

InAs(001) 表面脱氧动力学分析*

魏文喆¹⁾ 郭祥¹⁾ 刘珂¹⁾ 王一¹⁾ 罗子江²⁾ 周清¹⁾ 王继红¹⁾ 丁召^{1)†}

1) (贵州大学理学院, 贵阳 550025)

2) (贵州财经学院教育管理学院的, 贵阳 550004)

(2013年7月13日收到; 2013年7月30日收到修改稿)

利用反射式高能电子衍射 (RHEED) 实时监控对 InAs 衬底进行两步完全脱氧的过程, 对比了有低 (高) 砷等效束流压强保护下采用两步法对 InAs 衬底缓慢长时间的高温脱氧过程. InAs 衬底两步完全脱氧法的第一步为传统的缓慢升温脱氧方法, 第二步为高温 In 束流辅助脱氧方法. 衬底高温脱氧的 RHEED 衍射图样说明了高温 In 束流辅助脱氧最终完全清除传统的缓慢升温法无法去掉的残留氧化物. 通过脱氧完成同质外延生长后的扫描隧道显微镜图像, 说明高砷等效束流压强保护下的脱氧方法是可行的; 分析了高温 In 束流能完全清除衬底表面残余 In 氧化物的原理.

关键词: 热分解, III-V 族半导体, 反射式高能电子衍射

PACS: 68.43.Vx, 81.05.Ea, 61.05.jh

DOI: 10.7498/aps.62.226801

1 引言

半导体材料在电子领域扮演着重要的角色. 现代半导体超晶格、量子线、量子点材料的发展使半导体器件的设计与制造从过去的“杂质工程”发展到“能带工程”, 出现了以电学和光学剪裁为特性的新范畴^[1,2]. 各种半导体材料的外延生长常常是从清洁的半导体衬底表面开始的. 在外延生长之前制造半导体衬底表面以及清洗的各种工艺也会使衬底表面形成一层氧化膜^[3], 不利于后续的外延生长及器件制造^[4], 因此衬底清洗后的脱氧以获得清洁表面对外延生长 (特别是光电子材料) 显得尤为重要.

Schäfer 等于 1999 年在臭氧和紫外光的条件下生长 InAs 氧化层并对氧化层脱氧, 利用 580 °C 的瞬时高温使衬底中的 In 解析出来, 从而使 InAs 表面脱氧; X 射线光电子谱 (X-ray photoelectron spectrum, XPS) 数据说明衬底表面完全脱氧^[5].

本文从实验的角度出发, 讨论了 III-V 族化合物中 InAs 衬底的脱氧方法, 实验中采用了 InAs 两

步完全脱氧的新方法, 在传统的 InAs 衬底高温脱氧结束后, 有砷气压保护的前提下, 使用高温 In 束流对衬底表面进行短时间喷射, 从而使 InAs 衬底表面的脱氧更为完全. 利用热力学理论中的吉布斯自由能, 用克拉珀龙方程分析了 InAs 衬底表面脱氧过程中的反应自由能和脱氧过程需要的各种物质的分压, 对实验现象的微观过程和物理机理进行了合理的解释.

2 实验

本实验在由 Omicron 公司制造的超高真空分子束外延 (molecular beam epitaxy, MBE) 真空室中进行, 使用 2 块 n⁺ 型 (掺硫浓度为 1.0×10^{17} — $3.0 \times 10^{18} \text{cm}^{-3}$) 的 InAs(001) 单晶衬底片进行试验. 进行实验之前先对 As, In 源进行校准^[6], 得到 As, In 源在各源温时对应的束流等效压强 (beam equivalent pressure, BEP); 利用 GaAs 表面相变规律对衬底温度进行校准, 得到热偶标称温度所对应的衬底实际温度^[7]. 两片衬底的高温脱氧条件完全相同, 均是放入样品后将衬底温度升至 400 °C, As₄BEP

* 国家自然科学基金 (批准号: 60866001) 和教育部博士点基金 (批准号: 20105201110003) 资助的课题.

