

Co 掺杂的 ZnO 稀磁半导体块体的退火热处理研究^{*}

彭先德 朱 涛[†] 王芳卫

(北京凝聚态物理国家实验室,中国科学院物理研究所,北京 100190)

(2008 年 10 月 29 日收到,2008 年 11 月 12 日收到修改稿)

采用固相反应法制备了 $Zn_{0.95}Co_{0.05}O$ 块体样品,并对其进行了不同方式的退火处理.实验表明在锌气氛中 500℃退火的样品表现出铁磁性,而在真空中退火的样品却没有磁性,进一步,在锌气氛中 1100℃退火的样品虽然表现出铁磁性,但其铁磁性来源于样品在锌气氛中 1100℃退火过程中产生了 1%左右的 Co 金属团簇杂质相.另外,在低温时所有样品都表现出较大的正磁电阻,认为正磁电阻效应是由于 s-d 电子交换相互作用引起的自旋劈裂造成的,而高场时出现的负磁电阻效应则可能归因于磁场导致的束缚磁极化子的破损和自旋散射的抑制.

关键词:Co 掺杂 ZnO, X 射线衍射,铁磁性,磁电阻

PACC: 6110M, 7550P, 7550D, 7530V

1. 引 言

以 ZnO 为基础的稀磁半导体,由于其本身所具有优良的物理和化学特性,使其在电子自旋方面具有非常广泛的应用前景^[1,2],因此这几年一直是人们研究的热点,但是其磁性的来源问题目前尚未有定论,不同的课题组往往得出不同的结果.有的课题组报道铁磁性来源于样品中过渡金属团簇^[3-5],有的课题组则认为样品的铁磁性是其本征特性^[6-8].实验表明不同的实验过程,对样品的磁性以及其电导性具有很大的影响,比如,退火处理就对掺 Co 的 ZnO 样品的磁性等有很大的影响^[5,7-10].同样,样品的形态也决定了其磁性特点,室温铁磁性一般在薄膜及纳米颗粒中被发现^[4,6,7].

对于过渡金属掺杂的 ZnO 基稀磁半导体块体,大多数研究表明为顺磁性^[3,11-13],但是,我们发现采用锌气氛 500℃退火的 $Zn_{1-x}Co_xO$ 块体具有室温铁磁性^[14].我们认为退火过程对于 Co 掺杂 ZnO 块体样品中载流子的形成具有重要的影响,而载流子特性又进一步决定了稀磁半导体的磁性以及电导特性.因此,本文对 Co 掺杂 ZnO 块体的锌气氛退火进行了深入地研究,对比了锌气氛下 500,1100℃两种退火方式,及单纯真空退火对 Co 掺杂 ZnO 块体的磁性影响.我们还对相关样品的磁电阻进行了研究.

2. 实 验

单相的 $Zn_{0.95}Co_{0.05}O$ 块体样品是通过固相反应法制成的.先将 Alfa 购买的高纯的 ZnO(3N)和 CoO(5N)按相应的比例充分研磨混合均匀,压片并在 500℃的温度下预烧 24 h.将预烧后的样品进行第二次研磨并压片后在 1200℃的温度下烧结 24 h 制成单相的初始样品.然后把初始样品分为四部分,第一部分和第二部分将其在 500℃的锌气氛及真空环境进行退火 8 h^[14].将第三部分研磨成粉末,添加少量的金属锌粉并将它们充分研磨混合压片,并将其密封在抽真空的石英管里,在 1100℃高温下退火 12 h.作为对比,第四部分样品则只进行同样的 1100℃高温真空退火.为了方便起见,我们将用 C5s 表示没有进行过退火处理的初始样品,用 C5z500 表示经过 500℃锌气氛真空退火处理的样品,C5v500 表示经过 500℃真空退火的样品,C5z1100 表示在锌气氛中经过 1100℃真空退火的样品,而 C5v1100 则表示只是 1100℃中进行真空退火的样品.样品的 X 射线粉末衍射测量是采用 D/Max-2400 X 射线衍射仪(CuK α)上通过步进扫描完成的,扫描范围 $2\theta = 20^\circ-100^\circ$,步长 0.02°,每步间隔时间为 2 s.磁性测量则是在超导量子磁强计(SQUID,MPMS-7,Quantum DesignTM)上进行的.而电阻测量则是采用标准四端

^{*} 国家自然科学基金(批准号 50871120)资助的课题.

