

Sr 掺杂 $\text{Eu}_{1-x}\text{Sr}_x\text{MnO}_3$ 体系的磁相变 以及输运特性研究*

张佳佳 曹世勋[†] 袁淑娟 李 哲 康保娟 张金仓

(上海大学理学院物理系, 上海 200444)

(2009 年 11 月 16 日收到; 2010 年 1 月 21 日收到修改稿)

对 $\text{Eu}_{1-x}\text{Sr}_x\text{MnO}_3$ (ESMO, $x=0-1$) 体系的结构和磁性进行了系统的研究, 结果表明 Sr 的掺入使 EuMnO_3 反铁磁母体的磁结构发生巨大的变化. 通过磁化和电输运测量, 深入探讨了高掺杂浓度 $\text{Eu}_{0.4}\text{Sr}_{0.6}\text{MnO}_3$ 和 $\text{Eu}_{0.3}\text{Sr}_{0.7}\text{MnO}_3$ 样品反常的磁相变和电输运行为. 分析认为, 这种反常的磁相变主要起源于样品中铁磁与反铁磁之间的竞争. 同时, 基于理论模拟, 两样品在低温区域的导电行为基本符合可变量程跳跃 (VRH) 模型.

关键词: $\text{Eu}_{1-x}\text{Sr}_x\text{MnO}_3$ 体系, Sr 掺杂, 可变量程跳跃模型

PACC: 7127, 7530D

1. 引 言

近年来, 元素替代形成的掺杂钙钛矿锰氧化物 $R_{1-x}A_x\text{MnO}_3$ (R 为稀土离子, A 为二价碱土金属离子) 的强关联电子特征和庞磁电阻效应 (CMR) 伴随着自旋、电荷、轨道有序, 成为凝聚态物理和材料物理研究的热点之一^[1-4]. 母体氧化物 EuMnO_3 由于具有超交换 (SE) 的反铁磁 (AFM) 耦合, 呈现出典型的钙钛矿结构 AFM 有序^[5]. 对于这种钙钛矿锰氧化物而言, 其中 Eu 离子和 Mn 离子均以 +3 价形式存在, 当用二价的碱土金属元素 (Ca, Sr, Ba 等) 部分替代三价的 Eu 后, 由于化合价的平衡, 等量的 Mn^{3+} 将被转化为 Mn^{4+} , 形成所谓的掺杂锰氧化物. 体系中 Mn^{3+} -O- Mn^{4+} 之间的双交换作用 (DE) 可以诱发铁磁 (FM) 相, 而 Mn^{3+} -O- Mn^{3+} 之间的超交换作用则直接导致 AFM 态的产生^[6-9]. 大量的实验和理论研究表明, 影响钙钛矿结构锰氧化物的磁特性和电输运性质的一个重要因素是 Mn^{3+} 与 Mn^{4+} 所形成的混合价态. 众所周知, 在理想的 ABO_3 型钙钛矿锰氧化物中产生这种混合价态, 常用的方法包括对母体进行掺杂、同位素替代、氧含量的缺失以及自掺杂

等. 其中对母体的 A 位进行 Sr 掺杂近年来备受广大研究者的关注^[10]. 1996 年, Sundaresan 等人曾在 $\text{Eu}_{0.58}\text{Sr}_{0.42}\text{MnO}_3$ 样品中观察到自旋玻璃与磁场诱导的无序性质^[11]. 2007 年, Wang 等人曾在 $\text{Eu}_{0.55}\text{Sr}_{0.45}\text{MnO}_3$ 样品中观察到自旋玻璃转变^[12]. 2009 年, 舒苗苗等对 $\text{Eu}_{0.5}\text{Sr}_{0.5}\text{MnO}_3$ 进行的研究结果表明, 该半掺杂的钙钛矿锰氧化物并没有出现典型、稳定的电荷有序态^[13]. 因此, 对 EuMnO_3 进行不同稀土和不同替代浓度的掺杂稀土锰氧化物表现出了丰富的物理特性. 然而, 对 Sr 掺杂的 $\text{Eu}_{1-x}\text{Sr}_x\text{MnO}_3$ (ESMO, $x=0-1$) 体系在高掺杂浓度 ($0.6 \leq x \leq 1$) 的系统研究还未曾报道. 为此, 本文在研究 ESMO 体系的结构和磁性的基础上, 系统研究了高掺杂浓度 ($x=0.6, 0.7$) 样品的磁相变和电输运行为, 并通过理论拟合, 认为低温下的电输运行为符合可变量程跳跃 (VRH) 模型.

2. 实验方法

采用传统的固相反应法制备多晶样品 $\text{Eu}_{1-x}\text{Sr}_x\text{MnO}_3$ ($x=0-1$). 先将高纯度的 Eu_2O_3 , SrCO_3 和 MnO_2 按一定的化学计量比精确称量, 经充分研磨

* 国家自然科学基金 (批准号: 50932003, 10674092, 10774097), 高等学校博士学科点专项科研基金 (批准号: 20093108120006), 上海市教育委员会科技创新基金重点项目 (批准号: 09ZZ95) 和上海市科学技术委员会 (批准号: 08DJ1400202, 10ZR1411000) 资助的课题.

