

锰基高温反铁磁形状记忆合金中马氏体逆相变的表面浮突研究

元峰 刘川 耿正 崔严光 王林 万见峰 张骥华 戎咏华

Study on surface relief related to reverse martensitic transformation in Mn-based high-temperature antiferromagnetic shape memory alloy

Yuan Feng Liu Chuan Geng Zheng Cui Yan-Guang Wang Lin Wan Jian-Feng Zhang Ji-Hua Rong Yong-Hua

引用信息 Citation: [Acta Physica Sinica](#), 64, 016801 (2015) DOI: 10.7498/aps.64.016801

在线阅读 View online: <http://dx.doi.org/10.7498/aps.64.016801>

当期内容 View table of contents: <http://wulixb.iphy.ac.cn/CN/Y2015/V64/I1>

您可能感兴趣的其他文章

Articles you may be interested in

[NiTi 形状记忆合金变形机制的应变率相关性研究](#)

[Rate-dependences of deformation mechanisms in NiTi shape memory alloys](#)

物理学报.2013, 62(18): 186201 <http://dx.doi.org/10.7498/aps.62.186201>

[冲击诱发 NiTi 形状记忆合金相变行为研究](#)

[Shock-induced transformation behavior in NiTi shape memory alloy](#)

物理学报.2013, 62(1): 018103 <http://dx.doi.org/10.7498/aps.62.018103>

[铈低压冲击相变数值模拟研究](#)

[Numerical study of shock-induced phase transformation of cerium under low pressure](#)

物理学报.2012, 61(20): 206401 <http://dx.doi.org/10.7498/aps.61.206401>

[IrTi 合金晶格动力学的第一性原理研究](#)

[First-principles study of lattice dynamic of IrTi alloy](#)

物理学报.2012, 61(14): 148105 <http://dx.doi.org/10.7498/aps.61.148105>

[Cu 对 \$\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{36}\text{In}_{14}\$ 相变和磁性的影响](#)

[The influence of Cu on the magnetic and martensitic transformation properties of \$\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{36}\text{In}_{14}\$](#)

物理学报.2012, 61(10): 108104 <http://dx.doi.org/10.7498/aps.61.108104>

锰基高温反铁磁形状记忆合金中马氏体逆相变的表面浮突研究*

元峰 刘川 耿正 崔严光 王林 万见峰[†] 张骥华 戎咏华

(上海交通大学材料科学与工程学院, 上海 200240)

(2014年7月4日收到; 2014年8月26日收到修改稿)

本文利用原子力显微镜原位研究 $\text{Mn}_{79.5}\text{Fe}_{15.6}\text{Cu}_{4.9}$ 反铁磁高温形状记忆合金在升降温过程中与马氏体相变相关的表面起伏特征, 同时采用 X 射线衍射、动态热机械分析等实验检测手段辅助分析其微观组织结构演化, 从纳米尺度分析面心立方—面心四方结构相变及表面浮突产生的物理机理. 实验结果表明: 在升降温过程中观察到帐篷型表面浮突, 由面心立方—面心四方马氏体逆相变产生的, 即母相浮突, 这与通常观测到的马氏体浮突不同; 实验证实面心立方—面心四方马氏体逆相变具有切变特征, 马氏体孪晶的逆向切变是产生帐篷型表面浮突的主要机理; 测得逆孪晶切变的浮突角小于 1° , 远小于传统形状记忆合金的表面浮突角值, 这是由于面心立方母相与面心四方马氏体相结构差异较小造成的; 表面浮突随温度变化具有极好的可逆性, 这是马氏体相变晶体学可逆性决定的, 表明该合金具有优良的表面形貌记忆效应.

关键词: 表面浮突, 原位原子力显微镜, 马氏体逆相变, Mn-Fe-Cu 反铁磁合金

PACS: 68.37.Ps, 81.30.Kf, 62.20.fg, 64.70.kd

DOI: 10.7498/aps.64.016801

1 引言

相比传统的 NiTi 形状记忆合金^[1], 磁形状记忆合金具有响应频率高、输出应力大、可精确控制的特性, 已引起广泛的关注和研究^[2]. 磁形状记忆合金是一类重要的智能材料, 在声呐、线性马达、振动和噪声控制、微位移器、微波器件、机器人等领域都有广泛的应用前景^[3-5]. 磁形状记忆合金可分为两大类: 铁磁形状记忆合金 (FM-SMA), 这类合金会伴随马氏体相变发生顺磁到铁磁转变, 如 NiMnGa^[6], NiFeGa^[7], CoAl^[8] 等; 反铁磁形状记忆合金, 其中 Mn 基合金如 MnCu、MnNi、MnFe 是主要的反铁磁形状记忆合金^[9], 在其基础上发展的 MnFeCu 合金同时具有单程、双程和磁控记忆效应^[10]. 这类反铁磁合金的记忆效应与其内部的面心立方—面心四方 (fcc—fct) 马氏体相变有密切的

