

Mn₃Sn/Py 异质结室温可逆交换偏置调控研究

葛阳^{1)2)3)†} 赵甜¹⁾ 许飞¹⁾ 苏颖¹⁾ 张海涛¹⁾²⁾³⁾ 桑胜波^{1)2)3)‡}

1) (太原理工大学, 人工智能微纳传感山西省重点实验室, 集成电路学院, 太原 030024)

2) (山西省能源互联网研究院, 太原 030024)

3) (综合能源系统山西省重点实验室, 太原 030024)

交换偏置 (exchange bias, EB) 效应源于铁磁/反铁磁异质结界面自旋交换耦合, 是实现磁存储单元稳定参考态和降低磁隧道结功耗的关键. 然而, 传统基于共线反铁磁体的 EB 异质结普遍存在工作温度受限、偏置场调控依赖热循环且灵活性不足等问题. 具有 Kagome 晶格的拓扑非共线反铁磁体 (Mn₃X, X = Sn, Ge, Ga 等) 由于其内禀时间反演对称性破缺、局域自旋分裂、超快动力学及近零杂散场特性, 是突破传统 EB 异质结瓶颈的理想载体. 本文聚焦非共线反铁磁体 Mn₃Sn, 通过直流磁控溅射技术在 MgO 衬底上成功制备出高质量 Mn₃Sn/坡莫合金 (Py, NiFe) 异质结. 实验结果表明, 室温下施加外磁场即可实现 EB 的可逆调控, 偏置场 B_{ex} 可达 ± 1.6 mT, 并可由场冷 (field cooling, FC) 过程建立的层间耦合状态进行重置. 本文通过制备高质量的 Mn₃Sn/Py 异质结, 在室温、无热循环条件下, 实现了基于拓扑非共线反铁磁体/铁磁 EB 效应的可逆调控, 为开发高集成、低功耗的反铁磁自旋电子器件提供了新的材料载体与物理路径.

关键词: 拓扑材料, 交换偏置, 界面效应, 反铁磁自旋电子学

PACS: 773.50.Jt, 75.50.Ee, 75.50.Pp, 85.75.-d

基金: 国家自然科学基金 (项目编号: 51975400)、山西省应用基础研究青年科学基金 (项目编号: 20210302124429)、江苏省科技副总项目 (项目编号: FZ20250823)。

† 通信作者. E-mail: geyang@tyut.edu.cn

‡ 通信作者. E-mail: sunboa-sang@tyut.edu.cn

第一作者. E-mail: geyang@tyut.edu.cn

1 引言

交换偏置 (exchange bias, EB) 效应源于反铁磁 (antiferromagnet, AFM)/铁磁 (ferromagnet, FM) 异质结界面自旋交换耦合, 是导致磁滞回线沿磁场轴产生偏移的典型界面磁学现象^[1-3]. 作为自旋电子器件中磁性参考层稳定化的核心机制, EB 效应可在零或外磁场下维持固定磁化状态, 从而提升器件抗磁干扰能力并降低热扰动引发的误翻转概率^[4,5]. 因此, EB 效应的稳定建立与可控调节, 是推动磁存储单元微型化及提升读写效率的关键基础问题^[6,7].

传统 EB 异质结主要依赖共线 AFM 材料, 通过场冷 (field cooling, FC) 在奈尔温度附近建立界面交换耦合. 由于 AFM 磁序在低温区间具有较强稳定性, 一旦界面单向各向异性被确立, 外加磁场难以重新构建 AFM 取向, EB 方向通常难以在室温下实现切换^[8]. 尽管近年来已提出室温调控方案, 例如通过自旋轨道矩驱动界面未补偿磁矩翻转的 Mn-Ir/CoFeB 异质结^[9,10], 其调控效果依赖界面磁矩质量, 对沉积功率、衬底温度等制备参数较为敏感, 器件稳定性受到限制^[11]. 此外, 已有异质结在应用条件上也存在不足, 如 Te 掺杂 Cr₂O₃/Cr₅Te₆ 异质结虽可在极低冷却场下获得较大的 B_{ex} , 但其工作温度约 150 K^[12]; Fe₃GaTe₂/氧化 Fe₃GaTe₂ 异质结虽实现自发 EB 效应, 却依赖约 400 °C 的热氧化工艺, 难以满足器件对室温动态调控的需求^[13]. 构建一种能够在室温条件下通过外加磁场直接调控 AFM 磁序取向并改变界面交换耦合状态的双层结构, 成为当前研究亟需突破的关键问题^[14].

具有 Kagome 晶格结构的非共线反铁磁体 Mn_3Sn 为调控界面交换耦合提供了新的理想载体. Mn_3Sn 自旋磁矩呈 120° 三角非共线有序排列, 形成磁八极矩主导的宏观磁序, 并内禀破缺时间反演对称性^[15-18] (time-reversal symmetry, TRS), 可产生反常霍尔 (anomalous Hall effect, AHE) 效应及磁光克尔效应 (magneto-optical kerr effect, MOKE) 等类铁磁响应^[19-22]. 该非共线磁序在外磁场作用下可发生取向重构, 重新确定界面交换场的方向使 EB 在室温条件下具备可调性^[23,24]. 坡莫合金 (NiFe, Py) 具有低矫顽力与优良软磁特性, 是自旋电子器件中常用的铁磁层材料^[25,26]. 将 Mn_3Sn 与 Py 构建异质结, 有望利用 Mn_3Sn 的 TRS 破缺拓扑磁序与界面反铁磁耦合, 实现 EB 的低能耗可逆调控.

