

热压处理对 $\text{Nd}_{0.7}\text{Sr}_{0.3}\text{MnO}_3$ 陶瓷磁电输运影响*陈顺生¹⁾²⁾ 杨昌平^{1)†} 阚芝兰¹⁾ Medvedeva I V³⁾ Marchenkov S³⁾

1) (湖北大学物理学与电子技术学院, 武汉 430062)

2) (黄石理工学院数理学院, 黄石 435003)

3) (Institute of Metal Physics, Ural Division of the Russian Academy of Sciences, Ekaterinburg 620219, Russia)

(2012年2月7日收到; 2012年3月14日收到修改稿)

在温度 1273 K、压强 9 GPa 条件下对固相烧结 $\text{Nd}_{0.7}\text{Sr}_{0.3}\text{MnO}_3$ 陶瓷样品进行热压处理. 结果发现, 处理后样品的晶体结构和空间群没有改变, 但晶胞参数和结构参数, 特别是样品的显微结构发生了很大变化. 这些变化对样品的磁电输运产生显著影响: 在磁性上, 热压样品的低温饱和磁矩减小并出现磁矩排列弥散特点; 在电输运方面, 当负载电流小于 1.5 mA 时, 与烧结样品一样, 热压样品不产生电致电阻 (ER) 效应, 并在金属-绝缘体转变点出现最大磁电阻 (MR). 但在低温下, 热压样品仍有较大 MR 值. 当负载电流超过 1.5 mA 时, 热压样品原 $R-T$ 曲线中的电阻峰替变为电阻平台, 且随负载电流增大, 平台逐渐宽化, 阻值减小, 出现 ER 行为. 有趣的是, 在外磁场作用下, 电阻平台随外场增大逐渐变窄、消失并又演变为一电阻峰. 这些奇特的输运行为除与热压处理导致样品晶粒绝缘化有关外, 可能还与热压导致粒间相的形成有关.

关键词: 热压处理, 粒间相, 锰氧化物, 电致电阻

PACS: 62.50.-p, 81.40.Vw, 75.47.Gk, 72.20.-i

1 引言

钙钛矿结构锰氧化物 $A_{1-x}B_x\text{MnO}_3$ (A , 稀土金属; B , 碱土金属, x , 掺杂浓度) 本质上是一强关联电子体系. 该体系存在多种相互作用, 包括双交换 (DE)、Jahn-Teller (JT) 及自旋之间的反铁磁耦合超交换 (SE) 等, 这些相互作用之间的竞争导致其电子态极易受外场推动而产生多种奇异电子态和奇特磁电输运^[1-6]. 例如, 通过等径离子掺杂, 可以明显改变载流子类型和浓度以及 A/B 位离子平均半径, 从而改变晶格内应力而影响 MnO_6 八面体结构, 使晶格偏离理想的立方对称, 诱发 JT 效应^[7], 从而产生奇异输运行为. 此外, 热压方法也可以通过外应力来调整 $\text{Mn}-\text{O}-\text{Mn}$ 键角和 $\text{Mn}-\text{O}$ 键长, 有效压缩 MnO_6 八面体, 从而改变 Mn^{3+} 3d 单电子能带宽度, 影响 e_g 电子的跳跃动能, 进而影响材

料的输运性质^[8]. 两种方法相比, 掺杂是一种常用方法, 但由于掺杂过程容易引入其他化学杂质, 所以, 相对而言, 热压方法是一种较“干净”方法而深受研究者青睐^[9-17]. 作为合成新材料和探索材料性能的一种有效手段, 热压处理能够在一种极端物理条件下, 改变物质原子间距和原子壳层状态, 特别地, 它还可以有效地改变固体材料中起主导作用的界面缺陷状态, 产生一些完全不同于材料内禀属性的非本征行为. 在锰氧化物热压处理的报道中, 多数实验表明, 在低压力范围 (< 2 GPa), 外压压缩晶胞, 使之趋于立方结构, 并增大 $\text{Mn}-\text{O}-\text{Mn}$ 键角, 提高电子跳跃动能, 增强 DE 作用, 从而提高 e_g 电子电导, 致使 T_{MI} 升高^[18,19]. 但在较高压范围 (> 2 GPa), 锰氧化物的输运特性与低压条件有很大不同. 在较高外压作用下, 晶体中电荷-晶格间的作用加强, 并引起 MnO_6 八面体强烈扭曲和倾斜或变形, 致使长程静态/动态 JT 效应增强, DE 作

* 国家自然科学基金 (批准号: 11074067, 11174073) 和教育部新世纪优秀人才支持计划 (批准号: NCET-08-0674) 资助的课题.

† E-mail: cpyang@hubu.edu.cn

用减弱,从而抑制 e_g 电子的导电能力,降低 $T_{MI}^{[20]}$. 除此之外,热压方法还能导致样品显微结构发生明显改变,材料缺陷浓度提高,界面效应增强,致使电输运行为变得更为复杂. 一些实验^[21-23]表明,由于界面与块体晶粒的化学成分和电子结构存在差异,两者具有不同费米面而形成空间电荷层,并且由于界面处的缺陷充当载流子“陷阱”,从而主导材料的磁电输运行为,并使之复杂化.

在锰氧化物的热压研究中,关于热压导致样品显微结构变化而影响输运特性的报道很少. 本工作中,我们对固相烧结的 $Nd_{0.7}Sr_{0.3}MnO_3$ 陶瓷样品进行热压处理,并探讨了其磁电输运行为. 结果发现,热压处理前后样品的晶体结构和空间群没有改变,但其晶胞参数和结构参数,特别是显微结构却有很大变化. 由热压导致粒间相的形成和 MnO_6 八面体严重畸变致使样品出现绝缘化行为是热压样品出现奇异电磁输运的主要原因.