联系, 其磁控效应也是由于磁场下马氏体孪晶界面的迁移导致的^[9,10], 这种机理与其他铁磁性记忆合金一致. 原位电镜实验表明^[11], 在降温过程中 Mn 基合金中的 fct 马氏体孪晶是由呢纹组织逐步演化形成; 有实验表明^[12], 在相变过程中存在模量的软化, 在其基础上提出 fcc—fct 马氏体相变的软模机理; 由于这类合金存在反铁磁转变, 而且在磁性转变时由于磁致伸缩导致的晶胞原子的位移方向与 fcc—fct 马氏体的原子位移方向一致, 所以有学者提出反铁磁转变诱导了其中的马氏体相变^[13]. 因此尽管 fcc—fct 马氏体相变比较简单, 但目前对 Mn 基合金中 fcc—fct 相变机理仍然存在争议.

表面浮突是伴随相变在材料表面产生的一种现象^[14]. 通过对表面浮突特征的分析可以判断相变的类型和机理, 马氏体相变导致的表面浮突与贝氏体相变不同, 前者由于无扩散切变得到的浮突多为 N 或 Z 型^[14], 而后者由于扩散得到的浮突

* 国家自然科学基金 (批准号: 51171112), 国家重点基础研究发展计划 (973 项目) (批准号: 2012CB619400) 和教育部国家级大学生创新创业训练计划项目 (批准号: 201310248037) 资助的课题.

[†] 通信作者. E-mail: jfwang@sjtu.edu.cn

多为帐篷型^[15]. 其中马氏体相变的表面浮突角多在 10° — 20° , 不同的相变类型决定了其表面浮突角的大小范围, 到目前还缺乏对 fcc-fct 相变浮突角的充分认识, 由于此类结构转变的相变应变比较小($\sim 0.2\%$), 所以其表面浮突角相应可能会小很多. 另外这些浮突都是在正相变中产生的, 对于逆相变中表面形貌的变化目前研究得比较少. 现有的实验表明^[16], MnFeCu 合金的相变温度与合金成份有密切的联系, 当 Mn 含量超过 75 at%, 其马氏体相变温度会达到 150°C , 从而成为高温形状记忆合金, 具有较好的应用前景. 一般高温形状记忆合金的相变温度高于 100°C , 所以研究其马氏体相变表面浮突比较困难. 本文主要利用原子力显微镜 (AFM) 在纳米尺度原位研究 $\text{Mn}_{79.5}\text{Fe}_{15.6}\text{Cu}_{4.9}$ (at%) 反铁磁形状记忆合金在升降温过程中与马氏体相变相关的表面起伏特征, 同时采用 X 射线衍射 (XRD)、动态热机械分析 (DMA) 等实验检测手段辅助分析其微观组织结构演化, 从纳米尺度分析反铁磁锰基合金高温形状记忆效应产生的物理机理, 为此类反铁磁材料的工业应用奠定基础.

2 材料制备及实验方法

利用工业纯铁 (99.9%)、电解锰 (99.99%)、纯铜 (99.99%), 按照合金成分配比, 在真空感应炉中冶炼制备 $\text{Mn}_{79.5}\text{Fe}_{15.6}\text{Cu}_{4.9}$ (at%) 三元合金. 其中加入 Cu 起到稳定合金 γ 相, 防止合金淬火时发生 $\gamma \rightarrow \beta$ 相转变的作用. 对铸锭进行均匀化退火处理: Ar 气保护下, 在 1100°C 对铸态合金锭进行高温退火 10 h, 然后水淬. 试样均采用电火花切割成不同的尺寸: 采用 X 射线衍射 (XRD, 型号: RINT2000) 的方法分析其晶体结构, 其样品尺寸为 $10\text{ mm} \times 10\text{ mm} \times 10\text{ mm}$; 采用动态热机械分析仪 (DMA, 型号: DMA-8000) 测定相变温度, 其样品尺寸为 20 mm (长) $\times 5\text{ mm}$ (宽) $\times 1\text{ mm}$ (厚); 采用原位原子力显微镜 (AFM, 型号: SII Nanonavi E-Sweep) 观测分析表面形貌随温度的演化, 并对浮突角进行定量测量, 其样品尺寸为 10 mm (长) $\times 10\text{ mm}$ (宽) $\times 1\text{ mm}$ (厚).

