

质子辐照对永磁合金微观结构演化的研究

李哲夫 贾彦彦 刘仁多 徐玉海 王光宏 夏晓彬 沈卫祖

Effect of proton irradiation on microstructure evolution of permanent magnet

Li Zhe-Fu Jia Yan-Yan Liu Ren-Duo Xu Yu-Hai Wang Guang-Hong Xia Xiao-Bin Shen Wei-Zu

引用信息 Citation: [Acta Physica Sinica](#), 67, 016104 (2018) DOI: 10.7498/aps.20172025

在线阅读 View online: <http://dx.doi.org/10.7498/aps.67.20172025>

当期内容 View table of contents: <http://wulixb.iphy.ac.cn/CN/Y2018/V67/I1>

您可能感兴趣的其他文章

Articles you may be interested in

[质子束辐照单层石墨烯的损伤效应](#)

Damage effects of proton beam irradiation on single layer graphene

物理学报.2017, 66(2): 026103 <http://dx.doi.org/10.7498/aps.66.026103>

[高功率激光装置熔石英紫外损伤增长研究](#)

Laser-induced damage growth of fused silica at 351 nm on a large-aperture high-power laser facility

物理学报.2016, 65(24): 246102 <http://dx.doi.org/10.7498/aps.65.246102>

[强脉冲电子束辐照材料表面形貌演化的模拟](#)

Simulation on surface morphology evolution of metal targets irradiated by intense pulsed electron beam

物理学报.2015, 64(21): 216102 <http://dx.doi.org/10.7498/aps.64.216102>

[基于 1/f 噪声的 NPN 晶体管辐照感生电荷的定量分离](#)

Quantitative separation of radiation induced charges for NPN bipolar junction transistors based on 1/f noise model

物理学报.2015, 64(13): 136104 <http://dx.doi.org/10.7498/aps.64.136104>

[氦离子低温预辐照对不锈钢中氦泡生长抑制作用的 Monte Carlo 模拟研究](#)

Inhibition effect of low-temperature pre-irradiation of helium ions on the growth of helium bubble in stainless steel: a Monte Carlo simulation

物理学报.2014, 63(10): 106102 <http://dx.doi.org/10.7498/aps.63.106102>

质子辐照对永磁合金微观结构演化的研究*

李哲夫[†] 贾彦彦[‡] 刘仁多 徐玉海 王光宏 夏晓彬 沈卫祖

(中国科学院上海应用物理研究所, 上海 201204)

(2017年9月13日收到; 2017年10月18日收到修改稿)

钐钴和钕铁硼稀土永磁合金已经广泛应用于粒子加速器的波荡器和其他器件中, 作为加速器的重要组成部分, 永磁合金在辐照环境中长期服役会出现磁性能损失的现象, 这会影响束流的品质。为了探讨产生这个现象的微观机理, 采用透射电镜对质子辐照前后的钐钴和钕铁硼稀土永磁合金进行了微观结构演化的表征和分析, 统计了由辐照析出的纳米晶体积密度和粒径分布, 并讨论了微观结构演化对宏观磁性能损失的影响。结果表明, 随着质子辐照损伤程度的增加, 永磁合金的微观结构从单晶结构转变为纳米晶多晶结构, 且纳米晶和基体的晶体结构相同。钕铁硼的纳米晶体积密度先增大后减小, 粒径分布先增大后不变; 钐钴的纳米晶体积密度逐渐减小, 粒径逐渐增大。在2 dpa的质子辐照损伤程度下, 钕铁硼稀土永磁合金比钐钴永磁合金的非晶化趋势更明显。

关键词: 质子辐照, Nd₂Fe₁₄B 稀土永磁合金, Sm₂Co₁₇型永磁合金, 微观结构

PACS: 61.80.-x, 61.80.Jh, 61.82.-d, 61.82.Bg

DOI: 10.7498/aps.67.20172025

1 引言

钐钴和钕铁硼稀土永磁合金具有较高的剩磁及磁能积, 广泛地应用在包括粒子加速器在内的很多领域。钕铁硼永磁合金与钐钴永磁合金相比具有磁能积较大, 原材料相对富足, 价格低廉等特点; 虽然其居里点和矫顽力较钐钴永磁合金低, 但是仍然大量且广泛地使用。目前, 这两种永磁合金已经大量应用在第三代同步辐射光源(如上海同步辐射光源)和自由电子激光装置的永磁型波荡器中^[1,2]。同时, 稀土永磁合金作为光束线组件也应用于癌症的放射性治疗系统中。在这些应用领域中, 由于具有强辐射场的存在, 永磁合金长期处于磁性能损失的状态^[3–16], 会影响束流的稳定性和品质。因此, 对长期处于辐照环境下稀土永磁合金辐照磁性能损失的现象进行研究是十分必要的。

目前, 有很多文献对辐照导致的这两种永磁合金磁性能损失现象进行了研究^[3–16]。在研究方法

和实验条件方面, 通过使用单一粒子辐照并对比辐照前后磁铁的宏观磁性能(如磁通损失率、饱和磁化强度等)来研究其由于辐照导致的磁性能损失效应。例如, Ito等^[13–16]分别采用质子束和碳离子束对钕铁硼稀土永磁合金与钐钴永磁合金进行辐照以研究其磁通量的影响。邱睿^[17]在Spring8波荡器的混合辐照场中(电子、光子、中子和质子), 首先通过采用基于效应的分析方法认为质子对于永磁合金饱和磁化强度是有影响的, 容易诱发反向磁畴的形核从而造成磁性能损失。然后通过测量辐照前后钕铁硼永磁合金磁滞回线的变化发现辐照后其饱和磁化强度出现了不可逆的损失, 认为永磁合金的微观结构发生了变化, 但是并没有进一步的对该结构的演化进行表征和分析。

综合上述研究, 目前对于由于辐照导致的永磁合金磁性能损失现象的研究中, 主要是针对辐照后永磁合金宏观磁稳定性的测量方面, 尚未有文献对其辐照前后的微观结构演化进行分析。永磁合金的微观结构决定其宏观磁性能, 因此, 本文采用质子

* 上海市自然科学基金(批准号: 15ZR1448500)资助的课题。

† 通信作者。E-mail: lizhefu@sinap.ac.cn

‡ 通信作者。E-mail: jiayanyan@sinap.ac.cn

辐照对钕铁硼和钐钴永磁合金的微观结构演化进行了分析研究, 这对从微观上理解永磁合金的辐照磁性能损失现象具有一定的意义.