[†] 通讯联系人. E-mail: zhu@aphy.iphy.ac.cn

法在多功能磁性测量系统(PPMS ,Quantum Design™)上完成的.

3. 结果与讨论

样品 C5s ,C5v1100 和 C5z1100 的 X 射线衍射谱如图 1 所示. 这里衍射强度我们用对数坐标表示, 这样可以确保即使有非常微弱的杂质相也能被观察到. 从图可以看出, 在 X 射线衍射的精度范围内, 没有经过退火处理的样品 C5s 和真空退火后的样品 C5v1100 都只能观察到 ZnO 纤维锌矿结构的衍射峰而没有任何其他杂质相. 这说明高温烧结的样品中 Co^{2+} 离子已经完全取代 Zn^{2+} 离子进入 ZnO 的结构中, 并且单纯的高温真空退火过程不会影响样品的结构, 也不会引入任何杂质相. 在我们以前的实验中就观察到 500℃ 锌气氛退火的样品 C5z500 以及 500℃ 真空退火的样品 C5v500 和初始样品 C5s 具有相同的结构, 没有发现其他杂质^[14]. 这里, 在 1100℃ 温度下锌气氛退火后的样品 C5z1100 中, 则观察到 Co 金属团簇杂质相的衍射峰, 如图 1 中符号 * 所示. 我们认为这是由于在高温环境中, 金属锌和样品中的钴离子可能发生置换反应得到 Co 金属团簇.

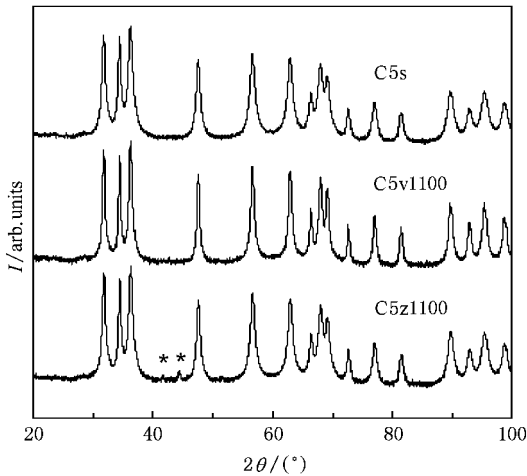


图 1 样品 $\text{Zn}_{0.95}\text{Co}_{0.05}\text{O}$ 的 X 射线粉末衍射图(C5s 代表刚烧结好的初始样品, C5v1100 是指没有添加锌粉 1100℃ 退火后的样品, C5z1100 则是添加锌 1100℃ 退火后的样品. 符号 * 标志了样品中杂质相钴金属团簇的衍射峰)

为了得到样品更精确的结构信息, 我们用 Rietveld^[15]方法在 RIETICA^[16]程序上对 X 射线衍射数据进行了拟合. 在拟合的过程中, 我们采用纤维锌矿结构 ZnO (空间群为 $P63mc$) 的晶格参数作为拟合

的初始值. 拟合结果如表 1 所示, a , c 和 V 分别表示样品的晶格参数和晶胞体积, 原子位置分别为 Zn/Co 2k(1/3, 2/3, 0) 和 O 2k(1/3, 2/3, z). 样品 C5z1100 中的杂质相为钴金属团簇. 可信参数 R_{wp} 和 χ^2 则用于描述实验值和计算值符合好坏的参数, 如表 1 所示所有样品的可信参数值都小于 10%, 这说明我们的拟合结果是非常可靠的. 从表 1 我们还可以看出三个样品的晶格参数以及晶胞体积都很接近, 因此退火过程对样品的晶体结构没有任何影响. 而对于 1100℃ 锌气氛退火处理过的样品中则含有约 1.3at% 的杂质相钴金属团簇, 这种团簇结构的空间群为 $P63/mmc$.

