

专题: 应用磁学

## 关联氧化物异质结磁电输运性质的氢离子调控\*

周轩弛<sup>1)2)†</sup> 冀佳慧<sup>1)</sup> 姚晓辉<sup>1)</sup>

1) (山西师范大学材料科学与工程学院, 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)

(2025年9月5日收到; 2025年9月28日收到修改稿)

氢化或质子化通过引入离子功能调控自由度从而调控关联氧化物材料体系中多重自由度间的关联耦合效应, 突破固溶度极限的限制, 协同触发关联氧化物发生电子相变与磁转变, 为探索材料体系中的新奇物态提供了新途径, 在人工智能、关联电子器件及能量转换等领域展现出广阔的应用前景. 本文利用激光分子束外延法制备出亚稳态  $\text{VO}_2(\text{B})/\text{La}_{0.67}\text{Sr}_{0.33}\text{MnO}_3(\text{LSMO})$  异质结, 基于氢离子演化方法, 借助多功能氧化物异质结中关联电子与铁磁序间的关联、耦合与重构, 发现体系中弱铁磁绝缘相的新物态并涌现出丰富的结构演变与电子态重构等拓扑化学转变. 氢化触发  $\text{VO}_2(\text{B})/\text{LSMO}$  异质结体系的可逆磁电相变归因于氢化相关电子掺杂占据 Mn 元素  $e_g(\uparrow)$  轨道而引发的电子局域化效应以及离子掺杂抑制  $\text{Mn}^{3+}-\text{Mn}^{4+}$  间的双交换相互作用. 本工作为探索关联氧化物材料体系中的新奇物态、莫特物理及其功能特性的器件化提供了可行的途径.

**关键词:** 磁性调控, 磁电相变, 关联氧化物, 离子演化**PACS:** 75.70.Cn, 71.27.+a, 71.30.+h, 85.75.-d**DOI:** 10.7498/aps.74.20251210**CSTR:** 32037.14.aps.74.20251210

## 1 引言

不同于传统半导体材料, d 轨道关联氧化物材料体系中电荷、晶格、轨道与自旋等多重自由度间的关联、耦合与重构使其材料体系催生出新奇的物理特性和物理现象, 如超导电性<sup>[1-3]</sup>、金属-绝缘体转变 (metal-to-insulator transition, MIT)<sup>[4-7]</sup> 及铁电/铁磁性<sup>[8-12]</sup> 等. 如何实现对关联氧化物材料体系中丰富物性的可逆调控, 精准设计材料体系中新型电子相与磁基态, 成为凝聚态物理领域的关键科学问题和共性难点之一. 近年来, 氢离子调控通过引入新型功能调控自由度——离子, 协同调控关联氧化物体系的磁电输运特性, 为探索材料体系中新奇物性提供了可行的途径<sup>[13]</sup>. 在此基础上, 质子基

电子器件在类脑计算<sup>[14,15]</sup>、能量转换<sup>[16]</sup>、电致变色智能窗<sup>[17]</sup> 及关联电子器件<sup>[18,19]</sup> 等多学科交叉领域展现出可观的应用价值. 不同于传统替代式化学掺杂, 占据氧化物晶格间隙位置的氢离子凭借其最小的离子半径和极高的迁移率, 可突破材料固溶度极限的限制, 进而实现更高能量尺度的可逆物性调控. 氢化通过引入电子载流子操控关联氧化物 d 轨道的电子轨道构型和电子关联强度, 触发关联氧化物电输运特性发生突变. 例如, 氢离子掺杂通过调控关联稀土镍酸盐 ( $\text{ReNiO}_3$ ,  $\text{Re}$  为镧系稀土元素) 和二氧化钒 ( $\text{VO}_2$ ) 体系的电子库仑斥力和电子关联强度, 诱导氢化电子局域态的形成. 这与传统电子掺杂仅提升 n 型半导体材料电导率和费米能级的观点相悖<sup>[20-22]</sup>. 除氢致电子相变外, 氢离子与电子自旋自由度间的关联耦合作用, 为进一步协同调

\* 国家自然科学基金 (批准号: 52401240)、山西省基础研究计划 (批准号: 202403021212123) 和山西省高等学校科技创新项目 (批准号: 2024L145) 资助的课题.

† 通信作者. E-mail: xuanchizhou@sxnu.edu.cn

控关联氧化物的磁学性质提供了广阔的空间<sup>[23]</sup>.

然而,目前氢化或质子化方法主要局限于单一功能氧化物的物性调控;若可将其拓展至多功能关联氧化物异质结,则有望通过多功能自由度的耦合作用,涌现出更为丰富的物理现象与新颖的功能特性.关联氧化物  $\text{VO}_2$  是典型的 MIT 材料体系;其中亚稳态  $\text{VO}_2(\text{B})$  相具有由  $\text{V}_4\text{O}_{10}$  双层有序堆垛而形成的层状结构,因而对离子迁移表现出高度容忍性<sup>[24]</sup>.不同于热力学稳定  $\text{VO}_2(\text{M1})$  相,建立关联  $\text{VO}_2$  材料体系的热力学亚稳态可突破热力学平衡条件的限制,触发可逆的新型氢致电子相变,在  $\text{VO}_2$  氢相关的电子相图中发现了电子巡游态的新型氢化电子相<sup>[25]</sup>.钙钛矿关联氧化物  $\text{La}_{0.67}\text{Sr}_{0.33}\text{MnO}_3$  (LSMO) 则是为数不多的具有高于室温居里温度 ( $T_c$ ) 的铁磁氧化物材料之一,其源于  $\text{Mn}^{3+}$ - $\text{Mn}^{4+}$  双交换相互作用的铁磁有序态可在室温以上稳定存在<sup>[26]</sup>.基于氢离子演化的方法协同调控  $\text{VO}_2(\text{B})/\text{LSMO}$  异质结的磁电输运性质,有望借助关联电子与铁磁序的耦合作用在电子相变材料/磁性功能氧化物异质结体系中发现更为丰富的新物态和新物理.

本工作选用激光分子束外延 (laser molecular beam epitaxy, LMBE) 技术,利用  $c$  轴取向钙钛矿结构 LSMO 材料的外延模板作用稳定热力学亚稳态  $\text{VO}_2(\text{B})$  薄膜材料,制备出  $\text{VO}_2(\text{B})/\text{LSMO}/\text{SrTiO}_3$  (STO) (001) 异质结.基于氢离子演化的方法,实现对  $\text{VO}_2(\text{B})/\text{LSMO}/\text{STO}$  (001) 异质结体系磁电输运特性的精准调控,诱导磁电协同转变,拓展了氢相关的磁电相图.最后,我们还进一步利用同步辐射谱学技术,厘清  $\text{VO}_2(\text{B})/\text{LSMO}$  异质结氢致磁电相变的本征物理图像,为构筑多功能质子基磁电器件奠定了基础.

## 2 实验

本工作实验选用 LMBE 系统在 (001) 取向的单晶 STO 衬底依次生长 LSMO 及  $\text{VO}_2(\text{B})$  薄膜.利用 248 nm 的脉冲激光以 5 Hz 的频率依次轰击具有预期化学计量比的 LSMO 和  $\text{VO}_2$  靶材,所产生的等离子体由靶材向衬底传输,进而在  $c$  轴取向的单晶 STO 衬底上沉积出  $\text{VO}_2(\text{B})/\text{LSMO}$  异质结. LSMO 层的沉积温度优选为 700 °C,氧分压控制在 26 Pa,靶材与衬底间距离调整为 45 mm.沉积

LSMO 薄膜后,在 LMBE 腔体中对制备的 LSMO 薄膜进行原位高压退火,退火氧压为 100—300 torr (1 torr = 133 Pa),保温 0.5—1.0 h.亚稳态  $\text{VO}_2(\text{B})$  薄膜材料的沉积温度优选为 400 °C,氧分压控制在 2 Pa,靶材与衬底间距离调整为 45 mm,而后自然冷却至室温,所制备的 LSMO 和  $\text{VO}_2(\text{B})$  薄膜厚度均为 40—50 nm.本工作为了实现关联氧化物异质结体系的氢化,采用贵金属 Pt 辅助氢溢出策略的软化学方法.首先基于磁控溅射技术,借助孔径和孔间距均为 100  $\mu\text{m}$  的点状掩模版在所制备的  $\text{VO}_2(\text{B})/\text{LSMO}$  异质结表面溅射 20 nm 左右厚的 Pt 点.然后,将 Pt/ $\text{VO}_2(\text{B})/\text{LSMO}$  异质结放置在 5%  $\text{H}_2/\text{Ar}$  混合气体气氛的石英管式炉中进行高温退火,退火温度为 120—300 °C、退火时间为 1 h.其中,预溅射的 Pt 点可降低  $\text{H}_2$  分子的解离能垒,使其在三相界面处解离为氢离子和电子,随后通过表面交换和体扩散进入  $\text{VO}_2(\text{B})/\text{LSMO}$  异质结的晶格中,实现有效的氢离子掺杂.

