

应力退火 Fe 基纳米晶薄带横向磁各向异性的 介观结构研究*

施方也¹⁾ 方允樟^{1)†} 孙怀君¹⁾ 郑金菊¹⁾ 林根金¹⁾ 吴锋民^{1)‡}

1) 浙江师范大学数理与信息工程学院, 金华 321004)

2) 浙江师范大学物理化学研究所, 金华 321004)

(2006 年 8 月 14 日收到, 2006 年 12 月 5 日收到修改稿)

用原子力显微镜 (AFM) 观测了不同张应力退火的 Fe 基纳米晶 ($\text{Fe}_{73.5}\text{Cu}_1\text{Nb}_3\text{Si}_{13.5}\text{B}_9$) 薄带横断面的形貌, 并结合 X 射线衍射 (XRD) 图谱对不同张应力退火的 Fe 基纳米晶薄带的介观结构进行分析. 测量了不同张应力退火 Fe 基纳米晶薄带的纵向驱动巨磁阻抗 (LDGMI) 曲线及横向磁各向异性场, 认为张应力退火 Fe 基纳米晶薄带感生横向磁各向异性场的介观结构机理, 是由于外加张应力退火产生由非晶相包裹着的 $\alpha\text{-Fe}(\text{Si})$ 纳米晶粒 (包裹晶粒) 的横向优势团聚.

关键词: 应力退火, 介观结构, AFM, 团聚

PACC: 6146, 6116P

1. 引 言

自从 1988 年 Yoshizawa 等^[1]用非晶晶化法制备了以 $\text{Fe}_{73.5}\text{Cu}_1\text{Nb}_3\text{Si}_{13.5}\text{B}_9$ 为代表的纳米晶材料以来, 因其优异的综合软磁性能以及巨磁阻抗效应^[2-7]而备受国内外学者的关注. 杨燮龙^[8]等在对张应力退火的 Fe 基纳米晶带纵向驱动巨磁阻抗效应的研究中发现, 随张应力的增大, Fe 基纳米晶带的纵向驱动巨磁阻抗效应明显下降, 且薄带的横向磁各向异性场明显增大. Kronmuller^[9], 支起铮^[10], Bensalah^[11]等人对张应力退火的 Fe 基纳米晶带的研究中也发现了薄带的横向磁各向异性场随张应力的增大而增大的现象. 但是对于这种现象的成因还未见有详细研究的报道.

纳米晶材料的磁性能与它的微结构是密切相关的^[12-15]. 本工作将利用 AFM 直观地揭示经不同张应力退火的 Fe 基纳米晶薄带横断面的介观结构演化, 从介观结构角度分析张应力退火对巨磁阻抗效应的影响.

2. 实 验

由单辊快淬法喷制宽 1.1 mm、厚 25 μm 的非晶 Fe 基 ($\text{Fe}_{73.5}\text{Cu}_1\text{Nb}_3\text{Si}_{13.5}\text{B}_9$) 薄带, 截取长 20 cm 的条带, 在氮气保护下, 分别加不同张应力 ($\sigma = 0, 171, 356, 570$ MPa) 随炉升温至 540 $^{\circ}\text{C}$ 保温 60 min, 然后再随炉冷却至室温, 制成不同张应力退火的 Fe 基纳米晶薄带.

用 X 射线衍射仪 (Cu 靶) 分析薄带的相组成, 对结晶相衍射峰根据 Scherrer 公式计算晶粒大小. 将 Fe 基纳米晶薄带横向夹住, 往自由面方向, 单向用力折断, 制成 AFM 横断面样品^[16]. 在室温和大气中, 用 P47H 型 AFM 分别扫描不同张应力退火的薄带横断面图片. 如图 1 所示在薄带上建立坐标系. 在扫描过程中, 先以 3000 nm 为每幅扫描范围, 沿 X 方向以 2000 nm 为移动单位一幅接一幅地从自由面向贴辊面连续扫描 AFM 图 (相邻 2 幅图间的衔接以图中指认特征点为依据), 获得样品从自由面到贴辊面的整个横断面的 AFM 定标图, 再依据 AFM 定

* 浙江省自然科学基金 (批准号: Y405021), 浙江省科技计划重点项目 (批准号: 2006C21109), 教育部科学技术研究重点项目 (批准号: 204059) 资助的课题.

† E-mail: fyz@zjnu.cn

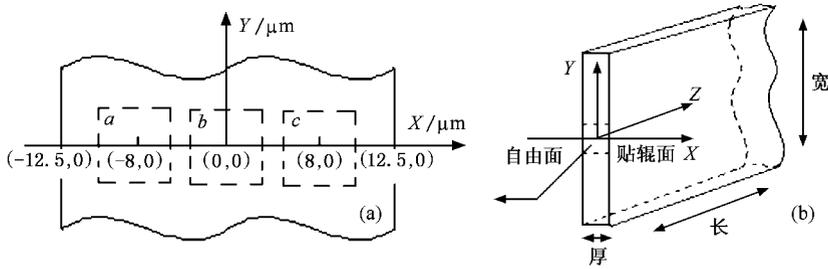


图 1 Fe 基纳米晶薄带横断面坐标示意图 (a)横断面放大示意图 (b)薄带坐标示意图

标图 根据可指认特征确定 a, b, c 三个区域, 然后进行精细扫描. 原子力显微镜用 TGSFull 型系列标准光栅进行三维方向标尺以及角度、斜率、非线性的校准.

