

高软磁低电导率 Fe-Fe₃N 薄膜的 N 原子含量调控*陈震¹⁾³⁾ 兰明迪¹⁾⁴⁾ 李国建^{1)†} 孙尚¹⁾²⁾ 刘诗莹⁵⁾ 王强¹⁾

1) (东北大学材料电磁过程研究教育部重点实验室, 沈阳 110819)

2) (东北大学轧制技术及连轧自动化国家重点实验室, 沈阳 110819)

3) (东北大学冶金学院, 沈阳 110819)

4) (东北大学材料科学与工程学院, 沈阳 110819)

5) (沈阳工业大学材料科学与工程学院, 沈阳 110870)

(2022 年 8 月 4 日收到; 2023 年 1 月 10 日收到修改稿)

微电子器件具有广泛的应用前景, 为了使微电子器件具有优良的高频特性, 同时具有高饱和磁化强度、低矫顽力以及高电阻率软磁薄膜的研发成为其中的关键. 本文采用射频原子源辅助真空热蒸发方法制备了不同 N 原子含量的 Fe-Fe₃N 软磁薄膜. 高饱和磁化强度 Fe₃N 相含量和 (102) 取向度的增大, 使薄膜的饱和磁化强度增大, 相比于 Fe 薄膜, 饱和磁化强度提高了 55.2%, 达到 1705.6 emu/cm³ (1 emu/cm³ = 10³ A/m). 此外, Fe₃N(102) 取向度的增大会产生较大的晶格错配, 阻碍 Fe 和 Fe₃N 晶粒的生长, 使薄膜晶粒尺寸降低, 矫顽力 (50.3 Oe (1 Oe = 10³/(4π) A/m)) 比 Fe 薄膜降低了 68.6%. 同时, 较大的晶格错配也会促进载流子散射, 提高了 Fe-Fe₃N 薄膜电阻率, 使得其电阻率 (8.80 μΩ·m) 比 Fe 薄膜增大了 7 倍. 因此, 本文为高饱和磁化强度、低矫顽力以及高电阻率软磁薄膜的研发提供了新方法.

关键词: 磁性薄膜, Fe-Fe₃N, 真空热蒸发, 射频原子源

PACS: 75.75.-c, 75.50.Cc, 68.55.-a

DOI: 10.7498/aps.72.20221577

1 引言

目前电子器件的小型化、集成化和高频化成为主要的发展趋势. 为了维持优良的高频特性以及保证低损耗、低成本和抗电磁干扰等优点, 具有高饱和磁化强度、低矫顽力以及高电阻率的高频软磁薄膜得到了广泛关注^[1-3]. 目前, 高频软磁薄膜主要有纳米晶合金膜、纳米晶颗粒膜、多层膜等. 其中, Fe 基材料的饱和磁化强度相对较大^[4], 为 1.4—1.7 T; 而 FeCo 基饱和磁化强度约为 2 T. 但是, Fe 基薄膜材料在高频微电子领域应用时, 性能仍无法满足要求, 通常需要采用掺杂、复合等方式进行性能提升.

元素掺杂是目前研究中提高 Fe 基软磁材料磁性能的常见方法, 例如, FeCo^[5], FeNi^[6], FeGa^[7] 和 FeAl^[8] 等金属软磁薄膜. 但是, 上述薄膜均具有较大的矫顽力以及较低的电阻率. 为解决上述问题, 目前采用纳米复合的方式来降低 Fe 基薄膜矫顽力以及提高电阻率. 例如, 在 Fe 薄膜中复合非晶相 SiO₂ 可以使 Fe-SiO₂ 薄膜矫顽力降低 204.0%. 这是因为 Fe-SiO₂ 薄膜中具有 Fe 纳米颗粒, 并且 SiO₂ 大量存在于晶界处, 阻碍晶粒生长, 使得晶粒尺寸降低, 进而使得矫顽力降低. 此外, Fe 薄膜中复合非晶相后使 Fe-SiO₂ 薄膜电阻率增大 31.2%, 这是由于 SiO₂ 本身为绝缘体, 电阻较高, 且复合过程中形成的界面, 增强了电子的散射. 但是, SiO₂

* 国家重点研发计划 (批准号: 2021YFA1600204) 资助的课题.

† 通信作者. E-mail: gji@epm.neu.edu.cn

属于非磁性相, 导致薄膜中磁性相含量降低, 进而导致饱和磁化强度降低^[9]. 为提高两相薄膜的饱和磁化强度, 在 Fe 薄膜中掺杂磁性元素 Sm, 使其饱和磁化强度增加至 1456 emu/cm^3 ($1 \text{ emu/cm}^3 = 10^3 \text{ A/m}$). 这是因为 Fe 与 Sm 之间存在铁磁耦合使得饱和磁化强度增强. 但是, 随着 Sm 含量的增大, 容易形成纳米尺度非晶区, 且具有较大的各向异性, 导致矫顽力增大^[10]. 同样, 在 Fe-Fe₃O₄ 两相薄膜中, Fe 和 Fe₃O₄ 间的交换耦合作用和结晶性的提高使得饱和磁化强度增加 92.2%. 同时, 由于 Fe₃O₄ 本身电阻率较高, 使得 Fe-Fe₃O₄ 两相薄膜电阻率增大^[11]. 但是, 矫顽力增大了 19.4%^[12]. 此外, 为了实现饱和磁化强度提高的同时降低矫顽力, 在 Nd₂Fe₁₄B-Fe 中, 通过硬软磁界面间交换耦合作用使饱和磁化强度增加至 93 emu/g ($1 \text{ emu/g} = 1 \text{ A}\cdot\text{m}^2/\text{kg}$) 的同时矫顽力降低 38.1%^[13]. 在目前的研究中发现, 相比与 SiO₂, Fe₃O₄ 和 Nd₂Fe₁₄B 等, Fe-N 薄膜因具有 FeN^[14], ξ -Fe₂N^[15], ε -Fe₃N^[16], γ -Fe₄N^[17], α' -Fe₈N^[18] 以及 α'' -Fe₁₆N₂^[19] 等多种相结构而备受关注. 其中, FeN 材料为面心立方结构, 在室温下表现为反铁磁性^[20]. ξ -Fe₂N 材料为六方结构, 在室温下表现为顺磁性^[21,22]. 而具有密排六方结构的 ε -Fe₃N 和具有面心立方结构的 γ -Fe₄N 为软磁性, 多应用于电磁吸波等领域^[23-25]. 此外, 具有体心四方晶胞的 α' -Fe₈N 和 α'' -Fe₁₆N₂ 材料表现出高饱和磁化强度、磁各向异性、低成本、环保等特点同样备受关注^[26,27]. 通过退火处理得到的 γ -Fe₄N 和 ε -Fe₃N 两相共存结构也是调控 Fe-N 薄膜饱和磁化强度的方法^[28]. 因此, Fe-N 薄膜由于其多种相结构受到研究者的青睐. 其中, ε -Fe₃N 自旋极化率高, 在室温下表现出稳定的铁磁性, 且具有较大的饱和磁化强度和电阻率, 以及较低的矫顽力^[29]. 在 Fe₃N 薄膜中掺杂 Co, 通过 Co 原子取代 Fe 原子的位置形成交换耦合, 使得饱和磁化强度增大了 9.5%^[30]. 但是, 薄膜的矫顽力增大了 29%. 若将 Fe 薄膜和 Fe₃N 薄膜的优势相结合制备 Fe-Fe₃N 两相薄膜, 有望获得高饱和磁化强度、低矫顽力以及高电阻率的高频软磁薄膜.