在本文中,选用 X-射线衍射 (X-ray diffraction, XRD)(RIGAKU, Smartlab) 对所制备的  $\text{VO}_2(\text{B})/\text{LSMO}$  异质结的物相和晶体结构进行表征,利用台阶轮廓仪测量所生长  $\text{VO}_2(\text{B})/\text{LSMO}$  异质结的厚度 (Bruker, Dektak XTL).为进一步分析所制备  $\text{VO}_2(\text{B})/\text{LSMO}$  异质结的元素价态和化学环境,利用 X 射线光电子能谱 (X-ray photoelectron spectroscopy, XPS)(Kratos, K-Alpha) 对  $\text{VO}_2(\text{B})/\text{LSMO}$  异质结进行了深入分析.利用高精度磁学测量系统 (physical property measurement system, MPMS) 表征其磁学性能,利用综合物性测量系统 (physical property measurement system, PPMS)(Quantum Design) 表征其电输运特性.同步辐射软 X 射线吸收谱 (soft X-ray absorption spectrum, sXAS) 则用以表征  $\text{VO}_2(\text{B})/\text{LSMO}$  异质结的电子结构,相关实验在上海同步辐射光源 BL08U1A 线站完成.

## 3 结果与讨论

与经典半导体材料不同,  $3d^1$  轨道关联氧化物  $\text{VO}_2$  材料具有极为复杂的电子相图和高度可调的电子轨道构型.除与金属-绝缘体转变的相关热力学稳定的低温单斜相 (M1) 与高温金红石相 (R) 外,  $\text{VO}_2$  相图中还存在着丰富的热力学亚稳相,其中层状结构的  $\text{VO}_2(\text{B})$  相因其对离子演化的高度容忍

性而引起材料科学与凝聚态物理领域的广泛关注. 建立关联氧化物的热力学亚稳状态可通过突破热力学平衡相图的限制, 进一步探索关联氧化物体系中的新奇电子相与磁基态. 与室温下热力学稳定的  $\text{VO}_2(\text{M1})$  相不同, 利用物理真空沉积方法沉积亚稳态  $\text{VO}_2(\text{B})$  薄膜时, 需引入  $c$  轴取向钙钛矿结构的外延模板以稳定其晶体结构<sup>[27]</sup>. 关联氧化物 LSMO 具有预期的钙钛矿结构以及铁磁半金属基态, 并且其高于室温的居里温度 ( $T_c$ ) 在自旋电子学器件应用中展现出广阔的应用前景. 基于此, 考虑到  $\text{VO}_2(\text{B})(a_0 = 4.01 \text{ \AA})$ , LSMO 薄膜 ( $1/3a_0 = 3.881 \text{ \AA}$ ) 和 STO 衬底 ( $a_0 = 3.905 \text{ \AA}$ ) 间相近的  $c$  轴晶格常数, 我们构筑了  $\text{VO}_2(\text{B})/\text{LSMO}/\text{STO}(001)$  异质结体系 (如图 1(a) 所示), 以期望基于氢化的离子调控方法实现对  $\text{VO}_2(\text{B})/\text{LSMO}$  异质结中丰富磁电基态的精准操控, 为构筑质子基多功能磁电器件奠定基础.

不同于 LSMO 薄膜的室温铁磁半金属基态,  $\text{VO}_2(\text{B})$  材料的室温磁基态表现为反铁磁态, 因而所制备的  $\text{VO}_2(\text{B})/\text{LSMO}/\text{STO}(001)$  异质结的磁学性能应由 LSMO 薄膜所主导. 这一观点由图 1(b) 中  $\text{VO}_2(\text{B})/\text{LSMO}$  异质结样品面内与面外方向的室温磁滞回线 ( $M-H$  曲线) 所进一步证实. 从图 1(b) 中可以观察到, 当沿异质结的面内方向施加磁场时, 样品的饱和磁化强度高达  $138 \text{ emu/cm}^3$ ; 而在面外方向施加外磁场时,  $\text{VO}_2(\text{B})/\text{LSMO}$  异质结在  $\pm 2000 \text{ Oe}$  外加磁场的的作用下其磁化强度仍未饱和, 这一结果表明室温下  $\text{VO}_2(\text{B})/\text{LSMO}$  异质结的磁易轴仍位于面内方向, 具有明显的面内磁各向异性. 为了有效实现对  $\text{VO}_2(\text{B})/\text{LSMO}/\text{STO}(001)$  异质结的氢化, 本工作采用贵金属辅助的氢溢出策略, 基于磁控溅射技术在  $\text{VO}_2(\text{B})/\text{LSMO}$  异质结表面溅射铂 (Pt) 点作为催化剂, 降低裂解氢氨混合气氛中氢分子所需的能垒, 进而促进氢分子在异

