综述

离子辐照对材料磁性的调控及其应用*

郭玺[1)] 左亚路[1)] 崔宝山[1)] 申铁龙[2)] 盛彦斌[2)] 席力[1)†]

1) (兰州大学物理科学与技术学院, 兰州 730000)

2) (中国科学院近代物理研究所, 兰州 730000)

(2024 年 4 月 18 日收到; 2024 年 5 月 16 日收到修改稿)

离子辐照技术具有离子束能量密度高、实验条件可精确控制, 且不受化学剂量比影响的特点, 利用离子束辐照材料, 可实现定向掺杂, 或精确引入和调控现缺陷位和密度等优势, 因此在多个领域, 如材料改性、芯片制造、生物医学、能源及化工领域都得到了广泛应用. 尤其在磁性材料改性领域, 该技术能够通过细致控制离子束的能量、剂量和辐照方向, 实现对磁性材料的定制化性能优化. 为进一步提升磁性材料的性能并探索新的磁性器件, 本文深入地探讨了离子辐照如何精确调制各种磁相互作用, 并分析其对自旋霍尔效应和磁结构动力学的影响. 首先着重介绍了离子辐照在调控垂直磁各向异性、交换偏置及 RKKY 相互作用等磁性特征方面的最新研究成果. 这些调控手段对于理解和优化磁性材料的微观结构和性质至关重要. 接着, 本文详细地探讨了离子辐照在调控自旋轨道力矩器件中的重要作用. 这些应用展示了离子辐照技术在设计高性能磁性存储和处理器件方面的潜力. 最后, 还讨论了辐照离子种类、能量、剂量、辐照面积等参数对磁斯格明子成核位置、密度、尺寸、稳定性以及磁斯格明子霍尔效应的调控作用, 阐明了离子辐照改变磁斯格明子生成、湮灭、运动规律等方面的内在机理, 为制备基于磁斯格明子运动的低功耗存储器件提供新的途径. 此外, 本文还就离子辐照技术在未来多功能磁性传感器及信息存储磁介质制备方面的可能应用进行了前瞻性分析. 离子辐照技术为磁性材料的性能调控和应用扩展提供了新的可能性. 随着研究的深入, 这项技术有望在未来的材料科学、电子器件以及信息技术等多个领域发挥更大的作用.

关键词: 离子辐照, 磁相互作用能, 自旋轨道力矩, 磁斯格明子

PACS: 61.80.Jh, 75.70.Cn, 75.30.Et, 75.60.Ch **DOI:** 10.7498/aps.73.20240541

1 引 言

磁性材料[1]作为一种重要的功能材料, 在绿色能源[2]、信息通信[3]以及自动化控制[4]等领域都展现出其广泛的应用潜力. 在过去几十年中, 对磁性材料的深入研究与持续创新, 不断为工业化与信息化的发展注入了新的活力. 特别在信息时代快速发展的今天, 磁随机存储器件[5]、磁致冷材料[6]以及稀土永磁材料[7]等领域取得了一系列重要的研究成果, 进一步推动了新一轮科技与产业变革. 特别在信息存储领域, 基于磁性材料的磁盘存储技术[8]已经储存了全球约 70% 的数据, 但随着大数据[9]、云计算时代[10]的到来, 传统的磁盘存储技术因其物理极限已经无法满足对高密度数据存储和读取的需求. 因此, 寻找新型磁性材料[11]或对已发现的磁性材料进行改性[12], 并用来制备高性能磁存储器是走向数字化时代的必经之路.

在磁性材料改性方面, 已有实验证明通过化学掺杂[13]、施加应力[14]以及退火[15]等手段可以改变材料结构或形貌实现对材料磁性的调控. 但上述过程存在流程复杂、调控精准性和重复性不够等问

* 国家自然科学基金 (批准号: 51671098) 和甘肃省自然科学基金 (批准号: 22JR5RA474) 资助的课题.

† 通信作者. E-mail: xili@lzu.edu.cn

题, 难以满足精准调控微型磁性器件的需求. 离子辐照技术[16]作为一种重要的磁性材料改性技术, 其原理是通过将载能离子束辐照磁性材料来改变其晶粒尺寸、界面粗糙度、层间扩散程度、缺陷密度, 进而调控其磁性. 这种技术具有辐照区域可调、损伤程度可控等优势, 因此可用于对材料和器件磁性的灵活调控.

自 1998 年 Chappert 和 Bruno[17] 利用 He^+辐照技术改变材料磁性以来, 有大量实验探究了离子辐照对磁各向异性[18]、交换偏置[18]以及 Ruderman-Kittel-Kasuya-Yosida (RKKY) 相互作用[19]的影响, 并通过分析其规律制备了微米和亚微米分辨率的磁性图案[19]. 在调控磁性器件性能方面, 离子辐照可导致器件的界面或体结构发生变化, 进而改变其垂直磁各向异性与自旋轨道力矩[20], 并调控磁性器件的运行功耗. 此外, 由离子辐照调控的层间耦合变化还能使磁矩实现零场翻转, 这有利于制备微型磁性存储器件. 除了非局域的辐照外, 在一些报道中还证明了聚焦离子束辐照在辅助产生斯格明子[21]以及精准操控其运动方面的优越性, 并为其应用于神经形态计算提供支持. 总之, 通过改变离子种类、能量、剂量以及辐照温度等参数, 可对磁性材料的性能进行精准调控. 鉴于离子辐照在调控磁性方面的广泛应用, 我们总结了离子辐照对磁性及其相关器件性能的调控. 第 1 节是离子辐照对磁相互作用能的调控, 详细讨论了离子辐照对磁各向异性、交换偏置作用和 RKKY 作用的调控. 第 2 节介绍了离子辐照对磁结构及其运动规律的调控, 主要探究了离子辐照对磁场驱动的畴壁运动、自旋轨道力矩驱动的畴壁运动以及斯格明子产生与运动的调控. 第 3 节是总结与展望.

2 离子辐照对磁相互作用能的调控

2.1 离子辐照对磁各向异性的调控

低能耗、高密度的磁存储器是信息存储器件的发展方向之一. 磁性存储器的记录密度和稳定性与磁各向异性密切相关, 例如具有垂直磁各向异性的磁性薄膜[22]在高记录密度数据存储领域中发挥着重要作用. 信息时代的快速发展促使我们要进一步提高磁性存储器件的性能, 因此需要研究具有强磁各向异性的磁性材料或者探索灵活调控材料磁各向异性的方法[23]. 而离子辐照作为一种可以在纳米尺度调控磁性的技术、可在不改变样品形貌的前提下, 通过调控材料微观结构、晶体结构和化学有序度等参数, 进而改变其磁各向异性.

目前, 已有大量研究表明利用 20 keV He^+[24], 2 MeV Ar^+[25], 30 keV He^+[26] 以及 30 keV Ga^+ [27], 25 keV Ar^+[28] , 30 keV Ar^+[29], 700 keV N^+[30] 等离子在 0—3×10^{16} ions/cm^2 的剂量范围内, 离子辐照均可以对重金属/铁磁双层膜以及铁磁多层结构的垂直磁各向异性造成影响. 实验结果显示, 随着辐照剂量的增加, 离子在界面处造成的损伤将导致磁性/非磁性界面混杂程度增加、磁性原子与非磁性原子混合、钉扎位点密度增加以及晶体结构的破坏, 进而降低样品的磁各向异性. 已有研究团队利用 2 MeV Ar^+研究了 Pt/Co 多层膜中单轴各向异性 K_U 及矫顽力 H_C 与离子辐照剂量之间的依赖关系. 为了探究辐照是如何影响晶体结构[31]进而改变磁性的物理机制, Barr 等[32]在原子尺度上进行模拟并得出结论, 辐照过程中短程和中程离子相互作用将使表面变得粗糙并引起局部运动, 而长程相互作用则会导致晶格错位. 这说明短程效应将会引起边界重构, 长程相互作用会将缺陷扩散到边界. 例如长程相互作用诱导非磁性覆盖层扩散进铁磁层中使其非晶化而形成磁性死层[33].

除了能够降低垂直磁各向异性外, 选用部分种类和能量的离子, 可以使多层膜结构转变为合金结构, 并形成特殊的晶相, 进而增大其垂直磁各向异性. Devolder[34] 用 30 keV He^+在 0—3×10^{16} ions/cm^2 的剂量范围内辐照了 Pt/Co 结构, 并讨论了离子辐照对 Pt/Co 上下界面的影响差异. 实验表明, 由离子辐照促进的 Pt/Co 合金化主要发生在上界面, 而下界面则发生由层间扩散引起的粗糙度增加. Jaworowicz 等[35]系统地研究了辐照导致样品合金化的规律以及内在机制. 他们的实验结果表明, 在 30 keV Ga^+辐照 Pt/Co 结构的过程中, 垂直各向异性将随着剂量呈非单调的变化. 这是由于界面混杂程度、形状各向异性以及形成的 $L1_0$ 相 CoPt 晶体中的磁晶各向异性相互竞争所导致的. Sveklo 等[36]也得到了类似的结果. 该实验结果显示, Co/Pt 多层膜在经过能量为 30 keV、剂量为 0—0.2×10^{15} ions/cm^2 的 Ga^+辐照后, 形成了 CoPt 合金, 其垂直磁各向异性得到增强; 但当剂量范围为 0.2×10^{15}—0.7×10^{15} ions/cm^2 时, Co/Pt 多层膜的晶体结构被破坏, 垂直磁各向异性减弱; 而在

经过剂量为 0.7—7.8×10^{15} ions/cm^2 的 Ga$^+$辐照后, 由于铁磁层厚度减小, 形状各向异性减弱, 样品的垂直磁各向异性又有些许增加; 最后当辐照剂量超过 7.8×10^{15} ions/cm^2 时, 磁矩方向彻底转移到面内, 如图 1(a)—(f) 所示.

在改变化学有序度方面, 离子辐照也发挥着重要作用. 有序度通常是指材料中分子或晶体结构的有序性, 化学序的提升有助于磁性材料中原子或分子排列更加整齐, 相互作用更强, 磁各向异性增大. 研究人员利用 30 keV Ga$^+$, 2 MeV He$^+$, 30 keV He$^+$, 45 keV Xe$^+$, 35 keV Kr$^+$, 21 keV Ar$^+$在 0—4×10^{16} ions/cm^2 剂量范围内辐照了 PtCo[37], FePt[38,39], FeRh[40], FePd[41], FeAl[42], NiMn[43] 结构, 离子与材料原子之间的弹性碰撞改变了原子排列, 形成了新的晶相, 有效地改变了其化学有序度, 弱磁各向异性转变为强磁各向异性. 但在 Hellwig 等[44] 的实验中, 700 keV N$^+$辐照 Pt/Cr/Co 结构后, Cr 和 Pt 的原子位置会随机化, 这导致了化学无序和非磁性相的形成.

