

内应力对 Mn_2NiGa 铁磁形状记忆合金的结构、相变和磁性能的影响*

宋瑞宁¹⁾²⁾ 朱伟¹⁾ 刘恩克¹⁾ 李贵江¹⁾ 陈京兰¹⁾ 王文洪¹⁾ 李祥²⁾ 吴光恒^{1)†}

1) (中国科学院物理研究所磁学国家重点实验室, 北京 100190)

2) (北京理工大学材料科学与工程学院, 北京 100081)

(2011 年 2 月 11 日收到; 2011 年 4 月 11 日收到修改稿)

通过施加压应力的方法, 在铁磁形状记忆合金 Mn_2NiGa 中引入残留内应力, 研究了内应力对 Mn_2NiGa 材料的结构、相变和磁性能的影响. 研究发现, 加压过程使材料发生了塑性形变, 在材料内部引入了大量的位错缺陷. 卸载后保留的位错缺陷在材料中造成了残留的内应力, 导致了马氏体相变温度大幅度提高, 使原本室温下的母相转变成了马氏体相. 测量到导致样品转变成马氏体的阈值压应力为 1.0 GPa. 加压形成的马氏体中的残留内应力将矫顽力从低于 50 Oe 提高到 350 Oe. 残留内应力在 730 K 的热处理中由于位错缺陷的消失而得以消除, 样品实现了马氏体逆相变. 如此高的逆相变温度使得 Mn_2NiGa 马氏体的居里温度测量成为可能, 获得了 530K 的数值.

关键词: 铁磁形状记忆合金, Mn_2NiGa , 残余内应力, 马氏体相变

PACS: 75.20.En, 81.30.kf

1 引言

1996 年, O'Handley 报道了铁磁形状记忆合金 (ferromagnetic shape memory alloys, FSMAs) Ni_2MnGa 后, 人们对这类材料进行了广泛的研究^[1-5]. 其中外力对铁磁形状记忆合金性质的影响早有研究, 但所施加的外应力多在弹性或超弹性的范围^[6-10]. 而对于更大的外应力作用下, 在材料中残留的内应力对相变温度和磁性等性质的影响报道较少. 我们曾经观察到经过 40 GPa 压力卸载后的样品中, 出现了另外一种马氏体相, 并认为是压力形成的缺陷保留了一些以晶格畸变形式出现的内应力所致^[11]. 因此, 研究外应力作用后, 残留内应力对材料结构和磁性的影响是有意义的.

本工作选用对应力敏感的 Mn_2NiGa 磁性形状记忆合金作为研究对象, 通过施加较大的外应力的方法引入缺陷, 研究残余内应力对结构、相变和磁性能的影响. 研究发现, 残余内应力使 Mn_2NiGa 的相变温度大幅度提高, 使马氏体的居里温度测量成

为可能, 并在样品中产生了较大的矫顽力. 本工作还对比了研磨形成的马氏体的基本性质, 并讨论了相关的物理机理.

2 实验方法

实验中所用样品的组分为 Mn_2NiGa . 将纯度为 99.99% 以上的 Mn, Ni 和 Ga 金属单质按所需成分配料后, 样品在高纯氩气保护下采用电弧熔炼获得, 多次熔炼保证了所得合金锭子成分均匀. 所得熔炼样品在 1023 K 下退火 72h, 使成分进一步均匀化并实现原子的有序占位. 在室温下, 采用压机对样品施加最高为 2.0 GPa 的外应力. 为排除加压所造成的取向问题, 采用的加压样品皆为粉末, 粒度约为 10 μm . 需要指出的是, 室温为母相的熔炼样品经研磨成粉末后, 由于引入了内应力, 致使马氏体相变温度提高到室温以上, 因此得到的粉末在室温下呈马氏体状态 (为了叙述方便称为“研磨马氏

* 国家自然科学基金 (批准号:50971055) 和国家重点基础研究发展计划 (2010CB833102) 资助的课题.

