

具有形状记忆效应的新型智能阻尼材料及其热弹性力学性能研究*

洪杰 刘宝龙 张大义[†] 马艳红

(北京航空航天大学能源与动力工程学院, 北京 100191)

(2012 年 4 月 8 日收到; 2012 年 5 月 25 日收到修改稿)

将传统金属橡胶制备工艺和形状记忆合金材料相结合, 研制了一种新型智能阻尼材料——记忆合金金属橡胶, 并对其成型工艺、形状记忆效应、热弹性力学性能及参数影响规律进行了试验研究. 研究表明, 作为一种特殊的金属橡胶, 该材料不仅具备普通金属橡胶高阻尼、低密度、孔隙度可控等优点, 同时具备普通金属橡胶所不具备的智能材料特征: 1) 良好的单程形状记忆效应, 该材料在大载荷加载后的残余塑性变形可以在升温过程中完全恢复; 2) 弹性模量和损耗因子具有温变特性, 在相变温度区间内弹性模量和损耗因子随温度近似线性变化. 由于同时具备金属橡胶和形状记忆合金两大金属类功能材料的优点, 形状记忆合金金属橡胶成为一种可应用于振动主动控制、集良好承载能力和阻尼特性于一身、具有结构功能一体化优势的新型智能阻尼材料.

关键词: 金属橡胶, 智能材料, 阻尼材料, 形状记忆效应

PACS: 81.05.Rm, 07.10.Fq, 46.25.-y, 46.40.Ff

1 引言

智能化是当前材料科学研究和发展的前沿领域之一, 随着研究的不断深入, 智能材料已经普及到材料科学的各个方面. 阻尼材料是一种能够吸收振动机械能、声能并将其转化为热能或其他形式能量耗散的功能材料^[1], 广泛应用于机械设备的振动抑制. 智能材料应用于阻尼材料体系, 形成了一种新型阻尼材料——智能阻尼材料.

由于智能阻尼材料是将智能材料的自感知、自判断、自适应等特性应用于传统阻尼材料体系, 因此相比于只能应用于振动被动控制的传统阻尼材料, 智能阻尼材料更具有振动主动抑制的应用前景. 目前国内外学者关于智能阻尼材料的研究主要包括压电阻尼材料、电/磁流变阻尼材料和超弹性形状记忆合金材料等^[2,3]. 目前的各类智能阻尼材料的研究为振动的自适应控制或主动抑制提供了材料学支撑, 但是受限于成本、工艺和性能因素,

当下的智能阻尼材料大多仅作为功能性阻尼元件应用而非独立承载的构件. 如何改善现有智能阻尼材料的工艺, 提高其承载能力以实现智能阻尼材料的功能结构一体化, 是国内外学者进一步研究的热点领域.

金属橡胶 (metal rubber, MR) 是一种由金属丝材经特殊工艺制备而成的金属类多孔材料, 由于具有类似橡胶阻尼材料的宏观力学性质, 又是全金属制品而得名. 与普通金属相比, 金属橡胶具有高阻尼、低密度且孔隙度可控等优点并且易于根据结构需要制成特定的形状. 与橡胶阻尼材料相比, 金属橡胶因是全金属制品, 而具有耐高低温、耐辐射、抗老化等优点^[4-9]. 金属橡胶力学性能不仅与其多孔组织结构有关, 也与丝材的材料性能有关. 国内外学者的对比研究表明, 以 NiTi 记忆合金丝为原料制备的金属橡胶具有优于普通金属橡胶 (由普通常见金属材料如不锈钢丝、铜丝等制备的金属橡胶) 的力学性能^[10,11], 但是这些研究仍只关注常温条件下的性能研究而未涉及其热弹性力学性能,

* 国家自然科学基金 (批准号: 51101008, 51105022, 51211130115) 和“凡舟”青年科研基金 (批准号: 20110402) 资助的课题.

[†] E-mail: dayi@buaa.edu.cn

忽略了其智能材料的本质和潜在的性能温变特性,从而依然把记忆合金丝制备的金属橡胶仅仅作为一种被动阻尼材料。

本文基于金属橡胶和形状记忆合金的制备工艺,借助热定形工艺克服了加热过程中形状记忆合金丝材自身的形状记忆效应对金属橡胶内部组织和宏观形貌的破坏,制备得到了在跨相变温度区间具有稳定组织结构和几何外形的形状记忆合金金属橡胶 (shape memory alloy metal rubber, SMAMR),并对其成型工艺、形状记忆效应、热弹性力学性能及参数影响规律进行了研究。研究表明,SMAMR 兼具金属橡胶和形状记忆合金材料的优点,具有受温度控制的非线性弹性模量和损耗因子,是一种可以实现功能结构一体化的新型智能弹性阻尼材料,既可以通过对其阻尼性能的变温控制实现振动系统的半主动减振,也可以通过 SMAMR 构件刚度的变温控制实现对结构系统共振频率的主动控制。

2 SMAMR 成型工艺及其单程形状记忆效应

普通金属橡胶由普通金属丝 (如不锈钢丝材) 经绕簧、拉伸、编织和模压等工艺步骤制备而成。本文研制的 SMAMR 的制备基于上述工艺,选用经热定型后具有单程形状记忆效应的 Ti-50.3%Ni 螺旋丝,经拉伸、编织、模压和热定型工艺制备而成。记忆合金螺旋丝差示扫描量热 (DSC) 曲线如图 1 所示,相变温度及几何参数如表 1 所列,其中 M_s , M_f 和 A_s , A_f 分别代表记忆合金丝的马氏体相变开始温度 ($^{\circ}\text{C}$)、结束温度 ($^{\circ}\text{C}$) 以及奥氏体相变开始温度 ($^{\circ}\text{C}$)、结束温度 ($^{\circ}\text{C}$)。