表 1 样品 C5s ,C5v1100 和 C5z1100 的 X 射线数据拟合结果

	C5s	C5v1100	C5z1100
$a/\text{Å}$	3.2497(8)	3.2503(0)	3.2500(0)
$c/\text{Å}$	5.2046(3)	5.2048(0)	5.2051(0)
$V/\text{Å}^3$	47.5999(3)	47.6191(9)	47.6130(3)
$\alpha(1/3, 2/3, z)$	0.38437	0.38104	0.38405
$R_{wp}/\%$	6.071	6.946	6.725
$\chi^2/\%$	3.660	4.361	4.399
杂质相/at%	0	0	1.37

对于未经过退火处理的样品 C5s, 以及在 500℃ 真空环境中退火的样品 C5v500 在任何温度下都不表现出铁磁性, 而对于 500℃ 锌气氛退火的样品 C5z500 则表现出明显的铁磁性, 这在我们前面的工作中有具体介绍^[14]. 图 2 为经过 1100℃ 退火处理过的样品 C5v1100 和 C5z1100 在外磁场为 500 Oe (1 Oe = 79.5775 A/m) 时的磁化强度随温度的变化关系. 从图 2 可知, 经过锌气氛退火后的样品 C5z1100 在整个温度区域表现出明显的铁磁性, 而未添加锌粉退火后的样品 C5v1100 则不表现出任何铁磁性. 我们用 Curie-Weiss 定律^[11]

$$\chi = C_1/T + C_2/(T - \Theta) \quad (1)$$

对样品 C5v1100C 的磁化率进行拟合, 其中 C_1 , C_2 为 Curie-Weiss 常数, Θ 为 Curie-Weiss 温度. 由图可以看出实验值和计算值符合的非常好, 并且通过计算我们得出 Curie-Weiss 温度 Θ 为 -340 ± 24 K, 这一结果和文献 [11] 的结果一致, 这说明在样品中存在弱反铁磁相互所用.

图 3 则是样品 C5v1100 和 C5z1100 在 300 K 时磁化强度随外磁场的变化关系. 从图上可以清晰地看到经过锌气氛退火的样品 C5z1100 在 300 K 时表现出明显的铁磁性. 样品 C5z1100 在磁场为 10 kOe

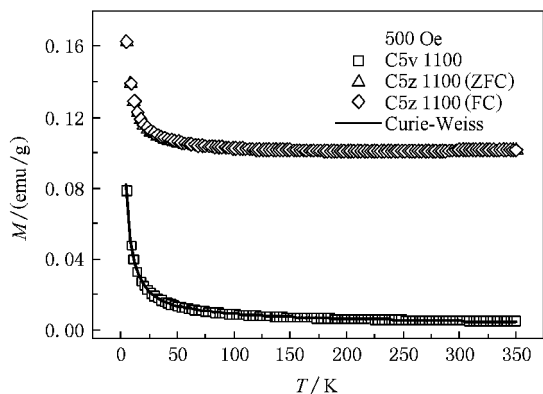


图2 样品 C5z1100 和 C5v1100 在外场为 500 Oe 时磁化强度随着温度的变化关系(实线则是用 Curie-Weiss 定律对实验数据的拟合结果)