用 HP4294A 型阻抗分析仪测定材料的阻抗. 测量时, 把样品放入螺线管内组成一个等效阻抗元件^[2]. 放有样品的螺管置于 Helmholtz 线圈中心, 其直流外磁场方向与螺线管轴向平行, 且与地磁场垂直. 当螺线管通有高频电流时, 对样品产生了一个交流纵向驱动场. 巨磁阻抗比定义为

$$\frac{\Delta Z}{Z} = 100 \times \frac{Z(H) - Z(H_{\max})}{Z(H_{\max})}$$

式中 $Z(H)$ 和 $Z(H_{\max})$ 分别为在任意外加磁场下和最大外加磁场下的阻抗值.

3. 结果与讨论

3.1. 加不同张应力退火的 Fe 基纳米晶薄带的 LDGMI 效应

图 2 是加不同张应力 ($\sigma = 0, 171, 356, 570$ MPa) 退火的 Fe 基纳米晶薄带在频率 $f = 400$ kHz, 驱动电流 $I = 10$ mA 时的 LDGMI 曲线. 可以看出, 随着退火

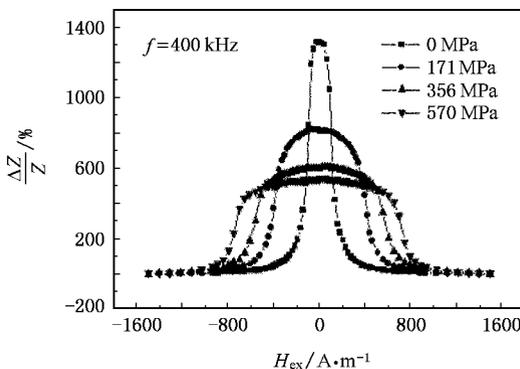


图 2 加不同张应力退火的 Fe 基纳米晶薄带的 LDGMI 曲线

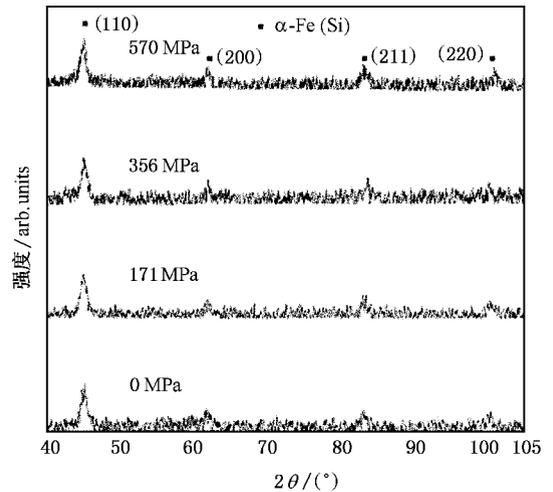


图 3 加不同张应力退火的 Fe 基纳米晶薄带的 XRD 图谱

应力的增加, 弱场的巨磁阻抗比值明显减小, 且巨磁阻抗曲线的“平台”增宽. 在外磁场 H_{ex} 小于样品的磁各向异性场 H_K 范围内, 巨磁阻抗比值变化不明显, 只有当外磁场 H_{ex} 增加到接近磁各向异性场 H_K 附近时, 巨磁阻抗比值才急剧减小, 并很快趋于饱和. 取巨磁阻抗曲线下沿斜率最大处的外磁场 H_{ex} 值为对应的磁各向异性场 H_K 大小的方法来测算 H_K , 由图 2 中各条巨磁阻抗曲线测得的磁各向异性场 H_K 值列于表 1.

表 1 加不同张应力退火的 Fe 基纳米晶带的磁各向异性场

外加张应力/MPa	(α 自由退火)	171	356	570
各向异性场 H_K (A/m)	128	386	578	722

3.2. 加不同张应力退火的 Fe 基纳米晶薄带的介观结构

3.2.1. 加不同张应力退火的 Fe 基纳米晶薄带的 XRD 图谱

图 3 是加不同张应力退火的 Fe 基纳米晶薄带

的 XRD 图谱. 分析表明, 加不同张应力退火后的纳米晶薄带均由一具有 $b.c.c.$ 结构的 $\alpha\text{-Fe}(\text{Si})$ 固溶体结晶相和残余非晶相组成. 选取 (110) 面的衍射数据, 扣除仪器几何展宽后, 根据 Scherrer 公式, 计算 $\alpha\text{-Fe}(\text{Si})$ 晶粒的平均尺寸, 结果示于表 2. 仪器几何展宽由 X 射线标准样品 Si-640 的 (220) 晶面的衍射峰 ($2\theta = 47.3^\circ$) 测得, 为 0.2° . 由表 2 可见, 自由退火和加不同张应力退火析出 $\alpha\text{-Fe}(\text{Si})$ 晶粒的平均尺寸基本不变.