SMAMR 制备工艺的成败主要决定于其形状记忆效应。如果无法克服丝材本身的单程形状记忆效应,或者无法形成对模压成型状态的形状记忆效应,那么当工作于奥氏体相变温度以上时,SMAMR 元件将发生组织结构失稳。

图 2 所示为未经热定型工艺的 SMAMR 元件,其初始高度为 24 mm,图 2(a) 为其在模压结束后的

宏观形貌。将其压缩至发生塑性变形,卸载后高度为 21 mm,在保温箱中加热至 50°C 时,该 SMAMR 试件发生形貌改变,尤其高度开始明显增加;当温度达到 70°C ($> A_f$ 点温度) 时,其最终形貌如图 2(b) 所示,最终稳定后高度为 32.4 mm。此外,该元件由横截面 $20\text{ mm} \times 20\text{ mm}$ 的长方体形膨胀为近似模压毛坯的圆柱体形,发生明显的组织结构失稳。

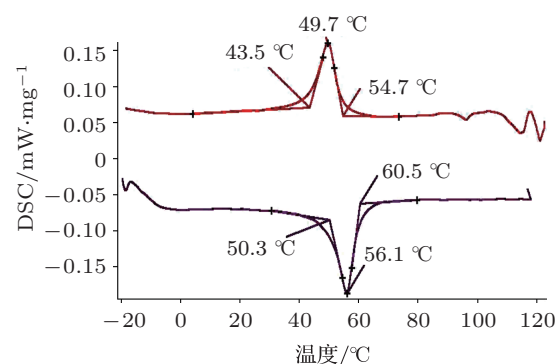


图 1 Ti-50.3%Ni 材料 DSC 曲线

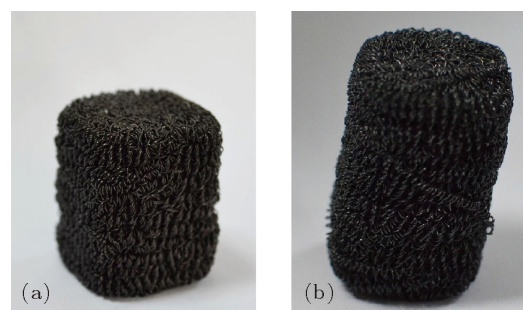


图 2 螺旋丝形状记忆效应对 SMAMR 形貌的影响 (a) 室温 20°C ; (b) 加热至 70°C

该过程的内部驱动力是: 常温制备 SMAMR 过程中,记忆合金螺旋丝的塑性变形主要包括螺距拉伸以及轴线弯曲两方面,以上塑性变形在奥氏体相变过程中均发生恢复,一方面 SMAMR 螺旋微元体发生螺距收缩,另一方面螺旋丝轴线恢复“弹直”,在以上记忆合金螺旋丝单程形状记忆效应的驱动下,以及丝材相互缠绕、啮合等变形约束的综合作用下,最终导致了如图 2(b) 所示 SMAMR 宏观形貌的显著改变。

表 1 记忆合金丝参数

丝径/mm	螺旋外径/mm	螺距/mm	相变温度/ $^{\circ}\text{C}$			
			M_f	M_s	A_s	A_f
0.2	1.4	≈ 0.2	43.5	54.7	50.3	60.5

图 3 所示为经热定型工艺的 SMAMR 试件的升温自回复试验过程. 该 SMAMR 元件初始高度 $h = 24$ mm, 室温下经大载荷压缩、卸载后残余塑性变形为 3 mm, 即最终高度为 21 mm; 此外由于过大纵向载荷的作用, 试验件发生明显的横向变形, 横向膨胀为略显鼓形, 如图 3(a) 所示. 对该试验件进行升温自恢复试验以验证其形状记忆效应, 试验中采用热风枪为热源, 由图 3(b)—(d) 可见其高度在持续的热流作用下最终恢复为变形前的 24 mm, 并且外形由 $h = 21$ mm 时的略显鼓形恢复为压缩变形前的正方形横截面形状.

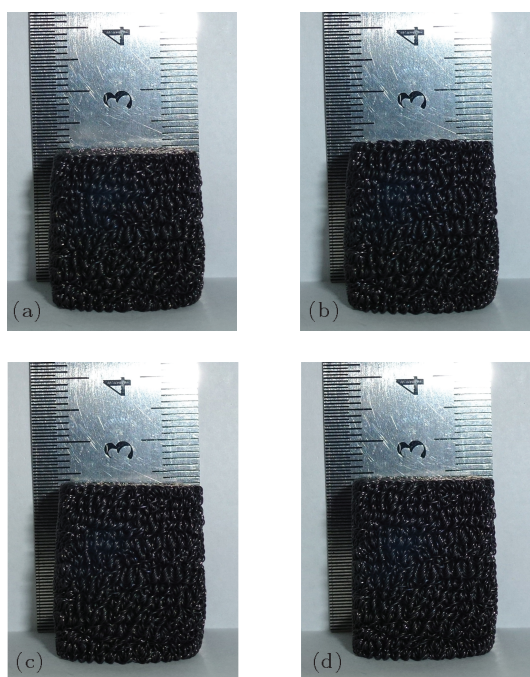


图 3 经热定型 SMAMR 试件的形状记忆效应
(a) $h = 21$ mm; (b) $h = 22$ mm; (c) $h = 23$ mm;
(d) $h = 24$ mm

由于 SMAMR 材料的基础丝材——形状记忆合金的相变温度区间较低 (一般低于 $200\text{ }^{\circ}\text{C}$), 在应用于高温环境中时往往经历相变而触发螺旋微元体的单程形状记忆效应. 以上对比试验表明, 在冷加工阶段的模压工艺后, 进一步进行相应的热定型处理可以有效克服记忆合金螺旋丝原有的单程形状记忆效应, 并形成对模压后几何外形的新的单程形状记忆, 因此热定型工艺是保证 SMAMR 在跨越相变温度区间的加热过程中具有稳定组织结构和几何外形所必需的工艺步骤.

