

深冷处理和温度对 Fe-Mn 合金阻尼性能的影响 *

黄姝珂 李宁 文玉华 丁胜 滕劲

(四川大学制造科学与工程学院, 成都 610065)

胥永刚

(上海交通大学机械系统与振动国家重点实验室, 上海 200240)

摘要 通过测定 Fe-Mn 合金的层错几率以及借助 G-L 位错脱钉模型, 研究了深冷处理和温度对其阻尼性能的影响, 进一步揭示了 Fe-Mn 合金的高阻尼机制. 采用倒扭摆测试合金的阻尼性能、SEM 观察显微组织、XRD 测定物相体积分数和层错几率. 结果表明, Fe-Mn 合金的高阻尼机制与 Shockley 不全位错的脱钉运动相关; 深冷处理增加了合金的层错几率, 即增加了 Shockley 不全位错数量, 阻尼性能得到提高; 升高温度降低了 Shockley 不全位错的脱钉力, 在一定应变振幅下, 温度越高可以产生脱钉的 Shockley 不全位错数量就越多, 合金的阻尼性能升高.

关键词 阻尼合金, Fe-Mn 合金, Shockley 不全位错, 层错几率, 深冷处理

中图分类号 TG135.7

文献标识码 A

文章编号 0412-1961(2007)08-0807-06

EFFECTS OF DEEP-COOLING AND TEMPERATURE ON DAMPING CAPACITY OF Fe-Mn ALLOY

HUANG Shuke, LI Ning, WEN Yuhua, DING Sheng, TENG Jin

School of Manufacturing Science and Engineering, Sichuan University, Chengdu 610065

XU Yonggang

State Key Laboratory of Mechanical System and Vibration, Shanghai Jiao Tong University, Shanghai 200240

Correspondent: LI Ning, professor, Tel: (028)85403827, E-mail: lining-scu@163.com

Supported by Key Project of Ministry of Education of China (No.107093) and Program for New Century

Excellent Talents, Ministry of Education of China (No.NCET-06-0793)

Manuscript received 2006-12-04, in revised form 2007-03-30

ABSTRACT In order to disclose the high damping mechanism of Fe-Mn alloy, the effects of deep-cooling and temperature on damping capacity were studied by measuring stacking fault probability and using G-L dislocation model. The damping capacity was measured using reversal torsion pendulum. The stacking fault probabilities and volume fraction of ϵ -martensite were determined using XRD and the microstructure was observed using SEM. The results indicated that the high damping mechanism is resulting from the movement of Shockley partial dislocations. Because deep-cooling increases the stacking fault probability in γ -austenite and ϵ -martensite, the number of Shockley partial dislocations also increases and the damping capacity of Fe-Mn alloy is improved. Temperature rising can decrease the unpinning stress between Shockley partial dislocation and weak pinning points, therefore, with increasing the temperature, the number of unpinning Shockley partial dislocations increases and the damping capacity of Fe-Mn alloy is improved at a certain strain amplitude.

KEY WORDS damping alloy, Fe-Mn alloy, Shockley partial dislocation, stacking fault probability, deep-cooling

随着现代工业的迅速发展, 振动和噪声 (火车铁轨、

轮船开动、发电站气轮机等) 的危害日益显著. 振动部件的振动不光是噪声源, 同时还是造成部件损坏和机构失效的重要原因. 为了减振和降噪, 最重要的就是控制振动源的振动. 用阻尼合金制造的振源构件能在短时间内将振动振幅降低下来, 大大减少了振动造成的危害.

根据阻尼机制的不同, 目前的阻尼合金主要可分为铁磁型 (Fe-Cr, Fe-Al 等)^[1]、孪晶型 (Mn-Cu, Ni-Ti, Cu-Zn-Al 等)^[2]、复相型 (灰铸铁, Zn-Al)^[3]、位错型

* 教育部科学技术研究重点项目 107093、教育部新世纪优秀人才支持计划项目 NCET-06-0793 和上海交通大学机械系统与振动国家重点实验室开放基金项目 VSN-2007-04 资助
收到初稿日期: 2006-12-04, 收到修改稿日期: 2007-03-30
作者简介: 黄姝珂, 男, 1980 年生, 博士生

(Mg-Zr)^[4] 以及 Fe-Mn 合金^[5]. 其中 Mn-Cu 合金阻尼性能最好, 但其价格昂贵, 只应用在军工方面; 铁磁型合金阻尼峰主要出现在比较窄的应变振幅范围内 (1×10^{-4} — 2×10^{-4}), 并且受磁场和应力等因素影响很大, 这些都限制了其应用范围; 复相型和位错型合金 (除灰铸铁外) 阻尼性能较好, 但强度低、价格较高; Fe-Mn 合金在几类阻尼合金中强度最高, 价格最低, 阻尼性能随应变幅增大而增加, 可作为较大振动和冲击部件使用, 应用前景广泛.