† E-mail: ghwu@iphy.ac.cn

体”). 我们对研磨马氏体采取 1023 K(3 天急冷) 的热处理去掉内应力之后, 样品的马氏体相变温度又降低到室温以下, 在室温下呈母相结构. 加压对象即为这种经过去应力退火的母相粉末. 作为对比, 我们也测量了研磨马氏体的相应性质, 研究以研磨的形式引入的内应力对样品性质的影响. 对加压卸载后样品的结构分析采用 X 射线衍射方法 (XRD), 所用靶为 Cu, 波长为 1.5405 Å. 相变温度测量采用交流磁化率和差热分析 (DTA) 方法. 磁性测量采用振动样品磁强计 (VSM).

3 结果与讨论

铁磁形状记忆合金 Mn_2NiGa 母相的结构为体心立方的 Hg_2CuTi 结构, 马氏体相结构为四方结构. 在给定的温度下, 母相的饱和磁化强度高于马氏体相, 而饱和场远远小于马氏体相 [12]. 本工作中 Mn_2NiGa 样品的马氏体相变温度和逆相变温度分别为 210 K 和 250 K, 母相的居里温度为 550 K. 这种样品的母相和马氏体相的矫顽力都很小, 在 50 Oe(1 Oe=79.5775 A/m) 以下.

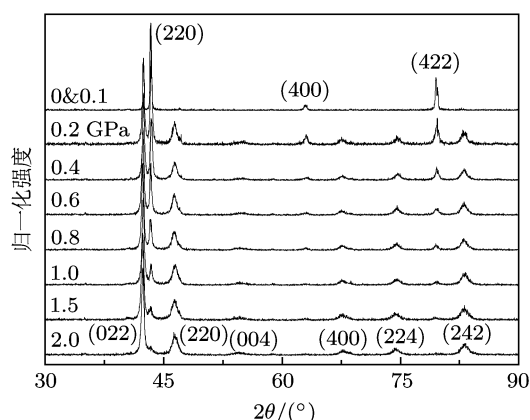


图 1 在室温下对施加不同压力卸载后样品测量的 XRD 衍射图谱

对粉末样品施加 0—2.0 GPa 的压力, 卸载后测量样品在室温下的 XRD 衍射图谱, 如图 1 所示. 对于未施加压力的样品的 XRD 衍射峰进行指标化, 计算的晶格常数为 $a=b=c=5.8901$ Å, 这与文献 [12] 所报道的数值是一致的. 从图中的结果可以将加压对材料的影响分为三个范围: 压力低于 0.1 GPa, 样品依然保持母相结构; 在 0.2—1.0 GPa 的压力范围内, 样品中出现了部分马氏体相(为了叙述方便后面称“加压马氏体”), 此时样品处于两相共存状态.

随着压力的增加, 加压马氏体相的分量逐渐增加, 而母相减少, 直到 1.0 GPa 的压力后样品绝大部分已为加压马氏体相. 在 1.0—2.0 GPa 的压力范围内, 样品完全转变为马氏体, 结构对压力的敏感性变低.

在 0.1 GPa 的压力作用后, 粉末结构仍为母相有两种可能:1) 由于压力作用不够大, 没有发生相变; 或者 2) 材料发生了应力诱发的马氏体相变, 但卸载后随着外应力的消除而发生了逆相变, 结构又变回了母相. 而在 0.2 GPa 的压力作用后, 样品部分呈马氏体相, 这说明:1) 外应力首先诱发了室温下的马氏体相变, 也就是说, 马氏体相变温度由于外应力的作用升高到了室温以上;2) 这个水平的外应力还在样品中形成了保留下来的加压马氏体, 它们在样品卸载后不会发生逆相变返回母相;3) 这个水平及以上的外应力在材料中造成了不可恢复的结构变化.