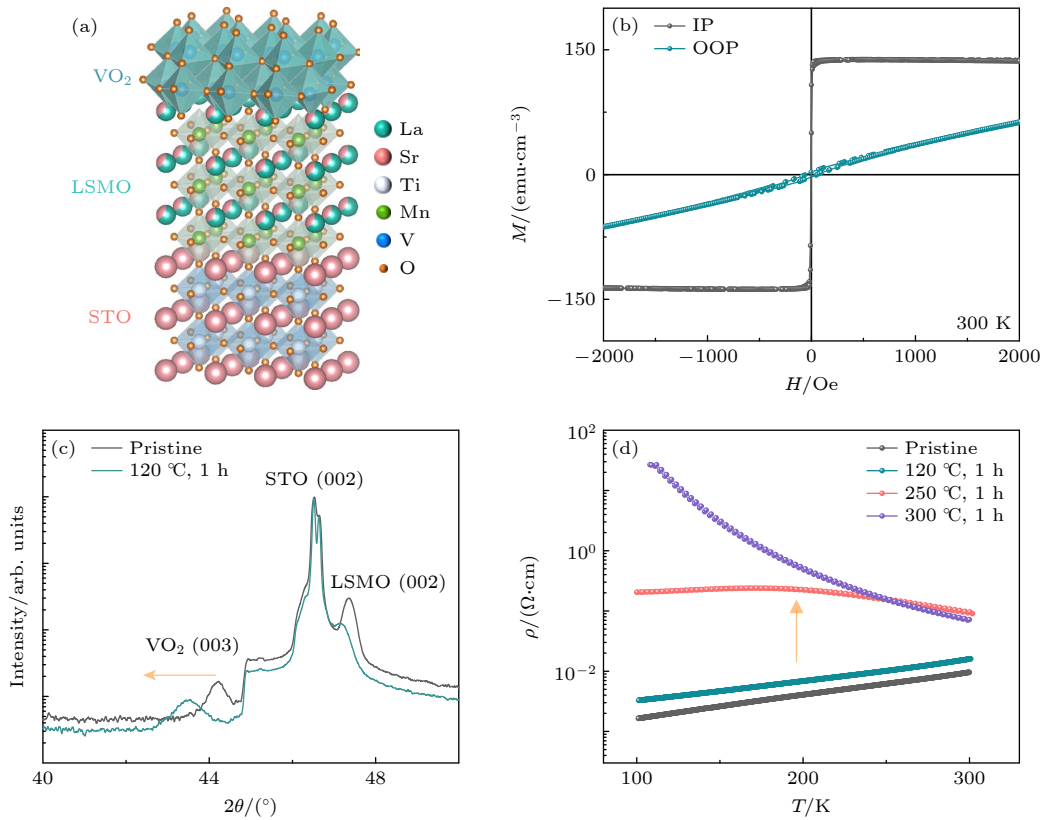


图 1 氢离子触发  $\text{VO}_2(\text{B})/\text{LSMO}$  异质结的结构演化和电子相变 (a)  $\text{VO}_2(\text{B})/\text{LSMO}/\text{STO}$  异质结的晶体结构示意图; (b)  $\text{VO}_2(\text{B})/\text{LSMO}$  薄膜的室温磁滞回线; (c) 原始  $\text{VO}_2(\text{B})/\text{LSMO}$  样品及氢化后样品的 XRD 图谱对比; (d) 原始  $\text{VO}_2(\text{B})/\text{LSMO}$  样品及不同氢化条件下样品阻温特性曲线 ( $\rho-T$  曲线)

Fig. 1. Hydrogen-related structural and electronic state evolution in  $\text{VO}_2(\text{B})/\text{LSMO}$  heterostructure: (a) Schematic of the grown  $\text{VO}_2(\text{B})/\text{LSMO}/\text{STO}(001)$  heterostructure; (b) magnetic hysteresis loops for the grown  $\text{VO}_2(\text{B})/\text{LSMO}$  heterostructure at room temperature; (c) XRD patterns compared for as-prepared  $\text{VO}_2(\text{B})/\text{LSMO}$  heterostructure before and after hydrogenation; (d) temperature dependence of material resistivity ( $\rho-T$ ) as compared for the  $\text{VO}_2(\text{B})/\text{LSMO}$  heterostructure under different hydrogenation conditions.

质结三相边界处解离成质子与电子 ( $\text{H}_2(\text{g}) \rightarrow \text{H}^+ + \text{e}^-$ )<sup>[28]</sup>. 为了进一步分析氢化触发  $\text{VO}_2(\text{B})/\text{LSMO}/\text{STO}(001)$  异质结的结构演化, 将  $\text{VO}_2(\text{B})/\text{LSMO}$  异质结氢化前后的 X 射线衍射 (XRD) 图谱进行对比, 如图 1(c) 所示. 从图 1(c) 中可以看出, 对应于亚稳态  $\text{VO}_2(\text{B})$  相 (003) 面的衍射峰 ( $44.18^\circ$ ) 和 LSMO 薄膜 (002) 面 ( $47.35^\circ$ ) 分别位于单晶衬底  $\text{STO}(002)$  面衍射峰的两侧. 这一结果表明: 钙钛矿结构的 STO 衬底与 LSMO 薄膜可以稳定亚稳态  $\text{VO}_2(\text{B})$  相的晶体结构, 并且所沉积的 LSMO 与  $\text{VO}_2(\text{B})$  薄膜均具有与 STO 衬底相同的  $c$  轴择优取向. 将  $\text{VO}_2/\text{LSMO}$  异质结在  $120^\circ\text{C}$  下氢化 1 h 后的 XRD 图谱与原始样品进行对比, 可以发现: 在低温氢化条件下,  $\text{VO}_2(\text{B})$  相 (003) 面的特征衍射峰从  $44.18^\circ$  左移至  $43.51^\circ$ , 而 LSMO 薄膜的特征衍射峰从  $47.35^\circ$  左移至  $47.14^\circ$ . 这一结果证实了氢离子的引入会引发  $\text{VO}_2/\text{LSMO}$  异质结沿面外方向的晶格膨胀, 且其仍保持母相的晶格结构. 氢离子掺杂诱导  $\text{VO}_2/\text{LSMO}$  异质结发生的拓扑转变可归因于掺入的氢离子易于占据氧化物薄膜晶格中的间隙位置而不受固溶度极限的制约, 可实现较高浓度的体相掺杂, 进而与晶格氧结合形成 O—H 弱键. 由于异质结面内方向的晶格受到外延 STO 衬底模板作用的约束, 因而氢化导致  $\text{VO}_2$  和 LSMO 薄膜的晶格主要沿面外方向发生膨胀.

为了深入地研究氢离子演化对  $\text{VO}_2(\text{B})/\text{LSMO}$  异质结电输运特性的调制作用, 我们对  $\text{VO}_2/\text{LSMO}$  异质结进行了不同温度的氢化处理, 其相应的阻温特性如图 1(d) 所示. 从图 1(d) 中可以看出, 原始  $\text{VO}_2(\text{B})/\text{LSMO}$  薄膜电阻率随着温度升高而增大, 这与典型半金属的电输运行为相一致. 这一结果表明: 由于 LSMO 薄膜较高电导率的半金属基态引发的分流效应,  $\text{VO}_2(\text{B})/\text{LSMO}$  异质结的电输运性质整体呈现半金属特性. 值得注意的是, 氢化可提高  $\text{VO}_2(\text{B})/\text{LSMO}$  异质结的电阻率, 并且氢化触发的电阻率调制随着氢化温度的升高而增大. 当氢化温度高于  $250^\circ\text{C}$  时, 氢化可触发  $\text{VO}_2(\text{B})/\text{LSMO}$  异质结发生半金属-绝缘体的电子相变, 伴随着室温电阻率高达 2 个数量级的变化. 然而, 氢化温度为  $250^\circ\text{C}$  时  $\text{VO}_2(\text{B})/\text{LSMO}$  异质结低温区的电阻率随温度的依赖关系并不明显, 这与氢离子掺杂可诱导顶层亚稳  $\text{VO}_2(\text{B})$  的金属化有关<sup>[25]</sup>. 考虑到氢化引发  $\text{VO}_2(\text{B})$  材料的金属化<sup>[25]</sup>, 因此氢化诱导

$\text{VO}_2(\text{B})/\text{LSMO}$  异质结发生半金属-绝缘体的电子相变主要源于氢化引发 LSMO 中的电子局域化效应, 也与二者间复杂的界面效应有关.  $\text{VO}_2(\text{B})/\text{LSMO}$  异质结中的氢致电子相变可归因为氢相关的电子掺杂过程对其电子能带结构的调制作用, 进而改变关联氧化物 d 轨道的电子占据和轨道构型.