Fe-Mn 合金具有典型的 $\gamma(\text{fcc}) \leftrightarrow \varepsilon(\text{hcp})$ 相变过程, 近年发展很快的 FeMnSi 基形状记忆合金正是基于这一相变原理而设计的. 内耗测试作为研究 $\gamma \leftrightarrow \varepsilon$ 相变的一种工具, 已经广泛应用于 Fe-Mn 基合金中^[6,7], 但对 Fe-Mn 合金阻尼减振性能的研究是近十几年才开始的. 目前这方面的研究主要集中在韩国, 同时还有少数在日本、俄罗斯、芬兰和乌克兰. 当前报道的研究内容主要是 Mn 含量^[8]、第三种合金元素^[9] 和热处理工艺^[10] 等对 Fe-Mn 合金阻尼性能的影响, 取得了一些规律性的结论, 为其工程应用提供了理论指导, 但还存在一些问题. 研究学者普遍认为, Fe-Mn 合金的阻尼机制和热诱发的 ε 马氏体界面密切相关, 但这些界面具体如何运动进而产生内耗还不清楚. 另外, 在其 A_f 温度以上 (无 ε 马氏体) 测试时, Fe-Mn 合金阻尼性能仍然很高, 甚至明显好于室温时的双相状态, 这也是目前理论无法解释的.

针对以上问题, 本文测试了 Fe-Mn 合金经水冷和深冷两种处理工艺后的层错几率和阻尼性能, 同时研究了温度对 Fe-Mn 合金阻尼性能的影响, 利用 Granato-Lücke(G-L) 位错运动模型对实验结果进行了分析.

1 实验材料及方法

实验合金以工业纯 Fe 和电解 Mn 为原料, 在 ZG-25A 型真空感应电炉内熔炼, 铸锭经过 $1150 \text{ }^\circ\text{C} \times 24 \text{ h}$ 均匀化处理后, 在 $1100 \text{ }^\circ\text{C}$ 热锻成直径为 15 mm 的圆棒, 经 3 次旋锤成直径为 3.5 mm 的棒料, 最后冷拉成直径为 1 mm 的丝材, 中间退火温度为 $800 \text{ }^\circ\text{C}$. 实验合金的化学成分为含 0.015C 的 Fe-19.35Mn (质量分数, %). 合金相变点测试采用德国耐驰 DSC204 差示扫描量热仪 (DSC), 升、降温速率为 $10 \text{ }^\circ\text{C}/\text{min}$.

实验丝材校直后在约束条件下进行两种处理工艺: $1000 \text{ }^\circ\text{C} \times 1 \text{ h}$ 水冷及 $1000 \text{ }^\circ\text{C} \times 1 \text{ h}$ 水冷后在液氮中处理 1 h 的深冷. 阻尼性能测试采用 JN-1 型葛氏倒扭摆, 自由衰减法, 测试频率 1 Hz. 丝材表面扭转应变振幅 γ_{max} 和对数衰减率 δ 的计算公式如下^[11]:

$$\gamma_{\text{max}(n)} = \frac{r}{l} \times \varphi_n \quad (1)$$

$$\delta = \ln\left(\frac{\gamma_{\text{max}(n)}}{\gamma_{\text{max}(n+1)}}\right) = \ln\left(\frac{\varphi_n}{\varphi_{n+1}}\right) \quad (2)$$

式中, r 为丝材半径, 0.5 mm; l 为丝材标距, 100 mm; φ_n 和 φ_{n+1} 为第 n 和 $n+1$ 次振动时的振幅 (角度).

