

Mn 掺杂 SiC 磁性薄膜的结构表征*

唐 军¹⁾ 刘忠良¹⁾²⁾ 任 鹏¹⁾ 姚 涛¹⁾ 闫文盛¹⁾ 徐彭寿¹⁾ 韦世强^{1)†}

1) (中国科学技术大学国家同步辐射实验室, 合肥 230029)

2) (淮北煤炭师范学院物理与电子信息学院, 淮北 235000)

(2009 年 5 月 22 日收到; 2009 年 12 月 1 日收到修改稿)

利用反射式高能电子衍射 (RHEED)、X 射线衍射 (XRD) 和 X 射线吸收近边结构谱 (XANES) 等技术研究了在 950 °C 条件下 Si(111) 衬底上共蒸发分子束外延方法制备的 Mn 掺杂 SiC 磁性薄膜的结构特征. RHEED 结果表明, 生长的 Mn 掺杂 SiC 薄膜为立方结构. XRD 和 XANES 结果表明, 在 Mn 掺杂量为 0.5% 和 18% 的样品中, Mn 原子均是和 SiC 半导体介质中的 Si 原子反应生成镶嵌在 SiC 基体中的 Mn_4Si_7 化合物颗粒, 并未观察到在 SiC 晶格中有替代式或间隙式的 Mn 原子存在. 认为 Mn 掺杂 SiC 薄膜的铁磁性主要来源于 Mn_4Si_7 纳米晶第二相.

关键词: 磁性薄膜, 分子束外延, X 射线衍射, X 射线吸收近边结构谱

PACC: 6110, 6155

1. 引 言

稀磁半导体 (dilute magnetic semiconductors, DMSs) 是在半导体材料中掺杂少量过渡金属离子而具有铁磁性的新型半导体材料, 因其同时利用了电子的电荷和自旋属性, 在磁记忆存储、磁传感器等自旋电子器件中具有广泛应用^[1,2]. 多年来, 由于 III-V 族和 II-VI 族化合物稀磁半导体在实验上易于实现较高掺杂量的磁性过渡金属离子而得到了深入的研究^[3-10]; IV 族半导体 Si, Ge 等材料中掺入过渡金属原子 Mn, Co 等所形成的 IV 族稀磁半导体与目前成熟的 Si 基半导体工艺具有良好的兼容性, 因此受到了人们更多的关注^[11-13]. 但 Si, Ge 的带隙分别为 1.2 和 0.6 eV, 限制了 Si 基和 Ge 基 DMSs 材料获得高的铁磁性转变温度^[14]. 同属于 IV 族的半导体材料, SiC 具有宽带隙 (常温下 3C-SiC 约为 2.4 eV) 和高击穿强度、高热导率、高饱和电子漂移速率等优点^[15]. 而在 SiC 基 DMSs 材料中, 由于掺杂可能会引起施主能级或受主能级远离各自的价带或导带边, 产生足够高密度的巡游载流子而实现高的铁磁性转变温度.

理论上, Miao 等^[16] 和 Kim 等^[17] 的理论研究表明, 过渡金属元素 Mn 掺杂 3C-SiC 体系表现了稳定

的铁磁性和半金属特性, 这些特性正是自旋电子器件所必备的^[18]. 实验上, 近来人们利用不同的方法已经获得了高铁磁性转变温度的 Mn 掺杂 3C-SiC 材料, 但是对于铁磁性来源和 Mn 原子在薄膜中的局域结构的认识存在着较大的争议. 如 Takano 等^[19] 把能量为 350 keV, 剂量为 $1 \times 10^{16} \text{ cm}^{-2}$ 的 Mn 离子在 800 °C 时注入到 n 型 3C-SiC 薄膜中, 然后在 Ar 气氛下 1650 °C 退火 20 min, 发现样品的铁磁性转变温度约为 245 K, 利用选区衍射 (selected-area diffraction, SAD) 方法看到样品中存在 Mn_5Si_2 相. Ma 等^[20] 利用固相反应方法在 1450 °C 制备的 Mn 掺杂立方 SiC 体相多晶材料中发现样品的居里温度达到 250 K, 他们只是在 X 射线衍射 (XRD) 结果中未发现 Mn-Si 的化合相存在, 而对 Mn 在材料中的局域环境并不清楚.

本文利用反射式高能电子衍射 (RHEED), XRD 和 X 射线吸收近边结构谱 (XANES) 技术研究在 950 °C 温度下, 利用分子束外延 (MBE) 共蒸发方法生长的 SiC 薄膜中 Mn 原子在 SiC 晶格中的局域结构. 明确不同的 Mn 掺杂量下 Mn 原子在 SiC 薄膜中的分布情况, 为认识 Mn 掺杂 SiC 薄膜的铁磁性来源提供实验依据.

* 国家自然科学基金 (批准号: 50572100, 10635060, 10725522) 资助的课题.

