

## **N<sup>+</sup>注入修复外延Fe膜面内六重磁对称**

姜兴东 管兴胤 黄娟娟 范小龙 薛德胜

### **Recovering in-plane six-fold magnetic symmetry of epitaxial Fe films by N<sup>+</sup> implantation**

Jiang Xing-Dong Guan Xing-Yin Huang Juan-Juan Fan Xiao-Long Xue De-Sheng

引用信息 Citation: *Acta Physica Sinica*, 68, 126102 (2019) DOI: 10.7498/aps.68.20190131

在线阅读 View online: <https://doi.org/10.7498/aps.68.20190131>

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

---

## 您可能感兴趣的其他文章

### Articles you may be interested in

#### Co/Ni多层膜垂直磁各向异性的研究

Perpendicular magnetic anisotropy in Co/Ni multilayers studied by anomalous Hall effect

物理学报. 2015, 64(9): 097501 <https://doi.org/10.7498/aps.64.097501>

#### 磁性多层膜CoFeB/Ni的垂直磁各向异性研究

Perpendicular magnetic anisotropy study of CoFeB/Ni multilayers by anomalous Hall effect

物理学报. 2016, 65(24): 247502 <https://doi.org/10.7498/aps.65.247502>

#### 垂直磁各向异性L10-Mn1.67Ga超薄膜分子束外延生长与磁性研究

Perpendicular magnetic properties of ultrathin L10-Mn1.67Ga films grown by molecular-beam epitaxy

物理学报. 2016, 65(11): 118105 <https://doi.org/10.7498/aps.65.118105>

#### 具有条纹磁畴结构的NiFe薄膜的制备与磁各向异性研究

Preparation and magnetic anisotropy of NiFe film with stripe domains

物理学报. 2016, 65(21): 217501 <https://doi.org/10.7498/aps.65.217501>

#### Mo覆盖层对MgO/CoFeB/Mo结构磁各向异性的影响

Influence of Mo capping layer on magnetic anisotropy of MgO/CoFeB/Mo

物理学报. 2015, 64(24): 247504 <https://doi.org/10.7498/aps.64.247504>

#### MgO/Pt界面对增强Co/Ni多层膜垂直磁各向异性及热稳定性的研究

Enhancement of perpendicular magnetic anisotropy and thermal stability in Co/Ni multilayers by MgO/Pt interfaces

物理学报. 2015, 64(19): 197501 <https://doi.org/10.7498/aps.64.197501>

N<sup>+</sup>注入修复外延 Fe 膜面内六重磁对称\*姜兴东<sup>1)†</sup> 管兴胤<sup>2)</sup> 黄娟娟<sup>1)</sup> 范小龙<sup>1)</sup> 薛德胜<sup>1)‡</sup>

1) (兰州大学, 磁学与磁性材料教育部重点实验室, 兰州 730000)

2) (西北核技术研究所, 西安 710024)

(2019年1月23日收到; 2019年4月2日收到修改稿)

为了研究离子注入对外延磁性薄膜面内磁各向异性的影响, 用离子加速器对在有错切角的 Si(111) 面上外延生长的 Fe 膜进行了 N<sup>+</sup>注入实验. 随着 N<sup>+</sup>注入剂量的增加, 外延生长的 Fe 膜的面内磁各向异性逐渐从二重对称改变为六重对称. 通过透射电子显微镜和刻蚀实验验证, 发现离子辐照改变了 Fe 膜表面和界面的状态. 未辐照 Fe 膜面内二重磁对称来自于由于 Si(111) 面的错切使得在薄膜界面和表面处形成的原子台阶. N<sup>+</sup>注入的溅射作用使得 Fe 膜表面的原子台阶被擦除, N<sup>+</sup>注入使得缓冲层和 Fe 膜界面处相互扩散导致界面处原子台阶消失. 因此, 外延 Fe 膜在大剂量 N<sup>+</sup>注入后表现出 Fe(111) 面诱导的六重磁对称. 研究结果对于提高面内磁记录密度有潜在的应用价值.