本文采用直流磁控溅射在 MgO (111) 单晶衬底上制备出高质量 $\text{Mn}_3\text{Sn}/\text{Py}$ 异质结, 系统研究其 EB 行为及调控机制. 通过室温磁场即可重构 Mn_3Sn 的非共线反铁磁序, 实现铁磁层 EB 方向的可逆切换. 在 +5 T (-5 T) FC 预处理后, 仅施加 -5 T (+5 T) 磁场即可将交换偏置场 (exchange bias field, B_{ex}) 由 +1.6 mT (-1.6 mT) 调控至 -1.6 mT (+1.6 mT), 证明室温磁场能够完全覆盖 FC 建立的层间耦合. 该结果表明基于 Mn_3Sn 非共线反铁磁磁序的界面交换耦合能够在室温条件下实现稳定且可逆的重构, 从而减少对低温预处理及热循环过程的依赖, 为构建无需热辅助过程的反铁磁自旋电子器件提供了新的实现路径.

2 研究方法

本文中所研究的 Mn_3Sn 薄膜样品 (50 nm) 是采用直流磁控溅射方法在 MgO (111) 单晶衬底上生长. 本底真空度低于 1.4×10^{-7} Pa, Ar 气流量 35 sccm, 工作气压为 0.7 Pa, 在室温下采用 40 w 的功率溅射约 50 nm 厚 Mn_3Sn 薄膜; 随后, 原位将衬底温度升高到 500°C , 并进一步高温退火 1 h; 待衬底温度降低到室温, 随后

采用 60 w 的直流功率制备约 5 nm 厚 Py 层.

样品制备完成后, 借助 X 射线衍射仪 (X-ray diffraction, XRD) 测试衍射图谱, 明确晶体结构与晶相. 磁学性能测试采用物性测量系统 (physical property measurement system, PPMS) 的振动样品磁强计 (vibrating sample magnetometer, VSM) 完成, 采用零场冷 (zero field cooling, ZFC)、FC、室温磁场扫描的组合测试方案, 系统表征样品的磁化曲线磁化强度–磁场 (magnetization–magnetic field, $M-H$) 曲线与磁滞回线. 为精准提取 B_{ex} 与层间耦合系数, 磁化曲线测试在 ± 50 mT 磁场区间; 其中 FC 过程为: 在 +5 T 外磁场下, 将样品从 400 K (略低于 Mn_3Sn 的奈尔温度 $T_N \approx 420$ K) 以 5 K/min 的速率冷却至 300 K; 等温调控过程通过在 300 K 下施加 ± 5 T 初始磁场, 诱导 Mn_3Sn 层非共线磁序重构, 进而分析 Py 层的低矫顽力特性对异质结界面自旋耦合强度、反铁磁耦合作用的调控机制.

3 结果与讨论

3.1 $\text{Mn}_3\text{Sn}/\text{Py}$ 微观结构与磁输运特性

界面原子级平整度与晶体结构完整性是保障层间自旋有效耦合的前提. 已有研究显示, Mn_3Sn 的非共线拓扑磁结构对沉积工艺与微观缺陷敏感, 即使微小的界面粗糙度也可能导致其拓扑磁序紊乱, 进而显著削弱 EB 效应^[27]. 因此, 本文对 Mn_3Sn 单晶薄膜的微观结构进行表征. 图 1(a) 展示了 Mn_3Sn 的原始单胞结构: 其沿 c 轴方向由两层原子堆叠而成, 每层中 3 个原子 (图中紫色标识) 呈 Kagome 网状排布 (图中蓝色标识). 图 1(b) 为 Mn_3Sn 单晶薄膜的原子力显微镜 (atomic force microscopy, AFM) 表面形貌图, 扫描范围设定为 $15 \mu\text{m} \times 15 \mu\text{m}$. 从图中可清晰观察到, 薄膜表面呈现均匀致密的连续形貌, 无明显凸起 (高度 > 5 nm)、贯穿裂纹或金属原子团聚体, 其均方根 (root mean square, RMS) 粗糙度仅

为 2.3 nm. 该结果表明, 经过磁控溅射沉积及退火处理后, 薄膜表面吸附缺陷和局部晶格畸变得到了抑制, 为层间高效自旋耦合提供了较为平整的界面基础.

图 1(c) 为 Mn_3Sn 单晶薄膜的 XRD 衍射图谱. 从图中可以看出, 在 $2\theta \approx 40^\circ$ 附近出现了 Mn_3Sn 的特征衍射峰, 对应于 (0002) 晶面; 同时, 在高角度区域 $2\theta \approx 87^\circ$ 处还可观察到 Mn_3Sn 的 (0004) 衍射峰, 表明薄膜沿 c 轴方向具有较明显的择优取向. 此外, 在 $2\theta \approx 42^\circ$ 附近还出现了 Mn_2Sn 的 ($11\bar{2}0$) 衍射峰, 说明样品中存在少量 Mn_2Sn 相. 图中位于 $2\theta \approx 37^\circ$ 和 $2\theta \approx 79^\circ$ 附近的强衍射峰分别对应 MgO 衬底的 (111) 和 (222) 晶面. 各衍射峰峰形清晰、强度较高, 说明所制备薄膜具有较好的结晶质量和较高的结构有序性. 图 1(d) 所示为由金电极和 Mn_3Sn 薄膜构成霍尔条装置的光学图像.