† 通讯联系人. E-mail: sqwei@ustc.edu.cn

2. 实验方法

采用 MBE 共蒸发的方法在 950 °C 条件下,以 n 型的 Si(111) 为衬底生长了不同 Mn 掺杂量的 SiC 薄膜样品. 硅源和碳源由电子束蒸发器提供^[21], Mn 源由加热的努森炉蒸发. 具体的生长条件为: 生长室本底真空为 6.0×10^{-8} Pa, Si 衬底使用一种改进的 RCA 方法清洗^[22]; 样品生长前, 先将衬底温度升高到 650 °C 后, 生长一层厚度约为 5 nm 的 Si 缓冲层, 然后在 750 °C 条件下单独蒸 C (约 0.06 nm/min), 对清洁的 Si(111) 表面进行碳化, 时间为 30 min; 最后在 950 °C 温度下固定 Si 蒸发速率 (约为 0.50 nm/min) 和 C 蒸发速率 (约为 0.35 nm/min), 以 Si, C, Mn 共蒸发的方式外延生长一组厚度约为 75 nm 的薄膜, Mn 的相对含量分别为 0%, 0.5% 和 18%.

生长过程由 RHEED 实时监测薄膜的表面状况, 其工作电压为 22 kV, 发射电流为 50 μ A. 生长后的样品分别利用 XRD 和 XANES 进行表征. X 射线衍射仪为日本玛珂公司的 MXPAHF 型 18 kW 转靶 X 射线衍射仪, 光源为 Cu 的 $K\alpha$ 线, 流强为 200 mA

$\cdot \text{cm}^{-1}$. 样品中 Mn 的 K 边 XANES 谱是在合肥国家同步辐射实验室 (NSRL) 的 X 射线吸收精细结构 (XAFS) 实验站上测量的. 光束线的单色器为 Si (111) 双晶单色器, 采用 7 元高纯 Ge 固体探测器收集样品 Mn 的 K 边荧光 XANES 信号, 使用 Cr 箔滤波片消除由弹性散射产生的本底噪声. XANES 理论计算使用华盛顿大学提供的 FEFF8.2 软件包^[23].

3. 结果和讨论

图 1(a) 为 Si(111) 衬底生长了 Si 缓冲层后的 RHEED 图. RHEED 结果显示 Si(111) 表面为 7×7 重构, 说明清洗并生长了 Si 缓冲层后的 Si(111) 衬底表面是清洁有序的. 图 1(b) 是未掺杂 Mn 的薄膜样品生长时的 RHEED 图, 可以明显看出衍射斑点以菱形存在, 且条纹斑点间距比图 1(a) 中 Si 的条纹间距宽. 通过图 1(a) 和 (b) 的主条纹间距的比较, 可以得出 $L/L' = 10.3 \text{ mm}/12.8 \text{ mm} \approx 0.8$, 其中 L 和 L' 分别为图 1(a) 中 Si 衬底的衍射条纹间距和图 1(b) 中外延薄膜衍射条纹的间距. 这个比值恰为 Si 和立方 SiC 的倒格子元胞常数之比, 而 RHEED 反映的正是倒格子的信息. 因此, 由 RHEED 的这两

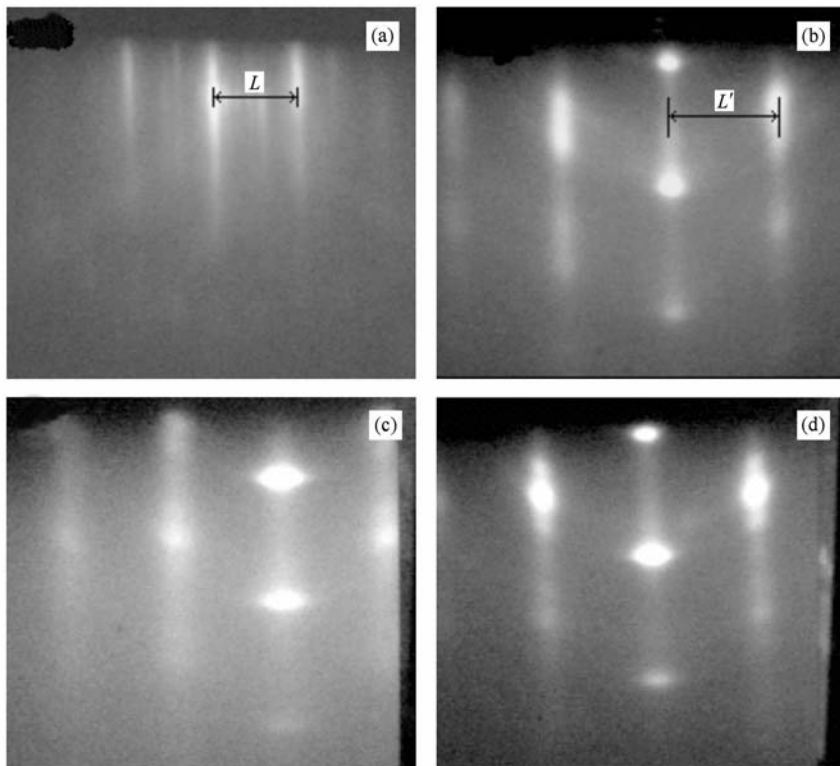


图 1 样品的 RHEED 图 (a) 样品 S0, Si(111) 衬底; (b) 样品 S1, Mn 掺杂量为 0%; (c) 样品 S2, Mn 掺杂量为 0.5%; (d) 样品 S3, Mn 掺杂量为 18%

