

铜/锰异质结中维度驱动的交流耦合效应*

姬慧慧^{1)2)†} 高兴国¹⁾²⁾ 李枝兰¹⁾²⁾

1) (山西师范大学化学与材料科学学院, 磁性分子与磁信息材料教育部重点实验室, 太原 030031)

2) (山西师范大学材料科学研究院, 先进永磁材料与技术省部共建协同创新中心, 太原 030031)

(2024年6月18日收到; 2024年9月2日收到修改稿)

过渡金属氧化物异质结界面处各种自由度之间的耦合与竞争关系, 极大地丰富了其物理性质, 并拓展了相关应用范围. 已有研究报道指出维度是调控氧化物异质结性能的有效手段. 本文采用脉冲激光沉积技术制备出高质量外延生长的 $\text{SrCuO}_2/\text{La}_{0.7}\text{Ca}_{0.3}\text{MnO}_3$ (SCO/LCMO) 超晶格, 通过控制维度实现了对超晶格中交换耦合效应的有效调控. 实验发现, 在改变 SCO 厚度的过程中, 其结构将由无限层状构型转变为链状构型, 进而导致异质结界面处氧配位环境的改变. X 射线吸收谱测试证实超晶格中存在电荷转移现象. 在 SCO 较薄时, Mn-O-Cu 之间超交换作用产生的弱磁矩将钉扎铁磁 LCMO 层. 随着 SCO 厚度的增加, 异质结界面处电荷转移减小. 与此同时, SCO 层具有的反铁磁序与邻近铁磁层 LCMO 作用, 导致了交换偏置的产生. 本实验证实了维度在氧化物异质结多功能调控中的重要作用.

关键词: 维度, 交换偏置, 铜氧化物, 锰氧化物**PACS:** 61.66.Fn, 68.55.jd, 71.70.Gm, 75.70.Cn**DOI:** 10.7498/aps.73.20240849**CSTR:** 32037.14.aps.73.20240849

1 引言

3d 过渡金属氧化物内电子的关联特性及各自自由度之间的耦合, 不仅赋予了过渡金属氧化物丰富的物性, 还增加了其性能的可控性. 得益于科学技术的不断发展, 研究者可以在原子尺度实现薄膜的精准、可控生长, 这为多功能氧化物异质结的构筑提供了保障^[1-5]. 大量的研究表明, 维度是调控功能氧化物异质结的有效手段^[6-9]. 在 $\text{La}_{0.67}\text{Sr}_{0.33}\text{MnO}_3/\text{SrMnO}_3$ 超晶格体系中, 研究者通过改变 SrMnO_3 层的厚度, 使得界面处发生轨道重构, 最终在该超晶格中实现了面内磁各向异性向面外磁各向异性的转变^[10]. 而在顺磁 LaNiO_3 与反铁磁 CaMnO_3 组成的异质结中, LaNiO_3 薄膜存在维度驱动的金

属绝缘体转变, 进而导致了异质结界面处电荷转移现象, 此时界面处 $\text{Mn}^{3+}-\text{Mn}^{4+}$ 之间的双交换作用及 $\text{Ni}^{2+}-\text{O}-\text{Mn}^{4+}$ 之间的超交换作用将有助于铁磁性的出现^[11-13]. 除此之外, 还可以通过控制维度, 改变氧化物异质结界面处氧离子构型, 进而影响其磁电性质^[9,14-16].

块材 SCO 具有四方相结构, 由水平的 CuO_2^- 层与 Sr^{2+} 层构成, 具有较大极性. 在 SCO 厚度小于 5 u.c. 时, 为了降低材料内部的静电势, SCO 的结构将发生转变. CuO_2^- 层的氧原子将向 Sr^{2+} 层迁移. 相应地, 其结构将由 CuO^0 层与 SrO^0 层构成. 在此过程中, SCO 的面外晶格常数将由 3.40 Å 增加到 3.92 Å^[9,17,18]. 因此, 借助维度变化过程中 SCO 的结构转变, 改变异质结界面处氧的配位环境, 有望实现对氧化物异质结物性的有效调控. 基

* 国家自然科学基金 (批准号: 12174237, 52171183) 资助的课题.

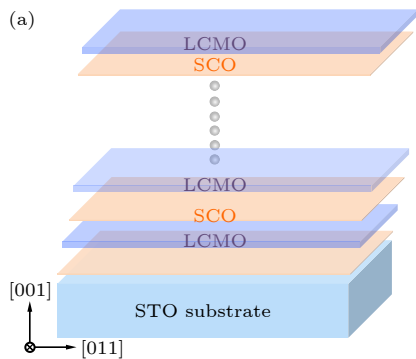
† 通信作者. E-mail: jihuihui_sxnu@163.com

于此, 本文在 STO(001) 衬底上沉积了 SCO/LCMO 超晶格. 磁性测试表明该系统存在交换偏置行为. 在控制 LCMO 层厚度不变, 改变 SCO 层厚度的过程中, 交换偏置效应先减小而后增大. 结合 X 射线吸收谱测试, 证实在 SCO 层中伴随着维度驱动的结构转变, 超晶格界面处氧配位环境将发生改变, 导致了界面处电荷转移的不同. 当 SCO 厚度小于 5 u.c. 时, Mn-O-Cu 之间超交换作用产生的弱磁矩将钉扎邻近的铁磁 LCMO 层. 在 SCO 厚度增加的过程中, 超晶格界面处电荷转移减小. 但其自身的反铁磁性增强, 这样反铁磁 SCO 与铁磁 LCMO 之间的交换耦合作用, 导致了交换偏置的增加. 本研究为功能氧化物异质结的设计提供了新思路.

