

应变对钴铁氧体电子结构和磁性能影响的 第一性原理研究*

黄有林¹⁾²⁾ 侯育花^{1)2)†} 赵宇军³⁾ 刘仲武²⁾ 曾德长²⁾ 马胜灿¹⁾

1) (南昌航空大学材料科学与工程学院, 南昌 330063)

2) (华南理工大学材料科学与工程学院, 广州 510641)

3) (华南理工大学理学院, 广州 510641)

(2013年4月8日收到; 2013年5月22日收到修改稿)

尖晶石型钴铁氧体 (CoFe_2O_4) 因具有良好的电磁性质, 广泛应用于计算机技术、航空航天及医学生物等领域. 特别是钴铁氧体薄膜在磁电复合材料中具有良好的应用前景. 本文基于密度泛函理论的第一性原理平面波赝势法, 结合广义梯度近似, 通过采用更接近于实验上外延生长的二维应变模型, 研究了钴铁氧体薄膜的结构稳定性、电子结构和磁性能. 结果表明: 在二维应变作用下, 反尖晶石结构的钴铁氧体比正尖晶石结构的稳定, 但是与平衡基态相比, 两者能量差减小, 这表明在应变作用下, 八面体晶格中的 Co^{2+} 离子与四面体晶格中的 Fe^{3+} 离子更容易进行位置交换, 形成混合型结构的钴铁氧体; 同时随着应变的增大, 钴铁氧体的能带带隙减小, 晶格中的原子磁矩发生变化, 但总磁矩变化不明显.

关键词: 尖晶石型钴铁氧体, 第一性原理, 电子结构, 磁性能

PACS: 75.50.-y, 71.15.-m, 31.15.-p, 75.50.Pp

DOI: 10.7498/aps.62.167502

1 引言

尖晶石型铁氧体具有高电阻率、高磁导率与磁化率、化学稳定性好和成本低等特点, 广泛应用于计算机技术、航空航天、通信设备、医学生物等相关领域^[1,2]. 其中, 钴铁氧体 (CoFe_2O_4) 具有独特的磁学、化学及电子特性. 例如, 较高的矫顽力和饱和磁化强度、立方磁晶各向异性、磁致伸缩效应、良好的化学稳定性、耐腐蚀和耐磨损等, 广泛应用于电子装备、高密度磁存储和磁记录介质、微波装备、生物医学和航空航天等领域^[3-10].

钴铁氧体薄膜具有低电导率、高磁导率以及与其他铁电材料可以构成多铁性材料等性能特点, 使得其在高密度磁记录和磁光记录及微波装置等方面的应用引起了人们的广泛关注^[11]. 实验上

采用化学气相沉积法^[12]、激光脉冲沉积法^[13]、分子束外延^[14]、溶胶-凝胶法^[15]、电泳沉积技术^[16]以及磁控溅射法^[17]等不同的方法来制备钴铁氧体薄膜. 钴铁氧体的晶格与衬底晶格的不匹配是影响其薄膜生长的主要障碍, 实验上开展了在多种不同衬底如 MgO ^[18,19], MgAl_2O_4 ^[20], SrTiO_3 和 BaTiO_3 ^[21,22] 上生长钴铁氧体薄膜. 尽管关于 CoFe_2O_4 薄膜磁性能的研究多有报道, 然而可重复性的结果较难获得. 实验上都是利用外延生长等非平衡手段来制备薄膜, 然而在外延生长环境下, 薄膜的生长仅受到衬底所加的二维应变作用, 并未受到三维的各向同性应变作用, 其键长并不是各向同性增长. 因此, 本文结合实验上钴铁氧体薄膜的常用生长面, 即 (001) 面, 采用第一性原理计算模拟在二维应变 (垂直方向进行弛豫) 作用下均匀分布在薄膜中的磁性离子的电子结构和磁性能, 将更具有

* 南昌航空大学博士启动基金 (批准号: EA201101314, EA20121427) 资助的课题.