3 实验结果分析与讨论

图 1 是室温下 $\text{Mn}_{79.5}\text{Fe}_{15.6}\text{Cu}_{4.9}$ 合金的 XRD 图. 从图中标出的谱线可看出, Mn 基合金中母相

为 fcc 结构, 而马氏体相为 fct 结构, 而未标出谱线对应的是 $\alpha\text{-Mn}$. 对于 fcc 结构, 其 (220) 和 (202) 峰是重合的, 而对于 fct 结构, 由于其点阵常数 $a \neq c$, 所以其 (220) 峰与 (202) 峰会分开, 或者会出现某些衍射峰的宽化现象. 在图 1 中可看出, 分开的 (220) 峰应当对应马氏体结构, 表明此合金的马氏体相变温度在室温以上. 根据锰基合金的结构相图^[17], 合金的相变温度与锰含量有密切关系, 对于高锰合金其相变温度都在室温以上, 所以在室温下必定存在马氏体相, 这与本文的实验结果一致. 另外, 根据 XRD 图, 我们可以计算出此合金的点阵常数, 对母相结构, 其点阵常数 $a = 0.3712\text{ nm}$; 对马氏体结构, 其点阵常数 $a = 0.3752\text{ nm}$, $c = 0.3634$, $c/a = 0.969$. 这与以往的 XRD 实验结果一致^[17].

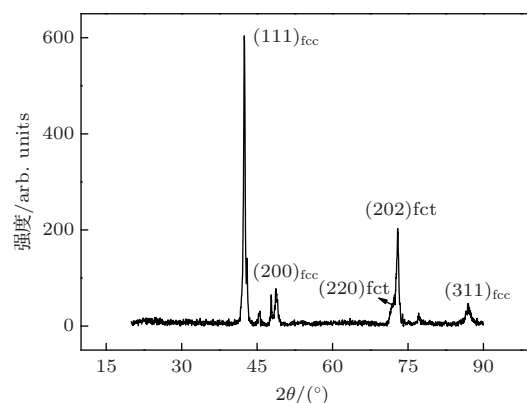


图 1 $\text{Mn}_{79.5}\text{Fe}_{15.6}\text{Cu}_{4.9}$ 合金室温下的 X 射线衍射图谱

为了进一步准确地确定 $\text{Mn}_{79.5}\text{Fe}_{15.6}\text{Cu}_{4.9}$ 合金的相变温度, 利用动态热机械分析仪 (DMA) 测定 -150°C 到 250°C 间材料体系模量和内耗的变化, 升降温速度为 $3^{\circ}\text{C}/\text{min}$, 频率分别为 1, 2, 4 Hz. 测量结果如图 2 所示. 由图 2 模量与温度曲线可知, 在降温过程中, 弹性模量 (E) 在 150°C 左右达到最小值, 升温过程则在 170°C 左右达到最小值; 如图 2 内耗与温度曲线所示, 马氏体的内耗峰并不明显, 而马氏体孪晶内耗峰则非常大. 孪晶内耗峰与测量时的振动频率有关系, 随着振动频率的增加, 马氏体孪晶内耗峰位置会发生偏移, 这是区别孪晶内耗峰与马氏体相变内耗峰的一个重要依据^[18]. 内耗变化对应的温度与模量最小值对应的温度基本一致, 由此可判断这两个温度分别对应马氏体相变温度 (M_s) 和马氏体逆相变温度 (A_s), 这与 Zhang 等的研究结果相符合^[9,10,16]. 另外在降温过程中模量开始下降的温度应当对应于顺磁 $\rightarrow$ 反

铁磁相变的温度,但没有观察到此磁性相变的内耗峰,相比马氏体相变,此磁性相变的内耗应当更小,所以在本次试验中没有观察到。

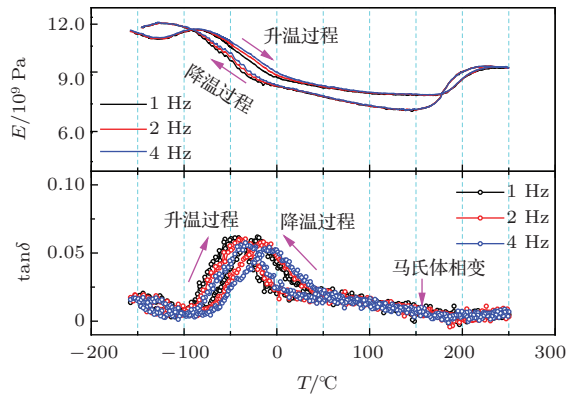


图2 (网刊彩色) $\text{Mn}_{79.5}\text{Fe}_{15.6}\text{Cu}_{4.9}$ 合金弹性模量 (E/Pa) 和内耗 ($\tan\delta$) 随温度 ($T/^\circ\text{C}$) 变化曲线