表 2 Scherrer 法测得 $\alpha\text{-Fe}(\text{Si})$ 晶粒尺寸

外加张应力/MPa	(自由退火)	171	356	570
晶粒尺寸 D/nm	14	14	15	15

3.2.2. 加不同张应力退火的 Fe 基纳米晶薄带的横断面 AFM 图

图 4 是 540°C 自由退火 Fe 基纳米晶薄带的横断面 AFM 图. 图中可以看出, 自由面区 (a 区) 是 20 nm 左右均匀分布的细小颗粒, 中心过渡区 (b 区) 颗粒尺寸增大到约 50 nm , 并且具有少量的与 X 轴方向成 48° 角的优势团聚, 贴辊面区 (c 区) 没有明显的优势团聚, 但是颗粒尺寸增大到了约 190 nm . 由 540°C 自由退火的纳米晶带的 XRD 图谱可知, 非晶带在退火过程中产生了 $\alpha\text{-Fe}(\text{Si})$ 纳米晶相和残余非晶相共存的复合结构, $\alpha\text{-Fe}(\text{Si})$ 纳米晶粒的平均尺寸为 14

nm , 远小于 AFM 图中所观察到的颗粒尺寸. 因此, 图中所显示的细小的颗粒应为包裹晶粒, 一颗 AFM 图片所示的包裹晶粒中可以是一颗纳米晶粒也可能是几颗纳米晶粒. 由于 X 射线衍射存在统计平均, 它测得的是晶带中晶粒的平均尺寸, 加上图中所看到的颗粒并非直接裸露的纳米晶粒, 而是包裹晶粒, 故图中颗粒的平均尺寸要大于 14 nm .

图 5 是 540°C , 171 MPa 张应力退火 Fe 基纳米晶薄带的横断面 AFM 图. 可以看出, 图中显示的结构与图 4 所示的 540°C 自由退火的 Fe 基纳米晶薄带横断面中的结构有所不同. 在近自由面区, 颗粒间出现了与 X 轴方向成 48° 角的优势团聚 (图中所示箭头为团聚方向), 且颗粒较 540°C 自由退火的有所增大, 约为 50 nm ; 中心过渡区和近贴辊面区范围内, 呈明显颗粒状结构, 颗粒大小由中心过渡区的约 100 nm 增大到近贴辊面区的 220 nm 左右.

图 6 是 540°C , 356 MPa 张应力退火 Fe 基纳米晶薄带的横断面 AFM 图. 相比图 5, 图 6 中近自由面的优势团聚结构更明显, 且此明显团聚结构的范围扩展到了中心过渡区, 优势团聚的方向也有所变化: 与 X 轴方向的夹角从近自由面的 40° 逐渐增大到中心过渡区的 49° . 由近自由面区向近贴辊面区, 颗粒尺寸由约 80 nm 增大到约 220 nm .