由于粉末状态的颗粒取向不同, 因此在单向的压应力逐渐增加的过程中, 各个颗粒发生应力诱发马氏体相变的先后是有所不同的. 同理, 应力诱发的马氏体相在各马氏体滑移系上的临界分切应力值也不相同. 在超过 0.2 GPa 的压力的作用下, 处于有利取向的马氏体颗粒进一步产生滑移发生塑性变形, 内部位错等缺陷增殖, 缺陷密度迅速增加. 这些缺陷不随压力的卸载而消失, 在基体晶格中形成了残留内应力, 而这些残留内应力在基体内造成马氏体相变温度的升高, 留下了加压马氏体. 随着施加压力的逐渐增大, 发生塑性变形的颗粒也在增多, 加压马氏体份量也随之增多, 直到 1.0 GPa 的压力后, 绝大部分的颗粒已经发生塑性变形, 因此母相已经绝大部分的转变成了加压马氏体相. 1.0 GPa 是外应力致使 Mn_2NiGa 粉末完全转变为马氏体的阈值. 在外加压应力为 1.0—2.0 GPa 范围, 所有母相都转变成了加压马氏体, 样品卸载后, 不再有母相出现.

图 2 显示出各种马氏体的 XRD 图谱比较. 图 2(a) 为母相粉末降温到 180 K 测量的马氏体衍射谱(为了叙述方便后面称“低温马氏体”). 由图可见各衍射峰比较尖锐, 其中 (220) 主峰的半高宽为 0.61° . 指标化后晶格常数为 $a=b=5.5248$ Å, $c=6.7005$ Å, 与文献 [12] 基本符合. 图 2(b) 为研磨马氏体粉末, 由于反复破碎、研磨在样品中造成了很大的内应力, 导致了各衍射峰半高宽相比低温马氏体增大, 其中 (220) 峰的半高宽为 1.05° . 而加压马氏体则由于加压造成的残余内应力, 使其衍射

峰半高宽也有相应的增大,如图 2(c) 所示,2.0 GPa 加压样品 (220) 峰的半高宽为 0.85° . 从 (220) 衍射峰的半峰宽的增大量看,研磨马氏体中的内应力大于加压马氏体中存在的残留内应力. 这应该是由于长时间反复研磨、破碎,且受力情况复杂而引起的缺陷密度更高的缘故. 图 2(d) 为 2.0 GPa 加压马氏体经过一次从室温到 773 K 的热循环,回到室温后的 XRD 衍射图. 热循环升降温速率皆为 10 K/min. 此时样品中绝大部分是母相,另含有部分 γ 相. 这个结果说明:1) 这一热循环可以消除加压形成的残留内应力;2) 消除内应力后,马氏体相变温度回到了室温以下;3) 样品中的 γ 相是由于热作用而造成的,并非加压所形成.

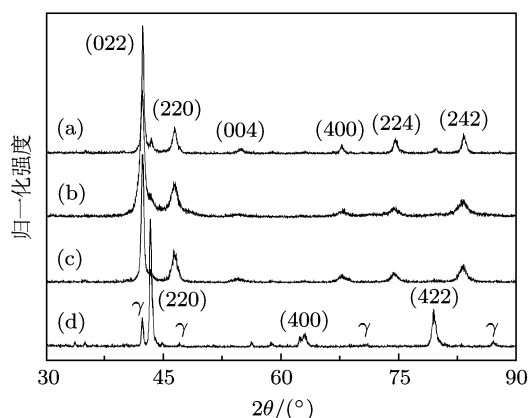


图 2 不同处理方式的样品的 XRD 衍射谱 (a) 低温马氏体;(b) 研磨马氏体;(c) 经 2.0 GPa 的压力得到的加压马氏体;(d) c 样品经高温热循环后的衍射谱. a 样品测量温度为 180 K,其余均为室温下测量