在应用方面, Devolder 等[45] 利用 15 keV He$^+$在 0—4×10^{19} ions/cm^2 的剂量范围内辐照了 Ta/CoFeB/MgO 结构, 研究了离子辐照对该结构垂直

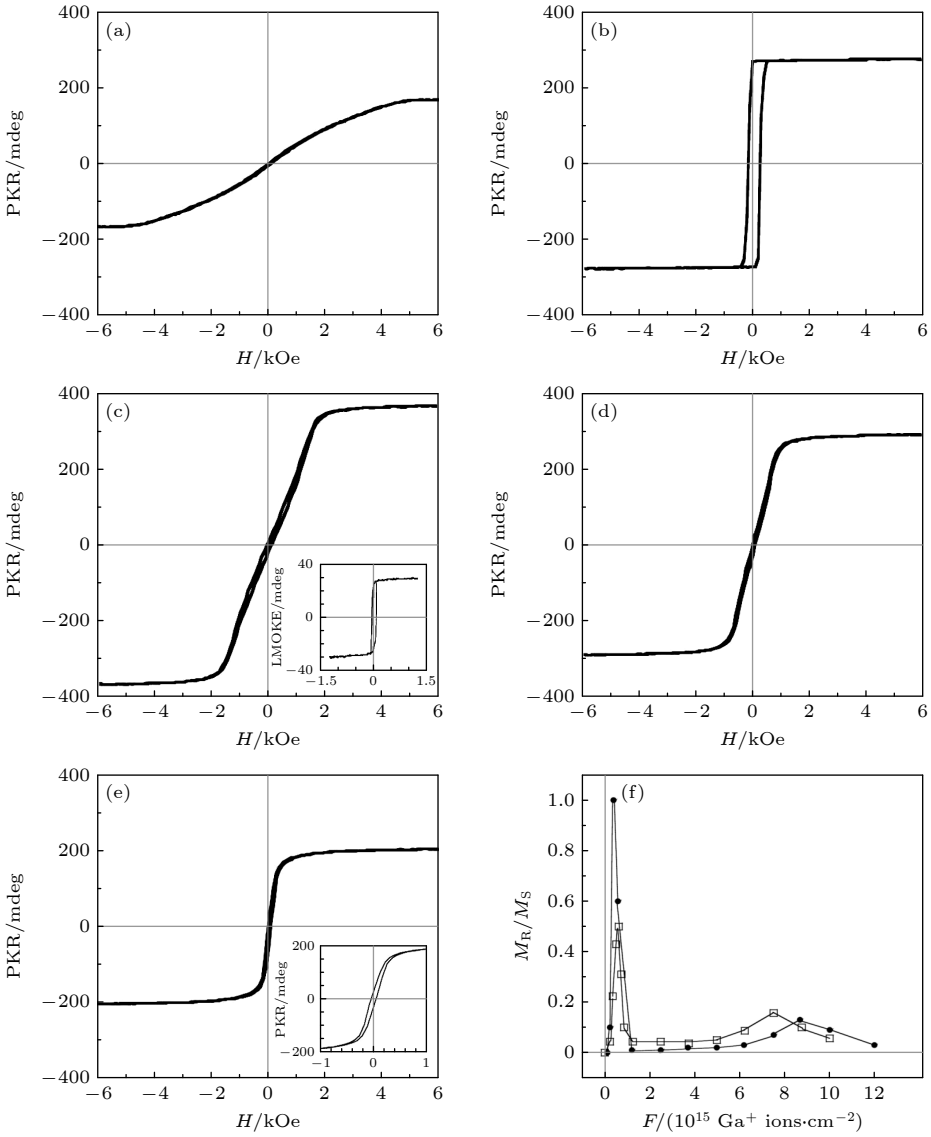

图 1 (a)—(f) 不同剂量的 30 keV Ga$^+$辐照 Pt/Co/Pt 结构后测得的磁滞回线, 以及剩磁与辐照剂量之间的依赖关系[36] (a) 未辐照; (b) 4×10^{14} ions/cm^2; (c) 2.5×10^{15} ions/cm^2; (d) 6.25×10^{15} ions/cm^2; (e) 8.75×10^{15} ions/cm^2; (f) 剩磁与辐照剂量之间的依赖关系

Fig. 1. Measured hysteresis loops of 30 keV Ga$^+$ irradiated Pt/Co/Pt structures at different doses, and the dependence between remanence and irradiation dose[36]: (a) Non-irradiated (N.I.); (b) 4×10^{14} ions/cm^2; (c) 2.5×10^{15} ions/cm^2; (d) 6.25×10^{15} ions/cm^2; (e) 8.75×10^{15} ions/cm^2; (f) relationship between the normalized remnant magnetization and Ga$^+$ ion fluence.

磁各向异性的影响规律. 实验显示, 辐照过程中的热量积累促进了氧原子与铁原子之间化学键的形成, 从而提高了垂直磁各向异性. 离子辐照在这一过程中的应用降低了形成垂直磁各向异性所需要的退火温度与时间, 更有利于实际应用. 在调控磁矩方向方面, Teixeira 等[46] 利用 400 keV Ar^+辐照了 MgO/FeCoB/W/FeCoB/MgO 多层膜结构, 发现在辐照剂量为 1×10^{13}—1×10^{14} ions/cm^2 时, 可以诱导出不同锥角的易锥态, 如图 2(a) 和图 2(b) 所示. 研究人员通过 80 keV Ar^+, 200 keV Ar^+诱导了 CoPt[47], FeNi[48] 薄膜的单轴磁各向异性, 并采用 X 射线衍射 (X-ray diffraction) 和 X 射线发射光谱 (X-ray emission spectroscopy) 验证了 CoPt 相的形成和非等效电子杂交是诱导 CoPt 单轴磁各向异性的重要原因, 图 2(c)—(f) 展示了外加磁场方向与辐照方向共同调控 CoPt 各向异性的过程. 此外, Li 等[49] 证明了离子辐照能显著降低激光翻转垂直磁矩的势垒, AOS (all-optical switching) 阈值可以降低近 30%. 在设置磁性图案化方面, Rettner 等[50], Chappert 等[51] 和 Mccord 等[52] 通过把 30 keV Ga^+, He^+辐照与诱导磁场相结合, 实现了在 CoCrPt, Pt/Co/Pt, CoFeSiB 材料中不同区域上的磁化强度分布、磁化翻转顺序、磁各向异性轴方向等参数的调控. 此外, Ehresmann 等[53] 通过 10 keV He^+辐照 NiO/Co 结构, 产生了磁矩头对头和尾对尾的畴壁结构, 并测得相邻磁性图案区域之间的有效畴壁宽度约为 1 μm, 这表明离子辐照所制备的磁性图案最小宽度可控制在 1 μm.

综上, 大量实验结果都证明离子辐照在调控垂直各向异性、化学序、合金相等方面具有重要作用. 离子辐照对磁各向异性的精准调控为制备超高密度磁存储器件和磁性传感器提供了新的路径.

2.2 离子辐照对交换偏置作用的调控

交换偏置是一种铁磁/反铁磁界面间的交换耦合作用. 当在反铁磁体的奈尔温度以下时, 由于在界面处存在反铁磁层对铁磁层的钉扎作用, 铁磁层磁矩被钉扎在一个方向. 在外加磁场翻转磁矩的

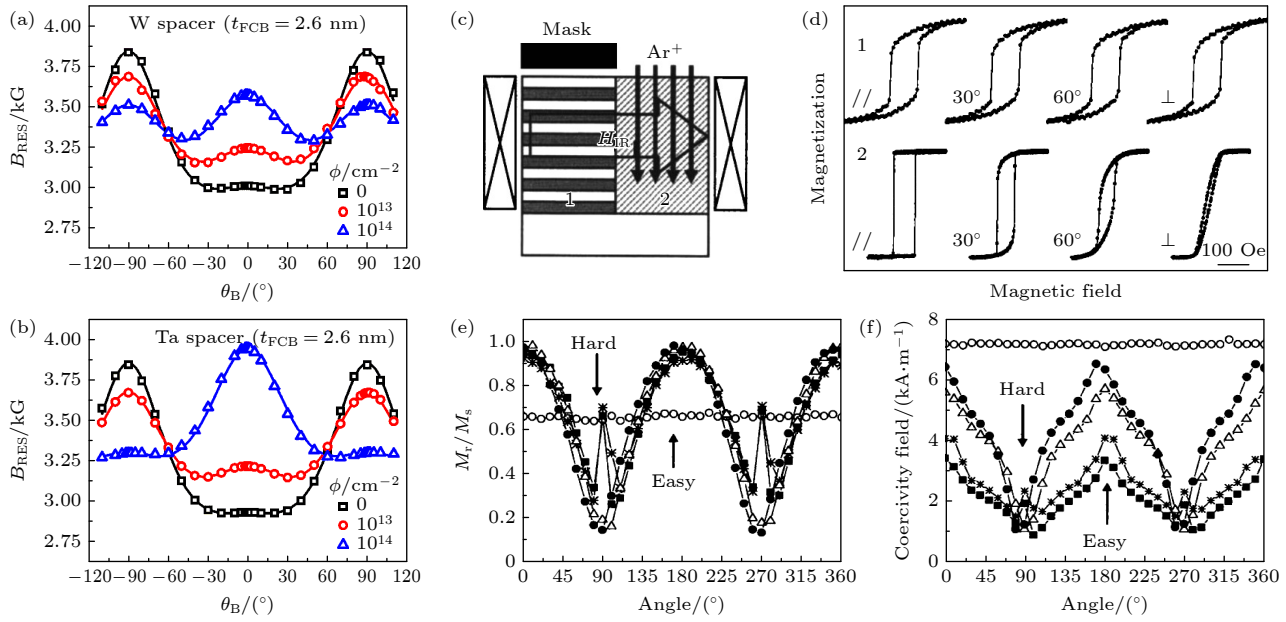

图 2 离子辐照辅助制备具有单轴各向异性或易锥面的结构 (a), (b) 间隔层为 W, Ta 的 Pt/Co 样品受到不同剂量离子辐照后共振场的面外角依赖关系[46]; (c)—(f) 通过控制外加磁场和 Ar^+辐照方向之间的夹角, 在 Co/Pt 结构中形成单轴各向异性的过程; ○代表未辐照, ■代表剂量 10^{14} ions/cm^2, ★代表 10^{15} ions/cm^2, ▲代表 3×10^{15} ions/cm^2, ●代表 3×10^{16} ions/cm^2; 左上图显示了场辅助离子辐照实验装置的示意图; 1 代表未辐照区, 2 代表辐照区[47]

Fig. 2. Ion irradiation-assisted preparation of structures with uniaxial anisotropy or easy cone anisotropy. (a), (b) Dependence of the out-of-plane angle of the resonance field of the Pt/Co samples with the spacer layer of W, Ta irradiated by different dose[46]; (c)–(f) the process of controlling the angle between the applied magnetic field and the direction of Ar^+ irradiation to form a uniaxial anisotropy in a Co/Pt structure; ○ stands for unirradiated. ■ stands for a dose of 10^{14} ions/cm^2, ★ stands for 10^{15} ions/cm^2, ▲ stands for 3×10^{15} ions/ cm^2, ● represents 3×10^{16} ions/cm^2, the upper left panel shows a schematic diagram of the experimental setup for field-assisted ion irradiation; 1 represents the unirradiated area, 2 represents the irradiated area[47].

过程中, 与外磁场相关的塞曼能与交换耦合能相互竞争[54], 共同决定磁矩的取向. 离子辐照作为一种很好的技术手段可以用来研究结构缺陷、界面粗糙度、反铁磁畴大小等参数对交换偏置场[55]的影响. 在实际应用中, 可通过改变离子种类、能量和辐照过程中磁场的大小与方向[56,57], 实现对交换偏置场大小和方向的控制, 并应用于自旋阀、隧道结等磁性器件.

Schafer 等[58,59]使用 40 keV He^+在 0—5×10^{15} ions/cm^2 剂量范围内辐照了铁磁/反铁磁、铁磁/非磁/反铁磁结构, 调控了两种结构的交换偏置场. 同时, 实验对比了离子辐照对 IrMn/Cu/Co[58]和 IrMn/Co[59]两种结构的调控差异. 结果显示, 随着剂量增加, 这两种体系的交换偏置场呈先增加后减小的趋势, 这是由于在剂量小于 1×10^{15} ions/cm^2 时, 反铁磁畴的数量随辐照剂量增加而增加, 交换偏置场变大, 当辐照剂量高于 1×10^{15} ions/cm^2 时, 界面混杂程度增加将减弱界面上的钉扎作用, 减小交换偏置场. 除此之外, 通过在辐照时设置方向与样品退火场方向相差 120°的诱导磁场[59], 可以改变其交换偏置场的方向. 在 Mougin 等[60,61]和 Fassbender 等[57]的实验结果也发现了类似的实验规律. 实验利用 10 keV He^+辐照了 FeNi/FeMn 结构, 在 0.3×10^{15} ions/cm^2 剂量下, 交换偏置场增强约 70%[60], 当剂量高于 0.3×10^{15} ions/cm^2 时, 交换偏置场将持续减小. 除了 Mn 系合金反铁磁层外, 离子辐照还能增加金属氧化物反铁磁层对铁磁层的钉扎作用, 如 Co/CoO 体系[62,63]. 该结构交换偏置场增加的原因是在辐照过程中, 材料中缺陷和空位的增加使更多的铁磁性 Co 氧化并转变为了反铁磁性 CoO, 进而增大了交换偏置场. 为了更详细地探究离子辐照对反铁磁体的影响, Ehresmann 等[64]通过 5 keV He^+辐照了 NiO/NiFe 结构, 并提出了基于多晶和多畴反铁磁层的交换偏置场模型, 得到了离子辐照对交换偏置调控的规律: 辐照伴随的温度升高会导致交换偏置场的快速增大, 而辐照带来的缺陷致使偏置场随时间增加缓慢增大, 如图 3(a)所示.