2 实验

2.1 样品制备

利用脉冲激光沉积系统, 在 SrTiO_3 (001) 衬底上制备了 $[\text{SrCuO}_2/\text{La}_{0.7}\text{Ca}_{0.3}\text{MnO}_3]_{10}$ 超晶格, 其中, LCMO 层厚度为 8 u.c., SCO 层厚度为 2—8 u.c., 生长周期为 10. 为描述简便, 下文用 LSS_n 代表不同厚度的超晶格 (n 为 SCO 层的厚度). 实验条件如下: 沉积温度 750 °C、沉积氧压 100 mTorr (1 Torr = 133 Pa)、激光频率 2 Hz、激光能量 350 mJ. 待薄膜制备完成后, 在 300 Torr 的氧气气氛中保温 1 h 而后降至室温. 在薄膜制备过程中, 使用反射式高能电子衍射仪 (reflection high-energy electron diffraction, RHEED) 对薄膜进行原位监测, 以保证样品的沉积质量及沉积厚度.



2.2 性能表征

X 射线衍射仪 (X-ray diffraction, XRD) 用于表征样品的晶格取向. 使用原子力显微镜 (atomic force microscopy, AFM) 表征样品的表面形貌. 磁性测试使用 Quantum Design 公司的综合物性测量系统 (physical properties measurement system, PPMS), 在 ± 0.5 T 的冷却场下降温至 5 K 进行面内磁滞回线测试, 文中的测试结果均扣除了衬底的抗磁信号. 进一步地, 为表征样品中 Mn, Cu 元素的价态, 使用上海同步辐射 08U1A 线站对相关样品进行了 X 射线吸收谱测试 (X-ray absorption spectroscopy, XAS). 测试模式为全电子产额模式.

3 结果与讨论

图 1(a) 展示了超晶格样品的堆叠顺序. 在样品制备过程中, 首先沉积 2—8 u.c. SCO 层, 8 u.c. LCMO 作为顶层. 为了精准控制超晶格的沉积厚度, RHEED 被用于实时监测每一层的生长^[19,20]. 如图 1(b) 所示, 在样品生长过程中可以观察到明显的 RHEED 振荡, 这表明超晶格可以层状生长. 并且, 从图 1(b) 还可看出, 沉积一个单胞厚度 SCO 层所需时间为 25 s, 沉积一个单胞厚度 LCMO 层大约需要 28 s. 因此根据 RHEED 振荡及薄膜沉积速度, 可以准确控制超晶格的沉积厚度. 这为超晶格样品的可控生长提供了保障.

图 2(a) 是一系列不同厚度样品的 XRD 测试结果. 从图 2(a) 可以看到, 除 STO 衬底的 (002) 衍射峰外, 可以观察到明显的样品峰. 除此之外, 并没有探测到其他衍射峰, 表明制备的样品中没有

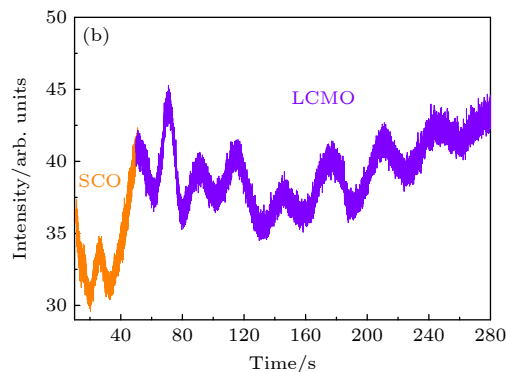


图 1 (a) SCO/LCMO 超晶格沉积顺序示意图; (b) LSS_2 超晶格样品的部分 RHEED 衍射振荡. 其中, 黄色代表 SCO 层, 紫色代表 LCMO 层

Fig. 1. (a) Schematic diagram of deposition sequence of SCO/LCMO superlattices; (b) a part of RHEED oscillation intensity of LSS_2 superlattices. Yellow represents the SCO layer, purple represents the LSS_2 layer.

出现其他杂相. 并且, 伴随着 SCO 厚度的增加, 超晶格的特征衍射峰逐渐向高角度方向偏移. 该实验结果说明在此过程中, 超晶格的面外晶格常数减小. 根据图 2(a) 中的超晶格衍射峰的位置, 结合布拉格方程, 可以计算得到超晶格样品的面外晶格常数. 图 2(b) 是不同厚度超晶格样品面外晶格常数的总结图. 从图 2(b) 可以直观地看到: 在 $\text{SCO} \leq 5$ u.c. 时, 超晶格的面外晶格常数变化缓慢; 当 $\text{SCO} > 5$ u.c. 时, 超晶格外晶格常数发生突变, 并迅速减小. 这与厚度变化过程中, SCO 的结构转变有关^[9,18]. 块材的 SCO 为无限层状构型, 面外晶格常数为 3.40 Å. 由于其由 CuO_2^- 与 Sr^{2+} 层交替堆垛而成, 因此存在较大的静电势, 这也意味着无限层状构型的 SCO 具有显著的极性. 在 SCO 薄膜减薄过程中, 为了消除静电不稳定, SCO 的结构将发生转变: CuO_2^- 层的氧原子将向 Sr^{2+} 层迁移. 相应地, SCO 的结构将转变为链状构型, 由 CuO^0 层与 SrO^0 层堆叠而成. 此时 SCO 的面外晶格常数为 3.90 Å. 因此, 在 $\text{L8S}n$ 超晶格中 LCMO 层

