

Fe/ZnO (0001) 体系界面相互作用中 薄膜厚度效应的光电子能谱研究*

张旺 徐法强[†] 王国栋 张文华 李宗木 王立武 陈铁铮

(中国科学技术大学国家同步辐射实验室,核科学与技术学院,合肥 230029)

(2010年4月30日收到;2010年5月13日收到修改稿)

利用同步辐射光电子能谱(SRPES)和X射线光电子能谱(XPS)技术,系统研究了室温下Fe/ZnO界面形成过程中Fe薄膜与氧结尾的ZnO(0001)衬底之间的相互作用,结果显示初始沉积的Fe明显被表面氧化为Fe²⁺离子,在Fe覆盖度为0—3 nm的范围内,分别观察到与界面电荷传输、化学反应以及薄膜磁性相关的三个有意义的临界厚度,这一结果将有助于基于Fe/ZnO界面的相关器件的设计和研发.

关键词: Fe/ZnO, 界面作用, 同步辐射光电子能谱, X射线光电子能谱

PACS: 71.55.-i, 73.20.-r, 73.40.Ns, 73.61.-r

1. 引言

金属/氧化物界面在微电子、光学器件和催化等方面有着很重要的应用前景^[1-3]. 近年来,随着高密度存储设备的发展需求,Fe的磁性超薄膜与各种氧化物衬底的界面研究引起了广泛的关注^[3-5],薄膜的磁性、界面的电性能、化学稳定性等物理化学性能成为其中研究的重点.

金属薄膜的生长是金属/氧化物界面研究的一个重要内容,因为随着金属薄膜的生长,界面化学作用、界面处原子的互扩散以及界面结构都会发生相应的变化,而这些界面作用的不同必然导致整个界面性能的改变. 在大多数情况下,往往由于薄膜生长动力学的限制,导致界面的性能随薄膜厚度的不同而变化. 在自旋阀材料研究中^[3,4],薄膜的厚度通常被认为是不同磁性层之间耦合控制的关键因素. 而在金属/氧化物作催化剂的多相催化反应中,氧化物表面金属团簇的大小直接影响着催化剂的活性^[6,7],而团簇的大小通常在很大程度上又是由膜的厚度决定的. 因此,研究不同薄膜厚度下界面性能的变化,将对界面体系的应用极具实际意义.

几年前,金属/ZnO体系作为合成甲醇的重要催化剂^[7]而受到了广泛的研究,包括Cu/ZnO^[8,9],Pt/

ZnO^[10],碱金属/ZnO^[11]在内的多个体系都作了详细的报道,金属的生长模式以及界面电子结构是这些研究的主要内容. 而随着近年来自旋电子学领域对ZnO基磁性半导体的重视,如何向ZnO中引入磁性金属粒子成为研究的热点之一,这也使得铁磁性金属/ZnO界面研究受到了更多的关注^[12-15]. 在Fe/ZnO的界面研究中,Wett等人最早对其进行了系统的报道^[13,14],结果显示Fe在极性ZnO表面具有类似于Cu/ZnO等体系相类似的赝二维生长模式,这与我们此前的初步报道一致^[15]. 目前对Fe/ZnO界面研究主要集中在用常规芯能级XPS研究薄膜生长、表面形貌及界面的化学作用,而对表面和界面的磁学性能,尤其是对价带光电子能谱中与磁性密切相关的Fe3d电子态却未进行深入探讨.

在本文中,我们旨在利用低能电子衍射(LEED),X射线光电子能谱(XPS)和同步辐射光电子谱(SRPES)等技术系统、深入地研究Fe/ZnO(0001)体系,除了Fe的表面生长情况外,重点利用SRPES获得高能量分辨的界面价带结构和Fe3d电子态,通过样品功函数和元素氧化态等参数的变化,探讨不同Fe厚度下界面电荷和化学相互作用及其与界面性能之间的关系.

* 国家自然科学基金(批准号:10775126,10975138)资助的课题.