对本文采用的记忆合金丝材的初步研究已经发现, 在室温约 $90\text{ }^{\circ}\text{C}$ 条件下经过 4—6 次反复的热机械训练后, 记忆合金丝材具备了一定程度的“双

程形状记忆效应”. 类似地, 可以在热定型工艺基础上对 SMAMR 材料进行反复的热机械训练形成“双程形状记忆效应”, 使其不仅可以作为一种新型智能阻尼材料结构件得以应用, 更可以根据结构设计要求制备具有复杂几何外形的智能往复驱动材料, 大大拓宽了记忆合金材料作为驱动元件的应用形式.

3 SMAMR 准静态热弹性力学性能试验

3.1 试验系统

SMAMR 准静态热弹性力学性能试验在 WDW3020 型电子蠕变试验机上进行, 材料温度通过试验机配装的保温箱和温控仪进行控制, 如图 4 所示. 试验过程中, 控制较小的加载速度 (0.25 mm/min) 和卸载速度 (10 N/s), 以保证整个加载循环中 SMAMR 均匀受载、无冲击.

结合形状记忆合金和金属橡胶两种功能材料的工艺和力学特性, SMAMR 准静态试验主要研究 SMAMR 的热弹性力学行为, 以及制备工艺、材料温度对其材料性能 (弹性模量和耗散因子) 的影响.

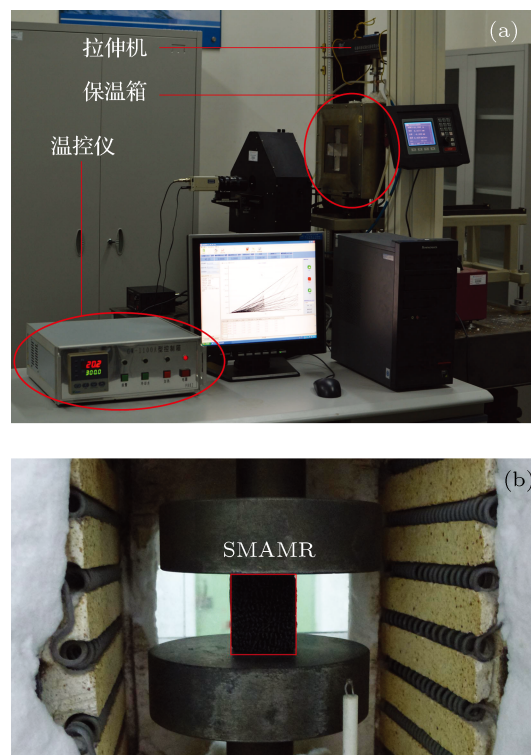


图 4 SMAMR 准静态试验系统 (a) 准静态试验系统; (b) SMAMR 加载平台

3.2 测试方法

SMAMR 作为一种弹性阻尼材料, 其受外力作用时, 一方面依靠内部金属丝螺旋卷的弹性恢复力平衡载荷, 将外力做功以应变能的形式储存, 另一方面通过金属丝螺旋卷之间的接触摩擦将部分机械能转化为内能耗散, 因此 SMAMR 的循环加载-卸载曲线表现出迟滞特性. 由循环加载下的迟滞回线可以得到 SMAMR 的弹性模量和耗散因子, 其实质反映了金属橡胶材料的承载能力和阻尼性能.

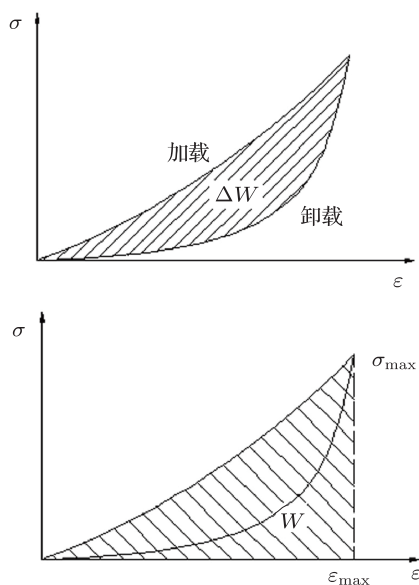


图5 SMAMR 迟滞回线示意图

如图5所示为典型的 SMAMR“应力 σ (MPa)-应变 ε ”迟滞回线示意图, 其中 W 为单位循环内的最大应变能密度 (MPa), 迟滞回线包围面积 ΔW 为单位循环内应变能密度的损耗 (MPa), 则对于非线性阻尼材料其单位循环内的最大弹性应变能密度 U 及损耗因子 η 分别由 (1) 和 (2) 式定义^[12]:

$$U = W - \Delta W/2, \quad (1)$$

$$\eta = \frac{\Delta W}{\pi U}. \quad (2)$$

同为弹性阻尼材料, SMAMR 的上述迟滞特性与黏弹性阻尼材料具有相似性, 即可以认为由于干摩擦的存在, SMAMR 的应变相对于应力存在滞后. 因此类似于黏弹性阻尼材料, 以复模量的形式定义 SMAMR 的弹性模量如下^[13]:

$$E^* = E(\cos \alpha + i \sin \alpha), \quad (3)$$

其中 α 为应变相对于应力的滞后角, $E = \sigma_{\max}/\varepsilon_{\max}$ 为名义弹性模量^[4], 可见 SMAMR 复

模量的大小为 $|E^*| = E = \sigma_{\max}/\varepsilon_{\max}$. 下文中如无特殊说明, 均以 E 表示 SMAMR 复模量的大小, 并以 E_A , E_M 分别表示 SMAMR 的奥氏体相弹性模量、马氏体相弹性模量.