为进一步表征薄膜的磁结构, 对生长于 MgO (111) 衬底上的 Mn_3Sn 薄膜在 180~300 K 进行了反常霍尔电阻 (Hall resistance, R_H) 测试, 结果如图 1(e) 所示. 在 240 K 以下时曲线出现了两个特征峰 (类螺旋振荡) 的类拓扑霍尔效应 (topological-like Hall effect, THE) 信号, 源于 Mn_3Sn 本征 AFM 序磁响应弱化与微量 Mn_2Sn 相 ($T_C \approx 250$ K) 所引发的反向 AHE 效应相互叠加. 值得注意的是, 该薄膜的拓扑霍尔效应表现为 R_H 的正弦振荡振幅随温度降低逐步增强, 且在 210 K 时呈现出最显著的振荡响应. Mn_3Sn 薄膜中拓扑霍尔效应的产生是 Mn_3Sn 本征的手性非共线反铁磁自旋织构. 当温度从 300 K 降至 180 K 时, 手性自旋织构所受的热扰动逐渐减弱, 使材料的净磁极化增强, 自旋排列的相干性随之提升.

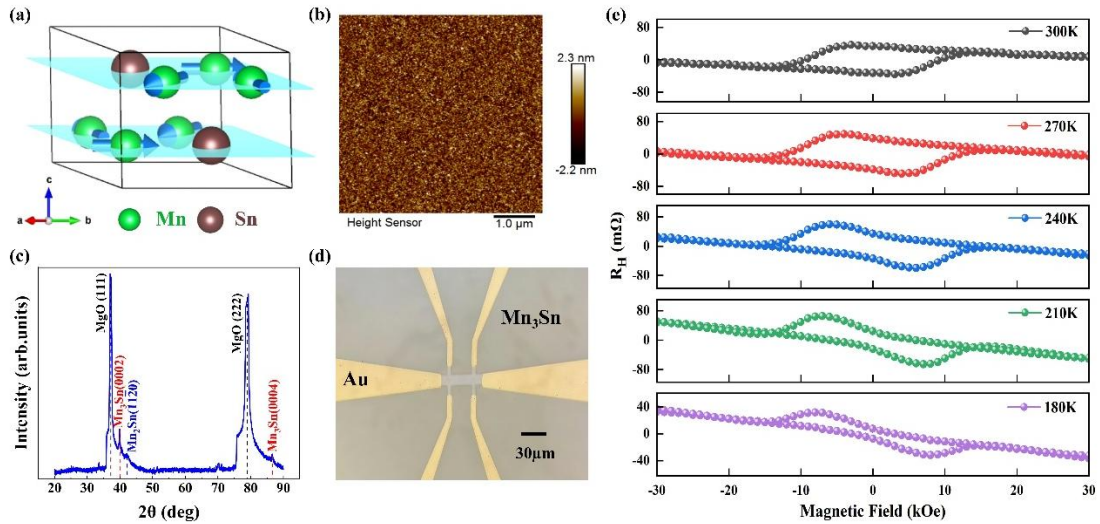


图 1 (a) Mn_3Sn 的晶体结构 (图中蓝色标识为 Kagome 平面); (b) Mn_3Sn 单晶薄膜的 AFM 表面形貌图; (c) Mn_3Sn 单晶薄膜的 XRD 衍射图谱; (d) Mn_3Sn 霍尔条形器件的光学图像, 包含 Mn_3Sn 薄膜和六个电极, 比
 例尺为 30 微米; (e) 不同温度下 Mn_3Sn 薄膜 R_H 随磁场的变化关系。

Fig. 1. (a) Crystal structure of Mn_3Sn (the blue region denotes the Kagome plane); (b) AFM topographic image of the Mn_3Sn single-crystal film; (c) XRD pattern of the Mn_3Sn single-crystal film; (d) Optical micrograph of the Mn_3Sn Hall bar device, consisting of the Mn_3Sn film and six electrodes (scale bar: 30 μm); (e) R_H as a function of the magnetic field in Mn_3Sn film at different temperatures.

3.2 Mn_3Sn/Py 交换偏置效应调控机理

在确认 Mn_3Sn 单晶薄膜具备良好界面结构与晶体质量的生长基础上, 本研究聚焦 Mn_3Sn 拓扑非共线反铁磁序通过界面自旋交换耦合诱导 EB 的物理机制. 为了分析 Mn_3Sn/Py 异质结的界面结构特征, 对其表面形貌进行了 AFM 表征, 如图 2(d) 所示. 与图 1(b) Mn_3Sn 薄膜的 AFM 图对比可知, Mn_3Sn/Py 异质结的 AFM 图像表面仍保持连续覆盖, 但其形貌起伏较 Mn_3Sn 单层更明显, 表面粗糙度有所增加 (粗糙度为 3.6 nm). 这种变化说明 Py 层的引入在一定程度上改变了薄膜表面的微观形貌特征. Mn_3Sn/Py 异质结仍具有较好的表面完整性和界面连续性, 为后续界面交换耦合及交换偏置效应研究提供了可靠的样品基础.

Mn_3Sn 中磁矩呈 120° 非共线反铁磁排列, 宏观表现为磁八极矩有序结构, 该

拓扑磁序在破缺 TRS 的同时, 对外加磁场具有可调特性^[28]. 外部磁场通过调制 Mn_3Sn 磁矩取向及界面耦合状态, 进而控制 Py 层磁滞回线的偏移方向与幅值. 图 2 展示了 $\text{Mn}_3\text{Sn}/\text{Py}$ 异质结的原子排布结构, 以及在 ZFC 与 FC 条件下由界面 AFM 交换耦合调控的磁八极矩取向及其对 EB 形成的影响. ZFC 过程中无外磁场, Mn_3Sn 磁八极矩的取向主要由层间耦合有效场 (effective field, B_{eff}) 决定, 如图 2(b) 所示. 冷却后, 界面反铁磁交换耦合更有利于 Py 层铁磁矩与 Mn_3Sn 磁八极矩保持反平行取向, 该耦合在界面建立稳定的单向交换场, 使 Py 层磁滞回线沿 B_{eff} 方向产生负向偏移 (图 2(e)).