[†] 通讯联系人. E-mail: fqxu@ustc.edu.cn

2. 实验

SRPES 和 XPS 实验在中国科技大学国家同步辐射实验室表面物理实验站完成. 该实验站拥有英国 VG 公司进口的能谱分析系统, 包括分析室、预备室和生长室三个部分. 分析室本底真空为 5.0×10^{-11} mbar ($1 \text{ bar} = 10^5 \text{ Pa}$), 配备双阳极 X 射线源 (Mg 靶和 Al 靶)、低能电子衍射 (LEED), AR-UPS10 型角分辨电子能量半球分析器以及 AG5000 氦离子枪. 生长室本底真空 2.0×10^{-10} mbar, 配备晶振膜厚控制仪和高温蒸发源. 在能谱采集中, XPS 采用 Mg 靶的 $K\alpha$ (1253.6 eV) 射线, 表观通过能为 50 eV ; SRPES 实验采用 28 eV 的同步光, 表观通过能为 20 eV . 能谱的结合能以 Au $4f^{7/2}$ (结合能 = 84.0 eV) 为参比进行标定, 所有的能谱实验都在室温下进行, 并采集样品垂直出射方向的信号.

实验中采用 $8 \text{ mm} \times 5 \text{ mm} \times 1 \text{ mm}$ 的 ZnO 单晶片的 (0001) 抛光面, 购于合肥科晶公司. 样品先用丙酮超声清洗, 然后用去离子水清洗, 氮气吹干. 样品传入超高真空室后首先用 800 eV 的氦离子溅射, 之后在 1.0×10^{-6} mbar 的氧气氛及 $820\text{--}850 \text{ K}$ 的温度下退火^[16], 如此循环处理, 直到 XPS 谱图中观察不到碳污染信号 (结合能 284.2 eV), 同时获得清晰的 ZnO 的 $p(1 \times 1)$ LEED 斑点.

金属 Fe (纯度 99.98%) 的蒸发在生长室利用德国 CreaTec 公司的高精度高温蒸发源进行, Fe 薄膜沉积时工作压强为 2.0×10^{-9} mbar, 束源温度为 1703 K , 石英晶振仪测得的 Fe 沉积速率为 $1.3 \text{ \AA}/\text{min}$, 沉积时衬底温度一直保持室温. 常见的 bcc 结构的 Fe 单原子层厚度为 $1 \text{ ML} = 1.21 \times 10^{15} \text{ atoms}/\text{cm}^2$, 沉积均匀时可认为约 1.4 \AA 的厚度为一个原子层 (ML). 总共在 ZnO 表面沉积了大约 30 \AA (21 ML) 的 Fe 薄膜.

3. 结果与讨论

图 1 给出了不同 Fe 覆盖度下 Fe2p 的 XPS 谱图. 对于 Fe2p^{3/2} 能级, 铁的金属态和 Fe²⁺, Fe³⁺ 氧化态的结合能分别为 $706, 709$ 和 711 eV . 结果显示, 初始沉积的 Fe 存在很明显的氧化, 覆盖度为 0.5 ML 时, 在结合能为 $703\text{--}712 \text{ eV}$ 的 Fe^{3/2} 区域存在两个峰结构, 709 eV 的峰表明体系中存在二价态

的 Fe²⁺ 离子, 而 707 eV 的结构则来源于金属态的 Fe. 金属态 Fe 的结合能之所以高于标准金属约 1 eV 是由于铁与氧化物衬底之间存在不可避免的电荷转移. 随着 Fe 覆盖度的增加, Fe²⁺ 特征峰逐渐变弱并在高覆盖度时几乎完全消失, 而金属态的峰则逐渐增强并在 21 ML 时达到标准金属的结合能位置 706 eV , 表明表面沉积 Fe 金属性的增强.