† 通讯作者. E-mail: zding@gzu.edu.cn

$= 2.9 \times 10^{-5}$ Pa; 然后以每分钟 10°C 的速度提升衬底温度并逐渐加大砷气压. 从 $490\text{--}510^\circ\text{C}$ 每次升温 5°C , 在 $500, 505, 510^\circ\text{C}$ 这 3 个温度点均保持 30 min , 至此高温脱氧结束. 高温脱氧后, 样品 1 的衬底温度降低至 485°C , 用 980°C 的 In 束流喷射样品表面 20 s (开启 In 束流的同时 As_4BEP 降至 8.4×10^{-6} Pa, 关闭 In 束流后又立即将 As_4BEP 恢复至 1.3×10^{-3} Pa). 而样品 2 在高温脱氧结束后, 将衬底温度降至 505°C , 用 920°C 的 In 束流喷射样品表面 20 s . 两块样品都由高能电子衍射 (reflection high energy electron diffraction, RHEED) 监测并记录下每个过程的衍射图样. 脱氧结束后降低衬底和 In 温度, 用同样的方法进行 InAs 同质外延生长 30 min , 生长结束后衬底温度降至 380°C (降温过程中逐步减小 As BEP), 并在衬底温度 380°C 条件下零 As BEP 退火, 最后样品淬火至室温, 用扫描隧道显微镜 (scanning tunneling microscope, STM) 进行表面形貌扫描.

3 实验结果与讨论

实验中, 随着温度的升高, RHEED 图样逐渐变

亮, 且在 490°C 时有微弱的衍射斑点出现, 这表明 490°C 时衬底表面已经开始脱氧. 而在高温阶段随着保持时间的延长, RHEED 衍射斑点的强度也持续增强, 这表明脱氧一直在持续地进行, 表面氧化物在缓慢地分解. 510°C 时 RHEED 衍射图像从晕状逐渐变得明亮, 可以认为 510°C 就是脱氧点^[7].

图 1(a)—(c) 为 1 号 InAs 衬底在 510°C 高温脱氧并保持 30 min 后在 $[110], [100], [\bar{1}\bar{1}0]$ 晶向的 RHEED 衍射图样, 三个晶向衍射斑点都较为清晰, 可以认为表面已经基本脱氧且表面有一定粗糙度. 为了避免表面金属化, 通常升温至图 1(a)—(c) 所示状态后就不再继续升温, 升温脱氧步骤结束. 图 1(d)—(f) 为短时间低 As BEP 条件下用高温 In 束流喷射 1 号样品表面 20 s 后在 $[110], [100], [\bar{1}\bar{1}0]$ 晶向的 RHEED 衍射图样, 从 RHEED 图样中可以看到微弱的 2×4 重构.

图 2 为短时间低 As BEP 条件下用高温 In 束流辅助脱氧后的 1 号 InAs 衬底, 进行 InAs 同质外延生长 30 min 后, InAs 样品在 $[110], [100], [\bar{1}\bar{1}0]$ 晶向的 RHEED 衍射图样和 STM 扫描图, 可以看出表面十分粗糙并带有一定程度的金属化, 在 STM 扫描图上进行测量得知样品表面为 $c(2 \times 8)$ 重构.