2 实验方法

$Nd_{0.7}Sr_{0.3}MnO_3$ 陶瓷样品先经固相烧结合成,其固相烧结工艺见前期工作^[24-26],后经 1273 K 高温和 9 GPa 的高压处理,并在此条件下保温保压 100 s,然后在 10 min 内将其从 1273 K 缓慢降到液氮温度 77 K,并逐渐泄压得到. 实验所使用的热压仪器由俄罗斯科学院金属物理研究所提供,仪器能达到的温度范围 77—1450 K,压强范围 0—10 GPa. 使用的液压油是日本生产的达芙妮润滑油 (Daphne oil 7373),传输导线采用金线,用 Pt-PtRh 热电偶监控实验温度. 用 X 射线衍射仪 (XRD, STADI-P STOE 型, Cr-K (α_1) 辐射) 检测热压前、后样品晶体结构和相纯度. 用扫描电子显微镜 SEM 观察热压前、后样品显微结构和颗粒尺寸变化. 用振动样品磁强计 (VSM) 测量样品磁性. 用霍尔效应分析仪 HL5500PC Hall (英国 Accent Optical) 测量热压前、后样品的载流子浓度. 用银胶做电极,铜线作导线,采用四引线法测量样品热压前、后的输运特性,温度测量范围 15—300 K.

3 结果和讨论

图 1 是固相烧结后经热压处理的 $Nd_{0.7}Sr_{0.3}MnO_3$ 样品 (简称 HPT) XRD 图谱,作为比较,我们

也给出热压前固相烧结 $Nd_{0.7}Sr_{0.3}MnO_3$ 样品 (简称 SSR) XRD 图谱. 从图 1 可以看出, HPT 样品与热压前的 SSR 样品具有相同的正交钙钛矿结构和 $Pnma$ 空间群,在实验精度内也没有发现其他杂相. 说明热压处理没有导致样品结构和空间群发生变化,也没有引入和诱生第二相. 但热压处理可较明显的改变样品的晶胞参数和结构参数,如表 1 所示,在晶胞参数方面,可以看出, HPT 样品沿 a 方向几乎没有变化,但沿 b 和 c 方向变化较大;在结构参数上,与 SSR 样品相比, HPT 样品 Mn—O(1) 键长和 Mn—O(2)—Mn 键角增大,而 Mn—O(1)—Mn 键角和 Mn—O(2) 键长减小,这些变化表明 HPT 样品局部发生强烈扭曲和畸变. 值得提出的是, HPT 样品结构参数上的变化与文献 [11] 报道的结果完全相反,这可能与两种物质的晶体结构和热压处理条件差异有关.

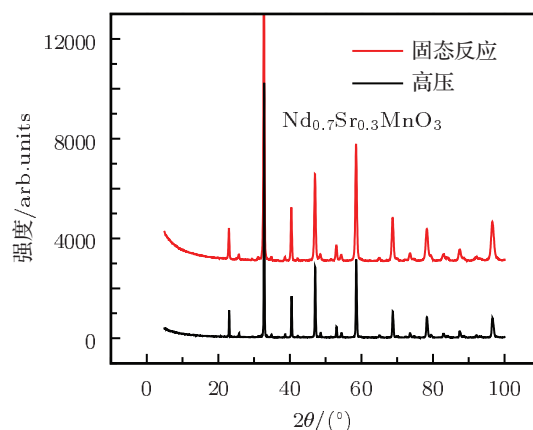


图 1 SSR(红色)和 HPT(黑色)样品 XRD

热压处理除对样品的结构参数造成影响外,还对样品显微结构有很大影响. 如图 2 SEM 结果所示,对于直接烧结的 SSR 样品,无论是样品表面还是内部,颗粒和颗粒之间都存在很多孔隙和空穴,且均匀分布,这是样品在烧结过程中由于晶粒生长和移动不均匀所形成. 与样品的表面形貌相比, SSR 样品内部颗粒与颗粒间的排列更为紧致,还是存在相当多的空隙均匀分布其中 (图 2(b)). 另外,对 SSR 样品,颗粒和颗粒间的界面清晰,颗粒形状也较为规则均一,颗粒尺寸约 2—3 μm ,如图 2(a)和 (b)所示. 然而,对于热压处理后的 HPT 样品,无论是其表面还是样品内部均发生了很大变化,如图 2(c)和 (d)所示. 在热压条件下,样品表面表现出凹凸不平,表面颗粒也发生变形,小颗粒被压得

更小,大颗粒则被碎裂成许多小颗粒,颗粒的尺寸分布变宽,从 0.15—3 μm 不等.原来 SSR 中的空隙被更小的颗粒填补,致使 HTP 样品变得更为致密.在 HTP 样品的内部,被压碎的小颗粒通过原先的空隙渗透到块体内部,形成粒间相.因此,除看到一些较大颗粒外,很多的小颗粒被挤压在大颗粒之间,说明热压处理不仅使样品表面形貌发生了改变,而且还导致了样品内部粒间相形成.由热压处理引起

样品物理参数的改变见表 2. 可以看到,热压处理使样品的致密度明显提高,热压前的 SSR 样品其密度为 5.07 g/cm^3 ,而热压后,其密度达到 6.11 g/cm^3 ,更加接近理论值 6.61 g/cm^3 ,热压样品密度上的变化与 SEM 反映的结果相一致.另外,热压前后样品的载流子浓度变化不大,数量级相同,说明热压处理对晶体结构相同的同种化合物载流子浓度影响不大.