**关键词:** 外延铁膜, 离子注入, 磁各向异性**PACS:** 61.80.Jh, 75.50.-y, 75.30.Gw, 77.55.Px**DOI:** 10.7498/aps.68.20190131

## 1 引言

高能粒子对材料辐照效应的研究背景主要是核能和空间技术的开发及应用. 由于磁性材料在能量和信息的传递、转换和存储等方面具有重要的应用价值, 在航空航天、粒子加速器、同步辐射装置等领域的应用也日益广泛, 为此开展高能粒子对磁性材料的辐射效应研究非常必要<sup>[1-3]</sup>. 另外, 材料的磁性与其材料微结构密切相关, 离子辐照能够在材料中产生可控的缺陷、结构无序、应力和相变以及掺杂原子<sup>[4,5]</sup>, 因此利用离子辐照技术调控材料磁性已经引起了研究者极大的兴趣, 而磁性薄膜材料由于广阔的应用更是得到了关注<sup>[6-8]</sup>. 磁性薄膜材料的磁各向异性对于自旋电子学应用非常重要, 利用离子辐照调控磁性薄膜材料的磁各向异性因此成为了研究的焦点<sup>[7,9-14]</sup>. 例如, 用 Cr 离子注入坡

莫合金薄膜, 随着注入剂量的增加, 薄膜的饱和磁化强度降低、各向异性场减小<sup>[15]</sup>. 用 Ga 离子辐照 Pt/Co/Pt 薄膜, 磁各向异性随着辐照剂量的增加从面内转变到垂直又转变为面内<sup>[16]</sup>. 另外离子辐照时利用掩模等技术可以产生磁图形从而影响薄膜的各向异性<sup>[7]</sup>. 这些研究主要是通过离子辐照改变材料的结晶度、破坏界面、形成有序相、掺杂其他原子等方式改变磁微结构, 从而影响薄膜材料的磁各向异性. 然而这些研究对象主要是多晶颗粒薄膜, 并且磁各向异性的变化主要是面内方向与垂直方向间的转变. 外延单晶铁磁薄膜的辐照效应及离子辐照对其磁各向异性在面内的影响还鲜有报道.

本文利用有错切角的单晶 Si(111) 基底外延生长了具有面内磁单轴各向异性的单晶 Fe 膜, 用 N<sup>+</sup>注入外延 Fe 膜. 发现通过离子注入改变外延 Fe 膜的表面和界面状态可以精确控制面内磁各向异性从两重对称到六重对称转变. 这项工作对于提

\* 国家自然科学基金 (批准号: 51402141, 11674143, 11405133) 资助的课题.

† 通信作者. E-mail: jiangxd@lzu.edu.cn

‡ 通信作者. E-mail: xuedes@lzu.edu.cn

高面内磁记录密度有潜在的应用.

## 2 实验

室温下, 通过分子束外延技术在 Si(111) 基底上生长外延薄膜. 分子束外延生长设备是德国 SPECS 公司生产的 AnaGrowth-STM-2 型分子束外延低维功能材料制备系统, 使用的高纯度的 Fe, Al 材料是 Alfa Aesar 公司生产的. 生长前, Si 基片通过三氯甲烷、丙酮、甲醇进行了超声清洗并且最后在 5% 的 HF 溶液中浸洗 2 min. 将 Si 基片装入生长室后, 对 Si 基片在 800 °C 进行热处理. 然后冷却 Si 基片至室温, 生长了 3 nm 的 Al 缓冲层, 再在缓冲层上生长了 25 nm 的 Fe. 生长过程中通过反射高能电子衍射原位监测成核和生长<sup>[17]</sup>.

我们用 10 keV 的 N<sup>+</sup> 对外延制备的薄膜样品注入, 离子束入射方向与膜面垂直, 注入剂量分别为  $5 \times 10^{12}$ ,  $5 \times 10^{13}$ ,  $5 \times 10^{14}$ ,  $5 \times 10^{15}$  和  $5 \times 10^{16}$  ions/cm<sup>2</sup>. 外延生长的 Fe 薄膜密度设定为 7.866 g/cm<sup>3</sup>, Fe 原子的离位能为 45 eV, 通过用 SRIM-2008 软件模拟<sup>[18]</sup>, 得到 10 keV 的 N<sup>+</sup> 对样品的射程是 12 nm (歧离 10 nm). 离子辐照实验在中国科学院兰州近代物理研究所 320 kV 高压平台进行, 温度为室温, 真空度为  $10^{-5}$  Pa. 用 panalytical X'Pert3 MRD 高分辨 X 射线衍射仪 (HRXRD) 表征了外延单晶 Fe 膜的晶体结构和外延取向. 用 FEI 200C 透射电子显微镜 (TEM) 分析薄膜切面的微结构和薄膜界面状态. 振动样品磁强计 (VSM, microsense EV7 system) 用来测量薄膜面内的等温剩磁曲线.