厚度不变的情况下, 超晶格的面外晶格常数将随着 SCO 层厚度的增加而逐渐减小. 在 SCO 厚度为 5 个单胞时, 其结构发生转变, 所以超晶格的晶格常数在此时发生了突变.

为了进一步表征超晶格的生长质量, 选取代表性的 L8S2, L8S5, L8S8 超晶格样品进行了表面形貌测试. 如图 3(a)–(c) 所示, 样品表面平滑均匀且粗糙度 R_a 较小, 分别为 0.454, 0.227, 0.207 nm, 表明超晶格样品具有较高的生长质量. 综上所述, 结合 XRD, RHEED 以及 AFM 测试, 证实本文中所使用的超晶格样品能够高质量、外延生长, 这保障了后续磁性测试的准确性.

接着, 首先对单层 LCMO 及 SCO 薄膜进行了磁性表征 (见补充材料图 S1 (online)). 对于单层的 LCMO 薄膜而言, 可以探测到明显的磁滞现象, 表明薄膜存在铁磁性^[21,22]. 与之相反, 测试得到的单层 SCO 薄膜的饱和磁化强度及矫顽力较小可以忽略不计, 证明 SCO 并不显示铁磁性, 这与之前报道结果一致^[23,24]. 进一步地, 图 4 及补充材料

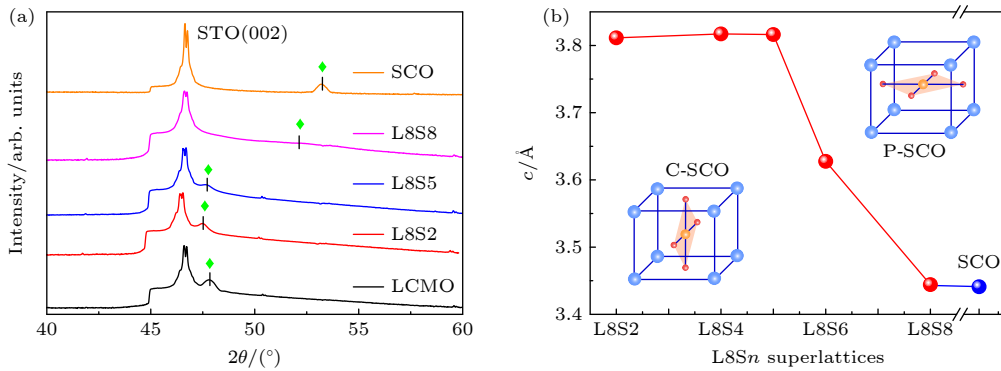


图 2 (a) 不同厚度超晶格样品的 XRD 衍射图, 其中, 单层 LCMO 及 SCO 作为参照样品; (b) 超晶格外晶格常数随 SCO 厚度的变化

Fig. 2. (a) XRD spectra of samples with different thickness, where the single LCMO and SCO are as reference; (b) the out-of-plane lattice parameter as a function of SCO thickness in superlattice.

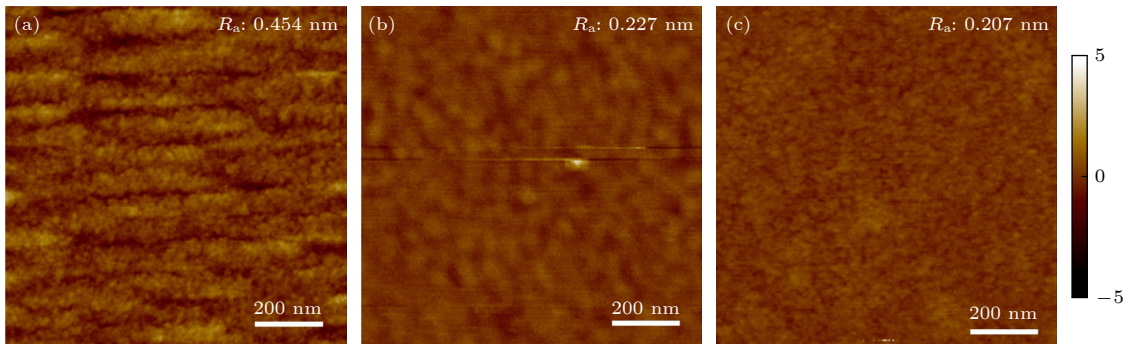


图 3 (a) L8S2, (b) L8S5, (c) L8S8 样品的 AFM 测试图

Fig. 3. AFM images of (a) L8S2, (b) L8S5, and (c) L8S8 Sample.