除氢相关的电子相调制外, 氢离子的引入可通过操控关联氧化物中的磁相互作用和自旋构型, 进而实现对其磁学性能精准调控. 这与图 2 中所观察到氢化抑制  $\text{VO}_2(\text{B})/\text{LSMO}$  异质结的磁学特性相一致. 从图 2(a) 和图 2(b) 不同温度下的磁滞回线中可以看出: 在室温条件下, 随着氢化温度的升高,  $\text{VO}_2(\text{B})/\text{LSMO}$  异质结的铁磁性逐渐受到抑制, 饱和磁化强度明显下降, 进而表现出弱铁磁的行为. 当氢化温度达到  $250^\circ\text{C}$  时, 室温下  $\text{VO}_2(\text{B})/\text{LSMO}$  异质结的铁磁基态几乎被完全抑制, 由温度升高促进氢离子掺杂调控  $\text{VO}_2(\text{B})/\text{LSMO}$  异质结磁性的现象与图 1(d) 中的氢致电子相变对氢化温度的依赖关系相一致. 由于低温下热扰动效应对氧化物材料铁磁有序的干扰会明显减弱,  $\text{VO}_2(\text{B})/\text{LSMO}$  异质结在较低温度 10 K 下测量的饱和磁化强度与矫顽力均显著高于室温下的测量结果, 如图 2(b) 所示. 与室温磁滞回线的测试结果相同, 氢离子演化可显著地抑制低温下  $\text{VO}_2(\text{B})/\text{LSMO}$  异质结的铁磁基态. 值得注意的是, 随着氢化  $\text{VO}_2(\text{B})/\text{LSMO}$  异质结的饱和磁化强度被抑制, 其矫顽力随之明显增加, 这与异质结体系中反铁磁层  $\text{VO}_2(\text{B})$  与铁磁层 LSMO 间的界面耦合以及氢离子掺杂对铁磁层磁矩的钉扎作用有关, 且矫顽力的增加有助于构筑非易失磁电功能器件. 图 2(c) 则进一步表征了氢化  $\text{VO}_2(\text{B})/\text{LSMO}$  异质结在 5—300 K 的温度范围内磁化强度随温度的依赖关系曲线 ( $M-T$  曲线). 原始  $\text{VO}_2(\text{B})/\text{LSMO}$  异质结的居里温度约为 345 K, 与 Chen 等<sup>[29]</sup> 和 Zhang 等<sup>[30]</sup> 报道一致. 经  $120^\circ\text{C}$  氢化处理后,  $\text{VO}_2(\text{B})/\text{LSMO}$  异质结的磁化强度明显被抑制, 但其居里温度的变化相对较小. 进一步提升氢化温度至  $250^\circ\text{C}$  以上时,  $\text{VO}_2(\text{B})/\text{LSMO}$  异质结的磁性则明显减弱, 这一现象进一步由图 2(d) 中  $dM/dT-T$  曲线所证实. 这是由于氢离子的引入会抑制 LSMO 层中  $\text{Mn}^{3+}-\text{Mn}^{4+}$  的双交换相互作用, 进而抑制其铁磁基态所导致的. 考虑到  $\text{VO}_2/\text{LSMO}$  异质结由下层 LSMO 材料所主导的磁学性质可被氢离子掺杂所有效调控, 因而预期具有最小

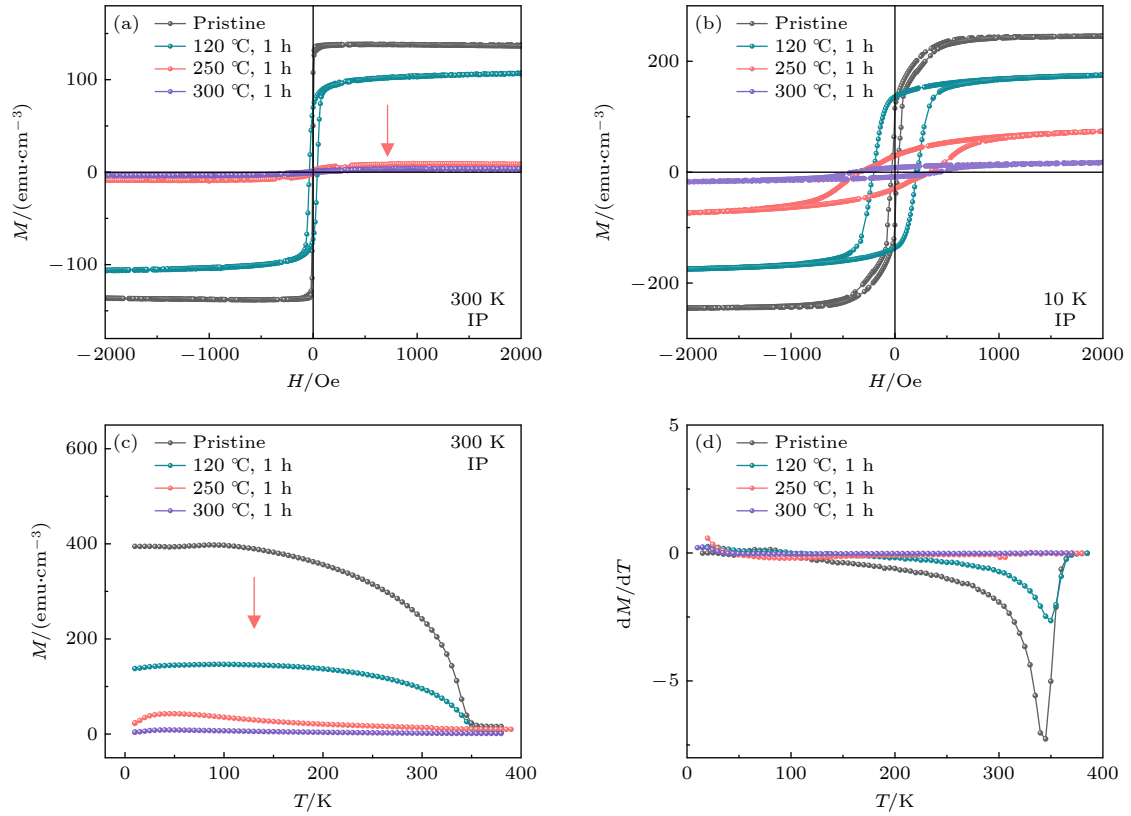


图2 氢离子掺杂调控 VO<sub>2</sub>(B)/LSMO 异质结的磁学特性 (a) 室温原始与氢化 VO<sub>2</sub>(B)/LSMO 异质结内磁滞回线的对比; (b) 在 10 K 下的原始与氢化 VO<sub>2</sub>(B)/LSMO 异质结的内磁滞回线对比; (c) 在 300 Oe 磁场下, VO<sub>2</sub>(B)/LSMO 异质结磁化强度随温度的变化关系图; (d) VO<sub>2</sub>(B)/LSMO 异质结的 dM/dT 随温度变化曲线

Fig. 2. Hydrogen-related magnetic phase transition in VO<sub>2</sub>(B)/LSMO heterostructure: (a) Comparing the in-plane magnetic hysteresis loops for the pristine and hydrogenated VO<sub>2</sub>(B)/LSMO heterostructure at room temperature; (b) comparing the in-plane magnetic hysteresis loops between the pristine and hydrogenated VO<sub>2</sub>(B)/LSMO heterostructure at 10 K; (c) temperature dependence of magnetization for VO<sub>2</sub>(B)/LSMO heterostructure under an external magnetic field of 300 Oe; (d) temperature dependence of dM/dT for the grown VO<sub>2</sub>(B)/LSMO heterostructure.

的离子半径和超高的移动率的氢离子掺杂为体效应, 可掺入上层 VO<sub>2</sub> 和下层 LSMO 薄膜中. 上述实验结果进一步揭示了基于氢化的手段可在 VO<sub>2</sub>(B)/LSMO 异质结中实现新型磁电耦合转变, 即从铁磁半金属基态到弱铁磁绝缘态的转变, 并且氢致磁电转变的调控效应会随着氢化温度的升高而增强, 在质子基多功能磁电器件中展现出可观的应用潜力.

