复合材料学报
Acta Materiae Compositae Sinica
Engineering Village

基于应变传递的形状记忆合金复合材料损伤监测模型

张亚楠 胡旭东 刘兵飞

Damage monitoring model of shape memory alloy composites based on strain transfer

ZHANG Yanan, HU Xudong, LIU Bingfei

在线阅读 View online: https://doi.org/10.13801/j.cnki.fhclxb.20230310.004

您可能感兴趣的其他文章

Articles you may be interested in

形状记忆合金在复合材料损伤监测中的应用
Application of shape memory alloy in damage monitoring of composite materials
复合材料学报. 2021, 38(4): 1177–1191 https://doi.org/10.13801/j.cnki.fhclxb.20201111.001

基于FBG传感技术的复合材料T型加筋板低速冲击损伤监测
Low-velocity impact damage monitoring of composite T-stiffened panels based on FBG sensors
复合材料学报. 2019, 36(10): 2266–2274 https://doi.org/10.13801/j.cnki.fhclxb.20181114.002

功能梯度形状记忆合金复合梁的力学行为
Mechanical behaviors of functionally graded shape memory alloy composite beam
复合材料学报. 2019, 36(8): 1901–1910 https://doi.org/10.13801/j.cnki.fhclxb.20181114.003

形状记忆合金/聚合物有效时变和伪弹性响应的变分渐近细观力学
Variational asymptotic micromechanics of the effective time-dependent and pseudoelastic response of polymer matrix composites with shape memory alloy reinforcement
复合材料学报. 2017, 34(11): 2446–2454 https://doi.org/10.13801/j.cnki.fhclxb.20170117.001

Ti-Ni基记忆合金复合材料的研究进展
Progress of Ti-Ni based shape memory alloy composites
复合材料学报. 2021, 38(7): 2070–2077 https://doi.org/10.13801/j.cnki.fhclxb.20210312.007

C/C热防护结构弹性波仿真分析方法及损伤对弹性波的影响
Elastic wave simulation analysis method and damage effect on elastic wave in C/C thermal protection structures
复合材料学报. 2019, 36(10): 2448–2457 https://doi.org/10.13801/j.cnki.fhclxb.20181210.001

扫码关注微信公众号，获得更多资讯信息

复合材料学报
Acta Materiae Compositae Sinica

第 40 卷 第 11 期 11 月 2023 年
Vol. 40 No. 11 Nov 2023

DOI：10.13801/j.cnki.fhclxb.20230310.004

基于应变传递的形状记忆合金复合材料损伤监测模型

分享本文

张亚楠*[1]，胡旭东[1]，刘兵飞[2]

（1. 中国民航大学 交通科学与工程学院，天津 300300；2. 中国民航大学 航空工程学院，天津 300300）

摘 要：复合材料由于其优异的性能已被广泛地应用于建筑、医学、航空航天等各个领域中，然而其损伤监测一直是国内外专家和学者关注的难点问题之一。本文将形状记忆合金 (SMA) 埋入到复合材料中，考虑了界面层的应变传递作用，利用 SMA 的电阻传感特性建立了基于应变传递的 SMA 复合材料塑性损伤监测模型，实现复合材料塑性损伤应变的实时监测。基于该监测模型讨论了不同材料参数条件对 SMA 和复合材料间平均应变传递率的影响，并讨论了 SMA 在不同初始状态和温度条件下损伤监测行为。研究结果表明：减小界面层厚度、增加界面层剪切模量及增加 SMA 的埋入长度均增加界面平均应变传递率，SMA 电阻变化和复合材料塑性损伤应变呈分段线性关系。本文可为 SMA 复合材料损伤监测的进一步优化设计和应用提供理论基础。

关键词：形状记忆合金；损伤监测；应变传递；界面；复合材料

中图分类号：TG139.6；TB33 **文献标志码**： A **文章编号**： 1000-3851(2023)11-6462-09

Damage monitoring model of shape memory alloy composites based on strain transfer

ZHANG Yanan*[1], HU Xudong[1], LIU Bingfei[2]

(1. School of Transportation Science and Engineering, Civil Aviation University of China, Tianjin 300300, China;
2. Faculty of Aerospace Engineering, Civil Aviation University of China, Tianjin 300300, China)

Abstract: Composite materials have been widely used in architecture, medicine, aerospace and other fields because of their excellent properties, however, the damage monitoring of composite materials has always been one of the difficult problems concerned by experts and scholars at home and abroad. In this paper, shape memory alloy (SMA) was embedded in the composite, and the strain transfer effect of the interface layer was considered. Using the resistance sensing characteristics of SMA, a plastic damage monitoring model of SMA composite based on strain transfer was established, which realizes the real-time monitoring of plastic damage strain of composite materials. Based on the monitoring model, the effects of different material parameters on the average strain transfer rate between SMA and composite were discussed, and the damage monitoring behaviors of SMA under different initial states and temperature conditions were discussed. The results show that decreasing the thickness of the interface layer, increasing the shear modulus of the interface layer and increasing the embedded length of SMA all increase the average strain transfer rate of the interface. The change of SMA resistance and the plastic damage strain of the composite are piecewise linear. This study can provide a theoretical basis for further optimization design and application of SMA composite damage monitoring.

Keywords: shape memory alloy; damage monitoring; strain transfer; interface; composite materials

与传统金属材料相比，复合材料具有更坚固、耐腐蚀、质量轻等优势，已逐渐成为应用于各种结构的首选材料[1]。但是，在使用过程中复合材料损伤现象仍不可避免[2]，且可能由于材料损伤

收稿日期：2022-12-08; **修回日期**：2023-02-15；**录用日期**：2023-03-04；**网络首发时间**：2023-03-12 09:38:36
网络首发地址：https://doi.org/10.13801/j.cnki.fhclxb.20230310.004
基金项目：中央高校基金 (3122015C019)
Fundamental Research Funds for the Central Universities of China (3122015C019)
通信作者：张亚楠, 博士, 讲师, 硕士生导师, 研究方向为材料结构力学 E-mail: zyn603@163.com
引用格式：张亚楠, 胡旭东, 刘兵飞. 基于应变传递的形状记忆合金复合材料损伤监测模型 [J]. 复合材料学报, 2023, 40(11): 6462-6470.
ZHANG Yanan, HU Xudong, LIU Bingfei. Damage monitoring model of shape memory alloy composites based on strain transfer[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2023, 40(11): 6462-6470(in Chinese).

