

文章编号: 1004-0609(2005)10-1560-06

热处理制度对 $\text{Ti}_{49.2}\text{Ni}_{50.8}$ 合金内耗性能的影响^①

杨 军, 罗兵辉, 柏振海

(中南大学 材料科学与工程学院, 长沙 410083)

摘 要: 利用 X 射线衍射、扫描电镜和倒置低频扭摆仪研究了不同热处理状态 $\text{Ti}_{49.2}\text{Ni}_{50.8}$ (摩尔分数) 合金的低频阻尼性能。结果表明: 固溶处理试样只存在马氏体相变内耗峰, 而时效处理试样中既有马氏体相变内耗峰, 也发现有 R 相变内耗峰, 相变内耗峰均对应弹性模量极小值, 相变内耗峰与频率成反比; 在时效处理试样中, 马氏体相和 R 相的阻尼性能高于母相($B2$); 时效处理对马氏体相变有抑制作用; 在 $400\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时效的 TiNi 合金中, 于 200 K 左右处发现内耗峰, 随着频率的增加, 低温内耗峰向高温方向运动, 此内耗峰与时效析出的 Ti_3Ni_4 粒子钉扎位错有关, 用钉扎位错脱钉的 G-L 模型解释了低温内耗峰, 此内耗峰的脱钉既包括机械脱钉, 也包括热激活脱钉。

关键词: TiNi ; 形状记忆合金; 阻尼性能; 马氏体相变; 内耗

中图分类号: TG 156

文献标识码: A

Heating treatment effect on damping capacity of $\text{Ti}_{49.2}\text{Ni}_{50.8}$ alloy

YANG Jun, LUO bing-hui, BAI Zheng-hai

(Department of Materials Science and Engineering,
Central South University, Changsha 410083, China)

Abstract: The low-frequency damping capacities of $\text{Ti}_{49.2}\text{Ni}_{50.8}$ (molar fraction) alloy were investigated under different heat-treating conditions by XRD, SEM and low frequency inverted torsion pendulum. The results show that there is only damping peak of martensite transformation in solution treated specimen, and there are damping peak of martensite transformation and R phase transformation in $400\text{ }^{\circ}\text{C}$ aged specimen. The damping peak of phase transformation corresponds to the minimum of elastic modulus and varies inversely with frequency. In the aged specimen, the internal friction of martensite phase or R phase are higher than that of parent phase($B2$). The aged treatment impedes martensite phase transformation. The damping peak at 200 K of the $400\text{ }^{\circ}\text{C}$ aged TiNi alloy moves to high temperature with increment of frequency. The damping peak relating with the Ti_3Ni_4 particle can be interpreted by unpinning process of pinned dislocation with G-L model. The unpinning process includes mechanical unpinning process and thermally activation unpinning process.

Key words: TiNi ; shape memory alloy; damping capacity; martensitic transformation; internal friction

振动问题在现实生活中是一个严重的问题, 比如在航空航天领域、制造业以及环境领域, 振动引起材料破坏、降低材料的使用寿命以及环境污染, 因此, 各种各样的阻尼材料迅速发展起来。 TiNi 合金是一种重要的形状记忆合金, 由于其优良的形状记忆效应(SME)和伪弹性(PE), TiNi 合金具有卓

越的耐磨性、耐腐蚀性和生物相容性, 同时, TiNi 合金由于其可逆相变而具有较高的阻尼性能, 引起了研究者的极大兴趣^[1~8]。

TiNi 合金的相变行为和阻尼性能受到各种因素, 比如热循环^[5]、热处理工艺^[6~7]和第三组元^[9]等的影响。近等原子 TiNi 合金在高温的母相为 $B2$

① 基金项目: 国家“十五”科技攻关计划(YS-005-06)

收稿日期: 2005-04-08; 修订日期: 2005-06-08

作者简介: 杨 军(1980-), 男, 硕士研究生

通讯作者: 杨 军, 电话: 0731-8830333; E-mail: alexyangcn@163.com

结构, 随着温度的升降, 合金会发生热弹性马氏体转变($B2 \leftrightarrow M$), 转变为单斜结构的马氏体相(M)。经过适当的热处理, 近等原子的 TiNi 合金发生预马氏体相变, 在马氏体相生成之前, 有 R 相生成, R 相为菱方结构。随着温度的升降, 相变行为变为 $B2 \leftrightarrow R \leftrightarrow M$ 。