图 S2 (online) 展示了不同厚度超晶格的磁性测试结果. 其中, 磁滞回线的测试范围为 ± 1.5 T, 测试温度为 5 K. 由图 4 和图 S2 (online) 可知, 超晶格具有显著的磁性, 并且其内部存在明显的交换耦合现象. 在经过 0.5 T (-0.5 T) 的场冷之后, 超晶格的磁滞回线沿着横轴方向向左 (右) 发生了偏移, 这是典型的交换偏置行为. 根据文献 [25–27] 报道, 交换偏置的大小可以用 $H_{EB} = (|H_c^+| + |H_c^-|)/2$ 表示 (其中, H_c^+ (H_c^-) 代表矫顽力的大小). 图 4(d) 总结了不同样品交换偏置场与饱和磁化强度随 SCO 厚度的变化. 可以看到: 在 $SCO \leq 5$ u.c. 时, 随着超晶格厚度的增加, 交换偏置效应逐渐减小, 饱和磁化强度逐渐增加; 当 $SCO > 5$ u.c. 时, 随着厚度的增加, 交换偏置效应增强, 超晶格的饱和磁化强度减弱. 这与前文提到的超晶格面外晶格常数随 SCO 厚度的变化趋势一致. 所以, 在 SCO 结构转变过程中, 超晶格界面处氧配位环境的改变将对体系的磁性能产生影响.

为了阐明 L8S n 超晶格内交换偏置随维度变化的内在机制, 对样品进行了 X 射线吸收谱测试. 图 5 给出了样品中 Mn 和 Cu L -edge 的吸收谱, 其

中单层 LCMO 及 SCO 薄膜作为参照样品. 从图 5(a) 可以看到, 与单层 LCMO 薄膜相比较, 超晶格的 Mn L_3 边向高能方向发生了偏移, 这意味着 Mn 的价态升高. 相对地, 根据电荷守恒要求, 超晶格中 Cu L_3 吸收边相较于单层 SCO 薄膜的 Cu L_3 吸收边向低能方向发生了位移 (见图 5(b)), Cu 的价态降低. XAS 测试结果说明在 SCO/LCMO 超晶格界面处, 电子将由 Mn 离子向 Cu 离子发生转移. 因此, 在超晶格界面处存在电荷转移现象 [28–32]. 另外, 在 SCO 厚度为 2 u.c. 时, 超晶格中 Mn L_3 边和 Cu L_3 边的偏移量最大, 这意味着此时体系中的电荷转移现象最强. 而继续增加 SCO 的厚度至 8 u.c. 时, Mn L_3 边和 Cu L_3 边的偏移量反而减小. 因此, 从 XAS 测试结果可以得出, 随着 SCO 厚度的增加, 超晶格界面处电荷转移减小. 这与超晶格中 SCO 厚度改变 (其结构由无限层状构型变为链状构型) 导致界面处氧配位环境发生改变, 从而导致晶体电场的改变密切相关.

图 6 展示了在 SCO 厚度不同时, L8S n 超晶格界面处的原子构型. 众所周知, 块材 SCO 为无限层状构型, 由 CuO_2^- 层与 Sr^{2+} 层构成. 当 SCO