不同于过渡金属元素的替代式掺杂, 氢离子具有最小的离子半径和超高的迁移率, 因而氢化是实现关联氧化物材料物性可逆调控的有效手段. 通过将氢化 VO<sub>2</sub>(B)/LSMO 异质结在氧气气氛中进行 300 °C 的高温退火处理, 其铁磁态的磁学性能可以重新出现, 证明氢化触发的磁性调控是可逆的, 如图 3(a) 所示. 与原始 VO<sub>2</sub>(B)/LSMO 异质结相比, 退氢化 VO<sub>2</sub>(B)/LSMO 异质结的饱和磁化强度相对较低, 这与残留在异质结深层的氢离子难以

通过短时间氧化退火完全去除有关. 氧化退火通过使氢离子脱离 VO<sub>2</sub>(B)/LSMO 异质结晶格的方式引发可逆的氢致相变, 但欲实现高度可逆性仍需高温长时间的氧化退火. 但在本体系中受限于 VO<sub>2</sub>(B) 材料本征的热力学亚稳状态和位于中间价态的四价钒离子而难以实现. 氢离子掺杂引发 VO<sub>2</sub>(B)/LSMO 异质结的可逆磁性调控与图 3(b) 中高度可逆的氢致电子相变相一致. 从图 3(b) 可以看出: 经过氧化性气氛高温退火处理后, VO<sub>2</sub>(B)/LSMO 异质结的电阻率显著下降, 氢化触发的电子局域化效应随之消失, 材料电阻率恢复至原始样品水平. 以上结果表明: 与替代式化学掺杂不同, 氢化触发关联氧化物材料体系的磁电转变高度可逆, 为构筑新型低功耗非易失关联电子器件提供了新方法. 为了进一步探索氢相关结构演化的可逆性, 我们表征了去氢化后 VO<sub>2</sub>(B)/LSMO 异质结的 XRD 图谱, 如图 3(c) 所示. 退氢化后 VO<sub>2</sub>(B)/LSMO 异质结的 XRD 图

谱中对应于 LSMO 的特征衍射峰趋向于恢复到原始状态, 证明其结构演化的可逆性. 然而, 对应于 VO<sub>2</sub>(B) 的特征衍射峰在退氢化后强度变弱, 很难分辨. 这与 VO<sub>2</sub>(B) 材料本身的热力学亚稳特性有关, 其在高温氧化性退火过程中部分氧化或分解.

为了进一步厘清氢化对 VO<sub>2</sub>(B)/LSMO 异质结电子结构的调控作用, 基于 XPS 和 sXAS 技术对氢化前后的样品进行系统的谱学表征, 如图 4 所示. 考虑到 XPS 和 sXAS 均是对薄膜样品表面高度敏感的谱学技术, 通常仅能收集到薄膜表面 10 nm

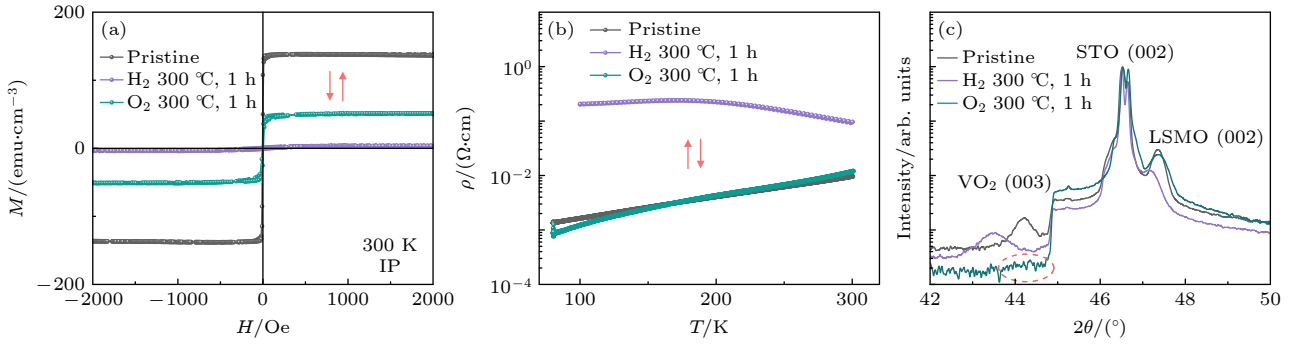


图 3 氢化触发 VO<sub>2</sub>(B)/LSMO 异质结可逆的磁电相变 (a) 氢化与去氢化 VO<sub>2</sub>(B)/LSMO 的磁滞回线对比; (b) 氢化与去氢化 VO<sub>2</sub>(B)/LSMO 的电阻率-温度 ( $\rho$ - $T$ ) 图对比; (c) 氢化与去氢化 VO<sub>2</sub>(B)/LSMO 的 XRD 图对比

Fig. 3. Reversible magnetoelectric transitions in VO<sub>2</sub>(B)/LSMO heterostructure: (a) Comparing the magnetic hysteresis loops for hydrogenated and dehydrogenated VO<sub>2</sub>(B)/LSMO heterostructure; (b) comparing the  $\rho$ - $T$  tendencies for hydrogenated and dehydrogenated VO<sub>2</sub>(B)/LSMO heterostructure; (c) comparing the XRD spectra for hydrogenated and dehydrogenated VO<sub>2</sub>(B)/LSMO heterostructure.

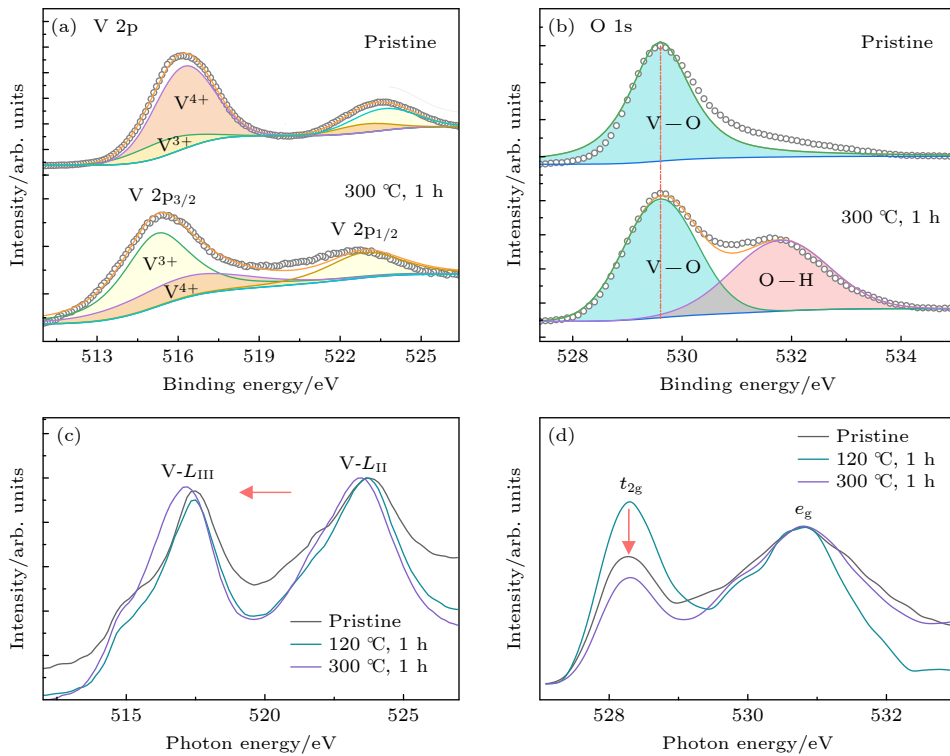


图 4 氢化对 VO<sub>2</sub>(B)/LSMO 异质结化学环境与电子结构的调制作用 (a), (b) 氢化前后 VO<sub>2</sub>(B)/LSMO 异质结的 X 射线光电子能谱 (XPS); (a) V-2p 核心能级; (b) O-1s 核心能级; (c), (d) 氢化前后 VO<sub>2</sub>(B)/LSMO 异质结的同步辐射软 X 射线吸收谱 (sXAS); (c) V-L 边; (d) O-K 边

Fig. 4. Hydrogen-triggered variations in the chemical environment and electronic structure of VO<sub>2</sub>(B)/LSMO heterostructures through hydrogenation: (a), (b) X-ray photoelectron spectroscopy (XPS) spectra of VO<sub>2</sub>(B)/LSMO heterostructures upon hydrogenation; (a) V-2p core-level spectra; (b) O-1s core-level spectra; (c), (d) Synchrotron-based soft X-ray absorption spectra (sXAS) for the grown VO<sub>2</sub>(B)/LSMO heterostructures through hydrogenation; (c) V-L edge spectra; (d) O-K edge spectra.