Wu 等^[4] 和黄等^[7] 主要研究了 TiNi 合金相变峰引起的内耗, 解释了 TiNi 合金具有高阻尼的原因。Lin 等^[6] 研究了低频条件下时效引起的 TiNi 合金低温内耗峰, 并对内耗峰进行了解释, 200 K 内耗峰与频率有关, 是个弛豫峰。Coluzzi 等^[8] 认为在 200 K 处发现的内耗峰并不随频率的升高而升高, 为非热激活峰。但均未对不同热处理工艺的 TiNi 合金从常温到低温的内耗峰进行系统研究, 对 200 K 内耗峰的来源以及机理也有不同解释。因此, 本文作者研究了热处理工艺对 $\text{Ti}_{49.2}\text{Ni}_{50.8}$ (摩尔分数, %) 阻尼性能的影响, 特别是对 200 K 内耗峰进行了深入研究, 借以探讨 TiNi 合金的阻尼机理, 为 TiNi 合金在实际中的应用提供依据。

1 实验

$\text{Ti}_{49.2}\text{Ni}_{50.8}$ 合金棒由西北有色金属研究院提供, 试样有 3 种热处理状态: 1) 在 800 °C 固溶 2 h 后水淬; 2) 固溶处理后 1 h 时效; 3) 固溶处理后 10 h 时效。

阻尼试样在 800 °C 固溶后线切割而成, 内耗实验采用中国科学院固体物理研究所的 MFIFA-1 型低频倒置扭摆仪, 实验温度为 -80~80 °C, 频率分别为 0.5 和 1 Hz, 升、降温速率均为 2 K/min, 应变振幅为 2×10^{-5} , 实验数据自动记录。

SEM 试样用腐蚀剂($V(\text{HF}) : V(\text{HNO}_3) : V(\text{H}_2\text{O}) = 1 : 4 : 5$) 进行短时间腐蚀后, 在 Sirion200 场发射扫描电镜观察合金组织, 采用 Genesis 60S 能谱分析仪进行能谱分析。X 射线衍射在 Rigaku D/Max2500 型衍射仪上进行, 环境温度为 15 °C。

2 结果与分析

2.1 X 射线衍射谱

图 1(a) 所示为固溶处理试样的 X 射线衍射谱。由图 1(a) 可看出, 试样中存在 $B2$ 相和 Ti_2Ni 相。图 1(b) 为固溶处理后 400 °C 时效的试样。从图 1

(b) 中可以看出, 衍射峰的数量增多, 经过物相检索分析, 试样中存在 $B2$ 相, R 相, M 相以及 Ti_2Ni 相。对比图 1(a) 和图 1(b) 中 $B2$ 相的主衍射峰, 可以发现固溶处理后经过时效处理的试样 $B2$ 母相的主衍射峰的强度降低, 图 1(b) 中第二强的衍射峰为 R 相, 说明母相($B2$) 大量的转变为 R 相。

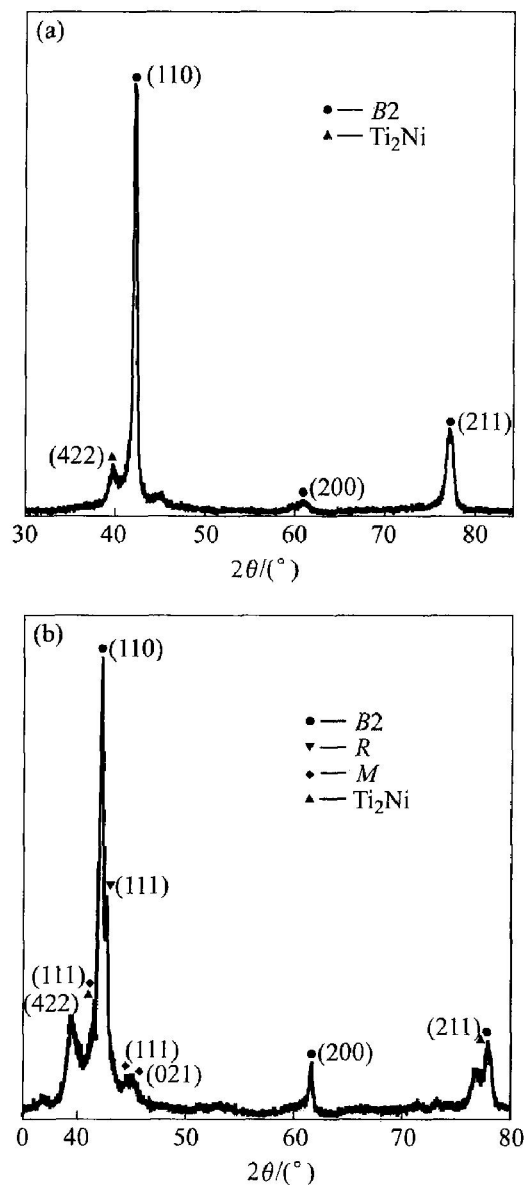


图 1 不同热处理试样的 X 射线衍射谱

Fig. 1 XRD patterns of different heat-treated specimens

(a) —Solution treated specimen;