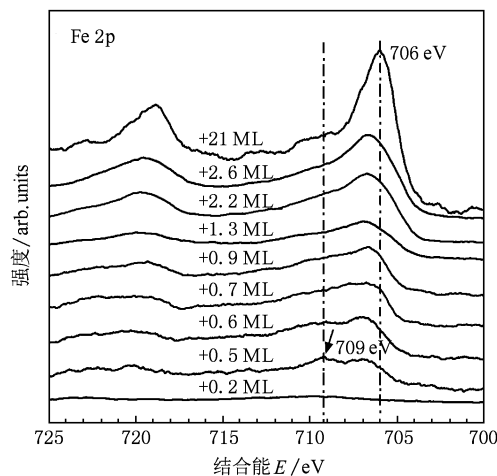


图 1 室温下, 不同厚度 Fe 薄膜的 XPS 谱中 Fe2p 的变化

厚度为 1 ML 以下的 Fe 的氧化必然意味着电子从金属 Fe 向 ZnO 衬底的转移, 这有可能导致部分 ZnO 还原为金属 Zn. 由于 Zn2p 能级的金属态与氧化态结合能差异较小, 难以从低分辨的 XPS 谱图中分辨, 而利用 SRPES 可以获得高能量分辨的价带结构及浅芯能级 Zn3d 的电子结构. 在 Eddrief 等对 Fe/ZnSe(001) 界面的研究中, SRPES 显示出很好的化学态分辨能力, 它能够从 Zn3d 能级有效地分辨出界面反应生成的金属 Zn 与衬底中氧化态的 Zn^[17]. 图 2(a) 是 Fe/ZnO 界面在不同 Fe 覆盖度下的价带谱图. 为了获得 Fe3d 和 O2p 能级更好的信号, 选取的光子能量为 28 eV , 以使这两种轨道都具有较大的光电离截面. 图中清洁的 ZnO(0001) 价带谱显示 A, B, C 三个主要结构, 这与以往报道相类似^[18,19], 其中高对称性的 A 峰位于 10.7 eV , 源于 Zn3d 浅芯能级; B 峰处于 7.5 eV 的结合能位置, 主要源于 Zn4s 和 O2p 的电子杂化^[19]; C 结构从价带顶一直延伸到 6 eV 左右, 一个主峰位于 4.5 eV , 主要源于 O2p 的光电发射.

随着 Fe 在 ZnO 表面的覆盖, 首先发现在 0.2 ML 时 Zn3d 峰发生一个向高结合能方向 0.6 eV 的

位移. 为了弄清这一反常位移的原因,对样品的功函数进行了测量,图 2(b)中给出了 Zn3d 峰位置和样品功函数随 Fe 覆盖度变化的曲线. 可以看出清洁 ZnO(000 $\bar{1}$) 极性表面的功函数为 5.3 eV,与之前报道的 5.2 eV 的值非常接近^[1],但在覆盖度约 0.05 ML 处,样品功函数比清洁样品突然降低了约 0.6 eV,并且在 0.17 ML 时达到最低点,之后随着覆盖度的增加缓慢上升,并最终在 0.5 ML 处达到一个稳定值. 由于清洁金属 Fe 表面功函数约为 4.3 eV,远小于 ZnO 的功函数 5.3 eV,二者之间的较大差异可能导致了功函数在初始沉积时的剧烈变化,与 Cu/ZnO 体系类似,功函数的这种急剧变化应当归因于氧化物表面偶极的形成^[1]. 这一偶极的出现,表明在沉积的初始阶段,金属原子与表面存在明显的电子转移,而随着覆盖度的增加,电子转移

逐渐减弱,体系功函数也随之趋于稳定,最后 Fe 呈现非离子化的中性吸附. 因此根据图 2(b) 结果推断,在 Fe/ZnO 界面中 0.5 ML 可能是一个临界厚度,在此之前金属向 ZnO 中发生明显的电荷转移,而在此之后金属的沉积则更多的表现为电中性,从而使得样品功函数趋于稳定. 这种由于表面偶极的形成而导致电荷转移临界厚度的现象在其他界面体系中也有报道,如在对 Cu 与 ZnO 不同极性表面的界面研究中^[8,9],表面偶极分别导致了 Zn3d 峰向高结合能方向位移 0.8 eV 和 0.4 eV,在 0.1 ML 覆盖度之后出现中性金属,而对 K/ZnO 界面^[20],测得的这种电荷饱和临界覆盖度约为 0.8 ML. 导致 Cu, K, Fe 等金属与相同的 ZnO 衬底电荷转移临界厚度不同的原因是由于这些金属电负性不同,它们与 ZnO 表面的电子转移能力也必然有差异.