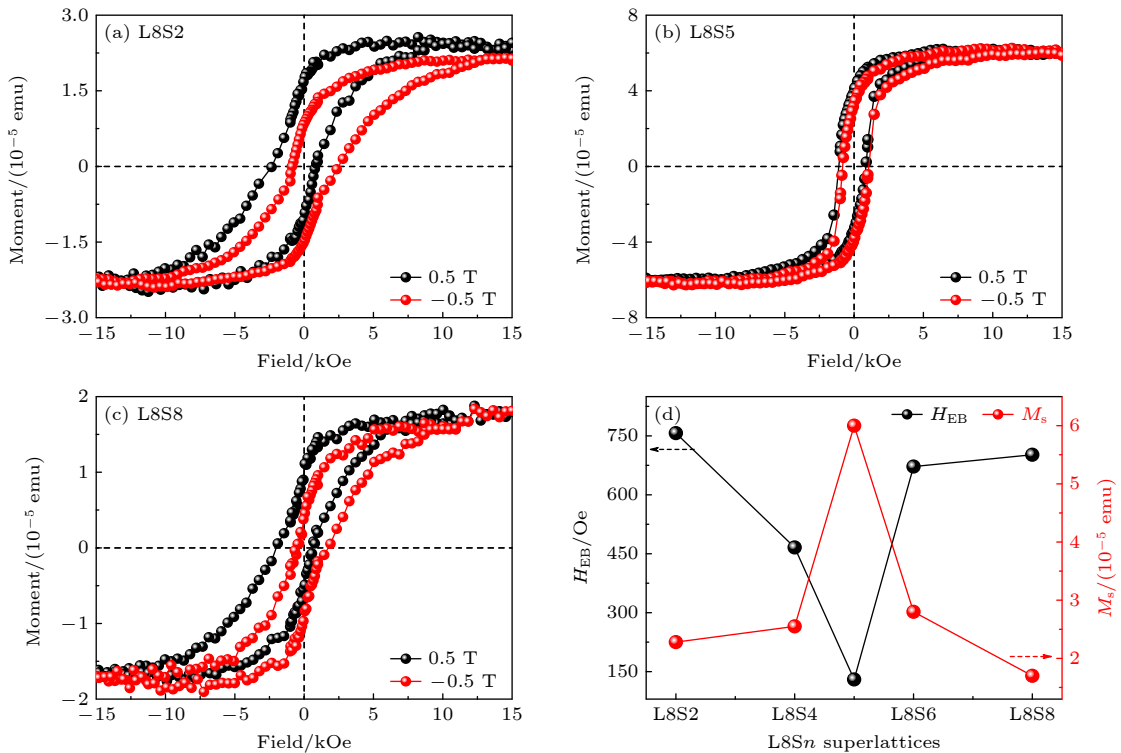


图 4 (a)–(c) L8S n 超晶格样品的磁性表征 (1 emu = 10^3 A·m², 1 Oe = $10^3/(4\pi)$ A/m), 其中测试温度为 5 K; (d) H_{EB} (左侧) 和 M_s (右侧) 随 SCO 厚度的变化

Fig. 4. (a)–(c) Magnetic measurement of L8S n superlattice at 5 K; (d) the dependence of H_{EB} (left axis) and M_s (right axis) with thickness of SCO layer.

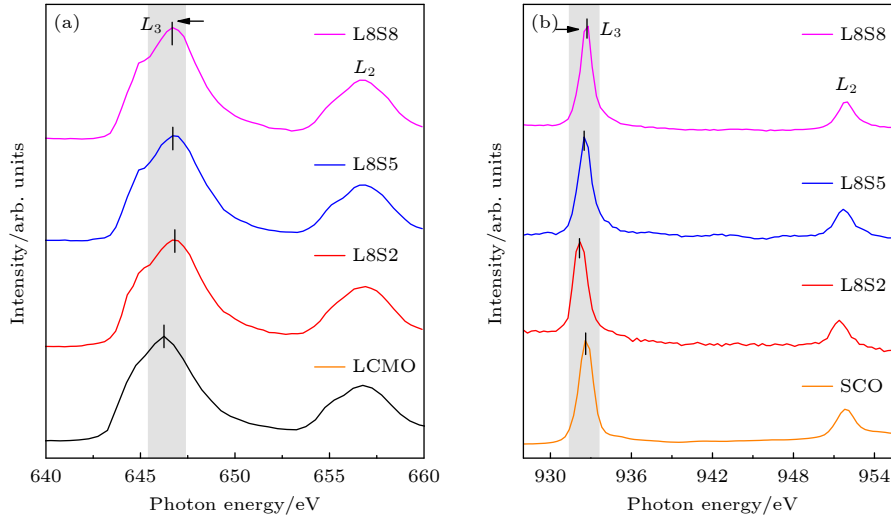

 图 5 一系列超晶格样品的 (a) Mn *L*-edge 和 (b) Cu *L*-edge 的 XAS 吸收谱图

 Fig. 5. (a) Mn *L*-edge and (b) Cu *L*-edge of XAS spectra of a series of samples.

层厚度大于 5 u.c.时, 其结构与块材 SCO 结构一致. 而 LCMO 为钙钛矿结构, 由 MnO_6 八面体构成, La 与 Ca 原子占据八面体间隙位. 当两者组成异质界面时, 存在两种类型的界面: (La, Ca) $\text{O-MnO}_2\text{-Sr-CuO}_2$ 与 $\text{CuO}_2\text{-(La, Ca)O-MnO}_2$ (如图 6(b) 所示). 只有在 $\text{CuO}_2\text{-(La, Ca)O-MnO}_2$ 界面处, 借助顶端氧原子, Mn 原子与 Cu 原子可以进行电荷转移^[16,33], 而在 (La, Ca) $\text{O-MnO}_2\text{-Sr-CuO}_2$ 界面处, 由于缺失顶端氧原子, 该界面不利于电荷转移. 所以, 在 SCO 厚度增加后, 超晶格界面的电荷转移减弱. 然而, 此时 SCO 层显示块材的性质, 其反铁磁性增强. 正如前文所述, LCMO 具有铁磁性. 这样在超晶格中, 反铁磁层对铁磁层的钉扎作

用将导致交换偏置效应的产生^[26,34]. 而当 SCO 厚度小于 5 u.c.时, 其显示链状构型, 由 CuO^0 层与 SrO^0 层构成. 在与 LCMO 组成异质结后, 界面处原子构型为 (La, Ca) $\text{O-MnO}_2\text{-SrO-CuO}$ 与 $\text{CuO-(La, Ca)O-MnO}_2$ (如图 6(a) 所示). 在这两种界面处, 由于存在顶端氧原子, 有助于 Mn 原子与 Cu 原子之间进行电荷转移. 因此, 在 SCO 较薄时, 虽然 SCO 薄膜磁矩为零^[6,17], 但借助超晶格界面处电荷转移, Mn-O-Cu 之间超交换作用产生的弱磁矩将钉扎铁磁 LCMO 层, 进而导致了交换偏置的产生. 而在中间厚度时, 两种机制存在竞争作用. 因此, 在 SCO/LCMO 体系中, 存在维度驱动的交流耦合效应.