† 通讯作者. E-mail: hyhhy1@163.com

指导意义. 本文采用第一性原理方法, 并通过调控衬底晶格常数来研究 CoFe_2O_4 薄膜在不同衬底上生长的结构稳定性, 进一步讨论衬底晶格常数对薄膜的电子结构和磁性能的影响.

2 理论模型和计算方法

2.1 理论模型

尖晶石型铁氧体的单位晶胞由氧原子面心立方密堆而成, 具有立方对称性, 空间群为 $Fd-3m$ (No.227), 晶胞中包含 8 个四面体间隙位置 (A 位)、16 个八面体间隙位置 (B 位) 的阳离子以及 32 个氧原子, 如图 1 所示.

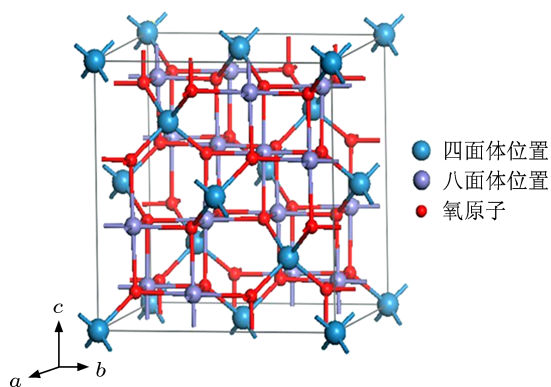
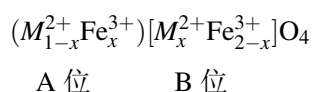


图 1 尖晶石型铁氧体的晶胞图

在分子式为 $M\text{Fe}_2\text{O}_4$ 的尖晶石型铁氧体中, 一般具有三种结构: 正尖晶石结构、反尖晶石结构和混合型尖晶石结构. 其离子分布式可表示为



式中, 脚标 x 表示 M^{2+} 离子占 B 位的分数. 当 $x = 0$ 时, 即 $(M^{2+})[\text{Fe}_2^{3+}]O_4$, 表示所有四面体位置 (即 A 位) 都被 M^{2+} 离子占据, 而八面体位置 (即 B 位) 都被 Fe^{3+} 占据, 这种分布为正尖晶石型铁氧体; 当 $x = 1$ 时, 即为 $(\text{Fe}^{3+})[M^{2+}\text{Fe}^{3+}]O_4$, 表示 A 位都被 Fe^{3+} 离子占据, 而 B 位分别被 Fe^{3+} 和 M^{2+} 各占据一半, 这种分布为反尖晶石型铁氧体; 当 $0 < x < 1$ 时, 表示在 A 位和 B 位晶格中同时分布两种不同的金属离子, 称为混合型尖晶石铁氧体. x 值取决于铁氧体的制备方法及其后续热处理工艺.

前期已开展了对钴铁氧体结构中不同阳离子占位情况的系统研究, 分析了在不同占位情况下的

电子结构和磁性能, 得到了稳定的磁构型, 并且认为尺寸效应占优势, Co 离子倾向于占八面体位置, 因此具有反尖晶石结构的钴铁氧体是最稳定的. 计算得到的 CoFe_2O_4 晶格常数为 8.384 \AA , 氧参量为 0.378, 与实验值符合得很好. 由于原子间的交换作用大于晶体场作用, 导致在四面体和八面体晶格中, Co 离子和 Fe 离子都表现为高自旋态, Co 离子是以 $2+$ 价态存在于八面体晶格中. 由于四面体位置的阳离子的自旋取向反平行于八面体位置的阳离子的自旋取向, 因此位于四面体晶格中和八面体晶格中的 Fe^{3+} 的磁矩相互抵消, 所以净磁矩主要来源于 Co^{2+} 的贡献, 大小为 $3 \mu_B/\text{f.u.}$, 这与其他理论和实验结果符合得较好, 相关研究结果已在文献[23, 24] 中发表. 本文在前期研究的基础上讨论应变对钴铁氧体薄膜的电子结构和磁性能的影响.