个特征可以断定,外延薄膜为立方的 SiC 即 3C-SiC^[24]. 图 1(c), (d) 为不同 Mn 掺杂量(0.5%, 18%)样品的 RHEED 图,与图 1(b)比较发现它们的 SiC 衍射斑点没有明显的差别,说明 Mn 的掺入没有明显改变外延 SiC 薄膜的立方晶格特征.

图 2 是 Mn 的掺杂量分别为 0%, 0.5% 和 18% 时薄膜样品的 XRD 图. 样品 S1, S2 和 S3 在 2θ 值为 28.38° , 35.460° 和 54.12° 处都有明显的衍射峰,分别对应 Si(111) 晶面、3C-SiC(111) 晶面和 Si(222) 晶面的衍射. 样品 S2 与样品 S1 的 XRD 谱对比,未见有新的衍射峰出现. 而样品 S3 谱中, 2θ 值在 25.72° , 32.46° , 42.06° , 43.06° , 46.56° , 47.78° 和 54.12° 处出现了七个明显的衍射峰. 经过与标准 PCPDF 卡片对比发现,这七个峰分别为 Mn_4Si_7 的 (104), (200), (214), (117), (220), (222) 和 (304) 晶面的衍射峰. 由此说明了高含量 Mn 原子在 SiC 薄膜中主要是以化合相 Mn_4Si_7 的形式存在.

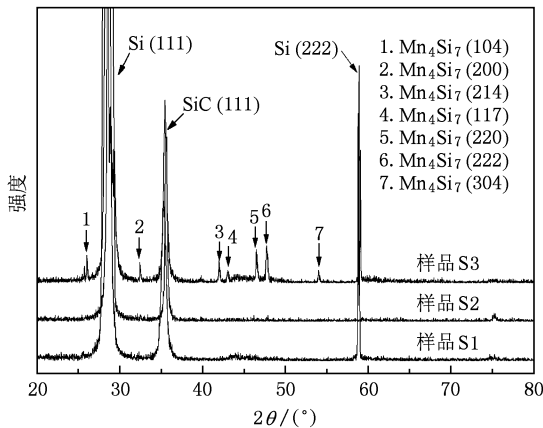


图 2 样品的 XRD 图 样品 S1, S2 和 S3 的 Mn 掺杂量分别为 0%, 0.5% 和 18%

为了确定 Mn 掺杂 3C-SiC 的薄膜中 Mn 原子的局域结构,我们利用对低含量元素具有较高灵敏度同时对局域结构十分敏感的荧光 XANES 方法^[25,26],对 Mn 原子周围的局域结构进行了深入的研究. 图 3 给出了样品 S3 和 S2 的 Mn K 边的实验测量 XANES 谱,从吸收边高度比,估计了样品 S3 和 S2 中 Mn 的 K 边吸收信号的强度比约为 37:1. 在相同的薄膜厚度和相同的测试条件下, Mn 的 K 边吸收信号的相对强度对应于样品中 Mn 的相对含量,验证了样品 S2 中 Mn 的含量非常低 (~0.5%). 图 4 中样品 S2 和 S3 谱线是对样品 S2 和 S3 的实验 XANES 谱归一化处理后的谱线. 可以看到 Mn 掺杂

量为 0.5% (S2) 和 18% (S3) 样品的归一化 XANES 谱十分相似,都具有 3 个明显的特征峰,即吸收边上肩膀峰 A(6530 eV)、白线峰 B(6549 eV) 以及边后的振荡峰 C(6594 eV). 这说明 Mn 原子在掺杂量 0.5% 和掺杂量 18% 的薄膜中有十分相似的局域结构,即 Mn 的存在形式应该是十分相似的.

