

A 位的 Gd 掺杂对 $\text{La}_{0.7}\text{Sr}_{0.3}\text{MnO}_3$ 体系 磁电性质的影响*

刘 宁¹⁾²⁾ 高贵珍¹⁾ 童 伟²⁾ 张裕恒²⁾

¹⁾ 宿州师范专科学校物理系, 宿州 234000)

²⁾ 中国科学技术大学结构分析开放实验室, 合肥 230026)

(2002 年 11 月 11 日收到 2003 年 1 月 8 日收到修改稿)

通过实验研究了 $\text{La}_{0.7-x}\text{Gd}_x\text{Sr}_{0.3}\text{MnO}_3$ ($x = 0.00, 0.10, 0.15, 0.20, 0.30, 0.40, 0.50, 0.60, 0.70$) 体系的 $M-T$ 曲线、 $M-H$ 曲线、红外光谱、拉曼光谱、 $\rho-T$ 曲线和 $MR-T$ 曲线. 实验结果表明, 随着 Gd 掺杂的增加, 体系从长程铁磁有序向自旋团簇玻璃态和反铁磁状态转变, 高掺杂时的输运性质在其磁背景下发生异常. Gd 掺杂引起的磁结构变化和额外的磁性耦合将导致庞磁电阻效应.

关键词: 磁结构, 输运行为, 庞磁电阻效应

PACC: 7550L, 7210

1. 引 言

1993 年 Helmolt 等^[1]在 $\text{La}_{2/3}\text{Ba}_{1/3}\text{MnO}_3$ 薄膜中观察到的庞磁电阻 (CMR) 效应引起人们的很大关注, 它的导电机理为双交换作用 (DE) 和 JT 畸变支配已为人们接受, 但不同元素掺杂将导致不同的磁、电行为. 一般而言, A 位掺杂引起 T_C 降低, 绝缘-金属 (IM) 相变伴随着顺磁-铁磁 (PM-FM) 相变, CMR 效应大多出现在 PM-FM 相变的 T_C 处. 随着掺杂量的增加, 往往出现自旋团簇玻璃态, 无规的磁势和库仑势将使导电机理从极化子过渡到可変程跃迁 (VRH). B 位掺杂直接破坏双交换作用, 经常出现有 PM-FM 相变而无 IM 相变的情况, 如在 B 位进行磁性离子 (Cr^{3+}) 掺杂, 由于 Cr^{3+} 的电子结构与 Mn^{4+} 一样同为 $t_{2g}^3 e_g^0$, 它参与和 Mn^{3+} 的双交换作用, 导致有 PM-FM 相变但无 IM 相变. 本文选取 Gd 对 La 位替代, 由于 Gd 的磁性较大 ($\mu_{\text{eff}} \approx 8.0\mu_B$), 将导致 T_C 的提高和 M 的增强. 另一方面 Gd 的离子半径 $\langle r_{\text{Gd}} \rangle$ 小于 La 的 $\langle r_{\text{La}} \rangle$, 将导致 T_C 的降低和 M 的减弱. 显然 Gd 离子本身对磁性的竞争作用, 必然会对体系的磁、电行为产生影响. 实验结果表明: 随着 Gd 掺杂的增

加, 体系从长程铁磁有序向自旋团簇玻璃态和反铁磁状态转变, 高掺杂时的输运性质在其磁背景下发生异常, Gd 掺杂引起的磁结构变化和额外的磁性耦合将导致 CMR 效应的增强.

2. 实 验

用固相反应法制备了 $\text{La}_{0.7-x}\text{Gd}_x\text{Sr}_{0.3}\text{MnO}_3$ ($x = 0.00, 0.10, 0.15, 0.20, 0.30, 0.40, 0.50, 0.60, 0.70$) 多晶样品. 其制备过程简述如下: 将高纯度的 La_2O_3 , SrO_3 , Gd_2O_3 和 MnO_2 化学试剂按名义组分进行配比, 经充分混合和研磨后在 900 °C 预烧 12 h, 再研磨后在 1000 °C 加热 12 h, 1200 °C 加热 24 h, 以获得良好的结晶. 最后被压片成型, 并在 1400 °C 烧结 24 h, 切割成薄的长形块状样品.

样品的粉末 x 射线衍射 (XRD) 在 Rigaku-D/max- γ A 衍射仪上用高强度的 $\text{Cu-K}\alpha$ 射线进行, 用以检查样品的结构变化和相的纯度. $M-T$ 曲线测量使用的是 Lake Shore 振动样品磁强计 (VSM), 分别在零场和 0.01 T 磁场中将样品冷却到 5 K, 再升温测量. $M-H$ 曲线的测量也在 Lake Shore 振动样品磁强计上进行. 拉曼曲线的测量在 SPEX-1403 激光拉曼谱仪上

* 国家自然科学基金重点项目 (批准号: 19934003) 和国家重点基础研究发展规划项目 (批准号: D01CB610604) 资助的课题.

进行, 波长范围为 $100\text{--}900\text{ cm}^{-1}$. 红外曲线的测量在傅里叶变换红外光谱仪(Nicolet 700)上进行, 波长范围为 $350\text{--}850\text{ cm}^{-1}$. 零场和磁场下($H=0, 1.6\text{ T}$)的电阻率用标准的四引线方法测量, 测量所用的电流根据被测样品阻值大小, 维持在 $1\text{--}10\text{ mA}$ 之间的某一定值, 以满足所需的灵敏度.

3. 结果及讨论

样品的粉末 XRD 图样如图 1 所示. XRD 图样表明随 Gd 掺杂浓度的增加, 晶体结构从菱面体对称向正交对称转变, 并且所有样品均保持很好的单相.