金相试样经 $10\% \text{HClO}_4 + 90\% \text{CH}_3\text{COOH}$ 电解抛光后, 在 1.2% 的 $\text{K}_2\text{S}_2\text{O}_8$ 水溶液中浸蚀, 在 JSM-5900LV 扫描电镜 (SEM) 上进行微观组织观察. 物相分析和层错几率的测定在 Philip X'Pert Pro MPD 型 X 射线衍射仪 (XRD) 上进行, 实验参数: CuK_α 辐射, 靶压和管电流分别为 50 kV 和 35 mA, 接受缝宽度为 0.3 mm, 步进扫描步宽 0.01° , 每步时间 1.0 s. ε 马氏体的体积分数根据 200_γ 和 101_ε 衍射峰的积分强度计算得出^[12].

ε 马氏体中的层错几率用峰宽化法测定^[13,14]

$$\frac{1}{D_{(\text{eff}.100)}} = \frac{1}{D_{\text{av}}} \quad (3)$$

$$\frac{1}{D_{(\text{eff}.101)}} = \frac{1}{D_{\text{av}}} + \frac{d_{101}}{4d_{002}^2}(3\alpha + \beta) \quad (4)$$

$$D_{(\text{eff}.hkl)} = \frac{0.94\lambda}{B_{1/2}\cos\theta_{hkl}} \quad (5)$$

式中, D_{eff} 为沿衍射面有效晶粒尺寸; D_{av} 表示晶粒的真实尺寸; d 为晶面间距, α 表示形变层错几率; β 表示生长层错几率; λ 为衍射射线波长; $B_{1/2}$ 为 hkl 衍射线的半高宽, rad; θ 为 Bragg 角.

所研究合金的 111_γ 峰和 002_ε 峰未完全分开, 所以 γ 奥氏体中的层错几率不适合用峰宽化法测定, 而采用峰位移法^[13,15]

$$\Delta(2\theta_{200} - 2\theta_{111}) = -\frac{90\sqrt{3}}{\pi^2}\alpha\left(\frac{\tan\theta_{200}^0}{2} + \frac{\tan\theta_{111}^0}{4}\right) \quad (6)$$

式中, θ_{200} 和 θ_{111} 表示实际测量的各晶面的 Bragg 角; θ_{200}^0 和 θ_{111}^0 表示无层错时各晶面对应的 Bragg 角. 根据 Bragg 衍射公式和晶面间距公式可以确定

$$2\theta^0 = 2\arcsin\left(\frac{\lambda\sqrt{h^2+k^2+l^2}}{2a}\right) \quad (7)$$

式中, a 为 γ 奥氏体的点阵常数.

2 实验结果

图 1 是 Fe-19.35Mn 合金的 DSC 曲线. 由图可以看出, 试样在加热过程中有一个明显的吸热峰, 其前后的拐点分别为 $\gamma \rightarrow \varepsilon$ 相变的开始温度 (A_s) 和结束温度 (A_f); 而冷却过程中则有一个明显的放热峰, 其第一个拐点为 $\varepsilon \rightarrow \gamma$ 相变的开始温度 (M_s), 因为 $\varepsilon \rightarrow \gamma$ 转变随着温度的降低不断进行, 所以第二个拐点即马氏体转变结束温度 (M_f) 不能明确判定.

图 2 是 Fe-19.35Mn 合金的对数衰减率 δ 随扭转应变振幅 γ_{max} 的变化曲线. 由图可见, 两种处理工艺的曲线变化规律相似: 在 γ_{max} 小于 2×10^{-4} 时, 合金的阻尼性能较低 ($\delta < 0.03$); 而当 γ_{max} 大于 2×10^{-4} 时, 合金的阻尼性能呈现近似线性增加, 表现出高阻尼性能.

图 3 是 Fe-19.35Mn 合金经两种工艺处理后的 SEM 照片. 从中可以清晰看出实验合金在室温时形成了大量的热诱发 ε 马氏体, 两种工艺条件下其形态无明显差别.

图 4 是 Fe-19.35Mn 合金的 XRD 图谱, 从中可以看出, 水冷和深冷两种试样都由 γ 和 ϵ 两相构成. 表 1 和表 2 是根据图 4 算出的合金的层错几率和 ϵ 马氏体体积分数. 从中可以看出, Fe-19.35Mn 合金经深冷后, 无论是 γ 奥氏体还是 ϵ 马氏体中的层错几率都有所增加, 而 ϵ 马氏体的体积分数无明显变化.