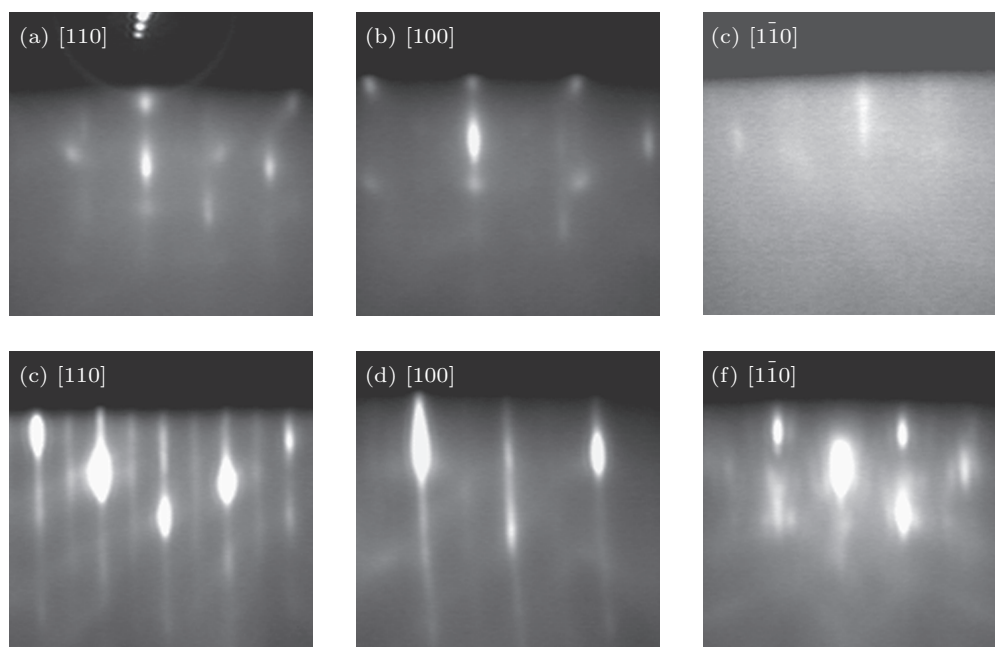


图 1 InAs 衬底高温脱氧结束后 InAs 衬底表面的 RHEED 图样 (a)—(c) 和低 As 压下 In 辅助脱氧结束后 InAs 衬底表面的 RHEED 图样 (d)—(f)

图 3(a)—(c) 为 2 号 InAs 衬底升温脱氧结束后在 $[110], [100], [\bar{1}\bar{1}0]$ 晶向的 RHEED 衍射图样. 图 3(d)—(f) 为 2 号 InAs 衬底升温脱氧结束后, 高 As

BEP 条件下用高温 In 束流喷射表面 20 s 后 2 号 InAs 衬底在 $[110], [100], [\bar{1}\bar{1}0]$ 晶向的 RHEED 衍射图样. 此过程中 RHEED 衍射斑点迅速变大且呈菱

形分布, 衍射图像清晰明锐.

图 4 为 InAs 在高 As BEP 保护下高温 In 束流辅助完成脱氧的 2 号 InAs 衬底, 用与样品 1 相同的生长条件进行同质外延生长 30 min 后, InAs

样品在 $[110]$, $[100]$, $[1\bar{1}0]$ 方向上 RHEED 衍射图样和 STM 扫描图, STM 图像显示样品表面呈原子级平坦.

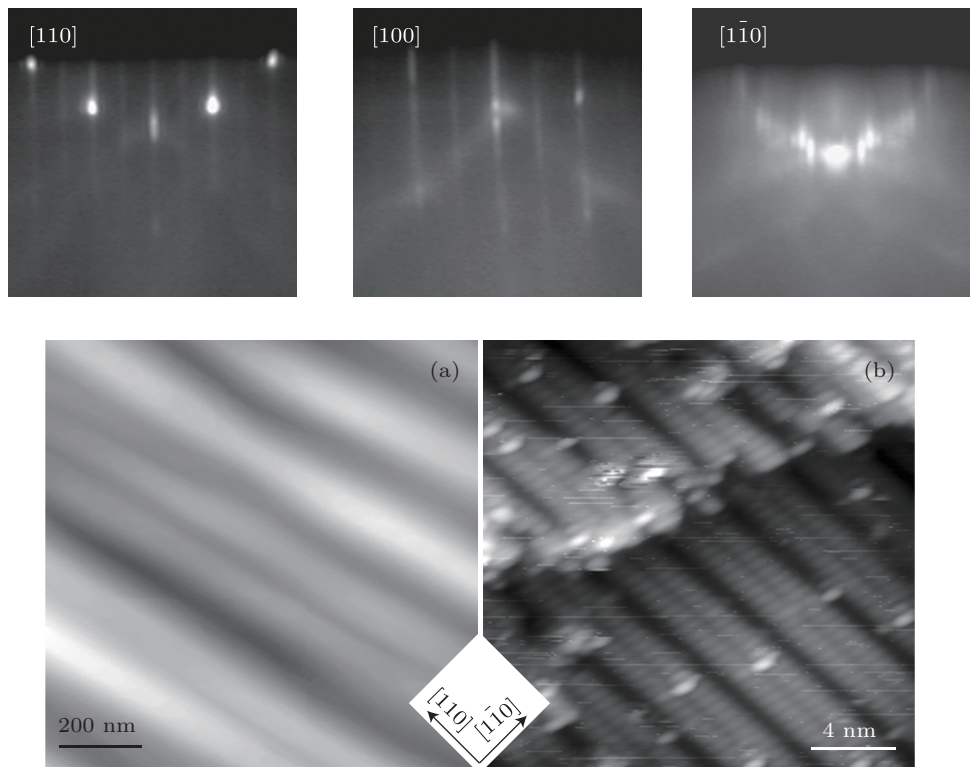


图 2 图的上部分为低 As 压下 In 辅助脱氧的衬底生长 30 min 后的 RHEED 图样, 下部分为 STM 扫描图 (a) $1000\text{ nm} \times 1000\text{ nm}$ 的 STM 扫描图; (b) $20\text{ nm} \times 20\text{ nm}$ 的 STM 扫描图