2 实验

2.1 透射电镜样品的制备

$\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ 稀土永磁合金的型号为 N50 m, $\text{Sm}_2\text{Co}_{17}$ 型永磁合金的型号为 XG30/20, 将这两种出厂时没有加磁性的样品, 沿着平行磁场取向方向用线切割加工成 $10 \text{ mm} \times 10 \text{ mm} \times 1 \text{ mm}$ 的小块样品, 使磁场取向方向均在平面内, 然后经过 1500# 金相砂纸磨薄到 $150 \mu\text{m}$ 后冲出 6 个直径为 3 mm 的小圆片状样品. 用 TenuPol-5 型双喷减薄仪将小圆片状样品在温度为 -30°C 的 5% HClO_4 和 95% $\text{C}_2\text{H}_5\text{OH}$ 溶液中进行双喷, 然后在离子减薄仪中 4° 减出薄区, 用于透射电镜(TEM)观察. 用振动样品磁强计测量的两种样品磁化方向的磁滞回线示于图 1.

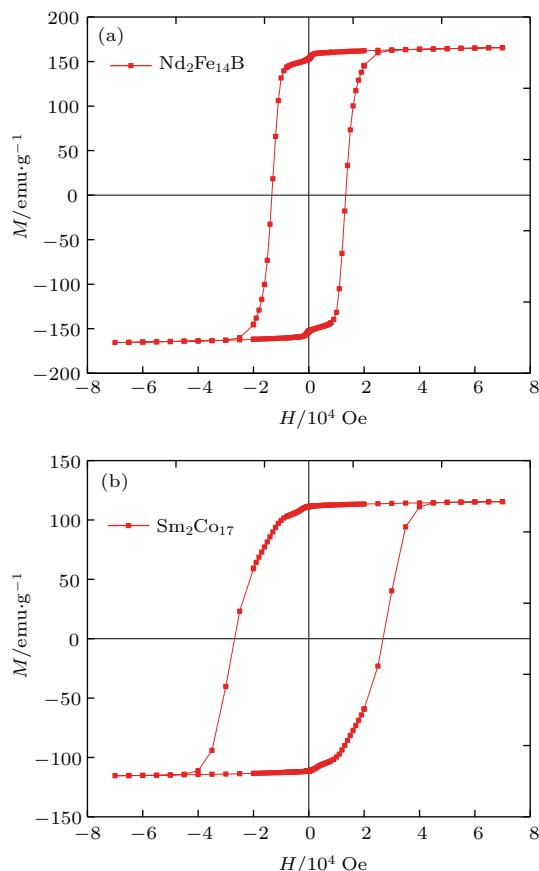


图 1 (a) $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ 和 (b) $\text{Sm}_2\text{Co}_{17}$ 型永磁合金的磁滞回线

Fig. 1. Hysteresis loops of (a) $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ and (b) $\text{Sm}_2\text{Co}_{17}$ type permanent magnets.

2.2 辐照实验

辐照实验采用中国科学院上海应用物理研究所 100 keV 同位素分离器对 TEM 样品进行常温质子辐照, 辐照时采用铜靶导热, 尽量保证样品在辐照过程中没有明显的温升. 采用 200 kV FEI Tecnai G2 F20S-TWIN 型号的 TEM 对辐照前后样品的微观结构进行表征. $\text{Sm}_2\text{Co}_{17}$ 型永磁合金和 $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ 稀土永磁合金两种样品的 TEM 试样分别采用 20 keV 质子辐照, 辐照损伤程度为 0.5, 1 和 2 dpa. 采用 SRIM 2013^[18] 计算的两种材料的质子辐照损伤情况见图 2, 计算时各元素的位移能均取 40 eV^[19]. 由图可见, 20 keV 质子对 $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ 稀土永磁合金和 $\text{Sm}_2\text{Co}_{17}$ 型永磁合金的辐照损伤深度分别为 355 nm 和 320 nm, 最大辐照损伤深度分别为 115 nm 和 100 nm.

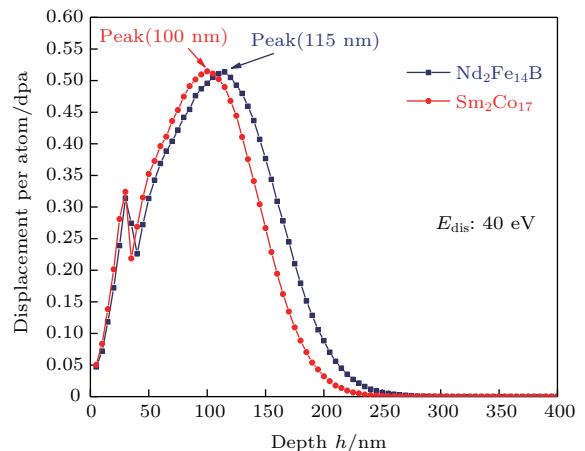


图 2 20 keV 质子的辐照损伤分布

Fig. 2. Depth profiles of irradiation damage level (dpa) produced by 20 keV proton ions.