图 7 是 540°C , 570 MPa 张应力退火 Fe 基纳米晶

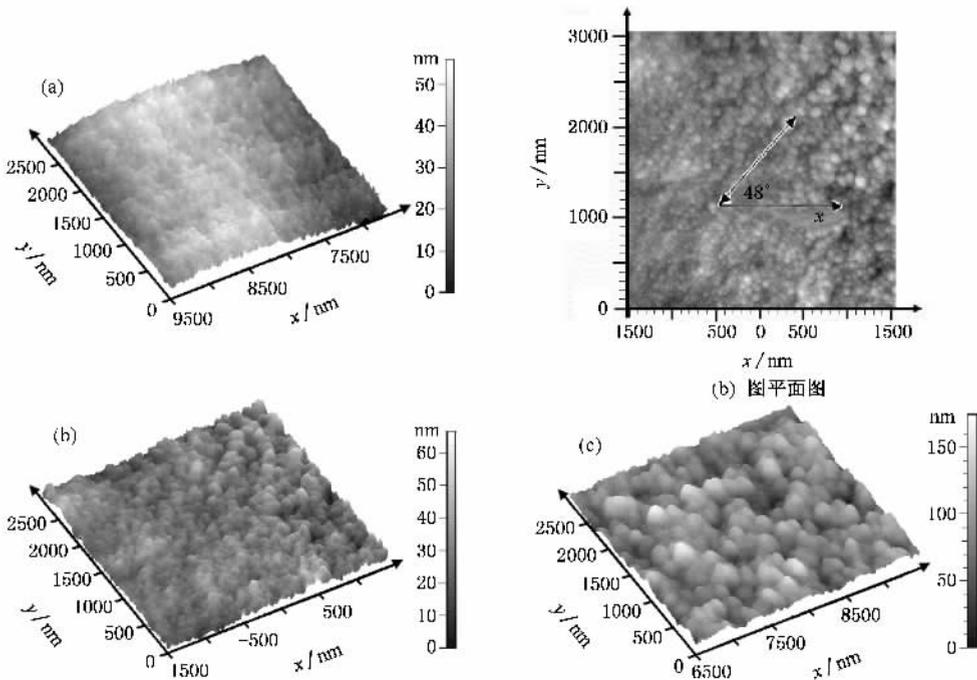


图 4 540°C 自由退火 Fe 基纳米晶薄带的横断面 AFM 图

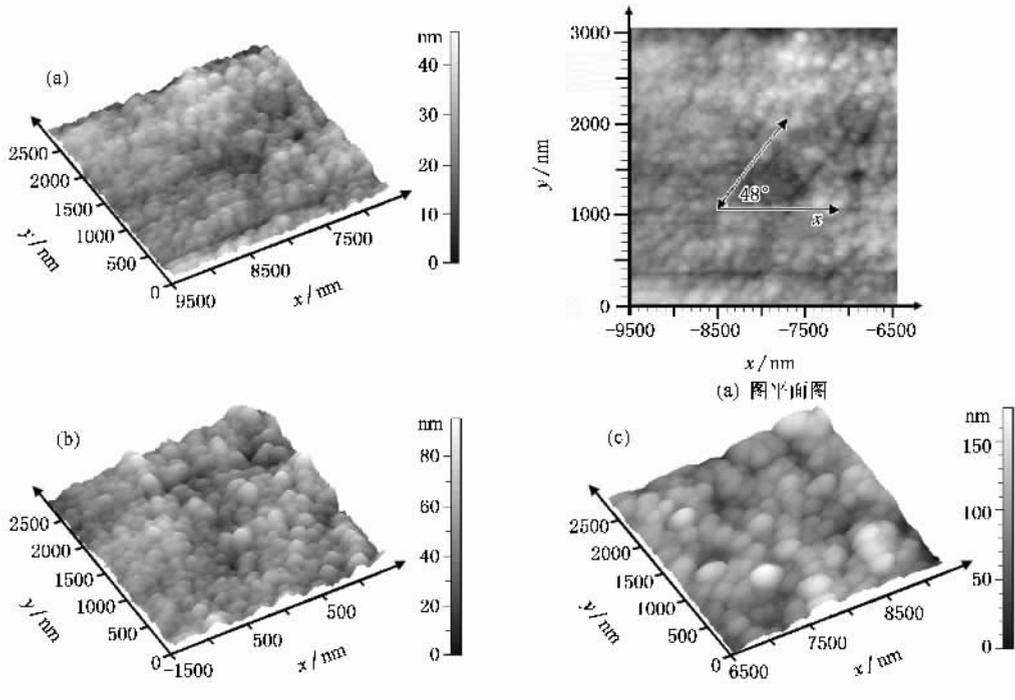


图 5 540°C、171 MPa 张应力退火的 Fe 基纳米晶薄带横断面 AFM 图

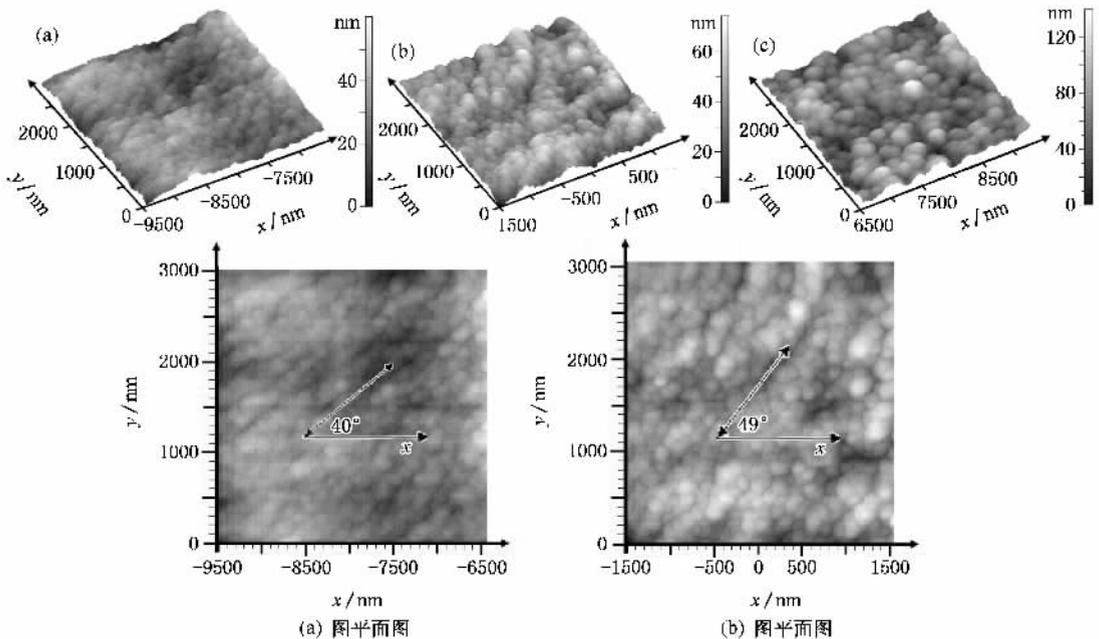


图 6 540°C、356 MPa 张应力退火 Fe 基纳米晶薄带的横断面 AFM 图

薄带的横断面 AFM 图. 可以看出近自由面区具有非常明显的优势团聚, 且范围已经逐渐向贴辊面扩展. 此优势团聚的方向与 x 轴方向的夹角由近自由面的 18° 逐渐增大到近贴辊面的 55° ; 由近自由面区向近贴辊面区, 颗粒尺寸由约 150 nm 增大到约 250 nm.