图 3 显示了卸载压力后样品室温的矫顽力 (H_C) 和 1.5T 场的磁化强度 (本文用“ M_S ”表示) 随施加压力的变化. 小于 0.1 GPa 的压力,样品的 H_C 和 M_S 基本不发生变化. 这与图 1 的 XRD 观察一致,说明样品表现了弹性形变行为,卸载后样品依然为母相结构. 在 0.2—1.0 GPa 的压力范围内,样品的 M_S 和 H_C 急剧下降和上升,分别从 0.2 GPa 的 32.9 emu/g 和 41.4 Oe 变化到 1.0 GPa 时的 23.4 emu/g 和 292.5 Oe. 这是加压过程中加压马氏体分量和形成的位错密度的增加所致,其中 H_C 即为磁畴被缺陷钉扎的表现. 在 1.0—2.0 GPa 的范围, M_S 成为一个不变的数值,对应着粉末样品绝大部分已经变成了加压马氏体相的情况. 而在此压力范围, H_C 的增加也变得相当缓慢,仅仅增加了 50 Oe,呈现了趋于饱和的迹象. 这意味着在超过 1.0 GPa 的大压力作用下,马氏体粉末进一步发生了塑性变

形. 而此时样品中的位错密度虽然有所增加,但也趋向于饱和,即样品的塑性变形也有一个“度”的问题. 加压马氏体与母相的磁化行为,除了 H_C 和 M_S ,饱和场也有很大的差别,如图 3 中的插图. 作为对比,我们还测量了研磨马氏体的矫顽力 (图中未示出),约为 560 Oe,这大于加压马氏体中的最高矫顽力 350 Oe. 从前面的讨论我们已知研磨引入的内应力要大于 2.0 GPa 加压,由此可以推论,矫顽力的数值在某种程度上代表了样品的内应力水平. 我们前期的研究已经指出,当马氏体内存在附加的内应力时,由于它对磁畴的钉扎作用,引起了矫顽力的大幅度提高^[13]. 此处矫顽力的提高,也是同样的物理机理所致.

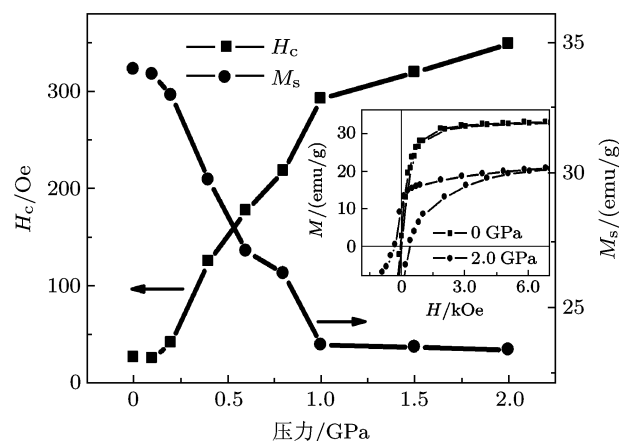


图 3 0—2.0 GPa 压力范围内,样品卸载压力后在室温下测量的矫顽力 (实心方形) 和 1.5T 场下的磁化强度 (实心圆形) 随压力的变化行为 (插图为未加压和 2.0 GPa 加压样品的室温 $M-H$ 曲线)

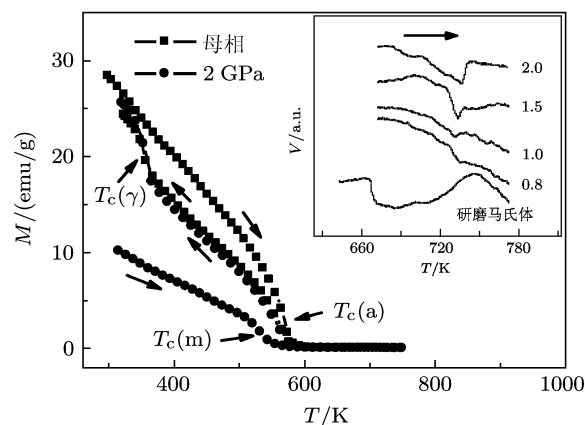


图 4 2.0 GPa 压力的加压马氏体在升温—降温循环中的热磁曲线 (实心圆形) 与未加压的母相样品 (实心方形) 的对比,测量磁场为 1.5 kOe,变温速率为 10 °C/min. 插图为 0.8—2.0 GPa 的加压马氏体与研磨马氏体的升温 DTA 曲线