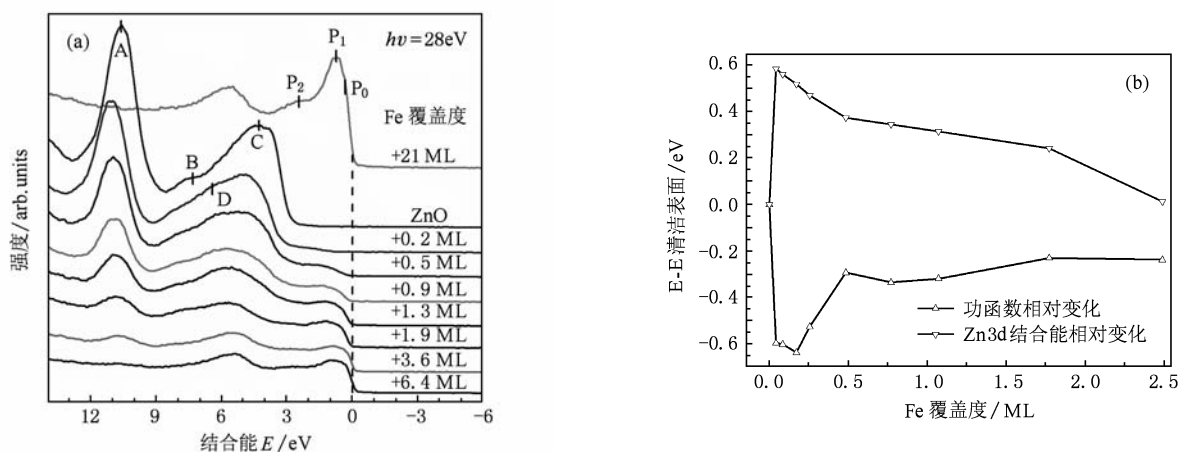


图2 在不同 Fe 覆盖度下 Fe/ZnO(000 $\bar{1}$) 体系的价带光电子能谱(a)和功函数与 Zn3d 结合能位置的变化(b). 激发光子能量为 28 eV

在图 2(a) 中,随着 Fe 覆盖度的进一步增加 Zn3d 峰继续衰减,并在 21 ML 时完全消失. 在此过程中 Zn3d 峰没有出现变宽或者双峰的混价态结构,反而半高宽有变小的趋势,这可能与 ZnO 表面的 O 悬键的减少有关. 以往极性 ZnO 价带研究显示^[21],Zn3d 峰宽的变化与表面氧的状况相关,表面吸附氧越多,Zn3d 峰越宽,因此,Zn3d 峰宽的变小正说明了界面区域中未成键 O 的量在变少.

Fe 与 ZnO 衬底之间的作用也引起了价带 O2p 区域结构的变化. 如图 3(a) 所示,随着表面上 Fe 的覆盖,在 O2p 区域约 6.3 eV 处出现了一个新的鼓包峰(图 2(a) 中的 D),并且当 Fe 铁的覆盖度超过 1 ML 时,这一结构又逐渐被邻近的 5 eV 峰所掩盖. 峰 D 的出现反映了 Fe 与 ZnO 衬底之间可能存在一个单原子层厚度左右的短程作用,为了更清晰地对

其做出解释,用 0.2 ML 覆盖度下的 O2p 区域谱与清洁 ZnO 的同区域谱作差谱,示于图 3(b) 中. 差谱中很明确的显示出三个主要结构,第一个从费米边到 3 eV,主要来源于金属 Fe 引起的杂质能级;第二个为负结构,主要源于原有 ZnO 单晶表面 O 悬键的消失^[19];第三个较宽,其主峰位于约 6.3 eV 处. 从前面讨论中已经知道 ZnO 中 Zn4sp-O2p 的杂化键出现在 7.5 eV 处,因此 6.3 eV 的结构应该不是源于 ZnO 本身,而是与表面吸附的 Fe 原子相关,可能源自 Fe 与 O2p 轨道的杂化效应. 在 K/ZnO 界面的研究中也报道了一个位于 6.3 eV 处源自 K4s-O2p 轨道杂化的电子态结构^[22]. 在铁氧化物 Fe_xO 的价带研究中,Fe3d 与配体 O2p 轨道相互作用的一个终态峰出现在 6.9 eV 处^[23]. 考虑到 Fe_xO 与 ZnO 晶格类型不同,这里的能量差异可能是由不同的键合

方式所导致,即 Fe 在 ZnO 表面的吸附方式可能在很大程度上决定了 6.3eV 杂化态的形成.