图 5 是应变振幅为 5×10^{-4} 时, Fe-19.35Mn 合金阻尼性能随温度的变化曲线. 从中可以看出, 经水冷和深冷处理的试样的变化规律相似. 随着温度的增加, 阻尼性能迅速增加; 高于 200 °C 后, 趋于平稳. 同时, 各个温度下, 深冷试样的阻尼性能高于水冷试样的阻尼性能.

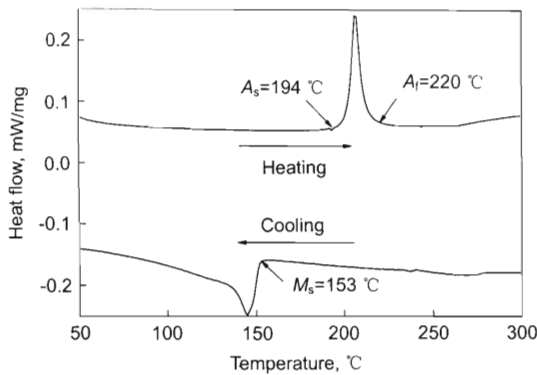


图 1 Fe-19.35Mn 合金的 DSC 曲线

Fig.1 DSC curves of Fe-19.35Mn alloy (10 °C /min)

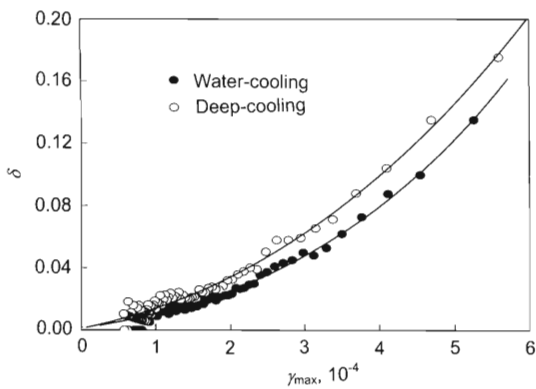


图 2 Fe-19.35Mn 合金阻尼性能随扭转应变振幅的变化曲线

Fig.2 Variations of damping capacity (δ) with torsional strain amplitude (γ_{max}) of the Fe-19.35Mn alloys treated at 1000 °C /1 h, W.Q. (water-cooling) and 1000 °C /1 h, W.Q.+1 h cooling in liquid N₂ (deep-cooling)

表 1 γ 奥氏体中的层错几率

Table 1 Stacking fault probabilities in γ -austenite calculated by peak-shift method (Eq.(6) and Eq.(7))

Sample	<i>hkl</i>	2θ deg	<i>a</i> 10 ⁻¹⁰ m	$2\theta^0$ deg	$(2\theta_{200}-2\theta_{111})-(2\theta_{200}^0-2\theta_{111}^0)$ deg	α 10 ⁻²
Water-cooling	200	50.659	3.6	50.673	-0.129	2.43
	111	43.620		43.505		
Deep-cooling	200	50.728	3.6	50.673	-0.140	2.63
	111	43.700		43.505		

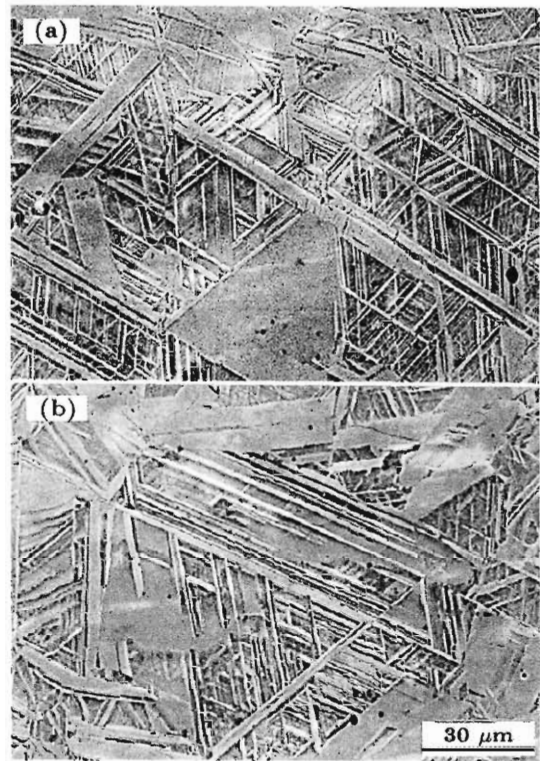


图 3 Fe-19.35Mn 合金的 SEM 照片

Fig.3 SEM images of the Fe-19.35Mn alloys treated by water-cooling (a) and deep-cooling (b), much more ϵ martensites appeared