由图 4 至图 7 可见, 随着张应力的增大, 近自由面区的优势团聚逐渐明显, 且范围逐渐向贴辊面区扩展. 张应力从 171 MPa 增大到 570 MPa 时, 近自由面区优势团聚的角度与 x 轴的夹角从 48° 减小到 18° . 另外, 随着张应力的增大, 近自由面的颗粒尺寸明显增大, 从 171 MPa 张应力时的 50 nm 增大到

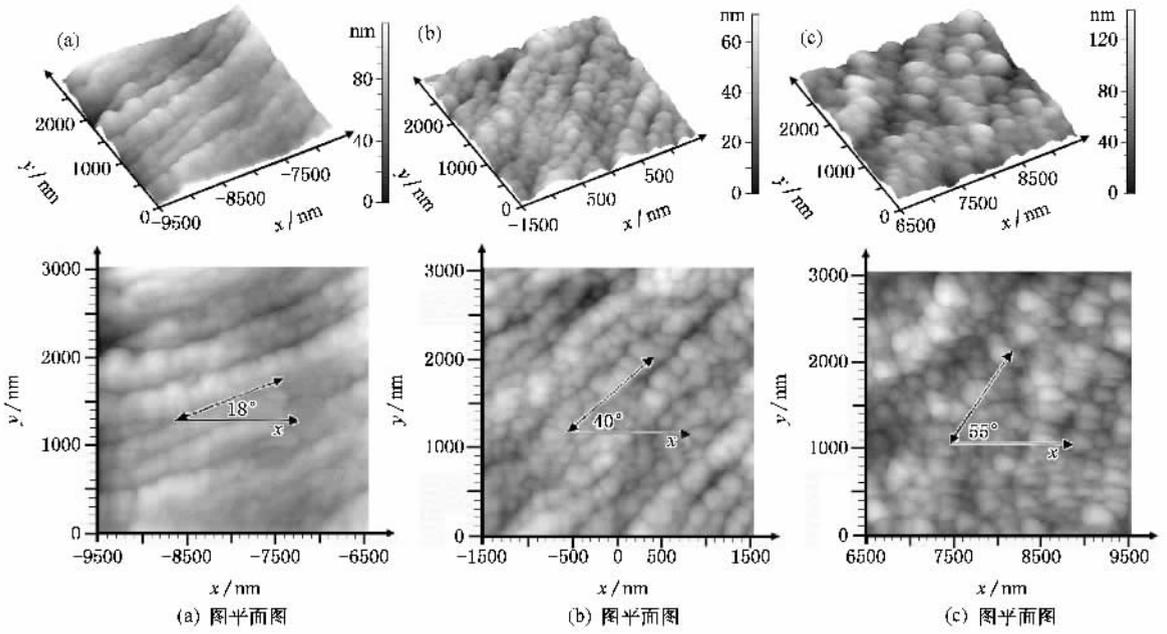


图7 540℃ 570 MPa 张应力退火 Fe 基纳米晶薄带的横断面 AFM 图

570 MPa 张应力时的 150 nm, 而贴辊面区的颗粒尺寸没有明显的变化。

3.3. 张应力退火 Fe 基纳米晶薄带横向磁各向异性场产生的机理

定义 $\frac{L}{D} > 1$ 的颗粒为存在优势团聚的颗粒,

式中 D 为团聚棒的直径, L 为团聚棒长度。

定义团聚矢量

$$\mathbf{k} = \frac{L}{D} \mathbf{e}, \quad (1)$$

L 为团聚棒矢量, 大小为团聚棒长度 L , 方向为团聚方向, 团聚方向与 z 轴 (薄带长轴方向) 成 α 角, 与 x 轴成 θ 角, 则团聚矢量 \mathbf{k} 在垂直于薄带长轴方向的分量为

$$k_v = \frac{L}{D} \cos \alpha. \quad (2)$$

团聚矢量 \mathbf{k} 在 x 轴方向的分量为

$$k_x = k_v \cos \theta. \quad (3)$$

定义薄带的团聚矢量横向结构分量为

$$K_x = \frac{\sum_{i=1}^N k_{xi} \cdot (s_i \cdot L_i)}{V}, \quad (4)$$

式中 N 为整根薄带内的团聚棒总数, k_{xi} , s_i , L_i 分别为第 i 根团聚棒的团聚矢量 \mathbf{k} 在垂直于薄带长轴方向的分量、第 i 根团聚棒的横截面积和第 i 根团聚