4 SMAMR 力学性能的温变特性

SMAMR 作为一种以形状记忆合金制备的特殊金属橡胶, 与普通金属橡胶在材料力学性能的温度效应方面具有很大区别: 1) 普通金属橡胶由常规金属丝材制备而成 (如不锈钢、铜等金属丝材), 在金属橡胶的常规使用温度范围内, 丝材弹性模量的变化很小, 可以忽略不计; 2) SMAMR 由 NiTi 记忆合金丝材制备而成, 一般 NiTi 记忆合金的弹性模量在马氏体相变前后差异巨大, 变化范围可达 2—3 倍. 由于 SMAMR 的弹性模量大小主要取决于其内部的 NiTi 螺旋丝的刚性, 而决定后者的一个主要材料性能参数就是丝材的弹性模量. 因此可以预料, 当 SMAMR 被加热升温跨越其相变温度区间时, 其力学性能将会发生显著改变, 也即其力学性能具有类似于记忆合金的温变特性.

SMAMR 力学性能的温变特性试验选取某试件由室温加热到 100 °C (高于 A_f 温度), 并在加热过程中选取不同温度条件进行循环加载. 图6所示为代表性的相变前 (室温 20 °C) 和相变后 (100 °C) SMAMR 的“应力-应变”迟滞曲线.

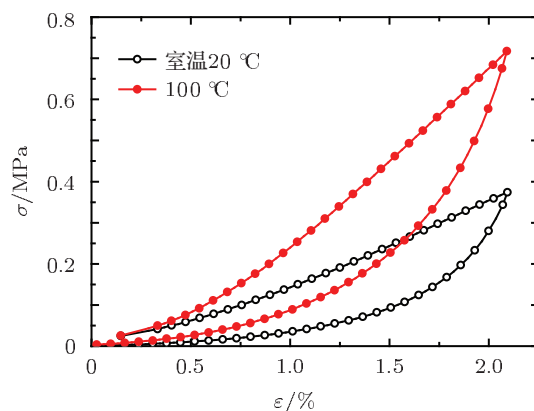


图6 相变前后 SMAMR “应力-应变”迟滞曲线

由图6可见相变前后 SMAMR 循环加载中的力学行为发生明显改变, 迟滞曲线显著变“陡”, 意味着材料弹性模量增大, 这一变化在图7所示的弹性模量温变曲线中更为直观. 由图7可见, SMAMR 弹性模量在 A_s 温度 (约 50 °C) 以下时约为 18 MPa

并保持稳定,几乎不随温度改变;当材料温度升高到 50 °C 以上时,弹性模量迅速增大;直到温度达到 70 °C 以后弹性模量随温度变化缓慢并最终基本稳定,达到约 39 MPa. 可见 SMAMR 的奥氏体相弹性模量约为马氏体相弹性模量的 2.2 倍,并且这一改变主要发生于相变温度区间内,在该区间内弹性模量随温度升高近似线性增大;而在相变温度区间之外(低于 A_s 温度,或高于 A_f 温度),弹性模量几乎不随温度变化.

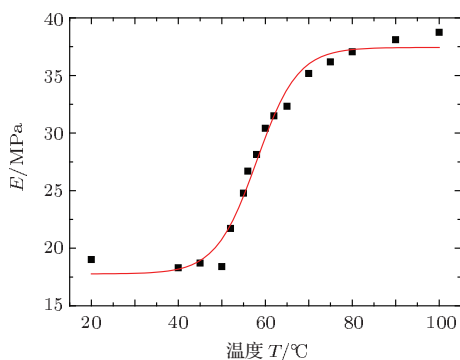


图 7 SMAMR 弹性模量随温度变化曲线

需要说明的是,如图 1 所示,本文采用的 NiTi 合金丝材的奥氏体相变温度区间为 (50.3 °C—60.5 °C),而 SMAMR 由于其多孔结构对加热升温具有迟滞作用,导致试验过程中的相变实际完成温度升高.

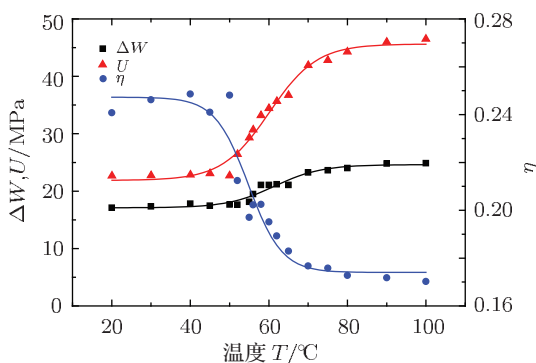


图 8 SMAMR 单位循环阻尼性能随工作温度变化曲线

由图 8 可见,在相变温度区间 (50 °C—70 °C) 内,SMAMR 单位循环的能量损耗(即 ΔW) 随温度升高增加约 45%,而在相变温度区间之外(即低于 50 °C 和高于 70 °C 的温度区间)则保持稳定.但是,由于在同一过程中 SMAMR 弹性模量随温度近似线性增大,导致单位循环内 SMAMR 材料的最大弹性应变能密度 U 随之增加;由图 7 和图 8 对比

可见,与相变开始前(低于 50 °C)相比,相变完成后 SMAMR 弹性模量和最大弹性应变能密度均增加约 1.1 倍.根据损耗因子定义公式 (2) 可知,耗散因子在相变后约为相变前的 70%,如图 8 中 η 曲线所示.