持续发展引发严重后果，因此，复合材料的早期损伤检测非常重要[3]。对于复合材料损伤检测的研究，学者们已经提出了超声波无损监测、微波无损监测、红外热成像无损检测等方法[4-8]，但是均无法实现复合材料损伤的实时监测。

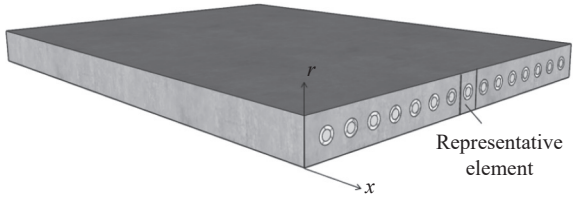
近年来智能复合材料损伤监测领域的研究受到关注，将形状记忆合金 (Shape memory alloy, SMA) 等材料制成传感器，可实现复合材料的实时监测。形状记忆合金在进行相变时其刚性、电阻、内摩擦、声波发生数等材料特性均发生变化，这些物理性质的变化可作为复合材料损伤检测的丰富信息源[9]。如果将 SMA 埋入到复合材料内，应用其电阻传感特性[10]，可以对复合材料应变进行实时无损监测，且可以进一步利用形状记忆合金加热产生的回复力对复合材料进行损伤修复[11]。

对于 SMA 的传感特性及通过 SMA 的传感特性对复合材料进行损伤监测，近年来专家和学者们进行了如下研究。2007 年，崔迪[12] 对 SMA 的传感特性开展了研究，建立了 SMA 应变传感特性模型并对 SMA 电阻特性进行了试验研究，通过与实验对比验证了模型的有效性。2008~2010 年，狄生奎等[13-14] 对 SMA 混凝土梁裂缝监测进行了试验研究，结果表明：利用 SMA 丝电阻变化对裂缝变化的敏感性可实现对混凝土梁裂缝的自监测。2019 年，Liu 等[15] 建立了 SMA 智能混凝土裂缝监测模型，并对初始条件为奥氏体的情况进行了数值模拟并和试验结果进行了对比，证明了模型的有效性。2020 年，张亚楠等[16] 通过对 SMA 电阻变化与复合材料应变之间的关系进行讨论，建立了不同监测条件下复合材料的损伤监测理论模型，结果表明：复合材料的损伤与 SMA 电阻相对变化呈线性关系。虽然国内外学者已经对 SMA 复合材料损伤监测进行了大量的理论和试验研究，但已有理论均在假设 SMA 和复合材料之间的应变变化一致的前提下进行分析，并没有考虑界面层对 SMA 和复合材料之间应变传递的影响。而在实际应用时，SMA 和复合材料之间通常使用环氧树脂材料粘接，粘接剂的使用会加大界面层的厚度，吸收部分能量，影响材料之间的应变传递，因此 SMA 和复合材料之间的应变变化并不一致，很有必要考虑界面层对材料应变传递的影响。

鉴于此，本文将界面力学理论引入到 SMA 复合材料损伤监测模型中，考虑界面对 SMA 和复合材料之间应变关系的影响，建立 SMA 复合材料损伤监测模型，进而讨论不同应力和温度对损伤监测模型的影响规律，从而为 SMA 复合材料损伤监测仿真和试验提供理论上的支撑。

1 基于应变传递的损伤监测模型

将 SMA 纤维埋入到复合材料板中，SMA、界面层和复合材料板三相示意图如图 1 所示。



r—Radial direction

图 1 形状记忆合金 (SMA) 复合材料板示意图

Fig. 1 Schematic diagram of shape memory alloys (SMA) composite material plate

在分析 SMA 损伤监测原理之前，首先做出如下假设：

(1) SMA 纤维在复合材料中等间距分布，SMA 纤维之间的受力互不影响；

(2) 复合材料受到轴向拉伸应力作用，通过界面层的剪切作用使 SMA 纤维发生变形，SMA 和界面层均不受外力作用；

(3) SMA 纤维、界面层和复合材料之间粘接良好，无相对滑动。

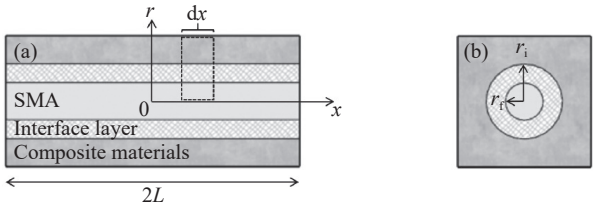
根据假设 (1) 可用图 2 代表 SMA、界面层和复合材料板三相图，分析 SMA 纤维和复合材料之间的应变分布、应变传递效率及界面行为。图 2(a) 为 SMA 复合材料纵剖图。SMA 复合材料的长度为 $2L$，xy表示轴向方向，r为径向方向。图 2(b) 为 SMA 复合材料的横剖图，SMA 纤维和界面层横截面为圆形，复合材料横截面为正方形，r_f和r_i分别为 SMA 纤维半径和界面层半径。取微元段dx对结构层进行受力分析，受力情况如图 3 所示。σ_f、σ_i和σ_m分别表示 SMA 纤维、界面层和复合材料的轴向应力，τ_{im}和τ_{fi}分别为材料层间的剪切应力。

根据图 3 dx微元段 SMA 纤维轴向受力平衡条件可得

$$\frac{1}{2}\pi r_f^2\sigma_f = \frac{1}{2}\pi r_f^2(\sigma_f + d\sigma_f) + \pi r_f \tau_{fi}(x, r_f)dx \tag{1}$$

将式 (1) 简化可得

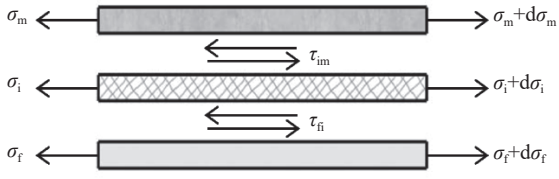
$$\frac{d\sigma_f}{dx} = -\frac{2\tau_{fi}(x, r_f)}{r_f} \tag{2}$$



$2L$—Length; r_f—SMA fiber radius; r_i—Interface layer radius

图 2　三相分析模型：(a) 纵剖图；(b) 横剖图

Fig. 2　Three phase analysis model: (a) Transverse sections; (b) Longitudinal sections



σ_m—Composite axial stress; σ_i—Interface layer axial stress; σ_f—SMA fiber axial stress; τ_{im}—Shear stress between interface layer and composite; τ_{fi}—Shear stress between SMA fiber and interface layer