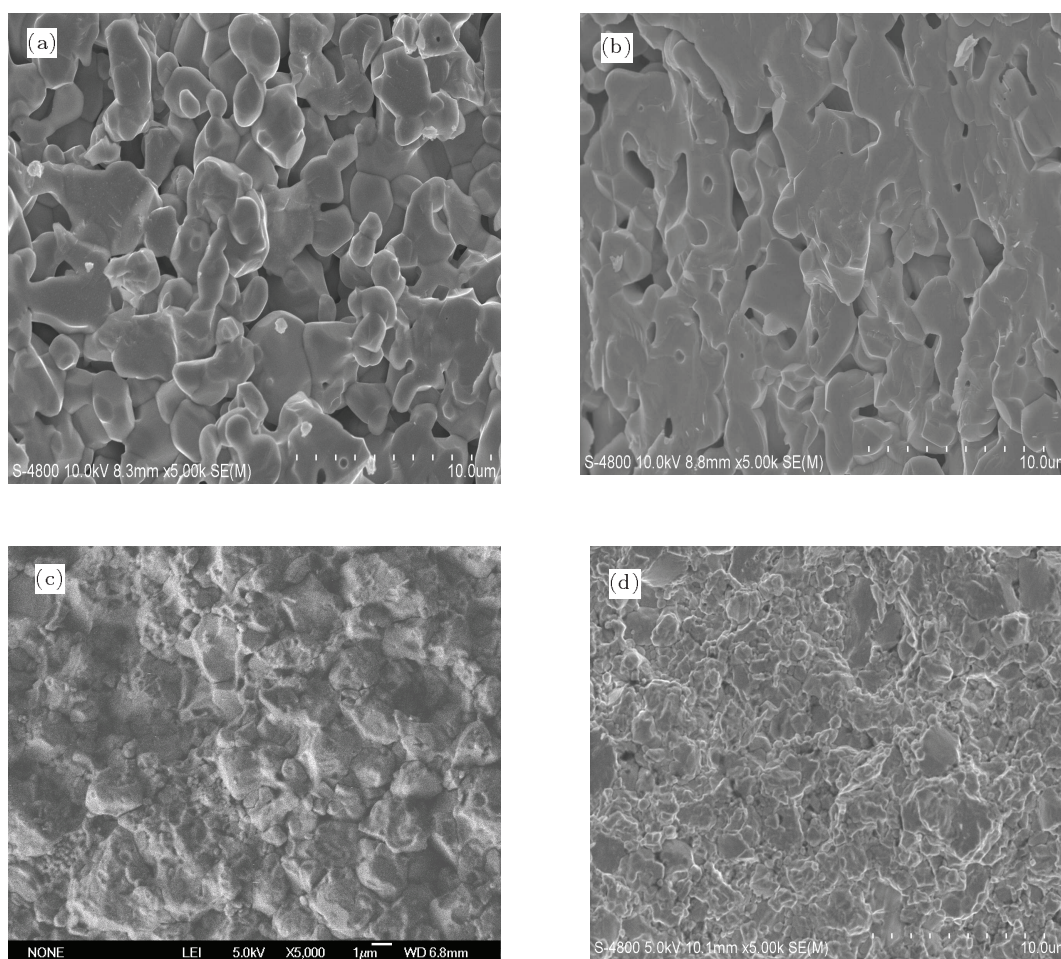


图 2 固相烧结的 SSR 样品 ((a) 表面; (b) 横截面) 和热压处理的 HTP 样品 ((c) 表面; (d) 横截面) 的 SEM 图

表 1 固相烧结样品 SSR 和热压处理样品 HTP 的晶胞参数和结构参数

样品	晶胞参数/ \AA				MnO_6 的参数/ \AA°				
	<i>a</i>	<i>b</i>	<i>c</i>	<i>V</i>	Mn—O(1)	Mn—O(2)	Mn—O(2)	Mn—O(1)—Mn	Mn—O(2)—Mn
SSR	5.4661	7.7116	5.4680	230.66	1.97(1)	1.90(7)	2.02(8)	156.5(33)	161.0(20)
HTP	5.4668	7.7102	5.4709	230.69	2.01(1)	1.89(7)	2.01(7)	147.4(23)	165.8(16)

热压处理对样品的磁性也有很大影响. 图 3 是 SSR 样品和热压处理的 HPT 样品磁温曲线 ($M-T$), 通过比较, 很容易看到两点差别: 一是对于烧结的 SSR 样品, 其低温饱和磁化强度随温度升高出现急剧下降的特点, 样品的居里温度 (T_C) 也很容易从曲线最大斜率的拟合得到, 其值为 223 K, 与我们之前的工作相一致. 而对于 HPT 样品, 其饱和磁化强度随温度升高出现缓慢下降的特点, 并且其下降过程明显出现宽化 (如图 3), 说明热压样品的磁矩排列出现弥散特征. 对于固相烧结的化学计量 $\text{Nd}_{0.7}\text{Sr}_{0.3}\text{MnO}_3$ 陶瓷, 其界面效应较弱, 且磁性均一, 在外磁场作用下, 每部分磁畴都随外场一致变化, 所以在 T_C 附近出现明显的磁性变化. 而对于 HPT 样品则有

很大不同. 由于热压处理导致样品晶粒比例减少, 界面增多, 界面效应增强, 界面中原子占位和磁矩无序度增大, 因此, 热压样品出现磁弥散现象 [27,28].

