

可变孔隙率多孔 NiTi 合金的内耗行为

张宇鹏, 张新平

(华南理工大学 材料科学与工程学院, 广州 510640)

摘 要: 研究了不同孔隙特征多孔 NiTi 合金的内耗与相变行为及其频率响应, 提出用等效内耗参数表征多孔 NiTi 合金实体部分的阻尼能力。结果表明: 多孔 NiTi 合金内耗峰产生的主要诱发因素是相变及应力诱发下各种界面(含孪晶界、相界面等)的迁移; 在不同的加载频率下, 多孔 NiTi 合金的内耗值曲线按双曲线规律变化; 在相同的频率和振幅下, 孔隙率、孔隙尺寸和开孔度的增加导致与界面迁移相关内耗幅值有所削弱; 各内耗峰值温度也受到孔隙参数的影响; 多孔 NiTi 合金的等效内耗峰值明显高于致密 NiTi 合金。

关键词: 多孔 NiTi 合金; 内耗; 相变; 孔隙率; 频率效应

中图分类号: TG 113.22+6

文献标识码: A

Internal friction behaviors of porous NiTi alloys with variable porosities

ZHANG Yu-peng, ZHANG Xin-ping

(School of Materials Science and Engineering, South China University of Technology, Guangzhou 510640, China)

Abstract: The damping behaviours of porous NiTi alloys with different pore characteristics were studied, and a new parameter for porous NiTi alloys, i.e., equivalent internal friction, was proposed to characterize their effectiveness in energy absorption. The results show that the internal friction peaks of porous NiTi alloys are induced by phase transformation and the stress induces hysteretic motions of interfaces such as twin boundaries and phase boundaries. At different frequencies, the intensity of internal friction peaks changes following the hyperbolic relation. Under the same testing conditions (i.e., at certain frequency and amplitude), the increases of porosity, pore-size and open porosity of the alloys lead to the decrease of amplitude of the internal friction associated with interface movement. The increase in porosity can also result in change of internal friction peak temperatures. The porous NiTi alloys have obviously high equivalent internal friction value than the dense NiTi alloys.

Key words: porous NiTi alloy; internal friction; phase transformation; porosity; frequency effect

NiTi 形状记忆合金是目前所有形状记忆材料中最有应用价值的智能合金材料。虽然一直以来有关 NiTi 形状记忆合金的研究多面向生物医学应用, 但近年已发现 NiTi 形状记忆合金在制造智能阻尼结构及能量吸收器件方面也有非常好的应用前景, 尤其是可望利用 NiTi 形状记忆合金的迟滞响应、相变和超弹性行为带来的优异阻尼特性和能量吸收能力来制作高性能阻

尼结构和吸振装置/器件, 例如, 用于振动控制、噪声降低、冲击震动缓冲、能量吸收等方面^[1-6]。对通常的阻尼材料而言, 其强度与阻尼性能常常是相互矛盾的, 阻尼越大, 则强度越低, 反之亦然。而 NiTi 形状记忆合金则具备包括优异的阻尼能力和强韧性在内的良好综合性能, 可望满足相对复杂服役条件下的应用; 但当面对更多样性的应用以及更苛刻的使用条件时, 则

仍有一些根本问题需要解决; 其中, NiTi 形状记忆合金较高的材料密度(约为 6.5 g/cm^3)对航空、航天应用以及用于高速回转和高速运载机中功能阻尼结构和能量调节器件而言还是一个很大的问题; 如何在保证优异的综合力学性能前提下明显降低合金密度, 是非常具有挑战性的研究课题。

近年来, 多孔 NiTi 形状记忆合金的研究倍受关注, 但目前相关的研究主要是基于其作为生物医学中硬组织植入材料。实际上, 多孔 NiTi 形状记忆合金的阻尼性能也值得重视^[6-7]; 一方面它具有 NiTi 合金特有的基于相变的形状记忆效应和超弹性能力以及强度较高的特点; 另一方面孔隙结构可望增加多孔 NiTi 合金中潜在的内耗源, 使其具有增强的阻尼行为。此外, 多孔 NiTi 合金的成本更低、密度更小、力学性能调节范围更宽, 在经济性和实用性方面将更有优势。

材料的阻尼性能(也可用内耗表示)是其对振动能吸收和耗散能力的量度, 与材料内部界面迁移和平衡状态变化有关。对多晶材料, 晶体缺陷和晶格排列状态与内耗之间的关系十分密切。以金属间化合物为主要构成相的 NiTi 形状记忆合金的阻尼能力主要来自晶界、位错和点缺陷等内耗源以及热弹性马氏体相变; 同时 NiTi 合金的内耗也受到测试的外部条件(如外力振幅和频率等)的影响, 测试条件在范性变形范围内的内耗才能代表其内禀阻尼性能(或称为本征阻尼能力)。目前, 已经对致密 NiTi 形状记忆合金(如 $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{50-x}\text{Cu}_x$ 和 TiNi 等)的阻尼性能进行了一些研究, 主要考察了测试频率、振幅和马氏体孪晶界等对 NiTi 合金内耗的影响, 探讨了两种内耗峰(即界面弛豫内耗峰和相变内耗峰)的不同特点, 证实了 NiTi 合金自身的高阻尼^[4, 8]。与致密 NiTi 形状记忆合金相比, 多孔 NiTi 形状记忆合金含有更多的杂质相以及存在结构不均匀性和相变不均匀性^[7], 尤其是特有的孔隙结构使内应力和表面能分布更复杂, 使其内耗行为也更为复杂; 而至今尚少见有相关的系统研究结果报道。