2.2 计算方法

本文采用基于密度泛函理论的第一性原理计算软件 VASP (vienna *ab initio* simulation package)^[25,26] 进行计算. 波函数用平面波基函数展开, 交换关联能选取广义梯度近似 (GGA) 下的 PBE (Perdew-Burke-Ernzerho) 形式^[27], 势函数选 PAW 势^[28,29]. 平面波截断能取为 450 eV , 布里渊区里的 K 点用 Monkhorst-Pack 方法^[30] 产生布里渊区的网格, 优化时选取 $7 \times 7 \times 7$ 的 K 点网格, 能量和态密度计算时选取 $9 \times 9 \times 9$ 的 K 点网格. 每一个结构都进行了全优化 (即体积、原子位置和形状等) 计算, 直至原子间的力小于 0.01 eV/\AA 为止. 在总能量和电子结构计算中, 采用四面体方法对布里渊区进行积分^[31]. 按照衬底的晶格常数来固定 CoFe_2O_4 的水平平面内的晶格常数, 而对垂直方向的晶格常数进行优化, 找出最稳定的结构, 再进行能量计算.

由于传统的密度泛函理论计算 (LSDA, GGA) 不能成功地用来描述包含 3d 电子的过渡族元素和 4f 电子的稀土族元素的氧化物. 在一些情况下可以通过引入能够描述原子间强相关作用项来替换 LSDA 和 GGA 的计算, 即在模型中通过 Hubbard 参数 U (排斥能) 和 J (交换能) 来描述这种强相关作用, 称为 LSDA+ U (或 GGA+ U) 方法. GGA+ U 能够精确地描述复杂过渡族金属氧化物的电子结构和磁性能参数, 该方法包含了两个部

分, 即对于强局域化的 d 电子和 f 电子, 采用平均场 Hubbard 模型, 然而对于一些非局域化 s 电子和 p 电子, 仍然按照标准的 GGA 方法来处理^[32]. 本文采用 GGA+U 方法进行计算, 通过测试以及前期的研究表明^[23,24], 对 Co 离子, 选用 $U = 4.22$ eV 和 $J = 0.80$ eV, 而对 Fe 离子, $U = 4.08$ eV 和 $J = 0.79$ eV, 所得到的结果与已有的实验值和理论值符合得较好.

3 结果与讨论

3.1 结构稳定性

由于外延生长条件下, 外延层平面内的晶格常数会随着衬底晶格常数的变化而变化, 因此本文中选取衬底的晶格常数范围在 7.6—9.4 Å, 根据 $\xi = (a - a_0)/a_0 \times 100\%$, ξ 表示应变, 即薄膜所受的应变范围为 -9.35%—12.12%. 假定 CoFe_2O_4 薄膜在衬底上沿着 [001] 方向生长, 按照衬底晶格常数固定其 a, b 轴 (水平平面内), 对 c 轴 (垂直方向) 晶格常数进行优化. 图 2 为 c/a 随衬底晶格常数的变化曲线, 从 2 图中可以看出, c 轴方向的晶格常数随着衬底晶格常数的增大而线性减小, 主要是因为体积在优化过程中没有发生变化.