第二点差别是相对于 $\text{Nd}_{0.7}\text{Sr}_{0.3}\text{MnO}_3$ 单晶而言 [29], 样品 SSR 和 HPT 的低温饱和磁矩都小了很多, 在 1000 Oe 的测量磁场下, 前者的饱和磁矩为 42 emu/g, 而后者的饱和磁矩更小, 在相同的测量磁场下其值不超过 30 emu/g. 在以前的热压研究中, 因外压导致样品出现磁相变的报道很多, 但因外压原因导致样品出现磁结构弥散现象的很少, 磁弥散现象可能与我们特定的热压处理导致粒间相的形成以及粒间相可能具有的自旋玻璃态和反铁磁等磁特性有关.

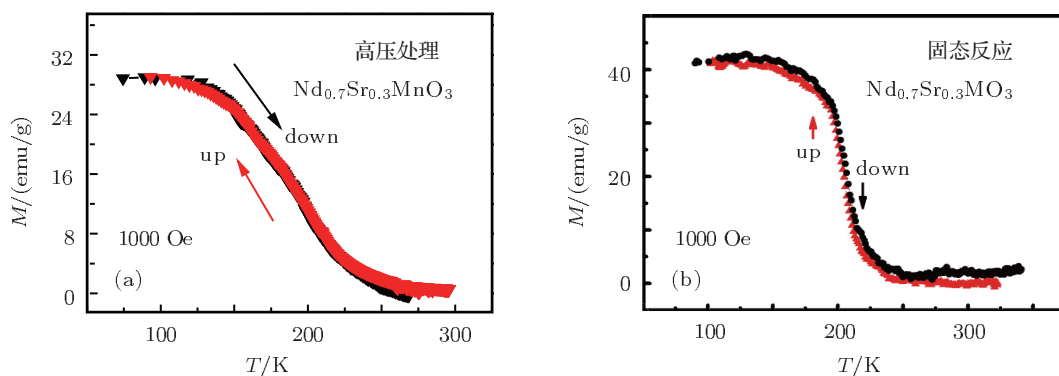


图 3 HPT 样品 (a) 和 SSR 样品 (b) 的 $M-T$ 曲线, 测量磁场 1000 Oe

表 2 SSR 和 HPT 样品的物理参数

$\text{Nd}_{0.7}\text{Sr}_{0.3}\text{MnO}_3$	密度/(g/cm^3)	载流子浓度/ cm^{-3}	颗粒尺寸/ μm
SSR	5.02	6.6×10^{20}	2—3
HPT	6.11	3.7×10^{20}	0.15—3

由于电阻率是材料显微结构敏感物理量, 所以热压处理除对样品磁性有影响外, 对样品电输运行为也有明显影响. 图 4 是在不同电场下, SSR 样品和 HPT 样品电阻率随温度变化的曲线. 对于前者, 电阻率很小, 在 $T_{\text{MI}} = 223 \text{ K}$ 附近达最大值 $0.06 \Omega/\text{cm}$, 而且, 随负载电流的增加, 电阻峰略有低移, 而峰值电阻几乎不变, 即没有 ER 效应发生 [30—32]. 相比于 SSR 样品, HPT 样品电阻率大 4 个数量级, 在 T_{MI} 附近其值超过了 $700 \Omega/\text{cm}$. 热压处理后样品的电阻率显著增大的原因除与热压

导致样品 MnO_6 八面体发生畸变而出现样品绝缘化行为有关外, 还与样品显微结构的变化如颗粒变小, 界面效应增强等非均匀因素的产生有关. 在固体材料中, 材料的电阻率源于载流子在电场作用下的定向移动, 其值除与晶格热振动 (声子) 和杂质离子的散射有关外, 还与固体材料的均匀性如显微结构, 电荷分布等因素有关, 这在以前的报道中已详述 [21,23,24,33]. 另外, HPT 样品的 T_{MI} 值为 120 K, 明显低于 SSR 样品的 223 K, 而且, 在 T_{MI} 处, HPT 样品的电阻峰也不像 SSR 样品那么陡峭, 而是表现

出较为宽化的特点. 值得指出的是, HPT 样品对负载电场的大小有不同响应: 当负载低于 1.5 mA 的不同小电场时, 与 SSR 样品一样, 随负载电流的增大, 峰位出现低移而峰值几乎不变, 不发生 ER 行为, 如图 4(b) 所示. 但在低温 25 K 以下, 样品电阻率随温度下降而出现反常的上升. 产生这种行为的原因则可能与热压导致的粒间相在低温下的绝缘特性有关. 对由大颗粒和小颗粒 (粒间相) 组成的两相 HPT 样品, 在温度低于 T_C 时, 晶粒的铁磁金属相渗透在反铁磁绝缘相中并起主导作用, 而对由铁磁金属相和反铁磁绝缘相/自旋玻璃态组成的粒间相而言, 在居里点以下, 由于磁无序、结构无序等原因仍处于反铁磁绝缘态, 并形成绝缘势垒, 因此, 电子的输运特性整体表现为绝缘体行为. 这与 Cui 等所提出的高压作用致使材料出现绝缘化行为并导致电阻峰宽化的观点相一致 [34]. 然而, 当负载电场大于 1.5 mA 时, 原来电阻峰消失, 取而代之的是一个电阻平台. 该电阻平台不随温度变化, 但随负载电场的进一步增大, 电阻平台逐渐