5 制备工艺对 SMAMR 力学性能的影响

由 SMAMR 的制备工艺可知其分为冷加工和热定型两个阶段,其中冷加工阶段的工艺参数主要是其相对密度,而热定型阶段的主要工艺影响是记忆合金螺旋丝在热定型过程中,在原有形状记忆效应驱动下的螺旋丝伸直和螺距收缩.

5.1 热定型工艺对 SMAMR 材料力学性能的影响

热定型工艺对 SMAMR 力学性能的影响通过室温环境下,同一 SMAMR 试件分别在热定型前后的准静态试验结果进行对比分析.图 9 所示为热定型前后同一 SMAMR 试件的“应力-应变”迟滞曲线,图 10 所示为热定型前后不同应变下的复模量值.

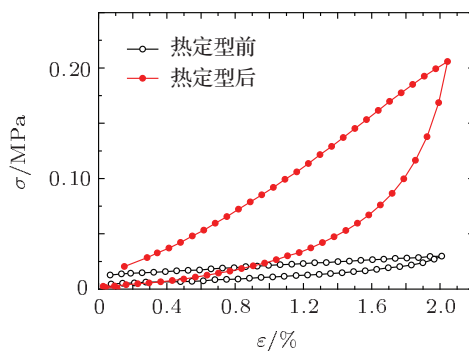


图 9 热定型前后 SMAMR “应力-应变”迟滞曲线

由图 9 可见,热定型后 SMAMR 在循环加载中的力学行为发生显著改变:加载曲线显著变“陡”,迟滞回线包络面积变大.这表明 SMAMR 的承载能力和阻尼性能发生显著改变:1) 热定型后弹性模量显著增大并且呈现硬非线性特征,由图 10 可见热定型前 SMAMR 弹性模量约为 1 MPa,并且基本保持线性;热定型后弹性模量随应变增大而增大,即呈现硬非线性特征,其中最大应变(约 2%)时的弹性模量比定型前增大 9 倍,达到约 10 MPa;2) 热定

型后 SMAMR 阻尼性能提高, 损耗因子从热定型前的 0.168 增大到 0.245, 提高达 46%.

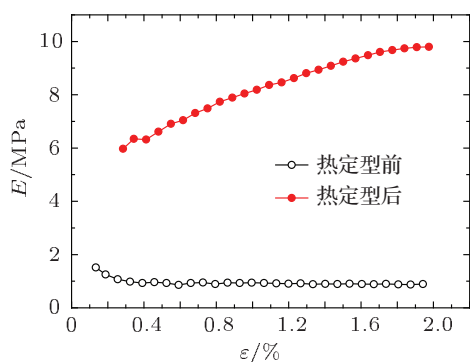


图 10 热定型前后 SMAMR 弹性模量随应变的变化曲线

热定型前后 SMAMR 力学性能的巨大变化与其制备工艺有关. SMAMR 试验件是在室温 (马氏体相) 下将 SMA 紧弹簧拉伸后编制、模压而成, 当对 SMAMR 试验件进行热定型处理时, 尽管由于热定型模具的全约束作用试验件不能发生宏观形貌的改变, 但是其内部 SMA 螺旋卷在形状记忆效应的驱动下螺距收缩 (如图 11 所示), 使螺旋微元体刚性增强, 从而导致 SMAMR 弹性模量增大. 同时由于螺距收缩, 单位体积内螺旋微元体接触面积增大, 干摩擦耗能增加, 因此热定型后 SMAMR 耗散因子增大.

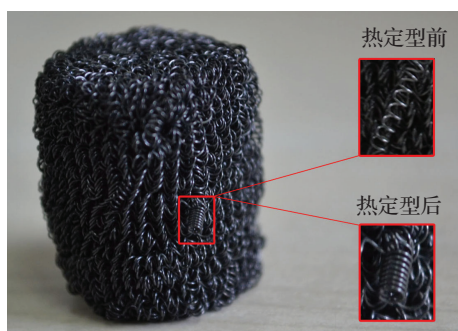


图 11 热定型前后 SMAMR 螺旋微元体螺距变化

5.2 相对密度对 SMAMR 材料力学性能的影响

SMAMR 作为一种多孔材料, 相对密度 $\bar{\rho}$ 是其多孔特性的表征参数, 定义为

$$\bar{\rho} = \rho_{\text{MR}} / \rho_s, \quad (4)$$

式中 ρ_{MR} 和 ρ_s 分别为金属橡胶和丝材的密度.

根据孔隙率 P 的定义可以推导得到 $\bar{\rho} + P = 1$, 可见相对密度 $\bar{\rho}$ 是 SMAMR 多孔特性的重要表征参数, 相对密度越大则孔隙率越小. 由此可见, 相对密度是 SMAMR 冷加工阶段的重要工艺参数. 基于普通金属橡胶的力学性能试验也表明, 相对密度对金属橡胶力学性能具有明显影响.