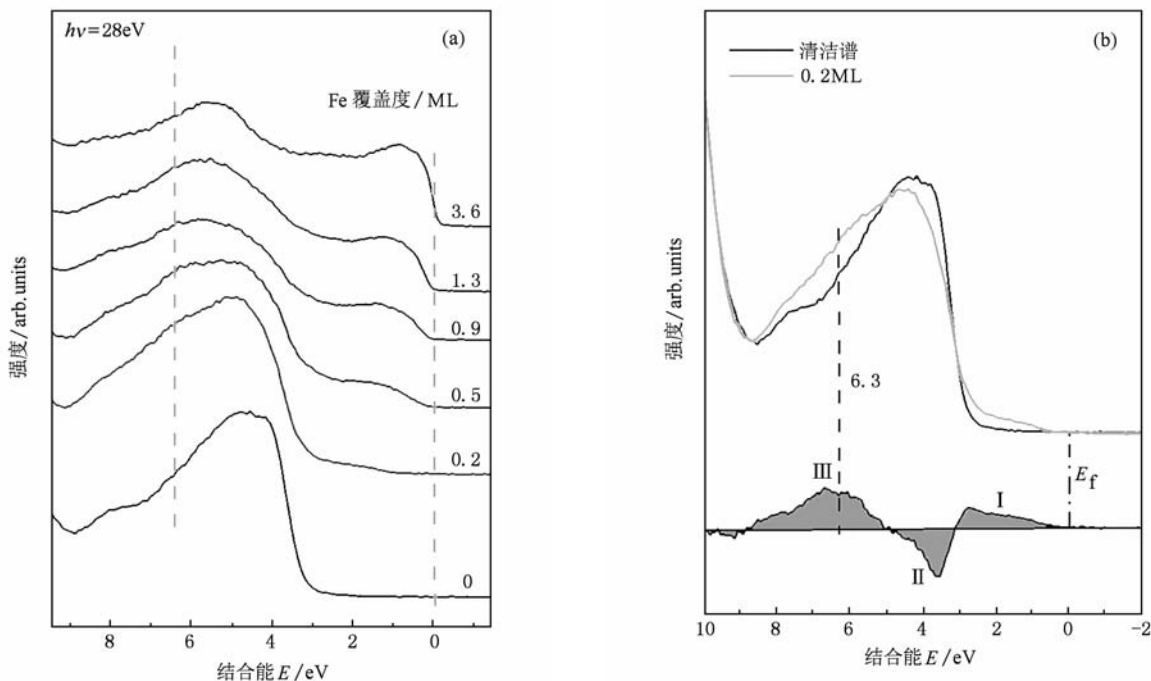


图3 (a) 不同 Fe 薄膜厚度时,扣除功函数变化影响后 Fe/ZnO(0001) 界面的价带结构(激发光子能量 $h\nu = 28\text{ eV}$);(b) 清洁 ZnO 和 0.2 ML-Fe/ZnO 在 O2p 区域的能谱,其中下方的谱图是两个谱的差谱

为了进一步了解 Fe-O 的成键方式,对 Fe/ZnO 界面形成过程做了 LEED 研究,图 4 给出了不同 Fe

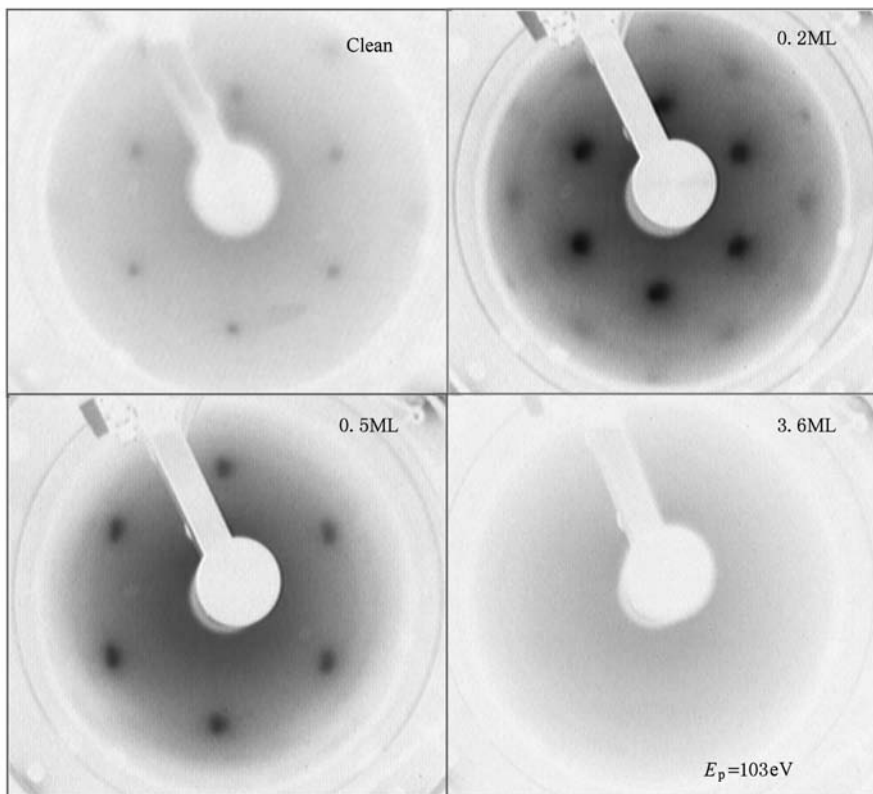


图4 不同 Fe 覆盖度下 Fe/ZnO 的 LEED 衍射斑点(右上角为 Fe 膜厚度)

