

Ni_{53.2}Mn_{22.6}Ga_{24.2} 单晶的两步热弹性 马氏体相变及其应力应变特性^{*}

崔玉亭^{1)B)} 游素琴¹⁾ 武亮¹⁾ 马勇¹⁾ 陈京兰²⁾ 潘复生³⁾ 吴光恒^{2)†}

1) 重庆师范大学物理与信息技术学院, 重庆 400047)

2) 中国科学院物理研究所北京凝聚态物理国家实验室, 北京 100080)

3) 重庆大学材料科学与工程学院, 重庆 400044)

(2008 年 9 月 10 日收到, 2009 年 4 月 30 日收到修改稿)

对具有两步完全热弹性的 Ni_{53.2}Mn_{22.6}Ga_{24.2} 单晶的物性采用多种测量手段进行了表征, 特别研究了不同温度下的应力-应变特性. 研究表明, 热诱发的中间马氏体相变应变远大于马氏体相变应变. 在较低形变温度下, 沿单晶母相 [001] 方向的压应力诱发的是两步马氏体相变, 材料表现出超弹性; 在较高的形变温度下, 只能观察到一步马氏体相变, 材料展现出完全超弹性特性. 此外, 利用热力学理论分别计算了诱发马氏体相变和中间马氏体相变的临界应力与形变温度的关系, 与实验测量得到的结果相符.

关键词: 马氏体相变, 形状记忆效应, 应变, 超弹性

PACC: 7520E, 6220F, 6470K

1. 引言

Heusler 合金 NiMnGa 是铁磁性的、可发生热弹性马氏体相变的金属间化合物. 该材料除具有自发的和磁控的双向形状记忆效应外, 还具有大的磁感生应变, 是一种集驱动和传感于一体的新型功能材料^[1-4]. 由于其在工业上潜在的应用价值, 近些年已成为材料学界和凝聚态物理学界研究的热点之一^[1-15]. 正配分比 Ni₂MnGa 的母相(奥氏体相)为 L₂₁ 立方结构, 降低温度, 在 202 K 发生马氏体相变, 形成 $c/a = 0.94$ 四方结构马氏体相, 其居里温度在 370 K 附近^[8]. 进一步研究发现, 改变材料的组分, 其马氏体相变温度在 200—400 K 的范围内可调^[9,10]. 此外, 某些成分的 NiMnGa 合金可发生两步马氏体相变, 即在发生马氏体相变后, 继续降温, 又发生一次从一种马氏体到另一种马氏体的相变(该相变通常称为中间马氏体相变). 研究发现, 中间马氏体相变可以被热诱发, 也可以被应力诱发^[12-15]. 目前, 一些学者报道热诱发的中间马氏体相变是热

弹性的^[12]; 另一些学者报道是非热弹性的^[13]. 由于 NiMnGa 合金展现的应用功能与马氏体相变密切相关, 因此深入研究材料的马氏体相变和中间马氏体相变特性并揭示其机理, 在理论上和应用上都有十分重要的意义. 本文采用多种测量手段, 对 Ni_{53.2}Mn_{22.6}Ga_{24.2} 单晶展现的两步完全热弹性的相变行为进行了表征, 系统地研究了单轴应力下马氏体相变和中间马氏体相变的应变特性.

2. 实验方法

组分为 Ni_{53.2}Mn_{22.6}Ga_{24.2} 的单晶样品利用 MCGS-3 设备, 采用提拉法在高纯 Ar 气中沿 [001] 方向生长^[2], 其生长速率为 15—30 mm/h, 籽晶杆转速为 30 r/min. 合金的原料是纯度为 99.95% 的 Ni, Mn, Ga 单质金属. 生长后的单晶由 X 射线背反射 Laue 法取向并利用电弧线切割方法切割成样品. 用于应变测量的样品为长轴方向沿晶体 [001] 方向、侧面为 (100) 面的 4 mm × 4 mm × 10 mm 的条形. 在单晶的相

^{*} 教育部科学技术研究计划重点项目(批准号:207096)、中国博士后科学基金(批准号:20060400197)、重庆市科技攻关计划(批准号:CSTC2008AC4011)资助的课题.