图 12 所示为相对密度分别为 0.25, 0.2, 0.18 而其他参数完全相同的 SMAMR 试件分别在室温和 90 °C 时的“应力 - 应变”迟滞回线. 可见, 随着相对密度增大, SMAMR 迟滞回线顶点上移, 表明 SMAMR 的马氏体相、奥氏体相弹性模量均随之增大, 如图 13 所示. 并且弹性模量的非线性增强: 当 $\bar{\rho}$ 小于 0.2 时, SMAMR 弹性模量随应变的变化很小, 可以近似认为线性; 当 $\bar{\rho}$ 增大到 0.25 时, SMAMR 的马氏体相、奥氏体相弹性模量均具有明显硬非线性特征, 这一现象与 SMAMR 内部组织结构有关.

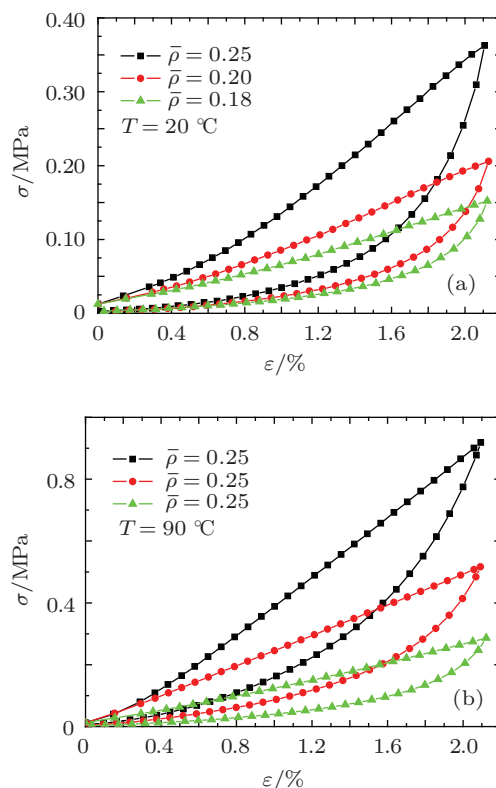


图 12 不同相对密度 SMAMR 迟滞回线 (a) 室温 20 °C; (b) 90 °C

SMAMR 作为一种多孔材料, 其弹性模量除了与丝材本身的弹性模量有关, 也与内部微元体间接触状态有关. 在循环压缩载荷作用下, 内部螺旋微元体主要存在无接触弹性变形、接触并错动摩擦以及接触并黏滞挤压三种接触状态. 当相对密

度较小 (即孔隙率较大) 时, 螺旋微元体间具有更大的细观空间发生弹性变形和相互错动摩擦, 此时 SMAMR 内部组织主要以螺旋微元体的弹性变形及相互间的错动实现载荷的平衡和传递, 而弹性状态螺旋微元体的刚度与载荷无关, 呈近似线性. 当相对密度较大 (即孔隙率较小) 时, 螺旋微元体间空间有限, 主要以错动摩擦和黏滞挤压为主. 随着应变增大, SMAMR 内部螺旋微元体接触状态由错动向黏滞转化, 导致螺旋微元体间更多地以接触挤压而非弹性变形进行力的平衡和传递, 从而导致 SMAMR 弹性模量具有明显硬非线性特征.

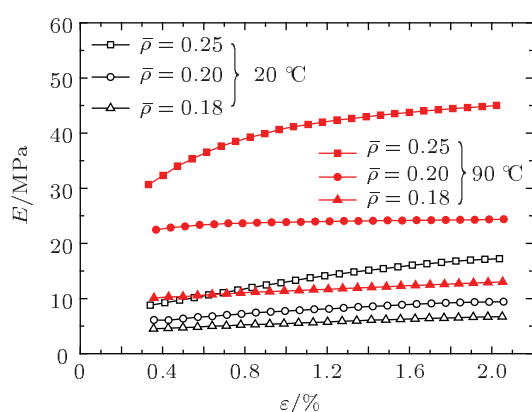


图 13 不同相对密度 SMAMR 弹性模量随应变的变化曲线

由于 NiTi 记忆合金弹性模量具有温变特性, 其奥氏体相弹性模量 E_A 一般为马氏体相弹性模量 E_M 的 2—3 倍, 而当其他参数一定时, SMAMR 弹性模量与丝材弹性模量近似成正比, 因此其弹性模量也具有温变特性. 但是 SMAMR 作为一种编织模压而成的多孔材料, 其内部组织的应力分布具有一定的不均匀性. 由于 NiTi 记忆合金在奥氏体相下具有超弹性, 即当材料内部应力达到相变临界应力时将发生应力驱动下的马氏体相变, 使得 SMAMR 内部应力较大的部分奥氏体相螺旋微元体向马氏体相转变, 从而使得整体弹性模量降低, 介于完全奥氏体相和完全马氏体相弹性模量之间, 出现“软化”现象. 因此, SMAMR 弹性模量随应变增大而增大的硬非线性特征在奥氏体相时要弱于马氏体相, 见图 13.