图 3　dx 微元段 SMA 复合材料应力分布

Fig. 3　Stress distribution of dx microelement SMA composite

在界面层对半径为 r 的部分建立轴向力的平衡方程可得

$$\frac{1}{2}\pi\left(r^2-r_f^2\right)\sigma_i+\pi r_f\tau_{fi}(x,r_f)\mathrm{d}x=\frac{1}{2}\pi\left(r^2-r_f^2\right)(\sigma_i+\mathrm{d}\sigma_i)+\pi r\tau_i(x,r)\mathrm{d}x \tag{3}$$

将式 (3) 简化可得

$$\tau_i(x,r)=\frac{r_f\tau_{fi}(x,r_f)}{r}-\frac{r^2-r_f^2}{2r}\frac{\mathrm{d}\sigma_i}{\mathrm{d}x} \tag{4}$$

将式 (2) 代入式 (4)，得到界面层半径为 r 的部分剪切应力为

$$\tau_i(x,r)=-\frac{r_f^2}{2r}\frac{\mathrm{d}\sigma_f}{\mathrm{d}x}-\frac{r^2-r_f^2}{2r}\frac{\mathrm{d}\sigma_i}{\mathrm{d}x} \tag{5}$$

根据 SMA 的 Brinson 本构模型[17]，将马氏体体积分数 ξ 分解为由应力诱发的马氏体体积分数 ξ_S 和温度诱发的马氏体体积分数 ξ_T，即

$$\xi=\xi_S+\xi_T \tag{6}$$

Brinson 本构模型为

$$\mathrm{d}\sigma_f=D\mathrm{d}\varepsilon_f+\Omega_S\mathrm{d}\xi_S+\Omega_T\mathrm{d}\xi_T+\theta\mathrm{d}T \tag{7}$$

式中：D、Ω_S、Ω_T和θ分别表示 SMA 的刚度张量、应力引起的相变张量、温度引起的相变张量和热膨胀张量；dT 表示温度增量；σ_f和ε_f为 SMA 的轴向应力和应变。

式 (7) 两边同时对x求导，可以得到

$$\frac{\mathrm{d}\sigma_f}{\mathrm{d}x}=\frac{D\mathrm{d}\varepsilon_f+\Omega_S\mathrm{d}\xi_S+\Omega_T\mathrm{d}\xi_T+\theta\mathrm{d}T}{\mathrm{d}x} \tag{8}$$

对于式 (8) 中各项，首先假设复合材料温度沿轴向均匀分布，即

$$\frac{\mathrm{d}T}{\mathrm{d}x}=\frac{\mathrm{d}\xi_T}{\mathrm{d}x}=0 \tag{9}$$

Ikuta 等[18]经过研究认为 SMA 各相态在微观上呈随机分布，宏观上则可以视为各相态平行分布，即

$$\frac{\mathrm{d}\xi_S}{\mathrm{d}x}=0 \tag{10}$$

假设 SMA 材料是各向同性的，SMA 刚度张量可以定义为

$$D=E_f(\xi) \tag{11}$$

式中，$E_f(\xi)$为 SMA 的弹性模量，其表达式为

$$E_f(\xi)=\xi E_M+(1-\xi)E_A \tag{12}$$

式中，E_A和E_M分别为奥氏体和马氏体弹性模量。

将式 (9)、式 (10) 和式 (11) 代入式 (8)，可得

$$\frac{\mathrm{d}\sigma_f}{\mathrm{d}x}=\frac{E_f(\xi)\mathrm{d}\varepsilon_f}{\mathrm{d}x} \tag{13}$$

假设界面层为线弹性材料，即

$$\frac{\mathrm{d}\sigma_i}{\mathrm{d}x}=E_i\frac{\mathrm{d}\varepsilon_i}{\mathrm{d}x} \tag{14}$$

式中：E_i为界面层材料的弹性模量；ε_i为界面层材料的轴向应变。

将式 (13)、式 (14) 代入式 (5)，可得

$$\tau_i(x,r)=-\frac{r_f^2}{2r}\frac{E_f(\xi)\mathrm{d}\varepsilon_f}{\mathrm{d}x}-\frac{r^2-r_f^2}{2r}E_i\frac{\mathrm{d}\varepsilon_i}{\mathrm{d}x} \tag{15}$$

假设 SMA、界面层同步变形，两者的变形梯度相近，即可认为

$$\frac{\mathrm{d}\varepsilon_f}{\mathrm{d}x}\cong\frac{\mathrm{d}\varepsilon_i}{\mathrm{d}x} \tag{16}$$

将式 (16) 代入到式 (15)，可得

$$\tau_i(x,r)=-\left(\frac{r_f^2}{2r}E_f(\xi)+\frac{r^2-r_f^2}{2r}E_i\right)\frac{\mathrm{d}\varepsilon_f}{\mathrm{d}x} \tag{17}$$

SMA 复合材料在拉伸荷载作用下轴向位移协调变形方程为

$$u_m(x)=u_f(x)+\Delta i(x) \tag{18}$$

式中：u_f和u_m分别为 SMA 和复合材料的轴向位移，Δi为界面层轴向剪切变形量。

根据各材料的物理关系，可得位移与应变的关系为

$$\begin{cases} u_m(x)=\int_0^x\varepsilon_m(x)\mathrm{d}x \\ u_f(x)=\int_0^x\varepsilon_f(x)\mathrm{d}x \\ \Delta i(x)=\int_{r_f}^{r_i}\gamma_i(x,r)\mathrm{d}r=\dfrac{1}{G_i}\int_{r_f}^{r_i}\tau_i(x,r)\mathrm{d}r \end{cases} \tag{19}$$

式中：ε_m为复合材料的轴向应变；γ_i为界面层材料的剪切应变；G_i为界面层材料的剪切模量。

将式 (17)、式 (19) 代入式 (18)，得到下式

$$\int_0^x \varepsilon_m(x)\mathrm{d}x = \int_0^x \varepsilon_f(x)\mathrm{d}x - \frac{1}{G_i}\int_{r_f}^{r_i}\left(\frac{r_f^2}{2r}E_f(\xi)+\frac{r^2-r_f^2}{2r}E_i\right)\frac{\mathrm{d}\varepsilon_f}{\mathrm{d}x}\,\mathrm{d}r \tag{20}$$

等式 (17) 两边同时对x求导，令

$$k^2 = \frac{4G_i}{2r_f^2\ln\frac{r_i}{r_f}(E_f(\xi)-E_i)+E_i\left(r_i^2-r_f^2\right)} \tag{21}$$