棒长度, V 为整根薄带的体积。

定义薄带的团聚矢量横向结构正分量为

$$K_x = \frac{\sum_{i=1}^n k_{xi} (D_i \cdot L_i)}{S}, \quad (5)$$

式中 n 为薄带横断面内的团聚棒总数, k_{xi} , D_i , L_i 分别为第 i 根团聚棒的团聚矢量 \mathbf{k} 在垂直于薄带横断面内 x 轴方向的分量、第 i 根团聚棒的直径和第 i 根团聚棒的长度, S 为薄带横断面面积。

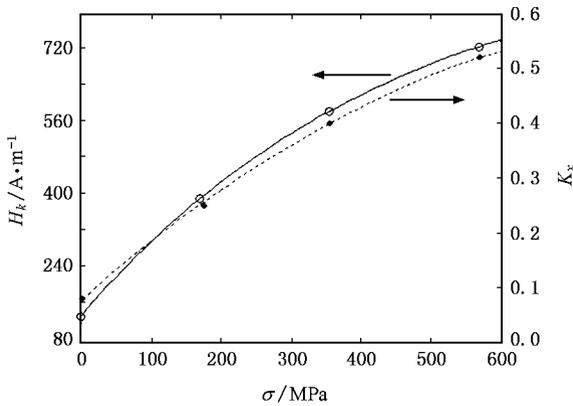
K_v 和 K_x 是从介观结构角度反映材料结构特征的两个重要参量。不妨认为沿薄带轴向分布的介观结构是均匀的, 则薄带的团聚矢量横向结构正分量 K_x 即足以反映薄带结构特征。近似地, 可以将出现团聚的面积 S_g 除以薄带横断面总面积 S 的商来表示薄带的团聚矢量横向结构正分量 K_x , 即

$$K_x \approx \frac{S_g}{S}. \quad (6)$$

表 3 即为根据 (6) 式分析不同张应力退火的 Fe 基纳米晶薄带的横断面 AFM 图所得。图 8 为根据表 1 和表 3 数据所作的外加张应力 σ 与磁各向异性场 H_k 及薄带的团聚矢量横向结构正分量 K_x 的关系曲线, 可见 H_k 和 K_x 均随张应力的增大而增大, 且两者增大的趋势基本相同, 可以认为

$$H_k = A_v k_v \approx A_x K_x, \quad (7)$$

式中, A_v , A_x 为团聚矢量磁耦合因子。根据 (7) 式可

图 8 外加张应力 σ 与 H_k 和 K_x 的关系曲线

以估算出团聚矢量磁耦合因子,列于表 4. 由于材料的微观环境有一定波动,导致了由微观结构统计计算所得的团聚矢量磁耦合因子 A_x 有一定涨落.

表 3 外加不同张应力退火的 Fe 基纳米晶薄带的横断面结构

σ/MPa	$S_g/10^{-9} \text{ m}^2$	$S/10^{-9} \text{ m}^2$	K_x
0	2.20	27.5	0.080
171	6.60	27.5	0.240
356	11.0	27.5	0.400
570	14.3	27.5	0.520

表 4 外加不同张应力退火的 Fe 基纳米晶薄带的团聚矢量磁耦合因子

σ/MPa	$A_x/(10^3 \text{ A/m})$
0	1.60
171	1.61
356	1.45
570	1.39

根据上述分析,纳米晶薄带的磁各向异性场与薄带内包裹晶粒的横向优势团聚有着密切的联系. 张应力退火产生了沿薄带横向的包裹晶粒的优势团聚,这种优势团聚导致了通过界面非晶组分实现的晶粒之间的交换耦合作用的横向优势,在宏观上表现为横向磁各向异性场 H_k . 在纵向驱动场下,当外磁场 H_{ex} 小于样品的横向磁各向异性场 H_k 时,存在横向优势团聚的包裹晶粒,由于受到晶粒间交换作用的横向优势的约束,磁矩基本不动,对纵向驱动场没有灵敏的响应,只有部分未团聚的自由纳米晶颗粒的磁矩对纵向驱动场有响应,因此巨磁阻抗比值变化很小. 当外磁场达到样品的横向磁各向异性场时,即外磁场作用足以抵消优势团聚的约束作用时,才能使大部分纳米晶颗粒的磁矩对纵向驱动场有所

响应,从而导致巨磁阻抗比值急剧随外场变化.

随张应力的增大,包裹晶粒的横向优势团聚增强,范围扩展,使薄带内包裹晶粒之间的交换耦合作用的横向优势增强,磁矩所受到的横向约束力增大,即薄带的横向各向异性场 H_k 增加;与此同时,非团聚的纳米晶颗粒减少,也即能在低外场 ($H_{ex} < H_k$) 下对纵向驱动场有响应的自由纳米晶颗粒的磁矩减小. 因此使得低外场作用 ($H_{ex} < H_k$) 时,阻抗比值减小,即巨磁阻抗曲线下降,且“平台”更加平坦;另外,由于磁矩所受到的约束力增大,即样品的磁各向异性场增大,要抵消优势团聚的约束作用,使大部分纳米晶颗粒的磁矩对纵向驱动场有所响应,则需要更大的外磁场,因此巨磁阻抗曲线的“平台”变宽. 由此可见,外加张应力退火,产生包裹晶粒的横向优势团聚,这种横向优势团聚导致纳米晶颗粒之间的交换耦合作用的横向优势,是外加张应力退火使 Fe 基纳米晶薄带感生横向磁各向异性场 H_k 的介观结构机理.