在应用方面, Engel 等[65]利用剂量在 0—9×10^{15} ions/cm^2 内的 5 keV 的 He^+ 辐照了 Co/Cu/Co/FeMn 结构. 实验结果表明, He^+能使自由层 Co 与钉扎层 Co 之间的铁磁耦合作用更强, 进而增大交换偏置场. 但磁电阻呈指数下降, 其原因可能是与缺陷密度相关的薄膜电阻增大引起的. 此外, 快速改变自旋阀结构的交换偏置方向还可用于制备惠斯通传感器[57], 如图 3(b) 所示. 上述实验证明离子辐照在改变交换偏置场大小、方向以及制备磁场传感器方面的优越性, 这将为制备多功能的磁性器件提供帮助.

2.3 离子辐照对 RKKY 作用的调控

人工合成反铁磁指的是在相邻铁磁层间存在反铁磁交换耦合的三层膜、多层膜或超晶格, 这种层间交换耦合是由结构中自旋密度振荡所带来的.

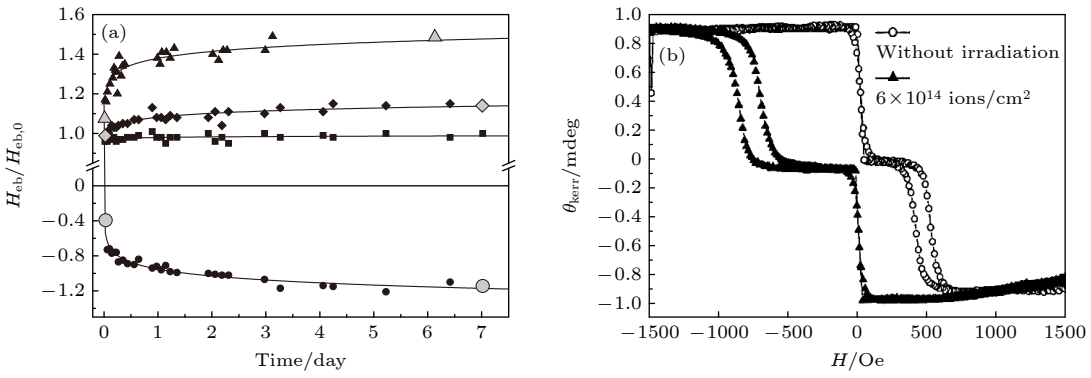

图 3 离子辐照调控交换偏置场大小与方向 (a) 在不同剂量辐照后交换偏置场随时间变化的函数[64]; ■代表未辐照, ◆代表辐照剂量为 1×10^{13} ions/cm^2, ▲代表辐照剂量为 10^{14} ions/cm^2, ●代表辐照剂量为 10^{15} ions/cm^2 [64]; (b) 离子辐照改变自旋阀结构的钉扎方向[57]

Fig. 3. Ion irradiation modulates the exchange bias field size and orientation: (a) Variation in the exchange bias field with time after irradiation at different doses[64] ■ represents unirradiated, ◆ represents irradiated dose of 10^{13} ions/cm^2, ▲ represents an irradiation dose of 10^{14} ions/cm^2, ● represents an irradiation dose of 10^{15} ions/cm^2 [64]; (b) ion irradiation changes the pinning direction of the spin valve structure[57].

在铁磁 / 非磁金属 / 铁磁结构中, 相邻铁磁层会引起中间非磁金属层自旋密度的 Friedel-like 空间振荡, 而振荡的自旋密度反过来会使相邻铁磁层耦合, 且耦合强度会随着铁磁层之间距离的改变而产生振荡, 即随着中间非磁金属层厚度的增加, 层间耦合会交替呈现出反铁磁性 (反平行排列) 和铁磁性 (平行排列) 的耦合形式, 但是耦合强度会逐渐降低[66]. 利用这个效应, 人们制备了人工反铁磁结构, 该材料具有净磁化强度小、抗干扰性强、热稳定性高和磁化动力学快等优点, 是用于制备超高密度和超快速信息存储的一种理想材料. 而离子辐照作为调控磁性的一种工具, 可以通过选择不同的辐照条件来实现对磁性材料整体或局部 RKKY 作用的调控, 并可形成特定的磁化翻转顺序, 有助于制备出逻辑功能更丰富的磁性存储器件.

在 Yun 等[67] 和 Blomeier 等[68] 研究中, 3 MeV Fe^+和 30 keV Ga^+减弱了铁磁/非磁金属/铁磁结构中两个铁磁层的垂直磁各向异性及其之间的反铁磁耦合强度. 其原因是离子辐照过程中存在原子交换, 导致了铁磁层/非磁层界面损伤, 进而减弱了耦合强度. 特别是在 Yun 等[67] 的工作中, 剩磁态下的反常霍尔电阻随着辐照剂量先增大后减小, 他们通过分析损伤深度图, 得到这一现象出现的根本原因是 Fe^+对上下两层铁磁层造成的损伤程度不同. 另外, Fe^+的辐照使磁矩的翻转模式从 spin-flip 转变为 spin-flop, 如图 4(a)—(d) 所示. 类似地, 一些研究者利用 35 keV Ga^+[69], 4.5 keV He^+[70], 9 keV He^+[71], 17 keV Ne^+[72] 在 0—1×10^{16} ions/cm^2 剂量范围内辐照了 Co/Mo/Co 和 Co/Ru/Co 多层膜结构, 实现了材料中局部区域从反铁磁耦合到铁磁耦合的转变, 并在辐照区域创造了反铁磁畴.

除了降低层间耦合强度外, 在部分体系中, 离子辐照还可以增大反铁磁耦合强度. Quirós 等[73] 和 Höink 等[74] 分别利用 1 keV Ar^+, 10 keV He^+辐照了人工反铁磁结构以及自旋阀结构, 有效地增大了反铁磁耦合强度. 其原因是衬底粗糙度的增加会在局部形成非磁性区域, 而在磁/非磁区边界处形成的偶极相互作用稳定了反铁磁排列, 从而增大了反铁磁耦合强度.

综上所述, 通过选择不同种类、不同能量的离

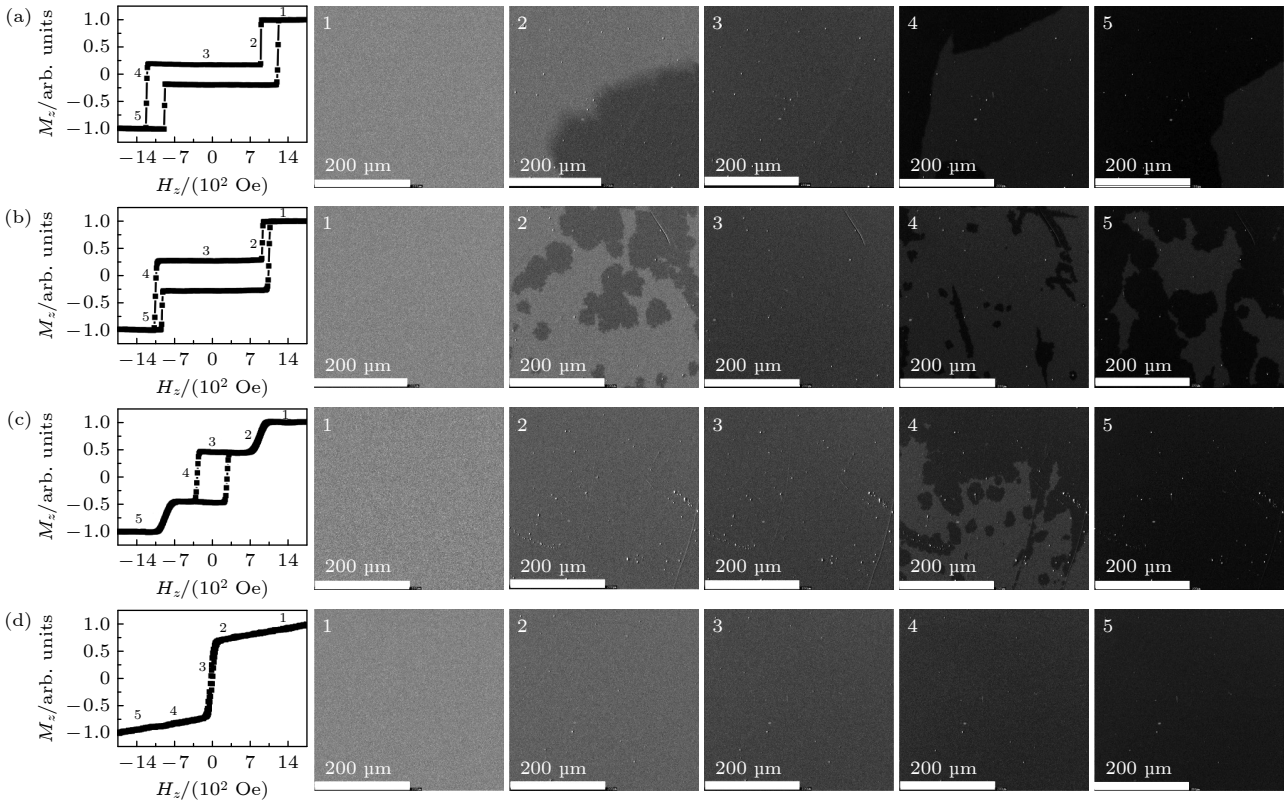

图 4 不同剂量 3 MeV Fe^+辐照人工反铁磁样品后的磁滞回线与磁畴形貌[67] (a) 0 ions/cm^2; (b) 0.5×10^{13} ions/cm^2; (c) 1.1×10^{14} ions/cm^2; (d) 1.7×10^{14} ions/cm^2

Fig. 4. Hysteresis loops and domain morphology of 3 MeV Fe^+ irradiated artificial antiferromagnetic samples under different doses[67]: (a) 0 ions/cm^2; (b) 0.5×10^{13} ions/cm^2; (c) 1.1×10^{14} ions/cm^2; (d) 1.7×10^{14} ions/cm^2.

子对人工反铁磁结构进行辐照, 可以使磁耦合在反平行与平行之间转换, 并且可以通过设计辐照区域进而实现人工反铁磁畴的制备. 离子辐照为操控层间耦合作用提供了新的手段.

3 离子辐照对自旋轨道力矩器件的影响

3.1 离子辐照对磁场驱动畴壁运动的调控

随着技术的发展, 大数据互联网和人工智能网络的出现, 需要处理的信息量越来越大, 这需要对信息存储手段不断革新. 如今, 基于自旋轨道力矩(SOT) 的磁性随机存储器由于其具备非易失的特性, 所以在存储领域具有很好的应用前景. 研究发现, SOT 驱动的信息读写过程中, 磁畴壁的读写速度与稳定性是关乎磁存储器件性能的重要因素. 因此, 有必要对影响磁畴形成和畴壁运动的因素进行研究. 离子辐照作为一种在原子尺度上对材料改性的技术, 可改变畴壁中的磁化强度以及磁赛道上缺陷的密度、位置等参数, 进而实现对畴壁形貌结构以及其运动速度的调控.