图 4 显示了 2.0 GPa 的加压马氏体样品和母相样品的热磁曲线,热循环路径为 300—750—300 K.

由图可见,在升温过程中,母相的磁化强度随温度升高而降低,经过大约 550 K 的居里温度 $T_C(a)$ 后降为零.由上面的图 2 可知,母相粉体在加热过程中生成了 γ 相,降温曲线的磁化强度较升温曲线有所降低即源于此.同时,我们测量到了约为 360 K 的 γ 相居里温度 $T_C(\gamma)$.在加压马氏体的热磁曲线中,由于马氏体的磁化强度和饱和场低于母相,因此升温曲线的磁化强度较低.由于残留内应力的作用,马氏体逆相变温度被大大提高,在 300—550 K 的温度范围内,样品一直显示为加压马氏体相.在以往 Mn_2NiGa 的研究中,具有亚铁磁性质的马氏体相的居里温度是无法测量到的.这是因为低温马氏体相在低于居里温度之前就发生了逆相变,转变为母相.而在我们的样品中,残留内应力使逆相变温度大大提高,使我们得以在加压马氏体逆相变之前测到了它的居里温度 $T_C(m)$,约为 530 K,略低于母相的居里温度,如图 4 所示,这与我们在前期工作中推测的马氏体的居里温度是一致的^[13].由于加压马氏体与低温马氏体在结构上是一致的,并且没有证据表明样品的内应力将会严重地影响材料的交换作用,因此,可以认为,我们测量到的加压马氏体的居里温度就是 Mn_2NiGa 的低温马氏体的居里温度.这不仅是人们第一次观察到 Mn_2NiGa 的马氏体的居里温度,而且也是第一次在所有铁磁性形状记忆合金中不必采用变化成分的方法,即可观察到逆相变温度低于居里温度的马氏体的自发磁化行为.这一观察的实现,得益于 Mn_2NiGa 材料对内应力的敏感性.

在高于 550 K 的升温 and 降温曲线中,由于遇到了两相的居里温度,从样品的磁化强度的变化无法再获得相变的信息.但从图中观察到,自 750 K 降温的曲线在 550 K 之后直至室温与母相样品的曲线基本重合,结合前面的讨论,可以断定:加压马氏体在 550—750 K 的温度范围内已发生了马氏体逆相变(为叙述方便后称为“高温马氏体逆相变”),结构转变回了母相,并且加热过程中样品出现了少量 γ 相.测量热循环后的样品,发现其矫顽力已降低到 50 Oe 以下,这说明在此加热过程中样品的位错缺陷以及所保持的残留内应力已经被消除,样品变回了母相,矫顽力也随之消失,这和图 2(d) 中 XRD 的结果是一致的.