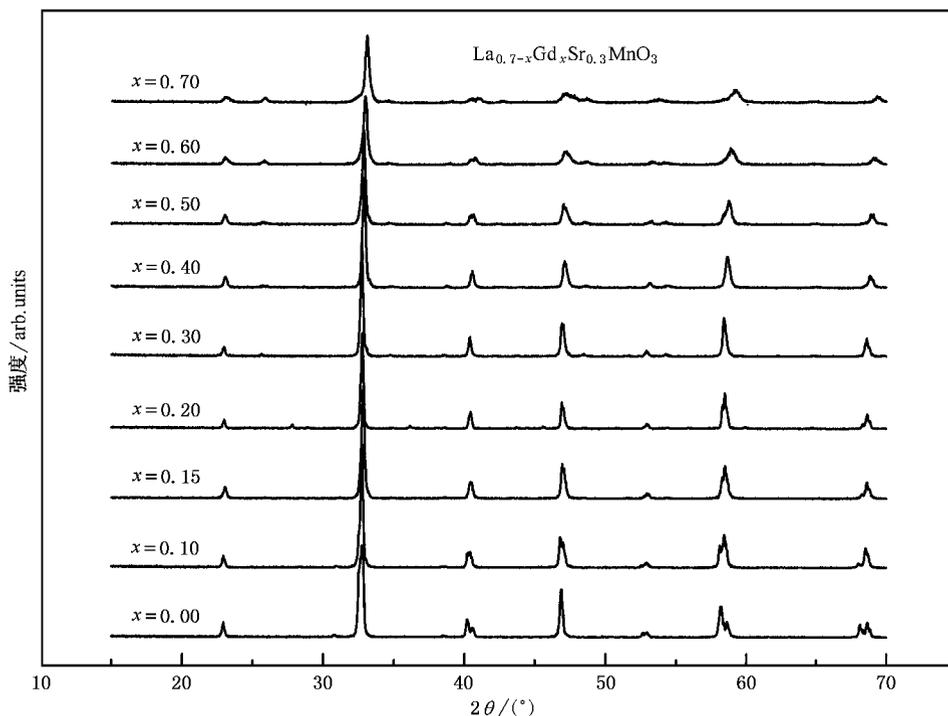


图 1 $\text{La}_{0.7-x}\text{Gd}_x\text{Sr}_{0.3}\text{MnO}_3$ 系列样品的粉末 XRD 图样

3.1. Gd 掺杂对磁性的影响

样品的 $M\text{-}T$ 曲线如图 2 所示. 从图 2 可以看出, 随着掺杂的增加, 体系的磁性减弱, 磁结构表现出三种类型: (1) 当 $x \leq 0.20$ 时, 样品的零场冷却(ZFC)和加场冷却(FC)的磁化曲线基本一致, PM-FM 相变很陡, 相变后体系显示出典型的 FM 特征, 表现为长程铁磁有序. (2) $x = 0.30, 0.40$ 时, 样品的 ZFC 和 FC 曲线在 T_C 以下明显不同, 表现为自旋团簇玻璃态特征. (3) 当 $x \geq 0.50$ 时, 样品的 ZFC 曲线与 FC 曲线在 T_C 以下均跌落很快, 表现为反铁磁(AF M)特征. 对 $x = 0.50$ 样品, 在 $T > 20\text{ K}$ 时 FC 曲线是 M_{FC} 随温度升高而降低(与 $x = 0.30, 0.40$ 样品的 $M_{FC}\text{-}T$ 曲线一致), $T < 20\text{ K}$ 时 FC 曲线却是随温度升高而增加(与 $x = 0.60, 0.70$ 样品在低温区的 $M_{FC}\text{-}T$ 曲线一致), 表明它是从自旋团簇玻璃态向反铁磁状态过渡.

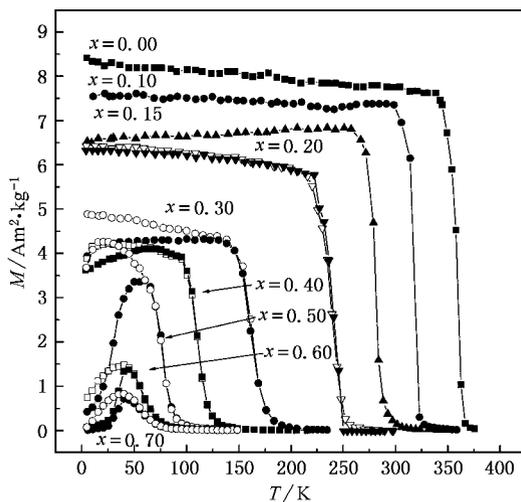


图 2 $\text{La}_{0.7-x}\text{Gd}_x\text{Sr}_{0.3}\text{MnO}_3$ 系列样品的 $M\text{-}T$ 曲线

居里温度 T_C 定义在 $M\text{-}T$ 曲线的 dM/dT 的极小值处, 表 1 给出所有样品的居里温度 T_C . 随 Gd 含

量的增加, A 位离子平均半径 $\langle r_A \rangle$ 减小使公差因子 t 变小, 导致 Mn—O—Mn 键的畸变, 削弱了双交换作用^[2,3], 居里点 T_C 下降很快, PM-FM 相变推向低温区.