3 结果与讨论

3.1 微观结构分析

质子辐照前后最大辐照损伤深度处 $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ 稀土永磁合金样品微观结构的 TEM 明场像和对应的选区衍射斑点见图 3(a)–(d). 所对应的辐照损伤程度分别为 0(没有辐照), 0.5, 1 和 2 dpa. 可见, 辐照前后永磁合金的微观结构发生了明显的变化. 如图 3(a) 所示, 未辐照样品表面没有任何析出相存在, 其选区衍射斑点为典型的四方晶体结构. 在辐照损伤程度为 0.5 dpa 时, 样品表面出现黑斑(图中白色圆圈内), 并且当辐照损伤程度为 1 dpa 时,

黑斑变大变密。当辐照损伤程度为2 dpa时,从明场像可见样品表面黑斑减少。

从选区衍射斑点可见, $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ 样品的晶体结构随着损伤程度的增加逐渐从单晶(图3(a))、单晶和多晶(图3(b))到完全转变为多晶的结构(图3(c)及图3(d))。为了进一步研究永磁合金的微观结构变化,用高分辨透射电镜(HRTEM)表征辐照后 $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ 稀土永磁合金最大辐照损伤区的晶格条纹像(图4)。由图可见,辐照前永磁合金的晶格条纹是连续的(图4(a)),在0.5 dpa的最低辐照损伤程度时,晶格条纹仍大部分连续,部分晶格条纹的连续性被少量纳米晶团簇破坏(图4(b))。当辐照损伤程度分别增加到1和2 dpa时,晶格条纹的连续性被进一步破坏,不同方向排列的纳米晶团簇数量增加(图4(c)和图4(d))。据其对应的选

区衍射斑点可见(图3(b)–(d)),纳米晶与原来单晶的晶体结构是一致的,均为四方晶体结构。为了进一步分析纳米晶的结构,对图4(d)红色方框中纳米晶的HRTEM图像进行傅里叶变换(FFT)和反傅里叶变换(IFFT),图像分别示于图4(e)和图4(f)中,衍射斑点和晶格条纹像均表明析出的纳米晶晶体结构与 $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ 稀土永磁合金的一致,该纳米晶的面间距及晶面方向见表1。值得注意的是,由图4(d)的HRTEM图像可见,晶格条纹像中出现了非晶团簇,样品的晶体结构有变为非晶的趋势,并且图4(f)中部分纳米晶晶格条纹像的不连续排列也说明最大辐照损伤程度下 $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ 稀土永磁合金非晶转变的趋势十分明显,这是其2 dpa质子辐照下,明场像中黑斑减少的原因。

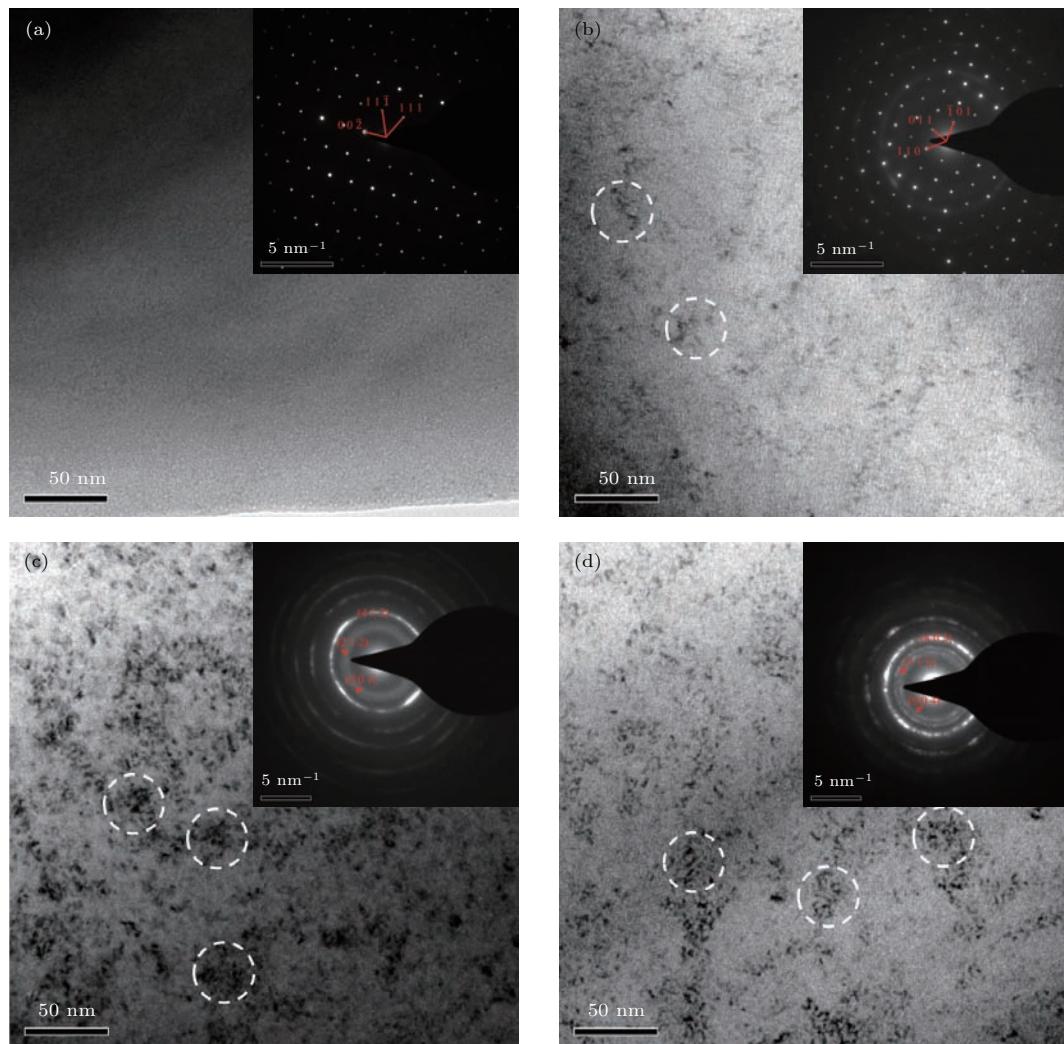


图3 室温20 keV质子辐照前后 $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ 的TEM明场像及对应的选区衍射斑点 (a) 0 dpa; (b) 0.5 dpa; (c) 1 dpa; (d) 2 dpa

Fig. 3. Bright-field TEM images and SAED patterns of $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ samples before (a) 0 dpa and after 20 keV proton irradiation with (b) 0.5, (c) 1 and (d) 2 dpa at RT.