得到下式

$$\frac{\mathrm{d}^2\varepsilon_f(x)}{\mathrm{d}x^2} - k^2\varepsilon_f(x) + k^2\varepsilon_m(x) = 0 \tag{22}$$

SMA 两端不受约束作用，故边界条件为

$$\varepsilon_f(L) = \varepsilon_f(-L) = 0 \tag{23}$$

根据边界条件解微分方程 (22)，得到 SMA 和复合材料之间的平均应变传递率α

$$\alpha = \frac{\varepsilon_f}{\varepsilon_m} = 1 - \frac{\sinh(kL)}{kL\cosh(kL)} \tag{24}$$

将复合材料视为弹塑性材料，当复合材料发生塑性变形时，即基体应变$\varepsilon_m \geqslant$最大弹性应变ε_{mt}，仍然存在$u_m(x) = \int_0^x \varepsilon_m(x)\mathrm{d}x$，根据式 (20) 依然可以得到式 (24)[19]。因此复合材料在塑性损伤阶段 SMA 和复合材料之间的应变关系仍为

$$\alpha = \frac{\varepsilon_f}{\varepsilon_m} = 1 - \frac{\sinh(kL)}{kL\cosh(kL)}, \quad \varepsilon_m \geqslant \varepsilon_{mt} \tag{25}$$

在复合材料发生断裂破坏之前，复合材料总应变ε_m为最大弹性应变ε_{mt}和塑性损伤应变ε_{ms}之和。考虑 SMA 和复合材料之间的应变传递关系，SMA 总应变和复合材料总应变之间的关系为

$$\varepsilon_f = \alpha\varepsilon_m = \alpha(\varepsilon_{mt}+\varepsilon_{ms}) \tag{26}$$

根据文献 [15] 可知 SMA 总应变和电阻、电阻率的关系为

$$\varepsilon_f = \frac{\Delta R - \Delta\delta}{1+2\nu} \tag{27}$$

式中：ΔR为 SMA 电阻相对变化；ν为 SMA 的泊松比；$\Delta\delta$为 SMA 电阻率相对变化率。为简化模型，方便 SMA 元件在复合材料健康监测领域的应用，可通过加工方法去除 SMA 中的 R 相[20]。此时 SMA 只有奥氏体和马氏体两种相态，因此电阻率表达式为

$$\delta = \xi\delta_M + (1-\xi)\delta_A \tag{28}$$

$$\begin{cases} \delta_M = C_{M1}T + C_{M2} \\ \delta_A = C_{A1}T + C_{A2} \end{cases} \tag{29}$$

式中：δ_M和δ_A分别为马氏体和奥氏体的电阻率，其值和温度有关；C_{M1}、C_{M2}、C_{A1}和C_{A2}是与电阻率相关的参数。因此电阻率是马氏体体积分数ξ和温度T的函数，ξ可由 SMA 本构模型得到。

由式 (26) 和式 (27) 可以得到复合材料塑性损伤应变和 SMA 电阻相对变化的关系为

$$\varepsilon_{ms} = \frac{\Delta R - \Delta\delta}{\alpha(1+2\nu)} - \varepsilon_{nt} \tag{30}$$

根据 Brinson 本构模型，温度诱发的相变张量$\Omega_T = 0$，应力诱发的相变张量是 SMA 弹性模量的线性函数，即

$$\Omega_S(\xi) = -\varepsilon_L E_f(\xi) \tag{31}$$

式中，ε_L为 SMA 的最大残余应变。

将式 (11) 和式 (31) 代入到式 (7)，可得 Brinson 本构方程

$$\sigma_f - \sigma_{f0} = E_f(\xi)(\varepsilon_f - \varepsilon_L\xi_S) + E_f(\xi_0)(\varepsilon_L\xi_{S0} - \varepsilon_{f0}) + \theta(T-T_0) \tag{32}$$

式中：σ_{f0}、ε_{f0}、ξ_0、ξ_{S0}和T_0分别为 SMA 的应力、应变、马氏体体积分数、应力诱发的马氏体体积分数和温度的初始值。

综上，可以得到基于应变传递的 SMA 复合材料塑性损伤监测模型为

$$\begin{aligned} &\varepsilon_{ms} = \frac{\Delta R - \Delta\delta}{\alpha(1+2\nu)} - \varepsilon_{mt} \\ &\alpha = \frac{\varepsilon_f}{\varepsilon_m} = 1 - \frac{\sinh(kL)}{kL\cosh(kL)} \\ &k = \sqrt{\frac{2G_i}{2r_f^2\ln\frac{r_i}{r_f}(E_f(\xi)-E_i)+E_i\left(r_i^2-r_f^2\right)}} \\ &\sigma_f - \sigma_{f0} = E_f(\xi)(\varepsilon_f - \varepsilon_L\xi_S) + E_f(\xi_0)(\varepsilon_L\xi_{S0} - \varepsilon_{f0}) + \theta(T-T_0) \\ &\delta = \xi\delta_M + (1-\xi)\delta_A \end{aligned} \tag{33}$$

2 数值模拟及结果分析

为验证基于应变传递的 SMA 复合材料损伤监测模型，分析不同参数的取值对 SMA 纤维和复合材料之间应变传递的影响，并对 SMA 在不同初始相态和不同温度下的损伤监测模型进行数值模拟。选择环氧树脂和碳纳米纤维 (Carbon nanofibers，CNFs)/环氧树脂基复合材料分别作为界面层材料和复合材料，碳纳米纤维质量分数为 0.5wt%，各材料参数如表 1、表 2 所示。

表 1　SMA 纤维材料参数

Table 1　SMA fiber material parameters

E_A/MPa	E_M/MPa	M_f/℃	M_s/℃	A_s/℃	A_f/℃	θ/(MPa·℃$^{-1}$)
67×10^3	26.3×10^3	9	18.4	34.5	49	0.55
σ_s^{cr}/MPa	σ_f^{cr}/MPa	C_M/(MPa·℃$^{-1}$)	C_A/(MPa·℃$^{-1}$)	ε_L	v	r_f/m
100	170	8	13.8	0.067	0.33	0.001
C_{M1}/(Ω·m·℃$^{-1}$)	C_{M2}/(Ω·m)	C_{A1}/(Ω·m·℃$^{-1}$)	C_{A2}/(Ω·m)	L_f/m		
7×10^{-10}	0.87×10^{-6}	8×10^{-10}	0.72×10^{-6}	0.1		

Notes: E_A and E_M—Elastic modulus of SMA austenite and martensite; M_s and M_f—Starts and ends temperature of martensitic transformation; A_s and A_f—Starts and ends temperature of austenite transformation; θ—Thermal elastic modulus of SMA; σ_s^{cr} and σ_f^{cr}—SMA reorientation starts and ends critical stress; C_M and C_A—Stress influence coefficient of martensite and austenite; ε_L—Maximum residual strain of SMA; v—Poisson's ratio of SMA; C_{M1}, C_{M2}, C_{A1} and C_{A2}—Material parameters related to resistivity; r_f—Fiber radius of SMA; L_f—Axial length of SMA fiber.