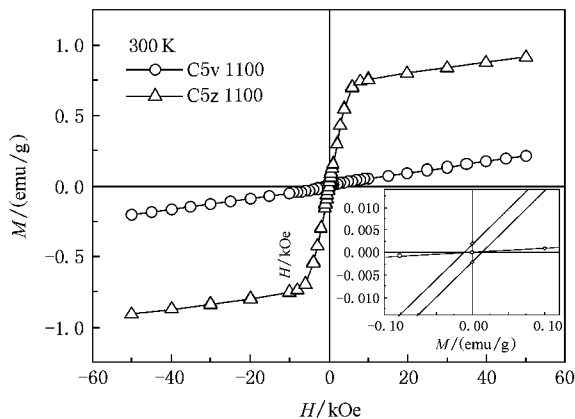


图3 样品 C5z1100 和 C5v1100 在 300 K 时的磁化强度随外磁场的变化曲线

附近达到饱和状态,饱和时的磁化强度为 ~ 0.8 emu/g. 我们知道块体金属钴的饱和磁化强度^[23]为 ~ 162 emu/g,从 X 射线数据分析我们知道在样品中存在约 1.3at% 的杂质相,则杂质相对磁矩的贡献应该为 ~ 1.6 emu/g,但是考虑到我们样品中钴金属是以纳米颗粒的形式存在于样品中的,其饱和磁化强度和块体样品有很大差别,因此考虑这方面的因素,我们计算出的值和测量值是基本符合的.这也进一步说明样品 C5z1100 的铁磁性完全是由其中的杂质相钴金属团簇贡献的.我们以前的实验结果显示样品 C5z500 在 10 kOe 时的磁化强度是 ~ 0.1 emu/g,并且随着磁场的增加样品的磁化强度还在继续增加.这主要是因为 Zn 的扩散是一定,可能只是在块体表面形成较薄的一层,块体样品的内部不具有磁性,即 500°C 锌气氛处理的样品是由两部分组成,处于表面的铁磁性和处于样品内部的非铁磁性部分组成的.铁磁性相对于非铁磁性只占较小的比例,因此,C5z500 的磁化曲线同时表现出铁磁性和非铁磁性的特征.我们从图上还可以看出,样品 C5z1100 虽然表现出室温铁磁性,但是其矫顽力非常小(~ 15 Oe).而经过 500°C 锌气氛退火的样品 C5z500 矫顽力为 ~ 300 Oe,这一结果和以前的结果^[14]一致.因此两则之间矫顽力的明显差别也预示着两者之间的磁性来源不同.

未经过退火处理的初始样品为绝缘的,因此无法进行电阻测量.而经过退火处理后的样品则表现出明显的半导体性质.图 4 为经过退火处理后的样品的电阻率随着温度的变化曲线.经过 1100°C 退火后的两个样品表现出很小的电阻行为并且两者非常

相似,随着温度的变化我们需要用不同的导电模型对样品进行拟合才能得到较好的计算结果.

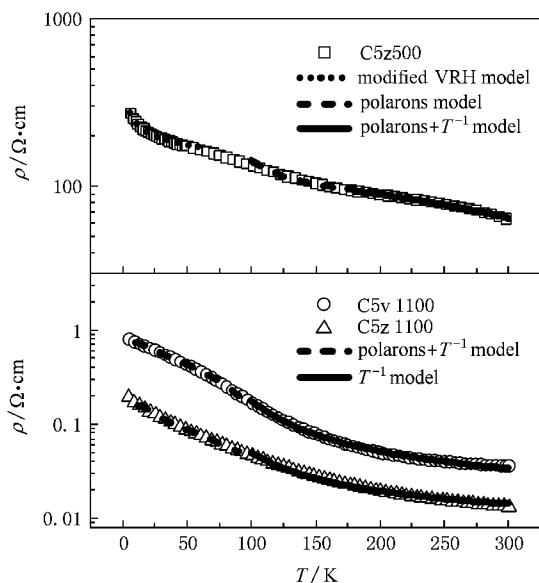


图4 经过退火后的样品 C5v1100, C5z1100 和 C5z500 的电阻随温度的变化趋势(对于 500°C 退火后的样品,我们用改进的 Mott 的变程跃迁(modified VRH)对低温区 5—50 K 的数据进行拟合,在 90—180 K 则用磁极化子的最近邻跃迁(Polarons)进行拟合,高温区则用磁极化子和 T^{-1} 关系一起对数据进行拟合.对于 1100°C 退火后的样品高温部分的实线是用 T^{-1} 关系拟合的结果,而低温部分的虚线则是磁极化子和 T^{-1} 关系一起拟合的结果)