在 FC 条件下, 当冷却磁场 B_{FC} 显著大于 B_{eff} 时, 冷却阶段外磁场主导 Mn_3Sn 磁八极矩的取向重排 (图 2(c)). 当温度降低至稳定磁序区间后, 界面反铁磁交换耦合主导层间自旋排列, 使 Mn_3Sn 磁八极矩的取向在界面形成稳定交换场, 对 Py 层磁矩施加定向约束, 导致磁滞回线沿 B_{FC} 方向产生正向位移, 如图 2(f) 所示. 因此, 冷却阶段所确定的 Mn_3Sn 磁八极矩取向在低温下被界面反铁磁交换耦合所固定, 并在界面处形成稳定的单向交换场, 改变了 Py 层磁矩的翻转条件, 使磁滞回线沿外加磁场方向发生对应的水平偏移.

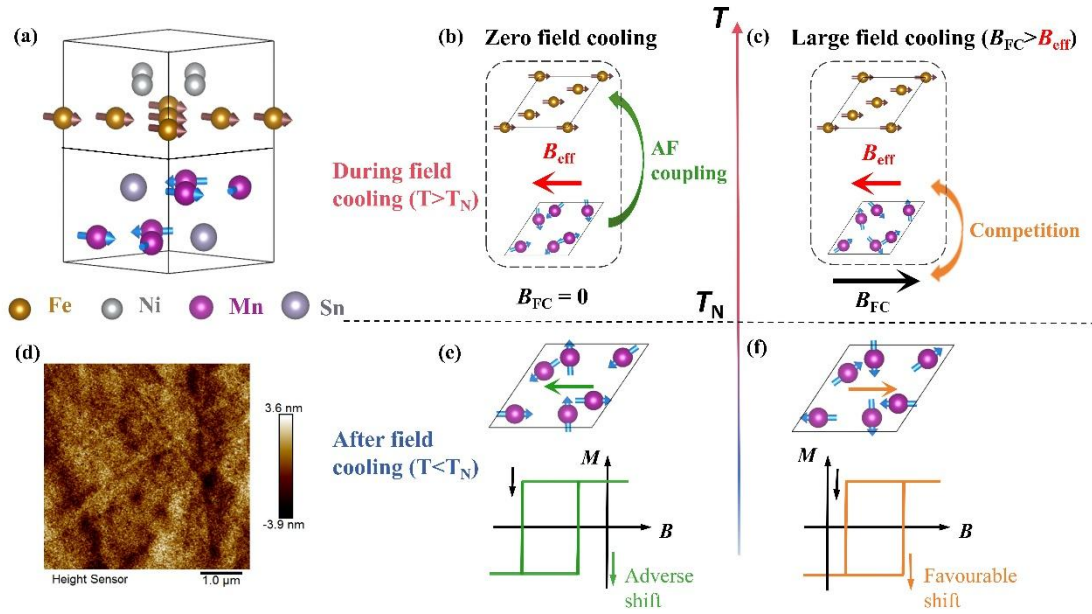


图 2(a) 是 $\text{Mn}_3\text{Sn}/\text{Py}$ 异质结的示意图. (b) ZFC 和 (c) FC 时磁态和层间耦合的示意图. 棕色箭头表示 Py 的磁矩方向, 蓝色箭头表示磁八极子的奈尔 (Néel) 方向. 由 Mn_3Sn 层中的 AF 耦合引起的 B_{eff} 用红色箭头表示. (d) $\text{Mn}_3\text{Sn}/\text{Py}$ 异质结的 XRD 衍射图谱. (e) 和 (f) 显示了 FC 过程后的 Mn_3Sn 和 Py 之间的磁态及层间耦合示意图.

Fig. 2(a) shows a schematic diagram of the $\text{Mn}_3\text{Sn}/\text{Py}$ heterostructure. (b) and (c) illustrate the magnetic states and interlayer coupling when using zero-field cooling and cooling field, respectively. Brown arrows indicate the magnetic moment direction of Py, and blue arrows represent the Néel direction of the magnetic octupole. The B_{eff} caused by the AF coupling in the Mn_3Sn layer is indicated by red arrows. (d) AFM topographic image of the $\text{Mn}_3\text{Sn}/\text{Py}$ heterojunction. (e) and (f) present the schematic diagrams of the magnetic states and interlayer coupling between Mn_3Sn and Py after FC.

3.3 $\text{Mn}_3\text{Sn}/\text{Py}$ 室温交换偏置效应调控研究

为验证前文提出的界面耦合模型及磁序调控机制, 本文对 $\text{Mn}_3\text{Sn}/\text{Py}$ 异质结在不同冷却与室温磁场条件下的 EB 响应开展研究. 图 3(a) 显示了 Mn_3Sn (50 nm)/Py (5 nm) 异质结在 ZFC 条件下 Mn_3Sn 磁序取向对交换偏置的调控. 样品先在 400 K 冷却至 300 K, 随后在 300 K 下施加 ± 50 mT 磁场扫描获取 $M-H$ 曲线, 测试流程示意图 3(a) 左上角插图. 在 ZFC 条件下磁滞回线整体向负磁场方向偏移, 由矫顽场 B_1 与 B_2 计算得到的 $B_{\text{ex}} \approx -1.6$ mT, 表明异质结在室温下即可建立

稳定的负交换偏置. ZFC 过程中无外加磁场, Mn_3Sn 磁八极矩取向由界面层间反铁磁 B_{eff} 决定; 冷却后该取向保持稳定, 并通过界面交换作用使 Py 层磁矩趋向反平行排列, 导致磁滞回线产生负向偏移.