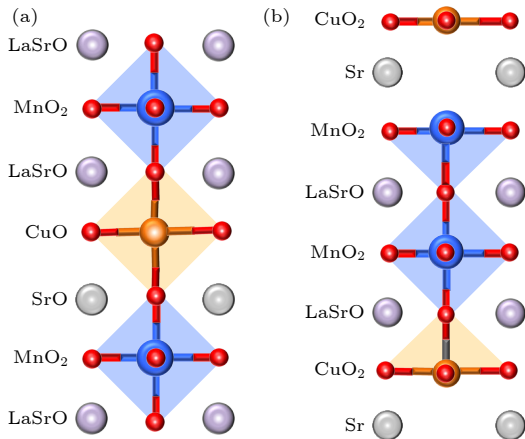


图 6 SCO 为链状 (a) 或无限层状 (b) 构型时, 超晶格界面处的原子构型示意图

Fig. 6. Interfacial structure of superlattices when SCO layer shows (a) chain-type or (b) planar-type configuration.

4 结 论

利用脉冲激光沉积系统在 STO (001) 衬底上制备了 SCO/LCMO 超晶格体系. RHEED, XRD 及 AFM 测试证实超晶格具有较高的外延质量. 随后磁性测试表明, 超晶格中存在维度驱动的交流偏置效应. 随着 SCO 厚度的增加, 交换偏置效应先减小而后增大. 与之相反, 饱和磁化强度先增大而后减小. 结合 X 射线吸收谱测试, 证实该实验结果与超晶格中电荷转移相关. 当 SCO 较薄时, 电荷转移较大, Mn-O-Cu 之间超交换作用产生的弱磁矩钉扎铁磁 LCMO 层, 导致了交换偏置效应. 而随着 SCO 层厚度增加, 电荷转移减小, 交换偏置效应减弱. 当 SCO 层厚度大于 5 u.c.时, SCO 的

结构发生转变, 其自身的反铁磁性增强, 反铁磁与铁磁之间的相互作用, 导致了交换偏置的产生. 本实验为多功能氧化物异质结的设计提供了新的研究思路.