本文作者研究了不同孔隙率多孔 NiTi 合金的内耗行为, 用提出的等效内耗(或称等效阻尼)概念表征具有不同孔隙率的多孔 NiTi 合金中实体材料的阻尼能力; 对热-力条件下各内耗峰的性质进行了鉴别分析, 以阐明相变、孪晶界、孔隙率和加载频率的变化对多孔 NiTi 合金各内耗峰影响的规律和内在原因。

1 实验

所用原材料为 Ti 粉($50 \mu\text{m}$, 纯度 99.9%)、Ni 粉

($61 \mu\text{m}$, 纯度 99.9%)和造孔剂碳酸氢铵(NH_4HCO_3)粉末($250 \mu\text{m}$, 纯度 99.99%)。首先将 Ti 粉和 Ni 粉按摩尔比 49.2:50.8 进行配料并充分混合; 然后分别加入质量分数为 10%、20%和 30%的 NH_4HCO_3 粉末混合 3 h。然后将不同成分配比的混合粉末在常温下用 100 MPa 的压制力压制成 $d16 \text{ mm} \times 25 \text{ mm}$ 的粗坯。最后, 在高纯氦气保护气氛烧结炉中将粗坯加热到 573 K 并保温 1 h, 使造孔剂分解而完全去除; 继续升温至烧结温度, 并保温 3 h 完成多孔 NiTi 合金样品的制备^[9]。

将烧结好的样品在 723 K 进行 0.5 h 的时效处理后于冷水中淬火。然后, 从各样品上切取适当尺寸的试片用超声波清洗 30 min 后, 用差示扫描量热分析仪(DSC2910, TA-Instruments)分析样品的相变行为。从各样品上切割出尺寸为 $1.2 \text{ mm} \times 4 \text{ mm} \times 25 \text{ mm}$ 的试样, 清洗后用动态力学分析仪(DMA 2980, TA-Instruments)表征样品在 153~393 K 温度范围内的内耗行为, 所用的测量频率为 0.1、0.5、1、5、10 和 20 Hz, 振幅恒定为 $10 \mu\text{m}$, 升温速率和降温速率均为 5 K/min。

2 结果和分析

2.1 多孔 NiTi 合金的孔隙特征、相变特点和显微分析

本研究制备的具有 4 种孔隙率的多孔 NiTi 合金样品的孔隙特征参数见表 1, 其中具有最低孔隙率(26%, 不使用造孔剂)和最高孔隙率(60%)的样品 S- 和 S- 的典型孔隙形貌如图 1 所示。由图 1(a)可见, 低孔隙率样品 S- 具有较小的孔隙尺寸, 其整体结构相对完整, 孔隙多为封闭型且弥散分布于合金基体中。高孔隙率合金样品 S- 中孔洞大部分是相联通的, 具有很高的开孔度, 同时基体也被孔洞阻隔成不同的小块, 其间有细长的孔壁相连, 使样品 S- 整体上呈现网状

表 1 所制备的多孔 NiTi 合金样品及其孔隙参数

Table 1 Pore parameters of prepared porous NiTi alloy samples

Sample No.	Mass fraction of pore-forming agent/%	Porosity/%	Open porosity/%	Average pore size/ μm
S-	0	26	30	45
S-	10	38	36	202
S-	20	47	64	310
S-	30	60	86	416

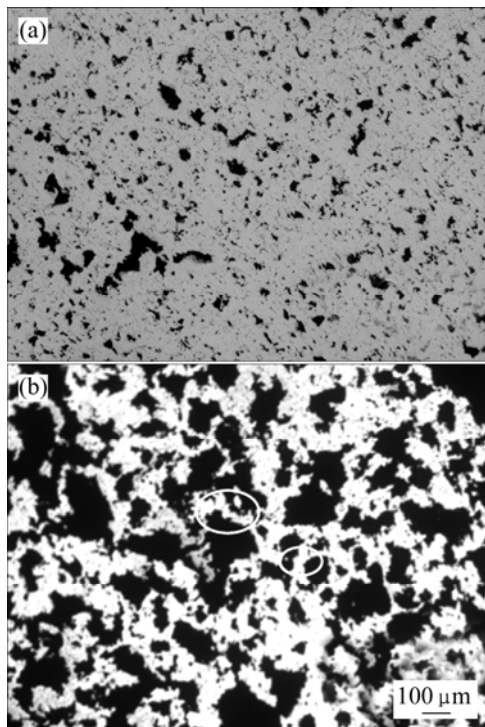


图1 多孔 NiTi 合金的孔隙形貌特征

Fig.1 Pore morphologies of prepared porous NiTi alloys: (a) Sample S-IV; (b) Sample S-III