(b) —400 °C, 1 h aged specimen after solution treated

2.2 阻尼性能

图 2 所示为 $\text{Ti}_{49.2}\text{Ni}_{50.8}$ 合金经过固溶处理后频率为 0.5 Hz 的阻尼—温度谱和模量—温度谱。由图 2 可看出, 不论是升温曲线和降温曲线都只有一个内耗峰, 升温过程中在 -2.5 °C 的 p_{H1} 峰的 Q^{-1}

值为 0.11, 降温过程在 $-24.5\text{ }^{\circ}\text{C}$ 的 p_{C1} 峰的 Q^{-1} 值为 0.099, 并且升温 and 降温过程中的内耗峰均对应模量的极小值, 内耗峰和马氏体相变有关^[4, 6, 7], TiNi 合金马氏体相的内耗约为 0.03, 而母相的内耗约为 0.002, 马氏体相的内耗要高出母相内耗一个数量级。

图 3 所示为 $\text{Ti}_{49.2}\text{Ni}_{50.8}$ 合金经固溶处理后 $400\text{ }^{\circ}\text{C}$, 1 h 时效的阻尼—温度谱和模量—温度谱, 频率为 0.5 Hz 。由图 3 可看出, 升温 and 降温曲线都有 3 个内耗峰, 在升温曲线中, 内耗峰为 p_{HM} , p_{H1} 和 p_{H2} , 对应的温度分别为 -66 , 8.5 和 $26.5\text{ }^{\circ}\text{C}$, 对应的内耗值分别为 0.029, 0.113, 0.070; 在降温曲线中, 内耗峰为 p_{CM} , p_{C1} 和 p_{C2} , 温度分别对应为 -64 , -27.5 和 $16.5\text{ }^{\circ}\text{C}$, 内耗值分别为 0.032, 0.067, 0.053。 p_{H1} , p_{H2} , p_{C1} 和 p_{C2} 对应模量的极小值, p_{H2} 和 p_{C2} 与预马氏体相变 ($B2 \rightarrow R$) 有关, p_{H1} 和

p_{C1} 与马氏体相变 ($R \leftarrow M$) 有关^[4, 7]。同时, 在 200 K 左右发现阻尼峰 p_{HM} 和 p_{CM} 。马氏体相和 R 相的内耗值大致约为 0.035 左右, 而母相的内耗为 0.002 左右, 母相的内耗明显小于马氏体以及 R 相的内耗。

图 4 所示为 $\text{Ti}_{49.2}\text{Ni}_{50.8}$ 合金经固溶处理后 $400\text{ }^{\circ}\text{C}$, 10 h 时效的阻尼—温度谱和模量—温度谱。由图 4 可看出, 峰 p_{HM} , p_{H1} , p_{H2} , p_{CM} , p_{C1} 和 p_{C2} 所对应的温度分别为 -64.5 , 18.5 , 31.5 , -65 , -44.5 和 $25.5\text{ }^{\circ}\text{C}$, 同样在 200 K 左右发现阻尼峰 p_{HM} 和 p_{CM} 。

图 2, 3 和 4 的马氏体转变峰 p_{C1} 所对应的温度分别为 -24.5 , -27.5 和 $-44.5\text{ }^{\circ}\text{C}$, 说明时效对马氏体相变有抑制作用, 随时效时间越长, 马氏体相变峰峰温越低。

图 5 所示为固溶处理后 $400\text{ }^{\circ}\text{C}$, 1 h 时效处理

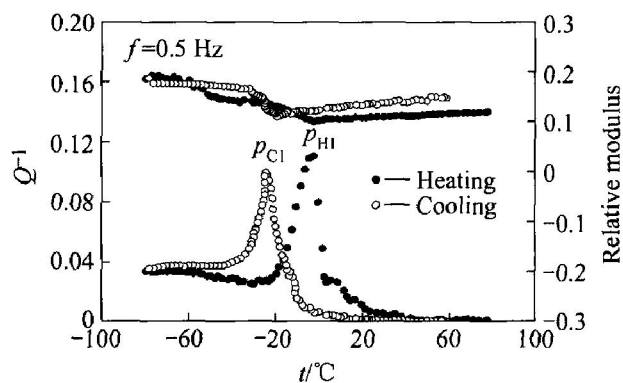


图 2 固溶处理试样内耗—温度谱和相对模量—温度谱

Fig. 2 Internal friction—temperature and relative modulus—temperature curves of solution treated specimen