表 2　碳纳米纤维/环氧树脂基复合材料和环氧树脂材料参数[21]

Table 2　Carbon nanofibers/epoxy composites and epoxy resin material parameters[21]

L_m/m	ε_{mt}	G_i/GPa	r_i/m	E_i/GPa
0.1	0.0125	1.3	0.002	2.3

Notes: L_m—Axial length of composite; ε_{mt}—Maximum elastic strain of composite; G_i—Shear modulus of epoxy resin; r_i—Radius of epoxy resin; E_i—Elastic modulus of epoxy resin.

2.1　影响应变传递的参数

实际应用中，界面层厚度和 SMA 埋设长度等材料参数会根据实际情况进行布置。由式 (25) 可知，不同的材料参数会改变 SMA 和 CNFs/环氧树脂复合材料之间的平均应变传递率。基于表 1 和表 2 的材料参数，分别讨论了 SMA 马氏体体积分数、SMA 埋设长度、界面层厚度和界面层剪切模量等参数对平均应变传递率的影响。

图 4 为马氏体体积分数从 0 增大到 1 的过程中 SMA 纤维和 CNFs/环氧树脂复合材料之间的平均应变传递率的计算结果，其他参数见表 1、表 2。在马氏体相变过程中，平均应变传递率不断增大，SMA 为完全马氏体时，平均应变传递率达到最大值。相变过程中，SMA 和 CNFs/环氧树脂复合材料之间的平均应变传递率在 0.91~0.95 之间增长，因此马氏体体积分数的变化对 SMA 和 CNFs/环氧树脂复合材料之间的应变传递影响不大。

图 5 为 SMA 分别处于奥氏体和马氏体状态时，不同的 SMA 埋设长度对 SMA 纤维和 CNFs/环氧树脂复合材料之间平均应变传递率的影响。

SMA 埋设长度取值范围为 20~200 mm，其他参数见表 1、表 2。当 SMA 处于单一的马氏体或奥氏体状态，即马氏体体积分数保持不变，SMA 纤维和 CNFs/环氧树脂复合材料之间的平均应变传递率随着 SMA 埋设长度的增大呈明显上升趋势。当 SMA 埋设长度超过 100 mm 时，SMA 和 CNFs/环氧树脂复合材料的应变传递率超过 0.9，且应变传递率的增加速度逐渐平稳。当埋入长度不变时，处于马氏体状态的 SMA 明显比奥氏体状态的 SMA 会产生更大的应变传递率，且随着长度的增加，应变传递率差值减小。

图 6 为 SMA 在奥氏体和马氏体状态时不同界面层厚度对 SMA 纤维和 CNFs/环氧树脂复合材料平均应变传递率的影响。界面层厚度取值范围为 0.02~2 mm，其他参数如表 1、表 2 所示。SMA 为奥氏体或马氏体状态时，随着界面层厚度增大，SMA 和 CNFs/环氧树脂复合材料之间的应变传递

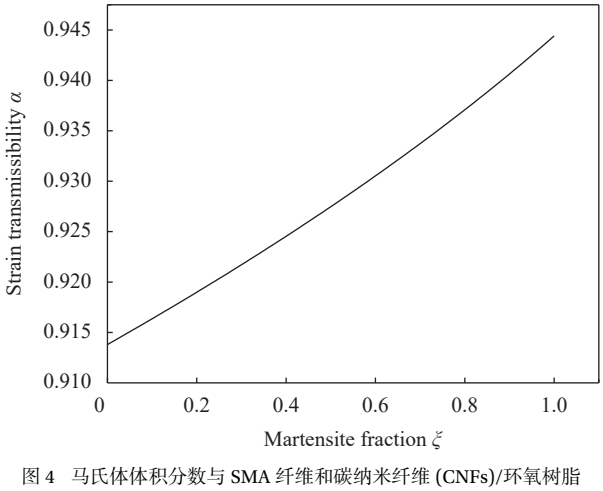


图 4　马氏体体积分数与 SMA 纤维和碳纳米纤维 (CNFs)/环氧树脂复合材料之间的平均应变传递率的关系

Fig. 4　Relationship between martensite volume fraction and average strain transmissibility between SMA fiber and carbon nanofibers (CNFs)/epoxy resin composites

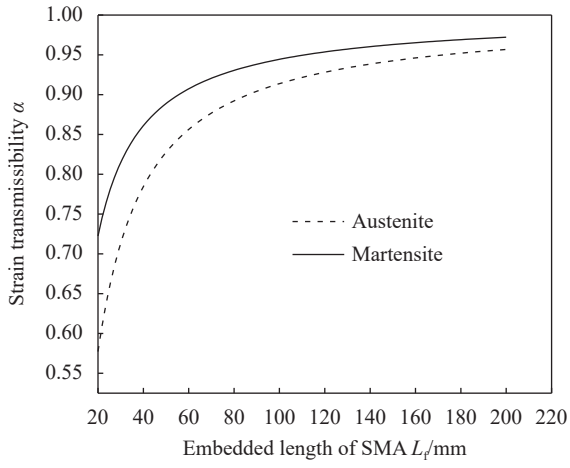


图 5　SMA 埋置长度与 SMA 纤维和 CNFs/环氧树脂复合材料之间的平均应变传递率的关系

Fig. 5　Relationship between embedded length of SMA and average strain transmissibility between SMA fiber and CNFs/epoxy resin composites