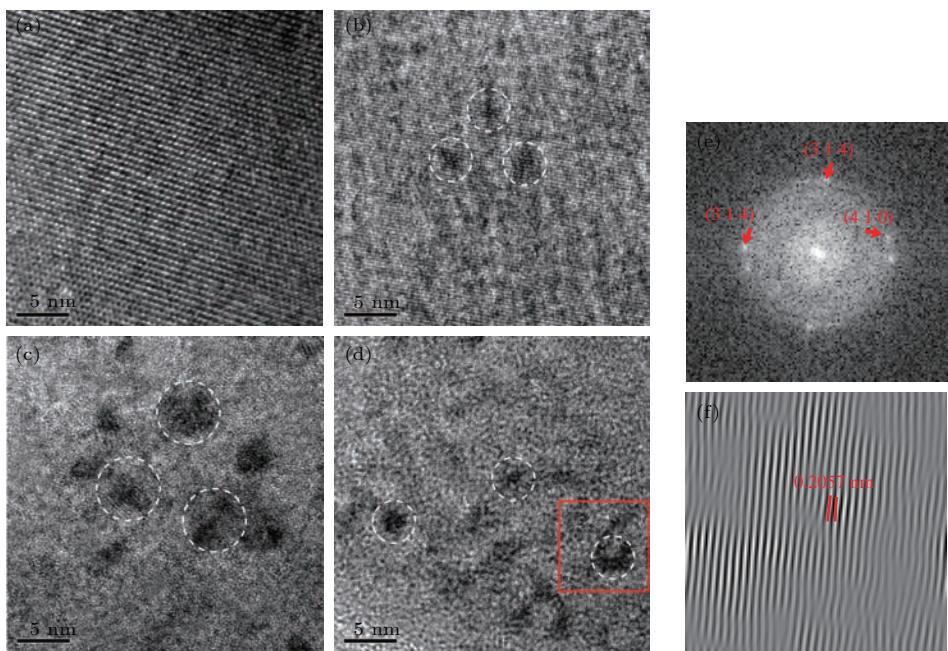


图4 $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ 永磁合金样品最大辐照损伤区的HRTEM图像 (a) 0 dpa; (b) 0.5 dpa; (c) 1 dpa; (d) 2 dpa; (e), (f) 分别为图(d)方框中的FFT图像和IFFT图像

Fig. 4. HRTEM images from peak damage regions of proton irradiated $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ permanent magnets (a) 0 dpa, (b) 0.5, (c) 1 and (d) 2 dpa; (e), (f) is the image of Fourier transform and inverse Fourier transform of nanocrystal from (d) rectangular mark.

图5所示为质子辐照前后 $\text{Sm}_2\text{Co}_{17}$ 型永磁合金微观结构的TEM明场像和对应的选区衍射斑点。所对应的辐照损伤程度与 $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ 样品的一致, 分别为0(没有辐照), 0.5, 1和2 dpa。辐照前后永磁合金的微观结构发生了明显的变化。如图5(a)所示, 未辐照样品表面明场像由胞状组织构成, 胞壁为2:17相, 胞内为2:17相, 胞内至少存在的两个相为菱形的 $\text{Th}_2\text{Zn}_{17}$ 结构和片状的 $\text{Th}_2\text{Ni}_{17}$ 结构^[20,21], 未辐照样品表面没有任何析出相存在, 对应的选区衍射斑点为六方结构。在辐照损伤程度为0.5 dpa时, 样品表面出现黑斑(图中白色圆圈内), 并且随着辐照损伤程度的增加(1及2 dpa), 黑斑逐渐变大变密。由选区衍射斑点可见, 随着损伤程度的增加, $\text{Sm}_2\text{Co}_{17}$ 型永磁合金样品2:17相的晶体结构逐渐从单晶(图5(a))、单晶和多晶(图5(b))到完全转变为多晶结构(图5(c)及图5(d))。用HRTEM表征辐照后 $\text{Sm}_2\text{Co}_{17}$ 型永磁合金最大辐照损伤区的晶格条纹像(图6)以进一步研究其微观结构变化。由图可见, 辐照前 $\text{Sm}_2\text{Co}_{17}$ 型永磁合金的晶格条纹是连续的(图6(a)), 在0.5 dpa最低辐照损伤程度时, 晶格条纹大部分连续, 部分晶格条纹的连续性被少量纳米晶团簇打断(图6(b))。当辐照损伤程度为1和2 dpa时, 晶格条纹的连续性被进一步破坏, 不同方向排列的纳米晶团簇数量增

加(图6(c)和图6(d)), 同时也有少量非晶团簇出现。据其对应的选区衍射斑点可见(图5(b)–(d)), 纳米晶与原来2:17相的晶体结构是一致的, 均为六方结构。为了进一步分析其结构, 对图6(d)红色方框中纳米晶的HRTEM图像进行FFT和IFFT, 图像分别示于图6(e)和图5(f), 衍射斑点和晶格条纹像均表明析出的纳米晶晶体结构与2:17相的晶体结构一致, 纳米晶的面间距及晶面方向见表1。需要指出的是, 在2 dpa最大辐照损伤程度下 $\text{Sm}_2\text{Co}_{17}$ 型永磁合金析出纳米晶的晶格条纹像出现部分不连续的排列(图6(f)), 这与其非晶化转变的趋势有关, 但是没有 $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ 稀土永磁合金(图4(f))的严重。

表1 图4及图6中的纳米晶面间距实验数据及标准数据
Table 1. Experimental data of nanocrystal d-spacing from Fig. 4(a) and Fig. 6(a) and standard data.