为得到相变原位转变的相关信息,利用原子力

显微镜 (AFM) 对 $\text{Mn}_{79.5}\text{Fe}_{15.6}\text{Cu}_{4.9}$ 合金试样升降温过程中的表面进行原位观测。根据 DMA 和 XRD 的测量结果, $\text{Mn}_{81}\text{Fe}_{14}\text{Cu}_5$ 合金的相变温度在室温以上,所以实验时将原位观测的温度范围固定在室温到 300°C 之间,这样就能够观察到马氏体相变及其逆相变过程中表面浮突随温度的变化情况,如图 3 所示, (a) 和 (b) 分别是升温、降温过程中各温度对应的表面浮突的三维形貌图。本文中取了 4 个温度点: 室温 (RT), 100°C , 200°C , 300°C 。在具体的实验过程中,由于是在室温下对样品进行抛光处理,所以室温下表面是平的 (如图 3(a) 中的室温对应的那个三维图), 尽管室温下试样中已存在马氏体。由于马氏体的强度和硬度与基体不同,所以在进行表面抛光处理后可以发现马氏体的痕迹,这也是在进行 AFM 扫描时进行观测区选取的主要依据。从图 3(a) 中可以看出,在升温过程中, 100°C 还

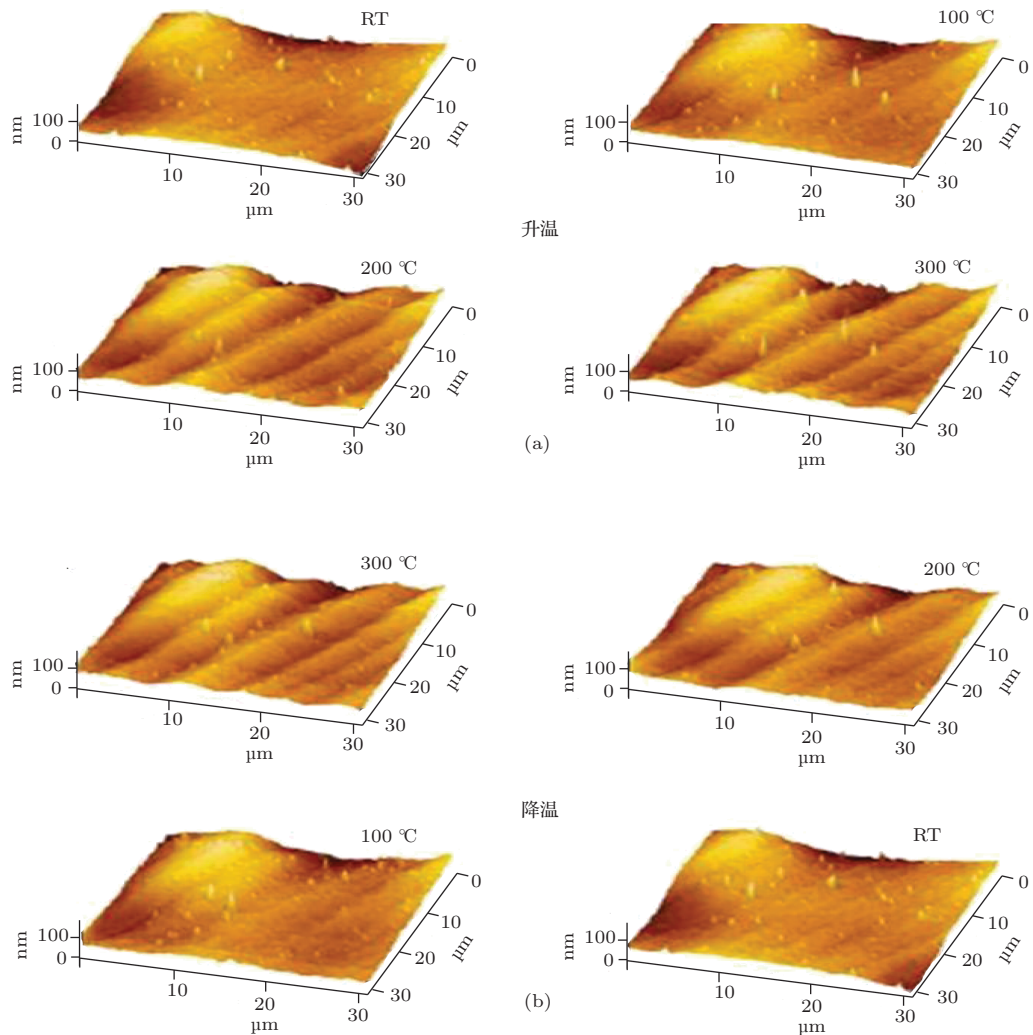


图3 (网刊彩色) $\text{Mn}_{79.5}\text{Fe}_{15.6}\text{Cu}_{4.9}$ 合金升降温过程的三维表面形貌图 (a) 升温; (b) 降温