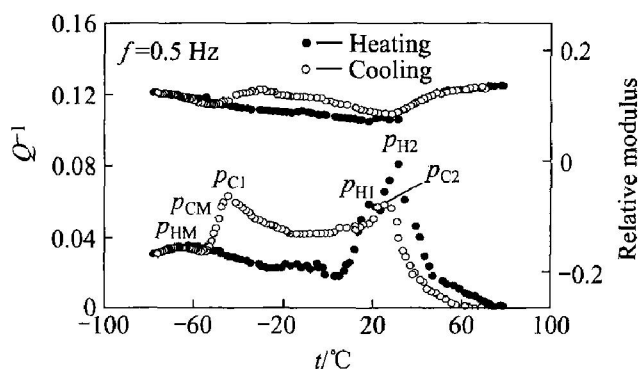


图 4 固溶处理后 $400\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时效 10 h 试样的阻尼—温度谱和相对模量—温度谱

Fig. 4 Internal friction—temperature and relative modulus—temperature curves of $400\text{ }^{\circ}\text{C}$, 10 h aged specimen after solution treated

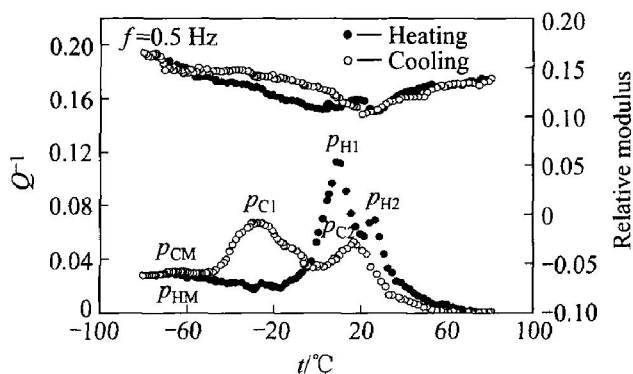


图 3 固溶处理后 $400\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时效 1 h 试样内耗—温度谱和相对模量—温度谱

Fig. 3 Internal friction—temperature and relative modulus—temperature curves of $400\text{ }^{\circ}\text{C}$, 1 h aged specimen after solution treated

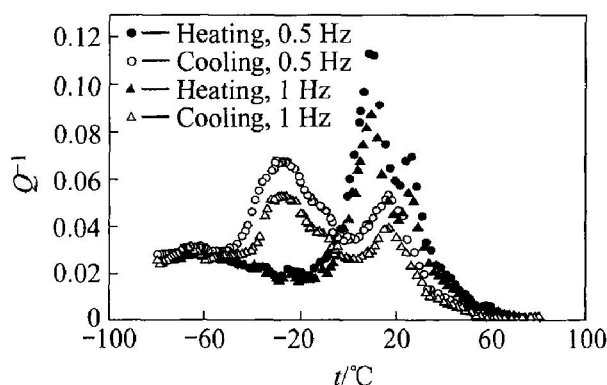


图 5 固溶处理后 $400\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时效 1 h 试样不同频率下的阻尼—温度

Fig. 5 Internal friction—temperature curve of $400\text{ }^{\circ}\text{C}$, 1 h aged specimen after solution treated under different frequencies

的 Ti_{49.2}Ni_{50.8} 合金不同频率下的阻尼-温度谱。比较不同频率下的阻尼温度谱可以发现, 不论是升温还是降温过程, p_{C1} , p_{C2} , p_{H1} 和 p_{H2} 的位置不随着频率的改变而变化, 说明它们均为相变峰, 且 0.5 Hz 内耗峰比 1 Hz 内耗峰要高。

固溶处理状态试样在 200 K 附近并未发现内耗峰, 而经过时效处理后, 200 K 附近均存在内耗峰, 且随着频率的增大, 200 K 附近的内耗峰对应的峰温向高温方向移动。