为了获得加压马氏体准确的转变温度,我们进一步测量了 550—750 K 温区内的不同压力加压后样品的 DTA 曲线,作为对比我们还测试了研磨

马氏体的 DTA 曲线,如图 4 中的插图所示.图中曲线吸热峰对应高温马氏体逆相变,其中 1.0—2.0 GPa 的高温逆马氏体相变温度接近一致,约为 730 K,这和我们在热磁曲线中得到的结果是一致的.这已经大大的超出了未加压样品的在 250 K 发生的逆相变的温度(为叙述方便后面称未加压样品的马氏体逆相变为“低温马氏体逆相变”).并且从图中可以看出吸热峰并不规整,峰型宽化,而 0.8 GPa 压力的 DTA 曲线更为明显.研磨马氏体的高温逆相变开始的温度较低,约为 670 K,且吸热峰宽化最为严重,整个逆相变温区持续了约 80 K,最高到 750 K,高于加压马氏体的 730 K.相比之下,未加压 Mn_2NiGa 材料的马氏体相变和逆相变的温度关系都是较陡峭的^[12].结合前面的实验结果,这一观察可以得出如下结论:1) 加压马氏体中残留内应力具有相对确定的数值水平,但也有一定的分布宽度,是吸热峰宽化的原因;2) 1.0 GPa 的压力是区分部分和全部样品转变成加压马氏体的阈值,低于这个压力值,其中残留内应力值分布更宽;3) 研磨马氏体的最高残留内应力值超过 2.0 GPa 加压马氏体,但由于采用了研磨方式,残留内应力水平分布更宽.

发生塑性变形的材料在加热时由于晶格震动加剧将消除位错等缺陷从而导致内应力水平的降低.而塑性变形有一个“度”:低于这个“度”,材料的变形量越大,位错缺陷越多,内应力越大,金属的储存能越多,消除位错的驱动力就越大.而高于这个“度”,消除内应力的温度将趋向于一定的稳定值^[14].在本工作中,高温逆相变是由位错消除的机理主导的.这表现出了 Mn_2NiGa 材料相变温度对应力的敏感性,也就晶体结构对应力的敏感性.这种敏感性在其他 Heusler 类型的磁性形状记忆合金中,没有那么强.

值得指出的是,我们前期对热处理 Mn_2NiGa 的研究中,根据 XRD 的测量结果,将其中时效马氏体矫顽力的提高原因,归结为内应力对磁畴的钉扎.内应力的起源,我们推测是在 423 K 的低温时效中产生了可能的析出物.而热循环至 485 K 发生逆相变的原因,是析出物的粗化^[13].而在本工作中加压马氏体的逆相变温度高达 730 K,是消除位错缺陷的晶格热震动决定的.这一对比说明,时效马氏体内应力的来源完全不同于本工作中加压马氏体的残余内应力机理.

而图 3 的结果实际上是图 1 的结构与压应力的量化.根据其中 H_C 和 M_S 在 1.0 GPa 趋向饱和

的事实, 在我们的材料中, 塑性变形的“度”应为加压 1.0 GPa 后材料的变形量. 低于 1.0 GPa, 由于材料中各不同取向的粉末颗粒的变形程度不同, 因此加热时高温马氏体逆相变的温度也不同, 导致相变温区较大, 如图 4 插图所示. 高于 1.0 GPa, 材料在压力的作用下, 几乎所有取向的粉末颗粒的都会发生大的塑性变形, 加压过程中引入的位错缺陷趋向于饱和, 因此它们的相变温度基本一致, 且 DTA 曲线的吸热峰较尖锐. 但是在施加压力的过程中所有粉末颗粒的受力情况不可能完全相同, 这就导致了加压样品高温马氏体逆相变的吸热峰相对于低温逆马氏体相变较为宽化. 而对于研磨马氏体, 由于其基体内残留内应力大于加压马氏体相, 因此逆相变的开始温度要低于加压马氏体, 并且由于其在破碎、反复研磨过程中受力极其不均匀, 因此其高温逆相变的温区特别宽化.