结构。由表1结果可见,样品的孔隙率、开孔度和平均孔隙尺寸均随造孔剂加入量的增加而提高。

所制备多孔 NiTi 合金的 XRD 谱如图2所示。对比图2和表1中的孔隙特征参数可以看出,随孔隙率的增大,样品中的杂质相(Ni_3Ti 和 Ti_2Ni 等)峰的强度不断增加,表明所制备的多孔 NiTi 合金中 Ni_xTi_y 型杂质相数量随孔隙率等参数的增大而呈增加趋势。

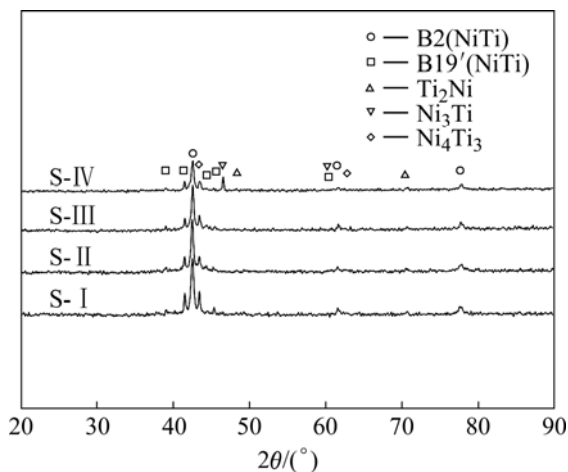


图2 所制备多孔 NiTi 合金的 XRD 谱

Fig.2 XRD patterns of prepared porous NiTi alloys

对比分析典型的低孔隙率与高孔隙率样品(如 S-IV 和 S-III)可见,两种样品不但在相成分上有差异(主要是杂质相含量),而且在孔隙形态和组织结构特征方面也不同。高孔隙率样品(如 S-III)承载时应力会首先集中于各孔洞之间细长而不规则的孔壁上(见图1(b)圆圈所示部位),这些部位会首先发生应力诱发马氏体相变或产生变形;而对低孔隙率样品(如 S-IV),孔隙尺寸小而孔壁较厚,承载时应力集中情况不明显,所以结构因素对应力诱发相变或变形的影响较弱。所制备的多孔 NiTi 合金中的杂质相是由于烧结反应进行不彻底所致,它们在合金中的分布呈弥散态。由于 Ni_3Ti 等杂质相的力学性能介于 NiTi 奥氏体相和马氏体相之间,其在奥氏体和马氏体 NiTi 相中具有不同的作用;例如,对于强度较低的 NiTi 马氏体相, Ni_xTi_y 型杂质相能起到弥散强化作用;但对于强度较高的 NiTi 奥氏体相而言, Ni_xTi_y 型杂质相则是材料中的薄弱相。

2.2 多孔 NiTi 合金内耗行为的相变相关性及其等效内耗评价

图3所示为样品 S-III 的内耗值、存储模量变化结果及对应的相变曲线。从图3(a)所示的冷却过程可以看出,当温度降低到 321 K 时,内耗曲线开始上升并形成第一个内耗峰 P_1 (约 282 K);同时,存储模量开始下降,其对应着多孔 NiTi 合金中 $B2 \rightarrow R$ 相变转变温度段(DSC 测);这说明 P_1 内耗峰主要来源于 $B2 \rightarrow R$ 相变引起的能量损耗和相界面在应力作用下的迁移。 P_1 的峰值温度对应着 $B2 \rightarrow R$ 转变的完成和 $R \rightarrow B19'$ 转变开始温度,这一方面是由于 P_1 与 P_2 的重叠导致峰值向低温漂移,另一方面则可能是相界面(A/R 和 R/M)数量在此温度附近达到最大值。继续降温时,对应于 $R \rightarrow B19'$ 相变的内耗峰 P_2 出现,诱因主要是相变能量耗散;同时生成的马氏体 NiTi 自身本征内耗很高,这也客观上促成了 P_2 的形成。实际上, P_1 、 P_2 和 P_3 这3个内耗峰均有重合部分(见2.3节中的分析)。如果将它们与 DSC 曲线的 d_1 和 d_2 转变进行对比,则可见内耗曲线 P_1 和 P_2 (P_2 峰部分与 P_3 重叠)的跨度更大,同样的情况也出现在升温过程中(见 Fig.3(b)),其中 P_3 跨度大于 d_3 。这说明采用热-力分析(DMA)比单纯热分析(DSC)更易检测出材料微观结构的变化,也更容易检测到明显相变之前的预反应和相变完成后晶体的再取向等过程。 P_3 内耗峰则出现在马氏体转变完成以后,其成因将在本文后续部分探讨。从图3(b)的升