[†] 通讯联系人. E-mail: sxcao@shu.edu.cn

混合后,在 $1100\text{ }^\circ\text{C}$ 预烧 12 h , 然后充分研磨混合, 在 14 MPa 的压力下, 压成直径为 22.0 mm , 厚度约为 1.5 mm 的小圆片, 并在 $1250\text{ }^\circ\text{C}$ 烧结 24 h , 随炉冷却后再次研磨压片, 经历 $1350\text{ }^\circ\text{C}$ 高温烧结 24 h , 每次烧结过程都是在空气气氛中进行, 且烧结完毕样品均随炉降至室温. 样品的结构用 X 射线粉末衍射进行表征, 所用仪器是日本理学公司生产的 18 kW DmaxP2550 型 X 射线衍射仪 (采用 Cu 靶 $\text{K}\alpha$ 辐射). 样品的磁性和电输运性质采用美国 Quantum Design 公司生产的 PPMS-9 物性测量系统进行测量, 其温度测量范围为 $2\text{—}300\text{ K}$, 磁场测量范围为 $0\text{—}6.4 \times 10^6\text{ A/m}$. 其中, 磁化测量采用 PPMS 的 VSM 附件, 电阻测量采用标准的四引线法. 所有的测量结果都具有很好的重复性.

3. 实验结果与讨论

$\text{Eu}_{1-x}\text{Sr}_x\text{MnO}_3$ ($x = 0.1\text{—}0.9$) 体系样品的 X 射线衍射谱如图 1 所示. 可以看出, 所有样品具有典型的 ABO_3 正交结构, 然后对其进行指标化, 通过选取衍射峰, 计算了不同掺杂浓度样品的晶格参数 (a , b , c) 和原胞体积 (V) 随 Sr 替代 Eu 浓度 x 的变化情况, 如图 2 所示. 图 2 表明大部分样品属于典型的 O' 型正交钙钛矿结构, 这意味着样品中存在 Jahn-Teller 效应引起的晶格畸变. 随着 Sr 的替代浓度的增加 ($0.1 \leq x \leq 0.7$), 样品的 a 轴和 c 轴逐渐接近, 体积呈现减小的变化趋势, 可以理解为样品中 Mn^{4+} (0.54 \AA)/ Mn^{3+} (0.65 \AA) 比例的增加导致样品结构向立方结构演变. 据报道^[14], 该体系高掺杂浓度的样品, 一般会存有六角形的 SrMnO_3 相, 这也就解释了为什么当 $x \geq 0.8$ 时, 体积呈现出了增大的趋势, 如

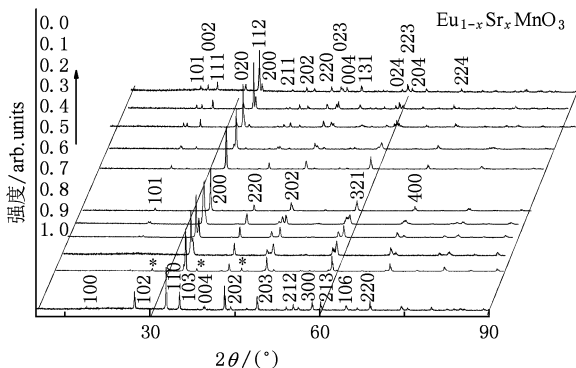


图 1 $\text{Eu}_{1-x}\text{Sr}_x\text{MnO}_3$ ($0 \leq x \leq 1$) 系列样品室温下的 XRD 衍射图谱 (* 为 SrMnO_3 相)

图 2 所示.

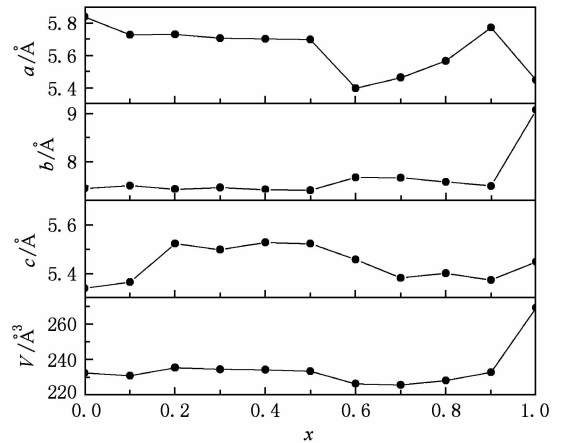
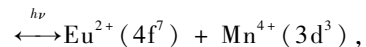