范围的样品信号, 因此我们主要分析 VO<sub>2</sub>(B)/LSMO 异质结中上层 VO<sub>2</sub>(B) 薄膜氢化前后化学环境和电子占据的变化. 从图 4(a) 的 V-2p 芯能级图谱中可以看出, 氢化诱导 VO<sub>2</sub>(B) 薄膜 V-2p 芯能级谱的结合能向低结合能方向移动, 表明氢化后钒元素的价态由+4 价逐渐向+3 价还原. 值得注意的是, 氢化后可在 VO<sub>2</sub>(B) 薄膜 O-1s 图谱 531.8 eV 处观察到对应于 O—H 相互作用的特征峰, 如图 4(b) 所示. 这与原始 VO<sub>2</sub>(B)/LSMO 异质结 O-1s 图谱中仅观察到位于约 530 eV 处对应于晶格氧 (V—O) 的特征峰不同, 进一步表明: 掺杂的氢离子倾向于与 VO<sub>2</sub>(B)/LSMO 异质结中的晶格氧结合而形成 O—H 弱键.

通过对氢化 VO<sub>2</sub>(B)/LSMO 异质结进行 sXAS 谱学表征, 进一步证实了氢离子掺杂对 VO<sub>2</sub>(B) 薄膜化学环境的调控作用. 图 4(c) 中 V-L<sub>III</sub> 和 V-L<sub>II</sub> 边的特征峰分别对应于 V 2p<sub>3/2</sub>→V 3d (约 517 eV) 和 V 2p<sub>1/2</sub>→V 3d (约 523 eV) 间的电子跃迁, 其特征峰值的移动可以有效地反映材料中钒元素的价态变化. 从图 4(c) 中可以看出, 氢化后 VO<sub>2</sub>(B) 薄膜 V-L<sub>III</sub> 和 V-L<sub>II</sub> 吸收峰均明显向低能量方向移

动, 表明钒的价态从 V<sup>4+</sup> 逐渐被还原到 V<sup>(4-δ)+</sup>. 这与上述 XPS 的谱学结果相一致, 证实了氢化会降低氧化物材料体系中过渡金属元素的价态. 由于 VO<sub>2</sub>(B) 材料中的 O-2p 轨道原本为空轨道、没有电子占据, 而 VO<sub>2</sub>(B) 中 V-3d 与 O-2p 轨道高度杂化, 因而 VO<sub>2</sub>(B) 中 O-K 边的特征双峰可分别有效反映出能量较低 t<sub>2g</sub> 和能量较高 e<sub>g</sub> 轨道的电子占据情况<sup>[31,32]</sup>. 从图 4(d) 中可以看出, 在 300 °C 氢化 1 h 后 VO<sub>2</sub>(B)/LSMO 异质结 O-K 边第一个特征峰的相对强度显著降低, 表明氢化引入的电子会优先占据在 VO<sub>2</sub>(B) 中低能量的 t<sub>2g</sub> 轨道. 然而, 120 °C 氢化样品第一个特征峰的相对强度出现异常升高, 这可能与氢化后费米能级的上移及样品表面状态有关, 值得进一步研究和分析. 这表明: 在 VO<sub>2</sub>(B)/LSMO 异质结体系中利用氢离子掺杂实现的可逆电子相变源于氢相关的电子掺杂对其电子轨道构型的调控作用.

基于上述谱学技术有助于进一步厘清氢化触发 VO<sub>2</sub>(B)/LSMO 异质结磁电相变的本征物理机制. 氢化触发 VO<sub>2</sub>(B)/LSMO 异质结发生电子相变的物理图像可归因为占据控制的莫特物理. 传统

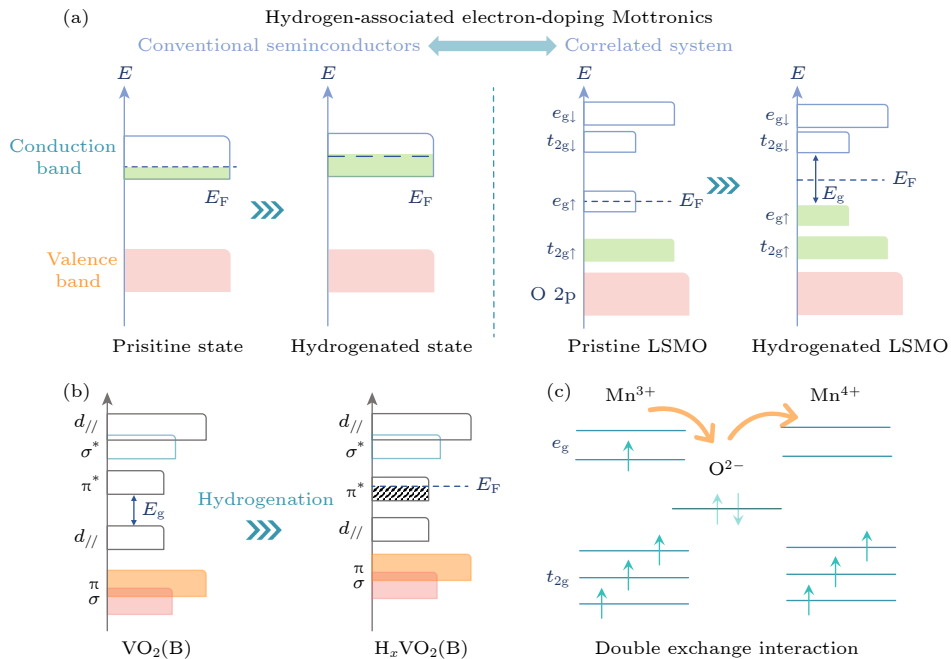


图 5 氢化诱导 VO<sub>2</sub>(B)/LSMO 磁电相变 (a) 传统半导体与关联材料氢致电子相变示意图; (b) 氢化调控 VO<sub>2</sub>(B) 电子轨道构型变化的示意图; (c) 氢化抑制 LSMO 中 Mn<sup>3+</sup>-Mn<sup>4+</sup> 双交换相互作用的示意图

Fig. 5. Hydrogenation-induced magnetoelectric transitions in VO<sub>2</sub>(B)/LSMO system: (a) Schematic diagram of comparing the hydrogen-induced electronic phase transitions in traditional semiconductors and correlated system; (b) illustration of hydrogen-triggered variations in the electronic orbital configuration of VO<sub>2</sub>(B); (c) schematic diagram of the suppression in Mn<sup>3+</sup>-Mn<sup>4+</sup> double-exchange interaction in LSMO.

上, 电子载流子掺杂主要通过改变经典半导体中的载流子浓度和费米能级 ( $E_F$ ) 而调控材料的电导率. 与之相反的是,  $\text{VO}_2(\text{B})$  和 LSMO 材料均属于典型的 d 轨道关联氧化物体系, 氢相关的电子掺杂可通过调制关联氧化物的电子关联效应而触发材料电输运特性发生突变, 如图 5(a) 所示. 氢化后 LSMO 材料基于  $\text{Mn}^{2+}(t_{2g}^3 e_g^2)$  的电子轨道构型中, 其  $e_g$  轨道已被电子占据, 进而对体系中的巡游电子产生库伦排斥作用, 触发电子局域化效应的形成 (图 5(b)), 这与氢化触发稀土镍酸盐材料的电子局域化效应相似<sup>[33]</sup>. 因此, 氢离子掺杂引入的电子占据在 LSMO 的  $e_g$  轨道, 触发电子巡游态的  $\text{Mn}^{3+}(t_{2g}^3 e_g^1)$  或  $\text{Mn}^{4+}(t_{2g}^3 e_g^0)$  基态与电子局域化的  $\text{Mn}^{2+}(t_{2g}^3 e_g^2)$  态间的可逆电子轨道重构, 触发氢致电子相变. 这也进一步证实, 氢离子掺杂对关联氧化物材料物性的调控是体相效应, 并非仅局限于调控上层  $\text{VO}_2(\text{B})$  的磁电输运行为. 与之相似的是, 氢相关的电子掺杂可占据在  $\text{VO}_2(\text{B})$  低能量的  $\pi^*$  轨道上, 进而调控材料的电子关联强度, 实现对其电子态演化的可控调制. 正如上述讨论的内容, 氢离子演化还可通过操控 LSMO 材料中  $\text{Mn}^{3+}$ - $\text{Mn}^{4+}$  离子间的双交换作用, 抑制 LSMO 材料的铁磁基态, 进而实现对其磁电输运特性的协同调控, 拓展氢相关的磁电相图 (图 5(c)). 氢离子掺杂诱导  $\text{VO}_2(\text{B})/\text{LSMO}$  异质结体系发生磁电转变的调制效果随氢化温度的升高而更为显著, 这归因于提升氢化温度有利于在  $\text{VO}_2(\text{B})/\text{LSMO}$  异质结晶格中引入更多的氢离子掺杂. 因此, 氢离子演化策略通过调控离子-电子-晶格自由度之间的关联、耦合与重构, 为合理设计关联体系中的新奇电子相与磁基态提供了可行的途径.