## 3 结果与讨论

外延生长 Fe 膜的晶体结构和外延取向关系用 HRXRD 测量获得. 图 1 给出了当  $\chi = 35.35^\circ$  时, 未辐照的外延单晶铁膜用非对称的  $\omega$ - $2\theta$  模式扫描得到 HRXRD 图谱. 可以发现只有 Fe(110) 和 (220) 的两个衍射峰出现, 说明外延得到的 Fe 膜是 (111) 取向的单晶结构. (110) 衍射峰对应的  $2\theta$  角度为  $44.709^\circ$ , 对应的晶格常数为 2.8645 Å, 与 PDF 卡片 06-0696 体心立方结构 Fe 的晶格常数 2.8664 非常接近, 说明外延 Fe 膜是体心立方结构.

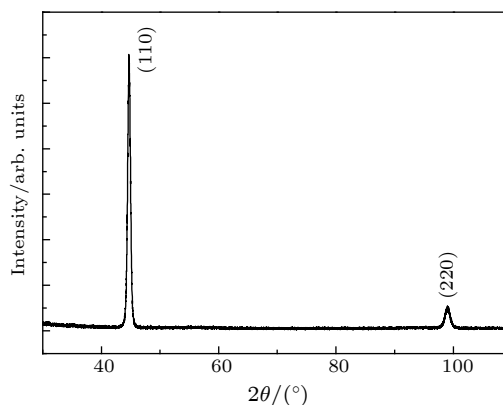


图 1  $\omega$ - $2\theta$  扫描得到的外延 Fe 膜 (110) 面的 HRXRD 图谱

Fig. 1. The  $\omega$ - $2\theta$  scan of the (110) plane.

室温下我们对注入前后的样品用 VSM 在薄膜面内每隔  $5^\circ$  进行等温剩磁测量. 从归一化的极图 (图 2) 可以看出, 未注入的外延 Fe 膜 (图 2(a)) 主要表现为面内磁单轴各向异性 (面内 2 重磁对称). 外延 Fe 膜的面内磁各向异性主要来自于台阶诱导的界面各向异性、立方磁晶各向异性和应力各向异性<sup>[19]</sup>. 据报道<sup>[20]</sup>, 外延 Fe 膜的厚度大于临界厚度后, 应力就逐渐被释放. 本文样品厚度远大于临界厚度, 因此应力对磁各向异性的影响很小, 可以忽略<sup>[19]</sup>. 对于在 Si(111) 基底上外延生长的 bcc 结构的 Fe 膜, 当磁化严格限制在 Fe(111) 面上时, 即只有 Fe(111) 面诱导形成的磁晶各向异性时, 薄膜面内表现为 6 重磁对称<sup>[19,21]</sup>. 当 Si(111) 晶面有错切角时, 在 Si(111) 晶面上会形成原子台阶<sup>[22,23]</sup>, 于是外延生长的 Fe 膜界面和表面也会出现这些台阶, 这些台阶会诱导形成平行于台阶的单轴磁各向异性<sup>[19,21,24]</sup>, 文献<sup>[25]</sup> 报道, 即使当错切角仅为  $0.1^\circ$  时, 外延 Fe 膜在面内也表现为单轴磁各向异性. 通常由于硅晶圆加工工艺问题, 实验所用的单晶 Si 片有可能存在错切角<sup>[26,27]</sup>. 我们外延生长使用的单晶硅片误差为  $0.3^\circ$ , 因此可以推断未辐照样品的面内磁单轴各向异性 (两重磁对称) 是由于 Si(111) 基底的错切角诱导所产生的. 另外, 从图 2(a) 还可以看到在  $60^\circ$  和  $240^\circ$  附近也显示了较弱的各向异性, 这是表面和界面处原子台阶诱导形成的面内单轴磁各向异性和 bcc 结构的 Fe 膜的磁晶各向异性相互作用的结果<sup>[25]</sup>. 如图 2(b) 所示, 用剂量为  $5 \times 10^{12}$  ions/cm<sup>2</sup> N<sup>+</sup> 注入后, 样品在面内的磁各向异性并没有发生明显的改变. 随着注入剂量增加, 可发现磁各向异性在逐渐发生改变, 当