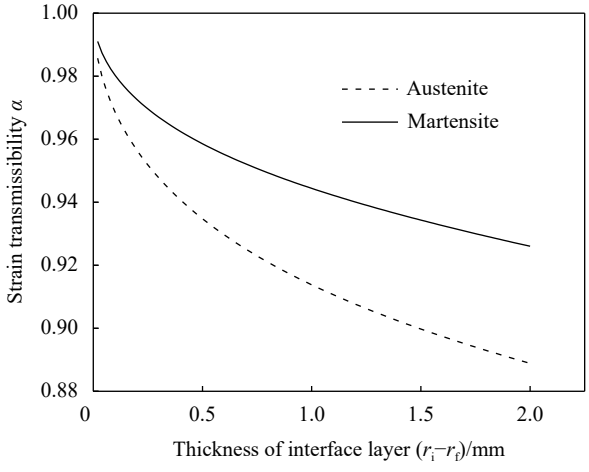


图 6　界面层厚度与 SMA 纤维和 CNFs/环氧树脂复合材料之间的平均应变传递率的关系

Fig. 6　Relationship between thickness of interface layer and average strain transmissibility between SMA fiber and CNFs/epoxy resin composites

率逐渐减小，且处于不同相态的 SMA 和 CNFs/环氧树脂复合材料的平均应变传递率差值逐渐增大。马氏体相态的 SMA 和 CNFs/环氧树脂复合材料的平均应变传递率大于奥氏体相态平均应变传递率。

图 7 为 SMA 为奥氏体和马氏体状态时不同界面层剪切模量对 SMA 纤维和 CNFs/环氧树脂复合材料平均应变传递率的影响。界面层剪切模量的取值为 1~5 GPa，其他参数见表 1、表 2。SMA 纤维和 CNFs/环氧树脂复合材料间的平均应变传递率随着剪切模量的增加逐渐增大。

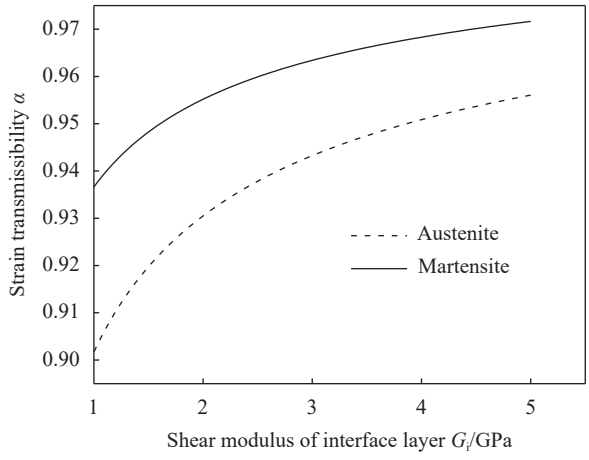


图 7　界面层剪切模量与 SMA 纤维和 CNFs/环氧树脂复合材料之间的应变传递率的关系

Fig. 7　Relationship between shear modulus of interface layer and strain transmissibility between SMA fiber and CNFs/epoxy resin composites

2.2　考虑应变传递的 SMA 损伤监测数值模拟

SMA 有低温马氏体和高温奥氏体两种相态，低温马氏体和高温奥氏体在不同的温度和应力范围内有不同的力学性质。因此讨论了在不同的初始相态和不同的温度范围 (T<马氏体相变结束温度 (M_f)、M_f<T<马氏体相变开始温度 (M_s)、奥氏体相变开始温度 (A_s)<T<奥氏体相变结束温度 (A_f)、T>A_f) 内 SMA 电阻相对变化和 SMA 应变的关系及 SMA 电阻相对变化和 CNFs/环氧树脂复合材料塑性损伤应变之间的关系。

2.2.1　对低温马氏体升温

2.2.1.1　T<M_f

SMA 初始状态为马氏体，选定满足此温度域内任一温度，损伤监测模型所用参数如表 1、表 2 所示。根据式 (33) 得到 SMA 电阻相对变化和 SMA 应变及 SMA 电阻相对变化和 CNFs/环氧树脂复合材料塑性损伤应变之间的关系如图 8 所示。SMA 电阻相对变化和应变呈线性关系。当 SMA 开始产生应变时，CNFs/环氧树脂复合材料处于弹性阶段，损伤应变为 0。SMA 电阻相对变化达到一定值后，CNFs/环氧树脂复合材料发生塑性损伤，且 SMA 电阻相对变化和 CNFs/环氧树脂复合材料塑性损伤应变呈线性关系。随着 SMA 电阻相对变化的增大，SMA 和 CNFs/环氧树脂复合材料之间的平均应变传递率没有改变，但由于平均传递率的存在，且 SMA 应变和 CNFs/环氧树脂复合材料塑性损伤应变的同时增大，CNFs/环氧树脂复合材料的塑性损伤应变和 SMA 的应变差值逐渐减小。

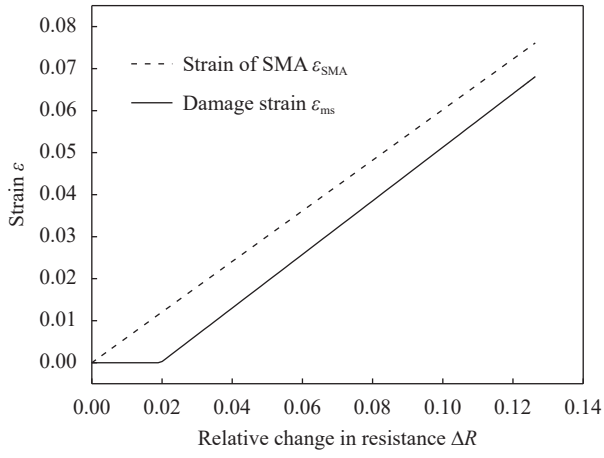


图 8　T<马氏体相变结束温度 (M_f) 时 SMA 电阻相对变化和应变的关系

Fig. 8　Relationship between SMA resistance relative change and strain at T< ends temperature of martensitic transformation (M_f)

2.2.1.2　$A_s<T<A_f$

SMA 初始状态为马氏体和奥氏体混合体，选定此温度域内 T=40℃、T=44℃ 和 T=48℃，损伤监测模型所用参数如表 1、表 2 所示。根据 CNFs/环氧树脂复合材料塑性损伤监测模型，得到 SMA 电阻相对变化和 SMA 应变及 SMA 电阻相对变化和 CNFs/环氧树脂复合材料塑性损伤应变之间的关系如图 9 所示。SMA 电阻相对变化不仅和 SMA 应变呈分段线性关系，和 CNFs/环氧树脂复合材料塑性损伤应变也呈分段的线性关系。SMA 电阻相对变化和应变曲线斜率的改变是由于 SMA 在不同相态时有不同的电阻特性。温度改变时，SMA 电阻相对变化及其应变、SMA 电阻相对变化和 CNFs/环氧树脂复合材料塑性损伤应变曲线斜率不同。随着 SMA 电阻相对变化的增大，由于发生马氏体相变导致平均应变传递率上升，且 SMA 应变和 CNFs/环氧树脂复合材料塑性损伤应变同时增加，SMA 应变和 CNFs/环氧树脂复合材料塑性损伤应变的差值逐渐减小。