3 讨论

3.1 B2 母相、R 相和 M 的内耗

Ti_{49.2}Ni_{50.8} 合金马氏体和 R 相的内耗要比母相的内耗值要高, 图 2 中本文 3.2 节所述, 马氏体内耗值为 0.02 左右, 而 B2 母相内耗值只有 0.002 左右, 整整高出一个数量级。在通常情况下, 点缺陷引起的内耗较低, 线缺陷引起的内耗值居中, 而面缺陷引起的内耗则较高。在马氏体和 R 相中有大量的孪晶界面, 这些孪晶界面具有粘滞性, 在外加应力的作用下, 孪晶界面发生相对运动以便与应变协调, Ti_{49.2}Ni_{50.8} 合金马氏体和 R 相的高阻尼性能与这种自协作效应有关^[4, 10, 11]。TiNi 合金马氏体具有 24 个变体, R 相具有 3 个变体^[12, 13], 在外加应力的作用下, 最有利方向的变体优先生成, 变体之间的相对滑动产生应力弛豫, 使马氏体和 R 相内耗值较高。而在 B2 母相中无孪晶界面, B2 母相中的内耗来自于缺陷(空位, 间隙原子或位错), 它们耗散的能量比较少, 因此, 在 B2 母相中的内耗比较小。

3.2 与相变有关的内耗峰

图 2、3 和 4 中均出现相变内耗峰, 峰值处的内耗值比马氏体或 R 相的内耗值高两倍甚至更多。相变引起内耗峰, 是由于在连续变温过程中, 当达到马氏体(R 相)开始形成温度后, 母相 B2 开始转变为马氏体相(R 相), 此时母相之间、母相和马氏体相(R 相)之间以及马氏体相(R 相)诸变体之间发生相对滑动会发生弛豫而产生能量耗散, 且随着相变的进行, 此类界面越来越多, 相变阻尼越来越大, 某一温度下此界面数量达到最多, 从而表现为相变内耗峰, 随着相变的继续进行, 新相的数量越来越多, 相界面的数量却慢慢减少, 相变阻尼也随之降低。Delome-Djonghe^[14, 15] 等提出相变理论公式为

$$Q^{-1} = Q_T^{-1} + Q_0^{-1}$$

$$\begin{aligned} &= \frac{1}{\omega} \frac{d\Psi(r_m)}{dr_m} \left(\frac{\partial r_m}{\partial T} \frac{\partial T}{\partial t} + \frac{\partial r_m}{\partial \sigma} \frac{\partial \sigma}{\partial t} \right) \\ &= \frac{A}{2\pi} \left[\frac{\partial r_m}{\partial T} T/f + \frac{4}{3} \alpha_0 \frac{\partial r_m}{\partial \sigma} \left| 1 - \left[\frac{\alpha_0}{\alpha_0} \right]^3 \right| \right] \end{aligned} \quad (1)$$

式中 ω 为激振力角频率; r_m 为马氏体相体积比; $\Psi(V_m)$ 为与相变过程中马氏体相体积变化有关的单调函数; A 为实验中的振幅; α_0 为诱导马氏体相变的临界应力; T 为温度改变的速率。此公式前后两部分分别代表温度和应力对相变峰的影响, 故可以认为相变阻尼来源有两个方面来源: 其一, 热诱导相转变过程中的孪晶界面的运动(热弹性马氏体转变); 其二, 在外加应力作用下, 应力诱导的相转变所引起的内耗(应力诱导马氏体转变)。Lin 等^[10]认为, 升温速率越大, 则温度在相变过程中起的作用越大; 升温速率较小时(如小于 1 °C/min), 阻尼主要是由外加应力产生。在本实验中, 由于速度为 2 °C/min, 所以温度起主要作用, 则公式简化为

$$Q^{-1} = \frac{1}{\omega} \frac{d\Psi(r_m)}{dr_m} \frac{dr_m}{dT} \frac{dT}{dt} \quad (2)$$