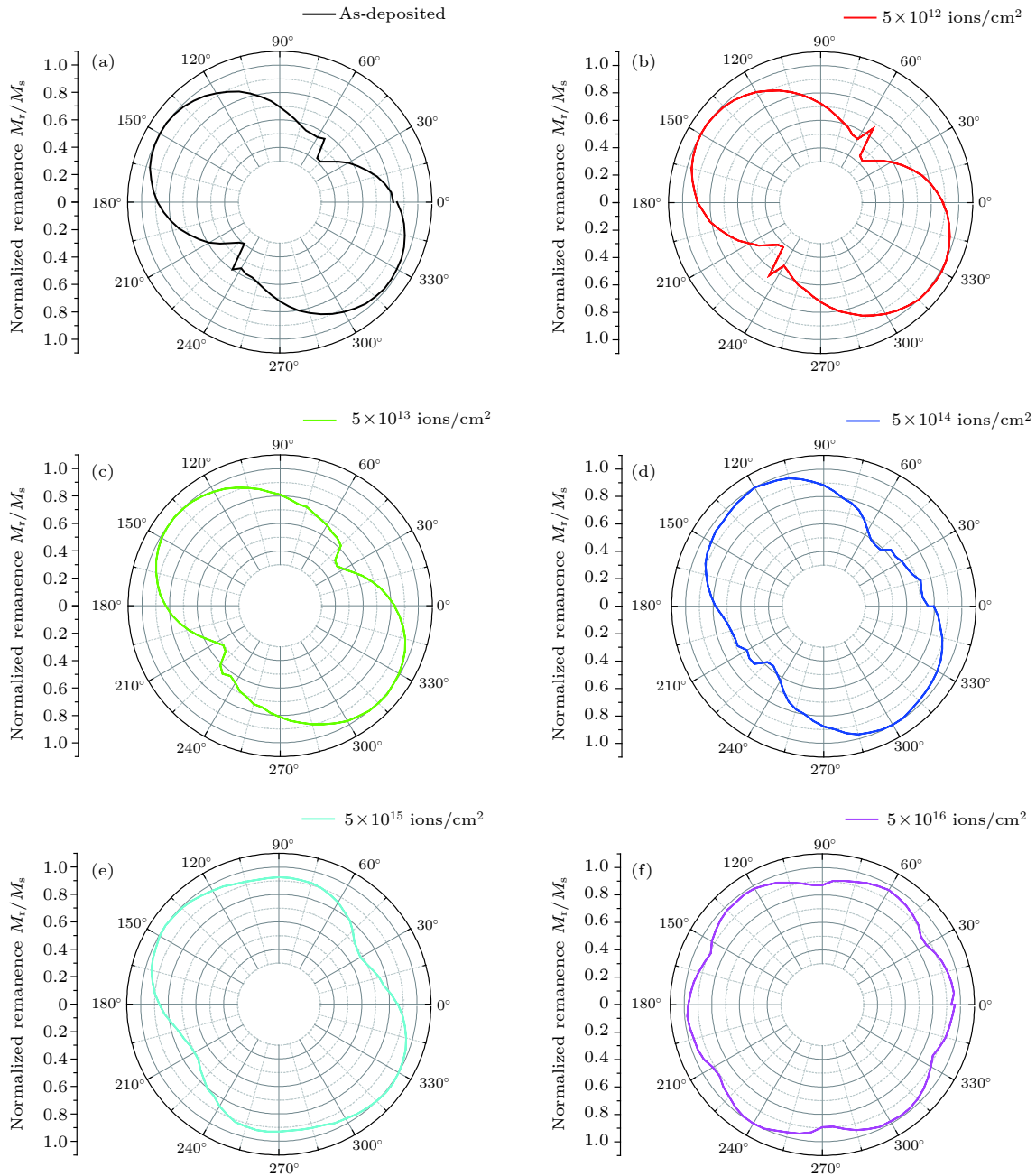


图 2 室温下不同剂量离子注入的外延 Fe 膜的归一化面内剩磁极图

Fig. 2. Azimuthal dependence of the normalized in-plane remanence for epitaxial Fe films with different dose implantation at room temperature.

注入剂量为  $5 \times 10^{15}$  ions/cm<sup>2</sup> 时 (图 2(e)), 明显观察到 4 重对称. 当注入剂量为  $5 \times 10^{16}$  ions/cm<sup>2</sup> 时 (图 2(f)), 表现为完美的六重对称. 从图 3 所示剩磁曲线可以更清晰地看出, 当注入剂量为  $5 \times 10^{14}$  ions/cm<sup>2</sup> 时, 对比未注入样品, 剩磁曲线表现为两个展宽了的峰. 注入剂量继续增加到  $5 \times 10^{15}$  ions/cm<sup>2</sup> 时, 发现剩磁曲线表现为独立的 4 个峰. 最大剂量 ( $5 \times 10^{16}$  ions/cm<sup>2</sup>) 注入后, 剩磁曲线表现为 6 个峰 (面内 6 重对称), 即在外延 Fe 膜

面内同时出现了 3 个难易轴. 总体来看, 随着 N<sup>+</sup>注入剂量的增加, Fe 膜面内磁各向异性经历了从 2 重对称到 4 重对称再到 6 重对称的转变, 即外延 Fe 膜的面内磁各向异性随着离子注入剂量的增加, 从由台阶诱导形成的 2 重磁对称占主导转变为由磁晶各向异性诱导形成的 6 重磁对称占主导.