存在于薄带自由面和贴辊面之间的颗粒尺寸差异以及随应力变化的现象,主要由以下二个方面的原因引起:第一方面的原因是,在 Fe-Cu-Nb-Si-B 合金中, Nb 原子的质量和直径比其他合金元素大得多,由于 Nb 的质量比其他合金元素大得多, Nb 的热运动惯性也就比其他合金元素大得多,而在单辊快淬制备薄带过程中,因为贴辊面与自由面的冷却速度有差异(贴辊面的冷却速度大于自由面)导致凝固速度的差异,会使热运动惯性大的 Nb 向凝固速度相对低的自由面区偏聚,结果使得 Nb 在薄带中的分布密度存在差异——自由面区的 Nb 分布密度大于贴辊面区的 Nb 分布密度;另外,由于 Nb 原子的直径比其他合金元素大得多,而且 Nb 与 B 有择优相互作用,与 Fe, Cu 有一定的排异作用,再加上 Nb 的热运动惯性等因素,使快淬制得的非晶薄带中,形成以 Nb 为中心的空穴、缺陷团(群)微观区域^[17, 48], 这种以 Nb 为中心的空穴、缺陷团(群)微观区域可称之为 Nb 缺陷群. 第二方面的原因是,非晶薄带中 Nb 缺陷群,在较低的能量(低于 $\alpha\text{-Fe}(\text{Si})$ 晶化驱动能)驱动下, B 就会择优进入 Nb 缺陷群,于是 Nb 缺陷群转变成 Nb-B 原子群^[19]. 同时 Nb 缺陷群会在一定的应力作用下蠕变,在一定的 Nb 缺陷群密度下会使 Nb-B 原子群相互联结成网格(Nb-B 网格).

这种 Nb-B 网格将整个非晶基体分隔成 AFM 图片所显示的颗粒,如前所述, Nb 在薄带中的分布是

自由面区的密度大于贴辊面区的密度,导致自由面区的 Nb-B 网格空间小于贴辊面区的 Nb-B 网格空间,因而致使自由面区观察到的颗粒尺寸小于贴辊面区的颗粒尺寸。

在外加张应力作用下的颗粒团聚行为,是由于起分隔作用的 Nb-B 网格的组成单元是 Nb-B 原子群,这种 Nb-B 原子群内 Nb-B 的相互作用比较强,通常以整体运动为主,在正常原子间隔的非晶基体中这种 Nb-B 原子群由于体积比较大,不易移动,它只能在间隙较大的通道中移动。在有张应力作用时,合金薄带会发生形变,这种形变会引起材料内部原子间距的变化,在沿外加张应力的方向上原子间距要增大,而且这种原子间距增大的效果,在原子间相互作用小的区域会大于原子间相互作用大的区域,显然,由于 Nb, B 与 Fe, Cu 有一定的排异作用,在 Nb-B 原子群与被 Nb-B 网格分隔开的非晶颗粒的交界处是原子间相互作用最小的,因此,此处的原子间距变化最大,并且在与外加张应力垂直的方向上原子间距增大最大,这就为 Nb-B 原子群提供了具有方向性的移动通道。随着外加张应力的增大,其他内应力的作用就相对下降,这种与外加张应力方向垂直的 Nb-B 原子群通道就越通畅、越整齐,与外加张应力方向的垂直度也越高,因而导致了 AFM 图片显示的包裹晶粒团聚行为,随着外加张应力的增大,沿

外加张应力垂直方向的团聚越明显、越整齐,团聚优势方向与外加张应力方向的垂直度也越高。随着外加张应力的增大,包裹晶粒团聚优势方向有转向 x 轴的趋势,是由于在外加张应力的作用下,薄带在 x 轴和 y 轴方向上有一定的收缩应变,并且由于在 x 轴和 y 轴方向的尺寸差异,致使 x 轴方向的收缩应变小于 y 轴方向的收缩应变,随着外加张应力的增大,这种收缩应变的差异也增大,从而使 Nb-B 原子群通道出现转向 x 轴的趋势,因而导致了 AFM 图片显示的包裹晶粒团聚优势方向与 x 轴的夹角减小。关于以上理论的实验事实依据,另文再详细讨论。

4. 结 论

1. 张应力退火使 Fe 基纳米晶薄带感生横向磁各向异性场的机理可以从介观结构的角度作出解释,张应力退火产生了沿薄带横向的包裹晶粒的优势团聚,这种优势团聚导致了 Fe 基纳米晶薄带横向磁各向异性场的感生。