为进一步考察 FC 条件下 Mn_3Sn 磁序取向对异质结交换偏置的影响, 先将样品升温至 400 K 随后施加面内 +5 T 磁场, 并保持该磁场条件将样品冷却至 300 K, 在 300 K 条件下于 ± 50 mT 范围内扫描面内磁场获取 $M-H$ 曲线, 具体测试流程如图 3(b)左上角插图所示. 经 FC ($B=+5$ T) 后, 磁滞回线整体转为向正磁场方向偏移, B_{ex} 约为 1.8 mT (如图 3(b) 所示). FC 过程中 B_{FC} 显著大于 B_{eff} , 使 Mn_3Sn 磁八极矩优先沿外场方向排列; 冷却后界面反铁磁耦合作用将该取向传递至 Py 层, 形成稳定单向各向异性, 使磁滞回线产生正向偏移.

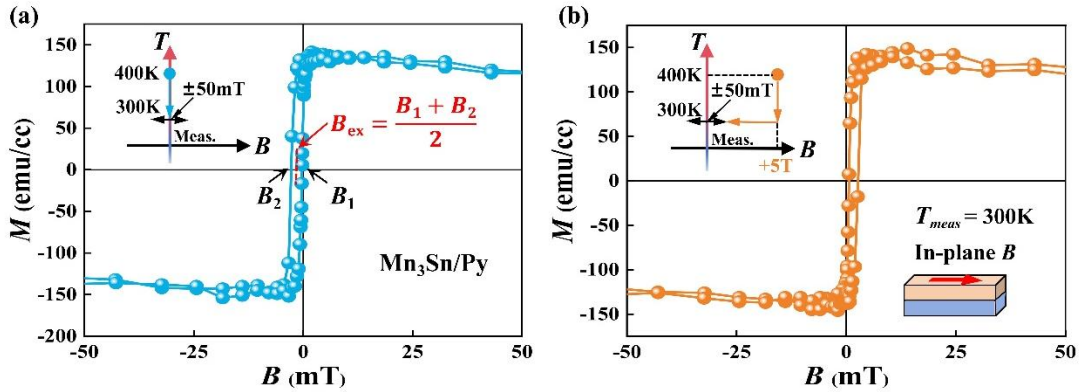


图 3 (a) ZFC 和 (b) FC ($B=+5$ T) (从 400 K 降温至 300 K) 后的测试结果. 左上角插图为对应测试流程示意. B_1 和 B_2 分别表示上升和下降曲线的矫顽场, 平均值为偏置场 B_{ex} .

Fig. 3. (a) Result after ZFC and (b) FC ($B=+5$ T) (cooled from 400 K to 300 K). The insets in the upper left show the corresponding measurement procedures. B_1 and B_2 denote the coercive fields of the ascending and descending curves, respectively, and their average value corresponds to the B_{ex} .

为检验室温下外磁场对 Mn_3Sn 磁序及界面交换耦合的调控能力^[29], 本研究在固定的测量温度 300 K 下, 先分别施加 ± 5 T 初始磁场, 然后将其移除. 随后在该温度下对样品施加 ± 50 mT 的面内磁场扫描获取 $M-H$ 曲线, 具体测试流程如图

4(a) 与图 4(b) 左上角插图所示. 图 4(a)与图 4(b)表明, -5 T 与 $+5\text{ T}$ 初始磁场分别诱导磁滞回线向负、正磁场方向偏移, 对应 B_{ex} 约为 $\pm 1.6\text{ mT}$, 其幅值与 FC 条件下结果接近, 表明在无需热循环的情况下即可实现 EB 方向切换. 该行为源于室温外加磁场改变 Mn_3Sn 非共线反铁磁序取向, 并通过界面反铁磁交换耦合作用调制 Py 层磁矩排列.