为了理解外延 Fe 膜面内磁各向异性的转变机理, 需要讨论离子注入对外延 Fe 膜的辐照效应. 首先, 高能离子在晶体内的位移可能导致 Fe 膜和

缓冲层相互扩散,从而可能导致 Fe 膜与缓冲层的界面处的原子台阶消失,界面处台阶诱导的面内单轴各向异性减弱.为了证实离子注入对外延 Fe 膜界面的影响,对未注入样品和高剂量注入后样品的切面进行高分辨 TEM 观察(图 4).可以发现未注入的样品(图 4(a)) Si 与 Al 层,Al 与 Fe 层界面清晰,Fe 膜厚度约为 25 nm,Al 缓冲层厚度约为 3 nm.当注入剂量为  $5 \times 10^{15}$  ions/cm<sup>2</sup> 时(图 4(b)),可以看到 Fe 向 Al 缓冲层明显扩散,而且有向 Si 层扩散的趋势.最大剂量 ( $5 \times 10^{16}$  ions/cm<sup>2</sup>) 注入后(图 4(c)),Al 缓冲层和 Fe 层之间的界面已经完全不能区分,扩散层厚度增加到 7.3 nm,Fe 膜厚度明显减少,剩余约 20 nm.高分辨 TEM 照片证实了 Fe 膜与缓冲层间的界面由于离子注入而逐渐消失,说明 Fe 膜在界面外的原子台阶因为离子注入被消除,界面台阶诱导形成的单轴磁各向异性消失.

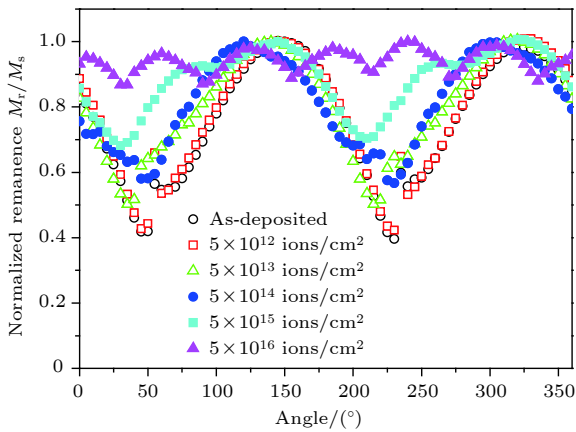


图 3 室温下不同剂量离子注入的外延 Fe 膜的归一化面内剩磁曲线

Fig. 3. Normalized in-plane remanence curves for the epitaxial Fe films with different doses of ion implantation at room temperature.

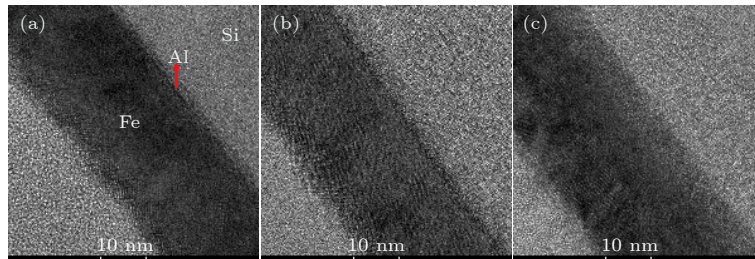


图 4 不同剂量离子注入样品的切面高分辨 TEM (a) 未注入样品; (b) 辐照剂量为  $5 \times 10^{15}$  ions/cm<sup>2</sup>; (c) 辐照剂量为  $5 \times 10^{16}$  ions/cm<sup>2</sup>

Fig. 4. Cross-sectional TEM images for the as-deposited and implanted samples with a series of different N<sup>+</sup> dose: (a) The as-deposited samples; (b) the irradiated samples dose of  $5 \times 10^{15}$  ions/cm<sup>2</sup>; (c) the irradiated samples dose of  $5 \times 10^{16}$  ions/cm<sup>2</sup>.