参考文献

- [1] Chen S R, Zhang Q H, Li X J, Zhao J L, Lin S, Jin Q, Hong H T, Huon A, Charlton T, Li Q, Yan W S, Wang J O, Ge C, Wang C, Wang B T, Fitzsimmons M R, Guo H Z, Gu L, Yin W, Jin K J, Guo E J *2022 Sci. Adv.* **8** eabq3981
- [2] Lin S, Zhang Q H, Sang X H, Zhao J L, Cheng S, Huon A, Jin Q, Chen S, Chen S G, Cui W J, Guo H Z, He M, Ge C, Wang C, Wang J O, Fitzsimmons M R, Gu L, Zhu T, Jin K J, Guo E J *2021 Nano Lett.* **21** 3146
- [3] Yi D, Liu J, Hsu S L, Zhang L P, Choi Y S, Kim J W, Chen Z H, Clarkson J D, Serrao C R, Arenholz E, Ryan P J, Xu H X, Birgeneau R J, Ramesh R *2016 PNAS* **113** 6397
- [4] Huang K, Wu L, Wang M Y, Swain N, Motapothula M, Luo Y Z, Han K, Chen M F, Ye C, Yang A J, Xu H, Qi D C, N'Diaye A T, Panagopoulos C, Primetzhofer D, Shen L, Sengupta P, Ma J, Feng Z X, Nan C W, Wang X R *2020 Appl. Phys. Rev.* **7** 011401
- [5] Wu M, Zhang X W, Li X M, Qu K, Sun Y W, Han B, Zhu R X, Gao X Y, Zhang J M, Liu K H, Bai X D, Li X Z, Gao P *2022 Nat. Commun.* **13** 216
- [6] Grutter A J, Vailionis A, Borchers J A, Kirby B J, Flint C L, He C, Arenholz E, Suzuki Y *2016 Nano Lett.* **16** 5647
- [7] Ji H H, Liu X, Li Z L, Jiao Y J, Ren G X, Dou J R, Zhou X C, Zhou G W, Chen J S, Xu X H, *2024 J. Alloys Compd.* **979** 173489
- [8] Shi W X, Zheng J, Li Z, Wang M Q, Zhu Z Z, Zhang J E, Zhang H, Chen Y Z, Hu F X, Shen B G, Chen Y S, Sun J R *2023 Small* **20** 2308172
- [9] Liao Z L, Skoropata E, Freeland J W, Guo E J, Desautels R, Gao X, Sohn C, Rastogi A, Ward T Z, Zou T, Charlton T, Fitzsimmons M R, Lee H N *2019 Nat. Commun.* **10** 589
- [10] Zhou G W, Ji H H, Yan Z, Cai M M, Kang P H, Zhang J, Lu J D, Zhang J X, Chen J S, Xu X H *2022 Sci. Chin. Mater.* **65** 1902
- [11] Flint C L, Vailionis A, Zhou H, Jang H, Lee J S, Suzuki Y *2017 Phys. Rev. B* **96** 144438
- [12] Grutter A J, Yang H, Kirby B J, Fitzsimmons M R, Aguiar J A, Browning N D, Jenkins C A, Arenholz E, Mehta V V, Alaun U S, Suzuki Y *2013 Phys. Rev. Lett.* **111** 087202
- [13] Chandrasena R U, Flint C L, Yang W, Arab A, Nemšák S, Gehlmann M, Özdöl V B, Bisti F, Wijesekara K D, Meyer-Illse J, Gullikson E, Arenholz E, Ciston J, Schneider C M, Strocov V N, Suzuki Y, Gray A X *2018 Phys. Rev. B* **98** 155103
- [14] Shi W X, Zhang J, Zhan X Z, Li J L, Li Z, Zheng J, Wang M Q, Zhang J E, Zhang H, Zhu T, Chen Y Z, Hu F X, Shen B G, Chen Y S, Sun J R *2024 Appl. Phys. Rev.* **11** 021403
- [15] Zhou G W, Ji H H, Yan Z, Kang P, Li Z, Xu X *2021 Mater. Horiz.* **8** 2485
- [16] Chen S R, Lin S, Hong H T, Cui T, Jin Q, Wang C, Jin K J, Guo E J *2023 Acta Phys. Sin.* **72** 097502 (in Chinese) [陈盛如林珊, 洪海涛, 崔婷, 金桥, 王灿, 金奎娟, 郭尔佳 *2023 物理学报* **72** 097502]
- [17] Li S S, Zhang Q H, Lin S, Sang X H, Need R F, Roldan M A, Cui W J, Hu Z Y, Jin Q, Chen S, Zhao J L, Wang J O, Wang J S, He M, Ge C, Wang C, Lu H B, Wu Z P, Guo H Z, Tong X, Zhu T, Kirby B, Gu L, Jin K J, Guo E J *2021 Adv. Mater.* **33** 2001324
- [18] Samal D, Tan H Y, Molegraaf H, Kuiper B, Siemons W, Bals S, Verbeeck J, Tendeloo G, Takamura Y, Arenholz E, Jenkins C A, Rijnders G, Koste G *2013 Phys. Rev. Lett.* **111** 096102
- [19] Smitk A E M, Birkhölzer Y A, Dam J V, Roesthuis F J G, Rijnders G, Hilgenkamp H, Koster G *2020 Phys. Rev. Mater.* **4** 083806
- [20] Zhang Z X, Shao J F, Jin F, Dai K J, Li J Y, Lan D, Hua E, Han Y Y, Wei L, Cheng F, Ge B H, Wang L F, Zhao Y, Wu W B *2022 Nano Lett.* **22** 7328
- [21] Hasegawa S *2012 Charact. Mater.* **97** 1925
- [22] Infante I C, Sánchez F, Wojcik M, Jedryka E, Estradé S, Peiró F, Arbiol J, Laukhin V, Espinós J P *2007 Phys. Rev. B* **76** 224415
- [23] Hadjimichael M, Waelchli A, Mundet B, Mckeown Walker S, De Luca G, Herrero-Martin J, Gibert M, Gariglio S, Triscone J M *2022 APL Mater.* **10** 101112
- [24] Mikhalev K, Verkhovskii S, Gerashenko A, Mirmelstein A, Bobrovskii V, Kumagai K, Furukawa Y, D'yachkova T, Zainulin Y *2004 Phys. Rev. B* **69** 132415
- [25] Ohldag H, Scholl A, Nolting F, Arenholz E, Maat S, Young A T, Carey M, Stöhr J *2003 Phys. Rev. Lett.* **91** 017203
- [26] Maniv E, Murphy R A, Haley S C, Doyle S, John C, Maniv A, Ramakrishna S K, Tang Y L, Ercius P, Ramesh R, Reyes A P, Long J R, Analytis J G *2021 Nat. Phys.* **17** 525
- [27] Zhao X W, Ng S M, Wong L W, Wong H F, Liu Y K, Cheng W F, Mak C L, Zhao J, Leung C W *2022 Appl. Phys. Lett.* **121** 162406
- [28] Yang N, Castro D D, Aruta C, Mazzoli C, Minola M, Brookes N B, Sala M M, Prellie W, Lebedev O I, Tebano A, Balestrino G *2012 J. Appl. Phys.* **112** 123901
- [29] Niu W, Fang Y W, Zhang X Q, Weng Y K, Chen Y D, Zhang H, Gan Y L, Yuan X, Zhang S J, Sun J B, Wang Y L, Wei L J, Xu Y B, Wang X F, Liu W Q, Pu Y *2021 Adv. Electron. Mater.* **7** 2000803
- [30] Zheng J, Shi W X, Li Z, Zhang J, Yang C Y, Zhu Z Z, Wang M Q, Zhang J E, Han F R, Zhang H, Chen Y Z, Hu F X, Shen B G, Chen Y S, Sun J *2024 ACS Nano* **18** 9232
- [31] Zhang Z C, Hansmann P *2017 Phys. Rev. X* **7** 011023
- [32] Chen H H, Millis A *2017 J. Phys. Condens. Matter* **29** 243001
- [33] Han F R, Chen X B, Wang J L, Huang X D, Zhang J E, Song J H, Liu B G, Chen Y S, Bai X D, Hu F X, Shen B G, Sun J R *2021 J. Phys. D: Appl. Phys.* **54** 185302
- [34] Ji H H, Zhou G W, Wang X, Zhang J, Kang P, Xu X *2021 ACS Appl Mater Interfaces* **13** 15774