表 1 $\text{La}_{0.7-x}\text{Gd}_x\text{Sr}_{0.3}\text{MnO}_3$ ($0.00 \leq x \leq 0.70$) 样品 T_C 与 x 的关系

x	0.0	0.10	0.15	0.20	0.30	0.40	0.50	0.60	0.70
T_C/K	360	318	282	240	163	110	76	66	60

为了解不同掺杂下磁结构的变化, 我们测量了 $\text{La}_{0.7-x}\text{Gd}_x\text{Sr}_{0.3}\text{MnO}_3$ ($x = 0.20, 0.40, 0.50, 0.60, 0.70$) 在 10 K 温度下磁化强度与磁场关系曲线 ($M-H$ 曲线) 如图 3 所示. $x = 0.20$ 时, M 随 H 的变化曲线为很好的铁磁性形状, 磁场高于 0.02 T 后, 磁化强度随磁场增加逐步趋向饱和. $x = 0.40$ 有类似的结果, 说明其低温下的磁结构虽然是团簇, 但随磁场提高, 团簇内磁矩趋向一致, 有的文献称之为自旋倾斜 (spin-canted) 的铁磁态^[4]. $x = 0.60, 0.70$ 时, 其 M 与 H 的关系不像 $x \leq 0.50$ 那样, 首先是出现一个 M 突变, 然后再趋向饱和, 而是在低场下就是渐变的, 随 H 增加 M 持续上升, 不出现饱和, 表现为典型的反铁磁性^[5]. 这表明在高掺杂时 Gd^{3+} 亚晶格与 $\text{Mn}^{3+}/\text{Mn}^{4+}$ 亚晶格的磁矩之间是反平行排列的.

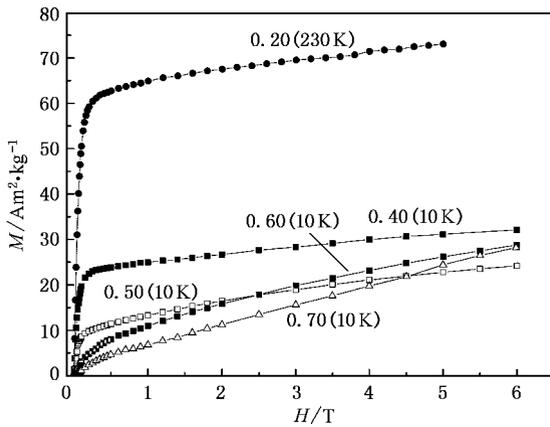


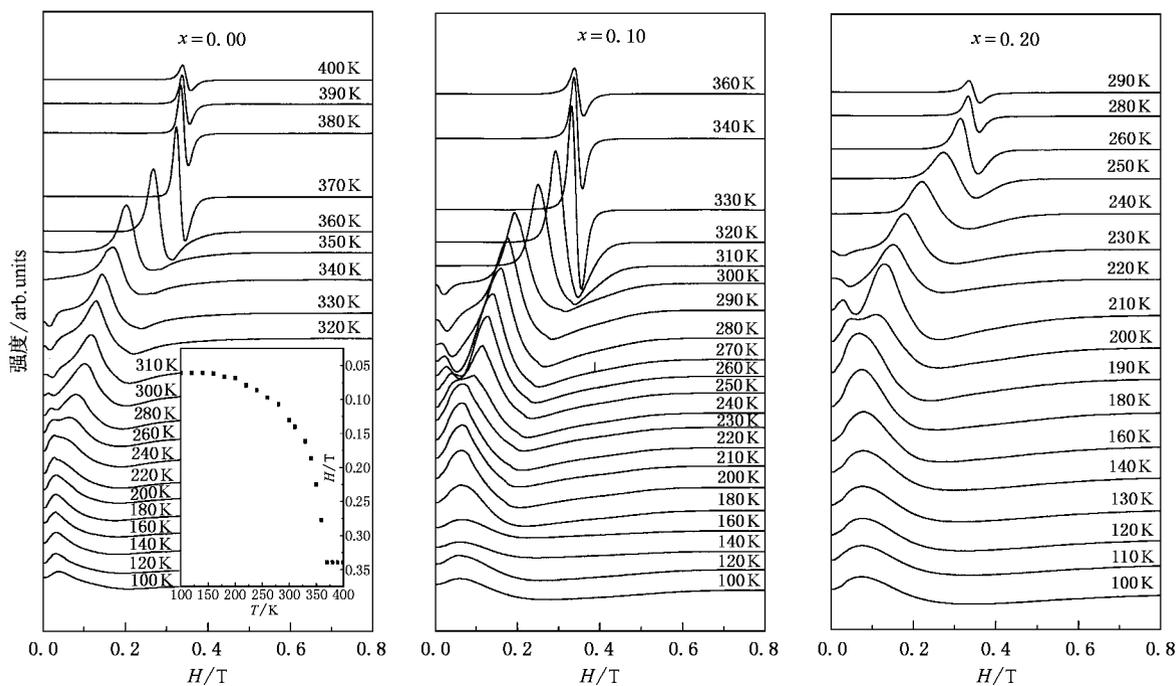
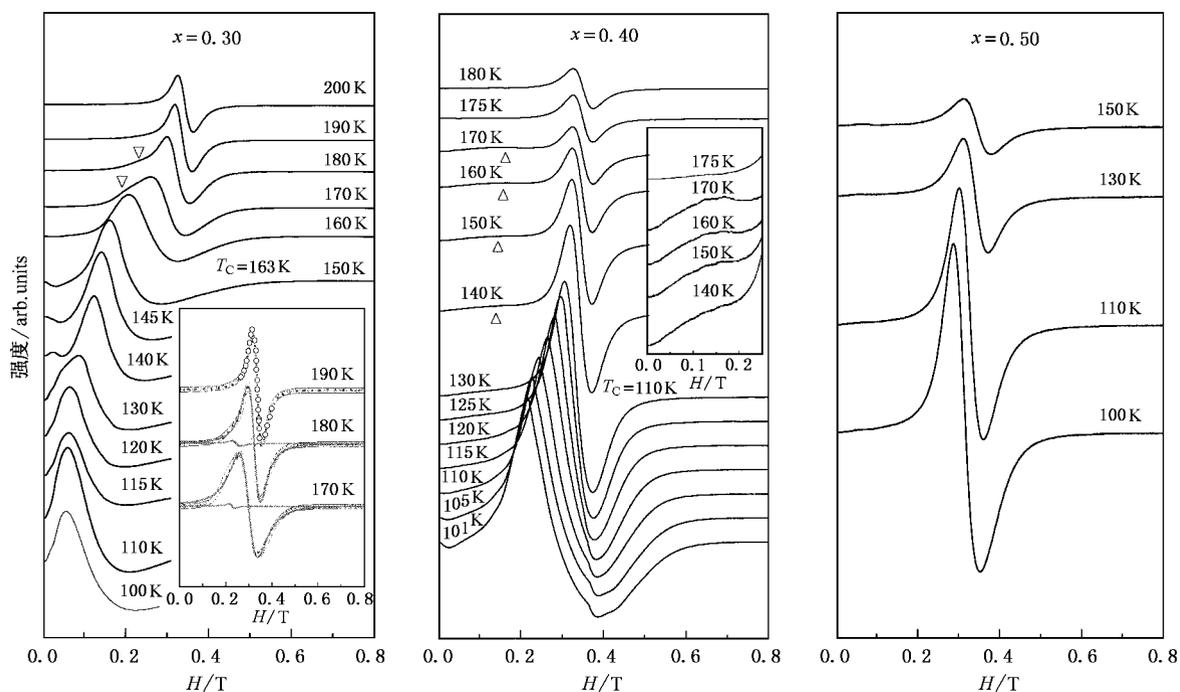
图 3 $\text{La}_{0.7-x}\text{Gd}_x\text{Sr}_{0.3}\text{MnO}_3$ 部分样品的 $M-H$ 曲线