另外,由于外延薄膜表面处原子台阶也对面内单轴各向异性有贡献,所以需要探讨离子注入对外延薄膜表面的影响.离子注入过程中离子束对铁磁薄膜表面有溅射作用.通过用 SRIM-2008 full-cascade 模式模拟,取 Fe 的表面结合能为 4.34 eV,可以得到平均溅射效率为 1.53 atom/ion,则在最大剂量时 ( $5 \times 10^{16}$  ions/cm<sup>2</sup>),溅射厚度为 8.5 nm.除了模拟计算,从图 4 所示的 TEM 照片也可以明显看出,Fe 膜厚度明显减少,在最大剂量 ( $5 \times 10^{16}$  ions/cm<sup>2</sup>) 注入后,剩余约 20 nm (与 SRIM 模拟的规律符合).这个结果说明在离子辐照后,外延 Fe 膜表面的原子台阶消失,由其诱导形成的磁单轴各向异性消失.为了进一步说明离子注入的溅射作用对外延 Fe 膜面内磁各向异性的影响,对未注入外延 Fe 膜进行了离子刻蚀实验.刻蚀实验采用北京埃德万斯 LKJ-1D-150 离子束刻蚀系统用 400 eV 的 Ar<sup>+</sup>离子入射角度呈 50°刻蚀 7 s,理论上溅射厚度为 2 nm<sup>[28]</sup>.通过用 SRIM 软件计算,400 eV Ar<sup>+</sup>的射程是 0.7 nm (歧离 0.7 nm),刻蚀参数的设置保证了刻蚀后 Fe 膜表面能够被破坏,而 Al 缓冲层和 Fe 层之间的界面不受影响.从图 5 所示的剩磁极图可以看出,刻蚀后的样品并没有出现 6 重磁对称.对比未注入样品,剩磁曲线(图 6)表现为两个展宽了的峰,这与注入剂量为  $5 \times 10^{14}$  ions/cm<sup>2</sup> 时剩磁曲线的趋势相似(峰展宽,磁对称性向 4 重对称发展).这个结果验证了离子注入过程中,外延 Fe 膜表面被溅射,表面处的原子台阶消失,其诱导形成的单轴各向异性也被擦除.

综上,离子注入外延 Fe 膜时,注入的扩散作用使 Fe 膜在界面外的原子台阶消失,表面处的原子台阶因为注入的溅射作用也被擦除,从而表面和界面处台阶诱导形成的单轴磁各向异性消失,使得

外延铁膜面内的磁各向异性表现为 Fe(111) 面诱导形成的磁晶各向异性, 即薄膜面内表现为 6 重磁对称.

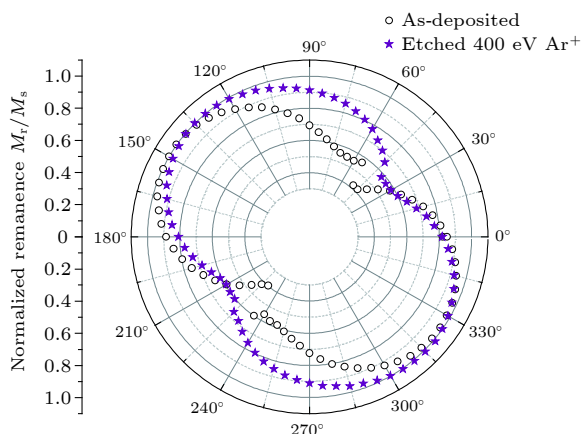


图 5 室温下未注入 Fe 膜和刻蚀后的 Fe 膜的归一化面内剩磁极图

Fig. 5. Azimuthal dependence of the normalized in-plane remanence for the as-deposited and ion beam etched samples at room temperature.

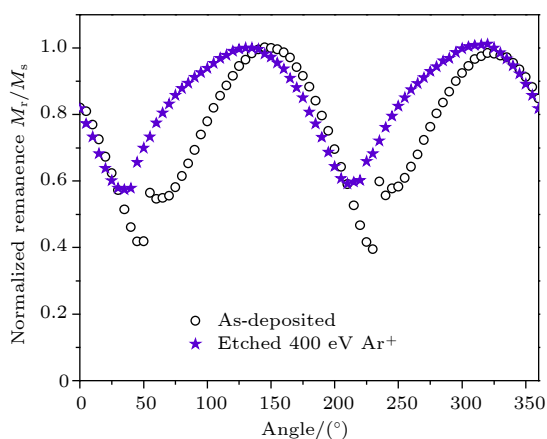


图 6 室温下未注入 Fe 膜和刻蚀后的 Fe 膜的归一化剩磁曲线

Fig. 6. Normalized in-plane remanence curves for the as-deposited and ion beam etched samples at room temperature.

## 4 结 论

本文利用 10 keV 的 N<sup>+</sup>注入 Si (111) 基底上外延生长的单晶 Fe 膜样品, 注入剂量最大至 5 × 10<sup>16</sup> ions/cm<sup>2</sup>. 系统研究了外延 Fe 膜的面内磁各向异性随注入剂量的变化规律和机理. 发现在 Si (111) 基底上外延生长制备的 Fe 膜面内磁各向异性以两重对称为主, 而随着离子注入剂量的增加, Fe 膜面内磁各向异性从 2 对称到 6 重对称的转变.