没有达到马氏体逆相变的温度, 所以此时试样表面没有什么太大的变化, 当温度达到 $200\text{ }^{\circ}\text{C}$ ($>A_s$) 时, 试样表面已出现明显的表面浮突. 由于升温时发生的是 $\text{fct} \rightarrow \text{fcc}$ 马氏体逆相变, 所以此时观察到的三维形貌的变化是马氏体向母相结构转变造成的. 当温度继续升高到 $300\text{ }^{\circ}\text{C}$, 此表面浮突没有太大的变化, 表明马氏体逆相变已全部完成, 进一步可判断此时所观察区域基体全部是母相 fcc 结构, 没有马氏体存在, 所以此时的浮突是母相浮突, 这不同于以往观察到的马氏体正相变导致的表面浮突^[19–22]. 图 3(b) 是降温过程中表面浮突的三维形貌图. 可以看出当温度从 $200\text{ }^{\circ}\text{C}$ 降到 $100\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时, 表面浮突消失了, 进一步降到室温, 表面三维形貌基本没有什么变化. 我们知道, 降温时试样应当发生 $\text{fcc} \rightarrow \text{fct}$ 马氏体正相变, 而此时的三维表面形貌恢复为加热前的状态 (如图 3(a)-RT). 整个升降温过程证明了 $\text{Mn}_{79.5}\text{Fe}_{15.6}\text{Cu}_{4.9}$ 合金表面浮突具有良好的可逆性, 同时可以证明合金中的马氏体是热诱导产生的马氏体而非应力或应变诱导的马氏体, 因为应力应变诱导产生的马氏体相变在加热过程

中不具有可逆性. 所以根据 AFM 原位测量的结果可以直接证明这种合金具有良好的热弹形状记忆效应和良好的表面形貌记忆效应.

因为不同类型的相变对应的表面浮突会有所差别, 所以根据表面浮突的特征, 可以分析固态相变的机理. 两个马氏体变体靠在一起形成的表面浮突多为帐篷型^[23], 而单变体多为 N 型和 Z 型^[22]. 上面的升降温过程证明了在 $\text{Mn}_{79.5}\text{Fe}_{15.6}\text{Cu}_{4.9}$ 合金中马氏体逆相变会导致表面浮突的产生, 因此进一步对马氏体逆相变及其表面浮突的形成机理进行分析. 图 4 是实验过程中合金表面的二维形貌图. 由于每次升温 and 降温时要把 AFM 探针抬起以防探针损坏, 所以每次扫描的区域可能会稍有偏移. 但从测得的二维形貌图上的一些参照点和线可以看出本次测量过程扫描区域比较稳定, 无太大的偏移, 所以 AFM 实验所测得的结果基本是同一位置. 图 4 同样显示出表面形貌在升降温过程中具有良好的可逆性, 与观测到的三维形貌图 (图 3) 一致. 另外可以直观地发现马氏体片基本上呈现条状组织, 但各片马氏体的尺寸 (包括宽度) 并不相同.