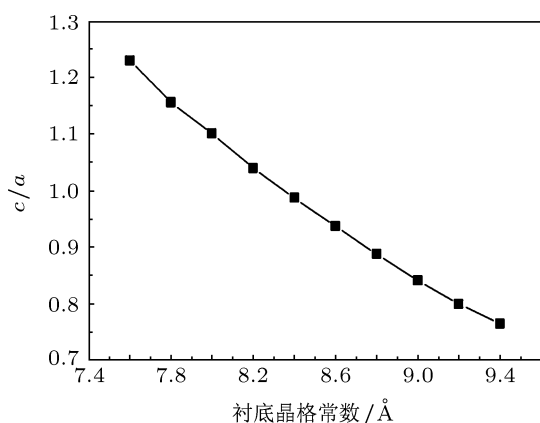


图 2 c/a 随衬底晶格常数的变化

图 3 为阳离子 - 阴离子 ($M-O$) 键长随衬底晶格常数的变化曲线, 从图中可以看出, 在二维应变的作用下, 八面体晶格中的 $M-O$ 键长缩短, 而在四面体晶格中的 $M-O$ 键长扩张. 键长的变化会影响 O 的 2p 电子与阳离子的 3d 电子的杂化效应, 进而会影响钴铁氧体的电子结构和磁性能.

为了讨论结构的稳定性, 本文分别计算了在不同应变作用下, 正尖晶石结构和反尖晶石结构的能量, 如图 4 所示. 图中分别显示了不同衬底下正尖晶石结构和反尖晶石结构单胞体系的总能量与最稳定结构的能量差, 同时为了更清楚地看出能量的变化情况, 图中给出了两者的能量差. 从图 4 中可以看出, CoFe_2O_4 薄膜在应变作用下, 反尖晶石结构仍然最稳定, 从两者的能量差可以看出, 在二维拉伸应变作用下, 两者的能量差减小. 但是在二维压应变作用下, 两者的能量差并不是线性变化, 在较大的应变作用下, 两者的能量差增大. 当衬底晶格常数位于 7.8—9.4 Å 之间时, 两者的能量差小于在平衡基态时的能量差, 例如当衬底晶格常数为 8.0 Å 时, 两者的能量差为 0.272 eV, 而在平衡基态时的能量差为 0.339 eV. 因此在受到二维应变作用会导致八面体晶格中的 Co^{2+} 离子与四面体晶格中的 Fe^{3+} 更容易进行位置交换.