在温度大于 100 K 时,样品电阻遵循如下规律^[17]:

$$\rho(T) = \rho_{01} \exp[(\epsilon_1/kT)], \quad (2)$$

其中 ϵ_1 为将载流子从杂质带激发到导带的激发能.从图可以看出对于两个样品电阻实验值和计算值符合得非常好,这表明在温度高于 100 K 时样品的电

阻行为遵循 T^{-1} 规律. 通过计算我们得到激发能 ε_1 的值为 ~ 0.02 eV, 与氧空缺杂质的一级电离 ($V_O \rightarrow V_O^+ + e$) 能 (~ 0.3 eV^[18]) 较为接近, 这意味着样品中只有部分氧空缺杂质中的电子被激发到导带.

当温度低于 100 K 时, 任何一种单一的导电模型都很难得到好的拟合结果. 因此我们考虑用 T^{-1} 模型和磁极化子的最近邻跃迁模型^[19] 一起对电阻进行拟合

$$\rho_2(T) = \rho_{01} \exp[(\varepsilon_1/kT)] + \rho_{02} T \exp[(\varepsilon_2/kT)], \quad (3)$$

这里 ε_2 为使载流子发生跃迁的激发能. 如图中虚线所示, 通过计算我们得到了很好的拟合结果. 激发能 ε_2 为 ~ 0.0018 eV, 比氧空缺的电离能小了很多. 这就是说在该温度区域出现载流子直接在束缚磁化子^[20, 21] 之间跃迁导电. 这说明在该温度区域, 束缚磁极化子对样品电阻行为起着重要作用.

而对于 500°C 锌气氛退火的样品其电阻率比 1100°C 退火后的电阻率大了 2—3 个数量级, 其电阻行为也和另外两个样品有很大的差别. 和 1100°C 退火的样品类似我们也用不同的电传导模型对样品电阻进行拟合. 如图所示, 在温度低于 50 K 时样品的电阻行为遵循改进的 Mott 的变程跃迁 (modified VRH) 模型^[22]:

$$\rho_1(T) = \rho_{01} \exp[(T_1/T)^4], \quad (4)$$

这里 $T_1 = [\beta/Ga^3]^{1/2}$, G 为费米面附近的态密度, a 为费米面附近的局域半径, β 是常数.

在温度为 100—180 K 时电阻行为遵循磁极化子的最近邻跃迁模型^[19]:

$$\rho_2(T) = \rho_{02} T \exp[(\varepsilon_2/kT)]. \quad (5)$$

而当温度高于 180 K 时用一种单一的模型不能得到好的拟合结果, 因此我们考虑用 (3) 式的 T^{-1} 模型和磁极化子的最近邻跃迁模型^[19] 一起对电阻进行拟合. 同样如图所示, 我们得到了很好的拟合结果.

从样品的电阻行为我们可以得出, 束缚磁极化子对样品的电导行为起着重要的作用. 从下面的讨论我们可以看出磁极化子对样品的磁电阻行为也起着重要影响.

样品的磁电阻效应 ($MR = [\rho(H) - \rho(0)]/\rho(0) \times 100\%$) 如图 5 所示. 三个样品表现出相似的磁电阻行为, 说明 Co 掺杂 ZnO 块体样品是否为铁磁性与其磁电阻没有明显的关联作用. 从图上可看出随着温度的变化样品表现出不同磁电阻行为, 当温度

高于 50 K 时样品的磁电阻效应变得非常小. 在温度为 5 和 10 K 时, 样品的电阻先随着外磁场的增加而增加到最大值, 然后开始变小, 当磁场增加到 30—40 kOe 时样品的磁电阻由正值变为负值. 而当温度增加到 20 和 35 K 时, 样品则只表现负磁电阻效应.