## 4 结 论

通过激光分子束外延法制备出具有高度择优取向的亚稳态  $\text{VO}_2(\text{B})/\text{LSMO}$  异质结, 基于氢离子演化实现对关联氧化物异质结磁电输运特性的协同调控, 拓展氢相关的磁电相图. 不同于替代式化学掺杂, 氢化通过引入离子功能调控自由度操控电荷-晶格-自旋-轨道间的关联耦合作用, 并突破固溶度极限的限制, 实现对关联体系磁电输运性质更高能量尺度的可逆物性调控. 氢离子掺杂引入的电子载流子占据 LSMO 的  $e_g$  轨道, 触发基于  $t_{2g}^3 e_g^2$  构型氢化电子局域态的形成; 与此同时, 氢离子与电

子自旋自由度的关联耦合作用抑制  $\text{Mn}^{3+}$ - $\text{Mn}^{4+}$  间的双交换相互作用, 诱导其发生铁磁-弱铁磁的磁性转变. 本工作为探索关联氧化物材料体系中的新奇电子相与磁基态提供了可行的途径, 为构筑质子基多功能磁电器件奠定了基础.

感谢山西师范大学许小红教授及周国伟副教授有益的讨论和实验的协助.

## 参考文献

- [1] Sun H L, Huo M W, Hu X W, Li J Y, Liu Z J, Han Y F, Tang L Y, Mao Z Q, Yang P T, Wang B S, Cheng J G, Yao D X, Zhang G M, Wang M 2023 *Nature* **621** 493
- [2] Pan G A, Segedin D F, LaBollita H, Song Q, Nica E M, Goodge B H, Pierce A T, Doyle S, Novakov S, Carrizales D C, N'Diaye A T, Shafer P, Paik H, Heron J T, Mason J A, Yacoby A, Kourkoutis L F, Erten O, Brooks C M, Botana A S, Mundy J A 2022 *Nat. Mater.* **21** 160
- [3] Li D F, Lee K, Wang B Y, Osada M, Crossley S, Lee H R, Cui Y, Hikita Y, Hwang H Y 2019 *Nature* **572** 624
- [4] Jeong J, Aetukuri N, Graf T, Schladt T D, Samant M G, Parkin S S 2013 *Science* **339** 1402
- [5] Lee D, Chung B, Shi Y, Kim G Y, Campbell N, Xue F, Song K, Choi S-Y, Podkaminer J P, Kim T H, Ryan P J, Kim J W, Paudel T R, Kang J H, Spinuzzi J W, Tenne D A, Tsymbal E Y, Rzechowski M S, Chen L Q, Lee J, Eom C B 2018 *Science* **362** 1037
- [6] del Valle J, Vargas N M, Rocco R, Salev P, Kalcheim Y, Lapa P N, Adda C, Lee M H, Wang P Y, Fratino L, Rozenberg M J, Schuller I K 2021 *Science* **373** 907
- [7] Zhou X C, Li H F 2024 *Acta Phys. Sin.* **73** 117102 (in Chinese) [周轩弛, 李海帆 2024 *物理学报* **73** 117102]
- [8] Nukala P, Ahmadi M, Wei Y, de Graaf S, Stylianidis E, Chakraborty T, Matzen S, Zandbergen H W, Björling A, Mannix D, Carbone D, Kooi B, Noheda B 2021 *Science* **372** 630
- [9] Wang L, Feng Q, Kim Y, Kim R, Lee K H, Pollard S D, Shin Y J, Zhou H, Peng W, Lee D, Meng W, Yang H, Han J H, Kim M, Lu Q, Noh T W 2018 *Nat. Mater.* **17** 1087
- [10] Yang Y, Wang P, Chen J, Zhang D, Pan C, Hu S, Wang T, Yue W, Chen C, Jiang W, Zhu L, Qiu X, Yao Y, Li Y, Wang W, Jiang Y 2024 *Nat. Commun.* **15** 8645
- [11] Shen J, Yao Q, Zeng Q, Sun H, Xi X, Wu G, Wang W, Shen B, Liu Q, Liu E 2020 *Phys. Rev. Lett.* **125** 086602
- [12] Liu L, Zhou C, Shu X, Li C, Zhao T, Lin W, Deng J, Xie Q, Chen S, Zhou J, Guo R, Wang H, Yu J, Shi S, Yang P, Pennycook S, Manchon A, Chen J 2021 *Nat. Nanotechnol.* **16** 277
- [13] Zhou X, Li H, Jiao Y, Zhou G, Ji H, Jiang Y, Xu X 2024 *Adv. Funct. Mater.* **34** 2316536
- [14] Zhang H T, Park T J, Islam A, Tran D S J, Manna S, Wang Q, Mondal S, Yu H M, Banik S, Cheng S B, Zhou H, Gamage S, Mahapatra S, Zhu Y M, Abate Y, Jiang N, Sankaranarayanan S, Sengupta A, Teuscher C, Ramanathan S 2022 *Science* **375** 533
- [15] Deng S, Yu H, Park T J, Islam A N M N, Manna S, Pofelski A, Wang Q, Zhu Y, Sankaranarayanan S K R S, Sengupta A,