[†] 通讯联系人. E-mail: userm201@aphy.iphys.ac.cn

同部位切下侧面同样为(100)面的 $4\text{ mm} \times 4\text{ mm} \times 1\text{ mm}$ 的薄片样品用于磁化强度测量.磁化强度测量采用超导量子干涉磁强计.应变测量采用标准形变电阻方法,且测量方向沿样品的[001]方向(即单晶生长方向).磁性测量和热诱发的应变测量过程中,升降温速率皆约为 1.2 K/min .应力-应变测量采用一个特别设计的测试装置.该装置的主要驱动构件为两个压力杆,其中一个固定,另一个连接活塞,样品放在两压力杆之间,活塞由高压气体推动以对样品施加单轴压力.两压力杆和样品放置在由保温材料包裹的圆环形电阻丝加热器内,控制电阻丝电流以改变加热器内温度或保持温度恒定.应力-应变测量中,近室温温度由室内空调控制,而加压方向皆沿样品的[001]方向.

3. 结果与讨论

图1是升降温过程中在磁感应强度为 0.01 T 的恒定磁场下测量得到的 $\text{Ni}_{53.2}\text{Mn}_{22.6}\text{Ga}_{24.2}$ 单晶样品的磁化强度随温度变化的关系曲线.从图1可以看出,降温过程中磁化强度发生了两次明显的跳跃性变化,表明 $\text{Ni}_{53.2}\text{Mn}_{22.6}\text{Ga}_{24.2}$ 单晶发生了两步马氏体相变.即在发生了马氏体相变后,继续降温又发生了中间马氏体相变.如图1箭头所标记,马氏体相变开始温度约为 $T_M = 288\text{ K}$,完成温度约为 $T_f = 280\text{ K}$.中间马氏体相变的开始和完成温度分别约为 $T_i = 253\text{ K}$ 和 $T'_i = 246\text{ K}$.升温过程中,逆中间马氏体相变的开始和完成温度分别约为 $T_R = 270\text{ K}$ 和 $T'_R = 278\text{ K}$.继续升温,约在 $A_S = 290\text{ K}$ 开始发生逆马氏体相变,其完成温度约在 $A_f = 296\text{ K}$.