但不论是温度还是应力起主要作用, 可以看出相变阻尼与频率成反比, 图 4 中 0.5 Hz 的相变阻尼比 1 Hz 的相变阻尼要高, 且与此公式十分吻合。

在 800 °C 固溶处理试样中并未看到预马氏体转变内耗峰, 而在时效处理过的试样中出现预马氏体相变内耗峰。图 6 所示为固溶处理和时效处理后 Ti_{49.2}Ni_{50.8} 合金的 SEM 像。表面浮突现象是马氏体转变的重要特征。从图 6(a) 可以看出, 在固溶处理试样中并无发现表面浮突, 而在图 6(b) 和 (c) 中均看到明显的表面浮突现象, 而且随着时效时间的延长, 表面浮突现象更为明显, 说明时效后 TiNi 合金在常温附近发生了相转变。通过比较图 6(a), (b) 和 (c), 在 (b) 和 (c) 中发现一些细小针状的第二相, 文献[16, 17] 均认为这些细小的第二相为 Ti₃Ni₄ 粒子。一般认为时效后产生的 Ti₃Ni₄ 是诱导发生预马氏体转变(R 相变)原因^[11, 18], 在 TiNi 合金中同时存在马氏体相变和 R 相变, 但是由于 R 相变的温度比马氏体相变的温度要低, 由于时效过程中共格粒子 Ti₃Ni₄ 的析出使其与 B2 母相形成应力场, 应力场抑制了马氏体相变的发生, 所以在时效处理后的试样有两个内耗峰, 一个是 R 相变峰, 另一个是马氏体相变峰, 而固溶状态的 TiNi 合金由于无析出相的产生, 因此只会发生马氏体相变(见图 2 中)。

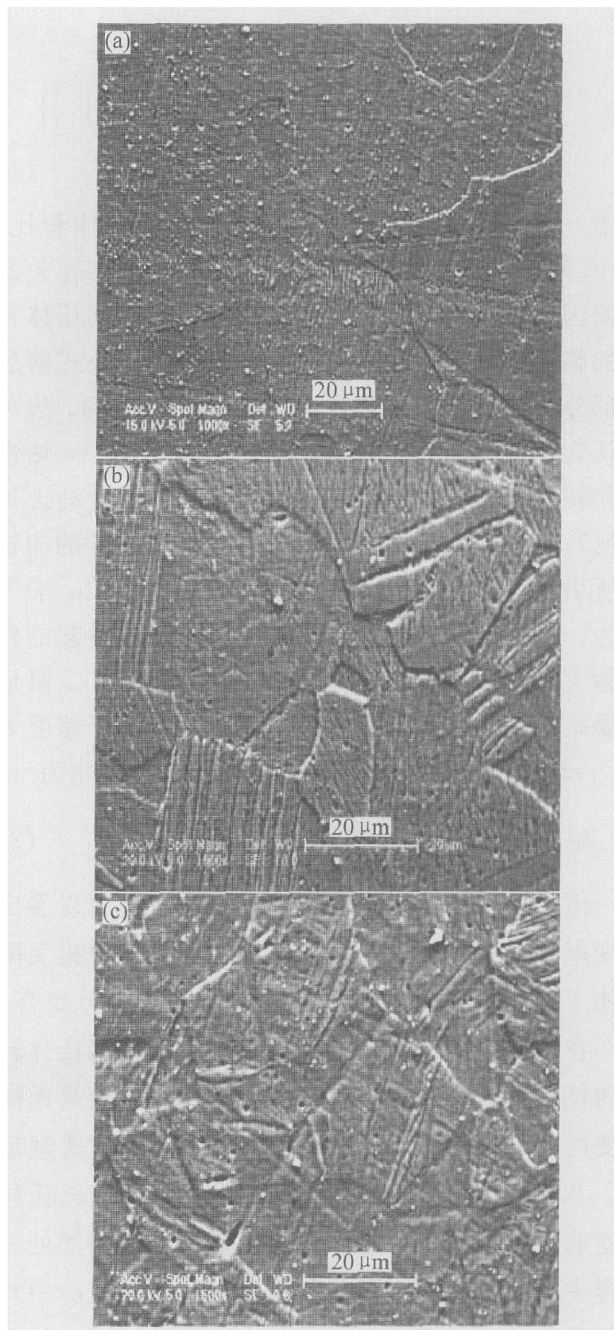


图 6 固溶处理和时效处理后
Ti_{49.2}Ni_{50.8} 合金的 SEM 像

Fig. 6 SEM images of Ti_{49.2}Ni_{50.8} alloy after
solution treated and age-treated at 20 °C

- (a) —Solution treated;
(b) —400 °C, 1 h, aged specimen;
(c) —400 °C, 10 h, age-treated

3.3 200 K 左右处的内耗峰

图 3 和 4 中在 200 K 左右出现低温内耗峰 p_{HM} 和 p_{CM} , 而图 2 中并未在 200 K 发现内耗峰。由于图 2 中试样只经过固溶处理, 而图 3 和 4 中的试样在固溶处理后又经过时效处理, 其中有 Ti₃Ni₄ 粒子析出^[16, 17] (见图 6(b) 和图 6(c)), 故可以认为 200 K 低温内耗峰与 Ti₃Ni₄ 粒子有关, 文献[6, 19, 20]对 200 K 内耗峰的产生持相同的观点, 因