Dimensionality driven exchange coupling effect in cuprate-manganite superlattices*

Ji Hui-Hui^{1)2)†} Gao Xing-Guo¹⁾²⁾ Li Zhi-Lan¹⁾²⁾

1) (*Key Laboratory of Magnetic Molecules and Magnetic Information Materials of Ministry of Education, School of Chemistry and Materials Science, Shanxi Normal University, Taiyuan 030031, China*)

2) (*Collaborative Innovation Center for Shanxi Advanced Permanent Magnetic Materials and Technology, Research Institute of Materials Science, Shanxi Normal University, Taiyuan 030031, China*)

(Received 18 June 2024; revised manuscript received 2 September 2024)

Abstract

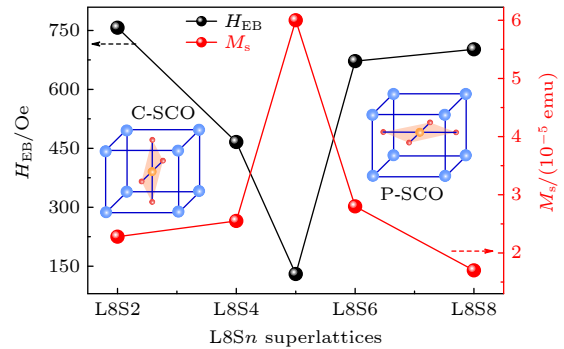
The coupling and competition between various degrees of freedom at the interface of transition metal oxide heterointerfaces greatly enrich their physical properties and expand their relevant application scope. It has been reported that dimensionality is an effective method to regulate the properties of oxide heterostructure. The structure of SCO film exhibits a planar-type-to-chain-type transformation with the change of thickness. In this work, the high-quality SCO/LCMO superlattices are deposited by a pulsed laser deposition system. And the interfacial exchange coupling effect is effectively manipulated by controlling the dimensionality of SCO layer. X-ray absorption spectrum (XAS) measurement shows that the charge transfer occurs at the heterointerface. When the SCO layer is thin, the interfacial superexchange coupling supported by charge transfer generates a weak magnetic moment to pin the ferromagnetic LCMO layer. As the SCO layer thickens, the charge transfer will decrease. Meanwhile, the long-range antiferromagnetic order in thicken SCO layer can interact with LCMO layer, resulting in the exchange bias effect. This experiment confirms the important role of dimensionality in modulating the properties in multifunctional oxide heterostructure.

Keywords: dimensionality, exchange bias effect, copper oxide, manganese oxide

PACS: 61.66.Fn, 68.55.jd, 71.70.Gm, 75.70.Cn

DOI: 10.7498/aps.73.20240849

CSTR: 32037.14.aps.73.20240849



* Project supported by the National Natural Science Foundation of China (Grant Nos. 12174237, 52171183).

† Corresponding author. E-mail: jihuihui_sxnu@163.com

铜/锰异质结中维度驱动的交流耦合效应

姬慧慧 高兴国 李枝兰

Dimensionality driven exchange coupling effect in cuprate–manganite superlattices

Ji Hui-Hui Gao Xing-Guo Li Zhi-Lan

引用信息 Citation: *Acta Physica Sinica*, 73, 216102 (2024) DOI: 10.7498/aps.73.20240849

在线阅读 View online: <https://doi.org/10.7498/aps.73.20240849>

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

转角铜氧化物中的约瑟夫森效应

Josephson effect in twisted cuprates

物理学报. 2023, 72(23): 237402 <https://doi.org/10.7498/aps.72.20231815>

电流焦耳热调控反转型垂直(Co/Pt)_n/Co/IrMn纳米多层膜结构的交换偏置效应研究

Exchange bias effect of current Joule thermally modulated inverted vertical (Co/Pt) _n/Co/IrMn nanomultilayers

物理学报. 2023, 72(1): 018501 <https://doi.org/10.7498/aps.72.20221584>

钙钛矿锰氧化物的磁相变临界行为及磁热效应研究进展

Research progress of critical behaviors and magnetocaloric effects of perovskite manganites

物理学报. 2021, 70(15): 157501 <https://doi.org/10.7498/aps.70.20210097>

自由层磁性交换偏置效应调控隧穿磁电阻磁传感单元性能

Key performance of tunneling magnetoresistance sensing unit modulated by exchange bias of free layer

物理学报. 2023, 72(19): 197103 <https://doi.org/10.7498/aps.72.20231003>

极性补偿对LaMnO₃/LaNiO₃超晶格交换偏置场强度的影响

Influence of polarity compensation on exchange bias field in LaMnO₃/LaNiO₃ superlattices

物理学报. 2022, 71(15): 156801 <https://doi.org/10.7498/aps.71.20220365>

Heusler合金Mn_{50x}Cr_xNi₄₂Sn₈的相变、磁性与交换偏置效应

Phase transformation, magnetic properties, and exchange bias of Heusler alloy Mn_{50x}Cr_xNi₄₂Sn₈

物理学报. 2020, 69(5): 058102 <https://doi.org/10.7498/aps.69.20191551>