图2给出的是升降温过程中沿 $\text{Ni}_{53.2}\text{Mn}_{22.6}\text{Ga}_{24.2}$

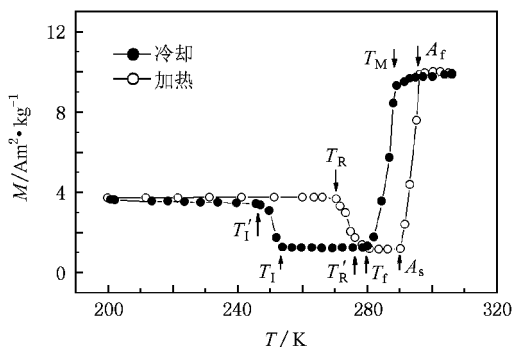


图1 在磁感应强度为 0.01 T 的恒定磁场下样品的磁化强度随温度的变化关系

单晶样品母相[001]方向测量得到的应变随温度变化的关系曲线.从图2可以看出,约在 $T_M = 288\text{ K}$ 材料发生马氏体相变,相变导致样品沿[001]方向的收缩应变量为 -0.1% (负号代表收缩).继续降温到 $T_i = 253\text{ K}$,样品沿[001]方向急剧收缩,材料发生中间马氏体相变,该相变引起的应变量为 -1.0% ,其值远大于马氏体相变引起的 -0.1% 的应变.提拉法生长的 NiMnGa 单晶,通常具有较大的自发(无外加磁场和应力)相变应变,其原因在于提拉法生长单晶时定向凝固在晶体内引入了一定大小的取向内应力,在晶体发生马氏体相变时,该取向内应力诱导变体产生择优取向^[16].目前的结果表明,自由状态下 $\text{Ni}_{53.2}\text{Mn}_{22.6}\text{Ga}_{24.2}$ 单晶的中间马氏体相变生成的变体发生了较大程度的择优取向.在升温过程中,样品沿[001]方向伸长,在逆马氏体相变结束后,样品的形状完全恢复到测量时的初始情况.结合图1可以看出, $\text{Ni}_{53.2}\text{Mn}_{22.6}\text{Ga}_{24.2}$ 单晶样品的马氏体相变和中间马氏体相变都是完全热弹性的.此外,由图1和图2曲线所确定的两步相变的特征温度相符,反映了磁性的变化强烈地依赖于材料结构的改变.

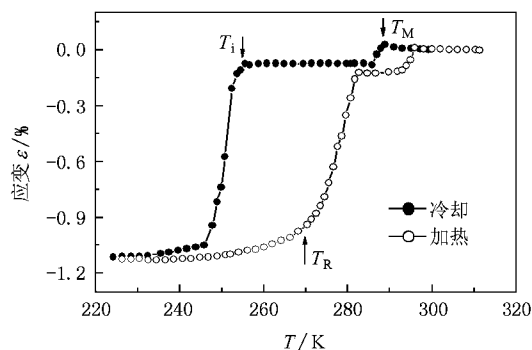


图2 升降温过程中沿样品母相[001]方向的应变随温度的变化关系

图3是在两个恒定温度下沿单晶样品母相[001]方向测量得到的单轴压应力-应变曲线,其中曲线a为 298 K (略高于逆马氏体相变完成温度),曲线b为 293 K (低于逆马氏体相变完成温度、略高于马氏体相变开始温度).从图3曲线b可以看出,约 6 MPa 的压应力诱发马氏体相变,该压应力即为 293 K 形变温度下诱发马氏体相变的临界应力.随后出现的应力-应变平台(约 $6\text{—}20\text{ MPa}$)对应着相变过程中马氏体变体的重取向;接着在 $20\text{—}83\text{ MPa}$ 应力范围内应变的缓慢变化对应着马氏体相的弹性形变.继续加压,应变再一次快速变化,标志着应力又

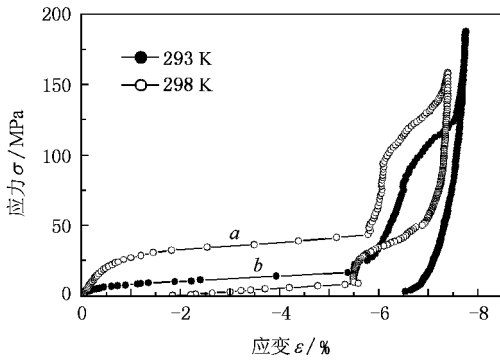


图3 不同形变温度下沿样品母相[001]方向的应力-应变曲线
曲线 *a* 为298 K, 曲线 *b* 为293 K

诱发了一次相变,即通常所谓的中间马氏体相变.接着出现的第二个应力-应变平台应归功于中间马氏体相变过程变体的再取向,然后是材料的弹性形变.在卸载过程中看不到与加载过程对应的两个应力-应变平台的回复,卸载外加应力到零,样品形状不能回复,材料表现出完全的赝弹性行为.

提高形变温度到298 K(稍高于逆马氏体相变完成温度2 K),诱发马氏体相变所需的临界应力增大.在该温度下,所需的临界应力达24 MPa.从图3曲线 *a* 可以看出,无论加载过程还是卸载过程,曲线都展现出两个明显的应力-应变平台,分别对应着加载时马氏体变体和中间马氏体变体的重取向,以及对应着卸载时中间马氏体变体和马氏体变体的取向回复.此外,在该温度(298 K)下,应力卸载后,与马氏体相变对应的逆马氏体相变的应变不能回复到零,仍约有-2.0%的驻留应变,材料表现出赝弹性特性.

