，$a=0.1$ mm)下，不同温度荷载(320 K、340 K、360 K)对复合材料宏观应力应变的影响。

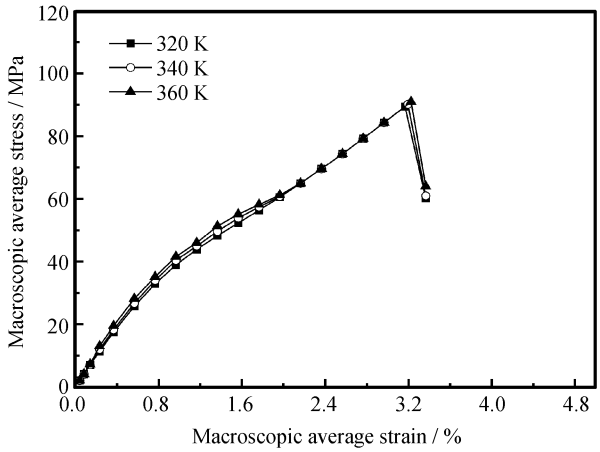

图 12　不同温度荷载下 SMA 短纤维/树脂复合材料宏观应力-应变曲线

Fig. 12　Macroscopic stress-strain curves of short-cut SMA fiber/epoxy composites in different temperature

由纤维界面脱粘作用区的宏观应力-应变曲线对比可知，随着外界温度的增加，复合材料整体弹性模量逐渐增大，分别为 4.87 GPa、5.04 GPa 和 5.17 GPa，复合材料宏观应力有所上升，主要原因是由于 SMA 纤维弹性模量逐渐增大，纤维界面剪应力承担轴向应力增加。温度荷载变化没有改变纤维界面摩擦力和基体所能承受的最大牵引力，复合材料整体最大屈服应力和延伸率并没有改变。此外，温度荷载驱使 SMA 纤维增强复合材料的效果，受限于纤维和基体界面粘结强度，界面粘结强度越高，界面剪切应力可变化范围越大，温度驱使 SMA 纤维影响效果越明显。

5　结　论

通过两组实验，测定了形状记忆合金(SMA)短纤维/树脂复合材料界面脱粘剪切强度和单向随机分布 SMA 短纤维/树脂复合材料强度，基于蒙特卡罗法和边界条件控制，开发了适于软件调用的单向随机分布短纤维增强复合材料的 APDL 语言生成程序。采用指数型内聚力模型，对 SMA 纤维和环氧树脂基体界面分离(即界面脱粘)过程进行了有限元模拟，讨论了相同纤维体积分数下温度和纤维尺寸对复合材料强度、内部应力分布的影响。

(1) 通过内聚力单元模型(CZM)和基体材料最大应变失效准则可以较好模拟复合材料失效过程。

(2) 相同纤维体积分数下，随着纤维尺寸的变化，纤维界面粘结作用区复合材料整体弹性模量逐

渐降低，因此材料设计中，需要考虑纤维尺寸效应，选取合理尺寸。

（3）相同纤维体积分数下，温度驱使 SMA 纤维弹性模量发生变化，从而可以有效提高复合材料整体弹性模量。

参考文献：

[1] Murasawa G. Deformation behavior of NiTi/polymer shape memory alloy composites experimental verifications [J]. Journal of Composite Materials，2004，38(5)：399-416.

[2] Zhang R X，Ni Q Q，Natsuki T，Iwamoto M. Mechanical properties of composites filled with SMA particles and short fibers [J]. Composite Structures，2007，79：90-96.

[3] Ni Q Q，Zhang R X，Natsuki T，Iwamoto M. Stiffness and vibration characteristics of SMA/ER3 composites with shape memory alloy short fibers [J]. Composite Structure，2007，79：501-507.

[4] Kang K W，Kim J K. Effect of shape memory alloy on impact damage behavior and residual properties of glass/epoxy laminates under low temperature [J]. Composite Structure，2009，88：455-460.

[5] Aurrekoetxea J，Zurbitu J，Ortiz de M I，Agirregomezkorta A，Sánchez-Soto M，Sarrionandia M. Effect of superelastic shape memory alloy wires on the impact behavior of carbon fiber reinforced in situ polymerized poly (butylene terephthalate) composites [J]. Materials Letters，2011，65：863-865.