实验数据: <i>d</i> -spacing/ Å	$\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ 标准 <i>d</i> -spacing/ 晶面方向	$\text{Sm}_2\text{Co}_{17}$ 标准 <i>d</i> -spacing/ 晶面方向
2.057	2.059/(3 1 4)	—
2.148	2.136/(4 1 0)	—
2.094	—	2.092/(2 2 0)
2.688	—	2.691/(2 0 2)
2.042	—	2.044/(0 0 4)
1.986	—	1.933/(2 1 3)

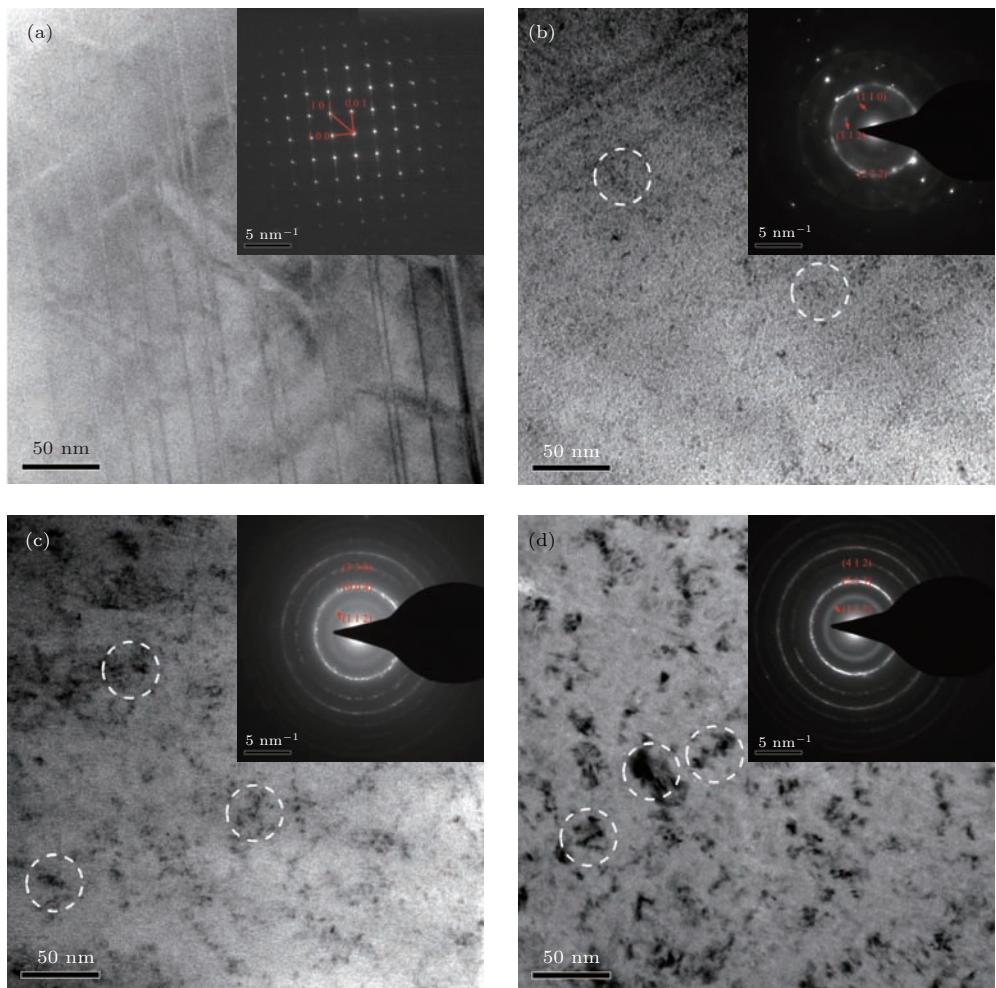


图5 室温 20 keV 质子辐照前后 $\text{Sm}_2\text{Co}_{17}$ 的 TEM 明场像及对应的选区衍射斑点 (a) 0 dpa; (b) 0.5 dpa; (c) 1 dpa; (d) 2 dpa
Fig. 5. Bright-field TEM images and SAED patterns of $\text{Sm}_2\text{Co}_{17}$ type permanent magnet before (a) 0 dpa and after 20 keV proton irradiation with (b) 0.5, (c) 1 and (d) 2 dpa at RT.

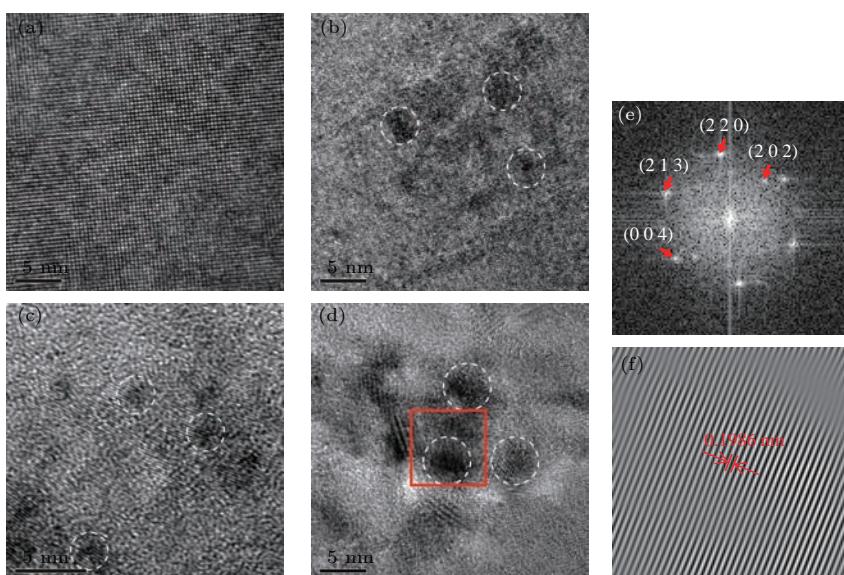


图6 不同剂量质子辐照 $\text{Sm}_2\text{Co}_{17}$ 型永磁合金样品最大辐照损伤区的 HRTEM 图像 (a) 0 dpa; (b) 0.5 dpa; (c) 1 dpa; (d) 2 dpa; (e), (f) 分别为图 (d) 方框中纳米晶的 FFT 图像和 IFFT 图像