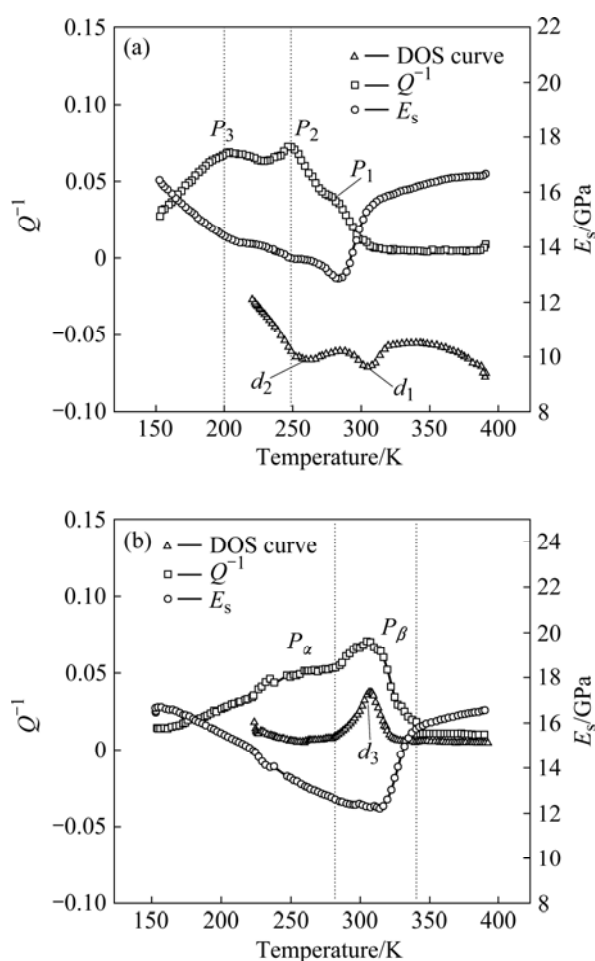


图 3 样品 S- 在 0.1 Hz 和 10 μm 振幅测试条件下的内耗曲线、存储模量和 DSC 曲线

Fig.3 Curves of internal friction and storage modulus (E_s) of porous NiTi alloy sample S- measured at 0.1 Hz frequency and 10 μm amplitude by DMA, with comparison to phase transformation curves measured by DSC: (a) Cooling process; (b) Heating process

温过程中看, 其中只出现两个内耗峰, 即 P_α 和 P_β ; 其中 P_α 峰较宽, 从 DSC 曲线上看它并未与相变过程对应, 它可能是 P_3 峰的逆过程; P_β 峰和相变峰($B19' \rightarrow B2$)与存储模量的低谷值对应较好, 这说明 P_β 主要是由马氏体逆转变带来的能量损耗和此时大量的相界面迁移所引起。

从图 3 还可以看出, 在 0.1 Hz 和 10 μm 振幅测试条件下, 多孔 NiTi 合金中马氏体相的最大内耗值可达 0.074 (P_2), 略低于同样条件下测得的致密 NiTi 合金中马氏体相的内耗值 0.10。值得指出的是, 相同体积的多孔 NiTi 合金样品 S- (孔隙率为 26%) 的质量只是致密 NiTi 合金的 74%。为进行准确的比较, 本研究提出用“等效内耗”(或称等效阻尼, 表示为 Q_{eq}) 参数来表

征多孔 NiTi 合金的阻尼能力, 等效内耗定义为测量内耗值与质量体积分数之比, 可用下式计算:

$$Q_{eq}^{-1} = \frac{Q^{-1}}{1-P} \quad (1)$$

式中: Q^{-1} 是材料的实际阻尼值, P 是材料的孔隙率。样品 S- 在各峰值时的等效内耗值分别为: $Q_{eq2} = 0.10(P_2)$, $Q_{eq3} = 0.099(P_3)$ 。对于样品 S- (孔隙率为 60%), 其 P_2 和 P_3 峰值等效内耗分别达到 0.162 和 0.141, 理论上高于同类致密 NiTi 合金的内耗值(0.10)。这说明孔隙或网状结构的存在使多孔 NiTi 合金中实体材料部分的阻尼能力提高, 并且表明多孔 NiTi 合金在较低频率下具有与致密 NiTi 合金几乎相同的阻尼能力, 但其密度则明显降低。

2.3 振动频率对多孔 NiTi 合金内耗行为的影响

图 4 所示为多孔样品 S- 在不同测试频率(f)下内耗值随温度的变化曲线, 各内耗峰对应的温度列于表 2。

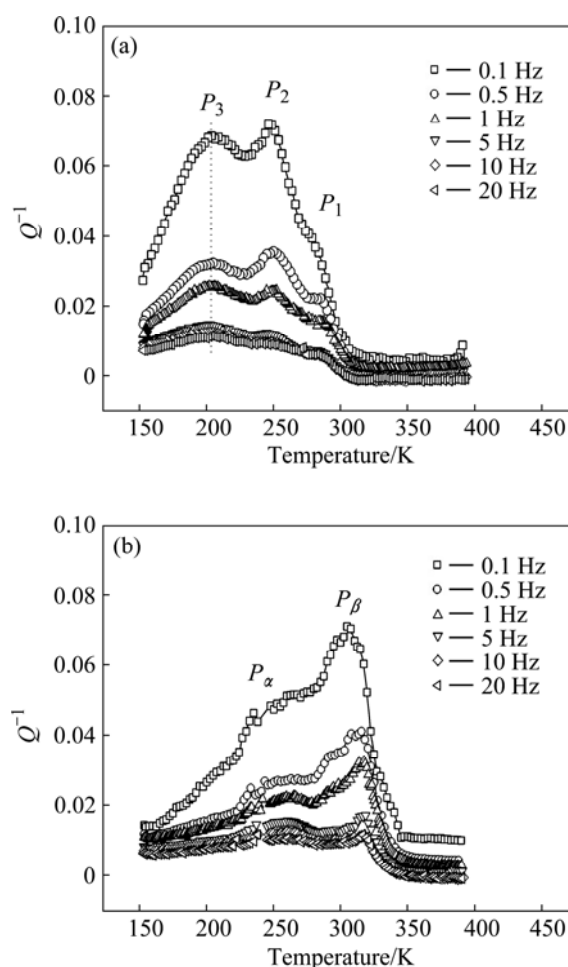


图 4 样品 S- 在不同测试频率下的内耗曲线

Fig.4 Frequency dependence of internal friction of porous NiTi alloy sample S- : (a) Cooling process; (b) Heating process