由于外延 Fe 膜面内磁单轴各向异性来自于因为 Si(111) 面错切从而在外延铁膜表面和界面处形成的原子台阶, 而离子注入有溅射效应和原子扩散作用, 溅射效应使 Fe 膜表面处原子台阶被擦除, 原子的扩散导致 Fe 膜界面处原子台阶消失. 因此原子台阶诱导的面内单轴各向异性减弱, 使 Fe(111) 面诱导形成的磁晶各向异性占主导, 从而在大剂量离子辐照后外延 Fe 膜面内表现为磁 6 重对称. 本文研究表明, 离子注入有错切角的 Si(111) 基底上外延生长的 Fe 膜, 可修正和精确调控由于基底错切造成的面内磁各向异性. 这项工作有助于提高面内磁各向异性的自由度, 可能对提高面内磁记录材料的密度有实际应用价值.

## 参考文献

- [1] Yang L 2010 *Ph. D. Dissertation* (Harbin: Harbin Institute of Technology) (in Chinese) [杨丽 2010 博士学位论文 (哈尔滨: 哈尔滨工业大学)]
- [2] Chen C H, Talnagi J W, Liu L F, Vora P, Higgins A, Liu S 2005 *IEEE Trans. Magn.* **41** 3832
- [3] Li Z F, Jia Y Y, Liu R D, Xu Y H, Wang G H, Xia X B, Shen W Z 2018 *Acta Phys. Sin.* **67** 016104 (in Chinese) [李哲夫, 贾彦彦, 刘仁多, 徐玉海, 王光宏, 夏晓彬, 沈卫祖 2018 物理学报 **67** 016104]
- [4] Maziewski A, Mazalski P, Kurant Z, Liedke M O, Mccord J, Fassbender J, Ferré J, Mougín A, Wawro A, Baczewski L T 2012 *Phys. Rev. B* **85** 054427
- [5] Ding B F, Xiang F H, Wang L M, Wang H T 2012 *Acta Phys. Sin.* **61** 046105 (in Chinese) [丁斌峰, 相凤华, 王立明, 王洪涛 2012 物理学报 **61** 046105]
- [6] Bali R, Wintz S, Meutzner F, Hübner R, Boucher R, Ünal A A, Valencia S, Neudert A, Potzger K, Bauch J 2014 *Nano Lett.* **14** 435
- [7] Jaafar M, Sanz R, Mccord J, Jensen J, Schäfer R, Vázquez M, Asenjo A 2011 *Phys. Rev. B* **83** 094422
- [8] Mccord J, Schultz L, Fassbender J 2008 *Adv. Mater.* **20** 2090
- [9] Kasiuk J, Fedotova J, Przewoźnik J, Kapusta C, Skuratov V, Svito I, Bondariev V, Kołtunowicz T 2017 *Acta Phys. Pol.* **132** 206
- [10] Sakamaki M, Amemiya K, Liedke M, Fassbender J, Mazalski P, Sveklo I, Maziewski A 2012 *Phys. Rev. B* **86** 024418
- [11] Shin S C, Kim S, Han J, Hong J, Kang S 2011 *Appl. Phys. Express* **4** 116501
- [12] Beaujour J M, Kent A D, Ravelosona D, Tudosa I, Fullerton E E 2011 *J. Appl. Phys.* **109** 033917
- [13] Mccord J, Gemming T, Schultz L, Fassbender J, Liedke M O, Frommberger M, Quandt E 2005 *Appl. Phys. Lett.* **86** 162502
- [14] Woods S, Ingvarsson S, Kirtley J, Hamann H, Koch R 2002 *Appl. Phys. Lett.* **81** 1267
- [15] Fassbender J, von Borany J, Mücklich A, Potzger K, Möller W, Mccord J, Schultz L, Mattheis R 2006 *Phys. Rev. B* **73** 184410
- [16] Jaworowicz J, Maziewski A, Mazalski P, Kisielewski M, Sveklo I, Tekielak M, Zablotkii V, Ferré J, Vernier N, Mougín A 2009 *Appl. Phys. Lett.* **95** 022502