由以上所述可知, $\text{Ni}_{53.2}\text{Mn}_{22.6}\text{Ga}_{24.2}$ 单晶在较低的形变温度下[001]方向单轴压应力诱发的是两步马氏体相变,这与温度诱发的两步热弹性相变行为一致,但材料展现出赝弹性性质.这是由于形变温度低,非常接近马氏体相变开始温度,逆相变不能完全完成的缘故.若卸载后对样品稍微加热,应变便回复到原点位置,样品形状完全恢复.此外,由图3可进一步看出,应力诱发的马氏体相变的变体重取向产生的应变约为-6.0%,该值远大于中间马氏体变体重取向产生的约-1.0%的应变.这点与温度诱发的两步热弹性相变导致的应变情况相反.在温度诱发的两步相变中(见图2),中间马氏体相变引起的应变远大于马氏体相变应变.

在马氏体逆相变完成温度 A_f 以上的更高温度,

每隔约5 K的温度间隔测量应力-应变曲线.作为示例,图4给出了308,318,328和343 K四个形变温度下的测量结果.由图4沿单晶样品母相[001]方向测量得出的应力-应变曲线可以看出具有以下四个特点:(1)加载过程中样品沿应变测量方向收缩,卸载时膨胀,卸载结束后样品形状完全回复.加、卸载一个循环,应力-应变曲线围成一个超弹性滞回环.(2)形变温度越高,诱发马氏体相变的临界应力 σ_0 越大.这是由于温度越高,与马氏体相变开始温度 T_M 之间的间隔越大,所需诱发马氏体相变的驱动力增大.(3)形变温度越高,最大应变略有减小,但曲线形状保持不变.(4)仅出现一个明显的应力-应变平台,该平台对应着马氏体变体重取向,看不到中间马氏体变体重取向的征候.应力-应变曲线展示的特点(1)-(3)是形状记忆合金共有的特征.应力-应变曲线上展示的特点(4)表明自由状态下具有中间马氏体相变的晶体在较高的形变温度(较大的临界应力)下[001]方向的单轴压应力不能诱发中间马氏体相变,或者是即使诱发了中间马氏体相变,其特征也不能在应力-应变曲线上反映出来. Sutou 等^[17]研究了另一种新的铁磁形状记忆合金 NiGaFe 的物性,并测量了其应力-应变曲线,同样观察到这种现象.

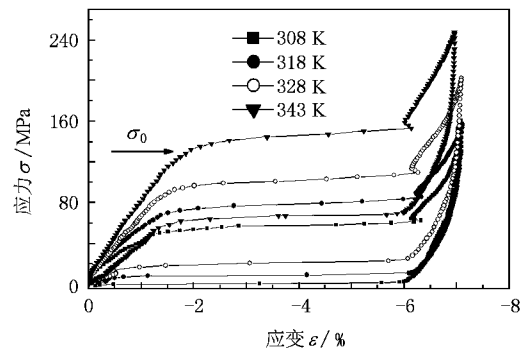


图4 不同形变温度下沿样品母相[001]方向的应力-应变曲线

图5为诱发马氏体相变的临界应力 σ_0 和它的温度梯度 $\delta\sigma_0/\delta T$ 分别与温度差 δT 之间的关系.这里 $\delta T = T - T_M$, T_M 为自由马氏体相变温度, T 为形变温度.由于形变温度在 T_M , 诱发马氏体相变的临界应力 $\sigma_{0M} \approx 0$, 所以 $\delta\sigma_0 = \sigma_0 - \sigma_{0M} \approx \sigma_0$. 从 σ_0 随 δT 变化的关系曲线可以看出,实验温度(形变温度)越高,所需的临界应力越大,但 σ_0 与 δT (或 T) 几乎呈线性关系.从 $\delta\sigma_0/\delta T$ 与 δT 的关系曲线可知,除在 $T = 293 \text{ K}$ ($\delta T = 5 \text{ K}$) $\delta\sigma_0/\delta T$ 有较小值(约为1.2 MPa/