表 2 不同频率下多孔 NiTi 样品的内耗峰温度

Table 2 Internal friction peak temperatures of porous NiTi alloy samples at different frequencies

Frequency/Hz	P_1/K	P_2/K	P_3/K	P_α/K	P_β/K
0.1	284	247	200	243	305
0.5	285	250	202	247	311
1	286	249	202	251	315
5	287	248	204	255	316
10	288	250	204	256	315
20	288	248	205	257	316

显然, 内耗值随频率的增加而显著减少, 但在频率大于 5 Hz 时趋于稳定。还可以看出, P_1 、 P_2 和 P_β 各内耗峰位置并不随频率增加而发生明显迁移, 这 3 个峰都是相变相关内耗峰, 这说明弛豫过程对它们影响较小。根据致密 NiTi 合金的研究结果^[10], 弛豫内耗峰常出现在 200 K 左右, 该温度恰与 P_3 和 P_α 峰位置接近, 所以需要进一步分析来判定弛豫过程对两者的影响。

对于多晶材料而言, 在外应力作用下晶界的滞弹性移动和协调过程可能引起晶界弛豫内耗峰^[10-11]。对 NiTi 合金来说, 晶界弛豫过程也可能对内耗峰产生一定影响。NiTi 合金弛豫内耗峰位置与多孔 NiTi 合金样品 S-1 中 P_3 和 P_α 内耗峰接近, 其特点可由 Arrhenius 方程式(2)和内耗峰形成条件式(3)描述:

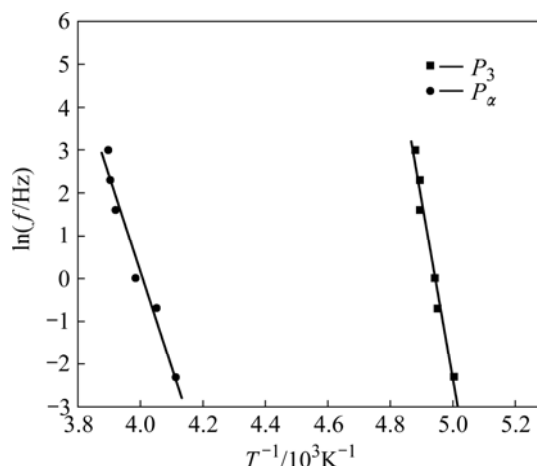
$$\tau = \tau_0 \exp\left(\frac{H}{kT}\right) \quad (2)$$

$$2\pi f\tau = 1 \quad (3)$$

式中: τ 是弛豫时间, τ_0 是指数前因子, T 是温度, H 是弛豫激活能, f 是测试频率, k 是 Boltzmann 常数。将式(2)和(3)联立后并取自然对数, 可以得到下式:

$$\ln f = -\frac{H}{kT} - \ln(2\pi\tau_0) \quad (4)$$

因此, 结合表 2 中数据可得出 $\ln f$ 和 $1/T$ 的线性关系, 如图 5 所示。对于 P_3 和 P_α , 可以计算出过程激活能分别为 $H_c=(3.38 \pm 0.01)\text{eV}$ 和 $H_h=(2.24 \pm 0.01)\text{eV}$ 。从图 5 还可见, P_3 和 P_α 的 $\ln f-(T^{-1})$ 的关系虽然可以用线性方程拟合, 但是 H_c 和 H_h 与成分相近的 NiTi 和 NiTiCu 合金的激活能数值(分别为 $H_c=(0.67 \pm 0.01)\text{eV}$ 和 $H_h=(0.52 \pm 0.05)\text{eV}$, 以及 $H_c=(0.64 \pm 0.01)$ 和 $H_h=(0.48 \pm 0.05)\text{eV}$)^[10, 12] 差异较大。这一方面说明时效后优先在晶界上析出的 Ni_4Ti_3 增加了过程激活能, 另

图 5 内耗峰 P_3 和 P_α 按 Arrhenius 关系拟合的线性关系Fig.5 Linear relation of internal friction peaks P_3 and P_α simulated by Arrhenius equation

一方面也证实 P_3 和 P_α 并非弛豫所致的内耗。有研究曾报导了某些内耗峰与马氏体孪晶界受析出物阻碍而发生的滞后迁移有关^[10]。考虑到样品 S- 测试前经过了时效处理, 其中有 Ni_4Ti_3 相的析出问题^[13], P_3 和 P_α 峰值温度随频率变化没有明显迁移。因此, P_3 和 P_α 应与马氏体中大量孪晶和时效后的 Ni_4Ti_3 相和内应力有关, 即它们是应力作用下孪晶界因析出物 Ni_4Ti_3 阻碍滞后移动所引发。