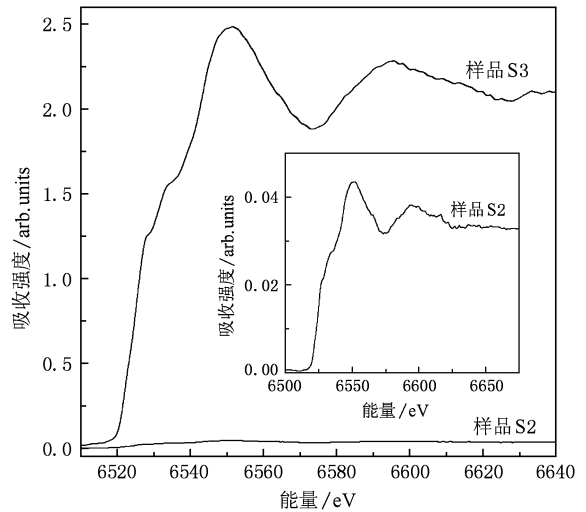


图 3 样品 S2, S3 实验测量的 Mn 的 K 边 XANES 谱 内插图为放大的样品 S2 的实验谱

根据前面的 XRD 结果可以初步判断高 Mn 含量的样品 S3 中存在大量的 Mn_4Si_7 化合物,我们根据 Mn_4Si_7 晶体结构特点,利用 FEFF8.2 软件包计算了 Mn_4Si_7 的 XANES 谱. Mn_4Si_7 为四方结构,属于 $P-4c2$ 空间群,在其晶体结构中, Mn 原子有五种不同的位置,编号分别记为 Mn_1 — Mn_5 ,其结构如图 5(a)所示^[27]. 根据不同 Mn 原子在原胞中的数目可以确定晶体中 Mn_1 — Mn_5 的原子个数比为 1:1:2:2:2,不同 Mn 原子周围的配位数和键长略不相同, Mn—Si 第一配位壳层的键长主要在 0.23—0.26 nm 之间,其中 Mn_1 和 Mn_2 原子最近邻配位都是 4 个 Si 原子,键长分别为 0.232 和 0.238 nm. Mn_1 的次近邻为 2 个 Si 原子,键长为 0.260 nm. Mn_2 的次近邻为 4 个 Si 原子,键长为 0.239 nm. Mn_3 , Mn_4 和 Mn_5 最近邻分别为 2 个 Si 原子,键长分别为 0.227, 0.237 和 0.229 nm,次近邻分别为 2 个 Si 原子,键长分别为 0.233, 0.237 和 0.233 nm. Mn—Mn 第二配位壳层的键长约为 0.3 nm. 考虑到理论计算 XANES 谱的收敛性,计算中采用一个半径为 0.68 nm 的原子团簇(包含 102 个原子). 首先以不同 Mn 原子为吸收中心,算得各自的 XANES 谱,然后按照其原子个数比线性叠

加,得到图 4 中的 Mn_4Si_7 总的吸收谱. 由图 4 可见, Mn_4Si_7 计算谱的 A, B, C 峰与样品 S2, S3 归一化处理后的 Mn-K 边实验 XANES 谱符合得较好.

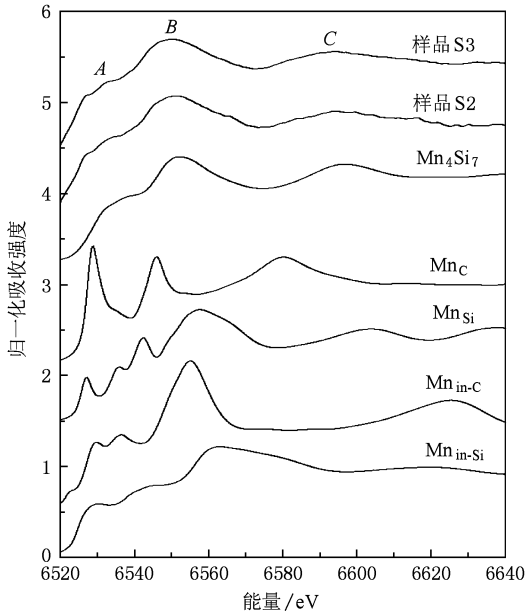


图 4 样品 S2, S3 归一化处理后的 Mn-K 边实验测量 XANES 谱和 Mn_4Si_7 , Mn 替代 SiC 晶格中 Si 位 (Mn_Si) 和 C 位 (Mn_C), Mn 原子填隙到 4 个 C 原子组成的四面体间隙中 ($\text{Mn}_{\text{in-C}}$), Mn 原子填隙到 4 个 Si 原子组成的四面体间隙中 ($\text{Mn}_{\text{in-Si}}$) 的 Mn-K 边计算 XANES 谱

实际上 Mn 在 3C-SiC 薄膜样品中,除形成 Mn-Si 间化合物外, Mn 原子还可能替代 SiC 晶格中的 C 位 (Mn_C) (见图 5 (b)), 替代 SiC 晶格中的 Si 位 (Mn_Si) (见图 5 (c)), 填隙到 4 个 C 原子组成的正四面体间隙中 ($\text{Mn}_{\text{in-C}}$) (见图 5 (d)) 和填隙到 4 个 Si 原子组成的正四面体间隙中 ($\text{Mn}_{\text{in-Si}}$) (见图 5 (e)). 为了确定 Mn 原子在薄膜中是否可能同时占据上述不同位置,我们同样计算了这两种替代位和两种填隙位情况下 Mn-K 边 XANES 谱,结果示于图 4 中. 由图 4 可以看出,两种替代位和两种填隙位情况下 Mn-K 边 XANES 计算谱与样品 S2, S3 的实验谱相比较,有完全不同的谱线特征: Mn_C 的计算 XANES 谱在 6525, 6546 和 6580 eV 处出现的三个吸收峰和样品 S2, S3 实验 XANES 谱完全没有对应; Mn_Si 的计算 XANES 谱在肩膀峰 A 位置分裂为三个吸收峰,并且 B 峰和 C 峰位置和样品 S2, S3 实验 XANES 谱相比向高能方向偏移约 8 eV; $\text{Mn}_{\text{in-C}}$ 的计算谱在 6626 eV 处的吸收峰偏移了样品 S2, S3 实验