图 2 $\text{Eu}_{1-x}\text{Sr}_x\text{MnO}_3$ ($0 \leq x \leq 1$) 的晶格常数变化趋势

图 3 给出了 $\text{Eu}_{1-x}\text{Sr}_x\text{MnO}_3$ ($x = 0\text{—}1$) 样品在外加磁场 $4.0 \times 10^3\text{ A/m}$ 时的直流磁化强度随温度的变化曲线. 从图 3 可以看到随着掺杂浓度 x 的增加, 铁磁转变温度 T_C 并非是线性变化, 这与 $\text{La}_{1-x}\text{A}_x\text{MnO}_3$ ($\text{A} = \text{Ca}, \text{Sr}, \text{Ba}, \text{Cd}, \text{Pb}$) 体系掺杂的变化情况基本类似^[15]. 然而, 对于 ESMO 系列样品, 除 $x = 1$ 的样品外, 该体系在高掺杂浓度区域的磁化强度仅为低掺杂浓度时的一半. 此外, 与其他体系的最佳配比都在 $x = 0.3$ 附近不同, 这里 $x = 0.2$ 是 EuMnO_3 掺杂的最佳配比, 即双交换作用最强. 虽然 $x = 0.2$ ($T_C \sim 62\text{ K}$) 和 $x = 0.3$ ($T_C \sim 64\text{ K}$) 的磁相变温度相差不多, 但是 $x = 0.2$ 在低温下的磁化强度却明显比 $x = 0.3$ 时的高. 从理论上分析, Eu 离子是一种非磁性的离子, 其 $4f$ 轨道处于半满和全满的状态, 能量低、屏蔽大、有效核电荷小等, 且具有两种价态 Eu^{2+} 和 Eu^{3+} . 因此 $\text{Eu}_{1-x}\text{Sr}_x\text{MnO}_3$ 和其他掺杂体系的不同之处在于当该化合物在光、磁场和其他外界条件的诱导下会发生如下反应^[14]:



即在一个适当的光照等诱导下 Mn^{3+} 会转成 Mn^{4+} , 同时由于 Mn 与 Eu 之间的自旋耦合, 多余出来的电子转移到 Eu^{3+} 离子等, 从而使 Eu^{3+} 转化成 Eu^{2+} . 因此, 在 $4.0 \times 10^3\text{ A/m}$ 磁场作用下, 体系中出现极为少量的 Eu^{3+} 转化成 Eu^{2+} 而导致的 Mn^{4+} 离子增加, 即该体系中的 Mn^{4+} 离子不完全是 Sr^{2+} 掺入而贡献的, 这也就解释了为什么 $\text{Eu}_{0.8}\text{Sr}_{0.2}\text{MnO}_3$ 是 ESMO 体系掺杂的最佳配比. 进一步分析图 3, 可以发现 x

$= 0.1$ 的样品在低温下的磁化强度要远高于其他配比的样品,但其磁化强度在铁磁转变过程中趋于缓慢上升,而且到 2 K 时也未能达到饱和,这可能是由于多相共存所引起. 这一点也再次说明了 $\text{Eu}_{0.8}\text{Sr}_{0.2}\text{MnO}_3$ 为 Sr 掺杂的最佳配比.

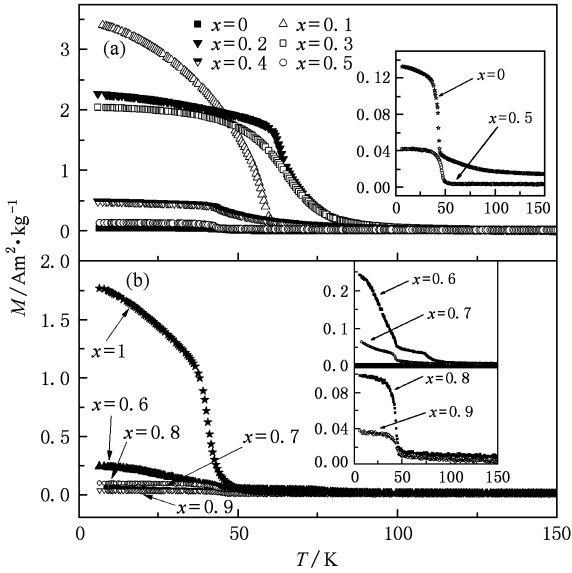


图 3 $\text{Eu}_{1-x}\text{Sr}_x\text{MnO}_3$ ($0 \leq x \leq 1$) 系列样品在 4.0×10^3 A/m 磁场下磁化率随温度的变化曲线 (a) $\text{Eu}_{1-x}\text{Sr}_x\text{MnO}_3$ ($0 \leq x \leq 0.5$) (插图为 $x=0$ 与 $x=0.5$ 的样品); (b) $\text{Eu}_{1-x}\text{Sr}_x\text{MnO}_3$ ($0.6 \leq x \leq 1$) (上下插图分别是 $x=0.6, 0.7$ 与 $x=0.8, 0.9$ 的样品)