事实上, 多孔 NiTi 合金内耗行为与致密 NiTi 合金不同的根本原因是孔隙的存在。研究表明, 多孔 NiTi 合金具有结构不连续性、成分不均匀性(杂质相的析出使合金内存在贫 Ni 区)和更多的第二相杂质, 已经证实这些引起 NiTi 合金相变和超弹性行为的变化, 即多孔 NiTi 合金会出现多级相变^[14], 超弹性行为多为线性超弹性^[9]。本研究采用动态力学分析(DMA)表征热-力共同作用下多孔 NiTi 合金的内耗变化时, 由于多孔 NiTi 合金的成分和微区相的不均匀性, 样品不同部位的内耗产生条件不是同时满足, 而是在一个较大的温度变化范围内依次满足; 因此, 内耗峰在一个相对较大的温度范围内发生, 以致各内耗峰不可避免地发生重叠(见图 3 和图 4)而相互影响; 这也解释了前面 2.2 节中提及的 P_1 、 P_2 和 P_3 内耗峰的重叠问题。在相变和应力诱发界面迁移两种内耗诱发因素中, 相变仅发生在特定温度区域, 而应力诱发界面迁移在整个测温范围都存在, 所以后者对合金的内耗起主导作用。

2.4 孔隙特征对多孔 NiTi 合金内耗行为的影响

从图 1 可以看出, 所制样品孔隙的孔径分布是不

均匀的, 孔隙率越高, 孔径分布越不均匀。若用 H 来表示孔径分布的均匀程度, H 越高, 内耗测试时合金各部分承载越均匀, 所以应力诱发的界面迁移具有一定协同性, 而孔径分布均匀性差的样品在受力时往往应力集中点的界面迁移先行发生, 应力小的区域界面迁移随后发生或不发生, 所以孔径分布均匀性差的样品的内耗特点更复杂, 表现为可能有不明显的内耗峰的出现(见图 6 中 320 K 附近曲线)。

图 6 所示为不同孔隙率样品的内耗曲线。总体上看, 孔隙率变化(26%~60%)对降温过程的内耗峰强度有一定影响, 但对升温过程中的内耗峰强度影响不大。从图 6(a)可看出, P_3 峰随孔隙率增加而减弱。 P_3 由应力引发的马氏体孪晶界的滞后迁移引起, 孔隙率和开孔率的增加导致了样品密度和承载面积减小, 马氏体孪晶界也随之减少; 同时, 由于高孔隙率合金含有更多杂质相, 其对孪晶界的迁移有一定的阻碍作用, 导致

P_3 减弱。先前研究表明^[14], 高孔隙率多孔 NiTi 合金有时也具有较高的测量内耗值, 这是因为材料发生了较大塑性变形而产生能量消耗所致; 此外, P_1 随孔隙率的上升而增强, 而 P_2 有所减弱。已知 P_1 由 R 相变引发, 样品中析出的 Ni_4Ti_3 随孔隙度的增大而相对密度增加^[7, 13], 使高孔隙率合金含有更多反应不完全的 Ni_xTi_y 型杂质相, 这使 R 相转变增强, 而 $R \rightarrow B19'$ 转变减弱。另外, 高孔隙率合金中较高的位错密度^[7]也是原因之一, 在高孔隙率合金中与 R 相变相关内耗峰的位错迁移产生的内耗相对增强, 但是这些位错却会在马氏体相变中成为阻碍孪晶界迁移的重要因素, 所以 P_1 增强而 P_2 减弱。从图 4(b)可以看到, 升温时只有低孔隙率(26%)样品 S- 出现 P_α 内耗峰。 P_α 是 P_3 的逆过程, 所以 P_α 削弱并融入随后出现的内耗峰 P_β 中。这也是 P_β 峰强度受孔隙率影响较小的主要原因; 此外, 逆转变时杂质相和时效析出相(Ni_4Ti_3) 对界面的阻碍作用较小也是孔隙率对 P_β 影响有限的原因。

图 7 所示为各内耗峰值温度随孔隙率变化的结果。由图 7 可以看出, P_1 和 P_2 峰值温度随孔隙率增加都略微升高, P_3 峰值温度先增加然后保持稳定, P_β 峰值温度则基本保持稳定。由以上讨论可知, 相变对 P_1 和 P_2 内耗峰的产生贡献很大, 当孔隙率增加时, 样品的承载体积减少, 使同样载荷作用下的内应力随孔隙率增加而提高; 因而在同样的温度和载荷作用下高孔隙率合金中相变更容易发生, 即 P_1 和 P_2 随孔隙率改变而变化。在随后的加热过程中, 虽然 P_β 也是相变主导的内耗峰, 但由于在先前的冷却过程中内应力得到了一定程度的释放, 所以在马氏体逆转变时, 高孔隙率样品的转变不会明显提前, 即 P_β 峰的位置变化不明显。 P_3 峰起因是马氏体孪晶界在应力作用下与析出物的作用, 它受内应力大小的影响; 由于, 内应力随孔隙率的增加而增大, 不但使 Ni_4Ti_3 析出物滞后作用减弱, 还可能导导致孪晶界迁移提前(即内耗峰提前出现)。此外, 析出物一般优先在晶界附近析出, 但它们的偏析存在一个饱和度, 所以孔隙率增大时, P_3 峰值温度先增加然后趋于稳定。还有研究表明^[15], 固溶态的杂质在电子交互和原子尺寸因素的作用下也会向晶界偏聚, 而高孔隙率 NiTi 样品会含有更多的杂质元素(如 Fe、S 和 Cl 等), 它们向晶界的偏聚也促进了 P_3 峰值温度发生变化。