已有研究通过将 10 keV He^+ [75], 15 keV He^+ [76], 30 keV He^+ [77], 在 0—2×10^{17} ions/cm^2 的剂量范围内, 辐照了 Pt/Co/Pt, W/CoFeB/MgO 以及 Pt/Co/AlO_x 结构中, 测试了离子辐照对畴壁运动速度的影响. 实验结果表明, 离子辐照使畴壁运动的阈值磁场分别从 850 mT[75], 80 mT[78] 降低到 450 mT[75], 30 mT[78], 巴克豪森长度分别从 20 nm[75], 38 nm[77] 增加到 30 nm[75], 61 nm[77], 从而加快了畴壁运动速度. 特别在 Van Der Jagt 等[76] 的工作中, 经过能量为 15 keV, 剂量为 2×10^{15} ions/cm^2 的 He^+辐照后, W/CoFeB/MgO 结构的蠕动能量势垒 (k_BT_d) 降低了 38%, 经过 1.4×10^{15} ions/cm^2 剂量辐照的样品, k_BT_d 降低了 31%, 这证明了蠕动能量势垒的降低是减小阈值磁场的重要原因. 此外, He^+还使蠕动区的磁矩翻转模式从畴壁运动转变为以磁畴多点成核为主导的模式. 但是在去钉扎区, 离子辐照所引起的晶粒尺寸减小将增大钉扎密度, 最终导致去钉扎区畴壁运动速度降低. Diez 等[79] 则利用剂量范围在 0—8×10^{18} ions/cm^2 的 He^+辐照了 Ta/CoFeB/MgO 结构, 造成界面混合增加并将 DM 相互作用常数从原来的 0.024 MJ/m^2 提高 0.075 MJ/m^2, 从而加快了畴壁运动速度, 如图 5(a) 和图 5(b) 所示.

相比较轻质量的 He^+辐照, 重离子辐照可能会直接增加缺陷、降低 DM 相互作用、减小畴壁运动速度. Rettner 等[50] 使用 30 keV Ga^+辐照 CoCrPt 合金薄膜后, Ga 与 C 元素直接扩散进铁磁层中, 在顶部造成一个较大的 Co 层损耗区, 导致垂直磁各向异性降低和钉扎位点数目的增加, 进而减小畴壁运动速度. 而 Herrera Diez 等[80] 则依然选择了较轻的 15 keV He^+, 并在 1×10^{18}—3×10^{19} ions/cm^2 的剂量范围内辐照 Ta/CoFeB/MgO 结构. 实验结果显示, 辐照后磁畴壁的去钉扎场在 0—6×10^{18} ions/cm^2 范围内, 畴壁运动速度有些许增大, 但在更高剂量时, 钉扎势垒增大, 畴壁运动速度减慢. 对比 Herrera Diez 等[80] 与 Van Der Jagt 等[76] 的实验可以得出, 相同种类和能量的离子在不同的剂量

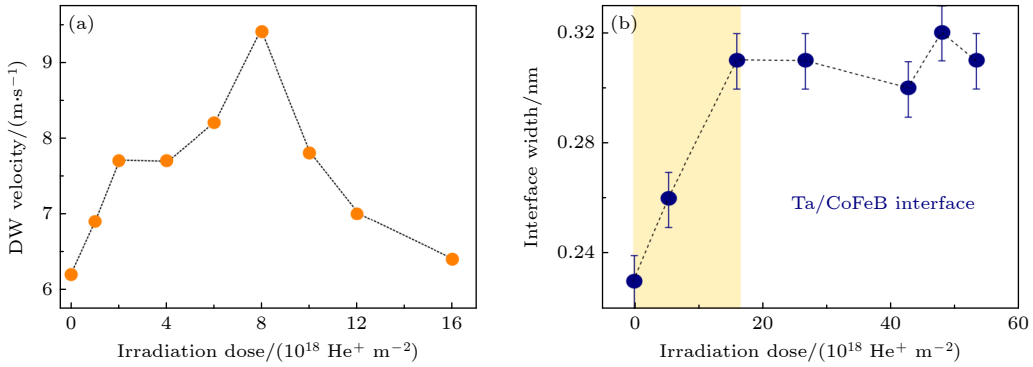

图 5 (a) 不同剂量 He^+辐照 Ta/CoFeB/MgO 结构后, DW 速度与外加磁场的函数关系, 以及当外场为 53—56 mT 时, 不同辐照剂量下的畴壁运动速度大小[79]; (b) Ta/CoFeB 界面宽度与辐照剂量之间的对应关系[79]

Fig. 5. (a) DW velocity as a function of applied magnetic field after irradiating the Ta/CoFeB/MgO structure with different doses of He^+ and the magnitude of the domain wall motion velocity at different irradiation doses when the external field is 53–56 mT[79]; (b) the lower part shows the correspondence between the width of the Ta/CoFeB interface and the irradiation dose[79].

下可对畴壁运动速度产生相同或相反的调控作用. 此外, 辐照后结构的饱和磁化强度变化也会影响畴壁运动速度. 在 Van Der Jagt 等[76] 的实验中, CoFeB/MgO 结构的制备并没有经过退火热处理, 铁磁层的原子呈不规则排列, He^+的辐照可以对结构引入热量变化, 使铁磁层原子排列整齐, 进而使饱和磁化强度 M_S 从 1.25 MA/m 增长为 1.66 MA/m. 而在 Herrera Diez[80] 的实验中, He^+将使 CoFeB/MgO 结构的 μM_S 从 1.1 T 降低为 0.83 T. 饱和磁化强度的变化导致了材料中特征钉扎范围的改变, 进而调控了畴壁运动速度.

上述实验结果证明, 离子辐照通过改变磁赛道上的 DM 相互作用、垂直磁各向异性、饱和磁化强度、巴克豪森长度以及特征钉扎范围等参数, 可以实现对畴壁运动速度的调控. 这表明离子辐照为调控畴壁运动特性提供了解决方案.

3.2 离子辐照对 SOT 器件的调控

随着信息技术的发展, 需要存储的数据量越来越大, 这对存储器的性能有了新的要求. 而传统的存储器件由于受到工艺制程的限制, 在功耗、读写速度、存储密度等方面不能满足大数据计算的应用需求. SOT 磁性随机存储器件作为第三代存储器, 因其具有的开关效率高、读写能量低等显著的优势得到了很好的应用. 在最近的研究中, 如何进一步降低自旋轨道力矩驱动磁矩翻转的临界翻转电流密度以及实现无场翻转, 成为了重要的研究方向. 科学家大多选择生长强自旋轨道耦合的材料[81] 或是优化结构[82] 来减小临界翻转电流密度; 并且通过制备横向楔形结构[83]、引入交换偏置[84] 或设计倾斜的磁各向异性[85] 来实现零场翻转. 但这些器件结构或制备工艺较为复杂, 大大限制磁性存储器的设计和使用, 所以需要找到一种更便捷、更实用的手段来解决上述问题. 离子辐照作为一种调控材料的工具, 可在不改变表面形貌的前提下影响层间扩散与界面粗糙度等参数, 进而实现对磁性存储器件的垂直磁各向异性、DM 相互作用以及电阻率的调控. 这些调控作用可以降低 SOT 器件的翻转电流密度并且实现磁矩零场翻转. 此外, 通过离子辐照制备的多级磁化翻转器件可以用来模拟神经突触的权重变化, 有望应用于人工神经网络[86] 计算中.

在降低功耗方面, Dunne 等[87], An 等[88] 以及 Yun 等[89] 分别使用 30 keV He^+, 500 keV Ar^+对重金属/铁磁多层膜结构进行了辐照. 实验结果显示, 在 0—9.375×10^{18} ions/cm^2 剂量范围内, 离子辐照使 SOT 器件的临界翻转电流密度分别降低了 30.3%, 82%, 35%. 临界翻转电流密度降低的原因是离子辐照减弱了 SOT 器件的垂直磁各向异性, 同时增大了重金属层的自旋霍尔角. 图 6(a)—(f) 和表 1 展示了 30 keV He^+辐照 Pt/Co/W 结构后, 相关磁性参数及临界翻转电流密度与辐照剂量的依赖关系. 在通过离子辐照实现磁矩零场翻转的实验中, He 等[90] 用 3 MeV Fe^+在 1.0×10^{13}—1.1×10^{14} ions/cm^2 剂量范围下, 辐照了 Co/Ru/Co 结构, 减弱了两层铁磁层垂直磁各向异性与层间耦合强度, 使垂直磁矩偏移 Z 轴, 进而打破了对称性破缺, 实现了零场翻转. 此外, Lee 等[91] 将 20 keV He^+以 5, 15, 20, 25 和 30 ions/nm^2 的剂量辐照了霍尔十字处相邻的 5 块区域, 从而在霍尔十字处形成了垂直磁各向异性梯度, 打破了镜面对称性, 实现了零场翻转, 如图 7(a)—(e) 所示.

在人工神经网络中, 具有记忆和学习功能的人工突触器件是神经形态系统的重要组成部分. 人工突触需要具有非易失性和电阻或电导信号连续可变的性能. 而磁矩多态翻转器件也具有上述特点, 其翻转行为可以用来模拟大脑中神经突触的权重变化. Zhao 等[92] 使用 15 keV He^+辐照了具有 W/CoFeB/MgO 结构的霍尔十字器件受辐照的区域

表 1 有效各向异性 k_{eff}、热稳定性 Δ 以及临界翻转电流密度随辐照剂量变化的规律[87]

Table 1. Effective anisotropy k_{eff}, thermal stability Δ, and critical flipping current as a function of irradiation dose[87].

Dose/(ions·nm^{-2})	k_{eff}/(kJ·m^{-3})	Δ	ρ/(μΩ·cm)	I_c^-/mA	I_c^+/mA	J_c^-/(MA·cm^{-2})	J_c^+/(MA·cm^{-2})
0	537	133	214	–7.5	7.5	–6.0	6.0
1	521	129	214	–7.5	7.5	–6.0	6.0
20	257	64	219	–6.2	7.5	–5.0	6.0
30	153	39	224	–1.0	3.3	–0.8	2.7
30	38	9	235	—	—	—	—

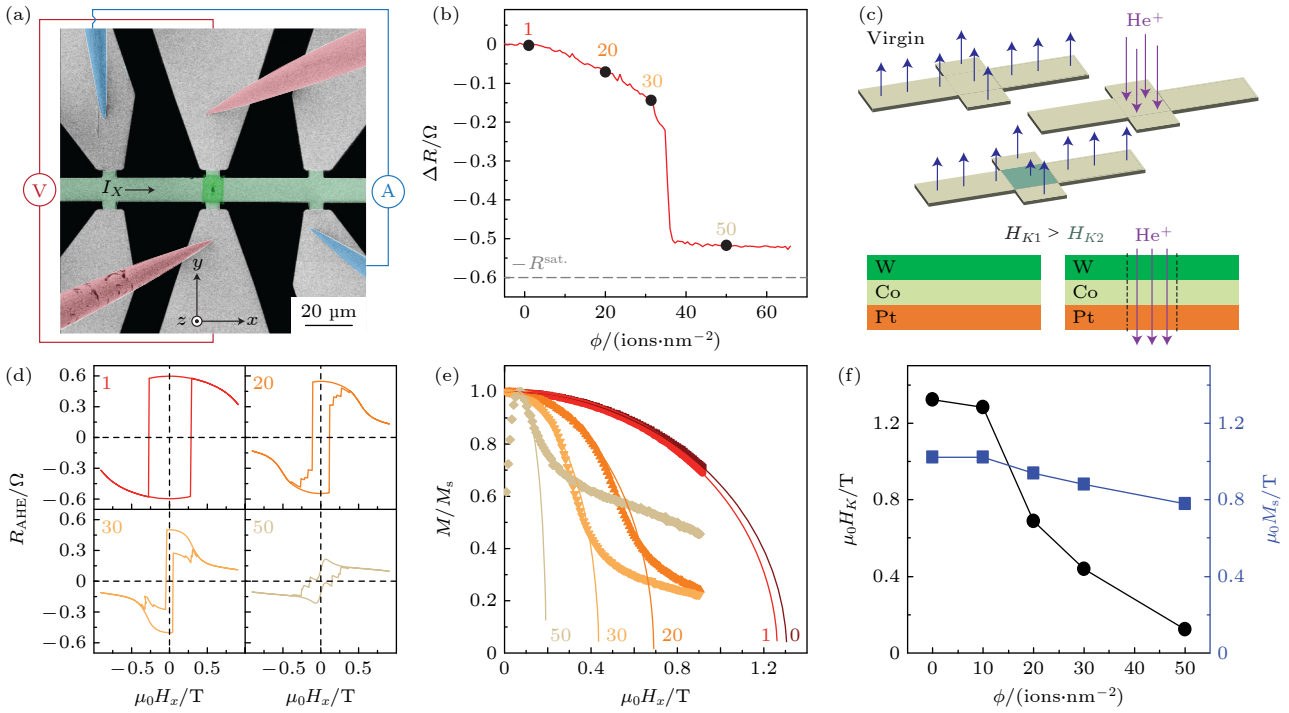

图 6 离子辐照 Pt/Co/W 结构[87] (a) 灰色区域是霍尔十字的金属电极, 绿色条纹表示磁性多层膜, 红色针探头用于测量霍尔电压, 而蓝色探针用于施加电流; (b) 反常霍尔电阻随辐照剂量在 0—70 ions/nm^2 之间的变化情况; (c) 局部辐照过程示意图, 由于上下 Co/HM 界面的混合, 局部各向异性减小; (d) 在图 (a) 中标记的选定剂量下的由面内场驱动磁矩翻转的反常霍尔回线; (e) 由图 (d) 得到的经辐照和未辐照样品的归一化磁化强度; (f) 各向异性场和饱和磁化强度随辐照剂量的变化曲线

Fig. 6. Ion irradiation of SOT device with Pt/Co/W structure[87]: (a) The grey area is the metal electrode of Hall Cross, the green stripe indicates the magnetic multilayer film, the red pin probe is used to measure the Hall voltage while the blue probe is used to apply the current; (b) variation of the anomalous Hall loops with the irradiation dose between 0–70 ions/nm^2; (c) the local irradiation process schematic, with reduced local anisotropy due to mixing at the upper and lower Co/HM interfaces; (d) anomalous Hall loop driven by in-plane field at selected doses labelled in panel (a); (e) the normalized magnetization intensity of irradiated and unirradiated samples obtained from panel (d); (f) anisotropic field and $M_{\rm S}$ versus the irradiation dose.