K)外,在其他较高的温度, $\delta\sigma_0/\delta T$ 几乎不随 δT 变化,而是保持恒定,其值为 $\delta\sigma_0/\delta T \approx 2.43 \text{ MPa/K}$. 该值与 Martynov 和 Kokorin^[14,15] 在其他配分比 NiMnGa 单晶中测量得出的 $d\sigma/dT = 2.5 \text{ MPa/K}$ 的结果非常相符. 至于在 $T = 293 \text{ K}$, $\delta\sigma_0/\delta T$ 值较小,原因在于该温度已接近马氏体相变开始温度,材料的母相晶格已开始软化,较小的应力(或临界应力)便可诱发马氏体相变.

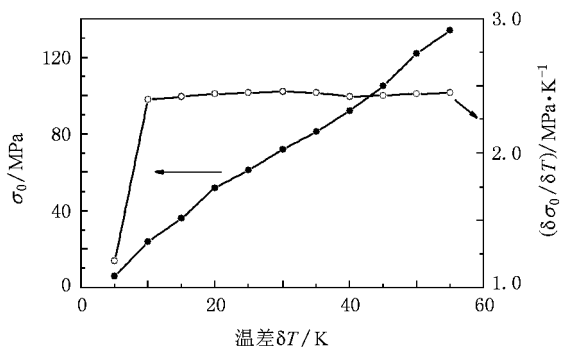


图5 诱发马氏体相变的临界应力 σ_0 及其温度梯度 $\delta\sigma_0/\delta T$ 分别与温度差 $\delta T (= T - T_M)$ 之间的关系

Ni_2MnGa 材料的马氏体相变为一级结构相变,满足 Clausius-Clapeyron 方程

$$\frac{d\sigma}{dT} = -\frac{\Delta S}{\epsilon_0 V_0} = -\frac{\Delta H}{\epsilon_0 V_0 T_0}$$

其中 σ 为单轴应力, ϵ_0 为材料晶体学上的最大相变应变, V_0 为摩尔体积, ΔS 和 ΔH 分别为摩尔熵变和摩尔焓变, T_0 为相变平衡温度,其大小可由 $T_0 = (T_M + A_f)/2$ 得出^[18], 这里 T_M 为相变开始温度, A_f 为逆相变完成温度. 图6是测量得到的 $\text{Ni}_{53.2}\text{Mn}_{22.6}\text{Ga}_{24.2}$ 单晶样品的差分扫描量热分析曲线. 降温过程中测量得出的马氏体相变和中间马氏体相变的焓变 ΔH 分别为 1390 和 176 J/mol. 对所研究的 $\text{Ni}_{53.2}\text{Mn}_{22.6}\text{Ga}_{24.2}$ 单晶,其摩尔体积近似取成正配分比 Ni_2MnGa 单晶的摩尔体积,即 $V_0 = 32 \text{ cm}^3/\text{mol}$ ^[8]. 由图1确定的马氏体相变的特征温度可得 $T_0 = 292 \text{ K}$. 由图3知,应力作用下对应 $\text{Ni}_{53.2}\text{Mn}_{22.6}\text{Ga}_{24.2}$ 单晶马氏体相变的最大应变量为 $\epsilon_0 = -6.0\%$. 把上述各值代入 Clausius-Clapeyron 方程,得到临界应力随温度的变化 $d\sigma/dT = 2.48 \text{ MPa/K}$, 计算值与实验得出 $\delta\sigma_0/\delta T \approx 2.43 \text{ MPa/K}$ 的结果相符.