由于以上原因, SMAMR 弹性模量比 E_A/E_M 不仅与温度有关, 也与载荷有关. 由图 14 可见, 由于奥氏体相螺旋微元体在大应力时的刚度“软化”, 不同相对密度的 SMAMR 弹性模量比 E_A/E_M 均呈软非线性特征, 即随应变增大而减小, 并且这

一软非线性特征与相对密度有关. 当相对密度较小 (小于 0.2) 时, 由于 SMAMR 马氏体相和奥氏体相弹性模量均呈近似线性, 并且相对密度较小时 SMAMR 弹性模量较小, 导致相同应变条件下的应力较小, 其内部发生应力驱动马氏体相变的奥氏体螺旋微元体减少, 发生“软化”的螺旋微元体体积分数大大降低, 因此弹性模量比 E_A/E_M 的软非线性特征较弱, 如当相对密度为 0.18 时, 随着应变从 0.5% 增加到 2% 时, E_A/E_M 减小 12%; 当相对密度较大 (不小于 0.2) 时, SMAMR 内部奥氏体相螺旋微元体应力较大, 使得发生“软化”的螺旋微元体体积分数增大, 导致弹性模量比 E_A/E_M 的软非线性特征较为明显, 如相对密度为 0.25 时, 随着应变从 0.5% 增加到 2% 时, SMAMR 的 E_A/E_M 减小 28%, 并且不再随相对密度变化, 由图 14 可见相对密度分别为 0.2 和 0.25 时的“应变-弹性模量比”曲线几乎重合.

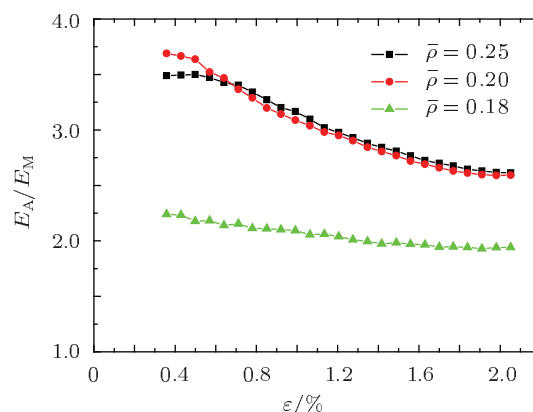


图 14 不同相对密度 SMAMR 弹性模量比随应变变化曲线

随着相对密度增大, SMAMR 弹性模量近似线性增大, 并且在奥氏体相下更为明显. 以应变为 2% 时为例, 随着相对密度从 0.18 增大到 0.25, 马氏体相下弹性模量增大 160%, 而奥氏体相下则增大达 250%, 从而导致弹性模量比 E_A/E_M 随相对密度增大而增大 (如图 15 所示), 也即相对密度较大的 SMAMR 的弹性模量在相变前后具有更大的非线性度. SMAMR 单位循环中的最大弹性应变能密度 U 与弹性模量密切相关, 因此也随相对密度增大而增大, 并且在奥氏体相下增大幅度更大.

由图 12 可见, 随着相对密度增大, SMAMR 迟滞回线包络面积增大, 即单位循环的能量损耗 ΔW 也随相对密度增大, 但是相对密度对 ΔW 影响弱于对 U 的影响. 根据损耗因子定义公式可知 SMAMR

损耗因子随相对密度增大而减小,变化趋势与弹性模量刚好相反:由图 15 可见,随着相对密度从 0.18 增大到 0.25,损耗因子近似线性地减小,在马氏体相下减小 3%,而在奥氏体相下减小达 28%,也即相对密度较大的 SMAMR 的损耗因子在相变前后具有更大的非线性度,这一点与弹性模量类似.

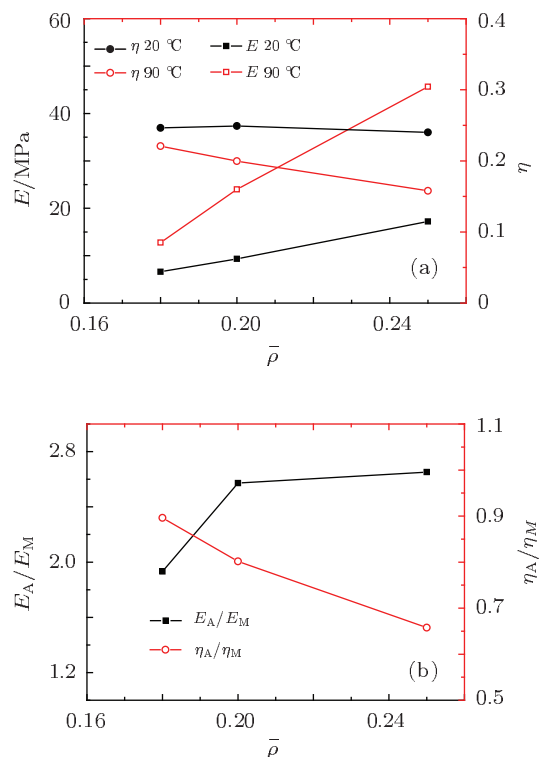


图 15 SMAMR 力学性能随相对密度变化曲线 (a) 弹性模量和损耗因子变化曲线; (b) 弹性模量比和损耗因子比变化曲线

以上试验结果表明: 相对密度增大可以使 SMAMR 的弹性模量提高, 而损耗因子降低; 并且会增强 SMAMR 相变前后弹性模量和损耗因子的非线性度. 这一特性为 SMAMR 应用于振动主动控制的构件设计提供了设计规律, 使得设计者可以根据振动抑制目标函数对 SMAMR 构件刚度和

阻尼参数的约束, 设计相应相对密度的 SMAMR 构件, 从而实现对动力学系统振动主动抑制的优化设计.