XANES 谱的 C 峰约 32 eV; $\text{Mn}_{\text{in-Si}}$ 计算谱的 B 峰位于 6561 eV 处,且在 6594 eV 处未出现吸收峰. 这说明了在 XANES 探测的精度范围内, Mn 掺杂的 3C-SiC 薄膜中,不存在替代 Si (或 C) 位的 Mn 原子,也不存在填隙在 4 个 Si (或 C) 原子组成的正四面体间隙的 Mn 原子.

综上所述,从图 2 的 XRD 结果可以清楚地看到,高 Mn 含量 18% 的 S3 样品中出现了分别对应 SiC 和 Mn_4Si_7 物相的多个晶面衍射峰,这表明样品中的 Mn 原子主要是以 Mn_4Si_7 化合物的形式存在. 再之,通过把样品 S3 中 Mn 元素 K 边 XANES 的实验谱与各种结构模型的理论计算谱比较,注意到样品的 Mn-K 边 XANES 实验谱完全没有 Mn 占据 SiC 晶格中替代位和间隙位的 Mn-K 边 XANES 理论谱的特征,但是与 Mn_4Si_7 化合物的 Mn-K 边 XANES 理论谱能够很好地符合. 这充分说明了利用 MBE 共蒸发的方法在 950 °C 条件下制备的 18% Mn 掺杂的 SiC 磁性薄膜中没有生成 Mn 在替代 Si (或 C) 位或 Mn 在间隙位的本征稀磁半导体,而是生成了 Mn_4Si_7 的化合物第二相. 因此,我们认为在上述的制备条件下,掺杂的 Mn 原子几乎都与 Si 原子反应生成了 Mn_4Si_7 的化合物存在于 SiC 薄膜中. 对于低 Mn 含量 0.5% 的 S2 样品,虽然其 XRD 结果未出现与 Mn-Si 化合物相应的第二相,但是从 Mn-K 边的 XANES 实验谱结果可以很清楚地看到样品 S2 和 S3 的近边谱表现出了十分相似的形状,暗示着 0.5% Mn 掺杂的 SiC 薄膜中的 Mn 原子局域结构应该与高掺杂量的样品类似. 通过对比和分析 Mn-K 边的 XANES 实验谱和各种理论模型的计算谱,表明在掺杂量仅为 0.5% 的 SiC 薄膜中, Mn 原子也基本上和 Si 原子结合形成了分离的 Mn_4Si_7 相,对于 XRD 结果中没有出现 Mn_4Si_7 衍射峰的原因可能是薄膜中 Mn_4Si_7 物相的掺杂量过低所致. 因此,我们认为,对于高温 MBE 共蒸发方法制备的样品,无论在高 Mn 含量 (18%) 或低 Mn 含量 (0.5%) 掺杂的 SiC 薄膜中, Mn 原子都主要以分散方式的 Mn_4Si_7 化合物颗粒镶嵌在 SiC 薄膜之中.

目前,对 Mn 掺杂 Si 或 SiC 基的磁性半导体开展的结构研究中,大部分工作报道了 Mn 与 Si 形成各种类型的化合物. Teichert 等^[28] 利用 XRD 的研究表明, MBE 方法在 750 °C 制备条件下, Mn 元素和 Si 元素非常容易反应形成 Mn_4Si_7 的合金相沉积在