ε -Fe₃N 薄膜的磁性能一般受到氮原子含量和结晶性影响^[31]. 因此, 有效调控 ε -Fe₃N 薄膜磁性能成为当前研究的难点. 目前, 制备 Fe₃N 薄膜的常用方法包括直接氮化法^[32]、化学气相沉积^[33]、磁控溅射^[34]、离子辐射^[35]、分子束外延^[36]等. 其中,

直接氮化法和化学气相沉积通常以氨气为反应气体, 制备过程污染环境, 并且所制备的薄膜时间较长且均匀性较差, 导致薄膜磁性能较差. 磁控溅射和离子辐射法通常以 N₂ 为反应气体, 导致所制备的薄膜表面颗粒尺寸和粗糙度较大, 矫顽力增大. 分子束外延法虽然制备薄膜质量高, 但具有条件苛刻、成本高等缺点, 不适合商用. 采用常规手段制备 Fe-Fe₃N 两相薄膜, 一方面需要退火处理且薄膜不均匀, 另一方面, Fe₃N 的相含量不易控制. 射频原子源 (RF 源) 由于提供的 N 原子比 N 分子具有更高的化学活性, 可降低 Fe 原子与 N 原子之间的形成能, 更易于与 Fe 原子形成氮化物, 进而得到具有稳定结构的 Fe-N 薄膜^[37,38]. 同时, 可以通过调控气流量和功率控制 N 原子含量, 从而控制 Fe₃N 的相含量. 此外, 射频原子源辅助真空热蒸发装置主要由真空系统、金属束源和射频原子源组成. 其中, 真空热蒸发装置包括两个金属束源和一个射频原子源. 热蒸发金属束源是由电阻丝加热, 其基本原理和分子束外延相似, 生长速度较慢, 有利于在原子级精确控制薄膜的生长速率、杂质浓度、多元化合物的成分比, 一方面可实现在高真空下可控生长高熔点金属薄膜, 降低薄膜制备过程的复杂性, 便于实现薄膜制备的可重复性; 另一方面可制备出均匀和表面形貌良好的高质量薄膜. 射频原子源由于提供的 N 原子比 N 分子具有更高的化学活性, 可提高 Fe 原子与 N 原子之间的化合, 更易与 Fe 原子形成氮化物, 进而得到具有稳定结构的 Fe-N 薄膜. 二者结合有利于精确控制 Fe-N 薄膜且有利于制备出高质量的均匀薄膜. 因此, 本文采用 RF 源辅助真空热蒸发法制备 Fe-Fe₃N 两相含量可控的均匀薄膜. 分析微观组织与磁性能和电性能之间的关系, 从而提高薄膜磁性能和电性能.

2 实验方法

本文采用 RF 源辅助真空热蒸发法在不同 N₂ 流量下制备 Fe-Fe₃N 两相薄膜. 选用非晶 SiO₂ 作为基底材料. 原材料是直径 2—3 mm 的颗粒状高纯 Fe(99.99%) 和高纯 N₂(99.999%). 制备过程中设备本底真空为 $9.5 \times 10^{-5} \text{ Pa}$, 工作气压为 $5.0 \times 10^{-3} \text{ Pa}$, 基底温度为室温. Fe 束源温度为 $1400 \text{ }^\circ\text{C}$; RF 源的功率为 400 W, 通过质量流量计控制 N₂ 流量分别为 10, 13, 15 sccm ($1 \text{ sccm} = 1 \text{ mL/min}$). 控制

相同的沉积时间制备膜厚约为 60 nm 的 4 种薄膜. 根据 N_2 流量将 4 种薄膜分别命名为 0 sccm, 10 sccm, 13 sccm 和 15 sccm.

本文采用 RF 源提供高反应活性的 N 原子, 采用 RF 源与 Fe 束源共蒸发的方法制备薄膜. 当 N_2 进入到射频等离子体放电区后, 利用微波频率原子等离子体裂解源对 N_2 进行裂解, 进而得到中性 N 原子和 N 离子. 此外, RF 源可以抑制等离子体中离子的释放, 并且通过射频信号控制器控制电离区的放电功率, 同时允许中性 N 原子流出至基底进行薄膜生长. 因此, N 原子的产生效率与 N_2 流量和射频功率有关, 控制 RF 源功率为 400 W, 可通过 N 源发射光谱监测 N 原子的含量^[39].

制备过程中使用光纤光谱仪, 对 N 原子的光谱图进行实时检测. 使用台阶仪 (Dektak150, Veeco, USA) 测量薄膜厚度; X 射线衍射仪 (XRD; DMAX 2004, Rigaku, Japan) 对薄膜的相组成进行分析; 利用扫描电子显微镜 (SEM; Apreo 2C+, Thermo Fisher Scientific, USA) 分析薄膜表面形貌, 并通过附带能谱仪 (EDS; Oxford Inca) 检测薄膜的原子百分含量; 利用原子力显微镜 (AFM; Nanosurf Flex-Axiom, Switzerland) 分析薄膜三维形貌; X 射线光电子能谱仪 (XPS; Escalab 250Xi, USA) 分析测试薄膜化学键种类和含量. 通过振动样品磁强计 (VSM; EZ-9, MicroSense, USA) 分析薄膜磁性能; 利用霍尔效应测量系统 (MMR-K7250-5RLP, Ecopia, USA) 测量薄膜的载流子浓度、迁移率以及电阻率.

3 结果和讨论

利用光谱仪检测不同的 N_2 流量下的 N 发射光谱图, 结果如图 1(a) 所示. 其中, N 离子的波长范围 400—450 nm, N 分子的波长范围 550—700 nm, N 原子的波长范围 720—830 nm. 如图 1(b) 所示用 N 原子峰的面积比表征 N 原子的相对密度^[40]. 当 N_2 流量为 10, 13, 15 和 18 sccm 时 N 原子的相对密度分别为 40%, 42%, 47% 和 29%. 此外, 发射光强度与激发原子数密度成正比^[41], 当 N_2 流量为 15 sccm 时 N 原子的峰强度达到峰值, 当 N_2 流量为 18 sccm 时, N 原子的峰强度降低. 这是因为, 当射频原子源功率为 400 W 时, 其可裂解的 N_2 数量降低导致 N_2 裂解达到过饱和状态, 多余的 N_2

分子很难裂解为 N 原子或 N 离子. 因此, 随着 N_2 流量的增大, N 原子含量先增大后减小. 因此, 本文将选取 10, 13 和 15 sccm 流量的 N_2 进行实验.

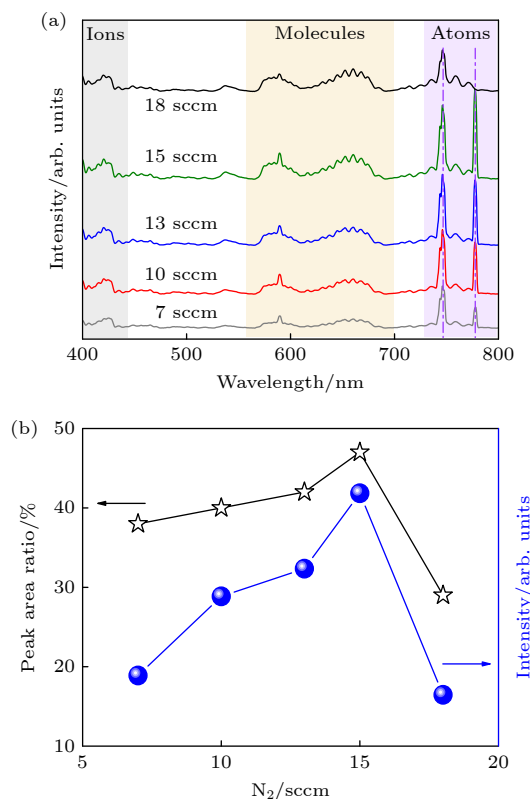


图 1 不同 N_2 流量的 N 发射光谱 (a) 以及 N 原子峰的面积比和峰强度图 (b)

Fig. 1. N emission spectra (a) and the area ratio and peak intensity of N atom peaks at different N_2 fluxes (b).