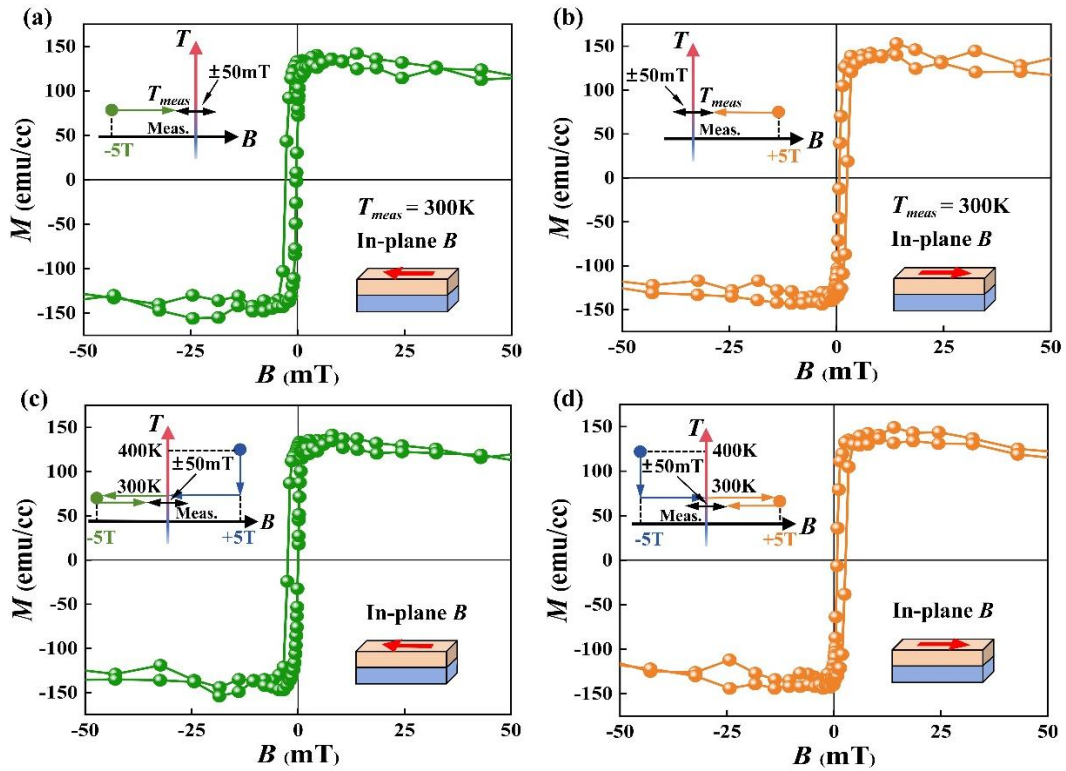


图 4 (a), (b) 为 300 K 时 $\text{Mn}_3\text{Sn}/\text{Py}$ 异质结的面内 $M-H$ 曲线: 室温沿面内方向施加 (a) $B_{\text{FC}} = -5\text{ T}$, (b) $B_{\text{FC}} = +5\text{ T}$ 的测试结果. (c), (d) 为 FC 预设的层间耦合方向在室温条件下测试结果: (c) FC ($B = +5\text{ T}$) 和 (d) FC ($B = -5\text{ T}$) (从 400 K 降温至 300 K) 后施加反向等温磁场. 左上角插图为对应测试流程示意.

Fig. 4. In-plane magnetization-field curves of the $\text{Mn}_3\text{Sn}/\text{Py}$ heterostructure at 300 K: results measured under in-plane magnetic fields of (a) $B_{\text{FC}} = -5\text{ T}$ and (b) $B_{\text{FC}} = +5\text{ T}$. (c), (d) Room-temperature test results of the interlayer coupling direction preset by FC: (c) FC ($B = +5\text{ T}$) and (d) FC ($B = -5\text{ T}$), with cooling from 400 K to 300 K, followed by the application of a reverse isothermal magnetic field. The insets in the upper left show the corresponding measurement procedures.

在 FC 预处理建立层间耦合后, 对样品施加反向等温磁场以评估室温条件下

该耦合状态的可重构性. 样品先在 400 K 条件下施加+5 T (-5 T) 外磁场进行 FC 处理, 随后降至 300 K 并在该温度下施加反向-5 T (+5 T) 外磁场, 再通过 ± 50 mT 的面内磁场扫描获取 $M-H$ 曲线, 具体测试流程如图 4(c) 和图 4(d) 左上角插图所示. 图 4(c)与图 4(d)表明, FC 预设的层间耦合方向在室温条件下可被反向等温磁场重新取向, 磁滞回线随之发生对应反转, 且 EB 幅值维持在约 ± 1.6 mT. 该研究表明, 室温外磁场足以改变 Mn_3Sn 磁序取向, 并覆盖界面耦合所确定的单向各向异性. 最后, 本文将代表性 AFM/FM 异质结中 EB 效应的实现条件与 Mn_3Sn/Py 异质结进行了对比, 其结构类型、异质结类别及实现 EB 效应所需条件简要总结于表 1 中, 进一步体现出 Mn_3Sn/Py 异质结在室温下实现等温磁场可逆调控的特点.

表 1 代表性 AFM/FM 异质结中 EB 效应的实现条件与本文 Mn_3Sn/Py 异质结的对比
Table 1. Comparison of the conditions required for realizing the EB effect in representative AFM/FM heterostructures and in the Mn_3Sn/Py system investigated in this work.

	异质结构	异质结类型	实现交换偏置效应的条件	参考文献
1	IrMn/CoFeB	AFM/FM	先在 473 K、1.5 T 垂直磁场下退火 30 min 建立 EB, 后续翻转依赖自旋轨道力矩电流写入	[30]
2	$Cr_2O_3/Pd-Co$	AFM/FM	在等温下需先通过 FC 建立 EB, 再于 273 K 同时施加 6 T 磁场和-60 至+100 MV/m 电场	[31]
3	$Mn_3Ir(111)/Py$	非共线 AFM/FM	经 550 K 下 1 T 面内磁场退火 30 min 后建立 EB	[32]
4	$Mn_3Ga/CoFe$	非共线 AFM/FM	在 0.8 T 磁场下由 523 K 进行 FC 建立 EB	[33]
5	Mn_3Sn/Py	非共线 AFM/FM	先升温至 380 K, 随后在 1 T 面内磁场下 FC 冷却至 5 K	[34]
6	Mn_3Sn/Py	非共线 AFM/FM	本工作在 300K 下施加 ± 5 T 外磁场即可实现 EB 效应, 无需 FC 或电压/电流驱动条件	本工作

4 结论

本文采用直流磁控溅射在 $MgO(111)$ 单晶衬底上制备了高质量 Mn_3Sn/Py 异

质结, 并研究其 EB 行为及磁场调控规律. 实验结果表明, 该异质结在室温下即可稳定产生 EB 效应: ZFC 条件下 B_{ex} 约为 -1.6 mT, +5 T FC 条件下约为 $+1.8$ mT. 在此基础上, 仅通过 300 K 下施加 ± 5 T 初始磁场即可实现 B_{ex} 在 ± 1.6 mT 之间的可逆切换且无需热循环过程. Mn_3Sn 的非共线反铁磁磁序取向可在外磁场作用下发生重排, 并通过界面反铁磁交换耦合作用调制 Py 层磁矩排列, 从而决定磁滞回线的偏移方向与幅值. 本研究在室温条件下实现了基于拓扑非共线反铁磁体的 EB 等温调控, 突破了传统 EB 异质结对热循环过程的依赖, 为利用非共线反铁磁体开展可调控界面磁耦合研究及发展反铁磁自旋电子器件提供了实验基础.