[6] Wang Y L，Zhou L M，Wang Z Q，Huang H T，Ye L. Stress distributions in single shape memory alloy fiber composites [J]. Materials and Design，2011，32(7)：3783-3789.

[7] Wang Y L，Zhou L M，Wang Z Q，Huang H T，Ye L. Analysis of internal stresses induced by strain recovery in a single SMA fiber-matrix composite [J]. Composites Part B：Engineering，2011，42(5)：1135-1143.

[8] 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，2008，43：450-461.

[9] Wang Z Q，Wang X Q，Zhang J F，Liang W Y，Zhou L M. Automatic generation of random distribution of fibers in long-fiber-reinforced composites and mesomechanical simulation [J]. Materials and Design，2011，32：885-891.

[10] Turon A，Dávila C G，Camanho P P，Costa J. An engineering solution for mesh size effects in the simulation of delamination using cohesive zone models [J]. Eng Fract Mech，2007，74(10)：1665-1682.

[11] Dávila C G，Camanho P P，Turon A. Cohesive elements for shells，NASA/TP-2007-214869 [R]. Washington：NASA，2007.

[12] 周储伟，杨 卫，方岱宁. 内聚力界面单元与复合材料的界面损伤分析 [J]. 力学学报，1999，31(3)：372-377.
Zhou Chuwei，Yang Wei，Fang Daining. Cohesive interface element and interfacial damage analysis composites [J]. Chinese Journal of Theoretical and Applied Mechanics，1999，31(3)：372-377.

[13] 陈陆平，潘敬哲，钱令希. 复合材料纤维/基体界面失效问题的参变量有限元数值模拟 [J]. 复合材料学报，1993，10(1)：71-75.
Chen Luping，Pan Jingzhe，Qian Lingxi. The quasi parametric finite process at fiber-matrix interface of composite [J]. Acta Materiae Compositae Sinica，1993，10(1)：71-75.

[14] 赵朋飞，尚福林，闫亚宾，魏孔军. 纳米悬臂梁 Si/Cu 界面破坏的弹塑性内聚力模拟 [J]. 固体力学学报，2011，32(1)：10-20.
Zhao Pengfei，Shang Fulin，Yan Yabin，Wei Kongjun. Elasto-plastic cohesive zone modeling of delamination of Si/Cu interface in a nano-cantilever [J]. Chinese Journal of Solid Mehcanics，2011，32(1)：10-20.

[15] 王艳飞，巩建鸣，蒋文春，姜 勇，唐建群. 基于内聚力模型的 AISI4135 高强钢氢致滞后断裂数值模拟 [J]. 金属学报，2011，47(5)：594-600.
Wang Yanfei，Gong Jianming，Jiang Wenchun，Jiang Yong，Tang Jianqun. Numerical simulation of hydrogen induced delayed fracture of AISI4135 high strength steel using cohesive zone modeling [J]. Acta Metallurgica Sinica，2011，47(5)：594-600.

[16] Fu S Y，Yue C Y，Hu X，Mai Y W. Analyses of the micromechanics of stress transfer in single-and multi-fibre pull-out tests [J]. Compos Sci Technol，2000，60：569-579.

[17] Payandeh Y，Meraghni F，Patoor E，Eberhardt A. Effect of martensitic transformation on the debonding propagation in Ni-Ti shape memory wire composite [J]. Materials Science and Engineering A，2009，518：35-40.

[18] Payandeh Y，Meraghni F，Patoor E，Eberhardt A. Debonding initiation in a NiTi shape memory wire-epoxy matrix composite. Influence of martensitic transformation [J]. Materials and Design，2010，31：1077-1084.

[19] Barenblatt G I. The formation of equilibrium cracks during brittle fracture. General ideas and hypotheses. Axially-symmetric cracks [J]. Applied Mathematics and Mechanics，1959，23(3)：622-636.

[20] Dugdale D S. Yielding of steel sheets containing slits [J]. Journal of Mechanics of Physics and Solids，1960，8(2)：100-104.

[21] Xu X P，Needleman A. Numerical simulations of fast crack growth in brittle solids [J]. Journal of the Mechanics and Physics of Solids，1994，42：1397-1434.