此, 可以用位错摆脱点缺陷钉扎所引起的内耗来解释 TiNi 合金在 200 K 处引起的内耗。

Granato 等^[21] 提出了位错脱钉引起内耗的模型, 此模型如图 7 所示, 晶体中位错被一些不可动的点缺陷(位错网络结点或者是沉淀相)钉扎, 这些钉扎点由于位错不能从此处脱钉而被称为强钉, 另外, 位错还被一些可以脱开的点缺陷(如空位等)钉扎其间, 这些钉扎点被称为弱钉。

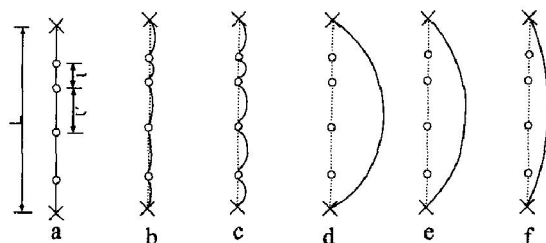


图 7 一个加载循环过程中
G-L 模型钉扎位错的脱钉序列

Fig. 7 Unpinning sequences of G-L type
pinned dislocation during a loading cycle

图 7 所示为一个加载循环过程中 G-L 模型钉扎位错的脱钉示意图。由图 7 可看出, 脱钉过程是一种纯机械脱钉, 没有考虑到热涨落对位错脱钉的影响, 因此严格来说只适用于 0 K。由图 4 可看出, 当频率增加时, 200 K 内耗峰峰温向高温方向移动, 也说明 200 K 低温内耗峰表现出一定的弛豫特性, 与频率有关。Teutonico 等^[22] 和 Lucke^[23] 对热脱钉做了详细研究, 提出了既包括机械脱钉又包含热脱钉的位错脱钉运动而产生内耗的公式。

$$Q^{-1} = \frac{\rho l^2}{\pi} \left(\frac{\alpha_c}{\alpha_0} \right)^2 \left[\frac{\alpha_c}{\alpha_0} + 1 \right] \exp\left(-\frac{\alpha_c}{\alpha_0}\right) \quad (3)$$

$$\alpha_c = A \{ 1 - [BT \ln(C/f)]^{1/2} \}$$

式中 A , B 和 C 为与材料有关的常数; ρ 为位错密度; l 为位错段平均值; f 和 α_0 为振动时的频率和应力; α_c 为温度为 T 时的脱钉应力, α_c 为频率和温度的函数。

在固溶处理的试样中, 马氏体中的位错密度很低^[8, 24], 且无 Ti₃Ni₄ 粒子析出, 弱钉数量很少, 此时, 弱钉间的位错段也很长, 能够轻易沿滑移面运动。根据式(3), $Q_{\max}^{-1}$ 基本探测不出来, 在图 1 中也并没有发现 200 K 低温内耗峰, 而固溶处理后经过时效处理的试样, 在基体中有 Ti₃Ni₄ 粒子的析出, Ti₃Ni₄ 粒子的析出产生大量的空位, 这些空位成为钉扎位错的运动的弱钉, 此时产生一个临界脱钉应力。根据式(3), 在频率和外加应力一定的情况下, 随着温度的升高, 临界应力 α_c 降低, Q^{-1} 曲线为抛