- Ramanathan S 2023 *Sci. Adv.* **9** eade4838
- [16] Lu N, Zhang Z, Wang Y, Li H B, Qiao S, Zhao B, He Q, Lu S, Li C, Wu Y, Zhu M, Lyu X, Chen X, Li Z, Wang M, Zhang J, Tsang S C, Guo J, Yang S, Zhang J, Deng K, Zhang D, Ma J, Ren J, Wu Y, Zhu J, Zhou S, Tokura Y, Nan C-W, Wu J, Yu P 2022 *Nat. Energy* **7** 1208
- [17] Chen S, Wang Z W, Ren H, Chen Y L, Yan W S, Wang C M, Li B W, Jiang J, Zou C W 2019 *Sci. Adv.* **5** eaav6815
- [18] Zhou X, Li H, Meng F, Mao W, Wang J, Jiang Y, Fukutani K, Wilde M, Fugetsu B, Sakata I, Chen N, Chen J 2022 *J. Phys. Chem. Lett.* **13** 8078
- [19] Zhou X C, Mao W, Cui Y C, Zhang H, Liu Q, Nie K Q, Xu X G, Jiang Y, Chen N F, Chen J K 2023 *Adv. Funct. Mater.* **33** 2303416
- [20] Yoon H, Choi M, Lim T W, Kwon H, Ihm K, Kim J K, Choi S Y, Son J 2016 *Nat. Mater.* **15** 1113
- [21] Shi J, Zhou Y, Ramanathan S 2014 *Nat. Commun.* **5** 4860
- [22] Zhou X C, Jiao Y J 2024 *Acta Phys. Sin.* **73** 197102 (in Chinese) [周轩弛, 焦勇杰 2024 物理学报 **73** 197102]
- [23] Lu N P, Zhang P F, Zhang Q H, Qiao R M, He Q, Li H B, Wang Y J, Guo J W, Zhang D, Duan Z, Li Z L, Wang M, Yang S Z, Yan M Z, Arenholz E, Zhou S Y, Yang W L, Gu L, Nan C W, Wu J, Tokura Y, Yu P 2017 *Nature* **546** 124
- [24] Wang Y, Wang J J, Zhang W W, Chao F Y, Li J H, Kong Q H, Qiao F, Zhang L, Huang M, An Q Y 2024 *Adv. Funct. Mater.* **34** 2314761
- [25] Zhou X, Jiao Y, Lu W, Guo J, Yao X, Ji J, Zhou G, Ji H, Yuan Z, Xu X 2025 *Adv. Sci.* **12** 2414991
- [26] Cao L, Petravic O, Zakalek P, Weber A, Rütcker U, Schubert J, Koutsoubas A, Mattauch S, Brückel T 2019 *Adv. Mater.* **31** 1806183
- [27] Chen A, Bi Z, Zhang W, Jian J, Jia Q, Wang H 2014 *Appl. Phys. Lett.* **104** 071909
- [28] Chen S, Wang Z W, Fan L L, Chen Y L, Ren H, Ji H, Natelson D, Huang Y Y, Jiang J, Zou C W 2017 *Phys. Rev. B* **96** 125130
- [29] Chen H, Zhou G, Ji H, Qin Q, Shi S, Shen Q, Yao P, Cao Y, Chen J, Liu Y, Wang H, Lin W, Yang Y, Jia J, Xu X, Chen J, Liu L 2024 *Adv. Funct. Mater.* **34** 2403107
- [30] Zhang B, Yang P, Ding J, Chen J, Chow G M 2023 *Adv. Sci.* **10** 2203933
- [31] Pofelski A, Jia H, Deng S, Yu H, Park T J, Manna S, Chan M K Y, Sankaranarayanan S K R S, Ramanathan S, Zhu Y 2024 *Nano Lett.* **24** 1974
- [32] Li B, Hu M, Ren H, Hu C, Li L, Zhang G, Jiang J, Zou C 2020 *J. Phys. Chem. Lett.* **11** 10045
- [33] Zhang Z, Schwanz D, Narayanan B, Kotiuga M, Dura J A, Cherukara M, Zhou H, Freeland J W, Li J R, Sutarto R, He F Z, Wu C Z, Zhu J X, Sun Y F, Ramadoss K, Nonnenmann S S, Yu N F, Comin R, Rabe K M, Sankaranarayanan S, Ramanathan S 2018 *Nature* **553** 68

SPECIAL TOPIC—Applied magnetism

# Hydrogen ion regulation of magnetoelectric transport properties in correlated oxide heterojunctions\*

ZHOU Xuanchi<sup>1)2)†</sup> JI Jiahui<sup>1)</sup> YAO Xiaohui<sup>1)</sup>

1) (*Key Laboratory of Magnetic Molecules and Magnetic Information Materials of Ministry of Education, School of Materials Science and Engineering, 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 5 September 2025; revised manuscript received 28 September 2025 )

## Abstract

Hydrogenation or protonation provides a feasible pathway for exploring exotic physical functionality and phenomena within correlated oxide system through introducing an ion degree of freedom. This breakthrough provides great potential for enhancing the application of multidisciplinary equipment in the fields of artificial intelligence, related electronics and energy conversions. Unlike traditional substitutional chemical doping, hydrogenation enables the controllable and reversible control over the charge-lattice-spin-orbital coupling and magnetoelectric states in correlated system, without being constrained by the solid-solution limits. Our findings identify proton evolution as a powerful tuning knob to cooperatively regulate the magnetoelectric transport properties in correlated oxide heterojunction, specifically in metastable  $\text{VO}_2(\text{B})/\text{La}_{0.7}\text{Sr}_{0.3}\text{MnO}_3$  (LSMO) systems grown via laser molecular beam epitaxy (LMBE). Upon hydrogenation, correlated  $\text{VO}_2(\text{B})/\text{LSMO}$  heterojunction undergoes a reversible magnetoelectric phase transition from a ferromagnetic half-metallic state to a weakly ferromagnetic insulating state. This transition is accompanied by a pronounced out-of-plane lattice expansion due to the incorporation of protons and the formation of O—H bonds, as confirmed by X-ray diffraction (XRD). Proton evolution extensively suppresses both the electrical conductivity and ferromagnetic order in the pristine  $\text{VO}_2(\text{B})/\text{LSMO}$  system. Remarkably, these properties recover through dehydrogenation via annealing in an oxygen-rich atmosphere, underscoring the high reversibility of hydrogen-induced magnetoelectric transitions. Spectroscopic analyses, including X-ray photoelectron spectroscopy (XPS) and synchrotron-based soft X-ray absorption spectroscopy (sXAS), provide further insights into the physical origin underlying the hydrogen-mediated magnetoelectric transitions. Hydrogen-related band filling in the  $d$ -orbital of correlated oxides accounts for the electron localization in  $\text{VO}_2(\text{B})/\text{LSMO}$  heterostructure through hydrogenation, while the suppression of the  $\text{Mn}^{3+}$ - $\text{Mn}^{4+}$  double exchange leads to the magnetic transitions. This work not only expands the hydrogen-related phase diagram for correlated oxide system but also establishes a versatile pathway for designing exotic magnetoelectric functionalities via ionic evolution, which has great potential for developing protonic devices.

**Keywords:** magnetic modulation, magnetoelectric phase transition, correlated oxides, ionic evolution

**PACS:** 75.70.Cn, 71.27.+a, 71.30.+h, 85.75.-d

**DOI:** [10.7498/aps.74.20251210](https://doi.org/10.7498/aps.74.20251210)

**CSTR:** [32037.14.aps.74.20251210](https://cstr.cn/32037.14.aps.74.20251210)

\* Project supported by the National Natural Science Foundation of China (Grant No. 52401240), the Fundamental Research Program of Shanxi Province, China (Grant No. 2024030212123), and the Scientific and Technological Innovation Programs of Higher Education Institutions in Shanxi Province, China (Grant No. 2024L145).

† Corresponding author. E-mail: [xuanchizhou@sxnu.edu.cn](mailto:xuanchizhou@sxnu.edu.cn)



## 关联氧化物异质结磁电输运性质的氢离子调控

周轩弛 冀佳慧 姚晓辉

### Hydrogen ion regulation of magnetoelectric transport properties in correlated oxide heterojunctions

ZHOU Xuanchi JI Jiahui YAO Xiaohui

引用信息 Citation: *Acta Physica Sinica*, 74, 237502 (2025) DOI: 10.7498/aps.74.20251210

CSTR: 32037.14.aps.74.20251210

在线阅读 View online: <https://doi.org/10.7498/aps.74.20251210>

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

---

## 您可能感兴趣的其他文章

### Articles you may be interested in

#### 强关联电子相变氧化物材料及多场调控

Research on the electronic phase transitions in strongly correlated oxides and multi-field regulation

物理学报. 2024, 73(11): 117102 <https://doi.org/10.7498/aps.73.20240289>

#### 外场对拓扑相变氧化物薄膜物性的调控研究进展

Research progress of control of physical properties of topological phase change oxide films by external field

物理学报. 2023, 72(9): 096801 <https://doi.org/10.7498/aps.72.20222266>

#### 钴氧化物中晶格与自旋的关联耦合效应研究

Strong spin-lattice entanglement in cobaltites

物理学报. 2023, 72(9): 097502 <https://doi.org/10.7498/aps.72.20230206>

#### 钠离子层状氧化物材料相变及其对性能的影响

Phase transitions of Na-ion layered oxide materials and their influence on properties

物理学报. 2022, 71(10): 108801 <https://doi.org/10.7498/aps.71.20220291>

#### 二维CrI<sub>3</sub>晶体的磁性测量与调控

Probe and manipulation of magnetism of two-dimensional CrI<sub>3</sub> crystal

物理学报. 2021, 70(12): 127504 <https://doi.org/10.7498/aps.70.20202197>

#### 氧化物异质界面上的准二维超导

Quasi-two-dimensional superconductivity at oxide heterostructures

物理学报. 2023, 72(9): 097401 <https://doi.org/10.7498/aps.72.20230044>