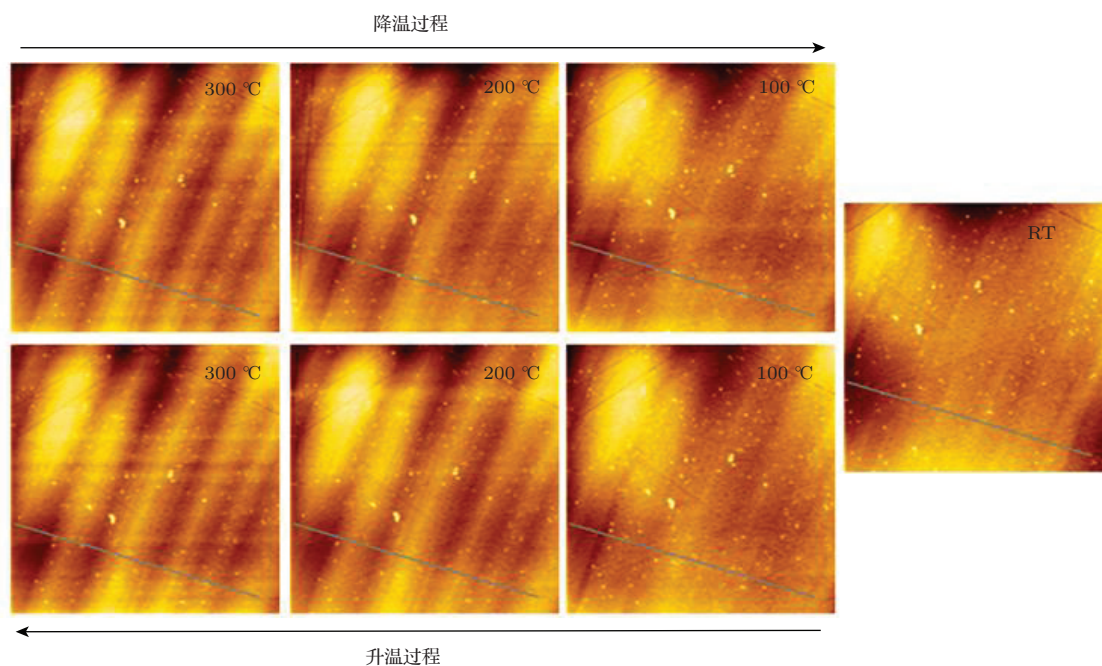


图 4 (网刊彩色) $\text{Mn}_{79.5}\text{Fe}_{15.6}\text{Cu}_{4.9}$ 合金升降温过程的二维表面形貌图 ($33\text{ }\mu\text{m} \times 33\text{ }\mu\text{m}$)

为了确定试样表面浮突的类型, 取与马氏体片垂直方向 (图 4 中的横线位置) 浮突的剖面图. 图 5 是降温时 $300\text{ }^{\circ}\text{C}$ 、室温 (RT) 和升温到 $300\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时的试样表面浮突剖面图. 可以看到在高温 ($>A_s$) 时, 试样表面呈明显的双边非对称帐篷型浮突. 而

在室温时试样表面呈比较平整的状态, 高温下的浮突特征消失. 相比与 $\{225\}_{\text{fcc}}$ 和 $\{557\}_{\text{fcc}}$ 位错型马氏体, 孪晶切变在 $\{259\}_{\text{fcc}}$ 孪晶型马氏体相变中具有重要的作用^[14]. 本合金发生 fcc-fct 马氏体相变, 属于 $\{110\}_{\text{fcc}}$ 孪晶型马氏体, 透射电子显微

镜(TEM)实验观察证明了合金中马氏体孪晶的存在,而没有观察到单片马氏体的存在^[24-26],因此合金中fcc-fct马氏体相变的形核与生长依赖于孪晶切变机理.对于热弹形状记忆合金,其具有晶体学可逆的特性^[14];根据这一可逆性规则,Mn基合金中的马氏体逆相变依赖于逆孪晶切变(孪晶切变的逆过程)机理,正是这一机理使得试样表面产生了图5所示的帐篷型浮突形貌,且值得注意的是该浮突是在逆相变的过程中产生的,具有明显的切变特征.而在一些马氏体相变的数值模拟中^[27],所采用的微弹性理论将马氏体相变应变写成Bain畸变,削弱了马氏体相变的切变特征,这只是为了方便处理相变的弹性应变能,并非是通过简单的Bain畸变即可完成结构相变.对于fcc-fct相变,尽管通过Bain畸变可以完成其晶体结构中原子间的相互转换,但是其原子位移机理并不是Bain机理,Bain畸变是一个点阵膨胀过程,而fct马氏体相变是一个切变过程,并且是依赖孪晶切变来完成,直接形成孪晶马氏体.

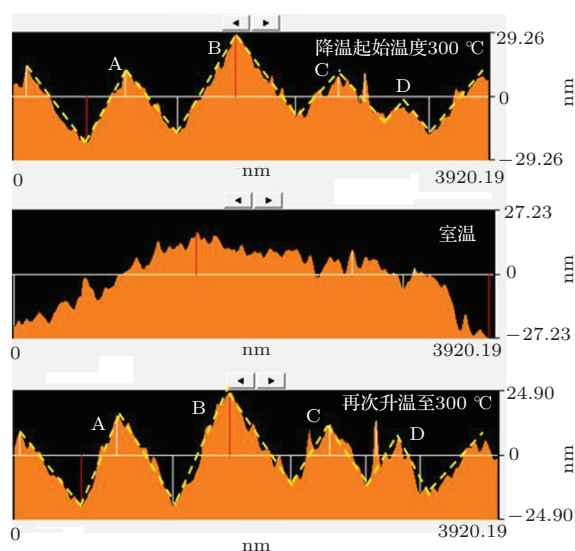


图5 (网刊彩色) $\text{Mn}_{79.5}\text{Fe}_{15.6}\text{Cu}_{4.9}$ 合金升降温过程中表面浮凸剖面图

为了定量表征逆孪晶切变所产生的的表面浮突,定义逆孪晶切变浮突角 $(\theta_\alpha|\theta_\beta)$,如图6所示.计算升降温过程中300 °C时A, B, C, D四点的逆孪晶切变浮突角(图5),得降温过程300 °C时分别为 $(\theta_\alpha|\theta_\beta)_A = (0.75^\circ|0.47^\circ)$, $(\theta_\alpha|\theta_\beta)_B = (0.68^\circ|0.52^\circ)$, $(\theta_\alpha|\theta_\beta)_C = (0.34^\circ|0.36^\circ)$, $(\theta_\alpha|\theta_\beta)_D = (0.30^\circ|0.38^\circ)$;升温过程中300 °C时分别为 $(\theta_\alpha|\theta_\beta)_A = (0.85^\circ|0.52^\circ)$, $(\theta_\alpha|\theta_\beta)_B = (0.68^\circ|0.50^\circ)$, $(\theta_\alpha|\theta_\beta)_C = (0.50^\circ|0.56^\circ)$, $(\theta_\alpha|\theta_\beta)_D =$