物线形状, 在图 3 和 4 中观察到的低温内耗峰与此相符, 是机械脱钉和热助脱钉共同作用的结果。

REFERENCES

- [1] Li D Y. Development of novel tribo composites with TiNi shape memory alloy matrix[J]. *Wear*, 2003, 255(6): 617 - 628.
- [2] Rondelli G, Vicentini B. Localized corrosion behavior in simulated human body fluids of commercial NiTi orthodontic wires[J]. *Biomaterials*, 1999, 20(8): 785 - 792.
- [3] Wu S K, Lin H C, Yeh C H. A comparison of the cavitation erosion resistance of TiNi alloys[J]. *Wear*, 2000, 244(1): 85 - 93.
- [4] Wu S K, Lin H K. Damping characteristics of TiNi binary and ternary shape memory alloys[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2003, 355(1): 72 - 78.
- [5] Coluzzi B, Biscarini A, Campanella R, et al. Effect of thermal cycling through the martensitic transition on the internal friction and Young's modulus of Ni_{50.8}-Ti_{49.2} alloy[J]. *Alloys and Compounds*, 2000, 310(2): 300 - 305.
- [6] Lin H L, Wu S K, Chou T S. Aging effect on the low temperature internal friction relaxation peak in a Ti₄₉-Ni₅₁ alloy[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2003, 355(1): 90 - 96.
- [7] 黄学文, 黄光能, 王 慧, 等. TiNi 形状记忆合金阻尼性能的研究[J]. *材料工程*, 2003(5): 3 - 14.
HUANG Xuewen, HUANG Guangneng, WANG Hui, et al. Study on damping characteristics of TiNi shape memory alloy[J]. *Materials Engineering*, 2003(5): 3 - 14.
- [8] Coluzzi B, Biscarin A, Camanella R, et al. Mechanical spectroscopy and twin boundary property in a Ni_{50.8}Ti_{49.2} alloy[J]. *Acta Mater*, 1999, 47(6): 1965 - 1976.
- [9] Lin H C, Lin K M, Chang S K, et al. A study of TiNiV ternary shape memory alloys[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 1999, 284(2): 213 - 217.
- [10] Lin H C, Wu S K, Yeh M T. Damping characteristics of TiNi shape memory alloys[J]. *Metall Trans A*, 1993, 24A(10): 2189 - 2194.
- [11] Wu S K, H C L, Chou T S. A study of electrical resistivity, internal friction and shear modulus on an aged Ti₄₉Ni₅₁ alloy[J]. *Acta Metal Mater*, 1990, 38(1): 95 - 102.
- [12] 徐祖耀. 马氏体相变与马氏体[M]. 北京: 科学出版社, 1999. 323 - 335.
XU Zuyao. *Martensitic Transformation and Mar-*
- tensite*[M]. Beijing: Science Press, 1999. 323 - 335.
- [13] 张春生, 赵连城. TiNi 记忆合金的马氏体相变和形状记忆效应[J]. *材料科学与工艺*, 1994, 2(3): 104 - 109.
ZHANG Chunsheng, ZHAO Liancheng. Martensitic transformation and shape memory effect of TiNi shape memory alloy[J]. *Material Science and Technology*, 1994, 2(3): 104 - 109.
- [14] Delorme J F, Schmid R, Robin M, et al. Calculation of anelastic effects due to interaction between dislocation and point defects[J]. *J Phys*, 1971, C32(7): 101 - 111.
- [15] Dejonhe W, de Batist R, Dwlaey L. Factors affecting the internal friction peak due to thermoelastic martensitic transformation[J]. *Scripta Metall*, 1976, 10(12): 1125 - 1128.
- [16] Nishida M, Wayman C M, Honma T. Precipitation processes in near-equiatomic TiNi shape memory alloys[J]. *Metall Transactions A*, 1986, 17A(9): 1505 - 1515.
- [17] 贺志荣. 富镍 TiNi 形状记忆合金析出物的形态与组成[J]. *功能材料*, 1998, 29(2): 157 - 160.
HE Zhirong. Morphology and constitution of precipitates in Ni-rich TiNi shape memory alloys[J]. *Functional Materials*, 1998, 29(2): 157 - 160.
- [18] Miyazaki S, Otsuka K. Deformation and transition behavior associated with the R-phase in TiNi alloys[J]. *Metallurgical Transaction*, 1986, 17A(1): 53 - 63.
- [19] Zhu J S. Relaxation peak near 200 K in NiTi alloy[J]. *Physics Letter A*, 1989, 141(3-4): 177 - 180.
- [20] 朱劲松. 镍钛合金的内耗[J]. *物理*, 1993, 22(4): 211 - 214.
ZHU Jinsong. The internal friction of TiNi alloy[J]. *Physics*, 1993, 22(4): 211 - 214.
- [21] Granato A V, Lucke K. Theory of mechanical damping due to dislocation[J]. *J Appl Phys*, 1956, 27(6): 583 - 593.
- [22] Teutonico L J, Granato A V, Lucke K. Theory of thermal breakaway of a pinned dislocation line with application to damping phenomena[J]. *J Appl Phys*, 1964, 35(1): 220 - 232.
- [23] Granato A V. Temperature dependence of amplitude-dependent dislocation damping[J]. *J Appl Phys*, 1981, 52(12): 7136 - 7142.
- [24] Nishina M, Ohgi H, Itai I, et al. Electron microscopy studies of twin morphologies in B19' marrensite in the TiNi shape memory alloy[J]. *Acta Metall Mater*, 1995, 43(3): 1219 - 1227. (编辑 李艳红)