利用 XRD 测试了不同 N_2 流量下的 Fe-Fe₃N 薄膜的相组成和取向等, 结果如图 2 所示. Fe 薄膜在 44.18°, 44.78° 和 64.54° 位置出现 3 个衍射峰, 分别对应于 α -Fe 的 (110)、 ϵ -Fe 的 (002) 和 α -Fe 的 (200) 衍射峰 (α -Fe: PDF#06-0696, ϵ -Fe: PDF#34-0529). 说明利用热蒸发方法制备的 Fe 薄膜主要由 α 相和少量的 ϵ 相组成^[41]. Fe 薄膜 (110) 取向峰强度较高, 说明 Fe 薄膜具有良好的结晶性以及 (110) 晶面的择优取向. 4 种薄膜 (200) 衍射峰均产生明显的衍射峰劈裂现象, 且无其他相的产生, 这是本文所制备的薄膜晶粒尺寸过小, 且在 XRD 测试过程中设备受限而设定的较大步长造成的. 此外, 在 10 sccm, 13 sccm 和 15 sccm 薄膜中, N 原子与 ϵ -Fe 的原子反应生长生成了 Fe₃N, 因此 ϵ -Fe 的 (002) 峰消失. 随着 N_2 流量的增大, 在 41.14° 和 47.16° 位置上出现 Fe₃N(002) 和 Fe₃N(102) 衍

射峰 (PDF#49-1664). 说明随着 N 原子的引入, 薄膜相组成发生变化, Fe 薄膜中产生 Fe₃N 相, 得到 Fe-Fe₃N 两相薄膜. 由 XRD 结果可知, 利用 RF 源和 Fe 束源共蒸的方法可以实现原位 Fe-Fe₃N 薄膜制备. 此外, 引入 N 原子后, Fe(110) 衍射峰向小角度偏移, 说明 N 原子进入 Fe 的晶格中, 导致 Fe 的晶格膨胀^[42]. 并且 Fe(110) 的衍射峰强度也逐渐增大, 说明 N 原子的引入提高了 Fe 薄膜的结晶性. 本文所制备是 Fe 和 Fe₃N 两相薄膜, 通过 XRD 中衍射峰面积计算相含量^[43], 公式如下:

$$\omega_{\text{Fe}_3\text{N}} = \frac{\sum S_{\text{Fe}_3\text{N}}}{\sum S_{\text{Fe}_3\text{N}} + \sum S_{\text{Fe}}}, \quad (1)$$

其中, ω 为 Fe₃N 相含量, S 为 XRD 中衍射峰面积. 因此, 根据 (1) 式计算得本文中 10 sccm, 13 sccm 和 15 sccm 薄膜的 Fe₃N 相含量分别为 19%, 22% 和 29%. 进一步说明当 N₂ 流量为 15 sccm 时, N 原子含量最高, 生成的 Fe₃N 相含量最高, 可达到 29%.

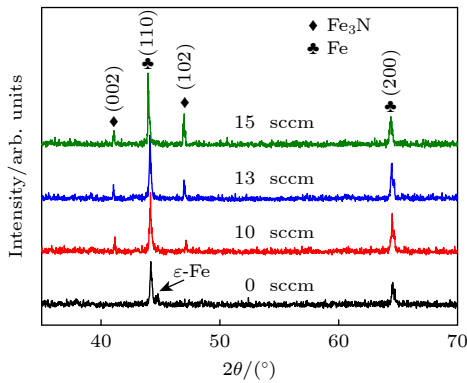


图 2 不同 N₂ 流量下的 Fe-Fe₃N 薄膜 XRD 图谱

Fig. 2. XRD patterns of Fe-Fe₃N thin films under different N₂ flow rates.

利用 XPS 确定了不同 N₂ 气流量的薄膜的化学键含量. 图 3(a) 和图 3(b) 分别为 N 1s 和 Fe 2p_{3/2} 的精细谱. 在 N 1s 精细谱中 Fe—N 键和 N—N 键结合能分别为 398 和 397 eV. 在 Fe 2p_{3/2} 精细谱中 Fe—N 键和 Fe—Fe 键结合能分别位于 707 和 706 eV, 与其他研究结果一致^[30,44,45]. 由于 N—N 键的形成能较低, 易在制备过程中形成. 在 N 1s 和 Fe 2p_{3/2} 的精细谱中均存在 Fe—N 键, 说明薄膜中有 Fe₃N 相的产生. 如图 3(c) 所示, 随着 N 原子含量的增大, Fe—N 键的含量增大, 说明 N 原子含量的增大使得 Fe₃N 相含量增大, 结果与 XRD 结果相同. 同时, 随着 N 原子含量的增大, Fe 2p_{3/2} 和 N 1s 卫星峰向高结合能方向偏移, 可能是 N 原子的引入提高了 Fe 的结晶性, 从而导致 Fe—Fe 键的结合能增大, 结果与 XRD 结果一致. Fe—Fe 键结合能的增大意味着 Fe 的外层电子很难被激发出来成为载流子, 从而使得 Fe-N 薄膜的电阻率较高.

通过 EDS 分析了 0 sccm 和 15 sccm 薄膜的原子百分含量, 结果如图 4 中表格所示. 将真空中 N 原子百分比归一化后可知, 15 sccm 薄膜中确实存在 N 原子, 且 Fe 和 N 原子的百分比达到为 4:1. 而在 Fe-N 体系相图中可知当 N 含量约为 20% 时可以实现 Fe₃N 相的生成, 与 XRD 及 XPS 结果所讨论的 Fe-Fe₃N 相吻合. 此外, 根据 XPS 结果可知, Fe₃N 相中 Fe—N 键结合能大于 N—N 键和 Fe—Fe 键的结合能. 因此, Fe₃N 具有较稳定的化学键. 并且, Fe₃N 为密排六方结构的固溶体, N 原子分布在八面体间隙中, Fe 原子在空间内形成密排六方晶格, 具有较稳定的晶体结构^[44]. 根据本文中 15 sccm 薄膜中 Fe₃N 相含量为 29%, 从理论计算可知此时 N 原子的理论百分含量为 15.51%,