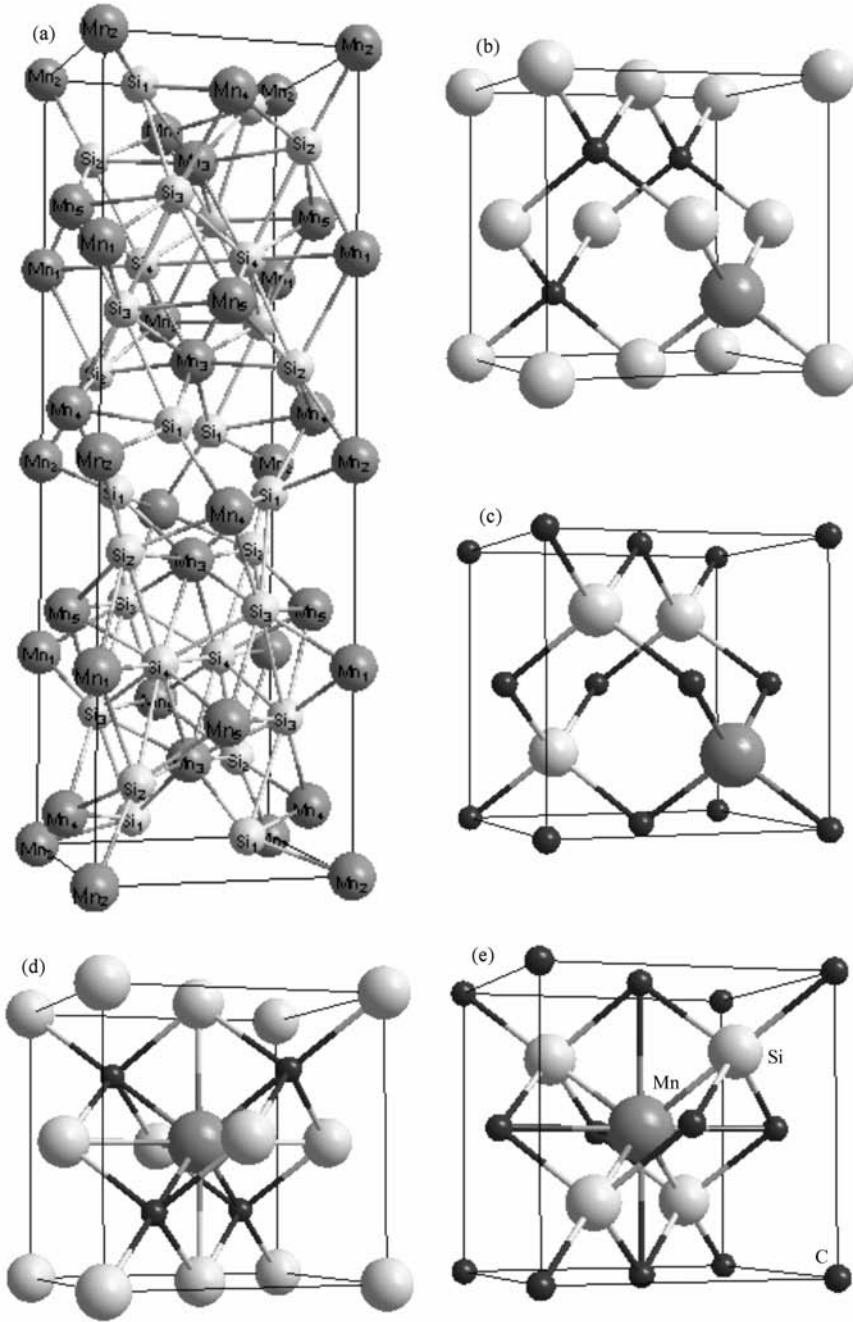


图5 Mn在立方SiC晶格中不同占位的结构示意图 (a) Mn_4Si_7 晶胞结构, (b) 替代C位 (Mn_C), (c) 替代Si位 (Mn_{Si}), (d) 间隙到4个C原子组成的四面体中 (Mn_{in-C}), (e) 间隙到4个Si原子组成的四面体中 (Mn_{in-Si})

Si(001)表面; 同样地, 任鹏等^[12]利用XRD结合XANES方法, 研究MBE方法在600℃条件下制备的Mn掺杂量在0.7%—17%的 Mn_xSi_{1-x} 薄膜表明, Mn原子主要是以 Mn_4Si_7 纳米晶颗粒形式镶嵌在Si介质中. 同时, Wolska等^[29]利用XAFS研究了高温Czochralski法生长Mn掺杂的Si薄膜, 发现Mn原子

不存在于Si的替代位也没有进入间隙位, 而是形成一种类似于MnSi化合物的团簇. 因此, 我们认为在高的衬底温度下制备Mn掺杂的SiC薄膜, 由于Mn原子在高温下具有强的扩散和与Si的反应能力, 很难获得理想的Mn原子占据SiC晶格中的替代位和间隙位, 也就是难以得到本征的Mn掺杂SiC稀磁

半导体,而是生成稳定的 Mn_4Si_7 和 SiC 两种分离相的薄膜.

根据上述得到的 Mn 掺杂 SiC 薄膜样品的结构,我们认为 Mn 掺杂 SiC 薄膜的铁磁性来源主要是 Mn-Si 化合物,例如 Mn_4Si_7 , MnSi 相等. 虽然晶态 Mn_4Si_7 只表现出弱的巡游磁性,其居里温度和饱和磁化强度分别为 47 K 和 $0.012 \mu_B/\text{Mn}^{[30]}$,但是小尺寸的 Mn_4Si_7 团簇分散在 SiC 介质中时会受到周围 SiC 介质的影响,其晶格产生一定的应力和扭曲,有可能表现出较强的磁性. Zhou 等^[31]利用 XRD 和高分辨电镜(TEM)技术研究高温 Czochralski 法制备 Mn 掺杂 Si 薄膜样品时也注意到形成了镶嵌在 Si 介质中的 $\text{MnSi}_{1.7}$ 纳米晶对磁性具有增强作用. 类似地, Takano 等^[18]观察到 Mn 掺杂 3C-SiC 样品的居里温度约为 245 K,认为其铁磁性来源与薄膜中的 Mn_5Si_2 相有直接关系,并且他们还注意到高温退火

有利于样品的铁磁性增强.