Fig. 6. HRTEM images from peak damage regions of proton irradiated $\text{Sm}_2\text{Co}_{17}$ type permanent magnets (a) 0, (b) 0.5, (c) 1 and (d) 2 dpa; (e), (f) is the image of Fourier transform and inverse Fourier transform of nanocrystal from (d) rectangular mark.

3.2 纳米晶体积密度及粒径分析

图7和图8分别为永磁合金质子辐照形成纳米晶的体积密度和粒径分布。由图7可见，随着质子辐照损伤程度的增加， $\text{Sm}_2\text{Co}_{17}$ 型永磁合金的纳米晶体积密度逐渐变小，而 $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ 稀土永磁合金先增加再减小。从图8纳米晶粒径的分布可见，辐照损伤程度为0.5 dpa时 $\text{Sm}_2\text{Co}_{17}$ 型永磁合金的纳米晶粒径集中分布在0—1 nm，辐照损伤程度为1 dpa时集中分布在3—4 nm，辐照损伤程度为2 dpa时集中分布在5 nm。这表明随着辐照损伤程度的增加， $\text{Sm}_2\text{Co}_{17}$ 型永磁合金纳米晶粒径逐渐增加并团聚为大粒径的纳米晶，因此体积密度下降。对于 $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ 稀土永磁合金，当辐照损伤程度为0.5 dpa时，粒径集中分布在1—2 nm。当损伤程度为1和2 dpa时，粒径均集中分布在2—3 nm。这表明辐照损伤程度从0.5 dpa增加到1 dpa时，小粒径的纳米晶逐渐增加并团聚为大粒径的纳米晶，当辐照损伤程度从1增加到2 dpa时，纳米晶粒径分布均集中在2—3 nm并没有变大，因此体积密度下降并不是由于纳米晶团聚造成的。根据 $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ 的高分辨晶格条纹像(图4(d))可知，这是由于 $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ 稀土永磁合金的非晶化造成的纳米晶体积密度下降(图7)。结合图7及图8，随着辐照损伤程度的增加， $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ 稀土永磁合金的纳米晶体积密度先增加，之后由于非晶化现象再减少，粒径先变大之后几乎不变。 $\text{Sm}_2\text{Co}_{17}$ 型永磁合金的纳米晶体积密度由于小晶粒的团聚而下降，粒径逐渐变大。

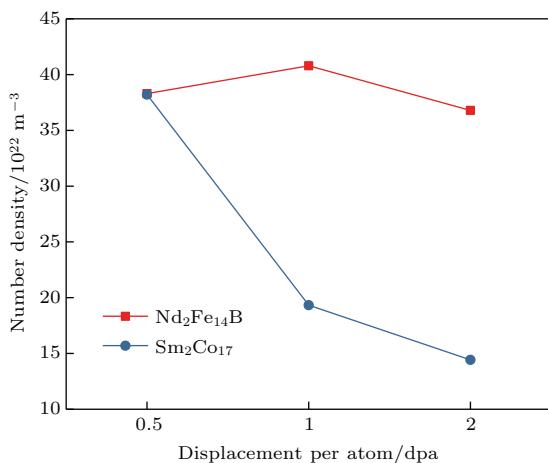


图7 质子辐照形成纳米晶的体积密度变化

Fig. 7. Evolution of the number density of nanocrystal induced by proton irradiation.

级联碰撞导致的缺陷团簇和热峰的形成均能诱发反向磁畴的形核导致磁性能损失^[17,22]，因此由质子辐照形成的缺陷和热峰的形成均能作为形核位置存在。据前面分析可知，质子辐照 $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ 稀土永磁合金和 $\text{Sm}_2\text{Co}_{17}$ 型永磁合金所形成的黑斑均为纳米晶，该纳米晶与基体具有相同的晶体结构，它们均是在形核位置析出的，形核位置随着辐照损伤程度的增加而增加，并且团聚形成一个大的缺陷聚集区造成纳米晶的尺寸变大，这可能是 $\text{Sm}_2\text{Co}_{17}$ 型永磁合金纳米晶体积密度减少而粒径增大的原因。依据TEM微观结构分析，最高的辐照损伤程度下， $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ 稀土永磁合金非晶化的趋势更明显。 $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ 稀土永磁合金由于非晶化现象导致纳米晶数量减少。关于这种现象有研究认为这是由于点缺陷或某一特定类型缺陷的累积，在超过临界缺陷浓度后，非晶化可能会自发地发生，因此，非晶化通常是一个渐进的过程^[23]。由缺陷团簇和热峰引发的形核位置也可能作为反向磁畴的形核核心^[24]。随着辐照损伤程度的增加，形核核心的数量增加，与此同时，反向磁畴在两种永磁合金的辐照缺陷处形核，造成磁性能的损失^[22]。

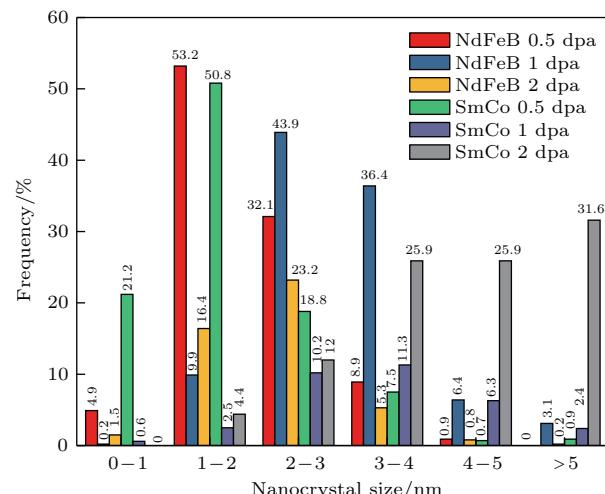


图8 质子辐照形成纳米晶的粒径分布

Fig. 8. The size distribution of nanocrystal induced by proton irradiation.