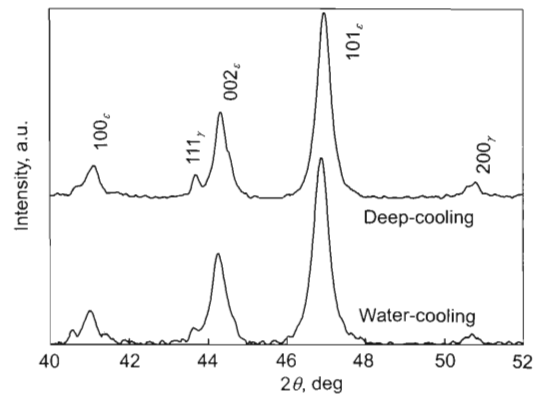


图 4 Fe-19.35Mn 合金不同状态的 XRD 图谱

Fig.4 XRD spectra of Fe-18.39Mn alloys after water-cooling and deep-cooling

表 2 ϵ 马氏体的层错几率和体积分数Table 2 Stacking fault probabilities in ϵ -martensite calculated by peak-broad method (Eq.(3)—Eq.(5)) and its volume fractions

Sample	hkl	2θ deg	$B_{1/2}$ rad	D_{eff} 10^{-10} m	d_{101} 10^{-10} m	d_{002} 10^{-10} m	$3\alpha+\beta$ 10^{-3}	Volume fraction of ϵ -martensite, %
Water-cooling	101	46.935	0.008081	195.360	1.9342	2.0456	5.82	93
	100	41.079	0.006877	224.870				
Deep-cooling	101	46.873	0.008461	186.520	1.9367	2.0439	6.23	94
	100	41.020	0.007173	215.549				

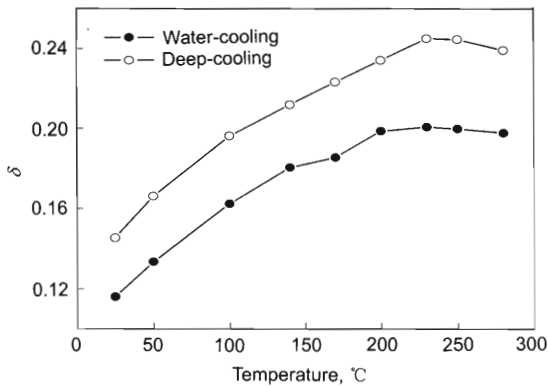


图 5 Fe-19.35Mn 合金的阻尼性能随温度的变化曲线

Fig.5 Variations of damping capacity with temperature for Fe-19.35Mn alloys ($\gamma_{\text{max}}=5 \times 10^{-4}$)

3 分析及讨论

3.1 深冷处理对合金阻尼性能的影响

在 fcc 和 hcp 晶体中, 一个全位错容易分解成两个 Shockley 不全位错, 它们中间所夹部分就形成了层错. Fe-Mn 合金 γ 或 ϵ 中的层错, ϵ/ϵ 界面和 γ/ϵ 界面都是由 Shockley 不全位错的滑移而产生的层错面. 层错只是原子的堆垛顺序发生改变, 并不会引起点阵畸变, 发生点阵畸变的地方是 Shockley 不全位错周围的原子. 根据 Cottrell 机制^[16], 杂质原子或空位等缺陷会分布在有晶格畸变的 Shockley 不全位错线上.

Granato 等^[16] 和 Teutonico 等^[17] 认为, 弹性范围内, 在力的作用下位错线会克服杂质原子或空位的钉扎而进行运动, 从而产生内耗. 同理, Shockley 不全位错在弹性力的作用下也会有类似的运动方式, 所不同的是 Shockley 不全位错的运动都是成对出现的, 它们的运动就代表了所夹的层错面的运动. 因此, Shockley 不全位错运动的过程中有两种模式: 弓出和脱钉. 这两种模式都会产生内耗. 当外力较小, 即应变振幅较小时, 弓出是主要的内耗产生机制, 这种内耗与频率有关而与振幅无关, 属于滞弹性内耗; 当外力较大, 即在应变振幅较大时的脱钉过程中, 产生的内耗与频率无关而与振幅有关, 属于静滞后型内耗, 可用下式表示^[16]:

$$\delta_{\text{H}} = \frac{C_1}{\gamma_{\text{max}}} \exp\left(-\frac{C_2}{\gamma_{\text{max}}}\right) \quad (8)$$