垂直磁各向异性降低, 该区域将快速成核并扩张, 同时, 由于磁畴壁在辐照与非辐照区边界运动时会受到强钉扎作用, 霍尔十字处的磁矩存在多级翻转. 因此, 只需改变辐照区与非辐照区面积比例, 即可诱导出一系列的中间反常霍尔电阻, 如图 8(a)—(d) 所示. Kurian 等[93] 利用 He$^+$以 13, 20, 27 和 35 ions/cm^2 的剂量辐照了 Pt/Co/W 结构, 使该结构的霍尔十字处存在四个垂直磁各向异性不同的区域, 在磁矩翻转过程中, 反常霍尔电阻呈现了多个状态, 如图 8(e)—(g) 所示. 类似地, Giulian 等[94] 使用 50 keV Ga$^+$在 1×10^{12}—4×10^{13} ions/cm^2 剂量范围内, 局部调控了 Ta/CoFeB/MgO 薄膜的材料特性, 在磁性赛道上创建了可以限制畴壁运动的区域. 受控的畴壁运动将有望用于制备忆阻器件.

以上实验结果证明, 离子辐照在降低 SOT 器件临界翻转电流密度、实现磁矩零场翻转以及制备人工突触器件方面发挥着重要作用.

3.3 离子辐照对斯格明子的调控

磁斯格明子作为一种具有拓扑性质的准粒子结构, 因其内部所具有的特殊磁涡旋结构, 在自旋电子学中展现出一系列独特的物理效应. 特别在磁存储方面, 由于具有结构尺寸小、容易操控和不易受环境干扰等特性, 磁斯格明子在大数据计算[95] 和磁存储器件[96] 中具有巨大的潜在应用. 在过去的研究中, 科学家已经在中心对称性材料[97]、非中心对称性材料[98] 以及具有界面相互作用[99] 的材料中发现了斯格明子, 并证明能够通过电流操控斯格明子产生与运动. 因为斯格明子大多产生于材料的缺陷处, 而缺陷的密度和分布来源于生长过程中结构与成分的不均匀, 所以如何精准控制斯格明子的产生与湮灭仍然是个难题. 但是对于数据存储而言, 斯格明子成核、湮灭以及驱动的过程需要较好的可操控性. 近年来, 由于对材料的磁性具备调控精准度高的优势, 离子辐照在辅助斯格明子定点成

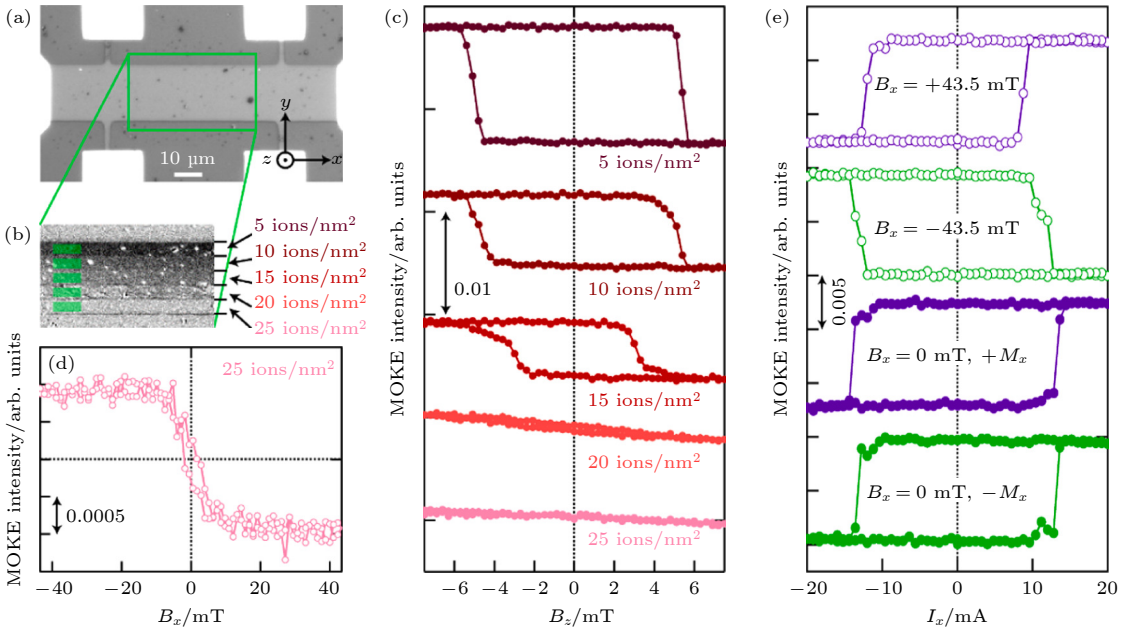

图 7 通过 He^+辐照制备的具有各向异性梯度的器件及其零场翻转测试[91] (a) 经过离子辐照后的 GdCo 器件的光学显微镜图像; (b) 辐照后的 GdCo 器件的极磁光克尔效应 (p-MOKE) 图像; (c) 不同辐照条件下 GdCo 器件的磁滞回线; (d) 剂量为 25 ions/nm^2 辐照区域的磁滞回线; (e) 存在和不存在面内磁场 (B_x) 的电流感应磁化翻转回路

Fig. 7. He^+ irradiated prepared devices with anisotropy gradient and field free switching test[91]: (a) Optical microscope image of an ion-irradiated GdCo device; (b) polar magneto-optical Kerr effect (p-MOKE) image of the dose-gradient pattern in the irradiated GdCo device; (c) hysteresis loop of the GdCo device for different irradiation condition; (d) hysteresis loop in the irradiated region at a dose of 25 ions/nm^2; (e) current-induced magnetic moment flipping in presence and absence of the in-plane magnetic field (B_x).

核及调控斯格明子霍尔效应方面得到了广泛的物理应用[100].

研究者分别用 30 keV He^+ [101], 15 keV He^+[102], 10 keV N^+[103], 30 keV Ga^+ [104] 和 50 keV Ga^+[105] 在 0—4×10^{15} ions/cm^2 剂量范围内辐照了重金属/铁磁/重金属结构, 实现了斯格明子的快速成核. 为了更清楚地阐明离子辐照帮助斯格明子成核的内在机制, Hu 等[106] 通过 Stopping and Range of Ions in Matter (SRIM) 软件计算得到了反冲原子的深度分布, 说明在辐照过程中, 不同层间的原子将存在位移, 导致相邻层间的界面混合, 并产生重金属/铁磁层的合金, 正是这种在多层膜表面形成的合金和缺陷降低了辐照位点处的 PMA 和 DM 相互作用, 而无序性则随着辐照剂量的增加而进一步增加. DM 相互作用的减小将抑制斯格明子的产生, 而 PMA 的减弱与无序性的增加将有助于斯格明子的成核, 而在大多数离子辐照多层膜产生斯格明子的工作中, 无序性增大斯格明子数量的速度远大于 DM 相互作用减小的速度. 此外, 在一定剂量范围内, 斯格明子的密度与辐照剂量呈线性正相关[103,106], 图 9(a)—(c) 展示了在经过 10 keV N^+辐照的 Ta/CoFeB/MgO 结构中斯格明子成核的过程, 以及斯格明子的密度、大小与辐照剂量的依赖关系. 除了通过磁场在缺陷位点产生斯格明子外, 在磁性轨道上设置无垂直磁各向异性的区域也可以辅助产生斯格明子. Chen 等[107] 利用离子辐照在磁性赛道上设置了无垂直磁各向异性的区域, 当畴壁在电流的驱动下经过该修饰区域时, 局域垂直磁各向异性的消失和 DM 相互作用共同导致磁矩倾斜, 磁畴形貌也从手性条纹畴转变为斯格明子, 最终自旋转移力矩可以将斯格明子推进纳米轨道中.

在电流驱动斯格明子运动的过程中, 由于其本身的拓扑性质, 斯格明子会在垂直于驱动方向上产生偏移, 这不利于实际应用. Kern 等[101] 和 Juge 等[102] 分别通过局部辐照的方法解决了这个问题. Kern 等[101] 首先通过聚焦离子束辐照将 30 keV He^+以 100 ions/cm^2 的剂量在 CoFeB/MgO 结构中产生斯格明子的成核位点, 再通过 50 ions/cm^2 剂量的 He^+辐照了整个线形轨道, 最后使用 25 ions/cm^2 剂量的 He^+辐照了赛道上间距相同的位点, 使赛道中存在多个低垂直磁各向异性的钉扎点, 这使得电流驱动斯格明子的位移距离确定且横向偏移减弱,