中间马氏体相变也是一级结构相变,利用 Clausius-Clapeyron 方程同样可计算出诱发其相变的

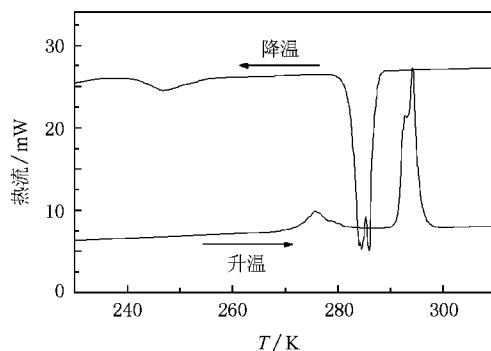


图6 样品的差分扫描量热分析曲线

临界应力随温度的变化关系. 对中间马氏体相变,以上实验结果已得出其最大形变量为 $\epsilon_0 = -1.0\%$ (见图3) 相变焓变 $\Delta H = 176 \text{ J/mol}$ (见图6). 由图1确定的中间马氏体相变开始温度(253 K)和逆相变完成温度(278 K)可得,其相变平衡温度为 265.5 K. 实验业已指出, NiMnGa 合金的马氏体相变几乎不引起材料体积发生改变^[8], 其摩尔体积这里仍近似取成正配分比 Ni_2MnGa 单晶的摩尔体积,即 $V_0 = 32 \text{ cm}^3/\text{mol}$. 则由 Clausius-Clapeyron 方程计算得出诱发中间马氏体相变的临界应力随温度的变化为 $d\sigma_0/dT = 2.07 \text{ MPa/K}$. 在 293 和 298 K, 图3 实验得出诱发中间马氏体相变的临界应力分别约为 84 和 96 MPa, 因此得到 $d\sigma_0/dT$ 分别为 2.1 和 2.13 MPa/K. 这与利用 Clausius-Clapeyron 方程计算得到的结果相符. 说明诱发中间马氏体相变的临界应力与形变温度差之间也呈线性关系.

比较上述计算结果和实验结果可知,中间马氏体相变的 $d\sigma_0/dT$ 值小于马氏体相变的 $d\sigma/dT$ 值. 此外,对中间马氏体相变,计算得到的 $d\sigma_0/dT$ 值略小于实验值,而对马氏体相变情况刚好相反,计算值略大. 由此说明,尽管这两个相变都属一级结构相变,但在相变特性上还是存在着一定的差异. 我们知道,中间马氏体相变的存在,意味着马氏体相变的生成相是亚稳态,中间马氏体相变是从亚稳态到稳态的转变,因此诱发该转变需要相对较小的应力. 这可能是中间马氏体相变的 $d\sigma_0/dT$ 值小于马氏体相变 $d\sigma/dT$ 值的原因.

加载应力到一定值,然后卸载,可以得到样品压缩到不同应变时的应力-应变曲线. 图7是在 343 K 下沿 $\text{Ni}_{53.2}\text{Mn}_{22.6}\text{Ga}_{24.2}$ 单晶 [001] 方向(应变测量方向)施加压力,压缩样品到不同应变值下的测量结果. 由图7的应力-应变曲线可以看出,加卸载一个

循环,应力-应变曲线都围成一个超弹性滞后环,并具有很好的重复性.从图 7 还可以看出,加载时弹性形变(应变曲线的初始部分)和超弹性应变为同一路径,卸载时超弹性应变回复和弹性形变回复也都沿同一路径返回到原点.这说明 $\text{Ni}_{53.2}\text{Mn}_{22.6}\text{Ga}_{24.2}$ 单晶具有很好的超弹性特性.