$(0.49^\circ|0.60^\circ)$.由测得的浮突角可以看出,升降温过程中相同温度时相同位置对应浮突角变化不大,表明 $\text{Mn}_{79.5}\text{Fe}_{15.6}\text{Cu}_{4.9}$ 合金显示出优良的热弹形状记忆效应,这也为合金的实际应用提供了直接的实验支持.然而和一些传统的形状记忆合金如Fe基、Co基合金等相比,该浮突角要小很多($<1^\circ$),这是因为fcc母相和fct马氏体在晶格常数和晶体结构上的差别比较小造成的.fct与fcc结构差异可以用 c/a 来表示.从图1的XRD中 $(220)_{\text{fct}}$ 和 $(202)_{\text{fct}}$ 峰可以计算出,fct相 $c/a \approx 0.969$,因此两者晶格结构差异很小.而在FeMnSi基合金中的fcc-hcp马氏体相变则有着较大的结构变化,从而产生较大的切应变和浮突角^[28].结合逆孪晶切变机理和浮突角分析,我们认为逆孪晶切变是 $\text{Mn}_{79.5}\text{Fe}_{15.6}\text{Cu}_{4.9}$ 合金在升温过程中逆马氏体相变导致的表面浮突的主要形成机理.

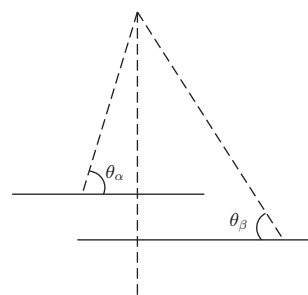


图6 逆孪晶切变浮突角示意图

4 结 论

本文利用XRD、DMA和原位AFM对反铁磁 $\text{Mn}_{79.5}\text{Fe}_{15.6}\text{Cu}_{4.9}$ 高温形状记忆合金进行了研究,得到如下结论:

1) 在升降温实验中观察到与fcc-fct马氏体相变导致的帐篷型表面浮突,该浮突的产生是由马氏体逆相变产生的,即母相浮突,这与通常观测到的马氏体浮突不同;

2) 实验证实 $\text{Mn}_{79.5}\text{Fe}_{15.6}\text{Cu}_{4.9}$ 合金中fcc-fct马氏体逆相变具有切变特征,此马氏体孪晶的逆向切变是产生该帐篷型表面浮突的主要机理;

3) 测得 $\text{Mn}_{79.5}\text{Fe}_{15.6}\text{Cu}_{4.9}$ 合金逆孪晶切变的浮突角最大只有 0.85° ,相比传统的形状记忆合金要小得多,这是由于fcc母相与fct马氏体相结构差异较小造成的;

4) 反铁磁 $\text{Mn}_{79.5}\text{Fe}_{15.6}\text{Cu}_{4.9}$ 合金表面浮突随温度变化具有极好的可逆性,这是fcc-fct马氏体

相变的晶体学可逆决定的, 表明该合金具有优良的表面形貌记忆效应, 用作高温形状记忆合金有一定的前景.