需要指出的是，在质子辐照过程中永磁合金样品采用铜靶导热，尽量降低样品在辐照过程中温度的影响。质子在辐照过程中的温度效应影响可分为两个方面进行分析。其一，样品所受到的吸收剂量是导致其在辐照过程中温度发生变化的原因。根据基于效应的分析方法^[17]，样品所受电离效应是用吸收剂量来衡量的。质子与样品原子核外电子发生

相互作用, 将能量传递给核外电子使其电离或激发到更高能级产生电离效应。然而电离效应对永磁体的干扰只停留在电子级别, 虽然会导致样品磁性能降低, 但不会影响到显微组织结构变化。当重新充磁时, 磁性能损失会重新恢复到未辐照的情况, 并不会造成磁性能的永久损失^[17,25]。因此, 由吸收剂量衡量的电离效应不会影响到样品的微观结构。其二, 位移效应是质子与样品原子核发生相互作用, 使晶格原子发生移位造成的。该效应有两种机制均可诱发反向磁畴的形核^[17], 一种是级联碰撞形成的缺陷团簇可以诱发反向磁畴的形核; 另外一种是热峰的形成可以诱发反向磁畴的形核; 热峰是一种高温效应, 是辐照过程中样品小区域温度达到原子熔点温度附近造成的。入射质子的能量通过初始反冲原子形成半径为几个纳米的高温球形区域, 使该区域的温度超过居里温度, 导致磁矩排列混乱无序, 从而变成反向畴的形核核心造成磁性能损失^[17,26]。因此, 由位移效应引发的热峰影响样品的微观结构, 造成永磁合金的磁性能损失。

4 结 论

本文通过采用 TEM 对质子辐照前后 Nd₂Fe₁₄B 稀土永磁合金和 Sm₂Co₁₇型永磁合金的微观结构进行了表征和研究, 并结合析出纳米晶的体积密度变化及粒径分布, 得出如下结论:

1) Nd₂Fe₁₄B 稀土永磁合金和 Sm₂Co₁₇型永磁合金在辐照损伤缺陷处析出的黑斑均为纳米晶, 其晶体结构与基体的一致, 分别为四方晶体结构和六方晶体结构;

2) 随着辐照损伤程度的增加, 二者的晶体结构逐渐由单晶结构变为多晶结构, Nd₂Fe₁₄B 稀土永磁合金的纳米晶体积密度先增加后减少, 粒径先增加随后几乎不变, 在 2 dpa 辐照损伤程度下, Nd₂Fe₁₄B 的非晶化程度更加明显, Sm₂Co₁₇型永磁合金小粒径的纳米晶团聚为大粒径的纳米晶, 纳米晶的体积密度逐渐减少;

3) 据微观结构分析在相同辐照损伤程度下, Nd₂Fe₁₄B 稀土永磁合金比 Sm₂Co₁₇型永磁合金的非晶化趋势更加明显。

参考文献

- [1] He Y Z, Zhang J D, Zhou Q G, Qian Z M, Li Y 2010 *High Power Laser Part. Beams* **22** 1627 (in Chinese) [何永周, 张继东, 周巧根, 钱珍梅, 黎阳 2010 强激光与粒子束 **22** 1627]
- [2] He Y Z, Zhou Q G 2012 *High Power Laser Part. Beams* **24** 2187 (in Chinese) [何永周, 周巧根 2012 强激光与粒子束 **24** 2187]
- [3] Luna H B, Maruyama X K 1989 *Nucl. Instrum. Methods Phys. Res. A* **285** 349
- [4] Okuda S, Ohashi K, Kobayashi N 1994 *Nucl. Instrum. Methods Phys. Res. B* **94** 227
- [5] Bizen T, Tanaka T, Asano Y, Kim D E, Bak J S, Lee H S, Kitamura H 2001 *Nucl. Instrum. Methods Phys. Res. A* **467–468** 185
- [6] Bizen T, Asano Y, Hara T, Marechal X, Seike T, Tanaka T, Lee H S, Kim D E, Chung C W, Kitamura H 2003 *a Nucl. Instrum. Methods Phys. Res. A* **515** 850
- [7] Qiu R, Lee H S, Hong S, Li J L, Bizen T 2007 *Nucl. Instrum. Methods Phys. Res. A* **575** 305
- [8] Qiu R, Lee H S, Li J L, Koo T Y, Jang T H 2008 *Nucl. Instrum. Methods Phys. Res. A* **594** 111
- [9] Alderman J, Job P K, Martin R C, Simmons C M, Owen G D 2002 *Nucl. Instrum. Methods Phys. Res. A* **481** 9
- [10] Miyahara N, Honma T, Fujisawa T 2010 *Nucl. Instrum. Methods Phys. Res. B* **268** 57
- [11] Gao R S, Zhen L, Shao W Z, Hao X P 2008 *J. Appl. Phys.* **103** 07E136
- [12] Gao R S, Zhen L, Li G A, Xu C Y, Shao W Z 2006 *J. Magn. Magn. Mater.* **302** 156
- [13] Ito Y, Yasuda K, Ishigami R, Hatori S, Okada O, Ohashi K, Tanaka S 2001 *Nucl. Instrum. Methods Phys. Res. B* **183** 323
- [14] Ito Y, Yasuda K, Ishigami R, Sasase M, Hatori S, Ohashi K, Tanaka S, Yamamoto A 2002 *Nucl. Instrum. Methods Phys. Res. B* **191** 530
- [15] Ito Y, Yasuda K, Sasase M, Ishigami R, Hatori S, Ohashi K, Tanaka S 2003 *Nucl. Instrum. Methods Phys. Res. B* **209** 362
- [16] Ito Y, Yasuda K, Ishigami R, Ohashi K, Tanaka S 2006 *Nucl. Instrum. Methods Phys. Res. B* **245** 176
- [17] Qiu R 2007 *Ph. D. Dissertation* (Beijing: Tsinghua University) (in Chinese) [邱睿 2007 博士学位论文 (北京: 清华大学)]
- [18] Ziegler J F, Ziegler M D, Biersack J P 2010 *Nucl. Instrum. Methods Phys. Res. B* **268** 1818
- [19] Hashimoto N, Hunn J D, Byun T S, Mansur L K 2003 *J. Nucl. Mater.* **318** 300
- [20] Tian J J, Yin H Q, Qu X H 2005 *J. Magn. Mater. Dev.* **36** 12 (in Chinese) [田建军, 尹海清, 曲选辉 2005 磁性材料及器件 **36** 12]
- [21] Li L Y, Yi J H, Huang B Y, Peng Y D 2005 *Acta Metall. Sin.* **41** 791 (in Chinese) [李丽娅, 易健宏, 黄伯云, 彭远东 2005 金属学报 **41** 791]
- [22] Bizen T, Kinjo R, Hasegawa T, Kagamihata A, Kida Y, Seike T, Watanabe T, Hara T, Itoga T, Asano Y, Tanaka T 2016 *Sci. Rep.* <http://www.nature.com/articles/srep37937> [2016-11-29]
- [23] Weber W J 2000 *Nucl. Instrum. Methods Phys. Res. B* **166** 98
- [24] Asano Y, Bizen T, Marechal X 2009 *J. Synchrotron Rad.* **16** 317