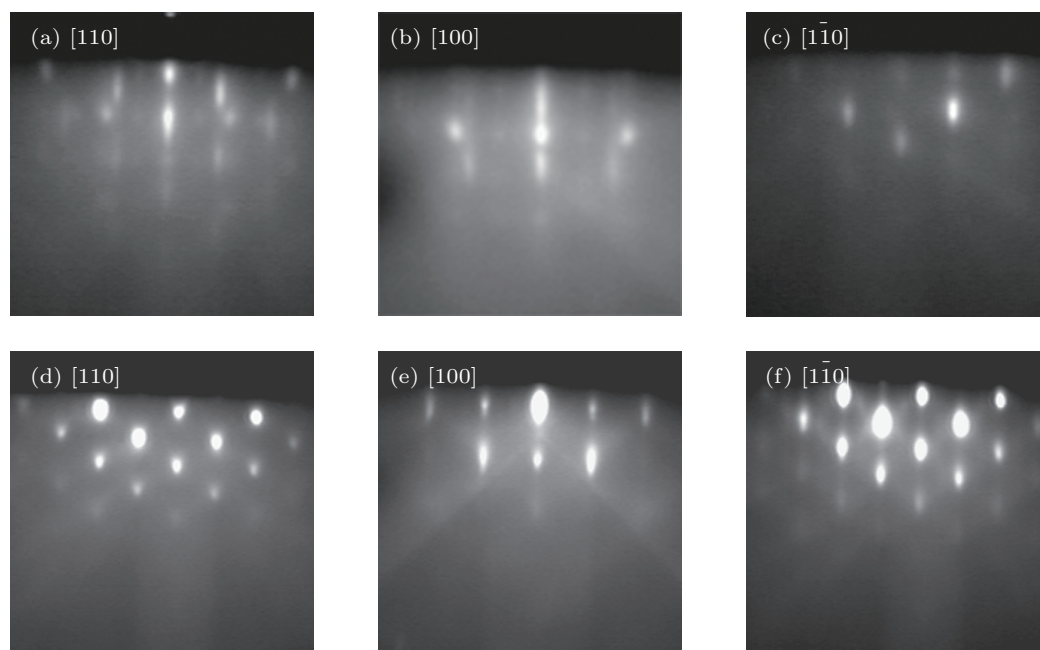


图 3 InAs 衬底高温脱氧结束后 InAs 衬底表面的 RHEED 图样 (a)—(c) 和高 As 压下 In 辅助脱氧结束后 InAs 衬底表面的 RHEED 图样 (d)—(f)

采用缓慢长时间的脱氧方法对 InAs 衬底脱氧,并在 400 °C 时就开始开启砷气压保护. 缓慢提升衬底温度的目的是为了以防升温过快导致衬底温度超过脱氧点温度而使得表面氧化物在高温下迅速分解,从而引起表面粗糙化,导致衬底脱氧不均匀. 400 °C 时开启砷气压的目的是为了防止 InAs 表面

因 As 原子的脱附而金属化. 在其他 InGaAs 的实验中,零砷气压条件下 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ 样品升温至 470 °C 时, $[1\bar{1}0]$ 晶向的 RHEED 衍射图样 $3\times$ 重构开始模糊,这说明表面开始发生 In 偏析^[6]. 所以,脱氧过程中需要提前开启 As 阀.