式中, C_1 和 C_2 为系数, 表达式如下:

$$C_1 = \frac{\rho F_{\text{B}} l_{\text{N}}^3}{6bEl_{\text{C}}^2}, \quad C_2 = \frac{F_{\text{B}}}{bEl_{\text{C}}} \quad (9)$$

式中, δ_{H} 表示高应变振幅下与振幅有关而与频率无关的对数衰减率; ρ 表示在滑移面上可以产生脱钉运动的不全位错密度; F_{B} 表示溶质原子或其它缺陷 (弱钉扎) 对 Shockley 不全位错线的钉扎力; l_{N} 表示强钉扎点间位错线的长度; b 表示 Burgers 矢量模; E 表示材料的弹性模量; l_{C} 表示弱钉扎点间位错线的长度.

从图 2 中可以看出, Fe-19.35Mn 合金的阻尼性能随着应变振幅的增大而增大. 为了验证其内耗机制符合上述脱钉模型, 式 (8) 改写为

$$\ln(\delta_{\text{H}} \cdot \gamma_{\text{max}}) = \ln C_1 - C_2 \gamma_{\text{max}}^{-1} \quad (10)$$

该式表明, $\ln(\delta_{\text{H}} \cdot \gamma_{\text{max}})$ 与 γ_{max}^{-1} 呈线性变化. 根据图 2 的实验结果, 做出 Fe-19.35Mn 的 $\ln(\delta_{\text{H}} \cdot \gamma_{\text{max}})$ 与 γ_{max}^{-1} 曲线如图 6 所示. 由图可以看出, 在高于某一临界应变 γ'_{max} 时, 两者呈线性变化. 由此可见, 大应变振幅下的实验结果很好地符合 Shockley 不全位错的脱钉模型. 低于临界应变 γ'_{max} 时, 合金的实验结果同 Shockley 不全位错的弓出模型相关, 但由于阻尼值较低, 本文不做讨论. 从图 6 中可求得 C_1 , C_2 和 γ'_{max} 的值: 在水冷试样中, $C_1=2.37 \times 10^{-4}$, $C_2=8.02 \times 10^{-4}$, $\gamma'_{\text{max}}=1.80 \times 10^{-4}$; 在深冷试样中, $C_1=2.90 \times 10^{-4}$, $C_2=7.80 \times 10^{-4}$, $\gamma'_{\text{max}}=1.87 \times 10^{-4}$.

从表 1 和表 2 中可以看出, 深冷试样无论是 γ 奥氏体中还是 ϵ 马氏体中的层错数量 (层错几率) 都高于水冷试样. 这是因为 Fe-Mn 合金中 $\gamma \rightarrow \epsilon$ 转变随温度降低而继续进行, 也就是说, 温度降低会有更多的层错形成^[18]. 由于只是改变了处理工艺, 合金的化学成分和实验温度没有发生变化, 所以认为 Shockley 不全位错脱钉所需的力 F_{B} 、钉扎线长度 l_{C} 和 l_{N} 都不会发生改变, 只有 Shockley 不全位错的数量会产生变化. 所以, 合金经过深冷处理后, C_2 不会变化, 而 Shockley 不全位错数量密度 ρ 增高会使 C_1 变大, 进而造成合金的阻尼性能升高.

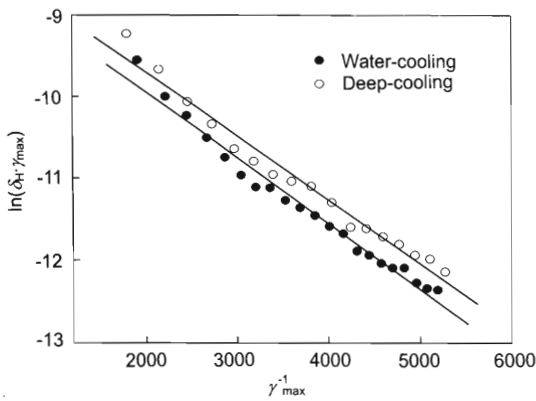


图 6 Fe-19.35Mn 合金的 $\ln(\delta_H \cdot \gamma_{\max})$ 与 γ_{\max}^{-1} 的关系图
 Fig.6 Relationships of $\ln(\delta_H \cdot \gamma_{\max})$ and γ_{\max}^{-1} for the Fe-19.35Mn alloys