图 7 所示的不同孔隙率 NiTi 合金内耗峰值温度的变化趋势实际上也反映了不同内耗峰的各自特点。 P_1 和 P_2 峰值温度的变化趋势相似, 这正与前面所述 P_1

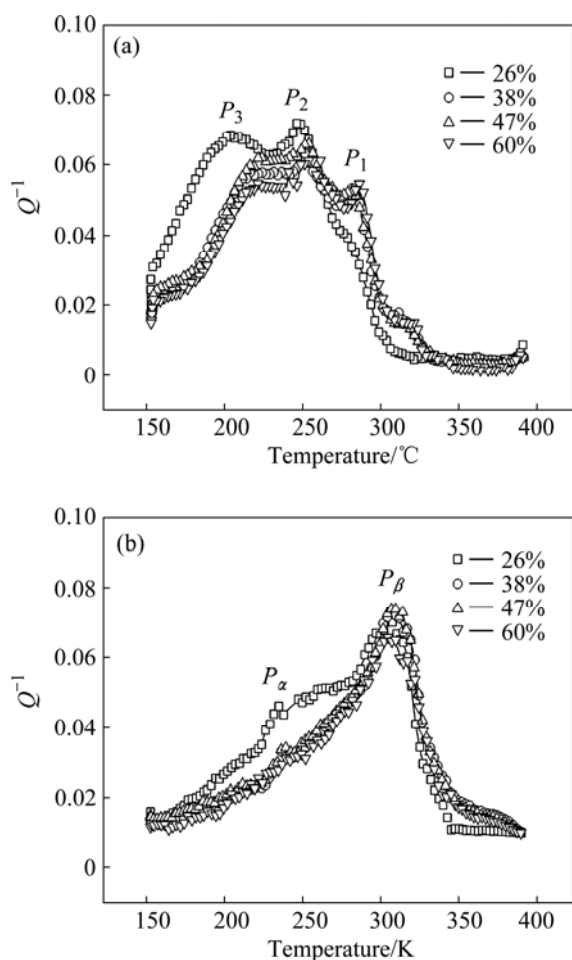


图 6 不同孔隙率 NiTi 合金样品在 0.1 Hz 频率下的内耗曲线

Fig.6 IF curves of porous NiTi alloys with various porosities tested at 0.1 Hz: (a) Cooling process; (b) Heating process

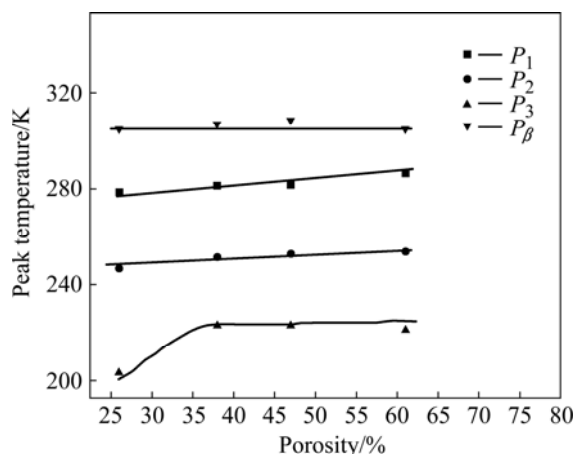


图7 NiTi合金内耗峰温度与孔隙率的关系

Fig.7 Relationship between peak temperature and porosity of porous NiTi alloy

和 P_2 均为相变主导内耗峰的判断吻合; P_3 则显示出孪晶界与析出物作用而形成的内耗峰随孔隙率改变而变化的特点;而 P_β 表明了降温过程和升温过程热效应的不同。进一步分析后可知, P_1 、 P_2 和 P_β 具有相似性,而 P_3 则呈现独特性,这说明本研究对内耗峰的划分具有合理性。

值得注意的是孔隙特征对多孔NiTi合金的阻尼行为的影响。显然,内耗值并未随孔隙率的增加而出现大幅下降;相反地等效内耗值(即多孔NiTi合金中材料实体部分的阻尼性能)反而明显提高。这说明在保证多孔NiTi合金力学性能的前提下,可通过增大孔隙率来减少材料用量、减轻构件质量从而降低成本,而不会导致材料阻尼性能的损失;这可望成为多孔NiTi合金作为阻尼材料应用时的优势。必须指出,还需要系统、深入地研究孔隙对NiTi合金阻尼行为的作用机理,全面掌握孔隙形状和尺寸、孔隙率及分布等因素对NiTi合金阻尼性能的影响规律。