掺 Gd 体系的 PM-FM 相变与其他掺杂有着明显不同, 就是体系的磁相变很陡, 即使在自旋团簇玻璃态也是如此. 为了澄清这个现象, 我们用 ESR 谱研究其微观磁性. 图 4 给出了 $x = 0.00, 0.10, 0.20$ 的 ESR 谱. 图 5 给出了 $x = 0.30, 0.40$ 和 0.50 的 ESR 谱. 从图 4 和图 5 可以看到, 对 $x = 0.00, 0.10, 0.20, 0.30, 0.40$ 样品在高于 370, 330, 280, 170 和 130 K 都是 $g \approx 2$ 的 PL 线, 而在 360, 320, 260, 160 和 120 K 都

是 $g < 2$ 的 FL 单线, 出现 FL 线的温度均在 $M-T$ 曲线 (图 2) 出现 FM 态的居里温度 T_C 附近. 但这些 ESR 线与以往报道的不同, 以往报道的大多数体系 PM-FM 相变温区很宽, ESR 线总是从 PL 到劈裂出双线 (即在同一温度下 ESR 谱存在双峰), 其中一个 PL 线, 另一个是低场区的 FL 线, 随温度降低 PL 强度逐渐减弱, FL 逐渐飘移向低场, 在达到某一温度时 PL 消失, 只存在 FL. 对 $\text{La}_{0.7-x}\text{Gd}_x\text{Sr}_{0.3}\text{MnO}_3$ 体系, 在出现 AFM 以前 (即 $x \leq 0.40$), 相变温区很窄, 在 ESR 测量间隔的 10 K 内已完成 PM-FM 相变. 所以在 ESR 曲线中没有观察到劈裂峰, 这也说明 $\text{La}_{0.7-x}\text{Gd}_x\text{Sr}_{0.3}\text{MnO}_3$ 体系的磁相变的确很陡.

体系的磁结构变化与 Gd 在 A 位的占位情况和磁性是紧密相关的. 当 $x \leq 0.20$ 时, Gd 掺杂浓度较低, 体系中依然是 Mn-O-Mn 的长程铁磁有序占主导地位, 不论是 PM-FM 相变和与其相关的 IM 相变都与以前报道的很一致. 当 $x = 0.30, 0.40$ 时, Gd 掺杂虽然在 La-O 层中阻断了 La-O-La (Sr) 形成 La-O-Gd, 但还没有形成 Gd-O-Gd 的关联. 无规分布的 Gd 的磁势和库仑势使 Mn-O-Mn 不能形成均匀的长程序, 而造成 Mn-O-Mn 团簇, 形成自旋团簇玻璃态. 同时由于 Mn-O-Mn 团簇尺寸大小差不多, 致使 PM-FM 相变在狭窄温区中完成. 当 $x = 0.50$ 时, 随着温度的降低, Gd 将逐步由无规排列向 Gd-O-Gd 链有序排列过渡, 体系逐步由自旋团簇玻璃态向反铁磁状态转变. 当 $x = 0.60, 0.70$ 时, 由于掺杂浓度较高, Gd 不再是以个体方式无规地分布于 La-O-La (Sr) 面中, 而是构成了 Gd-O-Gd 链, 它在 FM 态形成了 Mn-O-Mn 与 Gd-O-Gd 的反铁磁排列.

不仅 Gd 的磁性有利于 PM-FM 相变, 而且 Gd 离子半径 $\langle r_{\text{Gd}} \rangle$ 减小引起的晶格畸变对体系磁结构也产生了很大影响. 为了研究这一影响, 我们测量了样品的红外透射谱和拉曼光谱, 如图 6、图 7 所示. 红外透射谱中位于 390 cm^{-1} 左右的弯曲模对 Mn—O—Mn 的键角变化比较敏感, 位于 595 cm^{-1} 左右的伸缩模对 Mn—O—Mn 键长非常敏感. 由图 6 可见, 随 Gd 含量的增加, 两种振动模都有明显的变化. 弯曲模吸收谱随着掺杂增加逐步向高频移动, 不仅说明了 Gd 离子进入了晶格, 也反映了 Gd 离子与 Mn 离子有不同的库仑势, Gd 离子的替代将引起库仑势的涨落. 伸缩模峰位趋向最小, 吸收峰位置基本未变, 说明随着 Gd 掺杂的增加, Mn—O—Mn 键长变化比较大. 文献 [6] 较详细研究了晶格畸变大小与磁