为继续考察该体系各个样品的物性,我们测量了 4.0×10^3 A/m 外加磁场下该系列样品磁化强度随温度变化的场冷 (FC) 与零场冷 (ZFC) 曲线,如图 4 所示. 据研究报道, EuMnO_3 的基态呈现倾角反铁磁性,并具有顺电性质,在多铁性材料中研究较多^[5]. 然而从图 4 可以看到,随着 Sr 元素对 EuMnO_3 的 A 位进行替代, $\text{Eu}_{1-x}\text{Sr}_x\text{MnO}_3$ ($0 < x \leq 1$) 的样品在 T_c 以上基本上是处于顺磁 (PM) 或是 PM 与 AFM 共存状态,且随着温度的降低,出现 FM 的转变,但转变温度 (T_c) 与 Sr 的掺入量不是单调的关系. 随着温度的继续降低,除了 $x=0.6$ 和 $x=0.7$ 的样品外,其他样品的 FM 性都呈逐渐上升的趋势,而这些样品在低温下的磁化强度基本上是随 Sr 的增加而降低. 另外,从图 4 还可以看出,所有样品的 FC 和 ZFC 曲线在低温下都有明显的分岔行为. 根据 Zener^[16] 的双交换理论, Sr^{2+} 的掺入以及部分的 Eu^{3+} 转化为 Eu^{2+} 使样品中出现了部分 Mn^{4+} 离子,而 $\text{Mn}^{3+}/\text{Mn}^{4+}$ 形成的 DE 作用与 $\text{Mn}^{3+}/\text{Mn}^{3+}$ 形成的 SE 作用相互竞争,导致低温下出现了 FM 和 AFM 的两相

共存.

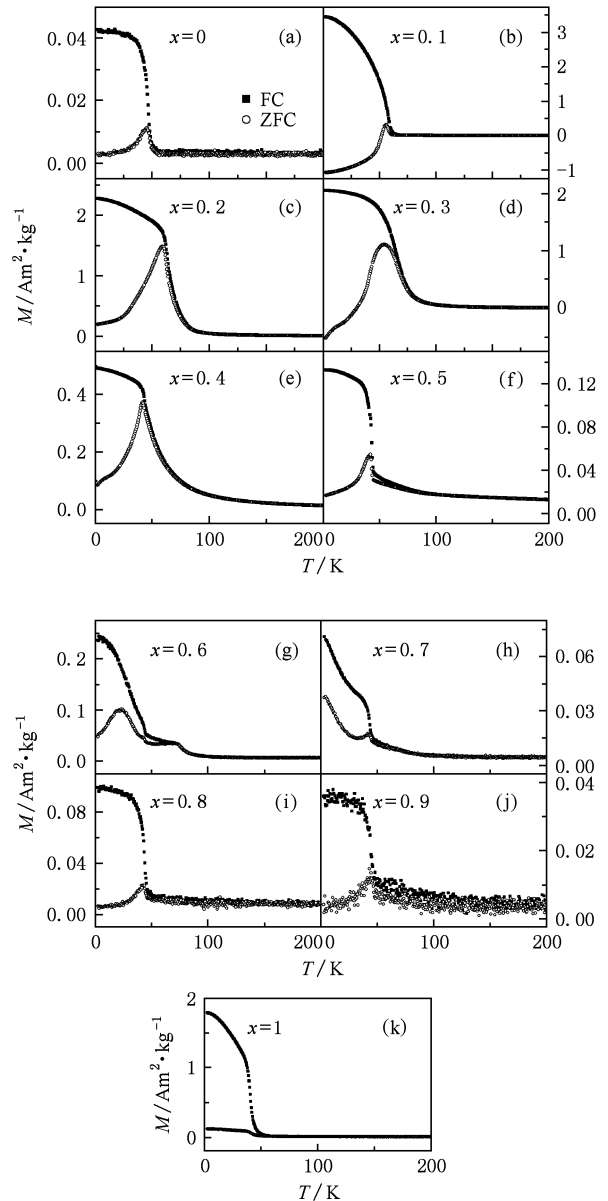


图 4 (a)–(f) $\text{Eu}_{1-x}\text{Sr}_x\text{MnO}_3$ ($0 \leq x \leq 0.5$) 系列样品分别在 4.0×10^3 A/m 场冷和零场冷下随温度的变化曲线; (g)–(k) $\text{Eu}_{1-x}\text{Sr}_x\text{MnO}_3$ ($0.6 \leq x \leq 1$) 系列样品分别在 4.0×10^3 A/m 场冷和零场冷下随温度的变化曲线

为进一步深入地理解 $x=0.6$ 与 $x=0.7$ 高掺杂样品的磁特性,我们系统测量了两者的交流磁化及其电输运性质随温度、频率等的变化关系,并结合理论分析和拟合. 图 5 分别给出了 $x=0.6$ 与 $x=0.7$ 样品的交流磁化率实部在交变场频率下随温度的变化曲线. 从图 5(a) 可以看出, $\text{Eu}_{0.4}\text{Sr}_{0.6}\text{MnO}_3$ 的样品,随着温度的降低,由于 FM 相的出现,样品磁化率实部急剧上升,并在 25 K 附近呈现出明显峰值.