参考文献

- [1] Gong C W, Wang Y N, Yang D Z 2006 *Acta Phys. Sin.* **55** 2877 (in Chinese) [宫长伟, 王佚农, 杨大智 2006 物理学报 **55** 2877]
- [2] Manosa L, Gonzalez-Alonso D, Planes A, Bonnot E, Barrio M, Tamarit JL, Aksoy S, Acet M 2010 *Nat. Mater.* **9** 478
- [3] Peng W Y, Tan J, Zhang A S, Yan M M 2010 *Acta Phys. Sin.* **59** 8244 (in Chinese) [彭文屹, 覃金, 章爱生, 严明明 2010 物理学报 **59** 8244]
- [4] Zhang Y Z, Cao J M, Tan C L, Cao Y J, Cai W 2014 *Chin. Phys. B* **23** 037504
- [5] Wang D H, Han Z D, Xuan H C, Ma S C, Chen S Y, Zhang C L, Du YW 2013 *Chin. Phys. B* **22** 077506
- [6] Zhou Y, Wang H B, Wang G P 2011 *Acta Phys. Sin.* **60** 107501 (in Chinese) [周英, 王海波, 王古平 2011 物理学报 **60** 107501]
- [7] Efsthathiou C, Sehitoglu H, Carroll J, Lambros J, Maier HJ 2008 *Acta Mater.* **56** 3791
- [8] Omori T, Sutou Y, Oikawa K, Kainuma R, Ishida K 2005 *Scripta Mater.* **52** 565
- [9] Zhang J H 2005 *Curr Opin Solid State & Mater Sci.* **9** 326
- [10] Zhang J H, Peng W Y, Hsu TY 2008 *Appl. Phys. Lett.* **93** 122510
- [11] Peng W Y 2007 *Ph. D Dissertation* (Shanghai: Shanghai Jiao Tong University) (in Chinese) [彭文屹 2007 博士学位论文 (上海: 上海交通大学)]
- [12] Tsunoda Y, Wakabayashi N 1981 *J. Phys. Soc. Jpn.* **50** 3341
- [13] Oguchi T, Freeman AJ 1984 *J. Magn. Magn. Mater.* **1-2** L1
- [14] Xu Zuyao 1999 *Martensitic Transformation and Martensite* (2rd Ed.) (Beijing: Science Press) p9 (in Chinese) [徐祖耀 1999 马氏体相变与马氏体 (第2版) (北京: 科学出版社) 第9页]
- [15] Fang H S 1999 *Bainitic Transformation* (Beijing: Science Press) p254 (in Chinese) [方鸿生 1999 贝氏体相变 (北京: 科学出版社) 第254页]
- [16] Zhang J H, Rong Y H, Hsu TY 2010 *Phil Magazine.* **90** 159
- [17] Ito K, Tsukishima M, Kobayashi M 1983 *JIM* **24** 487
- [18] Wang L T, Ge T S 1988 *Acta Metall Sin. A* **24** 147 (in Chinese) [王力田, 葛庭燧 1988 金属学报 **24** 147]
- [19] Waitz T, Karthaler H P 1997 *Acta Mater.* **45** 837
- [20] Bergeon N, Kajiwarra S, Kikuchi T 2000 *Acta Mater.* **48** 4053
- [21] Reinhold M, Weston C, Knowlton WB, McEullner P 2010 *J Appl Phys.* **107** 113501
- [22] Liu D Z, Dunne D 2003 *Scr Mater.* **48** 1611
- [23] Yang Z G, Fang H S, Wang J J, Li C M, Zheng Y K 1995 *Phys Rev. B* **52** 7879
- [24] Tian Q C, Yin F X, Sakaguchi T, Nagai K 2006 *Acta Mater.* **54** 1805
- [25] Shimizu K, Okumura K, Kubo H 1982 *Trans. JIM* **23** 53
- [26] Wang Y, Zhang J H 2007 *Acta Mater.* **55** 5169
- [27] Artemev A, Wang Y, Khachaturyan AQ 2000 *Acta Mater.* **48** 2503
- [28] Liu D Z, Kajiwarra S, Kikuchi T, Shinya N 2003 *Philos Mag.* **83** 2875

Study on surface relief related to reverse martensitic transformation in Mn-based high-temperature antiferromagnetic shape memory alloy^{*}

Yuan Feng Liu Chuan Geng Zheng Cui Yan-Guang Wang Lin Wan Jian-Feng[†]
Zhang Ji-Hua Rong Yong-Hua

(School of Materials Science and Engineering, Shanghai Jiaotong University, Shanghai 200240, China)

(Received 4 July 2014; revised manuscript received 26 August 2014)

Abstract

Evolution of surface relief and its intrinsic mechanism associated with martensitic transformation (MT) during heating and cooling in $\text{Mn}_{79.5}\text{Fe}_{15.6}\text{Cu}_{4.9}$ high-temperature antiferromagnetic shape memory alloy (SMA) have been investigated in nano-scale by means of in-situ atomic force microscopy (AFM), X-ray diffraction (XRD), and dynamic mechanical analyzer (DMA). Experimental results show that the N-type surface relief originates from the reverse MT and is completely made of matrix which is different from the conventional ones. The reverse MT exhibits untwinning shear and the reverse shearing of twinned martensites mainly contribute to the surface relief. The measured surface relief angles are less than 1° , which are determined by the small difference of lattice constants between fcc and fct structures. Surface relief has a good recovery property because of the crystallographic reversibility rule in SMAs, implying that this kind of alloy has a good surface morphology memory effect.

Keywords: surface relief, in-situ AFM, reverse martensitic transformation, Mn-Fe-Cu antiferromagnetic alloy

PACS: 68.37.Ps, 81.30.Kf, 62.20.fg, 64.70.kd

DOI: 10.7498/aps.64.016801

^{*} Project supported by National Natural Science Foundation of China (Grant No. 51171112), the National Key Basic Research Program (Grant No. 2012CB619400), and the National Training Programs of Innovation and Entrepreneurship for Undergraduates, China (Grant No. 201310248037).

[†] Corresponding author. E-mail: jfwan@sjtu.edu.cn