3.2 温度对合金阻尼性能的影响

NiTi, MnCu 和 CuZnAl 等具有热弹性马氏体相变的合金也具有高阻尼性能, 它们的阻尼机制和马氏体的孪晶共格界面相关, 在高于其 A_f 温度以上时, 由于无马氏体存在, 合金的阻尼性能迅速下降, 甚至丧失 [2]. 与之不同的是, Fe-Mn 合金在高于其 A_f 温度时 (无 ϵ 马氏体存在) 仍具有很高的阻尼性能 (图 1 和图 5), 本文认为这同 A_f 温度以上仍存在的层错界面上的 Shockley 不全位错运动相关.

如前所述, 深冷处理后的试样层错几率升高, 即 Shockley 不全位错数量增加. 这些已经存在的层错界面和 Shockley 不全位错在加热过程中 (室温至 280 °C), 即使发生了 $\epsilon \rightarrow \gamma$ 相变, 也并不会消失 [19]. 所以在不同温度下, 深冷试样的 Shockley 不全位错数量总是高于水冷试样, 这就导致了图 5 中深冷试样的阻尼值总是高于水冷试样.

式 (8) 的脱钉模型是一种纯机械脱钉, 并没有考虑热涨落对位错脱钉的影响, 因此严格讲只适用于 0 K 下的情况. 而实际上, 随着温度的升高, 热效应会影响缺陷对位错线的钉扎力 [17,20].

$$F_B(T) = b l_C \sigma_{10} \{ 1 - [(kT/r_1 U_0) \ln(\alpha_1 \nu_1 / \nu)]^{1/2} \} \quad (11)$$

式中, σ_{10} 是在 0 K 下的纯机械脱钉应力; U_0 为位错和点缺陷的交互作用能; r_1, k 和 ν_1 为常数; α_1 为一个分数; ν 为频率. 从中可以看出, F_B 是频率 ν 和温度 T 的函数. 在本研究中, 测试频率为 1 Hz, 固定不变, 所以认为 F_B 只随温度的变化而变化.

从式 (11) 分析可知, 随着温度的升高, 弱钉扎点对 Shockley 不全位错的钉扎力会逐渐变小, 也就是说在更小的应力下就能使 Shockley 不全位错产生脱钉. 这样就会造成在一定应变振幅下, 温度低时一些取向不利而不能产生脱钉的 Shockley 不全位错在较高温度时可以产生脱钉, 进而产生内耗, 这样有效的 Shockley 不全位错密度

ρ 在较高温度时就会增加. 从式 (9) 中进行分析, 因为 F_B 的减小, C_2 的值会随着温度的升高而下降, 而 C_1 的值受到变小的 F_B 和增大的 ρ 的共同影响. 同时由于 Shockley 不全位错的脱钉能力随着温度升高而增加, 所以临界应变振幅 γ'_{\max} 会相应变小, 也就是说在较小的应变振幅下, Fe-Mn 合金的阻尼性能变化便会符合式 (8) 的模型.

Fe-19.35Mn 合金经水冷和深冷两种处理工艺后, 在不同温度下测试其 $\ln(\delta_H \cdot \gamma_{\max})$ 和 γ_{\max}^{-1} 变化曲线, 便可得出相应温度下的 C_1, C_2 和 γ'_{\max} 值 (表 3). 从中可以看出, 两种工艺处理的合金的 C_1, C_2 和 γ'_{\max} 变化规律相似. C_2 和 γ'_{\max} 随着温度的增加而减小, 这也验证了以上的分析; C_1 随着温度的增加而升高, C_1 的变化规律说明位错密度 ρ 的变化程度大于 F_B 的变化程度.