变宽, 阻值减小, 出现 ER 效应, 如图 4(c) 所示. 不难计算, 当负载电流从 1.8 mA 增加到 5 mA 时, 最大 ER 值达 200% ($ER = (\rho_{\text{高}} - \rho_{\text{低}})/\rho_{\text{低}} \times 100\%$, $\rho_{\text{高}}, \rho_{\text{低}}$ 分别是低、高电场下的电阻率). ER 效应是指材料的电阻率随负载电场的增大而减小的行为. 为解释其物理机制, 目前提出的物理模型主要包括: 电荷有序绝缘态融化机制 [35]、局域电流磁场机制 [36]、自旋注入机制 [37]、电场晶格耦合机制 [38] 和分离渗流机制 [39], 然而, 这些模型和机制都只能部分地说明 ER 效应, 对 ER 起源的认识尚存在分歧. 在以前对氧欠缺 $\text{Nd}_{0.67}\text{Sr}_{0.33}\text{MnO}_{3-y}$ 的研究中, 我们曾指出, 氧欠缺是导致样品晶界出现绝缘性行为而形成势垒的主要原因, 外载电场可降低势垒高度而增大电导, 从而出现 ER 效应 [31]; 在对球磨合成的 $\text{Nd}_{0.7}\text{Sr}_{0.3}\text{MnO}_3$ 研究中也我们也发现了与样品显微结构密切相关的 ER 行为 [33]; 通过对 $\text{Nd}_{0.7}\text{Sr}_{0.3}\text{MnO}_3$ 陶瓷与金属电极间界面的研究, 我们同样观察到 ER 行为, 并认为导致这种界面相关 ER 的主要原因是界面处空间电荷区在外电场下

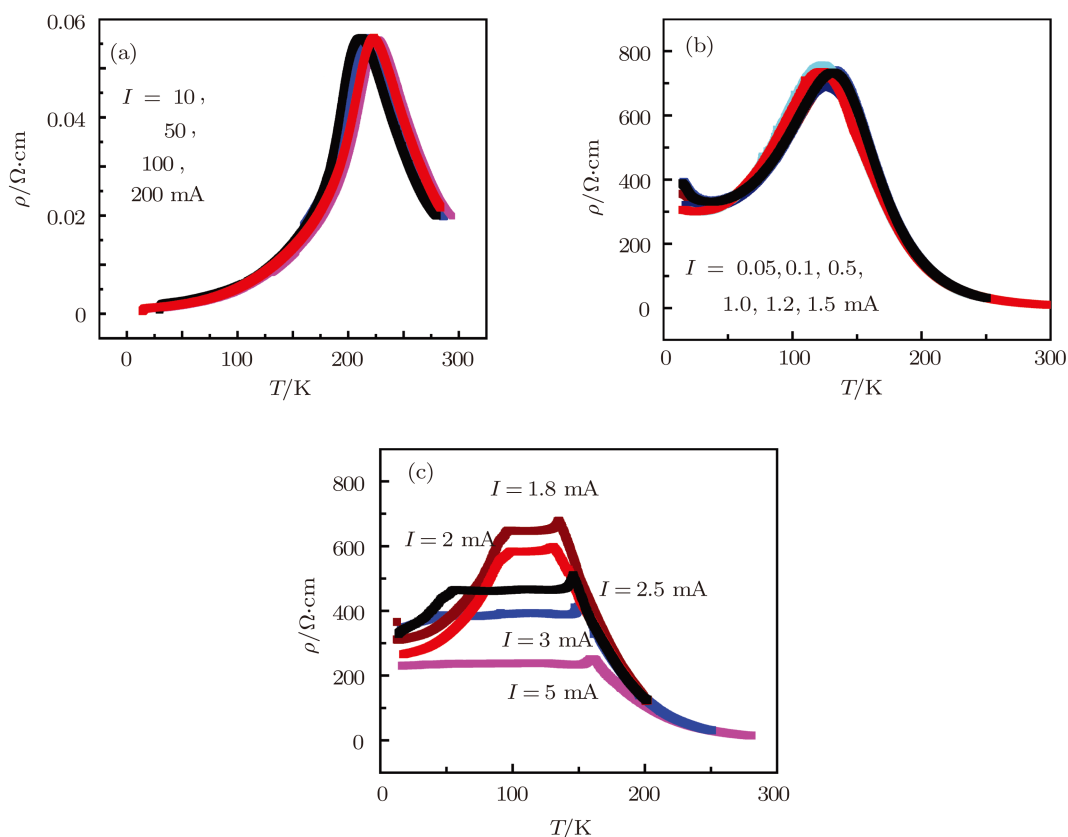


图 4 电场对 SSR 样品 ρ - T 曲线 (a) 和 HPT 样品在负载小 (b), 大 (c) 电场的 ρ - T 曲线影响

的变化^[30]. 对于热压的 HPT 样品, 其阻挡电子运输的势垒主要来源于颗粒的界面增强效应和热压导致的颗粒绝缘化行为, 较小的外场不足以降低势垒高度, 当外电场大于 1.8 mA 时, 阻挡势垒随外电场增大而下降, 出现如前所述的 ER 现象.