覆盖度下的 LEED 斑点. 结果显示,即使到 0.5 ML, 样品表面的 LEED 斑点一直保持着六方对称性,不同的是斑点的亮度有所提高,而锐利程度则有所下降. LEED 斑点在覆盖度为 3.6 ML 时完全消失. 据我们所知,在对 ZnO 极性表面的研究中,无论是 ZnO(000 $\bar{1}$)-O 终结面,还是 ZnO(0001)-Zn 终结面,都没有观察到任何表面重构现象^[24]. 因此 Fe/ZnO 体系的 LEED 对称性不变说明最初吸附的 Fe 原子可能是按照 ZnO 衬底表面晶格的对称性“外延”生长. XPS 谱中 Fe²⁺ 的出现也说明表面形成了一层可以降低表面能的 Fe 氧化物缓冲层. 正是由于这一氧化物缓冲层的形成导致后续的 Fe 金属薄膜的生长在无序状态下进行,使 LEED 斑点消失. 这些结果说明室温下 Fe 与 ZnO(000 $\bar{1}$) 表面的化学作用发生在 1 个 Fe 原子层左右.

由于 Fe 在 ZnO 表面的吸附成键,可以在图 3 (a)中看到,在 0—3 eV 的 ZnO 带隙中出现了一些新的源于 Fe3d 的电子态,它们的强度和位置强烈的依赖于 Fe 的覆盖度. 为了消除这一区域 Fe3d 与 O2p 的交迭以及更好地说明这些电子态的演化过程,将不同 Fe 覆盖度下获得的价带谱与 ZnO 的清洁谱做差谱,示于图 5(a). 图中 0.2 ML 覆盖度曲线清楚显示一个 1.2 eV 的峰,考虑到 XPS 中出现的 Fe²⁺ 特征,该峰应该起源于 Fe²⁺ 的 3d 电子态,与之前报道的 Fe_xO 价带结构一致^[23]. 随着 Fe 厚度的继续增加,这一结构在 1 ML 后逐渐被掩盖,最后位于 0.7 eV 的强峰 P₁,0.3 eV 处的肩峰 P₀ 和 2.3 eV 处的峰 P₂ 三个峰成为这一区域的主要结构,且形成陡峭的 Fe 金属费米边.

自旋分辨光电子能谱研究表明,体相 Fe 的 3d 价带通常由两大部分组成^[25-28],一部分为 0.3 eV 处的单峰,源于 Γ_{25} 态自旋向下的电子;另一部分为 0.7 eV 和 2.3 eV 处的双峰,分别源自于 Γ_{12} 和 Γ_{25} 态自旋向上的电子,这三个电子态分别与上面所说的 P₀,P₁,P₂ 三个峰的结合能位置相符合,说明高 Fe 在高覆盖度下在 ZnO 表面形成了类体相的金属薄膜.

由于 3d 电子在不同自旋轨道的填充决定 Fe 的原子磁矩,进而决定 Fe 超薄膜的磁性^[17],因此为了更好地描述 3 个 d 电子态的填充与薄膜厚度的关系,将三个峰的峰值强度的比值,即 P₁/P₀ 和 P₁/P₂ 对薄膜的厚度作图,如图 6(b). 可以发现,两个强度比在 Fe 沉积的初期显示出较大的差异,但随着