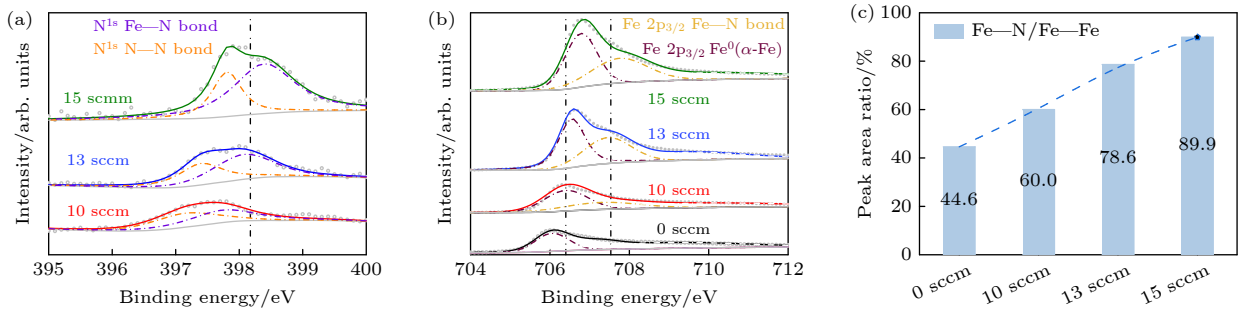


图 3 不同 N₂ 流量下 Fe-Fe₃N 薄膜的 N 1s (a) 和 Fe 2p_{3/2} (b) XPS 精细谱、Fe—N 键与 Fe—Fe 键含量比 (c)

Fig. 3. N 1s (a) and Fe 2p_{3/2} (b) XPS fine spectra, Fe—N bond and Fe—Fe bond content ratio (c) of Fe-Fe₃N films under different N₂ flow rates.

而 EDS 所测试的结果为 16.23%，理论与测试结果一致。这说明薄膜中可能存在未与 Fe 结合的 N 原子，但是含量较小。此外，根据表面形貌可知，随着 N 原子含量的增大薄膜表面大颗粒逐渐消失，这说明表面聚集的 Fe 原子与 N 原子很好地结合成了 Fe₃N 相，与之前结果吻合。

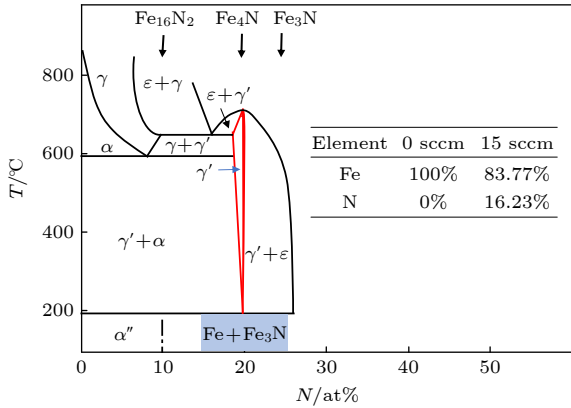


图 4 0 sccm 薄膜和 15 sccm 薄膜中 Fe-N 体系相图^[45]和 Fe 和 N 原子的百分含量

Fig. 4. Phase diagram of Fe-N system in 0 sccm film and 15 sccm film^[45] and percentage of Fe and N atoms.

利用 SEM 和 AFM 表征了不同 N₂ 流量的 Fe-Fe₃N 薄膜表面形貌，结果如图 5 所示。薄膜表面均由球形颗粒组成。但是，图 5(a) 中薄膜表面形成具有白色衬度的 Fe 颗粒聚集。而 N 原子的引入使得薄膜表面聚集的白色颗粒尺寸减小，含量降

低，说明表面聚集的 Fe 单质与 N 原子结合形成 Fe₃N 等非聚集物质。上述结论与 AFM 测试的表面粗糙度随着 N 含量增大而降低的结果吻合。因此，薄膜表面明显的白色衬度颗粒应为 Fe 的聚集。此外，随着 N 原子含量的增大，薄膜表面更加均匀平整，致密度增大。通过 AFM 表征不同 N₂ 流量时薄膜三维形貌和表面粗糙度，结果如图 5 插图所示。将图中的表面粗糙度进行统计，0 sccm, 10 sccm, 13 sccm 和 15 sccm 薄膜的粗糙度分别为 2.81 nm ± 0.3 nm, 1.88 nm ± 0.2 nm, 1.15 nm ± 0.11 nm 和 1.05 nm ± 0.15 nm。由此可知，N 原子的引入可以使 Fe 薄膜的表面粗糙度降低 62.6%，其原因是 Fe₃N 相的产生导致 Fe 的相含量增大，进而使得 Fe 和 Fe₃N 两相间的界面结构间更加紧密结合，结果与之前研究类似^[46-48]。这是因为，随着 N 含量的增大，Fe₃N 相含量增大，且 Fe₃N 本身晶粒尺寸较小，使得颗粒尺寸降低。此时，两相薄膜生长过程中的连续性提高，致密度提高。由于两相薄膜制备过程中是反应生长机制，沉积速率较低，也会促进薄膜连续性的提高，表面粗糙度降低，与 AFM 结果相吻合。此外，随着 N 原子含量的增大，薄膜表面粗糙度逐渐降低。以上结果表明，采用 RF 源辅助真空热蒸发方法引入 N 原子调控表面形貌，进而制备出表面平整的 Fe-Fe₃N 薄膜。也说明了 Fe 薄膜中加入适量的 Fe₃N 可以使得存在良好的界面连续性，降低表面粗糙度。

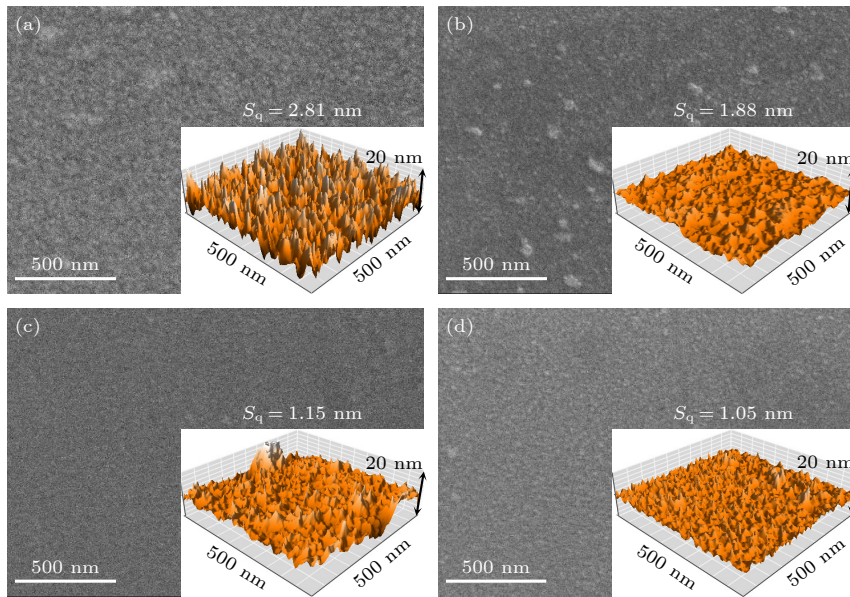


图 5 不同 N₂ 流量下 Fe-Fe₃N 薄膜的 SEM 表面形貌图和 AFM 三维形貌图 (a) 0 sccm; (b) 10 sccm; (c) 13 sccm; (d) 15 sccm.
Fig. 5. SEM and AFM 3 D morphologies of Fe-Fe₃N films under different N₂ flow rates: (a) 0 sccm; (b) 10 sccm; (c) 13 sccm; (d) 15 sccm.