为进一步探讨 HPT 样品的输运行为, 我们在不同磁场下测量了样品电阻率随温度的变化曲线, 如图 5 所示. 对于烧结 SSR 样品, 在 T_{MI} 附近, 样品的电阻率随磁场增大急剧下降, 发生 MR 效应, 在 T_{MI} 附近的最大值为 21% ($MR = (\rho_0 - \rho_H)/\rho_H \times 100\%$, ρ_H, ρ_0 分别是有、无磁场的电阻率), 并随着温度的下降和升高, MR 逐渐减小, 这常常被定义为第一类 MR 效应, 其起源可用 DE 理论来解释^[40]. 而对于热压处理的 HPT 样品, 在小电流时不发生 ER 效

应, 但当加外磁场时, 除在 T_{MI} 附近出现较大 MR ($MR = 25\%$, 定义同前) 外, 随着温度的降低其 MR 值缓慢下降, 当温度降到 50 K 以下时, 其 MR 值不再下降, 并保持在 18% 左右, 这种低温 MR 效应可能与热压处理导致增强的界面效应密切相关^[41-43]. 然而, 有趣的是, 对于 HPT 样品, 在负载较大电流 (> 1.5 mA) 时出现的电阻平台对外磁场也很敏感, 如图 5(c) 所示. 在外磁场作用下, 平台的中心电阻并没改变, 只是平台的宽度变窄, 随着进一步增大磁场, 电阻平台更窄, 并逐渐消失, 演变为一电阻峰. 由此可以看出, 磁场和电场对强电场下 HPT 样品的输运行为有相反的作用效果. 电场增大, 平台电阻变宽, 阻值减小, 而磁场增大, 平台电阻变窄并逐渐出现电阻峰, 峰值电阻与平台电阻阻值相当.

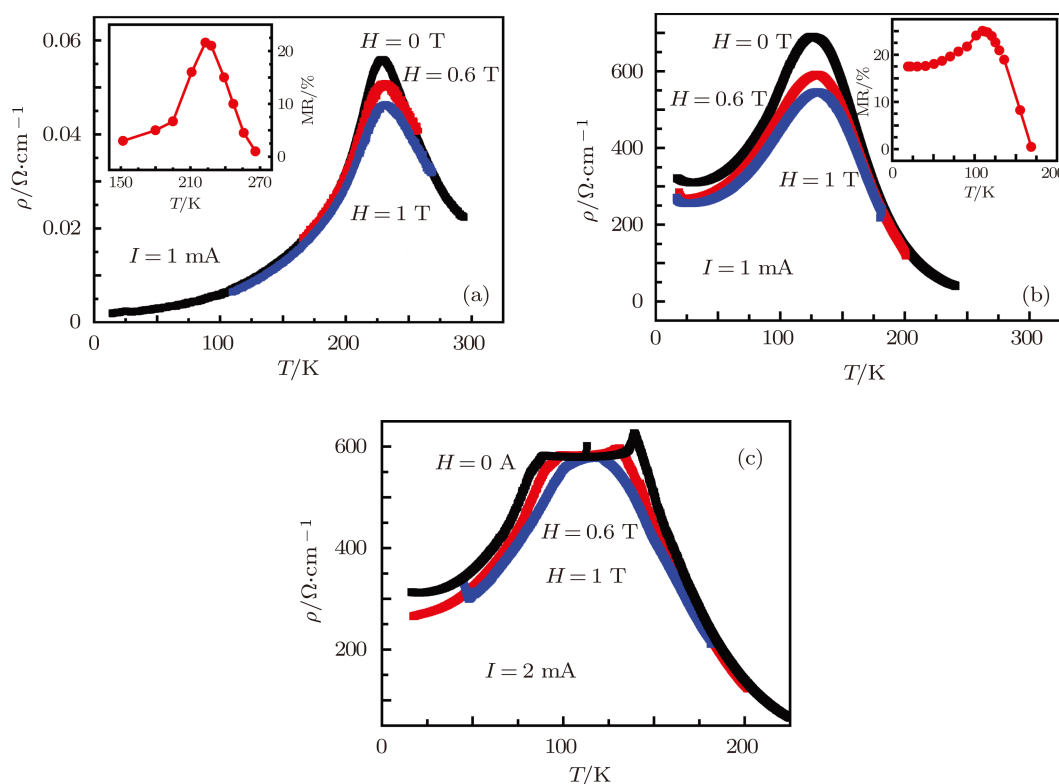


图 5 磁场对 SSR 样品 ρ - T 曲线 (a) 和 HPT 样品在负载小 (b)、大 (c) 电场下的 ρ - T 曲线影响, (a) 内插图是 SSR 样品的 MR- T 曲线, (b) 内插图是小电流下 HPT 样品的 MR- T 曲线

材料的输运特性可反映其结构特点. 电阻是材料的结构敏感物理量, 电阻峰的变化反映样品内部结构的改变. 通常, 对于 $x = 0.3$ 的锰氧化物 $A_{0.7}B_{0.3}MnO_3$, 其 T_{MI} 与 T_C 相一致, 表明在双交换作用模式下, 代表样品磁相转变的 T_C 和电子相转变的 T_{MI} 强烈耦合. 很多研究^[44-46] 也表明,

在低压范围, T_{MI} 和 T_C 基本重合并随外压的增大而同步升高. 但在高压下, 由于高压导致 MnO_6 八面体严重畸变产生 JT 作用, 缩短了 e_g 电子带宽, 抑制传导电子跳跃, 弱化了 DE 作用而使样品出现绝缘化行为, 此时样品的 T_{MI} 和 T_C 将不再耦合在一起, 而是出现分离^[34,47,48]. 因此, 我们观察到的

电阻平台实质上是样品在热压条件下出现绝缘化行为而导致 T_C 和 T_{MI} 分离的表现. 而平台电阻在外磁场作用下演变成电阻峰的行为可能与磁场和粒间相中的铁磁相成分相互耦合并增强颗粒的铁磁性和 DE 作用, 抑制样品绝缘化行为而促使 T_C 和 T_{MI} 重合^[34,49] 有关.