参考文献

- [1] Xiao H, Lyu B, Mi M, Yuan J, Zhang X, Yu L, Cui Q, Wang C, Song J, Huang M, Tian Y, Liu L, Taniguchi T, Watanabe K, Liu M, Guo Y, Wang S, Wang Y 2024 *Adv. Sci.* **11** 2409210
- [2] Wang G, Ma L, Zhao Z, Jin S, Wang S, Yao Y, Men M, Chang P, Yan Y, Xie Y, Liu D, Wang X, Wang X 2025 *Nanoscale* **18** 2046
- [3] Iqbal O, Muhammad Z, Ali W, Wang F, Hossain M S, Rahman A, Alarfaji S S, Zhang Y, Lin X, Hasan M Z, Zhao W 2025 *InfoMat* **8** e70064
- [4] Gibert M, Viret M, Zubko P, Jaouen N, Tonnerre J M, Torres-Pardo A, Catalano S, Gloter A, Stéphan O, Triscone J M 2016 *Nat. Commun.* **7** 12783
- [5] Ali M, Adie P, Marrows C H, Greig D, Hickey B J, Stamps R L 2007 *Nat. Mater.* **6** 70
- [6] Hellman F, Hoffmann A, Tserkovnyak Y, Beach G S D, Fullerton E E, Leighton C, Macdonald A H, Ralph D C, Arena D A, Dürr H A, Fischer P, Grollier J, Heremans J P, Jungwirth T, Kimel A V., Koopmans B, Krivorotov I N, May S J, Petford-Long A K, Rondinelli J M, Samarth N, Schuller I K, Slavin A N, Stiles M D, Tchernyshyov O, Thiaville A, Zink B L 2017 *Rev. Mod. Phys.* **89** 045004
- [7] Zhu R, Zhang W, Shen W, Wong P K J, Wang Q, Liang Q, Tian Z, Zhai Y, Qiu C W, Wee A T S 2020 *Nano Lett.* **20** 5030
- [8] Vafae M, Finizio S, Deniz H, Hesse D, Zabel H, Jakob G, Kläui M 2016 *Appl. Phys. Lett.* **108** 072401
- [9] Yan H, Mao H, Qin P, Wang J, Liang H, Zhou X, Wang X, Chen H, Meng Z, Liu L, Zhao G, Duan Z, Zhu Z, Fang B, Zeng Z, Bettiol A A, Zhang Q, Tang P, Jiang C, Liu Z 2024 *Nat. Commun.* **15** 1306
- [10] Wang D, Lin F, Luo H, Zhou J, Zhang W, Li L, Wei Y, Zhang Q, Gu L, Wang Y, Luo M, Lv F, Guo S 2025 *Nat. Commun.* **16** 1148
- [11] Annesse E, Mori T J A, Schio P, Bonfim R P F, Rache Salles B, Peña Serna J D, Cezar J C 2020 *J. Magn. Magn. Mater.* **507** 166773
- [12] Yi C, Li Z, Li Q, Li B, Zhang H, He K, Zhang L, Zhang Z, Feng Y, Liu Y, Liu M, Wang D, Li S, Tang J, Gao P, Zhu M, Wang Y, Wu R, Li J, Liu X, Chen S, Ma C, Liu Y, Wei Z, Liao L, Li B, Duan X 2025 *Adv. Mater.* **37** 2409337
- [13] Li X, Wang F, Wu C, Zhang J, Li G, Wu J, Bie Y Q 2025 *Front. Phys.* **20** 055203
- [14] Ren C, Meng D, Zeng G, Cao C, Su Y, You L, Chen S, Liang S 2024 *J. Alloys Compd.* **978** 173443
- [15] Lee S, Im E, Im S, Lee C, Komiyama H, Shiota Y, Ono T, An K, Kim K W, Nguyen T H T, Kim S 2025 *ACS Nano.* **19** 39747
- [16] Goren N, Hazra B K, Zhang T Y, Yochelis S, Sun Q F, Parkin S S P, Paltiel Y 2025 *Commun. Mater.* **6** 128
- [17] Xie H, Mu Z, Si Y, Wang J, Wang X, Wu Y 2025 *Adv. Mater.* **37** 2419716
- [18] Ogawa K, Tsai H, Yoshikawa N, Matsuo T, Tsushima Y, Asakura M, Peng H, Matsuda T, Higo T, Nakatsuji S, Shimano R 2025 *Nat. Mater.* **24** 176
- [19] Singh C, Jamaluddin S, Pradhan S, Nandy A K, Tokunaga M, Avdeev M, Nayak A K 2024 *npj Quantum Mater.* **9** 43