随着频率的增加,该峰值显示出减小的趋势,且其交流磁化率在峰值的右半部分还出现了重叠现象,这一特点表明该样品在低温下不属于传统的自旋玻璃行为.另一方面, $\text{Eu}_{0.4}\text{Sr}_{0.6}\text{MnO}_3$ 样品的 ZFC 与 FC 曲线在低温下虽然出现分岔,但并不呈现出“ λ ”形状,如图 4 (g) 所示.这是由于样品在 FC 和 ZFC 过程中,不同温度所对应的磁性状态出现明显的不同所导致.类似的现象也曾在双钙钛矿结构的 $\text{Sr}_2(\text{Fe}_{1-x}\text{Cr}_x)\text{MoO}_6$ ($x = 0.2, 0.3, 0.4$) 样品中报道过,研究者认为是铁磁基体上反铁磁团簇 SrFeO_3 的形成而引起的^[17].然而,对于钙钛矿结构的 $\text{Eu}_{0.4}\text{Sr}_{0.6}$

MnO_3 , 一般认为双交换作用主要在样品从 PM 到 FM 的温度区域内占主导地位^[18].随着温度的降低,SE 作用与 DE 作用间的竞争导致磁化强度一个近 20 K 的平台的出现.当 $T < 51$ K 时, A 位 Eu^{2+} , Eu^{3+} 离子的局域无序破坏了 Mn-O 面内部分的双交换作用,同时也引起了较大的局域晶格畸变,降低晶体结构的对称性,使三重态的 t_{2g} 能级和二重态的 e_g 能级进一步分裂,从而 Mn^{3+} 能量较低的 e_g 能带与 O_{2p} 能带重叠的程度降低, e_g 电子在 $\text{Mn}^{3+}-\text{O}-\text{Mn}^{4+}$ 间的跳跃积分减小.最终使铁磁性的双交换作用被削弱,造成低温所对应样品的磁化强度变化相对陡峭.

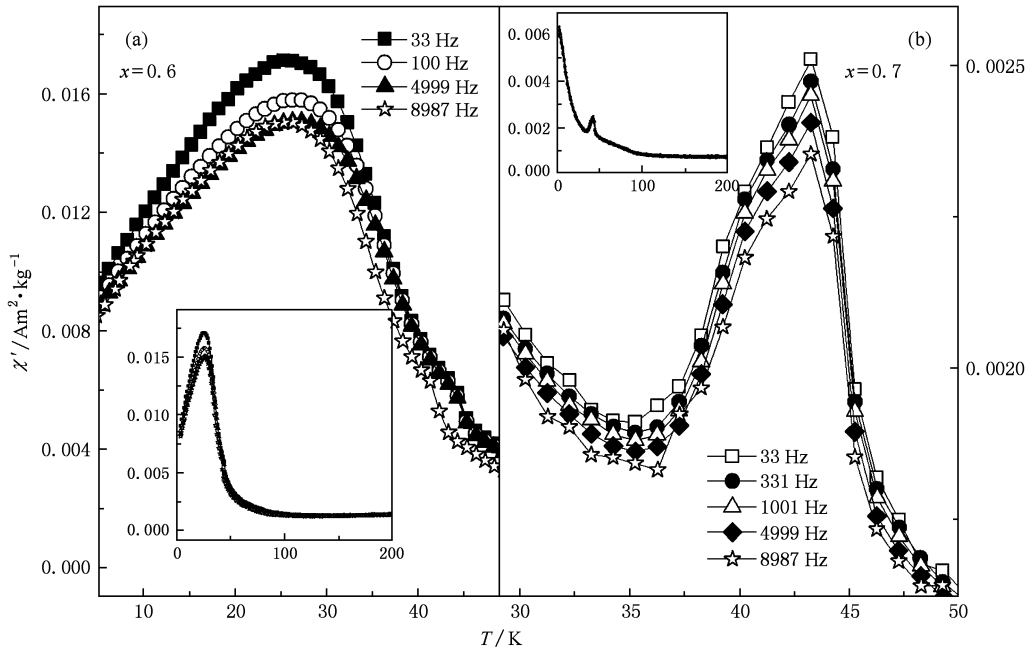


图 5 (a) $\text{Eu}_{0.4}\text{Sr}_{0.6}\text{MnO}_3$ 样品在 33 Hz, 1001 Hz, 4999 Hz 和 8987 Hz 时的交流磁化率实部随温度的变化曲线 (插图为整个测量温区 2—300 K 的变化曲线); (b) $\text{Eu}_{0.3}\text{Sr}_{0.7}\text{MnO}_3$ 样品在 33 Hz, 331 Hz, 1001 Hz, 4999 Hz 和 8987 Hz 时的交流磁化率实部随温度的变化曲线 (插图为整个测量温区 2—300 K 的变化曲线)