图4 $\text{La}_{0.7-x}\text{Gd}_x\text{Sr}_{0.3}\text{MnO}_3$ 部分样品($x = 0.00, 0.10, 0.20$)的 ESR 曲线图5 $\text{La}_{0.7-x}\text{Gd}_x\text{Sr}_{0.3}\text{MnO}_3$ 部分样品($x = 0.30, 0.40, 0.50$)的 ESR 曲线

性强弱的关系, 他们发现晶格畸变较小时, 特别是 $a = b \approx c$ 情况下样品都具有铁磁性, 若 a, b 和 c 的差别较大, 一般样品都为反铁磁性或非铁磁性. 这与上

述我们的研究结果是一致的. 图 7 所示的拉曼光谱反映了对应于氧原子外部振动以及 MnO_6 八面体畸变的高频或低频振动模式, $\text{La}_{0.7-x}\text{Gd}_x\text{Sr}_{0.3}\text{MnO}_3$ 体系

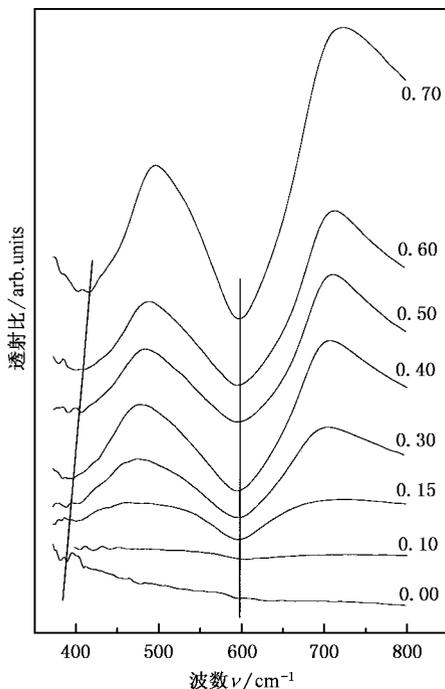


图6 $\text{La}_{0.7-x}\text{Gd}_x\text{Sr}_{0.3}\text{MnO}_3$ 部分样品的红外透射谱

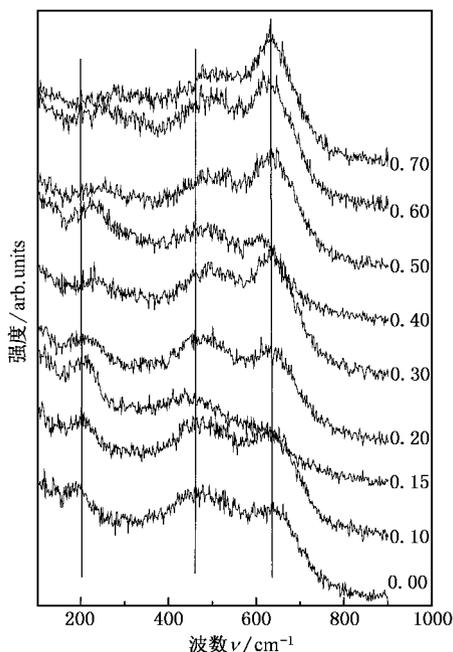


图7 $\text{La}_{0.7-x}\text{Gd}_x\text{Sr}_{0.3}\text{MnO}_3$ 部分样品的拉曼光谱

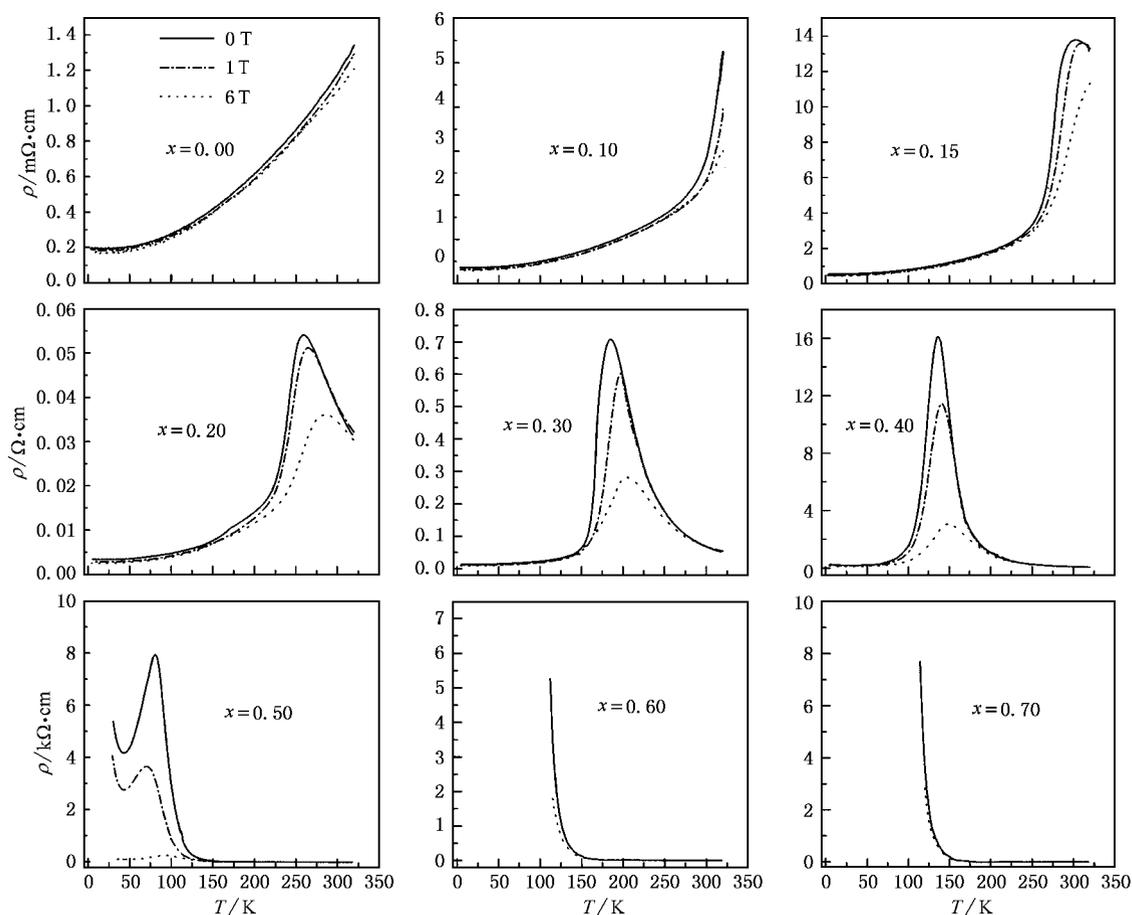
的拉曼光谱由三个基本结构组成,分别处于 200、465 和 640 cm^{-1} ,其中 200 和 465 cm^{-1} 的波带强度与 Mn—O—Mn 的键角变化相联系(亦与库仑势的涨落相联系), 640 cm^{-1} 的波带强度与 Mn—O—Mn 的键长变化相联系^[7]。由图 7 可见,200、465 cm^{-1} 处的波