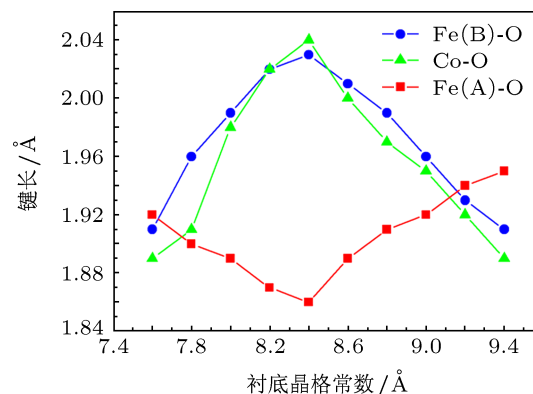


图 3 $M-O$ 键长随衬底晶格常数的变化

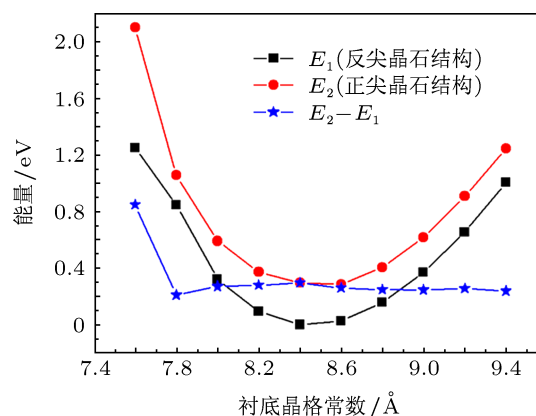


图 4 正尖晶石结构和反尖晶石结构 CoFe_2O_4 的能量及其能量差随衬底晶格常数的变化

3.2 磁性能和电子结构

为了进一步获得二维应变作用下 CoFe_2O_4 的磁性能和电子结构随衬底的变化趋势, 图 5 和图 6 分别显示了原子磁矩及带隙随衬底晶格常数的变化情况. 从图中可以看出, 所考虑的阳离子磁矩随应变都有所变化, 但变化并不特别明显 (在每个原子 $0.11 \mu_B$ 范围以内). 其中 CoFe_2O_4 薄膜在受到较大应变的作用下, 八面体晶格中的 Co 离子和 Fe 离子的磁矩普遍呈下降趋势, 而四面体晶格中的 Fe 离子的磁矩随衬底晶格常数呈线性变化. 这是由于在八面体晶格中, 应变的作用导致 $M-O$ 键长呈缩短趋势, 这一趋势在较大应变作用下更加明显, 加强了 O-2p 电子与 3d 电子的杂化效应, 导致阳离子的磁矩减小. 在拉伸应变作用下, 四面体晶格中 Fe 离子的磁矩随衬底晶格常数的变化趋势与阳离子-阴离子间的键长随衬底晶格常数的变化是对应的. 然而, 在压应变作用下, 四面体中 $M-O$ 键长随应变的增大而增大, 按照 O-2p 电子与 3d 电子的杂化效应, 磁矩应该是增大, 但是结果却表明磁矩是减小的, 这可能与在压应变作用下 Fe 离子的核外电子排布发生变化有关.

本文计算的总净磁矩随应变的变化并不是很明显, 只略有增加. Park 等 [33] 在研究压电材料 $\text{Pb}(\text{Mg}_{1/3}\text{Nb}_{2/3})\text{O}_3\text{-PbTiO}_3$ 上生长 CoFe_2O_4 薄膜中发现, 在应力的作用下净磁矩会增大, 其认为有两个原因: 一是由电场引起的二维压应变导致 Co^{2+} 和 Fe^{3+} 电荷的重新分布; 二是阳离子的部分冻结轨道被激发. 但是 Xie 等 [22] 通过电子能谱仪分析发现在 CoFe_2O_4 薄膜界面处 Fe 离子是以 3+ 价态稳定存在. 从本文计算的能量图中可以看出, 当衬底晶格常数位于 $7.8\text{--}9.4 \text{ \AA}$ 之间时, 两者的能量差小于 CoFe_2O_4 在平衡基态时的能量差 (0.339 eV), 因此在二维应变作用下, 八面体晶格中的 Co^{2+} 离子与四面体晶格中的 Fe^{3+} 更容易进行位置交换, 从而引起净磁矩的增加 [23]. 理论计算以及结合部分实验结果表明, 在应力的作用下 CoFe_2O_4 的饱和磁化强度增大, 可能是由于八面体晶格中的 Co^{2+} 离子与四面体晶格中的 Fe^{3+} 进行了位置交换所引起的. 本文所计算的总净磁矩随应变的变化不明显, 这应该与本文计算所采用的理想反尖晶石结构有关, 这需要更多的实验和进一步的理论计算来证实.

为了讨论 CoFe_2O_4 薄膜的电子结构随应变的

变化情况, 图 6 给出了 CoFe_2O_4 的带隙随衬底晶格常数的变化曲线. 从图中可以看出, 当衬底晶格常数在 $7.6\text{--}8.4 \text{ \AA}$ 的范围内变化时, 带隙随衬底晶格常数的增大而变宽; 而当衬底晶格常数位于 $8.4\text{--}9.4 \text{ \AA}$ 范围内时, 带隙随衬底晶格常增大而变窄, 这说明在二维应变作用下, 带隙宽度减小, 与文献 [34] 报道的一致.