图 5(b) 给出了 $\text{Eu}_{0.3}\text{Sr}_{0.7}\text{MnO}_3$ 的样品在不同频率下交流磁化随温度变化的关系曲线.可以看出,随着温度的降低,样品磁化率在 43 K 附近出现极大值.然而,随着频率的增加,极大值的峰值逐渐减小,且略微向高温区域移动,这一特点表明该样品在 45 K 附近可能具有自旋玻璃行为.此外,对图 4 (g) 和 (h) 两者进行比较,发现 $\text{Eu}_{0.3}\text{Sr}_{0.7}\text{MnO}_3$ 样品的 ZFC 与 FC 曲线在低温下分岔行为与 $\text{Eu}_{0.4}\text{Sr}_{0.6}\text{MnO}_3$ 的样品明显不同,并且也没有呈现出“ λ ”形状.类似的行为分别在 $\text{Sm}_{0.5}(\text{Ca}, \text{Sr})_{0.5}\text{MnO}_3$ 与 $(\text{Y}_{0.5}\text{Sm}_{0.5})_{0.5}\text{Sr}_{0.5}\text{MnO}_3$, $(\text{Y}_{0.5}\text{La}_{0.5})_{0.5}\text{Sr}_{0.5}\text{MnO}_3$ 样品中有过报道,并将其解释为再入型自旋玻璃和类

自旋玻璃行为^[19,20].对于 $\text{Eu}_{0.3}\text{Sr}_{0.7}\text{MnO}_3$ 样品而言,我们认为可能是由于在高温下,该样品的 FM 相以团簇的形式存在于反铁磁母体内,但随着温度的降低,FM 团簇之间的相互作用增强,FM 区域不断扩大,当 FM 区域在样品中占据主导地位时,即出现铁磁转变.然而在整个温度区间内,由于 FM 团簇与 AFM 团簇的不均匀性以及它们之间强烈的竞争,从而导致了样品在低温下的 ZFC 曲线出现最小值.

图 6 给出了 $\text{Eu}_{0.4}\text{Sr}_{0.6}\text{MnO}_3$ 与 $\text{Eu}_{0.3}\text{Sr}_{0.7}\text{MnO}_3$ 样品在 0 A/m , $8.0 \times 10^5 \text{ A/m}$, $4.0 \times 10^6 \text{ A/m}$ 磁场下的电阻率 ρ 随温度的变化曲线.虽然在 $\text{Eu}_{0.4}\text{Sr}_{0.6}\text{MnO}_3$ 和 $\text{Eu}_{0.3}\text{Sr}_{0.7}\text{MnO}_3$ 样品的磁化测量中均观察

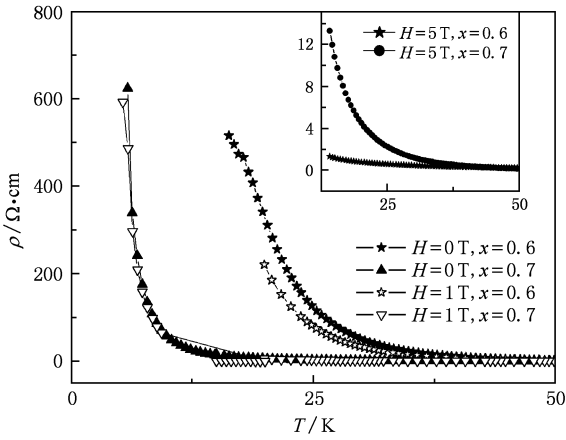


图 6 $\text{Eu}_{0.4}\text{Sr}_{0.6}\text{MnO}_3$ 和 $\text{Eu}_{0.3}\text{Sr}_{0.7}\text{MnO}_3$ 样品的电阻率在外磁场 0 A/m , $8.0 \times 10^5 \text{ A/m}$ 和 $4.0 \times 10^6 \text{ A/m}$ (插图) 下随温度的变化曲线

到 PM—FM 的转变,但是从它们的 ρ - T 曲线却没有观察到绝缘体—金属 (I—M) 转变,而是由顺磁绝缘体 (PMI) 转变为铁磁绝缘体 (FMI). 对于混合价的锰氧化物,目前主要有以下两种常见的理论模型来解释这种特殊的导电行为

$$\rho \propto \exp(T_0/T), (\text{热激活模型});$$

$$\rho \propto \exp(T_0/T)^{1/4}, (\text{可变量程跳跃模型 (VRH)}).$$

基于上述两种模型我们分别对图 6 中的结果进行了拟合,如图 7(a)—(d) 所示. 从图 7 中可以看出,两样品的导电行为(箭头所指为 T_c 的位置)基本符合可变量程跳跃模型. 可变量程跃迁的绝缘型导电行为即在绝缘体区域的导电过程主要取决于自旋极化子的非相干非弹性跳变,电荷载流子只能借助于其与局域自旋间的相互作用,并通过非弹性磁子的发射和吸收来跳跃到它的近邻位置,因此载流子只能以跳跃的方式在局域态间发生转移,使样品表现为可变量程跳跃的绝缘型导电过程. 在钙钛矿结构的 EuMnO_3 中, Mn 离子占据 B 位, Eu 占据 A 位,填充在 Mn-O 八面体中间, Mn 的 d 轨道、O 的 p 轨道对 A 位离子半径大小十分敏感. 对于 $\text{Eu}_{0.4}\text{Sr}_{0.6}\text{MnO}_3$ 与 $\text{Eu}_{0.3}\text{Sr}_{0.7}\text{MnO}_3$ 样品, Sr 离子进入 Eu 位后,导致 A 位平均离子半径减小,不能完全填充氧八面体的空隙,使 Mn—O 键长及 Mn—O—Mn 键角发生改变. 同时 Eu 离子以 Eu^{2+} , Eu^{3+} 形式存在,会加强氧八面体的畸变,最终严重阻碍 e_g 电子的跃迁和相邻 Mn 离子间的 DE 作用,导致样品显示绝缘体导电行为,从而与可变量程跳跃 (VRH) 模型符合得较好.