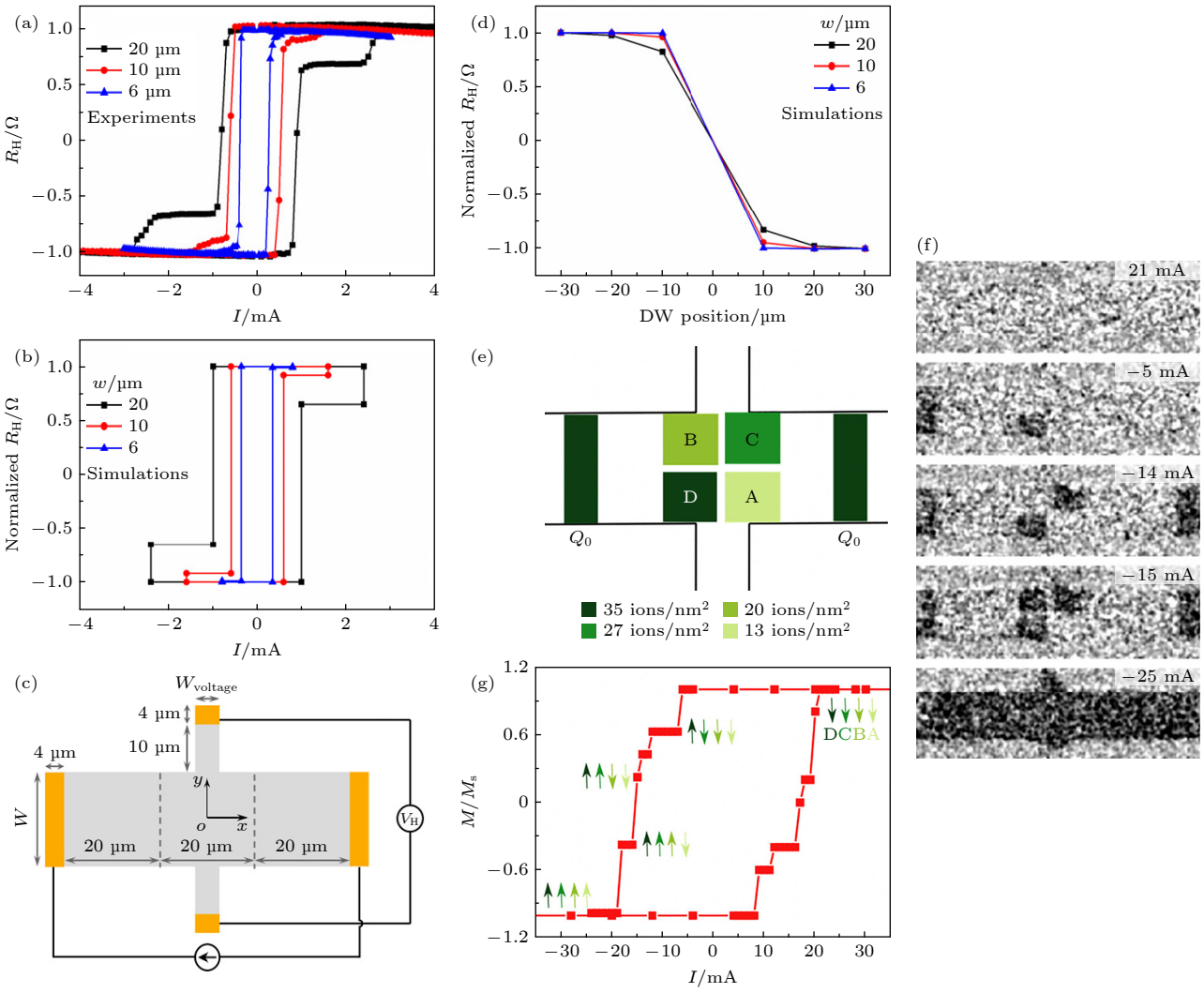

图 8 两种多态翻转器件 (a)—(d) 不同线宽的霍尔十字在 $\mu_0 H_x = 50$ mT 面内磁场下的 SOT 驱动磁矩翻转过程及其模拟的翻转回线[92]; (e)—(g) 在 125 mT 面内辅助场下, SOT 驱动辐照样品的多级翻转反常霍尔与磁光克尔图像[93]

Fig. 8. Two polymorphic flipping devices: (a)–(d) SOT-driven magnetic moment flipping process of Hall Cross with different linewidths under the magnetic field in the $\mu_0 H_x = 50$ mT[92]; (e)–(g) under the auxiliary field of 125 mT, the SOT-driven multistage switching anomalous Hall loop and the magneto-optical Kerr image of irradiated sample[93].

如图 10(a) 所示. 除了通过辐照将斯格明子运动限定在轨道上以外, 还可以利用磁畴之间的偶极相互作用来减小斯格子霍尔效应. Ahrens 等[105] 通过 1×10^{13} ions/cm^2 的 Ga$^+$局部辐照了斯格明子轨道以外的绿色区域, 使两个辐照区的磁畴变成磁单畴状态, 且单畴间存在偶极斥力. 偶极斥力可以削弱斯格明子在运动过程中受到的马格努斯力, 减小在电流方向上的偏移, 如图 10(b) 所示. 这些现象的本质是离子辐照改变了运动轨道中 DM 相互作用和垂直磁各向异性以及交换强度的大小, 进而实现对斯格明子的吸引或排斥[108].

无论是基础研究还是实际应用, 斯格明子的稳定性是必须考虑的因素. Fallon 等[109] 通过 30 keV Ga$^+$辐照了 Ir/Co/Pt 结构, 并将剂量控制在 1×10^{15}—5×10^{17} ions/cm^2 之间, 产生了小于缺陷大小的纳米级的斯格明子, 使其在零场下具有较好的稳定性. 在温度稳定性方面, Miki 等[110] 使用 5 keV Ga$^+$在 0—2.5×10^{13} ions/cm^2 剂量范围内辐照了 Ta/CoFeB/Ta/MgO 结构, 并通过改变样品温度, 实现了斯格明子的成核与湮灭. 在此实验中, 当辐照剂量为 0.8×10^{12} ions/cm^2 时, 控制样品温度在 338—345 K 之间, 即可操控磁矩排列从面内单畴与斯格明子之间的转换. 斯格明子的尺寸大小也决定了其在外部环境中的稳定性. 在过去的研究中, DM[111] 相互作用与交换相互作用[112,113] 等磁性参数共同决定了斯格明子尺寸[114,115]. 但在离子辐照

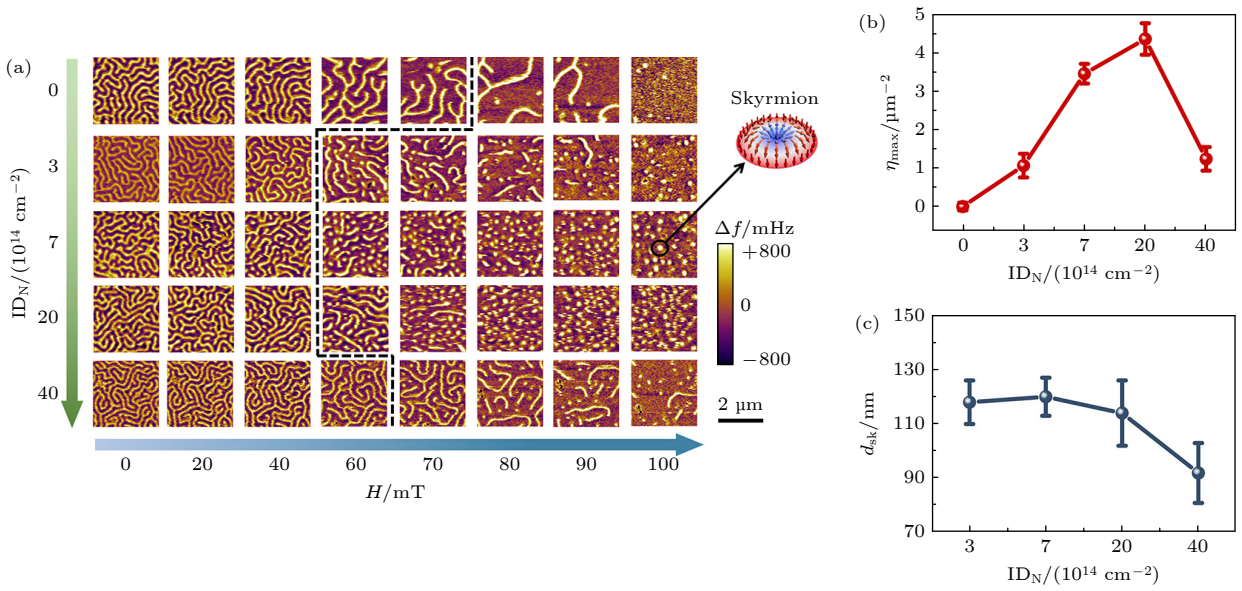

图 9 (a) 通过不同剂量的 N^+辐照, 在 Ta/CoFeB/MgO 结构中形成的斯格明子, 黑色虚线显示从条纹畴开始转变为斯格明子的临界磁场[103]; (b), (c) 辐照剂量对斯格明子数目与寸的影响关系[103]

Fig. 9. (a) Skyrmion formed in Ta/CoFeB/MgO structures by irradiation with different doses of N^+, and the black dashed lines show the critical magnetic field from the stripe domain to the skyrmion[103]; (b), (c) the effect of irradiation dose on the number and size of skyrmion[103].

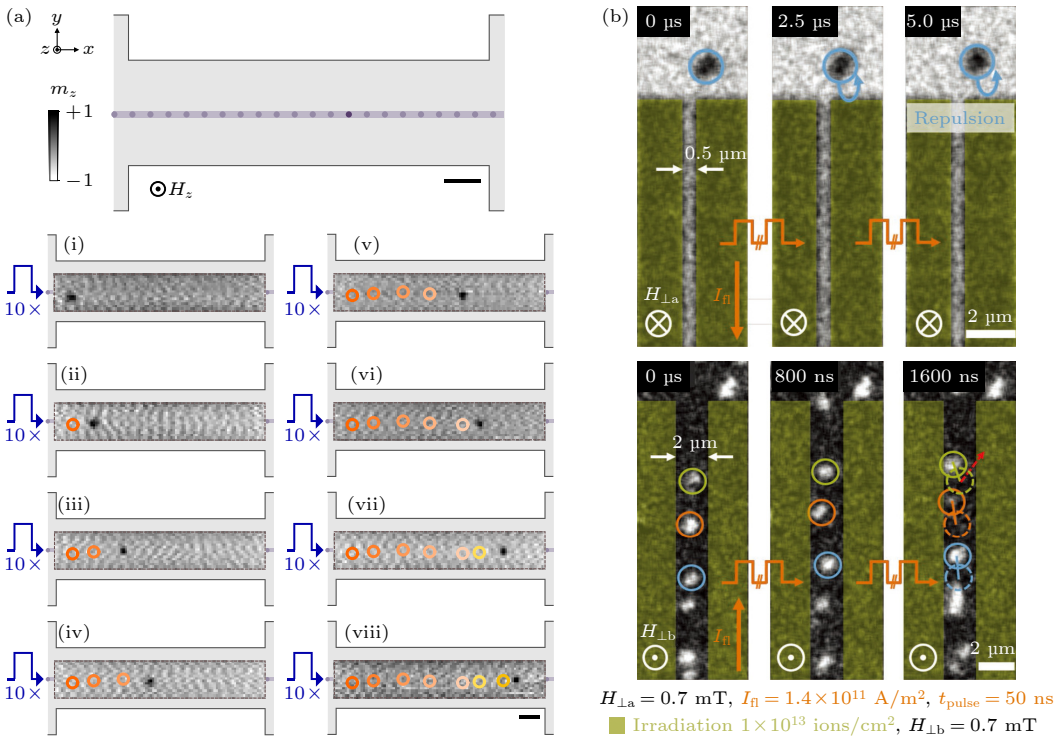

图 10 两种降低斯格明子霍尔效应的方法 (a) 通过聚焦离子束辐照, 设置不同的剂量在赛道上制备出的成核点 (深紫色)、引导通道 (淡紫色) 和 钉扎位点 (浅紫色). 斯格明子将限制在轨道上, 进而减小偏移[101]; (b) 经过 10^{13} ions/cm^2 的 Ga^+离子辐照后的屏障区 (浅绿色区域). 斯格明子在运动过程中将被辐照区域排斥, 减弱偏移[105]

Fig. 10. Two methods to reduce the Skyrmion Hall effect: (a) Setting up different irradiation dose to prepare nucleation sites (dark purple), guiding channels (purple), and pinned sites (light purple) in the track, skyrmion will be confined in the track, which will in turn diminish the deflection[101]; (b) setting up a barrier region (light green region) with Ga^+ ions of 10^{13} ions/cm^2, skyrmion will be repelled by the irradiated region during its movement, which will diminish the deflection[105].

实验中, DM 相互作用与垂直磁各向异性与辐照的依赖关系同步且具有类似的减弱趋势[102], 这貌似意味着斯格明子的尺寸与稳定性不可兼得. 但 Balan 等[78] 通过 15 keV He^+辐照 $Pt/Co/AlO_x$ 结构, 实现了离子辐照对垂直磁各向异性与 DM 相互作用影响的解耦, 制备了尺寸更小、稳定性更好的斯格明子. 在此实验中, 4×10^{14}, 1×10^{15} 和 1.5×10^{15} ions/cm^2 剂量的 He^+只减弱了结构的垂直磁各向异性, 并没有影响其自发磁化与 DM 相互作用, 因此不会影响到斯格明子的稳定性.

上述研究都证明了离子辐照在辅助斯格明子成核、增强粒子稳定性以及减弱斯格明子霍尔效应方面的卓越能力.

4 总结与展望

综上所述, 离子辐照技术通过精确控制离子种类、能量、剂量、辐照方向以及辐照面积等关键参数, 能够实现对材料界面粗糙度、层间扩散、缺陷位点与密度、电阻率以及晶格结构等性质的精细调控. 这种高度可控的技术手段为磁性材料的性能优化和多功能磁性电子器件的设计制造提供了广阔且精确的途径. 然而, 尽管离子辐照技术在许多领域已展现出巨大潜力, 但在某些特定应用方面, 如制备具有强垂直磁各向异性的硬磁材料和高信噪比的磁场传感器等领域, 研究投入仍显不足. 为了克服这些挑战, 需要我们融合材料科学、物理化学、计算物理学和电子学等多个领域的知识, 这将为磁性电子器件领域带来创新性解决方案.