4. 结 论

通过 RHEED, XRD 和 XANES 方法研究了 MBE 共蒸发方法制备的 Mn 掺杂 3C-SiC 薄膜的结构特征. RHEED 显示外延生长的为 3C-SiC 薄膜. XRD 结果表明 Mn 掺杂量为 18% 的样品中存在 Mn_4Si_7 合金相. 通过 XANES 分析表明 Mn 掺杂量为 0.5% 的样品中也存在 Mn_4Si_7 相,对比各种模型的理论计算 XANES 谱发现在所制备的薄膜中不存在替代位和填隙位的 Mn 原子. 结合 RHEED, XRD 和 XANES 结果,我们认为在 950 °C 下,掺杂量在 0.5% 和 18% 的 3C-SiC 薄膜中, Mn 原子均以分离的 Mn_4Si_7 多晶团簇形式镶嵌在 SiC 薄膜中. 并且 Mn_4Si_7 可能是高温下制备的 Mn 掺 SiC 体系中铁磁性的主要来源.

- [1] Ohno H 1998 *Science* **281** 951
- [2] Akinaga H, Ohno H 2002 *IEEE Trans. Nanotechnol.* **1** 19
- [3] Guo X G, Chen X S, Sun Y L, Zhou X H, Sun L Z, Lu W 2004 *Acta Phys. Sin.* **53** 3545 (in Chinese) [郭旭光、陈效双、孙沿林、周孝好、孙立忠、陆 卫 2004 物理学报 **53** 3545]
- [4] 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、刘力峰、康晋峰、刘晓彦、张 兴、韩汝琦 2006 物理学报 **55** 6651]
- [5] Lin Q B, Li R Q, Zeng Y Z, Zhu Z Z 2006 *Acta Phys. Sin.* **55** 873 (in Chinese) [林秋宝、李仁全、曾永志、朱梓忠 2006 物理学报 **55** 873]
- [6] Wang Z W, Jie W Q 2007 *Acta Phys. Sin.* **56** 1141 (in Chinese) [王泽温、介万奇 2007 物理学报 **56** 1141]
- [7] Yu Z, Li X, Long X, Cheng X W, Wang J Y, Liu Y, Cao M S, Wang F C 2008 *Acta Phys. Sin.* **57** 4539 (in Chinese) [于 宙、李 祥、龙 雪、程兴旺、王晶云、刘 颖、曹茂盛、王富趾 2008 物理学报 **57** 4539]
- [8] Lin Z, Guo Z Y, Bi Y J, Dong Y C 2009 *Acta Phys. Sin.* **58** 1917 (in Chinese) [林 竹、郭志友、毕艳军、董玉成 2009 物理学报 **58** 1917]
- [9] Zou W Q, Lu Z L, Wang S, Liu Y, Lu L, Li L, Zhang F M, Du Y W 2009 *Acta Phys. Sin.* **58** 5763 (in Chinese) [邹文琴、路忠林、王 申、刘 圆、陆 路、郇 莉、张凤鸣、都有为 2009 物理学报 **58** 5763]
- [10] Peng X D, Zhu T, Wang F W 2009 *Acta Phys. Sin.* **58** 3274 (in Chinese) [彭先德、朱 涛、王芳卫 2009 物理学报 **58** 3274]
- [11] Tsui F, He L, Ma L, Tkachuk A, Chu Y S, Nakajima K, Chikyow T 2003 *Phys. Rev. Lett.* **91** 17203
- [12] Ren P, Liu Z L, Ye J, Jiang Y, Liu J F, Sun Y, Xu P S, Sun Z H, Pan Z Y, Yan W S, Wei S Q 2008 *Acta Phys. Sin.* **57** 4322 (in Chinese) [任 鹏、刘忠良、叶 剑、姜 泳、刘金峰、孙 玉、徐彭寿、孙治湖、潘志云、阎文盛、韦世强 2008 物理学报 **57** 4322]
- [13] Sun Y, Sun Z H, Zhu S Y, Shi T F, Ye J, Pan Z Y, Liu W H, Wei S Q 2007 *Acta Phys. Sin.* **56** 5471 (in Chinese) [孙 玉、孙治湖、朱三元、史同飞、叶 剑、潘志云、刘文汉、韦世强 2007 物理学报 **56** 5471]
- [14] Dietl T, Ohno H, Matsukura F, Cibert J, Ferrand D 2000 *Science* **287** 1019
- [15] Ferry D K 1975 *Phys. Rev. B* **12** 2361
- [16] Miao M S, Lambrecht W R L 2003 *Phys. Rev. B* **68** 125204
- [17] Kim Y S, Kim H, Yu B D, Choi D K, Chung Y C 2004 *Key Eng. Mater.* **264** 1237
- [18] Kim Y S, Chung Y C, Yi S C 2006 *Mater. Sci. Eng. B* **126** 194
- [19] Takano F, Wang W H, Akinaga H, Ofuchi H, Hishiki S, Ohshima T 2007 *J. Appl. Phys.* **101** 09N510
- [20] Ma S B, Sun Y P, Zhao B C, Tong P, Zhu X B, Song W H 2007 *Physica B* **394** 122
- [21] Wang K F, Liu J F, Zou C W, Xu P S, Pan H B, Zhang X G, Wang W J 2005 *J. Vac. Sci. Tech.* **25** 75 (in Chinese) [王科范、刘金峰、邹崇文、徐彭寿、潘海滨、张西庚、王文君 2005 真空科学与技术学报 **25** 75]
- [22] Wang K F, Liu J F, Zou C W, Zhang W H, Xu P S, Xu F Q 2007 *J. Vac. Sci. Tech.* **27** 4 (in Chinese) [王科范、刘金峰、邹崇文、张文华、徐彭寿、徐法强 2007 真空科学与技术学报 **27** 4]