- [17] Wei Y P, Gao C X, Dong C H, Ma Z K, Li J G, Xue D S 2014 *Appl. Surf. Sci.* **293** 71
- [18] Ziegler J F, Ziegler M D, Biersack J P 2010 *Nucl. Instrum. Meth. Phys. Res. B* **268** 1818
- [19] Ye J, He W, Wu Q, Liu H L, Zhang X Q, Chen Z Y, Cheng Z H 2013 *Sci. Rep.* **3** 2148
- [20] Liu H L, He W, Wu Q, Zhang X Q, Yang H T, Cheng Z H 2012 *J. Appl. Phys.* **112** 093916
- [21] Rezende S M, Moura J, de Aguiar F, Schreiner W H 1994 *Phys. Res. B* **49** 15105
- [22] Men F K, Liu F, Wang P J, Chen C H, Cheng D L, Lin J L, Himpfel F J 2002 *Phys. Rev. Lett.* **88** 096105
- [23] Viernow J, Lin J L, Petrovykh D, Leibsle F, Men F, Himpfel F 1998 *Appl. Phys. Lett.* **72** 948
- [24] Kirakosian A, Bennewitz R, Crain J N, Fauster T, Lin J L, Petrovykh D Y, Himpfel F J 2001 *Appl. Phys. Lett.* **79** 1608
- [25] Wu Q, He W, Liu H L, Ye J, Zhang X Q, Yang H T, Chen Z Y, Cheng Z H 2013 *Sci. Rep.* **3** 1547
- [26] Li Z, Xu C H, Wang Q, Fu X 2013 *Equipment for Electronic Products Manufacturing* **42** 4 (in Chinese) [黎振, 徐超辉, 王群, 付翔 2013 电子工业专用设备 **42** 4]
- [27] Dos S M C, Geshev J, Schmidt J E, Teixeira S R, Pereira L G 2000 *Phys. Res. B* **61** 1311
- [28] Li H, Guo D W 2015 *Experimental Technology and Management* **32** 51 (in Chinese) [李华, 郭党委 2015 实验技术与管理 **32** 51]

## Recovering in-plane six-fold magnetic symmetry of epitaxial Fe films by N<sup>+</sup> implantation\*

Jiang Xing-Dong<sup>1)†</sup> Guan Xing-Yin<sup>2)</sup> Huang Juan-Juan<sup>1)</sup>

Fan Xiao-Long<sup>1)</sup> Xue De-Sheng<sup>1)‡</sup>

1) (Key Laboratory for Magnetism and Magnetic Materials of the Ministry of Education, Lanzhou University, Lanzhou 730000, China)

2) (Northwest Institute of Nuclear Technology, Xi'an 710024, China)

(Received 23 January 2019; revised manuscript received 2 April 2019)

### Abstract

In order to study the effect of ion implantation on the in-plane magnetic anisotropy of epitaxial magnetic films, a 3-nm Al buffer layer is epitaxially grown on an Si (111) substrate with a miscut angle, and then 25-nm Fe is grown on the buffer layer. High-resolution X-ray diffraction reveals that the epitaxial Fe film has a (111)-oriented bcc structure. The epitaxial Fe films are implanted by 10 keV N<sup>+</sup> ions with dose up to  $5 \times 10^{16}$  ions/cm<sup>2</sup>. The change and mechanism of the in-plane magnetic anisotropy of the epitaxial Fe film are studied systematically. It is found that the in-plane magnetic anisotropy of the epitaxial Fe film is gradually changed from two-fold to six-fold symmetry with the increase of N<sup>+</sup> implantation dose. It is confirmed by transmission electron microscopy and etching experiments that ion implantation changes the surface and interface state of Fe film. This result is consistent with the result from the SRIM software simulation. The in-plane magnetic uniaxial anisotropy of epitaxial Fe film comes from atomic steps at the surface and the interface of the Fe film. These steps result from Si (111) substrate with a miscut angle. Ion implantation has effects on sputtering and atomic diffusion. The sputtering effect causes the step at the surface of the Fe film to be erased, and the diffusion of the atom leads the step at the interface of the Fe film to disappear. The in-plane uniaxial anisotropy induced by the atomic step is weakened, and the magnetocrystalline anisotropy induced by the Fe (111) plane is dominant. Therefore, the epitaxial Fe film exhibits Fe (111) plane induced six-fold magnetic symmetry after high-dose N<sup>+</sup> implantation. This work indicates that the in-plane magnetic anisotropy of Fe films epitaxially grown on Si (111) substrate with miscut angle can be modified and precisely controlled by ion implantation. This work may be of practical significance for improving the density of in-plane magnetic recording material.

**Keywords:** epitaxial Fe films, ion implantation, magnetic anisotropy

**PACS:** 61.80.Jh, 75.50.-y, 75.30.Gw, 77.55.Px

**DOI:** 10.7498/aps.68.20190131

\* Project supported by the National Natural Science Foundation of China (Grant Nos. 51402141, 11674143, 11405133).

† Corresponding author. E-mail: [jiangxd@lzu.edu.cn](mailto:jiangxd@lzu.edu.cn)

‡ Corresponding author. E-mail: [xueds@lzu.edu.cn](mailto:xueds@lzu.edu.cn)