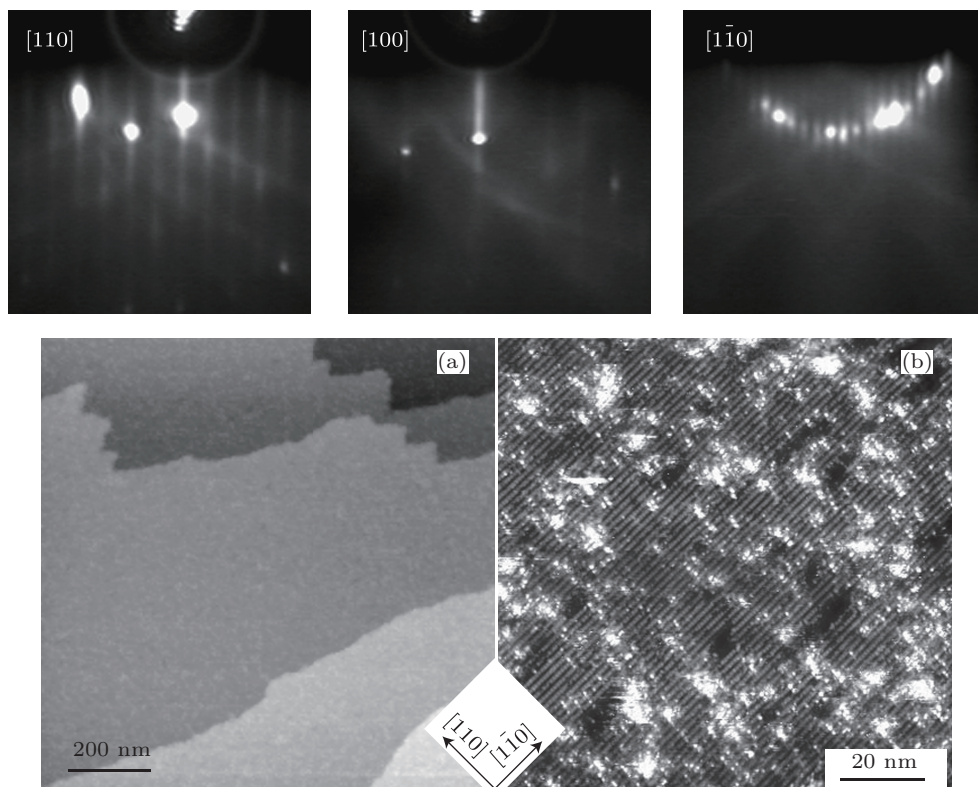
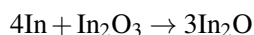


图 4 图的上部分为高 As 压下 In 辅助脱氧的衬底生长 30 min 后的 RHEED 图样,下部分为 STM 扫描图 (a) 1000 nm × 1000 nm 的 STM 扫描图; (b) 100 nm × 100 nm 的 STM 扫描图

InAs 衬底圆片在制备过程中经过化学机械抛光处理,臭氧水清洗,这些工艺也使样品表面形成了一层氧化层^[3]. Hollinger 等^[8]曾提出 InAs 表面氧化物以三元氧化物 InAsO_3 为主. 有利用 XPS 对表面氧化物组分测定的实验认为 InAs 抛光片表面氧化层主要是 As_2O_3 , As_2O_5 , In_2O_3 这些氧化物的混合物^[5,9],由此可以认为表面氧化物中存在的化学键必然有 In—O 键和 As—O 键,所以可以认为衬底表面三元氧化物 InAsO_3 是 $\text{In}_2\text{O}_3 \cdot \text{As}_2\text{O}_3$ 形式的混合氧化物. 脱氧的目的就是为了使这些化学键断裂,从而清除衬底表面的氧化物. As_2O_5 在常压下加热至 300 °C 就会分解成 As_2O_3 , As_2O_3 在常压下的沸点为 457.2 °C,故在衬底 500—510 °C 高温脱氧时,氧化砷已经去除. 在 $T = 298 \text{ K}$ 的条件下, Ga—O 与 In—O 键离解能为: $\Delta H_{f298}(\text{Ga—O}) = 285(\pm 63) \text{ kJ/mol}$,

$\Delta H_{f298}(\text{In—O}) = 360(\pm 21) \text{ kJ/mol}$ ^[10],可见 In—O 化学键因高温断键成单质比 Ga—O 化学键难. 实验中我们发现传统的 GaAs 衬底高温脱氧需要在 580 °C 才能完全脱氧;传统的 InAs 衬底在 500—510 °C 的条件下高温脱氧,然而表面始终会有一些结合较为稳定的 In—O 键没有被破坏;即使在有砷气压保护的条件下, InAs 在衬底温度高于 520 °C 时就会开始分解,故 InAs 衬底是无法完全依靠衬底高温脱氧的. 而在传统的高温衬底脱氧结束后,再用高温 In 束流进行短时间的辅助脱氧, RHEED 图样就会变成清晰的亮斑,这说明衬底已经完全脱氧. 我们可以利用热力学中的吉布斯自由能对常压条件下脱氧过程中可能发生的几个反应进行讨论,并结合克拉伯龙方程讨论常压下无法发生的反应在真空环境中发生反应所需要满足的局部分压,对高温 In 束流辅助脱氧的物理机理进行分析.