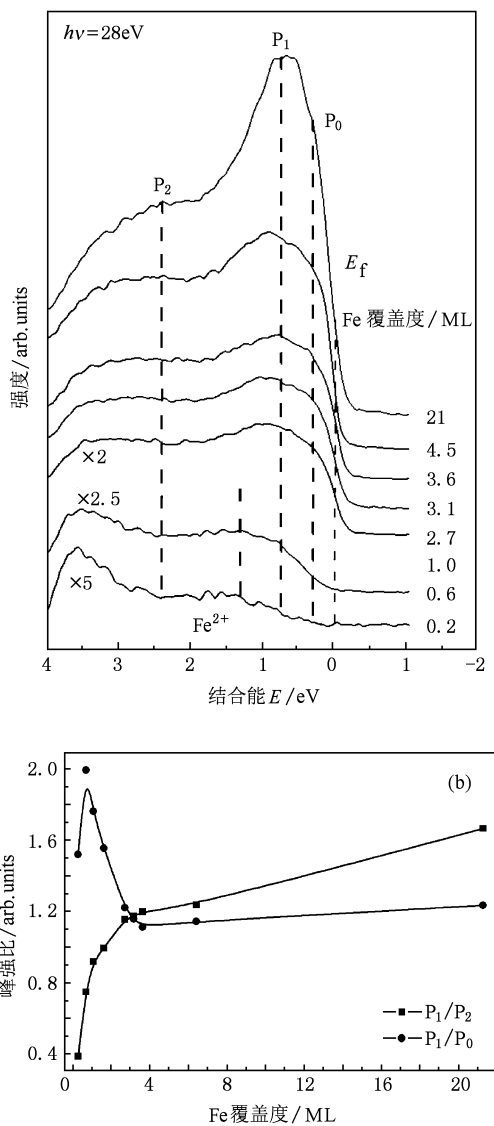


图 5 Fe3d 电子态(P₀,0.3 eV;P₁,0.7 eV;P₂, 2.3 eV)随 Fe 膜厚度变化 (a)扣除了本底 ZnO 衬底信号的谱结构; (b)P₁/P₀ 和 P₁/P₂ 峰强度比值随 Fe 厚度变化曲线

Fe 厚度的增加迅速接近,在约 3ML 时达到相等,之后几乎不再随着薄膜厚度而发生变化. 峰值比的平衡说明 Fe3d 电子在各个自旋轨道中的填充也趋于稳定,因而 Fe 的原子磁矩也趋于恒定,Fe 薄膜的磁性也基本达到与体相 Fe 相同. 利用 X 射线磁圆二色(XMCD)对其他 Fe/半导体界面进行的一些研究结果均表明,Fe 从薄膜磁性开始向类体相磁性转变都存在一个临界厚度点,例如从准确的 XMCD 的结果可以确信,这一临界转变对 Fe/ZnSe^[29] 和 Fe/GaAs^[30] 来说分别发生在 2 ML 和 4 ML 的 Fe 覆盖度. 因此相比较而言,3 ML 的覆盖度可以认为是

Fe/ZnO(000 $\bar{1}$)界面的一个重要厚度转折点,这一临界点前后 Fe 3d 轨道的电子填充从受衬底影响的薄膜不稳定填充向类体相金属的稳态填充,因此该临界厚度也许可以作为判定薄膜磁性进入稳定状态的一个标志.

4. 结论

本文主要基于 Fe/ZnO(000 $\bar{1}$)界面形成过程中的 XPS 和 SRPES 结果,探讨了磁性 Fe 薄膜厚度对 Fe/ZnO 界面性能的影响,通过分析,可以得到以下结论:

1. 在 Fe 覆盖度为 0.5 ML 前后,Fe/ZnO 的功函数从一开始的剧烈变化到趋于稳定,反映了 Fe 与 ZnO 之间电荷转移的逐渐减弱,也表明界面电性能在此时趋于稳定.

2. 在 Fe 覆盖度为 1ML 前后,XPS 和 SRPES 结果,尤其是价带结构中 6.3 eV 的 Fe-O 杂化峰从出现到逐渐被掩盖,均反映了 Fe 与 ZnO(000 $\bar{1}$)之间的化学作用由强到弱的转变.

3. 在 Fe 覆盖度为 3 ML 前后,Fe 3d 轨道的电子填充在从受衬底影响的薄膜不稳定填充向类体相金属的稳态填充,它反映着 Fe 原子平均磁矩的改变,并可能进一步导致 Fe 超薄膜磁性的变化.