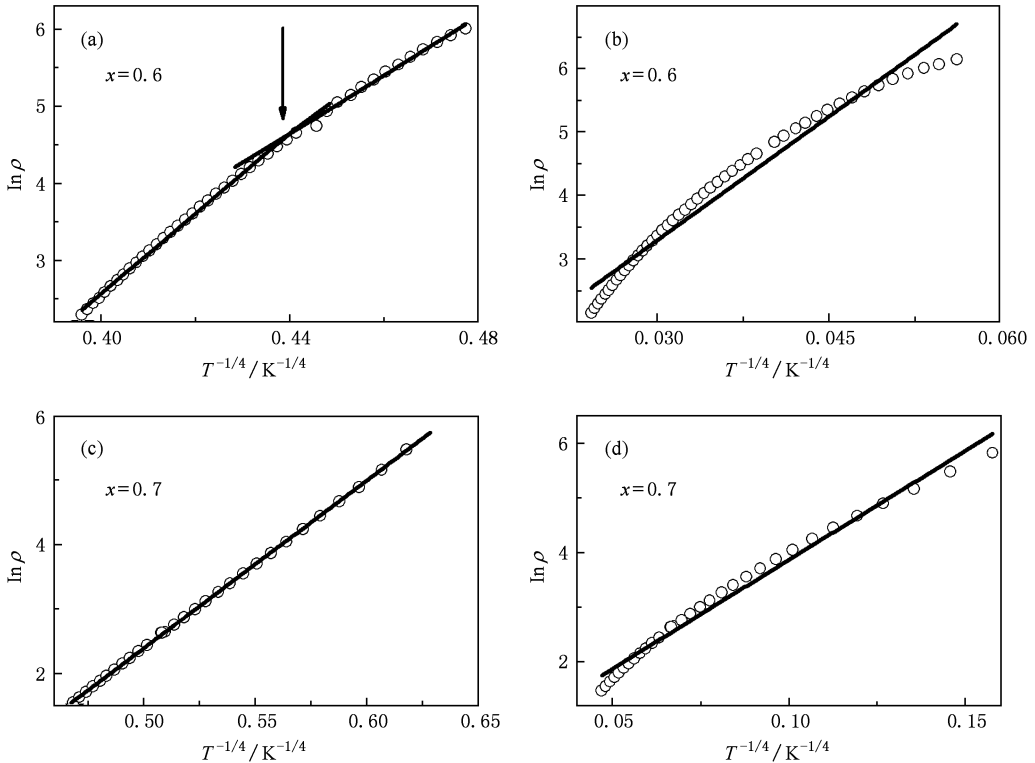


图 7 (a), (b) 可变量程跳跃模型; (c), (d) 热激活模型

4. 结 论

采用固相反应烧结法制备了 $\text{Eu}_{1-x}\text{Sr}_x\text{MnO}_3$ ($x=0-1$) 体系的多晶样品. 在研究了整个体系的结构和磁性的基础上, 系统研究了高掺杂浓度 $\text{Eu}_{0.4}\text{Sr}_{0.6}\text{MnO}_3$ 和 $\text{Eu}_{0.3}\text{Sr}_{0.7}\text{MnO}_3$ 样品的磁相变和电输运

行为. 结果表明, SE 与 DE 相互作用的竞争以及 Eu^{2+} 与 Eu^{3+} 离子的局域无序导致了 $\text{Eu}_{0.4}\text{Sr}_{0.6}\text{MnO}_3$ 样品带有平台现象的磁输运行为. 外加磁场下的不均匀 FM 团簇与 AFM 团簇以及它们之间的激烈竞争导致了 $\text{Eu}_{0.3}\text{Sr}_{0.7}\text{MnO}_3$ 样品的非“ λ ”形的磁输运行为. 同时, 两者在低温区域下始终呈现绝缘体型导电行为, 符合可变量程跳跃 (VRH) 模型.