- [23] Ankudinov A L, Bouldin C, Rehr J J, Sims J, Huang H 2002 *Phys. Rev. B* **65** 104107
- [24] Liu J F, Liu Z L, Wang K F, Xu P S, Tang H G 2007 *J. Vac. Sci. Tech.* **27** 5 (in Chinese) [刘金峰、刘忠良、王科范、徐彭寿、汤洪高 2007 真空科学与技术学报 **27** 5]
- [25] Pan Z Y, Sun Z H, Xie Z, Yan W S, Wei S Q 2007 *Acta Phys. Sin.* **56** 3344 (in Chinese) [潘志云、孙治湖、谢治、阎文盛、韦世强 2007 物理学报 **56** 3344]
- [26] Wei S Q, Yan W S, Sun Z H, Zhong W J 2006 *Appl. Phys. Lett.* **89** 121901
- [27] Kim H K, Kwon D, Kim J H, Ihm Y E, Kim D J, Kim H J, Baek J S, Kim C S, Choo W K 2004 *J. Magn. Magn. Mater.* **282** 244
- [28] Teichert S, Sarkar D K, Schwendler S, Giesler H, Mogilatenko A, Falke M, Beddies G 2001 *Microelectronic Engineering* **55** 227
- [29] Wolska A, Lawniczak-Jablonska K, Klepka M, Walczak M S, Misiuk A 2007 *Phys. Rev. B* **75** 113201
- [30] Gottlieb U, Sulpice A, Lambert-Andron B, Laborde O 2003 *J. Alloys Compd.* **361** 13
- [31] Zhou S Q, Potzger K, Zhang G F, Mücklich A, Eichhorn F, Schell N, Grötzschel R, Schmidt B, Skorupa W, Helm M, Fassbender J, Geiger D 2007 *Phys. Rev. B* **75** 085203

Structural characterization of Mn doped SiC magnetic thin films^{*}

Tang Jun¹⁾ Liu Zhong-Liang¹⁾²⁾ Ren Peng¹⁾ Yao Tao¹⁾ Yan Wen-Sheng¹⁾
Xu Peng-Shou¹⁾ Wei Shi-Qiang^{1)†}

1) (National Synchrotron Radiation Laboratory, University of Science & Technology of China, Hefei 230029, China)

2) (School of Physics and Electronic Information, Huaibei Coal Industry Teachers College, Huaibei 235000, China)

(Received 22 May 2009; revised manuscript received 1 December 2009)

Abstract

Mn-doped SiC magnetic thin films prepared by co-deposited molecular beam epitaxy (MBE) method on Si (111) substrates at 950 °C have been investigated by reflection high energy diffraction (RHEED), X-ray diffraction (XRD) and X-ray absorption near edge structure (XANES) techniques. RHEED results reveal that the SiC thin films doped with Mn are of the cubic structure. XRD and XANES results show that in the thin films with Mn doping concentrations of 0.5% and 18%, almost all the Mn atoms react with Si atoms, forming Mn_4Si_7 compound embedded in the SiC matrix, and no substitutional or interstitial Mn atoms exist in the SiC lattice. Furthermore, we hold that the ferromagnetism of the Mn doped SiC thin films originates mainly from the Mn_4Si_7 secondary phase.

Keywords: magnetic thin film, molecular beam epitaxy, X-ray diffraction, X-ray absorption near edge structure

PACC: 6110, 6155

* Project supported by the National Natural Science Foundation of China (Grant Nos. 50572100, 10635060, 10725522).

† Corresponding author. E-mail: sqwei@ustc.edu.cn