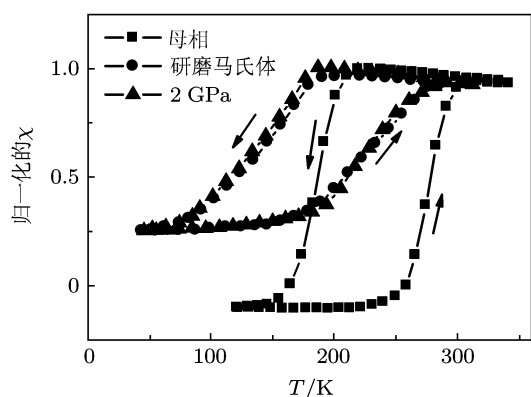


图 5 未加压母相 (实心方形) 和研磨马氏体相 (实心圆形) 经热循环后形成的母相以及 2.0 GPa 加压马氏体相 (实心三角形) 经热循环后形成的母相的室温下交流磁化率与温度的关系曲线 (箭头代表变温方向)

图 5 显示了 2.0 GPa 加压马氏体和研磨马氏体经热循环后的相变特征与未加压母相样品的比较 (事实上, 我们还测量了 0.8—1.5 GPa 的加压马氏体热循环后的交流磁化率曲线, 其结果和 2.0 GPa 的样品基本一致). 如前所述, 未加压样品的马氏体相变温度和逆相变温度分别为 210 K 和 250

K. 加压马氏体和研磨马氏体经热循环发生高温马氏体逆相变后, 由于残留内应力被消除, 样品的马氏体相变温度又回到了室温以下, 且二者的相变温度和形状基本一致, 大约在 195 K. 较未处理样品有所降低. 这是由于样品热循环过程中 γ 相的析出 (图 2(d)), 从而导致样品的基体的成分稍有变化. 根据样品析出 γ 相后其相变温度向低温移动的事实, 以及文献 [12] 的结果, 可以推测 γ 相为一种富 Mn 相. 另外, 从图中还可以看到加压和研磨的样品热循环后相变和逆相变的持续温区 (相变开始到结束) 较未处理样品的明显变宽. 这意味着各个粉末颗粒在加压和消除内应力两个过程中的变化并不相同, 这些都会导致各个颗粒的相变温度有所差异, 致使相变和逆相变温区变宽.

4 结论

本文研究了加压引入的残留内应力对 Mn_2NiGa 材料的结构、相变和磁性能的影响, 并与研磨引入的内应力对其影响进行了对比. 研究发现, 加压过程使材料发生了塑性形变, 在材料内部引入了大量的位错缺陷. 卸载后保留的位错缺陷在材料中造成了残留的内应力, 导致了马氏体相变温度大幅度提高, 使原本室温下的母相转变成了马氏体相. 测量到压应力导致样品转变成马氏体的阈值为 1.0 GPa. 残留内应力在加压形成的马氏体中将矫顽力从低于 50 Oe 提高到 350 Oe. 由于马氏体逆相变温度的大幅度提高, 我们得以在发生逆马氏体相变之前测量到了马氏体相的居里温度, 约为 530 K, 略低于母相居里温度. 在高于 730 K 温度热处理的过程中, 残留内应力随着位错的消失而消除, 加压样品的相变温度又回到了室温以下, 使样品转变为母相状态. 研磨马氏体由于残余内应力更大和不均匀, 消除位错缺陷的温区较加压样品更为宽化.

- [1] Ullakko K, Huang J K, Kantner C, O'Handley R C, Kokorin V V 1996 *Appl. Phys. Lett.* **69** 1966
- [2] Murray S J, Marioni M, Allen S M, O'Handley R C, Lograsso T A 2000 *Appl. Phys. Lett.* **77** 886
- [3] O'Handley R C, Murray S J, Marioni M, Nembach H, Allen S M 2000 *J. Appl. Phys.* **87** 4712

- [4] Meng F B, Guo H J, Liu G D, Liu H Y, Dai X F, Luo H Z, Li Y X, Chen J L, Wu G H 2009 *Chin. Phys. B* **18** 3031
- [5] Xu G L, Chen J D, Chen D, Ma J Z, Yu B H, Shi D H 2009 *Chin. Phys. B* **18** 744
- [6] Murray S J, Farinelli M, Kantner C, Huang J K, Allen S M, O'Handley R C 1998 *J. Appl. Phys.* **83** 7297