4 结论

通过对热压处理的 $\text{Nd}_{0.7}\text{Sr}_{0.3}\text{MnO}_3$ 陶瓷进行磁电输运测量, 结果发现, 热压样品的晶体结构和空间群虽然没有改变, 但其晶胞参数、结构参数和样品的显微结构却发生了很大变化, 并对样品的磁

电输运产生显著影响. 由热压导致的粒间相致使样品颗粒细化和界面效应增强, 并导致样品磁矩减小和磁转变宽化的特点. 在电输运方面, 热压样品表现出与热压前很大不同. 当负载为小电流, 热压样品与烧结样品一样不产生 ER 效应, 并都在金属 - 绝缘体转变点处出现最大 MR. 与烧结样品不同的是, 热压样品在低温仍有较大 MR 值; 当负载电流较大时, 热压样品的电阻峰逐渐替变为电阻平台, 该平台随负载电流增大而逐渐宽化, 且阻值减小, 出现 ER 行为. 产生这些输运行为的原因除与热压导致样品晶粒出现绝缘化行为有关外, 还与热压处理导致粒间相的形成有关.

- [1] Medvedeva I V, Dyachkova T V, Tyutyunnik A P, Zaynulin Y G, Marchenkov V V, Marchenkova E B, Fomina K A, Yang C P, Chen S S, Baerner K 2012 *Physica B* **407** 153
- [2] Senff D, Schumann O, Benomar M, Kriener M, Lorenz T, Sidis Y, Habicht K, Link P, Braden M 2008 *Phys. Rev. B* **77** 184413
- [3] Sawa A, Fujii T, Kawasaki M, Tokura Y 2006 *Appl. Phys. Lett.* **88** 232112
- [4] Moshnyaga V, Sudheendra L, Lebedev O I, Köter S A, Gehrke K, Shapoval O, Belenchuk A, Damaschke B, van Tendeloo G, Samwer K 2006 *Phys. Rev. Lett.* **97** 107205
- [5] Yang Z Q, Zhang Y Q, Aarts J, Wu M Y, Zandbergen H W 2006 *Appl. Phys. Lett.* **88** 072507
- [6] Hazama H, Goto T, Nemoto Y, Tomioka Y, Asamitsu A, Tokura Y 2004 *Phys. Rev. B* **69** 064406
- [7] Jonker G H, van Santen J H 1950 *Physica* **16** 337
- [8] Millis A J, Littlewood P B, Shraiman B I 1995 *Phys. Rev. Lett.* **74** 5144
- [9] Kozlenko D P, Goncharenko I N, Savenko B N, Voronin V I 2004 *J. Phys.: Condens. Matter* **16** 6755
- [10] Moritomo Y, Kuwahara H, Tomioka Y 1997 *Phys. Rev. B* **55** 7549
- [11] Cui C W, Tyson T A, Zhong Z, Carlo J P, Qin Y H 2003 *Phys. Rev. B* **67** 104107
- [12] Kreisler J, Dkhil B, Bouvier P, Kiat J M 2002 *Phys. Rev. B* **65** 172101
- [13] Kozlenko D P, Glazkov V P, Jiráček Z, Savenko B N 2003 *J. Magn. Magn. Mater.* **267** 120
- [14] Congeduti A, Postorino P, Dore P, Nucara A, Lupi S, Mercone S, Calvani P, Kumar A, Sarma D D 2001 *Phys. Rev. B* **63** 184410
- [15] Trukhanova S V, Kozlenko D P, Trukhanov A V 2008 *J. Magn. Magn. Mater.* **320** e88
- [16] Garbarino G, Acha C, Vega D, Leyva G, Polla G, Martin C, Maignan A, Raveau B 2004 *Phys. Rev. B* **70** 014414
- [17] Manoj Kumar, Usha Chandra, Parthasarathy G 2006 *Mater. Lett.* **60N** 2066
- [18] Hwang H Y, Palstra T T M, Cheong S W, Batlogg B 1995 *Phys. Rev. B* **52** 15046
- [19] Laukhin V, Fontcuberta J, García-Muñoz J L, Obradors X 1997 *Phys. Rev. B* **56** R10009
- [20] Meneghini C, Levy D, Mobilio S, Ortolani M, Nunez Reguero M, Ashwani Kumar, Sarma D D 2001 *Phys. Rev. B* **65** 012111
- [21] Chen S S, Yang C P, Xiao H B, Xu L F, Ma C 2012 *Acta Phys. Sin.* **61** 147301 (in Chinese) [陈顺生, 杨昌平, 肖海波, 徐玲芳, 马厂 2012 物理学报 **61** 147301]
- [22] Chen S S, Yang C P, Luo X J, Bärner K, Medvedeva I V 2012 *Chin. Phys. Lett.* **29** 027302
- [23] Yang C P, Chen S S, Dai Q, Song X P 2011 *Acta Phys. Sin.* **60** 117202 (in Chinese) [杨昌平, 陈顺生, 戴琪, 宋学平 2011 物理学报 **60** 117202]
- [24] Chen S S, Huang C, Wang R L, Yang C P, Medvedeva I V, Sun Z G 2011 *Acta Phys. Sin.* **60** 037304 (in Chinese) [陈顺生, 黄昌, 王瑞龙, 杨昌平, Medvedeva I V, 孙志刚 2011 物理学报 **60** 037304]
- [25] Chen S S, Yang C P, Xu L F, Yang F J, Wang H B, Wang H, Xiong L B, Yu Y, Medvedeva I V, Bärner K 2010 *Solid State Commun.* **150** 240
- [26] Chen S S 2010 *M. S. Dissertation* (Wuhan: Hubei University) (in Chinese) [陈顺生 2010 硕士学位论文 (武汉: 湖北大学)]
- [27] Krishnamoorthy C, Sethupathi K, Sankaranarayanan V, Nirmala R, Malik S K 2007 *J. Magn. Magn. Mater.* **308** 28
- [28] Chen S S, Yang C P, Xu L F, Tang S L 2010 *J. Mater. Sci. Technol.* **26** 721
- [29] Venkatesh R, Sethupathi K, Pattabiraman M, Rangarajan G 2007 *J. Magn. Magn. Mater.* **310** 2813
- [30] Chen S S, Yang C P, Wang H, Medvedeva I V, Bärner K 2010 *Mat. Sci. Eng. B* **172** 167
- [31] Yang C P, Chen S S, Dai Q, Guo D H, Wang H 2007 *Acta Phys. Sin.* **56** 4908 (in Chinese) [杨昌平, 陈顺生, 戴琪, 郭定和, 王浩 2007 物理学报 **56** 4908]
- [32] Yang C P, Chen S S, Zhou Z H, Xu L F, Wang H, Hu J F, Morchshakov V, Bärner K 2007 *J. Appl. Phys.* **101** 063909
- [33] Chen S S, Yang C P, Deng H, Sun Z G 2008 *Acta Phys. Sin.* **57** 3798 (in Chinese) [陈顺生, 杨昌平, 邓恒, 孙志刚 2008 物理学报