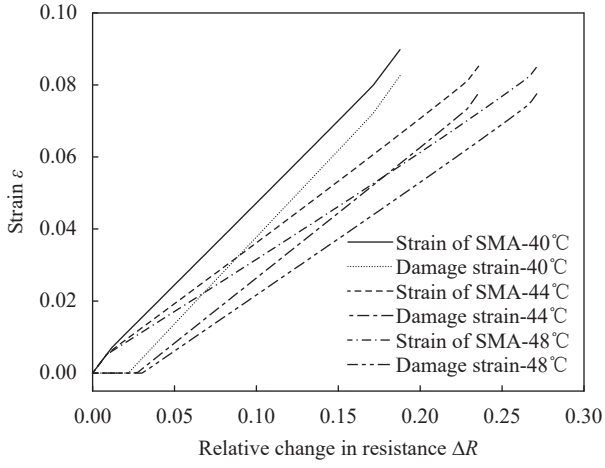


图 9　奥氏体相变开始温度 (A_s)<T<奥氏体相变结束温度 (A_f) 时 SMA 电阻相对变化和应变的关系

Fig. 9　Relationship between SMA resistance relative change and strain at starts temperature of austenite trasformation (A_s)<T<ends temperature of austenite trasformation (A_f)

2.2.2　对高温奥氏体降温

2.2.2.1　$T>A_f$

SMA 初始状态为奥氏体，选定满足条件的 3 个温度 T=50℃、T=60℃ 和 T=70℃，其他参数如表 1、表 2 所示。根据 CNFs/环氧树脂复合材料塑性损伤监测模型，SMA 电阻相对变化和 SMA 应变的关系及 SMA 电阻相对变化和 CNFs/环氧树脂复合材料塑性损伤应变的关系如图 10 所示。可知，SMA 电阻相对变化不仅和 SMA 应变呈分段线性关系，和 CNFs/环氧树脂复合材料塑性损伤应变也呈分段的线性关系。斜率的变化是由于 SMA 发生了马氏体相变，电阻特性随之改变。不同温度下，SMA 电阻相对变化和应变、SMA 电阻相对变化和 CNFs/环氧树脂复合材料塑性损伤应变曲线斜率不同。

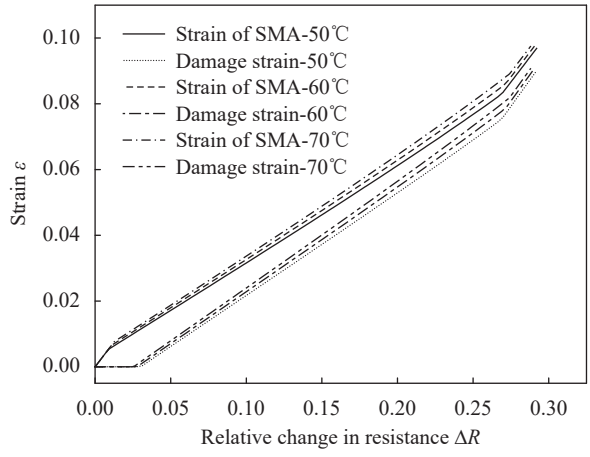


图 10　$T>A_f$时 SMA 电阻相对变化和应变的关系

Fig. 10　Relationship between SMA resistance relative change and strain at $T>A_f$

2.2.2.2　$M_f<T<M_s$

SMA 初始状态为奥氏体和马氏体的混合体，选定满足此温度域内的任一温度，其他参数如表 1、表 2 所示，得到 SMA 电阻相对变化和 SMA 应变的关系及 SMA 电阻相对变化和 CNFs/环氧树脂复合材料塑性损伤应变的关系如图 11 所示。SMA 电阻相对变化不仅和 SMA 应变呈分段线性关系，和 CNFs/环氧树脂复合材料塑性损伤应变

也呈分段的线性关系。斜率的变化是由于 SMA 发生了马氏体相变。在电阻相对变化开始增大时，CNFs/环氧树脂复合材料处于弹性阶段，损伤应变为 0，随后 CNFs/环氧树脂复合材料进入塑性损伤阶段。随着电阻相对变化的增大，由于应变传递率的存在，且 SMA 应变和 CNFs/环氧树脂复合材料塑性损伤应变的增大，SMA 应变和 CNFs/环氧树脂复合材料塑性损伤应变的差值逐渐减小。

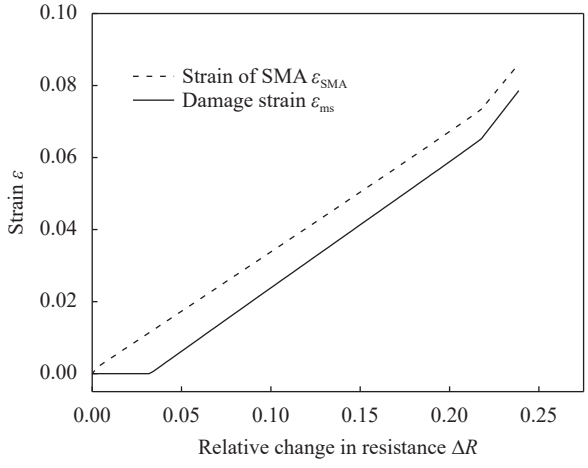


图 11 $M_f<T<$马氏体相变开始温度 (M_s) 时 SMA 电阻相对变化和应变的关系

Fig. 11 Relationship between SMA resistance relative change and strain at $M_f<T<$ starts temperature of martensitic transformation (M_s)

3 结 论

(1) 基于复合材料应变传递关系和形状记忆合金 (SMA) 传感特性，建立了埋入式 SMA 复合材料损伤监测模型。对可能影响界面平均应变传递的参数进行了分析，讨论了 SMA 在不同初始状态和温度下的复合材料损伤监测行为。

(2) 根据应变传递关系，在保证界面无相对滑动的前提下，适当减小界面层厚度，增加 SMA 的埋入长度和界面层剪切模量，可以增加碳纳米纤维 (Carbon nanofibers，CNFs)/环氧树脂基复合材料和 SMA 之间的平均应变传递率，马氏体体积分数对 CNFs/环氧树脂复合材料和 SMA 之间的平均应变传递影响不大。