根据 Schäfer 等^[5]对 InAs 表面的脱氧实验和 Li 等^[11]对 GaAs 表面 In 辅助脱氧的研究,我们猜测高温 In 束流喷射到衬底表面后与 In 氧化物发生了化学反应:



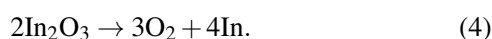
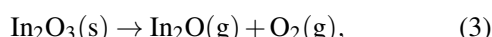
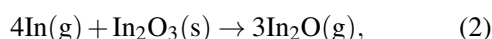
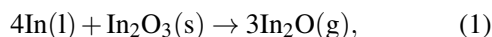
根据梅良模和陈立信^[12]对物理化学手册数据的综合整理得到表 1.

表 1 In 与 In 氧化物的热力学常数

物质	In	In ₂ O	InO	In ₂ O ₃
沸点/K	2440	800	2000	3600
摩尔蒸发热/kJ·mol ⁻¹	225.196	66.973	251.148	355.793

根据克劳修斯 - 克拉珀龙方程的积分形式 $\ln \frac{p_1}{p_2} = \frac{\Delta_{\text{vap}} H_m}{2.303R} \left(\frac{1}{T_2} - \frac{1}{T_1} \right)$, 代入各物质的摩尔蒸发热、常压下的沸点和脱氧环境中的气压: $P_1 \approx 10^{-5} \text{ Pa} \approx 10^{-10} \text{ atm}$; 可分别求得脱氧环境中各物质的沸点为: $T_{\text{In}} \approx 793.7 \text{ K}$, $T_{\text{In}_2\text{O}} \approx 243.4 \text{ K}$, $T_{\text{InO}} \approx 792.3 \text{ K}$, $T_{\text{In}_2\text{O}_3} \approx 1225.8 \text{ K}$, 所以在 758 K 和 778 K 衬底温度的脱氧环境下 In₂O 均为气态.

根据 Valderrama-N 和 Jacob^[13]的研究,在高温低压的条件下 In₂O₃ 会发生以下几种反应:



高温脱氧后,样品 1 的衬底温度降低至 485 °C,用 980 °C 的 In 束流喷射样品表面 20 s (开启 In 束流的同时 As₄ BEP 降至 $8.4 \times 10^{-6} \text{ Pa}$, 关闭 In 束流后又立即将 As₄ BEP 恢复至 $1.3 \times 10^{-3} \text{ Pa}$). 而样品 2 在高温脱氧结束后,将衬底温度降至 505 °C,用 920 °C 的 In 束流喷射样品表面 20 s. 按照 In 束流喷射时的实验条件: 衬底温度 $T_1 = 758 \text{ K}$ (In 束流温度为 1253 K) 和 $T_2 = 778 \text{ K}$ (In 束流温度为 1193 K), 虽然高温束流的喷射会引起衬底表面温度一定程度的升高^[14], 但为简化分析, 近似地取衬底表面温度为 758 K 和 778 K. 由于 In 束流到达衬底表面后有可能会有部分液化, 所以认为与 In₂O₃ 发生反应的 In 是气、液两相共存的. 对反应温度为衬底温度, 常压下反应 (1) 和 (2) 的吉布斯自由能进行讨论^[13].

$T_1 = 758 \text{ K}$ 在常压下的反应自由能为

$$\begin{aligned} \Delta G_1^0(T_1) &= 755212 - 435.136T (\pm 1464.400) \text{ J/mol} \\ &\approx 425.387 \pm 1.464 \text{ kJ/mol}; \end{aligned}$$

对反应



则有

$$\begin{aligned} \Delta G_5^0(T_1) &= 227818.800 - 97.194T (\pm 627.600) \text{ J/mol} \\ &\approx 154.139 \pm 0.628 \text{ kJ/mol}. \end{aligned}$$