- [20] Isshiki H, Budai N, Kobayashi A, Uesugi R, Higo T, Nakatsuji S, Otani Y 2024 *Phys. Rev. Lett.* **132** 216702
- [21] Zheng Z, Zeng T, Zhao T, Shi S, Ren L, Zhang T, Jia L, Gu Y, Xiao R, Zhou H, Zhang Q, Lu J, Wang G, Zhao C, Li H, Tay B K, Chen J 2024 *Nat. Commun.* **15** 9475
- [22] Chou C T, Ghosh S, McGoldrick B C, Nguyen T, Gurung G, Tsymbal E Y, Li M, Mkhoyan K A, Liu L 2024 *Nat. Commun.* **15** 7840
- [23] Zhao M, Guo W, Wu X, Ma L, Song P, Li G, Zhen C, Zhao D, Hou D 2023 *Mater. Horiz.* **10** 4597
- [24] Zhou X F, Chen X Z, You Y F, Liao L Y, Bai H, Zhang R Q, Zhou Y J, Wu H Q, Song C, Pan F 2020 *Phys. Rev. Appl.* **14** 064064
- [25] Nahrwold G, Scholtyssek J M, Motl-Ziegler S, Albrecht O, Merkt U, Meier G 2010 *J. Appl. Phys.* **108** 013907
- [26] Kharmouche A, Taberkani L 2025 *J. Mater. Sci.: Mater. Electron.* **36** 1758
- [27] Nakatsuji S, Kiyohara N, Higo T 2015 *Nature* **527** 212
- [28] Higo T, Man H, Gopman D B, Wu L, Koretsune T, Van 'T Erve O M J, Kabanov Y P, Rees D, Li Y, Suzuki M T, Patankar S, Ikhlas M, Chien C L, Arita R, Shull R D, Orenstein J, Nakatsuji S 2018 *Nat. Photon.* **12** 73
- [29] Higo T, Li Y, Kondou K, Qu D, Ikhlas M, Uesugi R, Nishio-Hamane D, Chien C L, Otani Y C, Nakatsuji S 2021 *Adv. Funct. Mater.* **31** 2008971
- [30] Peng S, Zhu D, Li W, Wu H, Grutter A J, Gilbert D A, Lu J, Xiong D, Cai W, Shafer P, Wang K L, Zhao W 2020 *Nat. Electron.* **3** 757
- [31] Shiratsuchi Y, Tao Y, Toyoki K, Nakatani R 2021 *Magnet.* **7** 36
- [32] Taylor J M, Lesne E, Markou A, Kidane Dejene F, Ernst B, Kalache A, Gaurav Rana K, Kumar N, Werner P, Felser C P, Parkin S S 2019 *Phys. Rev. Mater.* **3** 074409
- [33] Kurt H, Rode K, Venkatesan M, Stamenov P, Coey J M D 2011 *Phys. Status Solidi B Basic Res.* **248** 2338
- [34] Ren C, Meng D, Zeng G, Cao C, Su Y, You L, Chen S, Liang S 2024 *J. Alloys Compd.* **978** 173350

Room-Temperature Reversible Exchange Bias in Mn₃Sn/Py Heterostructures

Yang Ge^{1)2)3)†} Tian Zhao¹⁾ Fei Xu¹⁾ Ying Su¹⁾ Haitao Zhang¹⁾²⁾³⁾

Shengbo Sang^{1)2)3)‡}

1) (Shanxi Key Laboratory of Artificial Intelligence & Micro Nano Sensors, College of Integrated Circuits, Taiyuan University of Technology, Taiyuan 030024, China)

2) (Shanxi Energy Internet Research Institute, Taiyuan 030024, China)

3) (Shanxi Key Laboratory of Integrated Energy System, Taiyuan 030024, China)

Abstract

The exchange bias (EB) effect originates from interfacial spin exchange coupling in ferromagnet/antiferromagnet heterostructures and is a key mechanism for stabilizing the reference state of magnetic memory units and reducing the power consumption of magnetic tunnel junctions. However, traditional EB systems based on collinear antiferromagnets generally suffer from limited operating temperatures, and the regulation of the bias field relies on thermal cycling with insufficient flexibility. Topological noncollinear antiferromagnets (Mn₃X, X = Sn, Ge, Ga, etc.) with Kagome lattice structures possess intrinsic time-reversal symmetry breaking, local spin splitting, ultrafast dynamics, and nearly zero stray fields, making them ideal candidates for overcoming the limitations of conventional EB systems. This work focuses on EB effect based on the noncollinear antiferromagnet Mn₃Sn. High-quality Mn₃Sn was deposited on an MgO (111) single-crystal substrate by direct-current magnetron sputtering, followed by the deposition of Permalloy (Py, NiFe) to establish AFM/FM interfacial coupling. The surface roughness, crystal structure and topological-like Hall effect (THE) of Mn₃Sn were characterized by atomic force microscopy, X-ray diffraction, and magneto-electric transport measurements in the temperature range of 180–300 K. Such heterostructures reveal a stable EB effect at room-temperature, with $B_{\text{ex}} \approx -1.6$ mT under zero-field cooling and $B_{\text{ex}} \approx +1.8$ mT after field cooling under +5 T (from 400K

to 300K). Particularly, reversible switching of the EB direction could be achieved simply by applying an isothermal in-plane magnetic field of ± 5 T at 300 K, giving $B_{\text{ex}} \approx \pm 1.6$ mT without thermal cycling. In addition, the interlayer coupling state preset by field cooling can be completely overwritten by a reversed isothermal magnetic field at room temperature. This behavior originates from the field-induced reorientation of the noncollinear antiferromagnetic Néel order in Mn_3Sn , which reconstructs the interfacial exchange coupling and reverses the hysteresis-loop shift of the Py layer. The above results suggest that reversible control of the EB effect in a topological noncollinear antiferromagnet/ferromagnet system can be achieved at room temperature without thermal cycling, providing a new platform for develop novel low-power antiferromagnetic spintronic devices.

Keywords: topological materials, exchange bias, interfacial effects, antiferromagnetic spintronics

PACS: 773.50.Jt, 75.50.Ee, 75.50.Pp, 85.75.-d

* Project supported by the National Natural Science Foundation of China (Grant No. 51975400), the Youth Fund for Applied Basic Research of Shanxi Province, China (Grant No. 20210302124429), and the Jiangsu Provincial Science and Technology Vice General Manager Program, China (Grant No. FZ20250823).

† Corresponding author. E-mail: geyang@tyut.edu.cn

‡ Corresponding author. E-mail: sunboa-sang@tyut.edu.cn

The first author. E-mail: geyang@tyut.edu.cn