- [25] Gao R S 2006 *Ph. D. Dissertation* (Harbin: Harbin Institute of Technology) (in Chinese) [高润生 2006 博士学位论文 (哈尔滨: 哈尔滨工业大学)]
[26] Kahkonen O-P, Makinen S, Talvitie M, Manninen M 1992 *J. Phys. Condens. Matter* **4** 1007

Effect of proton irradiation on microstructure evolution of permanent magnet*

Li Zhe-Fu[†] Jia Yan-Yan[‡] Liu Ren-Duo Xu Yu-Hai Wang Guang-Hong
Xia Xiao-Bin Shen Wei-Zu

(Shanghai Institute of Applied Physics, Chinese Academy of Sciences, Shanghai 201204, China)

(Received 13 September 2017; revised manuscript received 18 October 2017)

Abstract

$\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ rare earth and $\text{Sm}_2\text{Co}_{17}$ type permanent magnets have been widely used in the third generation of synchronous radiation light source and free electron laser facility in undulators and other components of particle accelerators. In addition, the permanent magnets are used in the radiation treatment system for cancer as a beam line component. Compared with $\text{Sm}_2\text{Co}_{17}$ type permanent magnet, $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ rare earth permanent magnet has the characteristics of large magnet energy product, rich starting materials and low price. Although its Curie point and coercive force are lower than those of $\text{Sm}_2\text{Co}_{17}$ type of permanent magnet, $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ rare earth permanent magnet is still widely used. As an important part of the accelerator, the magnetic loss phenomenon appears when permanent magnet is used in long-term irradiation environments, which affects the stability and quality of the beam. Therefore, it is important to investigate the magnet demagnetization induced by photon irradiation. Recently, there have appeared many researches of the phenomena of demagnetization for the permanent magnets under the irradiation of various kinds of particles. By using different research methods and experimental conditions, single particle irradiation is performed and then the effect of irradiation on magnetic loss is investigated by comparing the macro magnetic properties (such as magnetic flux loss rate, saturation magnetization, etc.). However, there are not any available reports on the microstructure investigations of permanent magnets after irradiation. Microstructure affects macroscopic magnetic properties. In order to discuss the microscopic demagnetization mechanism, the transmission electron microscope is used to characterize and analyze the microstructure evolutions of $\text{Sm}_2\text{Co}_{17}$ type permanent magnet and $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ rare earth permanent magnet before and after proton irradiation. The evolution of the number density of nanocrystal and its size distribution induced by proton irradiation are calculated. Moreover, the effect of microstructure evolution on macroscopic magnetic loss is discussed. The results indicate that the microstructure of permanent magnet transforms from single crystal structure to polycrystalline structure with the increase of the proton irradiation damage level. Nanocrystal and the matrix of permanent magnet have the same crystal structure. With the irradiation damage level increasing, the nanocrystal density of $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ first increases and then decreases, while the particle size distribution first increases and then keeps constant; the number density of nanocrystal of $\text{Sm}_2\text{Co}_{17}$ type permanent magnet gradually decreases, while particle size gradually increases, and comparing with $\text{Sm}_2\text{Co}_{17}$ type permanent magnet, the crystal structure of $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ permanent magnet shows an obvious tendency to be amorphous in 2 dpa irradiation damage level.

Keywords: proton irradiation, $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ rare permanent magnet, $\text{Sm}_2\text{Co}_{17}$ type permanent magnet, microstructure

PACS: 61.80.-x, 61.80.Jh, 61.82.-d, 61.82.Bg

DOI: 10.7498/aps.67.20172025

* Project supported by the Shanghai Natural Science Foundation of China (Grant No. 15ZR1448500).

† Corresponding author. E-mail: lizhefu@sinap.ac.cn

‡ Corresponding author. E-mail: jiayanyan@sinap.ac.cn