2. 随张应力的增大,优势团聚越明显,感生的横向磁各向异性场也增大。

3. 张应力退火使 Fe 基纳米晶薄带感生横向磁各向异性场与纳米晶团聚矢量横向结构分量间存在简单的关系式。

- [1] Yoshizawa Y, Oguma S, Yamauchi K 1988 *J. Appl. Phys.* **64** 6044
- [2] Yang J X, Yang X L, Chen G, Jang K Y, Sheng G T 1998 *Chin. Sci. Bull.* **43** 1051
- [3] Fu Y, Yang Z, Matsumoto M, Liu X X, Morisako A 2006 *Chin. Phys.* **15** 1351
- [4] Liu L P, Zhao Z J, Huang C X, Wu Z M, Yang X L 2006 *Acta. Phys. Sin.* **55** 2014 (in Chinese) [刘龙平、赵振杰、黄灿星、吴志明、杨燮龙 2006 物理学报 **55** 2014]
- [5] Bao B H, Song X F, Ren N F, Li C S 2006 *Acta. Phys. Sin.* **55** 3698 (in Chinese) [鲍丙豪、宋雪丰、任乃飞、李长生 2006 物理学报 **55** 3698]
- [6] He J, Guo H Q, Shen B G, He K Y, Liu Y H, Hu J F 1998 *Chin. Phys.* **8** 208
- [7] Meng Q G, Li J G, Zhou J K 2006 *Chin. Phys.* **15** 1549
- [8] Wang Z C, Yang X L, Gong F F 2000 *Journal of functional materials and devices* **6** 25 (in Chinese) [王宗夔、杨燮龙、宫峰飞 2000 功能材料与器件学报 **6** 25]
- [9] Hofmann B, Kronmuller H 1996 *J. Magn. Magn. Mater.* **152** 91
- [10] Liu J Y, Chen W Z, Zhi Q Z 2005 *Metallic Functional Materials* **12** 5 (in Chinese) [刘静雅、陈文智、支起铮 2005 金属功能材料 **12** 5]
- [11] Bensalah A D, Alves F, Barrue R, Simon F, Kane S N 2006 *Sensors and Actuators A* **129** 142
- [12] Yang Q M, Wang L L, Sun D C 2005 *Acta. Phys. Sin.* **54** 5730 (in Chinese) [杨全民、王玲玲、孙德成 2005 物理学报 **54** 5730]
- [13] Yang Q M, Wang L L 2005 *Acta. Phys. Sin.* **54** 4256 (in Chinese) [杨全民、王玲玲 2005 物理学报 **54** 4256]
- [14] Wu G G, Wu D P, Zheng K H, Wei F L, Yang Z, Kamzin A S 2005 *Chin. Phys.* **14** 1238
- [15] Bahrami A, Madaah Hosseini H R, Abachi P 2006 *Materials Letters* **60** 1068
- [16] Fang Y Z, Wu F M, Wu W H 2004 *Chin. Sci. Bull.* **49** 1900
- [17] Yin J L, You F Q, Gao G H, Wang J C 2003 *Heat Treatment* **18** 16 (in Chinese) [殷俊林、尤富强、高国华、王景成 2003 热处理 **18** 16]
- [18] Wang C J, You F Q, Yin J L, Gao G H 2003 *Shanghai Iron and Steel Research* **3** (in Chinese) [王景成、尤富强、殷俊林、高国华 2003 上海钢研 **3**]

- [19] Liu T , Xu X Z , Ma R Z , Ji S , Yang G B 1996 *Journal of Materials Research* **10** 135 (in Chinese) [刘 涛、徐祖雄、马如璋、纪松、杨国斌 1996 材料研究学报 **10** 135]

Mesostructure investigation of the transverse magnetic anisotropy field in stress-annealed Fe-based nanocrystalline ribbons^{*}

Shi Fang-Ye¹⁾ Fang Yun-Zhang^{1)†} Sun Huai-Jun¹⁾ Zheng Jin-Ju¹⁾ Lin Gen-Jin¹⁾ Wu Feng-Min^{1)‡}

¹ *College of Physics Mathematics and Information Engineering , Zhejiang Normal University , Jinhua 321004 ,China*

² *Institute of Physical Chemistry , Zhejiang Normal University , Jinhua 321004 ,China*

(Received 14 August 2006 ; revised manuscript received 5 December 2006)

Abstract

The mesostructure in Fe-based ($\text{Fe}_{73.5}\text{Cu}_1\text{Nb}_3\text{Si}_{13.5}\text{B}_9$) nanocrystalline ribbons annealed under different stress (FNRAS) was investigated by observation of the cross section images of the ribbons with atomic force microscopy (AFM) and X-ray diffraction. The longitudinally driven giant magneto-impedance and transversal magnetic anisotropy field (H_k) were measured. The mechanism of the transversal magnetic anisotropy field can be explained by the mesostructure of the directional preference of crystalline grain (coated with amorphous shell) gathering , along the transverse direction , induced in the course of annealing of the Fe-based alloy ribbons under stress.

Keywords : stress-annealing , mesostructure , AFM , direction excellence of gathering

PACC : 6146 , 6116P

^{*} Project supported by the Natural Foundation of Zhejiang Province , China (Grant No. Y405021) , by the Key Project of Science and Technology of Foundation of Zhejiang Province , China (Grant No. 2006C21109) , and the Key Project of Science and Technology Research Designated by the Ministry of Education of China (Grant No. 204059) .

[†] E-mail : fyz@zjnu.cn