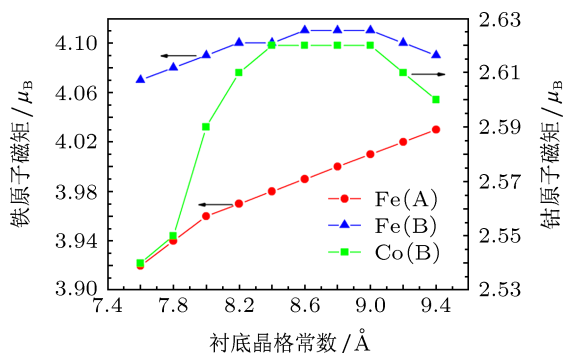


图 5 CoFe_2O_4 中原子磁矩随衬底晶格常数的变化

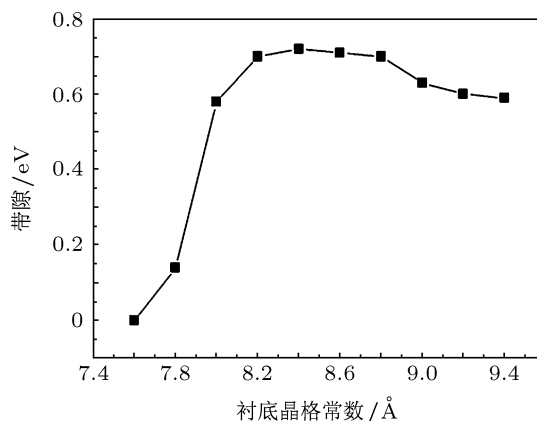


图 6 CoFe_2O_4 的带隙随衬底晶格常数的变化

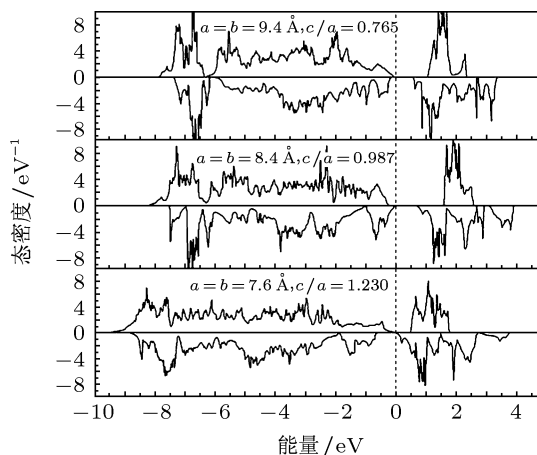


图7 在三种不同衬底下 CoFe_2O_4 的总态密度

图7给出了分别生长在晶格常数为 9.4, 8.4 和 7.6 Å 等三种不同衬底上钴铁氧体的总态密度, 其中虚线表示费米能级的位置. 从图中可以看出, 钴铁氧体在拉应变作用下, 能带变窄, 电子局域化加强. 在压应变作用下, 能带变宽, 电子局域化减弱, 能带变得比较平坦, 已被电子占据的轨道能级向低能区扩张, 同时未被电子占据的轨道能级向低能区移动, 导致在费米能级处存在微量的能级态, 从而呈半金属性. 因此, 在一定的二维应变作用下, 钴铁氧体具有半金属性.

4 结论

采用基于密度泛函理论的缀加平面波方法和 GGA+ U , 通过改变衬底晶格常数来模拟 CoFe_2O_4 在二维应变作用下的结构稳定性, 讨论了其电子结构和磁性能受衬底晶格常数的变化情况. 结果表

明: 在应变的作用下, 反尖晶石结构的能量比正尖晶石结构的低, 但两者的能量差比平衡基态时的小, 这说明在二维应变作用下, 八面体晶格中的 Co^{2+} 离子与四面体晶格中的 Fe^{3+} 更容易进行位置交换, 形成混合型结构的钴铁氧体. 随着应变的增大, 能带带隙减小, 这与相关实验得出的结论一致. 因此, 在一定的应变作用下, 电子能带结构可能会呈半金属性. 本文计算的离子磁矩随应变都有相应的变化, 然而总净磁矩变化并不明显, 只略有增加, 这与相关实验中饱和磁化强度增大较明显的变化趋势有所差别. 由于八面体晶格中的 Co^{2+} 离子与四面体晶格中的 Fe^{3+} 位置交换能够提高总净磁矩, 因此在应力的作用下 CoFe_2O_4 的饱和磁化强度的增大可能是由不同晶格中的阳离子位置发生交换所引起的. 本文计算的总净磁矩变化不明显应该与所采用的理想反尖晶石结构有关, 这需要详细研究应变对离子占位以及其性能的影响, 同时也需要更多的实验来进一步证实.