带强度随 Gd 含量的增加而减弱,直至 $x = 0.30$ 时消失,在 $x = 0.40$ 时又出现峰值。两处峰值的变化说明了随 Gd 含量的增加(x 从 0.20 增加到 0.40),无规分布的磁势和库仑势使体系由长程铁磁有序向自旋团簇玻璃态转变,这与 $M-T$ 曲线的测量结果是一致的。 640 cm^{-1} 处波带的强度随着 Gd 含量的增加显著增强,当 $x \geq 0.50$ 时出现峰值,反映出晶格中平均 Mn—O—Mn 键长随 Gd 含量的增加发生了很大变化,体系此时已处于反铁磁状态^[6]。

3.2. Gd 掺杂对输运性质的影响

随 Gd 含量的增加, $\text{La}_{0.7-x}\text{Gd}_x\text{Sr}_{0.3}\text{MnO}_3$ 体系出现复杂的磁行为,在这些磁背景下将导致不同的输运行为。图 8 给出了不同 Gd 掺杂时零场和 6 T 磁场下的电阻率曲线。从图 8 可以看到相应于以上磁结构的变化,也出现相应的三类 $\rho-T$ 关系(1)当 $x \leq 0.20$, T_C 以下 $\rho-T$ 曲线显示出金属特性(2)对 $x = 0.30$ 、0.40,伴随着 IM 相变, T_C 附近电阻率曲线出现峰值, T_C 两边的 $\rho-T$ 曲线几乎是对称的,而且随着 Gd 掺杂浓度增加,其峰值对应的温度逐渐移向低温区(3)当 $x = 0.50$ 时,电阻率比 $x \leq 0.40$ 突然增加了 3 个数量级,虽然在 T_C 附近存在 IM 相变,但在 $T < T_C$ 温区随温度的降低, ρ 下降后又转折上升,再现绝缘体特征,这是在 ABO_3 结构的 CMR 材料中很少发现的。另一个新的发现是:当 $x = 0.60$ 、0.70 时,虽然有磁相变发生,但电阻率曲线在远离于磁相变的温区就表现为绝缘体行为。

为了解样品类半导体(或类绝缘体)输运行为的本质,我们用激活模型 $\rho = \rho_0 \exp(E/k_B T)$ 、极化子绝热跃迁模型 $\rho = \rho_0 T \exp(E_p/k_B T)$ 和变程跃迁模型(VRH) $\rho = \rho_0 \exp(T_0/T)^{1/4}$ 对 $x \geq 0.20$ 的各个样品的零场电阻率进行了拟合。对 $x = 0.20$ 样品,极化子模型拟合得很好。对 $x = 0.30$ 样品,极化子模型在 $T > 250\text{ K}$ 时拟合得很好,而 VRH 模型在 203—240 K 拟合得很好。对 $x = 0.40$ 样品,极化子模型在 $T > 200\text{ K}$ 时拟合得很好,而 VRH 模型在 $T < 194\text{ K}$ 时拟合得很好。表 2 给出了样品类半导体输运极化子模型和 VRH 模型的适用温度范围,显然对于 $x = 0.30$ 、0.40,分别在 240—250 K 和 194—200 K 是极化子到 VRH 的过渡。当 $x \geq 0.50$ 时,均存在极化子和 VRH 都适用的温度范围,如 $x = 0.50$ 时的 117.6—160 K, $x = 0.60$ 时的 133—158 K, $x = 0.70$ 时的 149—157 K,在这些温度范围内是极化子和 VRH 的

图 8 $\text{La}_{0.7-x}\text{Gd}_x\text{Sr}_{0.3}\text{MnO}_3$ 系列样品在不同磁场下的 ρ - T 曲线

共存.