参考文献

[1] Jiles D C 2003 *Acta. Mater.* **51** 5907
[2] Gutfleisch O, Willard M A, Brück E, Chen C H, Sankar S G, Liu J P 2011 *Adv. Mater.* **23** 821
[3] Merazzo K J, Lima A C, Rincón-Iglesias M, Fernandes L C, Pereira N, Lanceros-Mendez S, Martins P 2021 *Mater. Horiz* 82564
[4] Prabow Y A , Imaduddi R I, Pambud W S, Firmansya R A, Fahruzi A 2021 *Mater. Sci. Eng* **1010** 012028
[5] Sbiaa R, Meng H, Piramanayagam S N 2011 *Phys. Status Solidi RRL* **5** 413
[6] Gschneidner Jr K A, Pecharsky V K 1999 *J. Appl. Phys.* **85** 5365
[7] Coey J M D 2020 *Engineering* **6** 119
[8] Freitas R F, Wilcke W W 2008 *Ibm. J. Res. Dev.* **52** 439
[9] Siddiqa A, Hashem I A T, Yaqoob I, Marjani M, Shamshirband S, Gani A, Nasaruddin F 2016 *J Netw. Comput. Appl.* 71 151
[10] Zhang Q, Cheng L, Boutaba R 2010 *J. Internet Serv. Appl.* **1** 7
[11] Maslovski S I, Ikonen P M, Kolmakov I, Tretyakov S, Kaunisto M 2005 *Prog. Electromagnet. Res. (PIER)* **54** 61
[12] Pospiskova K, Safarik I 2015 *Mater. Lett.* **142** 184
[13] Zhao Q, Xiong Z H, Qin Z Z, Chen L L, Wu N, Li X X 2016 *J. Phys. Chem. Solids* **91** 1
[14] Zou P, Yu W, Bain J A 2002 *IEEE Trans. Magn.* **38** 3501
[15] Luborsky F, Becker J, Mccary R 1975 *IEEE Trans. Magn.* **11** 1644
[16] Dhara S 2007 *Crit. Rev. Solid State Mater* **32** 1
[17] Chappert C, Bruno P 1988 *J. Appl. Phys.* **64** 5736
[18] Fassbender J, Ravelosona D, Samson Y 2004 *J. Phys. D: Appl. Phys.* **37** R179
[19] Fassbender J, Mccord J 2008 *J. Magn. Magn. Mater.* **320** 579
[20] Shashank U, Medwal R, Nakamura Y, Mohan J R, Nongjai R, Kandasami A, Rawat R S, Asada H, Gupta S, Fukuma Y 2021 *Appl. Phys. Lett.* **118** 252406
[21] Gilbert D A, Maranville B B, Balk A L, Kirby B J, Fischer P, Pierce D T, Unguris J, Borchers J A, Liu K 2015 *Nat. Commun.* **6** 8462
[22] Miron I M, Garello K, Gaudin G, Zermatten P J, Costache M V, Auffret S, Bandiera S, Rodmacq B, Schuhl A, Gambardella P 2011 *Nature* **476** 189
[23] Su W, Hu Z Q, Li Y J, Han Y L, Chen Y C, Wang C Y, Jiang Z D, He Z X, Wu J G, Zhou Z Y, Wang Z G, Liu M 2023 *Adv. Funct. Mater.* **33** 2211752
[24] Stanescu D, Ravelosona D, Mathet V, Chappert C, Samson Y, Beigné C, Vernier N, Ferré J, Gierak J, Bouhris E, Fullerton E E 2008 *J. Appl. Phys.* **103** 07B529
[25] Rettner C, Anders S, Baglin J, Thomson T, Terris B 2002 *Appl. Phys. Lett.* **80** 279
[26] Devolder T, Pizzini S, Vogel J, Bernas H, Chappert C, Mathet V, Borowski M 2001 *Eur. Phys. J. B* 22 193
[27] Kaminsky W, Jones G, Patel N, Booij W, Blamire M, Gardiner S, Xu Y, Bland J A C 2001 *Appl. Phys. Lett.* **78** 1589
[28] Greene P K, Osten J, Lenz K, Fassbender J , Jenkins C, Arenholz E, Endo T, Iwata N, Liu K 2014 *Appl. Phys. Lett.* **105** 072401
[29] Mahendra A, Murmu P P, Acharya S K, Islam A, Fiedler H, Gupta P, Granville S, Kennedy J 2023 *Appl. Phys. A* **129** 500
[30] Weller D, Baglin J, Kellock A, Hannibal K, Toney M, Kusinski G, Lang S, Folks L, Best M, Terris B 2000 *J. Appl. Phys.* **87** 5768
[31] Brodyanski A, Blomeier S, Gnaser H, Bock W, Hillebrands B, Kopnarski M, Reuscher B 2011 *Phys. Rev. B* **84** 214106
[32] Barr C M, Chen E Y, Nathaniel J E, Lu P, Adams D P, Dingreville R E M, Boyce B L, Hattar K, Medlin D L 2022 *Sci. Adv.* **8** eabn0900
[33] Fassbender J, Mücklich A, Potzger K, Möller W 2006 *Nucl. Instrum. Methods Phys. Res. , Sect. B* **248** 343
[34] Devolder T 2000 *Phys. Rev. B* **62** 5794
[35] Jaworowicz J, Maziewski A, Mazalski P, Kisielewski M, Sveklo I, Tekielak M, Zablotskii V, Ferré J, Vernier N, Mougin A, Henschke A, Fassbender J 2009 *Appl. Phys. Lett.* **95** 022502
[36] Sveklo I, Mazalski P, Jaworowicz J, Jamet J P, Vernier N, Mougin A, Ferre J, Kisielewski M, Zablotskii V, Bourhis E, Gierak J, Postava K, Fassbender J, Kanak J, Maziewski A 2018 *Acta Phys. Pol. A* **133** 1215

[37] Maziewski A, Mazalski P, Kurant Z, Liedke M, Mccord J, Fassbender J, Ferré J, Mougin A, Wawro A, Baczewski L T, Rogalev A, Wilhelm F, Gemming T 2012 *Phys. Rev. B* **85** 054427

[38] Lai C H, Yang C H, Chiang C 2003 *Appl. Phys. Lett.* **83** 4550

[39] Ravelosona D, Chappert C, Mathet V, Bernas H 2000 *Appl. Phys. Lett.* **76** 236

[40] Aikoh K, Kosugi S, Matsui T, Iwase A 2011 *J. Appl. Phys.* **109** 07E311

[41] Bernas H, Attané J P, Heinig K H, Halley D, Ravelosona D, Marty A, Auric P, Chappert C, Samson Y 2003 *Phys. Rev. Lett.* **91** 077203

[42] Fassbender J, Liedke M, Strache T, Möller W, Menéndez E, Sort J, Rao K, Deevi S, Nogués J 2008 *Phys. Rev. B* **77** 174430

[43] Cantelli V, Von Borany J, Grenzer J, Fassbender J, Kaltofen R, Schumann J 2006 *J. Appl. Phys.* **99** 08C102

[44] Hellwig O, Weller D, Kellock A, Baglin J, Fullerton E E 2001 *Appl. Phys. Lett.* **79** 1151

[45] Devolder T, Barisic I, Eimer S, Garcia K, Adam J P, Ockert B, Ravelosona D 2013 *J. Appl. Phys.* **113** 203912

[46] Teixeira B, Timopheev A, Caçoilo N, Auffret S, Sousa R, Dieny B, Alves E, Sobolev N 2018 *Appl. Phys. Lett.* **112** 202403

[47] Chang G, Moewes A, Kim S, Lee J, Jeong K, Whang C, Kim D, Shin S C 2006 *Appl. Phys. Lett.* **88** 092504

[48] Woods S, Ingvarsson S, Kirtley J, Hamann H, Koch R 2002 *Appl. Phys. Lett.* **81** 1267

[49] Li P Z, Van Der Jagt J W, Beens M, Hintermayr J, Verheijen M A, Bruikman R E, Barcones B, Juge R E O, Lavrijsen R, Ravelosona D E, Koopmans B 2022 *Appl. Phys. Lett.* **121** 172404

[50] Rettner C T, Anders S, Thomson T, Albrecht M, Ikeda Y, Best M E, Terris B D 2002 *IEEE Trans. Magn.* **38** 1725

[51] Chappert C, Bernas H, Ferré J, Kottler V, Jamet J P, Chen Y, Cambril E, Devolder T, Rousseaux F, Mathet V, Launois H 1998 *Science* **280** 1919

[52] Mccord J, Gemming T, Schultz L, Fassbender J U R, Liedke M O, Frommberger M, Quandt E 2005 *Appl. Phys. Lett.* **86** 162502

[53] Ehresmann A, Krug I, Kronenberger A, Ehlers A, Engel D 2004 *J. Magn. Magn. Mater.* **280** 369

[54] Nogués J, Schuller I K 1999 *J. Magn. Magn. Mater.* **192** 203

[55] Mougin A, Poppe S, Fassbender J, Hillebrands B 2001 *J. Appl. Phys.* **89** 6606

[56] Mewes T, Lopusnik R, Fassbender J, Hillebrands B 2000 *Appl. Phys. Lett.* **76** 1057

[57] Fassbender J, Poppe S, Mewes T, Juraszek J, Hillebrands B 2003 *Appl. Phys. A* **77** 51

[58] Schafer D, Geshev J, Nicolodi S, Pereira L G, Schmidt J E, Grande P L 2008 *Appl. Phys. Lett.* **93** 042501

[59] Schafer D, Geshev J, Pereira L G, Geshev J 2011 *J. Appl. Phys.* **109** 023905

[60] Mougin A, Mewes T, Lopusnik R, Jung M, Engel D, Ehresmann A, Schmoranzer H, Fassbender J, Hillebrands B 2000 *IEEE Trans. Magn.* **36** 2647

[61] Mougin A, Mewes T, Jung M, Engel D, Ehresmann A, Schmoranzer H, Fassbender J, Hillebrands B 2001 *Phys. Rev. B* **63** 060409

[62] Shen J D, Yang W B, Kumar A, Zhao H H, Lai Y J, Feng L S, Xu Q Y, Zhang Y Q, Du J, Li Q 2018 *J. Magn. Magn. Mater.* **451** 734

[63] Blachowicz T, Tillmanns A, Fraune M, Ghadimi R, Beschoten B, Güntherodt G 2007 *Phys. Rev. B* **75** 054425

[64] Ehresmann A, Junk D, Engel D, Paetzold A, Röll K 2005 *J. Phys. D: Appl. Phys.* **38** 801

[65] Engel D, Krug I, Schmoranzer H, Ehresmann A, Paetzold A, Röll K, Ocker B, Maass W 2003 *J. Appl. Phys.* **94** 5925

[66] Black-Schaffer A M 2010 *Phys. Rev. B* **81** 205416

[67] Yun J J, Sheng Y B, Guo X, Zheng B W, Chen P, Cao Y, Yan Z, He X D, Jin P, Li J, Cui M H, Shen T L, Wang Z G, Yang D Z, Zuo Y L, Xi L 2021 *Phys. Rev. B* **104** 134416

[68] Blomeier S, Hillebrands B, Demidov V E, Demokritov S O, Reuscher B, Brodyanski A, Kopnarski M 2005 *J. Appl. Phys.* **98** 093503

[69] Wawro A, Kurant Z, Tekielak M, Jakubowski M, Pietruczik A, Böttger R, Maziewski A 2017 *Appl. Phys. Lett.* **110** 252405

[70] Koch L, Samad F, Lenz M, Hellwig O 2020 *Phys. Rev. Appl.* **13** 024029

[71] Samad F, Hlawacek G, Arekapudi S S P K, Xu X, Koch L, Lenz M, Hellwig O 2021 *Appl. Phys. Lett.* **119** 022409

[72] Wawro A, Kurant Z, Jakubowski M, Tekielak M, Pietruczik A, Böttger R, Maziewski A 2018 *Phys. Rev. Appl.* **9** 014029