(3) SMA 初始状态为完全马氏体或完全奥氏体时，SMA 电阻相对变化和 CNFs/环氧树脂复合材料塑性损伤应变的曲线斜率和温度无关。SMA 初始状态为混合体时，SMA 电阻相对变化和 CNFs/环氧树脂复合材料塑性损伤应变曲线的斜率随温度的变化而改变。SMA 电阻相对变化不仅和 SMA 应变呈分段的线性关系，而且和 CNFs/环氧树脂复合材料的损伤应变呈分段线性关系。由于 SMA 在不同的相态时有不同的电阻特性，因此曲线表现出斜率的变化。

(4) 由于平均应变传递率的存在，且 SMA 应变和 CNFs/环氧树脂复合材料塑性损伤应变随着电阻相对变化的增大而增大，SMA 应变和 CNFs/环氧树脂复合材料塑性损伤应变之间的差值逐渐减小。

参考文献：

[1] CHANDARANA N, MATTHIEU G, SOUTIS C. Damage detection and monitoring in composite pipes using piezoelectric sensors[C]//9th European Workshop on Structural Health Monitoring. Manchester: NDT. net, 2018: 1-9.

[2] BENAZZO F, RIGAMONTI D, BETTINI P, et al. Interlaminar fracture of structural fibre/epoxy composites integrating damage sensing and healing[J]. Composites Part B: Engineering，2022，244：110137.

[3] SENTHILKUMAR M, SREEKANTH T G, MANIKANTA REDDY S. Nondestructive health monitoring techniques for composite materials: A review[J]. Polymers and Polymer Composites，2021，29(5)：528-540.

[4] EL-SABBAGH A, STEUERNAGEL L, ZIEGMANN G. Characterisation of flax polypropylene composites using ultrasonic longitudinal sound wave technique[J]. Composites Part B: Engineering，2013，45(1)：1164-1172.

[5] FREEMANTLE R J, HANKINSON N, BROTHERHOOD C J. Rapid phased array ultrasonic imaging of large area composite aerospace structures[J]. Insight，2005，47(3)：129-132.

[6] RYU C H, PARK S H, KIM D H, et al. Nondestructive evaluation of hidden multi-delamination in a glass-fiber-reinforced plastic composite using terahertz spectroscopy[J]. Composite Structures，2016，156：338-347.

[7] HOSOI A, YAMAGUCHI Y, JU Y, et al. Detection and quantitative evaluation of defects in glass fiber reinforced plastic laminates by microwaves[J]. Composite Structures，2015，128：134-144.

[8] KALYANAVALLI V, ABILASHA RAMADHAS T K, SASTIKUMAR D. Long pulse thermography investigations of basalt fiber reinforced composite[J]. NDT & E International，2018，100：84-91.

[9] 邱自学, 姚兴田. 结构中埋入TiNi超弹性丝传感网络的实验研究[J]. 传感器技术, 2001, 20(11)：11-13.
QIU Zixue, YAO Xingtian. Experimental research on sensor network embedded TiNi super-elastic wire in structures[J]. Journal of Transducer Technology，2001，

20(11)：11-13(in Chinese).

[10] LYNCH B. Modeling of the stress-strain-resistance behaviour of Ni-Ti and Ni-Ti-Cu shape memory alloys for use in sensorless actuator position control[D]. Ontario: Carleton University, 2013.

[11] 马奎. NiTi形状记忆合金棒的受限回复与加热试验及分析[D]. 广州: 华南理工大学, 2013.
MA Kui. Tests and analyses of NiTi shape memory alloy bars' restrained recovery and heating[D]. Guangzhou: South China University of Technology, 2013(in Chinese).

[12] 崔迪. 形状记忆合金及其智能混凝土结构研究[D]. 大连: 大连理工大学, 2007.
CUI Di. Research on shape memory alloy and shape memory alloy restrained intelligent concrete structure[D]. Dalian: Dalian University of Technology, 2007(in Chinese).

[13] 狄生奎, 韩全治, 李慧, 等. SMA在结构健康监测中的应用研究[J]. 低温建筑技术, 2008, 30(4)：58-60.
DI Shengkui, HAN Quanzhi, LI Hui, et al. Research on the shape memory alloy applied in structural health monitoring[J]. Low Temperature Architecture Technology，2008, 30(4)：58-60(in Chinese).

[14] 狄生奎, 花尉攀, 汲生伟, 等. 约束态SMA混凝土梁的裂缝监测及自修复[J]. 建筑材料学报, 2010, 13(2)：237-242.
DI Shengkui, HUA Weipan, JI Shengwei, et al. Self-monitoring and self-repairing of crack in concrete beam with constraint super-elastic SMA[J]. Journal of Building Materials，2010，13(2)：237-242(in Chinese).

[15] LIU B F, WANG Q F, YIN K, et al. An analytical model for crack monitoring of the shape memory alloy intelligent concrete[J]. Journal of Intelligent Material Systems and Structures，2020，31(1)：100-116.

[16] 张亚楠, 刘亚冬, 刘兵飞. 形状记忆合金在复合材料损伤监测中的应用[J]. 复合材料学报, 2021, 38(4)：1177-1191.
ZHANG Yanan, LIU Yadong, LIU Bingfei. Application of shape memory alloy in damage monitoring of composite materials[J]. Acta Materiae Compositae Sinica，2021，38(4)：1177-1191(in Chinese).

[17] BRINSON L C. One-dimensional constitutive behavior of shape memory alloys: Thermomechanical derivation with non-constant material functions and redefined martensite internal variable[J]. Journal of Intelligent Material Systems and Structures，1993，4(2)：229-242.

[18] IKUTA K, TSUKAMOTO M, HIROSE S. Mathematical model and experimental verification of shape memory alloy for designing micro actuator[C]//[1991] Proceedings. IEEE Micro Electro Mechanical Systems. New York: IEEE, 1991: 103-108.

[19] 王花平. 损伤状态下光纤应变传递及其在多层路面的应用[D]. 大连: 大连理工大学, 2015.
WANG Huaping. Strain transfer of optical fiber under damage conditions and its application in mutil-layered pavements[D]. Dalian: Dalian University of Technology, 2015(in Chinese).

[20] 杨博恒. 形状记忆合金超细丝电阻传感特性试验及理论研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2020.
YANG Boheng. Research on characteristic modeling and resistance sensing control of shape memory alloy actuators[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2020(in Chinese).

[21] WANG Y L, WANG Y S, WAN B L, et al. Strain and damage self-sensing of basalt fiber reinforced polymer laminates fabricated with carbon nanofibers/epoxy composites under tension[J]. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing，2018，113：40-52.