表 2 样品绝缘区极化子模型和 VRH 模型的适用温度范围

x	0.30	0.40	0.50	0.60	0.70
极化子模型	> 250 K	> 200 K	> 117.6 K	> 133 K	> 149 K
VRH 模型	203—240 K	149—194 K	110—160 K	< 158 K	< 157 K

对 $x \leq 0.20$ 的样品, PM 态极化子的导电机制是广为人们接受的. 对 $x = 0.30$, $x = 0.40$ 样品, Gd 掺杂增大了 Mn^{3+} 离子中 e_g 电子的局域化程度, 提高了极化子运输的激活能, 使得在低温下极化子运输变得很困难, 载流子倾向于可变量跃迁. 因此高温区是极化子导电, 随温度降低过渡为 VRH 导电. 对于 $x \geq 0.50$ 样品, 导电机制虽然也满足高温区极化子导电、低温区 VRH 导电, 但 VRH 的起源与 $x = 0.30$, 0.40 时不一样. 此时 Gd 不是以个体方式无规地分布于 La-O-La (Sr) 中, 而是存在 Gd-O-Gd 链, FM 态将形成 Mn-O-Mn 与 Gd-O-Gd 的反铁磁排列. 在 Mn^{3+} -O- Mn^{4+} 双交换作用下的 e_g 电子运动在 AFM 背景中

形成绝缘体, 而且随掺杂增加 Gd 的无规磁势对 VRH 载流子的散射电阻越来越大. 所以 $x \geq 0.50$ 样品的电阻率比 $x = 0.40$ 样品的电阻率大 3 个数量级. $x = 0.60$, 0.70 样品在远离磁相变温区已呈现绝缘态. $x = 0.50$ 样品电阻率曲线的反常行为, 与它从自旋团簇玻璃态向反铁磁状态转变有关. 在温度大于 20 K 时, ρ - T 关系与自旋团簇玻璃态 ($x = 0.30$, 0.40) 是一致的. 而在温度低于 20 K 时, 体系已转变为反铁磁状态. 载流子运动在 AFM 背景下, ρ - T 曲线再现绝缘体特征, 导致 ρ 在低温区随温度下降后又折转上升. 有报道称, 在 $\text{La}_{0.67}\text{Ca}_{0.33}(\text{Mn}, \text{Fe})\text{O}_3$ 的 ρ - T 关系中也发现 IM 相变后又呈现绝缘体的情况^[8,9], 它也与体系从自旋团簇玻璃态向反铁磁状态的转变有关.

由图 8 还可以看到, 样品在磁场下电阻率峰被压低. 这是由于外磁场对 CMR 材料将产生两个作用: 一是外磁场可以抑制热涨落, 使 PM-FM 相变发生在较高温度, 即 IM 相变温度 T_p 向高温漂移; 另

一个作用是使相同温区的 FM 态更加有序,对载流子的散射作用减弱,导致样品在磁场下的电阻率低于零场下的电阻率.

3.3. CMR 效应

图 9 给出了 $\text{La}_{0.7-x}\text{Gd}_x\text{Sr}_{0.3}\text{MnO}_3$ 体系的磁电阻率 MR 与温度 T 的关系,这里 MR 定义为 $\text{MR} = \frac{\rho(0) - \rho(H)}{\rho(H)} \times 100\%$. 由图 9 可见,对存在 IM 相变的样品(即 $x \leq 0.50$),在转变温度附近 MR 出现峰值. 随着 Gd 浓度的增加 MR 峰值增加很快. 对 $x =$

0.50 的样品,在 6 T 下最大 MR 可以达到 5000%;即使在 1 T 的低场下, $x = 0.30$ 样品的 MR 峰值也达到了 100%. 从图 8、图 9 还可以看到,随着 Gd 掺杂浓度的增加,MR 对磁场敏感性增强,如 $x = 0.50$ 的样品在 1 T 时的电阻率差异很大. 这是由于 6 T 磁场的作用使得 Gd 和 Mn 不能形成反铁磁排列,低温下的绝缘体行为被抑制,电阻率大大降低,在 $T < T_p$ 温区呈现金属性,以致于出现了 CMR 行为. 对于 $x = 0.60, 0.70$ 样品,由于远在磁相变出现的温区已呈现绝缘体行为,电阻率在磁场和零场下变化不大,MR 较小.

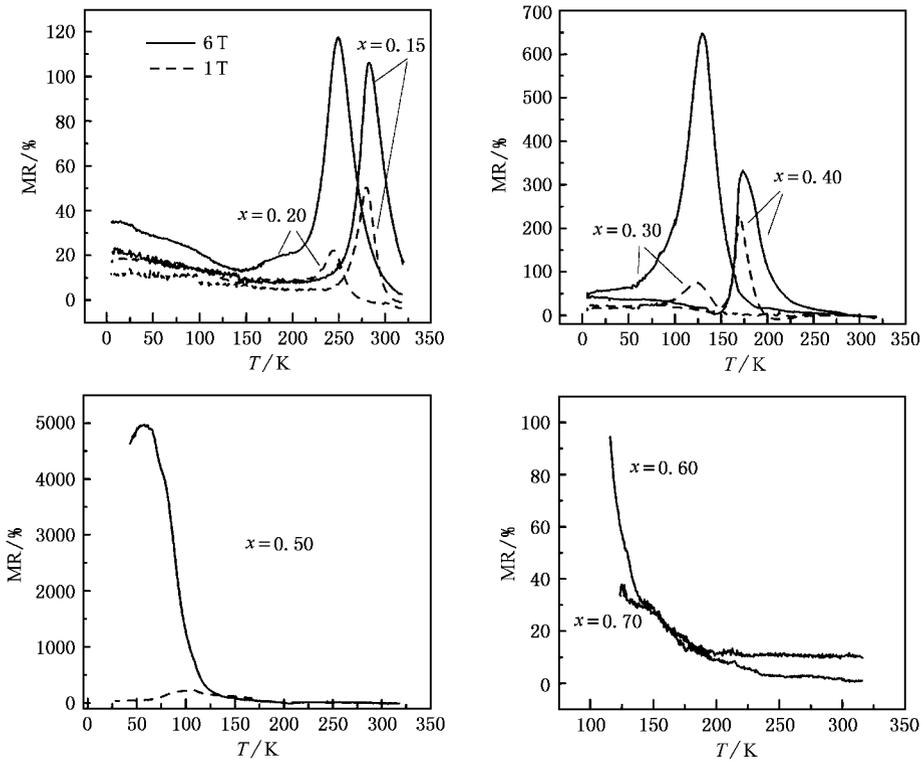


图 9 $\text{La}_{0.7-x}\text{Gd}_x\text{Sr}_{0.3}\text{MnO}_3$ 系列样品在不同磁场下的 MR-T 曲线