- 报 57 3798]
- [34] Cui Congwu, Tyson Trevor A 2004 *Phys. Rev. B* **70** 094409
- [35] Asamitsu A, Tomioka T, Kuwahara H, Tokura Y 1997 *Nature* **388** 50
- [36] Markovich V, Rozenberg E, Yuzhelevski Y, Jung G, Gorodetsky G 2001 *Appl. Phys. Lett.* **78** 3499
- [37] Sun J Z 1999 *J. Magn. Magn. Mater.* **202** 157
- [38] Ma Y Q, Song W H, Dai J M, Zhang R L, Yang J, Zhao B C, Sheng Z G, Lu W J, Du J J, Sun Y P 2004 *Phys. Rev. B* **70** 054413
- [39] Zhang X P, Xie B T, Xiao Y S, Yang B, Lang P L, Zhao Y G 2005 *Appl. Phys. Lett.* **87** 72506
- [40] Furukuwa N 1994 *J. Phys. Soc. Jpn.* **63** 3214
- [41] Hwang H Y, Cheong S W, Ong N P, Batlogg B 1996 *Phys. Rev. Lett.* **77** 2041
- [42] Li X W, Gupta A, Xiao G, Gong G Q 1997 *Appl. Phys. Lett.* **71** 1124
- [43] Gupta A, Gong G Q, Xiao G, Duncombe P R, Lecoer P, Trouiloud P, Wang Y Y, Dravid V P, Sun J Z 1996 *Phys. Rev. B* **54** R15629
- [44] Arnold Z, Kamenev K, Ibarra M R, Algarabel P A, Marquina C, Blasco J, García J 1995 *Appl. Phys. Lett.* **67** 2875
- [45] Neumeier J J, Hundley M F, Thompson J D, Heffner R H 1995 *Phys. Rev. B* **52** R7006
- [46] Markovich V, Rozenberg E, Gorodetsky G, Greenblatt M, McCarroll W H 2001 *Phys. Rev. B* **63** 054423
- [47] Terashita H, Neumeier J J 2001 *Phys. Rev. B* **63** 174436
- [48] Mahendiran R, Mahesh R, Raychaudhuri A K, Rao C N R 1996 *Phys. Rev. B* **53** 12160
- [49] Aarts J, Freisem S, Hendrikx R, Zandbergen H W 1998 *Appl. Phys. Lett.* **72** 2975

Effect of thermal-pressure treatment on magnetoelectric transport in $\text{Nd}_{0.7}\text{Sr}_{0.3}\text{MnO}_3$ ceramics*

Chen Shun-Sheng¹⁾²⁾ Yang Chang-Ping^{1)†} Kan Zhi-Lan¹⁾
Medvedeva I V³⁾ Marchenkov S³⁾

1) (Faculty of Physics and Electronic Technology, Hubei University, Wuhan 430062, China)

2) (School of Mathematics and Physics, Huangshi Institute Technology, Huangshi 435003, China)

3) (Institute of Metal Physics, Ural Division of the Russian Academy of Sciences, Ekaterinburg 620219, Russia)

(Received 7 February 2012; revised manuscript received 14 March 2012)

Abstract

The $\text{Nd}_{0.7}\text{Sr}_{0.3}\text{MnO}_3$ compounds are treated at a thermal pressure (HTP) of temperature 1273 K and pressure 9 GPa. The results show that the crystal structure and space group of samples keep unchanged while the lattice and structural parameters, especially the microscopic structure change remarkably, which produces significant influence on magnetoelectric transport of the $\text{Nd}_{0.7}\text{Sr}_{0.3}\text{MnO}_3$ ceramic. For electrical transport of the HTP sample, no electroresistance (ER) effect occurs when loaded current is less than 1.5 mA, however, an ER effect around 200% takes place when the loaded current goes up to more than 1.5 mA. Interestingly, the peak at ρ -T curve disappears by replacing a platform, which can return to a peak if a magnetic field is applied again. The formation of intergranular phase and insulating behaviour of sample under thermal pressure condition are suggested to be responsible for the unique transport properties.

Keywords: thermal pressure, intergranular phases, manganite, electroresistance, magnetoresistance

PACS: 62.50.-p, 81.40.Vw, 75.47.Gk, 72.20.-i

* Project supported by the National Natural Science Foundation of China (Grant Nos. 10774040, 11174073) and the Program for New Century Excellent Talents in University of Ministry of Education of China (Grant No. NCET-08-0674).

† E-mail: cpyang@hubu.edu.cn