按照多重平衡规则: $\Delta G_2^0(T_1) = \Delta G_1^0(T_1) - 4\Delta G_5^0(T_1) = -191.169 \pm 3.976 \text{ kJ/mol}$; 在常压和 $T_1 = 758 \text{ K}$ 的反应条件下, 反应 (2) 可以发生; 对反应 (1) 的平衡态计算为 $\Delta G_1^0(T_1) = -RT_1 \ln K_1^\theta$, 可得 $K_1^\theta \approx 3.67 \times 10^{-30} - 5.84 \times 10^{-30}$; 反应商 Q_r 表示在任意状态下, 生成物与反应物的相对分压或相对浓度间的关系. Q_r 是一个活性度或反应内化学物浓度的函数, 在化学平衡这个特殊情况下, 该反应的反应商等于平衡常数. 当满足 $Q_{r1} = \left[\frac{P_1(\text{In}_2\text{O})}{P^0} \right]^3 < K_1^\theta$ 时反应 (1) 向正方向自发发生, 即 In₂O 的局部分压应满足:

$$\begin{aligned} P_1(\text{In}_2\text{O}) &< \sqrt[3]{K_1^\theta} \text{ atm} \\ &\approx 1.54 \times 10^{-10} - 1.80 \times 10^{-10} \text{ atm} \\ &\approx 1.56 \times 10^{-5} - 1.82 \times 10^{-5} \text{ Pa}. \end{aligned}$$

对于 $T_2 = 778 \text{ K}$ 对反应自由能的讨论, 同理可得:

$$\begin{aligned} \Delta G_1^0(T_2) &\approx 416.685 \pm 1.464 \text{ kJ/mol}, \\ \Delta G_2^0(T_2) &\approx -192.171 \pm 3.976 \text{ kJ/mol}, \\ K_2^\theta &\approx 8.05 \times 10^{-29} - 1.27 \times 10^{-28}, \end{aligned}$$

$$\begin{aligned} P_2(\text{In}_2\text{O}) &< \sqrt[3]{K_2^\theta} \text{ atm} \\ &\approx 4.32 \times 10^{-10} \times 5.03 \times 10^{-10} \text{ atm} \\ &\approx 4.38 \times 10^{-5} - 5.10 \times 10^{-5} \text{ Pa}. \end{aligned}$$

脱氧过程中的背景真空度约为 $1.8 \times 10^{-5} \text{ Pa}$, 衬底温度为 $T_1 = 758 \text{ K}$ 时, 背景真空度满足 In₂O 局部分压的部分取值区间; 衬底温度为 $T_2 = 778 \text{ K}$ 时, 背景真空度明显满足 In₂O 局部分压的最低要求; 高温束流的喷射会使衬底表面温度产生一定的提升^[14], 反应的温度升高会使反应对真空度的要求降低, 故反应 (1) 和 (2) 在脱氧环境中可以发生. 由于反应 (1) 和 (2) 正方向均为吸热反应, 所以衬底表面温度越高越有利于反应向正方向发生;

根据范特霍夫归纳的温度对反应速率影响的经验规则: $\frac{v_{T+10k}}{v_T} = \frac{k_{T+10k}}{k_T} = 2-4$, 反应温度提高也可以提高反应速率. 而对于反应 (3) 和 (4), 根据 Valderrama-N 和 Jacob^[13] 的研究, In_2O_3 的分离能 $D_0^0 = 753.120(\pm 4.184)$ kJ/mol, 可以看出 In_2O_3 极难热分解, 根据上述讨论, 反应 (1) 和 (2) 在脱氧环境中肯定可以发生, 为主要反应; 反应 (3) 和 (4) 在脱氧环境中也有可能发生, 主要生成物是气态的 In_2O . 因此在 In 束流的辅助下, 衬底表面温度越高越容易脱氧; 由于高温 In 束流可能会造成衬底表面一定程度的金属化, 因此高温 In 束流辅助脱氧的实验中应注意控制衬底和 In 源的温度. Shen 等^[15] 的研究表明, 在衬底温度较低时, In_2O 可以在富 In 的 $\text{InAs}(001)-(4 \times 2)$ 表面生长, 但当衬底表面温度高于 450°C 时, In_2O 会从衬底表面解吸, 且衬底表面温度越高, In_2O 的解吸速率越快. 因此, 在高温 In 束流辅助脱氧的环境下, In_2O 难以在衬底表面成键, 气态的 In_2O 被真空泵抽走或吸附在 MBE 的冷阱壁上, 不会在衬底表面引入新的杂质.