[73] Quirós C, Peverini L, Zárate L, Alija A, Díaz J, Vélez M, Rodríguez-Rodríguez G, Fauth F, Ziegler E, Alameda J M 2009 *J. Phys. Condens. Matter* **21** 224024

[74] Höink V, Schmalhorst J, Reiss G, Weis T, Lengemann D, Engel D, Ehresmann A 2008 *J. Appl. Phys.* **103** 123903

[75] Cayssol F, Menendez J, Ravelosona D, Chappert C, Jamet J P, Ferre J, Bernas H 2005 *Appl. Phys. Lett.* **86** 022503

[76] Van Der Jagt J W, Jeudy V, Thiaville A, Sall M, Vernier N, Diez L H, Belmeguenai M, Roussigné Y, Chérif S M, Fattouhi M, Lopez-Diaz L, Lamperti A, Juge R, Ravelosona D 2022 *Phys. Rev. Appl.* **18** 054072

[77] Devolder T, Ferré J, Chappert C, Bernas H, Jamet J P, Mathet V 2001 *Phys. Rev. B* **64** 064415

[78] Balan C, Van Der Jagt J W, Fassatoui A, Peña Garcia J, Jeudy V, Thiaville A, Bonfim M, Vogel J, Ranno L, Ravelosona D, Pizzini S 2023 *Small* **19** 2302039

[79] Diez L H, Voto M, Casiraghi A, Belmeguenai M, Roussigné Y, Durin G, Lamperti A, Mantovan R, Sluka V, Jeudy V, Liu Y T, Stashkevich A, Chérif S M, Langer J, Ocker B, Lopez-Diaz L, Ravelosona D 2019 *Phys. Rev. B* **99** 054431

[80] Herrera Diez L, García-Sánchez F, Adam J P, Devolder T, Eimer S, El Hadri M, Lamperti A, Mantovan R, Ocker B, Ravelosona D 2015 *Appl. Phys. Lett.* **107** 032401

[81] Macneill D, Stiehl G, Guimaraes M, Buhrman R, Park J, Ralph D 2017 *Nat. Phys.* **13** 300

[82] Bai Q N, Zhai Y B, Yun J J, Zhang J R, Chang M X, Zuo Y L, Xi L 2021 *Appl. Phys. Lett.* **119** 212404

[83] Yu G Q, Upadhyaya P, Fan Y B, Alzate J G, Jiang W J, Wong K L, Takei S, Bender S A, Chang L T, Jiang Y, Lang M R, Tang J S, Wang Y, Tserkovnyak Y, Amiri P K, Wang K L 2014 *Nat. Nanotechnol.* **9** 548

[84] Van Den Brink A, Vermijs G, Solignac A, Koo J, Kohlhepp J T, Swagten H J, Koopmans B 2016 *Nat. Commun.* **7** 10854

[85] Liu L, Qin Q, Lin W N, Li C J, Xie Q D, He S K, Shu X Y, Zhou C H, Lim Z, Yu J H, Lu W L, Li M S, Yan X B, Pennycook S J, Chen J S 2019 *Nat. Nanotechnol.* **14** 939

[86] Dong K F, Guo Z, Jiao Y Y, Li R F, Sun C, Tao Y, Zhang S, Hong J, You L 2023 *Phys. Rev. Appl.* **19** 024034

[87] Dunne P, Fowley C, Hlawacek G, Kurian J, Atcheson G, Colis S, Teichert N, Kundys B, Venkatesan M, Lindner J R, Deac A M, Hermans T M, Coey J M D, Doudin B 2020

Nano Lett. **20** 7036
[88] An S, Baek E, Kim J A, Lee K S, You C Y 2022 *Sci. Rep.* **12** 3465
[89] Yun J J, Zuo Y L, Mao J, Chang M X, Zhang S X, Liu J, Xi L 2019 *Appl. Phys. Lett.* **115** 032404
[90] He X D, Sheng Y B, Yun J J, Zhang J R, Xie H F, Ren Y, Cui B S, Zuo Y L, Xi L 2023 *J. Magn. Magn. Mater.* **582** 170977
[91] Lee T, Kim J, An S, Jeong S, Lee D, Jeong D, Lee N J, Lee K S, You C Y, Park B G, Kim K J, Kim S, Lee S 2023 *Acta Mater.* **246** 118705
[92] Zhao X X, Liu Y, Zhu D Q, Sall M, Zhang X Y, Ma H L, Langer J, Ocker B, Jaiswal S, Jakob G, Kläui M, Zhao W S, Ravelosona D 2020 *Appl. Phys. Lett.* **116** 242401
[93] Kurian J, Joseph A, Cherifi-Hertel S, Fowley C, Hlawacek G, Dunne P, Romeo M, Atcheson G E L, Coey J M D, Doudin B 2023 *Appl. Phys. Lett.* **122** 032402
[94] Giuliano D, Gnoli L, Ahrens V, Roch M R, Becherer M, Turvani G, Vacca M, Riente F 2023 *ACS Appl. Electron. Mater.* **5** 985
[95] Chen R Z, Li C, Li Y, Miles J J, Indiveri G, Furber S, Pavlidis V F, Moutafis C 2020 *Phys. Rev. Appl.* **14** 014096
[96] Joy A, Satheesh S, Anil Kumar P 2023 *Appl. Phys. Lett.* **123** 212405
[97] Peng L C, Zhang Y, He M, Ding B, Wang W H, Li J Q, Cai J W, Wang S G, Wu G H, Shen B G 2018 *J. Phys. Condens. Matter* **30** 065803
[98] Choi H, Tai Y Y, Zhu J X 2019 *Phys. Rev. B* **99** 134437
[99] Schrautzer H, Von Malottki S, Bessarab P F, Heinze S 2022 *Phys. Rev. B* **105** 014414
[100] Gerlinger K, Pfau B, Büttner F, Schneider M, Kern L M, Fuchs J, Engel D, Günther C M, Huang M, Lemesh I, Caretta L, Churikova A, Hessing P, Klose C, Strüber C, Von Korff Schmising C, Huang S, Wittmann A, Litzius K, Metternich D, Battistelli R, Bagschik K, Sadovnikov A, Beach G S D, Eisebitt S 2021 *Appl. Phys. Lett.* **118** 192403
[101] Kern L M, Pfau B, Deinhart V, Schneider M, Klose C, Gerlinger K, Wittrock S, Engel D, Will I, Günther C M, Liefferink R, Mentink J H, Wintz S, Weigand M, Huang M J, Battistelli R, Metternich D, Büttner F, Höflich K, Eisebitt S 2022 *Nano Lett.* **22** 4028
[102] Juge R E O, Bairagi K, Rana K G, Vogel J, Sall M, Mailly D, Pham V T, Zhang Q, Sisodia N, Foerster M, Aballe L, Belmeguenai M, Roussigné Y, Auffret S, Buda-Prejbeanu L D, Gaudin G, Ravelosona D, Boulle O 2021 *Nano Lett.* **21** 2989
[103] Zhao Y K, Wang J L, Xu L X, Yu P Y, Hou M X, Meng F, Xie S, Meng Y F, Zhu R G, Hou Z P, Yang M Y, Luo J, Wu J, Xu Y B, Gao X S, Feng C, Yu G H 2023 *ACS Appl. Mater. Interfaces* **15** 15004
[104] De Jong M C, Smit B H, Meijer M J, Lucassen J, Swagten H J, Koopmans B, Lavrijsen R 2023 *Phys. Rev. B* **107** 094429
[105] Ahrens V, Kiesselbach C, Gnoli L, Giuliano D, Mendisch S, Kiechle M, Riente F, Becherer M 2023 *Adv. Mater.* **35** 2207321
[106] Hu Y, Zhang S F, Zhu Y M, Song C K, Huang J F, Liu C, Meng X, Deng X, Zhu L, Guan C S, Yang H X, Si M S, Zhang J W, Peng Y 2022 *ACS Appl. Mater. Interfaces* **14** 34011
[107] Chen Z Z, He X Y, Cai X Y, Qiu Y, Zhu M M, Yu G L, Zhou H M 2023 *Appl. Phys. Lett.* **122** 142401
[108] Toscano D, Mendonça J P A, Miranda A L S, De Araujo C I L, Sato F, Coura P Z, Leonel S A 2020 *J. Magn. Magn. Mater.* **504** 166655
[109] Fallon K, Hughes S, Zeissler K, Legrand W, Ajejas F, Maccariello D, McFadzean S, Smith W, McGrouther D, Collin S, Reyren N, Cros V, Marrows C H, McVitie, S 2020 *Small* **16** 1907450
[110] Miki S, Hashimoto K, Cho J, Jung J, You C, Ishikawa R, Tamura E, Nomura H, Goto M, Suzuki Y 2023 *Appl. Phys. Lett.* **122** 202401
[111] Moriya T 1960 *Phys. Rev.* **120** 91
[112] Okubo T, Chung S, Kawamura H 2012 *Phys. Rev. Lett.* **108** 017206
[113] Heinze S, Von Bergmann K, Menzel M, Brede J, Kubetzka A E, Wiesendanger R, Bihlmayer G, Blügel S 2011 *Nat. Phys.* **7** 713
[114] Wang X S, Yuan H Y, Wang X R 2018 *Commun. Phys.* **1** 31
[115] Zhang S M, Petford-Long A, Phatak C 2016 *Sci. Rep.* **6** 31248

REVIEW

Ion irradiation modulated magnetic properties of materials and its applications*

Guo Xi [1)] Zuo Ya-Lu [1)] Cui Bao-Shan [1)]

Shen Tie-Long [2)] Sheng Yan-Bin [2)] Xi Li [1)†]

1) (*School of Physical Science and Technology, Lanzhou University, Lanzhou* 730000)

2) (*Institute of Modern Physics, Chinese Academy of Sciences, Lanzhou* 730000)

(Received 18 April 2024; revised manuscript received 16 May 2024)

Abstract

Ion irradiation, a technology in which ion beams are used to irradiate materials, has high manipulation precision, short processing time, and many applications in the fields of material modification, chip manufacturing, biomedicine, energy and chemicals. Especially in magnetic material modification, customized modifications of magnetic materials can be achieved by precisely controlling the energy, dose, and direction of the ion beam. To further enhance the performances of magnetic materials and explore new magnetic devices, this study focuses on how ion irradiation precisely modulates various magnetic interactions and the analysis of its influence on the spin Hall effect and magnetic structural dynamics. Firstly, the latest research achievements are emphasized of ion irradiation regulated magnetic characteristics such as perpendicular magnetic anisotropy, exchange bias, and RKKY interaction. These regulation methods are crucial for understanding and optimizing the microstructure and properties of magnetic materials. Secondly, the significant role played by ion irradiation in regulating spin-orbit torque devices is discussed in detail. These applications demonstrate the potential of ion irradiation technology in designing high-performance magnetic storage and processing devices. Finally, the future applications of ion irradiation technology in the preparation of multifunctional magnetic sensors and magnetic media for information storage are discussed, highlighting its great enormous innovation and application potential in the field of magnetic materials.

Keywords: ion irradiation, magnetic interaction energy, spin orbit torque, skyrmions

PACS: 61.80.Jh, 75.70.Cn, 75.30.Et, 75.60.Ch **DOI:** 10.7498/aps.73.20240541

* Project supported by the National Natural Science Foundation of China (Grant No. 51671098) and the Natural Science Foundation of Gansu Province of China (Grant No. 22JR5RA474).

† Corresponding author. E-mail: xili@lzu.edu.cn

物理学报 Acta Physica Sinica
Chinese Physical Society
Institute of Physics, CAS

离子辐照对材料磁性的调控及其应用

郭玺 左亚路 崔宝山 申铁龙 盛彦斌 席力

Ion irradiation modulated magnetic properties of materials and its applications

Guo Xi Zuo Ya-Lu Cui Bao-Shan Shen Tie-Long Sheng Yan-Bin Xi Li

引用信息 Citation: Acta Physica Sinica, 73, 136101 (2024) DOI: 10.7498/aps.73.20240541
在线阅读 View online: https://doi.org/10.7498/aps.73.20240541
当期内容 View table of contents: http://wulixb.iphy.ac.cn