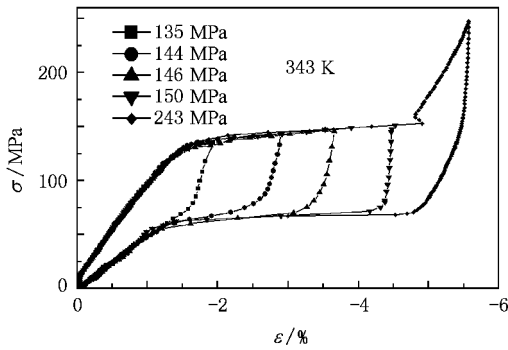


图 7 特定温度下沿样品母相 [001] 方向压缩到不同应变情况下的应力-应变曲线

4. 结 论

在制备出 $\text{Ni}_{53.2}\text{Mn}_{22.6}\text{Ga}_{24.2}$ 单晶的基础上,采用

磁化强度、应变和差分扫描量热分析等多种测量手段对其物性进行了表征.低场磁化强度和升降温应变测量表明,该材料展示的马氏体相变和中间马氏体相变都是完全热弹性的,中间马氏体相变产生了达 1.0% 的自发应变,该值远大于马氏体相变导致的 0.1% 的自发应变.不同温度下的应力-应变特性测量表明 (1) 在较低的形变温度下沿单晶 [001] 方向的单轴压应力诱发的是两步马氏体相变,材料表现出赝弹性 (2) 较高形变温度下的应力-应变曲线上仅观察到马氏体相变,观察不到中间马氏体相变的征候,该情况下材料展现出完全的超弹性特性. (3) 在同一温度下,应力加载到一定值后卸载的循环测量说明该材料具有较好的完全超弹性特性. (4) 应力诱发的马氏体相变和中间马氏体相变的临界应力与形变温度皆呈线性关系.此外,依据差分扫描量热分析的结果和利用热力学理论,计算得出诱发马氏体相变和中间马氏体相变的临界应力随形变温度的变化分别为 $d\sigma/dT = 2.48 \text{ MPa/K}$ 和 $d\sigma_{10}/dT = 2.2 \text{ MPa/K}$,与应力-应变测量结果相符.对实验结果依据铁磁形状记忆合金的形变机制进行了分析和讨论.

- [1] Wang J M, Wang Y F, Jiang C B 2006 *Chin. Phys. Lett.* **23** 1293
- [2] Wu G H, Yu C H, Meng L Q, Chen J L, Yang F M, Qi S R, Zhan W S, Wang Z, Zheng Y F, Zhao L C 1999 *Appl. Phys. Lett.* **75** 2990
- [3] Jiang C B, Wang J M, Xu H B 2005 *Appl. Phys. Lett.* **86** 252508
- [4] Murray S J, Marioni M, Allen S M, O Handley R C, Lograsso T A 2000 *Appl. Phys. Lett.* **77** 886
- [5] Liang T, Jiang C B, Xu H B 2005 *Acta Phys. Sin.* **54** 1722 (in Chinese) [梁 婷、蒋成保、徐惠彬 2005 物理学报 **54** 1722]
- [6] Li Z, Wang J M, Liu W C, Jiang C B 2008 *Acta Metall. Sin.* **44** 302 (in Chinese) [李 灼、王敬民、刘伟超、蒋成保 2008 金属学报 **44** 302]
- [7] Liu G D, Wang X Q, Dai X F, Liu Z H, Yu S Y, Chen J L, Wu G H 2006 *Acta Phys. Sin.* **55** 4883 (in Chinese) [刘国栋、王新强、代学芳、柳祝红、于淑云、陈京兰、吴光恒 2006 物理学报 **55** 4883]
- [8] Webster P J, Ziebeck K R A, Town S L, Peak M S 1984 *Phil. Mag.* **B 49** 295
- [9] Liu Z H, Hu F X, Wang W H, Chen J L, Wu G H, Gao S X, Ao L 2001 *Acta Phys. Sin.* **50** 234 (in Chinese) [柳祝红、胡凤霞、