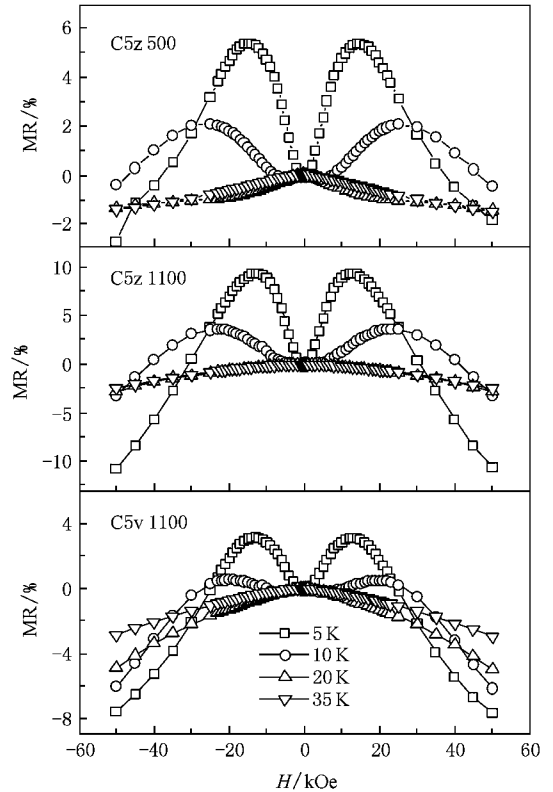


图 5 样品 C5z500, C5z1100 和 C5v1100 在不同温度下的磁电阻效应

我们认为样品在低温时的磁电阻行为主要是由下面几种机理竞争的结果. 它们分别是 s-d 电子交换相互作用引起的自旋劈裂^[20, 24—26], 磁场导致的束缚磁极化子的破坏^[20, 27] 和自旋散射的抑制^[24, 25]. 由于 s-d 电子交换相互作用引起的自旋劈裂会导致参与导电的电子在次能带中重新排列, 从而使 Thomas-Fermi^[25] 半径增加, 这样样品的电阻就会随着磁场的增加而增加. 因此样品在低温时的正磁电阻效应主要来源于 s-d 电子相互作用引起的自旋劈裂. 但是当磁场增加到一定值时, 大部分的电子已经处于低能级的次带, 电阻将不会再随着磁场的增加而增加. 另一方面, 随着外场的增加, 磁极化子的体积会增加而使其中的载流子变得非局域化^[27] 从而使样品电阻减小, 使样品表现负磁电阻效应. 同时在外场作用下, 样品中的载流子以及磁性离子的自旋排列将会趋于平行, 这样就会减少自旋无序散射^[24, 25], 因此也

会使样品表现出负的磁电阻效应. 因此在低温时当磁场增加到一定值, 样品的正磁电阻达到最大值, 再继续增加外磁场磁电阻将会减小, 如图中 5 和 10 K 时. 所以样品的正磁电阻是由于 s-d 电子相互作用引起的自旋劈裂的结果, 而负磁电阻则归因于束缚磁极化子的形成以及磁场抑制的自旋无序散射的减弱. 当温度升高到 20 K 以及 35 K 时, 所有样品都只表现出负磁电阻效应. 我们认为这主要因为随着温度的增加, 自旋劈裂受温度的影响更加明显, 在整个磁场范围内束缚磁极化子以及磁场抑制的自旋无序散射的减弱对磁电阻的影响处于优势地位, 因此样品只表现出负磁电阻效应.