- [1] Nakagomi F, da Silva S W, Garg V K, Oliveira A C, Morais P C, Junior A F, Lima E C D 2007 *J. Appl. Phys.* **101** 09M514
- [2] Wang J Z, Fang Q Q 2004 *Acta Phys. Sin.* **53** 3186 (in Chinese) [汪金芝, 方庆清 2004 物理学报 **53** 3186]
- [3] Zhang Z J, Wang Z L, Chakoumakos B C, Yin J S 1998 *J. Am. Chem. Soc.* **120** 1800
- [4] Cedeño-Matte Y, Perales-Pérez O, Uwakweh O N C, Xin Y 2010 *J. Appl. Phys.* **107** 09A741
- [5] Chinnasamy C N, Jeyadevan B, Shinoda K, Tohji K, Djayaprawira D, Takahashi M, Joseyphus R J, Narayanasamy A 2003 *Appl. Phys. Lett.* **83** 2862
- [6] Giri A K, Kirkpatrick E M, Moongkhamklang P, Majetich S A, Harris V G 2002 *Appl. Phys. Lett.* **80** 2341
- [7] Zheng H, Wang J, Lofland S E, Ma Z, Mohaddes-Ardabili L, Zhao T, Salamanca-Riba L, Shinde S R, Ogale S B, Bai F, Viehland D, Jia Y, Schlom D G, Wuttig M, Roytburd A, Ramesh R 2004 *Science* **303** 661
- [8] Chopdekar R V, Suzuki Y 2006 *Appl. Phys. Lett.* **89** 182506
- [9] Zheng H, Straub F, Zhan Q, Yang P L, Hsieh W K, Zavaliche F, Chu Y H, Dahmen U, Ramesh R 2006 *Adv. Mater.* **18** 2747
- [10] Dwivedi G D, Tseng K F, Chan C L, Shahi P, Lourembam J, Chatterjee B, Ghosh A K, Yang H D, Chatterjee S 2010 *Phys. Rev. B* **82** 134428
- [11] Axelsson A K, Valant M, Fenner L, Wills A S, Alford N M 2009 *Thin Solid Films* **517** 3742
- [12] Gibart P, Robbins M, Kane A B 1974 *J. Cryst. Growth* **24–25** 166
- [13] Lisfi A, Williams C M 2003 *J. Appl. Phys.* **93** 8143
- [14] Huang W, Zhou L X, Zeng H Z, Wei X H, Zhu J, Zhang Y, Li Y R 2007 *J. Cryst. Growth* **300** 426
- [15] Liu X M, Fu S Y, Huang C J 2005 *Mat. Sci. Eng. B* **121** 255
- [16] Zhang L, Zhai J W, Mo W F, Yao X 2011 *Solid State Sci.* **13** 321
- [17] Ding J, Gong H, Melaka R, Wang S, Shi S, Chen Y J, Phuc N X 2001 *J. Magn. Magn. Mater.* **226–230** 1382
- [18] Guyot M, Lisfi A, Krishnan R, Porte M, Rougier P, Cagan V 1996 *Appl. Surf. Sci.* **96–98** 802
- [19] Chambers S A, Farrow R F C, Maat S, Toneyb M F, Folks L, Catalanoc J G, Trainorc T P, Brown Jr C G E 2002 *J. Magn. Magn. Mater.* **246** 124
- [20] Suzuki Y, van Dover R B, Gyorgy E M, Phillips J M, Korenivski V, Werder D J, Chen C H H, Cava R J, Krajewski J J, Peck Jr W F, Do K B 1996 *Appl. Phys. Lett.* **68** 714
- [21] Zhang Y, Deng C Y, Ma J, Lin Y H, Nan C W 2008 *Appl. Phys. Lett.* **92** 062911
- [22] Xie S, Cheng J, Wessels B W, Dravid V P 2008 *Appl. Phys. Lett.* **93** 181901
- [23] Hou Y H, Zhao Y J, Liu Z W, Yu H Y, Zhong X C, Qiu W Q, Zeng D C, Wen L S 2010 *J. Phys. D: Appl. Phys.* **43** 445003
- [24] Hou Y H, Zhao Y J, Liu Z W, Yu H Y, Zhong X C, Qiu W Q, Zeng D C 2011 *J. Appl. Phys.* **109** 07A502
- [25] Kresse G, Furthmüller J 1996 *Phys. Rev. B* **54** 11169
- [26] Kresse G, Furthmüller J 1996 *Comput. Mater. Sci.* **6** 15
- [27] Perdew J P, Burke K, Ernzerhof M 1996 *Phys. Rev. Lett.* **77** 3865
- [28] Blöchl P E 1994 *Phys. Rev. B* **50** 17953
- [29] Kresse G, Joubert D 1999 *Phys. Rev. B* **59** 1758
- [30] Monkhorst H J, Pack J D 1976 *Phys. Rev. B* **13** 5188
- [31] Blöchl P E, Jepsen O, Andersen O K 1994 *Phys. Rev. B* **49** 16223
- [32] Anisimov V I, Aryasetiawan F, Lichtenstein A I 1997 *J. Phys.: Condens. Matter* **9** 767
- [33] Park J H, Lee J H, Kim M G, Jeong Y K, Oak M A, Jang H M, Choi H J, Scott J F 2010 *Phys. Rev. B* **81** 134401
- [34] Wu Z Y, Bao Z X, Cao L 2003 *J. Appl. Phys.* **93** 9983