- [7] Chernenko V A, L'Vov V, Pons J, Cesari E 2003 *J. Appl. Phys.* **93** 2394
- [8] Mullner P, Chernenko V A, Kostorz G 2003 *Scripta Mater.* **49** 129
- [9] Sutou Y, Kamiya N, Omori T, Kainuma R, Ishida K, Oikawa K 2004 *Appl. Phys. Lett.* **84** 1275
- [10] Manosa L, Moya X, Planes A, Gutfleisch O, Lyubina J, Barrio M, Tamarit J L, Aksoy S, Krenke T, Acet M 2008 *Appl. Phys. Lett.* **92** 012515
- [11] Ma L, Zhu Z Y, Yu S D, Cui Q L, Zhou Q, Chen J L, Wu G H 2009 *Acta Phys. Sin.* **58** 3479 (in Chinese) [马丽, 朱志永, 李敏, 于世丹, 崔启良, 周强, 陈京兰, 吴光恒 2009 物理学报 **58** 3497]
- [12] Liu G D, Chen J L, Liu Z H, Dai X F, Wu G H, Zhang B, Zhang X X 2005 *Appl. Phys. Lett.* **87** 262504
- [13] Song R N, Li X, Zhu W, Liu E K, Li G J, Cai J F, Wang W H, Wu G H 2011 *Acta Phys. Sin.* **60** 077501 (in Chinese) [宋瑞宁, 李祥, 朱伟, 刘恩克, 李贵江, 蔡金芳, 王文洪, 吴光恒 2011 物理学报 **60** 077501]
- [14] Cui Z Q, Tan Y C 2007 *Metallography & Heat Treatment* (Beijing: Engineering Industry Publishing House) p194 (in Chinese) [崔忠圻, 谭耀春 2006 金属学与热处理 (北京: 机械工业出版社) 第 194 页]

Effect of internal stress on structure, martensitic transformation and magnetic properties of ferromagnetic shape memory alloy Mn_2NiGa *

Song Rui-Ning¹⁾²⁾ Zhu Wei¹⁾ Liu En-Ke¹⁾ Li Gui-Jiang¹⁾ Chen Jing-Lan¹⁾ Wang Wen-Hong¹⁾ Li Xiang²⁾ Wu Guang-Heng^{1)†}

1) (State Key Laboratory for Magnetism, Institute of Physics, Chinese Academy of Sciences, Beijing 100190, China)

2) (School of Material Sciences & Engineering, Beijing Institute of Technology, Beijing 100081, China)

(Received 11 February 2011; revised manuscript received 11 April 2011)

Abstract

The structures, the martensitic transformations and the magnetic properties of ferromagnetic shape memory alloy Mn_2NiGa with the loading and the unloading of the external compressive stress are investigated. The plastic deformation occurring during the stressing causes a high level of dislocation defects existing in the sample. The residual internal stress results in a significant increase of the reversed transformation temperature. The threshold value of compressive pressure for causing the completely martensitic transformation at room temperature is identified to be 1.0 GPa based on the experimental measurements of XRD and magnetic coercivity. The coercivity of the martensitic phase increases from 50 Oe to 350 Oe due to the application of the external stress up to 2.0 GPa. It is also observed that the reversed martensitic transformation occurs, when the sample is treated by heating up to about 730 K. This is attributed to the elimination of the dislocation by the annealing effect. Such a high reverse martensitic transformation temperature allows the measurement of the Curie temperature of martensitic phase and the obtained value is 530 K.

Keywords: ferromagnetic shape memory alloys, Mn_2NiGa , residual internal stress, martensitic transformation

PACS: 75.20.En, 81.30.kf

* Project supported by the National Natural Science Foundation of China (Grant No.50971055) and the National Basic Research Program of China (973 Program, 2010CB833102).

† E-mail: ghwu@iphy.ac.cn