3 结论

1) 多孔NiTi合金的内耗峰 P_1 、 P_2 和 P_β 主要由相变($B2 \rightarrow R$ 及马氏体相变等)能量耗散和界面迁移所引发, P_3 和 P_α 为应力诱发马氏体孪晶界受 Ni_4Ti_3 颗粒等阻碍而滞后移动所致;在低频加载时多孔NiTi合金内耗峰的等效内耗值(IF_{eq})与致密NiTi合金的马氏体内耗值相当甚至超出,表明多孔NiTi合金也具备良好

的阻尼性能。

2) 测试频率增加导致各内耗峰强度削弱;在低频时(小于1 Hz)内耗峰值对频率变化较敏感,而频率较高时(大于5 Hz)内耗峰值似与频率无关,但各内耗峰值温度受频率影响不明显; P_3 和 P_α 峰对应过程的激活能远大于弛豫激活能,证实了 P_3 和 P_α 并非由弛豫引发。

3) 多孔NiTi合金孔隙率的增加造成 P_1 峰增强、 P_2 和 P_3 峰有所削弱,这与析出物和杂质相的增加有关;孔隙率增加对各内耗峰值温度的有一定影响,其中 P_1 和 P_2 峰值温度随孔隙率增加而向高温方向移动, P_α 在孔隙率增大后并入 P_β ,而 P_β 的发生温度受孔隙率影响不大; P_3 在孔隙率增加时向高温移动并很快趋于稳定。

REFERENCES

- [1] FOSDICK R, KETEMA Y. Shape memory alloys for passive vibration damping[J]. Journal of Intelligent Systems and Structures, 1998, 9(10): 854-870.
- [2] PIEDBOEUF M C, GAUVIN R, THOMAS M. Damping behavior of shape memory alloys: strain amplitude, frequency and temperature effects[J]. Journal of Sound and Vibration, 1998, 214(5): 885-901.
- [3] WILDE K, GARDONI P, FUJINO Y. Base isolation system with shape memory alloy device for elevated highway bridges[J]. Engineering Structures, 2000, 22(3): 222-229.
- [4] HUMBEECK J V. Damping capacity of thermoelastic martensite in shape memory alloys[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2003, 355(1/2): 58-64.
- [5] SCHMIDT I, LAMMERING R. The damping behavior of superelastic NiTi components[J]. Mater Sci Eng A, 2004, 378(1/2): 70-75.
- [6] 张新平, 张宇鹏. 多孔NiTi形状记忆合金研究进展[J]. 材料研究学报, 2007, 21(6): 1-9.
ZHANG Xin-ping, ZHANG Yu-peng. Recent advance in research and development of porous NiTi shape memory alloys[J]. Chinese Journal of Materials Research, 2007, 21(6): 1-9.
- [7] YUAN B, ZHANG X P, CHUNG C Y, ZENG M Q, ZHU M. A comparative study of the porous TiNi shape-memory alloys fabricated by three different processes[J]. Metall Mater Trans A, 2006, 37(3): 755-761.
- [8] YOSHIDA I, ONO T, ASAI M. Internal friction of Ti-Ni alloys[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2000, 310(1/2):

- 339–343.
- [9] ZHANG Y P, LI D S, ZHANG X P. Gradient porosity and large pore size NiTi shape memory alloys[J]. *Scripta Materialia*, 2007, 57(11): 1020–1023.
- [10] MAZZOLAI F M, BISCARINI A, COLUZZI B, MAZZOLAI G, VILLA E, TUISSI A. Low frequency internal friction of hydrogen-free and hydrogen-doped NiTi alloys[J]. *Acta Materialia*, 2007, 55(13): 4243–4252.
- [11] CLOLUZZI B, BISCARINI A, CAMPANELLA R, TROTTA L, MAZZOLAI G, TUISSI A, MAZZOLAI F M. Mechanical spectroscopy and twin boundary properties in a $\text{Ni}_{50.8}\text{Ti}_{49.2}$ alloy[J]. *Acta Materialia*, 1999, 47(6): 1965–1976.
- [12] FAN G, ZHOU Y, OTSUKA K, REN X, NAKAMURA K, OHBA T, SUZUKI T, YOSHIDA I, YIN F. Effects of frequency, composition, hydrogen and twin boundary density on the internal friction of $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{50-x}\text{Cu}_x$ shape memory alloys[J]. *Acta Materialia*, 2006, 54(19): 5221–5229.
- [13] CHU C L, CHUNG C Y, CHU P K. Effects of heat treatment on characteristics of porous Ni-rich NiTi SMA prepared by SHS technique[J]. *Trans Nonferrous Met Soc China*, 2006, 16(1): 49–53.
- [14] ZHANG Y P, CHUNG C Y, ZHANG X P. Porous titanium-nickel alloys with adjustable porosity fabricated using pore-forming agent and conventional sintering[C]// The 2nd International Symposium on Functional Materials, Hang-zhou: Journal Materials Science and Engineering, 2007.
- [15] KE T S, CUI P. Effect of solute atoms and precipitated particles on the optimum temperature of the grain boundary internal friction peak in aluminum[J]. *Scripta Metallurgica et Materialia*, 1992, 26(9): 1487–1492.

(编辑 何学锋)