Influences of strain on electronic structure and magnetic properties of CoFe_2O_4 from first-principles study*

Huang You-Lin¹⁾²⁾ Hou Yu-Hua^{1)2)†} Zhao Yu-Jun³⁾
Liu Zhong-Wu²⁾ Zeng De-Chang²⁾ Ma Sheng-Can¹⁾

1) (School of Materials Science and Engineering, Nanchang Hangkong University, Nanchang 330063, China)

2) (School of Materials Science and Engineering, South China University, Guangzhou 510641, China)

3) (School of Sciences, South China University, Guangzhou 510641, China)

(Received 8 April 2013; revised manuscript received 22 May 2013)

Abstract

Spinel ferrites, such as CoFe_2O_4 , can be used in various fields such as computer technology, aerospace, and medical biotechnology due to their good electromagnetic properties. Although, CoFe_2O_4 thin films have good application prospects in the magnetoelectric composites, the effects of strain on the electronic structure and magnetic properties of cobalt ferrite film have not been reported. Through the use of two-dimensional strain model closer to the epitaxial growth experiments, the films of Cobalt ferrite are simulated on various substrates with a realistic biaxial strain model by first-principles plane-wave pseudopotential method based on density functional theory, and combined with the generalized gradient approximation in the paper. And the structural stabilities, electronic structures and magnetic properties of CoFe_2O_4 films are studied. The results show that the inverse spinel is still energetically favored under strain, but the energy difference decreases, thus Fe^{3+} ions in the tetrahedral sites and Co^{2+} ions in the octahedral sites are easier to exchange their positions. As the strain increases, the band gap of cobalt ferrite becomes narrower, and the magnetic moment of atom in the lattice changes, while the net magnetic moment changes little.

Keywords: spinel cobalt ferrite, first-principles, electronic structure, magnetic properties

PACS: 75.50.-y, 71.15.-m, 31.15.-p, 75.50.Pp

DOI: 10.7498/aps.62.167502

* Project supported by the Ph.D. Start-up Foundation of Nanchang Hangkong University, China (Grant Nos. EA201101314, EA20121427).

† Corresponding author. E-mail: hyhhy1@163.com