-
- [1] Singh-Bhalla G, Selcuk S, Dhakal T, Biswas A, Hebard A F 2009 *Phys. Rev. Lett.* **102** 077205
- [2] Jiang W, Zhu C B, Yu G H, Lo V C 2009 *Chin. Phys. B* **18** 3547
- [3] Liu J M, Wang K F 2005 *Pro. in Phys.* **25** 82 (in Chinese) [刘俊明、王克峰 2005 物理学进展 **25** 82]
- [4] Ward T Z, Zhang X G, Yin L F, Zhang X Q, Liu M, Snijders P C, Jesse S, Plummer E W, Cheng Z H, Dagotto E, Shen J 2009 *Phys. Rev. Lett.* **102** 087201
- [5] Hemberger J, Schrettle F, Pimenov A, Lunkenheimer P, Ivanov V Y, Mukhin A A, Balbashov M B, Loidl A 2007 *Phys. Rev. B* **75** 035118
- [6] Zhou W P, Yun G H, Liang X X 2009 *Chin. Phys. B* **18** 5496
- [7] Zhang C J, Yin Y, Pi P, Zhang Y H 2005 *Phys. Rev. B* **71** 014408
- [8] Gao T, Cao S X, Li W J, Kang B J, Yuan S J, Zhang J C 2006 *Acta Phys. Sin.* **55** 3962 (in Chinese) [高 湑、曹世勋、李文娟、康保娟、袁淑娟、张金仓 2006 物理学报 **55** 3962]
- [9] Xiao C T, Han L A, Xue D S, Zhao J H, Kunkel H, Williams G 2003 *Acta Phys. Sin.* **52** 1245 (in Chinese) [肖春涛、韩立安、薛德胜、赵俊慧、Kunkel H、Williams G 2003 物理学报 **52** 1245]
- [10] Patra M, De K, Majumdar S, Giri S 2009 *Appl. Phys. Lett.* **94** 092506
- [11] Sundaresan A, Maignan A, Raveau B 1996 *Phys. Rev. B* **55** 5596
- [12] Wang J Z, Sun J R, Liu G J, Xie Y W, Wang D J, Zhao T Y, Shen B G 2007 *Phys. Rev. B* **76** 104428
- [13] Shu M M, Cao S X, Gao T, Yuan S J, Kang B J, Yu L M, Zhang J C 2009 *Acta Phys. Sin.* **58** 3309 (in Chinese) [舒苗苗、曹世勋、高 湑、袁淑娟、康保娟、郁黎明、张金仓 2009 物理学报 **58** 3309]
- [14] Tadokor Y, Shan Y J, Nakamura T, Nakamura S 1998 *Solid State Ionics* **108** 261
- [15] Anderson P W, Hasegawa H 1995 *Phys. Rev.* **100** 675
- [16] Zener C 1951 *Phys. Rev.* **82** 403
- [17] García-Hernández M, Martínez J L, Martínez-Lope M J, Casais M T, Alonso J A 2001 *Phys. Rev. Lett.* **86** 2443
- [18] Rogado N S, Li J, Aleight A W, Subramanian M A 2005 *Adv. Mater.* **17** 2225
- [19] Wang S P, Zhang J C, Cao G X, Jing C, Cao S X 2007 *Phys. Rev. B* **76** 054415
- [20] Karmakar S, Taran S, Bose E, Chaudhuri B K 2008 *Phys. Rev. B* **77** 144409

Magnetic phase transition and electrical transport properties of the Sr-doped $\text{Eu}_{1-x}\text{Sr}_x\text{MnO}_3$ system*

Zhang Jia-Jia Cao Shi-Xun[†] Yuan Shu-Juan Li Zhe Kang Bao-Juan Zhang Jin-Cang

(Department of Physics, Shanghai University, Shanghai 200444, China)

(Received 16 November 2009; revised manuscript received 21 January 2010)

Abstract

The structure and magnetic properties of the $\text{Eu}_{1-x}\text{Sr}_x\text{MnO}_3$ (ESMO $x = 0-1$) system have been systematically studied. The results indicate that the substitution of Sr for Eu can greatly change the magnetic properties of antiferromagnetic EuMnO_3 matrix. In the case of high doping compounds ($\text{Eu}_{0.4}\text{Sr}_{0.6}\text{MnO}_3$ and $\text{Eu}_{0.3}\text{Sr}_{0.7}\text{MnO}_3$), the abnormal magnetic and electrical properties result from the competition between their being ferromagnetic and antiferromagnetic. At low temperature, the conducting behavior of the $\text{Eu}_{0.4}\text{Sr}_{0.6}\text{MnO}_3$ and $\text{Eu}_{0.3}\text{Sr}_{0.7}\text{MnO}_3$ are well fitted by the Mott variable range hopping (VRH) model.

Keywords: $\text{Eu}_{1-x}\text{Sr}_x\text{MnO}_3$ system, Sr-doped, variable range hopping

PACC: 7127, 7530D

* Project supported by the National Natural Science Foundation of China (Grant Nos. 50932003, 10674092, 10774097), Special Research Foundation for the Doctoral Discipline of University (Grant No. 20093108120006), the Science and Technology Innovation Fund of the Shanghai Education Committee (Grant No. 09ZZ95), and the Science & Technology Committee of Shanghai Municipality (Grant Nos. 08DJ1400202, 10ZR1411000).

[†] Corresponding author. E-mail: sxcao@shu.edu.cn