利用 VSM 测试了 0 sccm, 10 sccm, 13 sccm 和 15 sccm 薄膜的 M - H 曲线, 以及 0 sccm 和 15 sccm 薄膜磁场在膜面内与易磁化轴成不同角度的室温 M - H 曲线, 结果如图 6 所示. 其中, M 是指磁化强度 (magnetization), H 是指磁场强度 (magnetic field intensity), M - H 曲线称为磁滞回线. Fe_3N 相的产生可以提高薄膜的饱和磁化强度, 这是因为, 本文所制备的 (102) 取向的 Fe_3N 促进 $\text{Fe}(110)$ 取向的产生, 使得晶粒的堆叠显著降低, 导致内部缺陷降低, 单位自旋电子数提高 [49]. 随着 Fe_3N 相含量的增大, $\text{Fe-Fe}_3\text{N}$ 薄膜的饱和磁化强度增大. 这是因为随着 Fe_3N 含量的增大, 10 sccm, 13 sccm 和 15 sccm 薄膜的取向度增大, 分别为 0.43, 0.56 和 0.64. 随着薄膜取向度的增大, 使得磁矩排列的方向性提高, 当施加测试场时, 易于使磁矩趋于磁化场方向排列, 这会提高薄膜的饱和磁场强度 [50,51].

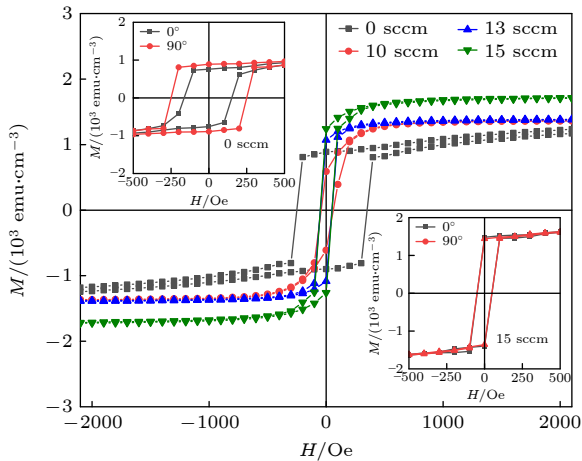


图 6 室温时不同 N_2 流量下 $\text{Fe-Fe}_3\text{N}$ 薄膜面内易轴方向的 M - H 曲线和 0 sccm 薄膜、15 sccm 薄膜不同方向的 M - H 曲线

Fig. 6. M - H curves of the in-plane easy axis direction of $\text{Fe-Fe}_3\text{N}$ films under different N_2 flow rates at room temperature and M - H curves of 0 sccm films and 15 sccm films in different directions.

与之前的研究相比, 本文所制备的 0 sccm 薄膜的矫顽力较大 (160.3 Oe), 这是因为 0 sccm 薄膜的沉积速率较大 (7 nm/min), 在高生长速率下, Fe 团簇没有充分弛豫生长就会有新的 Fe 原子到达, 薄膜表面易聚集大颗粒, 不利于表面空位和缺陷的填补, 在磁畴取向排列时具有钉扎作用, 进而导致薄膜的矫顽力较大 [49]. 但是, Fe_3N 相的产生使得薄膜矫顽力降低, 这是因为本文所制备的具有 (102) 取向的 Fe_3N 相与 $\text{Fe}(110)$ 取向间存在较

大的晶格失配度, 阻碍 $\text{Fe-Fe}_3\text{N}$ 薄膜中晶粒的生长, 结果如图 7 所示. 随着 Fe_3N 相含量的增大, $\text{Fe-Fe}_3\text{N}$ 薄膜的取向度增加. 此外, 10 sccm, 13 sccm 和 15 sccm 薄膜 XRD 衍射峰的半高全宽分别为 0.1875° , 0.1703° 以及 0.1545° . 因此, 随着 Fe_3N 相含量的增大, 其晶粒尺寸成减小趋势. 且薄膜中颗粒尺寸理论上由多个晶粒组成, 与晶粒尺寸变化趋势相似. 本文通过 AFM 确定 10 sccm, 13 sccm 和 15 sccm 薄膜的颗粒尺寸分别为 $34.58 \text{ nm} \pm 1.53 \text{ nm}$, $32.04 \text{ nm} \pm 0.88 \text{ nm}$ 和 $26.37 \text{ nm} \pm 0.84 \text{ nm}$, 随着 N 含量逐渐降低. 且根据之前结果薄膜表面粗糙度也呈现下降趋势. 可见, 通过其他手段也可间接说明 10 sccm, 13 sccm 和 15 sccm 薄膜的晶粒尺寸呈现下降趋势. 因此, 随着 Fe_3N 相含量的增大, 薄膜晶粒尺寸减小使得矫顽力降低. 此外, 如图 6 插图所示, 0° 线表示易磁化轴方向, 90° 表示垂直于易磁化轴方向, 采用不同方向的 M - H 曲线来检测 Fe-N 薄膜的磁各向异性. 如图 6 左上插图所示, 0 sccm 薄膜 0° 和 90° 的 M - H 曲线并未完全重合, 说明 Fe 薄膜具有轻微的磁各向异性. 但是, 如图 6 右下插图所示, 15 sccm 薄膜的 0° 和 90° 的 M - H 曲线完全重合, 说明 $\text{Fe-Fe}_3\text{N}$ 薄膜磁各向异性减弱, 表现为磁各向同性. 根据之前的研究结果表明, 磁性晶粒间的交换耦合作用对各向异性的影响非常明显 [52,53]. 根据 Herzer 公式可知 [54]

$$\langle K \rangle = K_1(D/L_{\text{ex}}^3)^2, \quad (2)$$

式中, $\langle K \rangle$ 为各向异性性能; K_1 为材料的磁晶各向异性常数; D 为晶粒尺寸; L_{ex} 为交换长度, $L_{\text{ex}} = (A/K_1)^{1/2}$, 其中 A 为交换积分. 本文中所制备的 $\alpha\text{-Fe/Fe}_3\text{N}$ 薄膜具有与 $\alpha\text{-Fe}$ 相似的各向异性常数 K_1 和交换积分 A , 分别约为 0.046 MJ/m^3 和 4.3 pJ/m . 此时, $\alpha\text{-Fe/Fe}_3\text{N}$ 薄膜的交换长度 L_{ex} 约为 23.3 nm [55]. 由此可见, 晶粒尺寸 D 与各向异

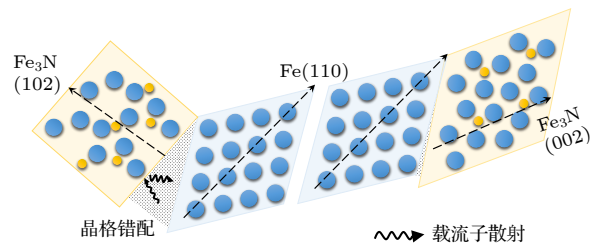


图 7 $\text{Fe-Fe}_3\text{N}$ 薄膜晶体取向示意图

Fig. 7. Schematic diagram of crystal orientation of $\text{Fe-Fe}_3\text{N}$ films.

性能(K)成正比. 此外, 本文 Fe-Fe₃N 薄膜晶粒尺寸随着 N₂ 流量的增大而降低. 因此, Fe-Fe₃N 薄膜磁各向异性减弱, 表现为磁各向同性.