结合样品的结构、磁性和电传导性, 我们知道经过退火后的样品都从原来绝缘状态转变为半导体状态, 并且退火温度越高电阻值变得越小, 如图 4 所示. 说明退火过程在样品中引入了大量的载流子, 并且我们认为在不同温度下退火后在样品中造成的缺陷不同. 我们认为在 500℃ 锌气氛中退火后的样品中主要是间隙 Zn 缺陷, 而当退火温度增加到 1100℃, 不管是真空退火还是锌气氛退火, 其样品中的缺陷主要为氧空位. 如我们以前的工作^[14]讨论, 在 500℃ 锌气氛中退火的样品 C5z500 表现出本征铁磁性. 而当提高锌气氛退火温度到 1100℃ 时, 其铁磁性的真正来源是由于样品中存在杂质相 Co 金属团簇. 而对于同样经过 1100℃ 真空退火的样品 C5v1100 X 射线的结果说明样品为单相的, 同时样品也表现出很小的电阻(即样品中也含有大量的载

流子), 但是样品在任何温度都不表现铁磁性, 因此, 我们认为样品中具有大量的载流子并不是样品具有铁磁性的充分条件, 还和样品中的缺陷类型有关. 我们的实验结果证明样品中间隙 Zn_i 的存在会导致 Co 掺杂的 ZnO 块体样品具有铁磁性^[14], 但是样品中仅有氧空位却不能使样品具有铁磁性. 同时磁电阻的实验结果表明, 三种经过不同环境退火后的样品其磁电阻行为非常相似, 这说明样品中的磁电阻行为主要是由于 ZnO 中掺入的 Co 决定的, 而与样品是否具有铁磁性无关.

4. 结 论

我们通过固相反应法制备了单相块体样品 Zn_{0.95}Co_{0.05}O, 并对其进行高温退火处理. 磁性结果显示在真空环境中退火后的样品都不显示铁磁性, 而在锌气氛中退火的样品都表现出室温铁磁性, 但是, X 射线衍射结果表明 1100℃ 锌气氛退火的样品其铁磁性则来源于杂质相钴金属团簇. 经过退火样品都从绝缘状态转变为半导体状态, 具有复杂的导电机理. 在低温时, 所有样品既表现出较大的正磁电阻行为, 也表现出高场下负磁电阻行为. 我们用 s-d 电子相互作用引起的自旋劈裂, 束缚磁极化子的形成以及磁场抑制的自旋无序散射对样品的低温磁电阻行为进行了讨论, 认为样品低温时的磁电阻行为是这三种机理竞争的结果.

- [1] Wolf S A, Awschalom D D, Buhrman R A, Daughton J M, von Molnar S, Roukes M L, Chtchelkanova A Y, Treger D M 2001 *Science* **294** 1488
- [2] Ueda K, Tabata H, Kawai T 2001 *Appl. Phys. Lett.* **79** 988
- [3] Deka S, Joy P A 2006 *Appl. Phys. Lett.* **89** 032508
- [4] Bhatti K P, Chaudhary S, Pandya D K, Kashyap S C 2007 *J. Appl. Phys.* **101** 103919
- [5] Zhou S, Potzger K, von Borany J, Grötzschel R, Skorupa W, Helm M, Fassbender J 2008 *Phys. Rev. B* **77** 035209
- [6] Yang J J, Fang Q Q, Wang B M, Wang C P, Zhou J, Li Y, Liu Y M, Lü Q R 2007 *Acta Phys. Sin.* **56** 1116 (in Chinese) [杨景景、方庆清、王保明、王翠平、周 军、李 雁、刘艳美、吕庆荣 2007 物理学报 **56** 1116]
- [7] Li X L, Wang Z L, Qin X F, Wu H S, Xu X H, Gehring G A 2008 *J. Appl. Phys.* **103** 023911
- [8] Peng L, Zhang H W, Wen Q Y, Song Y Q, Su H, Xiao John Q 2008