- 王文洪、陈京兰、吴光恒、高书侠、敖 玲 2001 物理学报 **50** 234]
- [10] Xu H B, Ma Y Q, Jiang C B 2003 *Appl. Phys. Lett.* **82** 3206
- [11] Cui Y T, Chen J L, Liu G D, Wu G H, Liao K J, Wang W L 2005 *Acta Phys. Sin.* **54** 263 (in Chinese) [崔玉亭、陈京兰、刘国栋、吴光恒、廖克俊、王万录 2005 物理学报 **54** 263]
- [12] Chemenko V A, Segui C, Cesari E, Pons J, Kokorin V V 1998 *Phys. Rev. B* **57** 2659
- [13] Wang W H, Liu Z H, Chen J L, Zhang J, Wu G H, Zhan W S, Wen G H, Zhang X X 2002 *Phys. Rev. B* **65** 12416
- [14] Martynov V V, Kokorin V V 1992 *J. Phys. (France) III* **2** 739
- [15] Martynov V V 1995 *J. Phys. Col. C* **8** 91 (in French)
- [16] Cui Y T, Hu H N, Liu G D, Dai X F, Liu Z H, Zhang M, Chen J L, Wu G H, Meng F B, Yan L Q, Qu J P, Li Y X 2004 *Acta Phys. Sin.* **53** 1450 (in Chinese) [崔玉亭、胡海宁、刘国栋、代学芳、柳祝红、张 铭、陈京兰、吴光恒、孟凡斌、阎丽琴、曲静萍、李养贤 2004 物理学报 **53** 1450]
- [17] Sutou Y, Kamiya N, Omori T, Kainuma R, Ishida K, Oikawa K 2004 *Appl. Phys. Lett.* **84** 1275
- [18] Tong H C, Wayman C M 1974 *Acta Metal.* **22** 887

Two-step thermoelastic martensitic transformation and stress-strain characteristic of $\text{Ni}_{53.2}\text{Mn}_{22.6}\text{Ga}_{24.2}$ single crystal^{*}

Cui Yu-Ting^{1, B)} You Su-Qin¹⁾ Wu Liang¹⁾ Ma Yong¹⁾ Chen Jing-Lan²⁾ Pan Fu-Sheng³⁾ Wu Guang-Heng²⁾†

1) X College of Physics and Information Technology, Chongqing Normal University, Chongqing 400047, China)

2) X Beijing National Laboratory for Condensed Matter Physics, Institute of Physics, Chinese Academy of Sciences, Beijing 100080, China)

3) X College of Materials Science and Engineering, Chongqing University, Chongqing 400044, China)

(Received 10 September 2008 ; revised manuscript received 30 April 2009)

Abstract

Physical properties of the two-step complete thermoelastic $\text{Ni}_{53.2}\text{Mn}_{22.6}\text{Ga}_{24.2}$ single crystal are investigated by various measuring methods, especially, the stress-strain characteristic at different temperatures is studied. The results show that at low deformation temperatures the pressing stress along the [001] direction of the parent phase would induce a two-step martensitic transformation, and the alloy exhibits pseudoelastic characteristics. But at relatively high temperatures, the alloy exhibits complete superelastic characteristics, and only one-step martensitic transformation is observed. Furthermore, the dependence of critical stress on the deformation temperature for the martensitic transformation and intermartensitic transformation is calculated by the thermodynamic theory, and the result is consistent with that of two-step martensitic transformation obtained by experiment.

Keywords : martensitic transformation, shape memory effect, strain, superelasticity

PACC : 7520E, 6220F, 6470K

^{*} Project supported by the Key Program of Science and Technology Research of Ministry of Education, China (Grant No. 207096), the Science Foundation for Postdoctoral of China (Grant No. 20060400197) and the Key Science and Technology Program of Chongqing, China (Grant No. CSTC 2008AC4011).

† Corresponding author. E-mail : usem201@aphy.iphy.ac.cn