根据随机各向异性模型 (RAM 模型), 矫顽力

$$H_c = p_c \frac{K_r^2 D^2}{M_S A}, \quad (3)$$

式中, p_c 是与晶体结构相关的无量纲常数, D 和 K_r 分别为薄膜的晶粒尺寸和局部磁晶各向异性常数, A 为交换刚度常数. (3) 式可知, 矫顽力受到饱和磁化强度、晶粒尺寸和磁各向异性的影响. 随着 Fe₃N 相含量的增大, 饱和磁化强度的增大, 晶粒尺寸降低, 各向异性减弱, 会导致矫顽力的降低^[42,46,47]. 此外, 薄膜表面粗糙度降低^[56], Fe 与 Fe₃N 形成的异质界面存在良好的界面连续性, 提高了表面致密度, 从而改善了磁畴的运动, 进而降低了矫顽力. 因此, Fe₃N 的形成确实有利于改善磁性能^[1,57].

本文电阻率的测试原理为四探针测电阻法, 并在 300 K 温度和 13000 G ($1 \text{ G} = 10^{-4} \text{ T}$) 磁场强度下测试薄膜载流子浓度及迁移率 (图 8). 采用 $7.7 \text{ mm} \times 7.7 \text{ mm}$ 正方形薄膜进行测试. 测试过程中, 首先根据薄膜大致电阻值设定电压值 (0.2 V), 验证此时薄膜是否与四个探针间呈现欧姆接触. 验证为欧姆接触后, 开始进行霍尔测试, 其中设备所提供电流为欧姆测试过程中所得电流值, 约为 $2.5 \times 10^{-3} \text{ A}$. 霍尔测试过程中采用四探针法先测试薄膜电阻率, 再励磁至 13000 G, 测定薄膜的载流子迁移率, 后通过电阻率、载流子浓度和迁移率的关系 ($\rho = 1/ne\mu$) 得到薄膜的载流子浓度. 其中, ρ 为电阻率, n 为载流子浓度, μ 为迁移率, e 为电子电荷 ($1.6 \times 10^{-16} \text{ C}$).

如图 9 所示, 本文所制备的 0 sccm 薄膜的电阻率 ($1.28 \mu\Omega \cdot \text{m}$) 低于 10 sccm, 13 sccm 和 15 sccm 薄膜的电阻率. 这是因为随着 Fe₃N 的引入 Fe—Fe 键结合能增加使得 Fe 的外层电子很难被激发出来成为载流子, 且 Fe₃N 本身电阻率较大, 使得 Fe-Fe₃N 薄膜具有较高的电阻率^[58]. 随着 Fe₃N 相含量的增大, Fe-Fe₃N 薄膜电阻率增大. 10 sccm, 13 sccm 和 15 sccm 薄膜的电阻率分别为 4.83, 6.30 和 $8.80 \mu\Omega \cdot \text{m}$. 这是因为, 随着 Fe₃N 中 (102) 取向的增强, Fe(110) 取向和 Fe₃N 中 (102) 取向的晶格失配度越高, 产生的异质界面能越大, 导致异质界面对载流子的散射作用越强烈^[59, 60]. 导致 10 sccm, 13 sccm 和 15 sccm 薄膜的载流子迁移率逐渐降低

分别为 $40.96, 14.77$ 和 $5.60 \text{ cm}^2/(\text{V} \cdot \text{s})$, 而导致载流子浓度逐渐增加分别为 $3.16 \times 10^{20}, 6.71 \times 10^{20}$ 和 $1.27 \times 10^{21} \text{ cm}^{-3}$, 结果如图 8 所示.

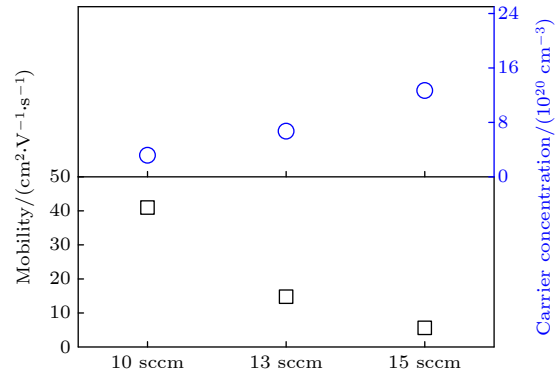


图 8 不同 N₂ 流量下 Fe-Fe₃N 薄膜室温的迁移率和载流子浓度

Fig. 8. Mobility and carrier concentration of Fe-Fe₃N films at room temperature under different N₂ flow rates.

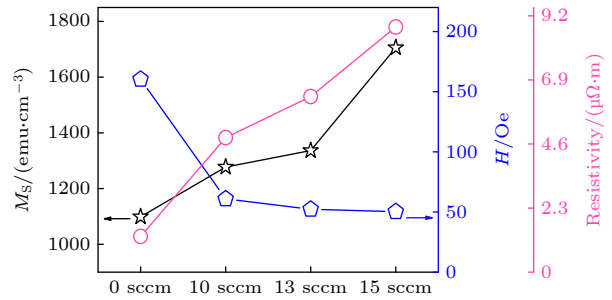


图 9 不同 N₂ 流量下 Fe-Fe₃N 薄膜室温的饱和磁化强度、矫顽力以及电阻率

Fig. 9. Room temperature saturation magnetization, coercivity and resistivity of Fe-Fe₃N films under different N₂ flow rates.

如图 9 所示, 0 sccm, 10 sccm, 13 sccm 和 15 sccm 薄膜的饱和磁化强度分别为 1098.9, 1277.2, 1336.5 和 1705.6 emu/cm³. 15 sccm 薄膜的饱和磁化强度比 0 sccm 薄膜提高了 55.2%. 相比于 10 sccm 薄膜和 13 sccm 薄膜分别提高了 33.5% 和 27.6%. 0 sccm, 10 sccm, 13 sccm 和 15 sccm 薄膜的矫顽力分别为 160.3, 60.9, 52.3 和 50.3 Oe. 15 sccm 薄膜的矫顽力与 0 sccm 薄膜的矫顽力相比降低 68.6%. 其原因在于 Fe₃N(102) 取向的提高, 导致 Fe 和 Fe₃N 界面处的晶格错配提高, 阻碍了 Fe/Fe₃N 薄膜中晶粒的生长, 使得薄膜晶粒尺寸减小, 各向异性减弱, 进而导致矫顽力降低. 此外, 0 sccm, 10 sccm, 13 sccm 和 15 sccm 薄膜的电阻率逐渐增大, 这是因为随着 Fe₃N 中 (102) 取向的

增强, Fe(110) 取向和 Fe₃N 中 (102) 取向的晶格失配度越高, 产生的异质界面能越大, 导致异质界面对载流子的散射作用越强烈. 因此, 通过制备 Fe-Fe₃N 薄膜可以同时实现高电阻率, 高饱和磁化强度和低矫顽力的性能要求.

4 结 论

本文采用 RF 源辅助真空热蒸发法制备不同 N 原子含量的 Fe-Fe₃N 两相薄膜. 研究了不同氮原子含量对 Fe-Fe₃N 两相薄膜组织演变、磁性能以及电性能的影响. 结果表明: 首先, 可通过 N 原子引入实现原位制备 Fe-Fe₃N 的两相薄膜. 并通过 N 原子含量调控 Fe-Fe₃N 薄膜中 Fe₃N 相 (102) 的取向度和 Fe₃N 相含量. 其次, (102) 的取向度的提高会使磁矩趋于磁化场方向排列, 且产生较大的晶格错配, 阻碍晶格生长降低晶粒尺寸, 降低矫顽力 (50.3 Oe). 高饱和磁化强度 Fe₃N 相含量及取向度的增大, 提高了单位自旋电子数, 进而提高薄膜的饱和磁化强度 (1705.6 emu/cm³). 最后, 较大的晶格错配也会促进载流子散射, 提高 Fe-Fe₃N 薄膜电阻率 (8.80 μΩ·m). 因此, 本文采用 RF 源原位制备 Fe-Fe₃N 薄膜可以得到具有高饱和磁化强度、低矫顽力和高电阻的高频软磁薄膜.