Chin. Phys. Lett. **25** 1438

- [9] Wang Y, Sun L, Han D D, Liu L F, Kang J F, Liu X Y, Zhang X, Han R Q 2006 *Acta Phys. Sin.* **55** 6651 (in Chinese) [王 漪、孙 雷、韩德栋、刘力锋、康晋锋、刘晓彦、张 兴、韩汝琦 2006 物理学报 **55** 6651]
- [10] Liu X C, Shi E W, Song L X, Zhang H W, Chen Z Z 2006 *Acta Phys. Sin.* **55** 2557 (in Chinese) [刘学超、施尔畏、宋力昕、张华伟、陈之战 2006 物理学报 **55** 2557]
- [11] Lawes G, Risbud A S, Ramirez A P, Seshadri R 2005 *Phys. Rev. B* **71** 045201
- [12] Kolesnik S, Dabrowski B, Mais J 2004 *J. Appl. Phys.* **95** 2582
- [13] Yoon S W, Cho S B, We S C, Yoon S, Suh B J, Song H K, Shin Y J 2003 *J. Appl. Phys.* **93** 7879
- [14] Zhu T, Zhan W S, Wang W G, Xiao John Q 2006 *Appl. Phys. Lett.* **89** 022508
- [15] Rietveld H M 1969 *J. Appl. Crystallogr.* **2** 65

- [16] Hunter B A 1998 *IUCC Powder Diffraction* **20** 21
- [17] Mott N F , Davis E A 1979 *Electronic Processes in Non-Crystalline Materials* (Clarendon Press. Oxford)
- [18] Han J , Mantas P Q , Senos A M R 2002 *J. Eur. Ceram. Soc.* **22** 49
- [19] Banerjee A , Pal S , Chaudhuri B K 2001 *J. Chem. Phys.* **115** 1550
- [20] Andrearczyk T , Jaroszynski J , Grabecki G , Diel T , Fukumura T , Kawasaki M 2005 *Phys. Rev. B* **72** 121309
- [21] Coey J M D , Venkatesan M , Fitzgerald C B 2005 *Nature Matter* **4** 173
- [22] Foygel M , Morris R D , Petukhov A G 2003 *Phys. Rev. B* **67** 134205
- [23] Dai D S , Qian K M 1998 *Ferromagnetics* (Science Press) (in Chinese] 戴道生、钱昆明 1998 铁磁学(上海科学出版社)]
- [24] Shapira Y , Kautz R 1974 *Phys. Rev. B* **10** 4781
- [25] Kim J H , Kim H , Kim D , Ihm Y E , Choo W K 2003 *Physica B* **327** 304
- [26] Shapira Y , Ridgley D H , Dwight K , Wold A , Martin K P , Brooks J S , Lee P A 1985 *Solid State Commun.* **54** 593
- [27] Majumdar P , Littlewood P 1998 *Phys. Rev. Lett.* **81** 1314

High temperature annealing treatment on Co doped ZnO bulks *

Peng Xian-De Zhu Tao[†] Wang Fang-Wei

(Beijing National Laboratory for Condensed Matter Physics , Institute of Physics , Chinese Academy of Sciences , Beijing 100190 , China)

(Received 29 October 2008 ; revised manuscript received 12 November 2008)

Abstract

Zn_{0.95}Co_{0.05}O Bulk samples were synthesized by solid state reaction method and annealed by different processes. The Zn treated samples show ferromagnetism , whereas the vacuum annealed samples do not show ferromagnetism. The XRD patterns show that there is Co impurity phase in the sample after Zn treatment at 1100 °C , which is the reason of the ferromagnetism observed. At low temperature , both the positive and negative magnetoresistance (MR) effect can be observed for all the samples. We conclude that the s-d exchange-interaction-induced spin-splitting gives rise to positive MR , while the formation of bound magnetic polarons and the magnetic field suppressed spin-disorder scattering are responsible for the negative MR behavior under high field.

Keywords : Co doped ZnO , X-ray diffraction , ferromagnetism , magnetoresistance

PACC : 6110M , 7550P , 7550D , 7530V

* Project supported by the National Natural Science Foundation of China (Grant No. 50871120).

[†] Corresponding author. E-mail : tzh@aphy. iphy. ac. cn