表 3 Fe-19.35Mn 合金在不同温度下的 C_1, C_2 和 γ'_{\max}
 Table 3 C_1, C_2 and critical strain amplitude γ'_{\max} of Fe-19.35Mn alloy at different temperatures

Temperature °C	(10^{-4})					
	Water-cooling			Deep-cooling		
	C_1	C_2	γ'_{\max}	C_1	C_2	γ'_{\max}
25	2.37	8.02	1.80	2.90	7.80	1.87
50	2.85	8.00	1.65	2.93	6.90	1.68
100	2.79	7.19	1.60	3.02	6.47	1.56
140	2.86	6.94	1.52	3.06	6.32	1.57
170	3.05	7.00	1.47	3.13	6.03	1.53
200	2.96	6.90	1.49	3.14	5.71	1.45
230	2.91	6.75	1.41	3.17	5.43	1.43
250	2.61	6.93	1.43	3.29	5.43	1.41
280	2.87	6.78	1.38	3.24	5.39	1.40

4 结论

(1) Fe-Mn 合金的高阻尼机制与其层错界面 (γ 或 ϵ 中的层错、 ϵ/ϵ 界面和 γ/ϵ 界面) 上的 Shockley 不全位错的脱钉运动相关, 实验结果很好地符合 G-L 位错脱钉模型.

(2) Fe-19.35Mn 合金经过深冷处理后, γ 奥氏体和 ϵ 马氏体中的层错几率都增加, 说明有更多的 Shockley 不全位错形成, 这样可以产生脱钉内耗的 Shockley 不全位错数量也就相应增加, 所以阻尼性能得到明显提高.

(3) 点缺陷对 Shockley 不全位错的钉扎力 F_B 受温度的影响. 温度越高, F_B 越小, 这样在一定应变振幅下, 可以产生脱钉的 Shockley 不全位错数量就越多. 所以, 随着测试温度的增加, Fe-19.35Mn 合金的阻尼性能明显提高.

参考文献

[1] Pulino-Sagradi D, Sagradi M, Karimi A, Martin J L. *Scr Mater*, 1998; 39: 131
 [2] Wu S K, Lin H C. *J Alloy Compd*, 2003; 355: 72
 [3] Liu Y C, Yang G C, Lu L L, Yang L S. *J Mater Process*

- Technol*, 1999; 87: 53
- [4] Göken J, Riehemann W. *Mater Sci Eng*, 2004; A370: 417
- [5] Baik S H. *Nucl Eng Des*, 2000; 198: 241
- [6] De A K, Cabanas N, de Cooman B C. *Z Metallkd*, 2002; 93: 228
- [7] Wu X C, Zhang J H, Xu Z Y. *J Shanghai Jiaotong Univ*, 1998; 32(2): 1
(吴晓春, 张骥华, 徐祖耀. 上海交通大学学报, 1998; 32(2): 1)
- [8] Jun J H, Choi C S. *Mater Sci Eng*, 1998; A252: 133
- [9] Huang S K, Li N, Wen Y H, Ding S, Teng J. *J Sichuan Univ (Eng Sci Ed)*, 2007; 39: 123
(黄妹珂, 李宁, 文玉华, 丁胜, 滕劲. 四川大学学报(工程科学版), 2007; 39: 123)
- [10] Lee Y K, Jun J H, Choi C S. *ISIJ Int*, 1997; 37: 1023
- [11] GB/T 13665-1992. *Test Method for Damping Capacity of Metallic Damping Materials-Torsion Pendulum Method and Flexural Resonance Method*. Beijing: Standards Press of China, 1992
(GB/T 13665-1992. 金属阻尼材料阻尼本领试验方法 — 扭摆法和弯曲共振法. 北京: 中国标准出版社, 1992)
- [12] Lee Y K, Baik S H, Kim J C, Choi C S. *J Alloy Compd*, 2003; 355: 10
- [13] Warren B E. *X-ray Diffraction*. Reading, Mass: Addison-Wesley, 1969: 275
- [14] Ramous E. *Z Metallkd*, 1974; 65: 515
- [15] He G, Zhao H B, Rong Y H, Guo Z H, Chen S P, Xu Z Y. *J Shanghai Jiaotong Univ*, 1999; 33: 765
(何刚, 赵恒北, 戎咏华, 郭正洪, 陈世朴, 徐祖耀. 上海交通大学学报, 1999; 33: 765)
- [16] Granato A, Lücke K. *J Appl Phys*, 1956; 27: 583
- [17] Teutonico L J, Granato A V, Lücke K. *J Appl Phys*, 1964; 35: 220
- [18] Lee Y K, Jun J H, Choi C S. *Scr Mater*, 1996; 35: 825
- [19] Wen Y H, Li N, Tu M J. *J Mater Sci Technol*, 2000; 16: 424
- [20] Lücke K, Granato A V, Teutonico L J. *J Appl Phys*, 1968; 39: 5181