Gd 掺杂使 MR (特别是低场时的 MR) 显著增强,不仅对实际应用非常重要,而且也为锰氧化物中的 MR 机制提供了信息. 最近的研究结果表明,在 T_C 附近锰氧化物中存在相分离^[10-12],即同时存在空间上不均匀的金属区和绝缘区,而铁磁性金属区随温度或外加磁场而扩展,将导致 IM 转变. 从这一角度出发,Gd 掺杂导致 IM 转变和 MR 的显著增强可以从两方面来理解. 一方面由于平均 A 位离子半径随 Gd 含量增加而减小,导致 Mn—O—Mn 键逐渐弯曲,使得载流子有效质量增加从而迁移率减小,所以电阻率峰值升高. 另一方面,非磁性的 La 被磁性的 Gd

替代会引起额外的磁性耦合(Gd^{3+} 和 $\text{Mn}^{3+}/\text{Mn}^{4+}$ 亚晶格),并且该耦合是反铁磁性的. 由于上述两方面原因,载流子更加局域化,使得金属区的扩展在温度不是足够低的时候很微弱,这意味着在 T_C 附近的相分离形式是许多孤立的小金属区(而不是少量的大金属区)与绝缘区共存. 当大量的小金属区在铁磁相变的触发下在很窄的温区内几乎同时一致地进行扩展,将会导致电阻率急剧陡降,造成更加显著的 IM 相变. 同时,由于引入的额外磁性耦合可以被外加磁场控制和改变,所以体系的微观磁结构(即铁磁性金属区的数量和大小)对外加磁场更加敏感,从而

使 MR (特别是低场 MR) 显著增强.

4. 结 论

本文研究了 A 位 Gd 掺杂对 $\text{La}_{0.7}\text{Sr}_{0.3}\text{MnO}_3$ 体系的磁性和输运性质的影响, 我们可以得出下述结论. 当 $x \leq 0.20$ 时, 体系表现为长程铁磁有序; 当 x

$= 0.30, 0.40$ 时, 体系表现为自旋团簇玻璃态; 当 $x \geq 0.50$ 时, 体系表现为反铁磁状态. 随着 Gd 掺杂浓度的增加, 体系的晶格畸变也在增大.

随着体系的磁结构变化, 其输运机制也从极化子跃迁向变程跃迁过渡, 高掺杂时的输运性质在其磁背景下发生异常. Gd 掺杂引起的磁结构变化和额外的磁性耦合将导致 CMR 效应.

- [1] Helmut R V, Wecker J, Holzapfel B *et al* 1993 *Phys. Rev. Lett.* **71** 2331
- [2] Hwang H Y, Cheong S W, Radaelli P G *et al* 1995 *Phys. Rev. Lett.* **75** 914
- [3] Fontcuberta J, Martinez J B, Seffar A *et al* 1996 *Phys. Rev. Lett.* **76** 1122
- [4] Guo Z B, Huang H, Ding W P *et al* 1997 *Phys. Rev. B* **56** 10789
- [5] Jeffrey S G, Booth C H, Bridges F *et al* 1997 *Phys. Rev. B* **55** 6453
- [6] Bokov V A, Grigoryan N A, Bryzhina M F *et al* 1968 *Phys. Stat. Sol.* **28** 835
- [7] Liarokapis E, Leventouri T, Lampakis D *et al* 1999 *Phys. Rev. B* **60** 12758
- [8] Wang Z H *et al* 1999 *Acta Phys. Sin.* **48** 757 (in Chinese) [王志宏等 1999 物理学报 **48** 757]
- [9] Li G *et al* 1999 *Acta Phys. Sin.* **48** 505 (in Chinese) [李 广等 1999 物理学报 **48** 505]
- [10] Moreo A, Yunoki S, Dagotto E 1999 *Science* **283** 2034
- [11] Fath M, Freisem S, Menovsky A A *et al* 1999 *Science* **285** 1540
- [12] Uehara M, Mori S, Chen C H *et al* 1999 *Nature* **399** 560

The influence of Gd doping at A site on the magnetic and electrical properties in $\text{La}_{0.7}\text{Sr}_{0.3}\text{MnO}_3$ *

Liu Ning^{1,2)} Gao Gui-Zhen¹⁾ Tong Wei²⁾ Zhang Yu-Heng²⁾

¹⁾ Department of Physics, Suzhou Teachers College, Suzhou 234000, China)

²⁾ Laboratory of Structure Research, University of Science and Technology of China, Hefei 230026, China)

(Received 11 November 2002 ; revised manuscript received 8 January 2003)

Abstract

The $M-T$ curves, $M-H$ curves, infrared spectra, Raman spectra, $\rho-T$ curves and MR- T curves of $\text{La}_{0.7-x}\text{Gd}_x\text{Sr}_{0.3}\text{MnO}_3$ ($x = 0.00, 0.10, 0.15, 0.20, 0.30, 0.40, 0.50, 0.60$, and 0.70) are studied. The experimental results indicate that with increasing Gd doping, the system undergoes a transition from long-range ferromagnetic order to the cluster-spin glass state and further to an antiferromagnetic order. With heavily doping content, the transport property exhibits an abnormal behavior under magnetic background. The variation in magnetic structure and extra magnetic coupling caused by Gd doping lead to colossal magnetoresistance.

Keywords : magnetic structure, transport properties, colossal magnetoresistance effect

PACC : 7550L, 7210

* Project supported by the National Natural Science Foundation of China (Grant No. 19934003) and the State Key Development Program for Basic Research of China (Grant No. 001CB610604).