参考文献

- [1] Fan J P, Sun J, Yang Y, Liang R Y, Jiang Y N, Zhang J, Xu X H 2016 *J. Alloy. Compd.* **662** 541
- [2] Huang M Q, Wu C, Jiang Y Z, Yan M 2015 *J. Alloy. Compd.* **644** 124
- [3] Shokrollahi H, Janghorban K J 2012 *Mater. Process. Tech.* **189** 1
- [4] Patelli N, Cugini F, Wang D, Sanna S, Solzi M, Hahn H, Pasquini L 2021 *J. Alloy. Compd.* **890** 161863
- [5] Kim D, Kim J, Lee J, Kang M K, Kim S, Park S H, Kim J, Choa Y H, Lim J H 2019 *J. Electrochem. Soc.* **166** 131
- [6] Swain M, Kong H, Lee J, Park S, Jeon H 2018 *Mater. Res. Express* **5** 116104
- [7] Zhang Y, Turghun M, Huang C J, Wang T, Wang F F, Shi W Z 2018 *Acta Metall. Sin. Engl.* **31** 623
- [8] Brajpuria R, Rajan S, Jani S, Vyas A 2018 *Surf. Interface Anal.* **51** 371
- [9] Liu S Y, Ma Y H, Chang L, Li G J, Wang J H, Wang Q 2018 *Thin Solid Films* **651** 1
- [10] Li G J, Li M M, Wang J H, Du J J, Wang K, Wang Q 2017 *J. Magn. Magn. Mater.* **423** 353
- [11] Meng B Y, Yang B, Zhang X X, Zhou B H, Li X P, Yu R H 2020 *Mater. Chem. Phys.* **242** 122478
- [12] Adi W A, Yumasfi 2020 *Mat. Sci. Eng. B* **262** 114760
- [13] Akdogan N G, Akdogan O 2019 *AIP Adv.* **9** 125139
- [14] Naito M, Uehara K, Takeda R, Taniyasu Y, Yamamoto H 2015 *J. Cryst. Growth.* **415** 36
- [15] Hattori T, Miyamachi T, Yokoyama T, Komori F 2019 *J. Phys. Condens. Matter* **31** 255001
- [16] Fang H A, Zhang R, Liu B, Tao Z K, Wang X F, Xie Z L, Xiu X Q, Zheng Y D 2012 *J. Phys. D* **45** 315002
- [17] Zhang Y, Mi W B, Wang X C, Zhang X X 2015 *Phys. Chem. Chem. Phys.* **17** 15435
- [18] Dirba I, Komissinskiy P, Gutfleisch O, Alff L 2015 *J. Appl. Phys.* **117** 173911
- [19] Higashikozono S, Ito K, Takata F, Gushi, Toko K, Suemasu T 2017 *J. Cryst. Growth* **468** 691
- [20] Houari A, Matar S F, Belkhir M A, Nakhl M 2007 *Phys. Rev. B* **75** 064420
- [21] Telling N D, Jones G A, Grundy P J, Blythe H J 2001 *J. Magn. Magn. Mater.* **226–230** 1659
- [22] Mosca D H, Dionisio P H, Schreiner W H, Baumvol T J R, Achete C 1990 *J. Appl. Phys.* **67** 7514
- [23] Ji N, Wu Y M, Wang J P 2011 *J. Appl. Phys.* **109** 07B767
- [24] Ji N, Osofsky M S, Lauter V, Allard L F, Li X, Jensen K L, Ambaye H, Lara-Curzio E, Wang J P 2011 *Phys. Rev. B* **84** 245310
- [25] Ji N A, Allard L F, Lara-Curzio E, Wang J P 2011 *Appl. Phys. Lett.* **98** 092506
- [26] Coehoorn R, Daalderop G H O, Jansen H J F 1993 *Phys. Rev. B* **48** 3830
- [27] Li Z W, Morrish A H, Ortiz C 2001 *J. Mater. Sci.* **36** 5835
- [28] Lu Q H, Xie M L, Han G L, Zheng B, Song Y Z, Qiang J, Wang X Q, Wu Z G, Yan P X, Liu W M 2019 *J. Magn. Magn. Mater.* **474** 76
- [29] Fang H, Peng X, Li Y, Tao Z K 2019 *Mater. Res. Express* **6** 106443
- [30] Zhang L L, Gao S P, Hu Q W, Qi L, Feng L H, Lei L 2017 *Mater. Chem. Phys.* **197** 94
- [31] Nadzri N, Ibrahim D, Sompon S 2019 *IOP Conference Series Materials Science and Engineering* Beijing, China, May 11-13, 2019 p012047
- [32] Hung W, Wang X L 2008 *Nanoscale Res. Lett.* **3** 260
- [33] Zhang P, Wang X B, Wang W, Lei X, Yin W X, Yang H 2015 *RSC Adv.* **5** 68758
- [34] Sundararajan J A, Kaur M, Jiang W L, McCloy J S, Qiang Y 2014 *J. Appl. Phys.* **115** 17B507
- [35] Yamaguchi K, Yui T, Ichikawa Y, Yamaki K, Kakeya I, Kadowaki K, Suemasu T 2006 *Jpn. J. Appl. Phys.* **45** 705
- [36] Ahmad Z, Cross G B, Vernon M, Gebregiorgis D, Deocampo D, Kozhanov A 2019 *Appl. Phys. Lett.* **115** 223101
- [37] Kikuchi T, Somintac A S, Ariyada O, Wada M, Ohachi T 2006 *J. Cryst. Growth* **292** 221
- [38] Kuwano K, Nezu A, Matsuura H, Akatsuka H 2016 *Jpn. J. Appl. Phys.* **55** 08G101
- [39] Agarwal S, Hoex B, Van De Sanden M C M, Maroudas D, Aydil E S 2003 *Appl. Phys. Lett.* **83** 4918
- [40] Du J J, Li G J, Wang Q, Ma Y H, Cao Y Z, He J C 2015 *Vacuum* **121** 88
- [41] Sato H, Yamashita D, Ban S 2008 *J. Ceram. Soc. Jpn.* **116** 28
- [42] Yin W X, Zhang D G, Zhang P, Wang X B, Wang X B, Wang W, Lei X, Shi Z, Yang H 2016 *J. Alloy. Compd.* **688** 828
- [43] Cheng Y H, Zheng R K, Liu H, Tian Y, Li Z Q 2009 *Phys. Rev. B* **80** 174412
- [44] Lv Z Q, Fu W T, Sun S H, Wang Z H, Fan W, Qv M G 2010 *Solid State Sci.* **12** 404
- [45] Wriedt H, Gokcen G, Nafziger R H 1987 *Mater. Sci.* **8** 355