- [1] Campbell C T 1997 *Surf. Sci. Rep.* **27** 1
- [2] Freund H J 2001 *Surf. Sci.* **500** 271
- [3] Valeri S, Benedetti S, Luches P 2007 *J. Phys. : Condens. Matter* **19** 225002
- [4] Arranz A, Pérez-Dieste V, Palaci C 2002 *Surf. Sci.* **521** 77
- [5] Luches P, Bellini V, Colonna S, Di Giustino L, Manghi F, Valeri S, Boscherini F 2006 *Phys. Rev. Lett.* **96** 106106
- [6] Koplitz L V, Dulub D, Diebold U 2003 *J. Phys. Chem. B* **107** 10583
- [7] Spencer M S 1999 *Top. Catal.* **8** 259
- [8] Yoshihara J, Campbell J M, Campbell C T 1998 *Surf. Sci.* **406** 235
- [9] Ernst K H, Campbell C T 1993 *Phys. Rev. B* **47** 13782
- [10] Radulovic P V, Feigerle C S, Overbury S H 2000 *J. Phys. Chem. B* **104** 3028
- [11] Chaturvedi S, Rodriguez J A 1998 *Surf. Sci.* **401** 282
- [12] Dumont J, Seldrum T, Couet S, Moisson M, Turover D, Sporcken R 2006 *J. Vac. Sci. Technol. B* **24** 2124
- [13] Wett D, Demund A, Szargan R 2007 *Microchim Acta* **156** 57
- [14] Demund A, Wett D, Szargan R 2008 *Surf. Interface Anal.* **40** 27
- [15] Wang G D, Zhang W, Zhang W H, Li Z M, Xu F Q 2007 *Acta Phys. Sin.* **56** 3468 (in Chinese) [王国栋、张旺、张文华、李宗木、徐法强 2007 物理学报 **56** 3468]
- [16] Parker T M, Condon N G, Lindsay R, Leibsle F M, Thornton G 1998 *Surf. Sci.* **415** L1046
- [17] Eddrief M, Marangolo M, Etgens V H 2006 *Phys. Rev. B* **73** 115315
- [18] Girard R T, Tjernberg O, Chiaia G, Söderholm S, Karlsson U O, Wigren C, Nylén H, Lindau I 1997 *Surf. Sci.* **373** 409
- [19] Ivanov I, Pollmann J 1981 *Phys. Rev. B* **24** 7275
- [20] Ozawa K, Edamoto K 2003 *Surf. Sci.* **524** 78
- [21] Dorn R, Lüth H, Büchel M 1977 *Phys. Rev. B* **16** 4675
- [22] Ozawa K, Sawada K, Shirotori Y, Edamoto K, Nakatake M 2003 *Phys. Rev. B* **68** 125417
- [23] Lad R J, Henrich V E 1989 *Phys. Rev. B* **39** 13478
- [24] Christof Wöll 2007 *Progress in Surf. Sci.* **82** 55
- [25] Jonker B T, Walker K H, Kisker E 1986 *Phys. Rev. Lett.* **57** 142
- [26] Vescovo E, Rader O, Carbone C 1993 *Phys. Rev. B* **47** 13051
- [27] Kisker E, Schröder K, Gudat W, Campagna M 1985 *Phys. Rev. B* **31** 329
- [28] Brookes N B, Clarke C, Johnson P D, Weinert M 1990 *Phys. Rev. B* **41** 2643
- [29] Marangolo M, Gustavsson F, Eddrief M, Sainctavit P, Etgens V H, Cros V, Petroff F, George J M, Bencok P, Brookes N B 2002 *Phys. Rev. Lett.* **88** 217202
- [30] Lee J M, Kim J Y, Yang S U, Park B G, Park J H, Oh S J, Kim J S 2007 *Phys. Rev. B* **76** 052406

Thickness dependence of the interfacial interaction for the Fe/ZnO (0001) system studied by photoemission*

Zhang Wang Xu Fa-Qiang[†] Wang Guo-Dong Zhang Wen-Hua Li Zong-Mu Wang Li-Wu Chen Tie-Xin

(National Synchrotron Radiation Laboratory, College of Nuclear Science and Technology, University of Science and Technology of China, Hefei 230029, China)

(Received 30 April 2010; revised manuscript received 13 May 2010)

Abstract

Synchrotron radiation photoemission spectroscopy (SRPES) and conventional X-ray photoelectron spectroscopy (XPS) were used to study the Fe/ZnO(0001) interface formation at room temperature. The interaction extent of Fe overlayer during the ZnO substrate was carefully monitored during the increase of Fe coverage, the results showed obvious Fe²⁺ formation at the initial stage of Fe deposition. Based on the photoemission spectra (PES) changes observed during the deposition of Fe on ZnO up to 3 nm, three meaningful and critical thicknesses have been observed which may be related to the surface charge transport, chemical reaction, and magnetic property, respectively. The new finding may be helpful to the design of related devices based on Fe/ZnO interface.

Keywords: Fe/ZnO, interfacial reaction, synchrotron radiation photoelectron spectroscopy, X-ray photoelectron spectroscopy

PACS: 71.55.-i, 73.20.-r, 73.40.Ns, 73.61.-r

* Project supported by the National Natural Science Foundation of China (Grant Nos. 10775126, 10975138).

[†] Corresponding author. E-mail: fqxu@ustc.edu.cn