6 结 论

本文将传统金属橡胶和记忆合金制备工艺结合, 研制了兼具二者性能优势的新型智能弹性阻尼材料——形状记忆合金金属橡胶, 并对其力学行为、性能及参数影响规律进行了试验研究, 得到如下主要结论: 1) 热定型工艺是保证 SMAMR 材料在跨越相变温度区间的较大温度范围内具有稳定组织结构、几何外形和性能的必要工艺步骤; 2) 经热定型工艺处理的 SMAMR 具有类似于普通形状记忆合金的单程形状记忆效应, 其在常温大载荷作用后的残余塑性变形可以在奥氏体相变结束后完全恢复; 3) SMAMR 具有良好的承载能力和阻尼性能, 常规设计参数下其弹性模量范围为 5—50 MPa, 损耗因子为 0.15—0.3, 并且其力学性能具有温变特性, 在相变温度区间内随温度近似呈线性变化, 其在奥氏体相下的弹性模量约为马氏体相下的 2.2 倍, 损耗因子则为马氏体相下的 70% 左右; 4) SMAMR 的热弹性力学性能随相对密度变化, 具有可设计性, 相对密度增大可以使 SMAMR 的弹性模量提高, 而损耗因子降低, 并且会增强 SMAMR 相变前后弹性模量和损耗因子的非线性度.

综上所述, SMAMR 的研制为振动主动抑制领域的研究提供了一种新型智能弹性阻尼材料, 该材料不仅具备与传统被动阻尼材料相当的阻尼性能 (损耗因子达 0.2 左右), 并且具备良好的承载能力和工艺可实现性, 具有其他现有智能阻尼材料所不具备的功能结构一体化优势, 具有良好的应用前景.

- [1] He H M, Wang Y B, Shen Q, Huang Z X, Zhang L M 2008 *Mate. Rev.* **22** 41 (in Chinese) [何慧敏, 王雁冰, 沈强, 黄志雄, 张联盟 2008 材料导报 **22** 41]
- [2] Liu Q B, Lu X P 2007 *China Elastomers* **17** 76 (in Chinese) [刘巧宾, 卢秀萍 2007 弹性体 **17** 76]
- [3] Jiang J H, Yin D M, Zhang X J 2010 *FRP/CM* **4** 76 (in Chinese) [蒋鞠慧, 尹冬梅, 张雄军 2010 玻璃钢/复合材料 **4** 76]
- [4] Chegodayev D E (translated by Li Z Y) 2000 *The Designing of Components Made of Metal Rubber* (Beijing: Publishing Com-

pany of National Defence Industry) p99 (in Chinese) [契戈达耶夫 D·E 著 (李中郢译) 2000 金属橡胶构件的设计 (北京: 国防工业出版社) 第 99 页]

- [5] Zhong W Z, He K J, Zhou Z Y, Xia W, Li Y Y 2009 *Acta Phys. Sin.* **58** 5155 (in Chinese) [钟文镇, 何克晶, 周照耀, 夏伟, 李元元 2009 物理学报 **58** 5155]
- [6] Yan H, Jiang H Y, Liu W J, Ulannov A M 2009 *Acta Phys. Sin.* **58** 5238 (in Chinese) [闫辉, 姜洪源, 刘文剑, Ulannov A M 2009 物理学报 **58** 5238]

- [7] Ma Y H, Hong J, Zhang D Y, Wang H 2007 *Proceedings of ASME TURBO EXPO* Montreal, Canada, May 14–17, 2007 27585
- [8] Hong J, Zhu B, Ma Y H 2011 *Proceedings of ASME TURBO EXPO* Vancouver, Canada, June 6–10, 45772
- [9] Zhu B, Ma Y H, Zhang D Y, Hong J 2012 *Acta Phys. Sin.* **61** 078101 (in Chinese) [朱彬, 马艳红, 张大义, 洪杰 2012 物理学报 **61** 078101]
- [10] Yan X J, Nie J X 2003 *Smart Mater. Struct.* **12** N14
- [11] Bugra E, Luo H, Darren H 2009 *Proceedings of the 17th American Institute of Aeronautics and Astronautics* Palm Springs, California, May 4–7, 2009 2521
- [12] Yan X J 2000 *Ph. D. Dissertation* (Beijing: Beijing University of Aeronautics and Astronautics) (in Chinese) [闫晓军 2000 博士学位论文 (北京: 北京航空航天大学)]
- [13] Liu D H 1990 *Application of Viscoelastic Damping in Vibration and Noise Reduction* (Beijing: Astronautic Publishing House) p51 (in Chinese) [刘棣华 1990 粘弹阻尼减振降噪应用技术 (北京: 宇航出版社) 第 51 页]

Research on the shape memory effect and thermalelasticity of a novel intellectual damping material*

Hong Jie Liu Bao-Long Zhang Da-Yi[†] Ma Yan-Hong

(School of Jet Propulsion, Beihang University, Beijing 100191, China)

(Received 18 April 2012; revised manuscript received 25 May 2012)

Abstract

In this paper, we introduce a novel intellectual damping material — shape memory alloy metal rubber (SMAMR), which is made from the shape memory alloy through the process similar to that for metal rubber. The shape craft, shape memory effect and mechanical properties are tested and discussed. The results show that the SMAMR has the combination properties of both shape memory alloy and metal rubber, such as high elasticity and damping capacity, low density, designable porosity, shape memory effect, and temperature dependent mechanical properties. The SMAMR not only has modulus and loss factor varying linearly with temperature during the phase transformation between Martensite and Austenite, which is quite available in the active control of vibration; but also has the modulus and loss factor large enough to be used as bearing structure. So the SMAMR is a significant integration of both functional material and structural material, and is quite attractive in active vibration control.

Keywords: metal rubber, intellectual material, damping material, shape memory effect

PACS: 81.05.Rm, 07.10.Fq, 46.25.–y, 46.40.Ff

* Project supported by the National Natural Science Foundation of China (Grant Nos. 51101008, 51105022, 51211130115) and Fanzhou Research Fund, China (Grant No. 20110402).

[†] E-mail: dayi@buaa.edu.cn