- [46] Fan X A, Wu Z Y, Li G Q, Wang J, Xiang Z D, Gan Z H 2016 *Mater. Design* **89** 1251
- [47] Yang B, Li X P, Guo R Y, Yu R H 2017 *Mater. Design* **121** 272
- [48] Khan W, Wang Q, Jin X, Feng T F 2017 *Materials* **10** 217
- [49] Du J J, Li G J, Wang Q, Ma Y H, Wang H M, Li M M 2015 *Acta Metall. Sin.* **51** 799 (in Chinese) [杜娇娇, 李国建, 王强, 马永会, 王慧敏, 李萌萌 2015 *金属学报* **51** 799]
- [50] Aravindh S A, Jaya S M, Valsakumar M C, Sundar C S 2012 *Superlattice. Microst.* **51** 92
- [51] Yartseva N S, Yartsev S V, Parlebas J C 2008 *Surf. Sci.* **602** 3388
- [52] Sun Y, Gao R W, Han B P, Liu M, Han G B, Feng W C 2007 *Prog. Nat. Sci-Mater.* **17** 131
- [53] Ding J, Li Y, Chen L F, Deng C R, Shi Y, Chow Y S, Gang T B 2001 *J. Alloys Compd.* **314** 262
- [54] Herzer G 1990 *IEEE. Trans. Mag.* **26** 1397
- [55] Kronmüller H, Fischer R, Seeger M, Zern A 1996 *J. Phys. D Appl. Phys.* **29** 2274
- [56] Zhao N, Wang W, Lei X, Ye Z T, Chen X D, Ding H, Yang H 2017 *J. Mater. Sci.* **28** 15701
- [57] Gupta R, Tayal A, Amir S M, Gupta M, Gupta A, Horisberger M, Stahn J 2011 *J. Appl. Phys.* **111** 103520
- [58] Naganuma H, Nakatani R, Endo Y, Kawamura Y, Yamamoto M 2016 *Sci. Technol. Adv. Mat.* **5** 101
- [59] Mayadas A F, Shatzkes M 1970 *Phys. Rev. B* **1** 1382
- [60] Zhang Z Z, Wu S X, Niu Y, Jiang J, Wang C 2019 *J. Mater. Sci.* **30** 5177

Control of N atom content in Fe-Fe₃N film with high saturation magnetization and low conductivity*

Chen Zhen¹⁾³⁾ Lan Ming-Di¹⁾⁴⁾ Li Guo-Jian^{1)†} Sun Shang¹⁾²⁾
Liu Shi-Ying⁵⁾ Wang Qiang¹⁾

1) (*Key Laboratory of Electromagnetic Processing of Materials (Ministry of Education),
Northeastern University, Shenyang 110819, China*)

2) (*State Key Laboratory of Rolling Technology and Continuous Rolling Automation, Northeastern University, Shenyang 110819, China*)

3) (*School of Metallurgy, Northeastern University, Shenyang 110819, China*)

4) (*School of Materials Science and Engineering, Northeastern University, Shenyang 110819, China*)

5) (*School of Materials Science and Engineering, Shenyang University of Technology, Shenyang 110870, China*)

(Received 4 August 2022; revised manuscript received 10 January 2023)

Abstract

Microelectronic devices have a wide range of application prospects. In order to make microelectronic devices that have excellent high-frequency characteristics, developing of soft magnetic films with high saturation magnetization, low coercivity and high resistivity becomes the key to the research. In this work, Fe-Fe₃N soft magnetic films with different numbers of N atoms are prepared by radio-frequency atomic source assisted vacuum thermal evaporation. Among them, the RF atom source provides N atoms with higher chemical activity than N molecules, which reduces the formation energy between Fe atoms and N atoms. The vacuum thermal evaporation is beneficial to accurately controlling the growth rate, impurity concentration and composition ratio of multiple compounds of the film at the atomic level. The combination of the two Fe atom and N atom is easier to form nitrides with Fe atoms. Thus in this way the Fe-N films with stable structure are obtained. In the prepared Fe-Fe₃N soft magnetic film, the introduction of N atoms makes the surface of the film more uniform, resulting in the increase of density. Compared with Fe, surface roughness is reduced by two times, and the crystallinity is obviously enhanced. Owing to the high saturation magnetization, the content of Fe₃N phase is increased by 29% and the (102) orientation of Fe₃N increases to 0.64. Therefore the directionality of the magnetic moment arrangement is improved. Comparing with Fe film, the saturation magnetization of the film is increased by 55.2%, reaching 1705.6 emu/cm³. In addition, with the increase of the (102) orientation of Fe₃N, a large number of lattice mismatches are produced, which impedes the growth of Fe and Fe₃N grains and reduces the grain size and anisotropy of the film. Thus the coercivity of the film decreases. The coercivity (50.3 Oe) is 68.6% lower than that of the Fe film. At the same time, the larger lattice mismatch results in the increase of heterointerface, which promotes the carrier scattering and increases the resistivity of Fe-Fe₃N thin film. The resistivity (8.80 μΩ·m) of Fe-Fe₃N thin film is 7 times higher than that of Fe thin film. Therefore, this research provides a new method for studying and developing soft magnetic films with high saturation magnetization, low coercivity and high resistivity.

Keywords: magnetic film, Fe-Fe₃N, vacuum thermal evaporation, radio frequency atomic source

PACS: 75.75.-c, 75.50.Cc, 68.55.-a

DOI: 10.7498/aps.72.20221577

* Project supported by the National Key R&D Program of China (Grant No. 2021YFA1600204).

† Corresponding author. E-mail: gjli@epm.neu.edu.cn



高软磁低电导率Fe-Fe₃N薄膜的N原子含量调控

陈震 兰明迪 李国建 孙尚 刘诗莹 王强

Control of N atom content in Fe-Fe₃N film with high saturation magnetization and low conductivity

Chen Zhen Lan Ming-Di Li Guo-Jian Sun Shang Liu Shi-Ying Wang Qiang

引用信息 Citation: *Acta Physica Sinica*, 72, 067502 (2023) DOI: 10.7498/aps.72.20221577

在线阅读 View online: <https://doi.org/10.7498/aps.72.20221577>

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

强磁场下Sm-Fe薄膜不同晶态组织演化及磁性能调控

Evolutions of different crystalline textures in Sm-Fe film fabricated under high magnetic field and subsequent tuning magnetic properties

物理学报. 2018, 67(9): 097501 <https://doi.org/10.7498/aps.67.20180212>

N⁺注入修复外延Fe膜面内六重磁对称

Recovering in-plane six-fold magnetic symmetry of epitaxial Fe films by N⁺ implantation

物理学报. 2019, 68(12): 126102 <https://doi.org/10.7498/aps.68.20190131>

氮化铁薄膜晶相合成热分析及其磁性

Thermal analysis on crystal phase synthesis of iron nitride film and its magnetic properties

物理学报. 2019, 68(11): 118101 <https://doi.org/10.7498/aps.68.20182195>

垂直各向异性Ho₃Fe₅O₁₂薄膜的外延生长与其异质结构的自旋输运

Epitaxial growth of Ho₃Fe₅O₁₂ films with perpendicular magnetic anisotropy and spin transport properties in Ho₃Fe₅O₁₂/Pt heterostructures

物理学报. 2021, 70(7): 077501 <https://doi.org/10.7498/aps.70.20201737>

Verwey相变处Fe₃O₄的结构、磁性和电输运特性

Structure, magnetic and transport properties of Fe₃O₄ near verwey transition

物理学报. 2020, 69(4): 040505 <https://doi.org/10.7498/aps.69.20191763>

衬底层对Fe₆₅Co₃₅合金薄膜结构与磁性的影响

Effects of underlayer on structures and magnetic properties of Fe₆₅Co₃₅ alloy films

物理学报. 2022, 71(15): 157501 <https://doi.org/10.7498/aps.71.20220476>