经过两种高温 In 束流辅助脱氧结束后的 RHEED 图样都清晰明锐, 说明衬底已经完全脱氧. 但是低 As BEP 条件下高温 In 束流脱氧的衬底, 降低衬底和 In 束流温度进行 InAs 同质外延生长; 同质外延生长期间一直无法观测到明显的 RHEED 振荡, 生长结束后的 STM 扫描发现: 样品表面 $20\text{ nm} \times 20\text{ nm}$ 的 STM 图像可以看到二聚体的排列方向, 经分析测量 $20\text{ nm} \times 20\text{ nm}$ 的 STM 图像得知样品 (001) 表面为 $c(2 \times 8)$ 重构, 而 $1000\text{ nm} \times 1000\text{ nm}$ 的 STM 扫描图像就可以看出样品表面十分粗糙 (见图 2). 这应该是由衬底表面的 In_2O_3 会在衬底表面以岛状的形式存在^[5], 各处高低不一且分布不均匀, 使得低 As BEP 条件下高温 In 束流辅助脱氧时衬底各处脱氧完成的时间不一. 衬底表面氧化层较薄的区域脱氧完成后, 在较高的温度下 In—As 键较易断裂, 断裂后 As 将很快气化被真空

泵抽走或吸附在 MBE 的冷阱壁上, 留下的 In 在很低的 As BEP 下具有很大的表面扩散长度^[16], 高温 In 束流又提供了很大的 In BEP, 导致衬底表面迅速地金属化, 无法进行后续的同质外延生长. 然而高 As BEP 条件下高温 In 束流辅助脱氧后的衬底, 用与样品 1 相同的条件进行 InAs 同质外延生长同样的时间, 经同质外延一段时间后就可以观测到 RHEED 衍射图样转为 2×4 , 并可测到明显的振荡, 生长结束后样品 $100\text{ nm} \times 100\text{ nm}$ 的 STM 图像可以清晰看到样品表面二聚体排列方向, 绝大多数区域是属于 $\beta 2(2 \times 4)$ 重构, 少数区域是 $\alpha(2 \times 4)$ 重构, $1000\text{ nm} \times 1000\text{ nm}$ 的 STM 扫描图像可以看出样品呈原子级平坦 (见图 4). 这是因为衬底表面氧化层薄的区域脱氧完成后, 在高 As BEP 条件下就开始高速率生长 InAs, 避免了严重的表面金属化, 从而保护衬底表面不被破坏. 高 As BEP 条件下利用高温 In 束流辅助脱氧的方法通过脱氧后的同质外延生长证实了其可行性, 喷射 In 束流辅助期间, 当 RHEED 图样变得清晰后立即关闭 In 源, 因为高温 In 束流喷射时间不宜过长 ($15-30\text{ s}$ 为宜), 否则表面会因金属化而变坏.

4 结论

InAs 脱氧应采用缓慢长时间的脱氧方法, 需要在有高砷气压保护的条件下, 在脱氧点温度附近长时间保持脱氧, 根据 RHEED 的衍射情况来判断衬底的脱氧程度. 在衬底表面大部分氧化物已经被去掉的情况下, 再利用较高的衬底温度, 使用高温 In 束流短时间 ($15-30\text{ s}$) 喷射衬底表面, 其间 In 束流给衬底表面提供的高温以及 In 与 In_2O_3 生成 In_2O 的反应有效地清除了残余氧化物, 使衬底表面的脱氧更为完全. 通过对低 (高)As BEP 条件下高温 In 束流脱氧完成后进行同质外延生长样品的 STM 扫描图对比, 发现高 As BEP 保护下利用高温 In 束流辅助脱氧法是一种可行的 InAs 衬底脱氧方法.

- [1] Zhao F A, Zhang C L, Wang Z G 2004 *Physics* **33** 249 (in Chinese) [赵凤媛, 张春玲, 王占国 2004 物理 **33** 249]
 [2] Wang Z G 1998 *World Sci-tech R D* **20** 51 (in Chinese) [王占国 1998 世界科技研究与发展 **20** 51]
 [3] Lü F, Wang Y B, Zhang W C, Zhao Q 2009 *Semicond. Technol.* **34** 745 (in Chinese) [吕菲, 王云彪, 张伟才, 赵权 2009 半导体技术 **34** 745]
 [4] Liu B, Fang G Z, Zhang J M, Ma X Y, Xiao J W 2003 *Laser J.* **24** 22

(in Chinese) [刘斌, 方高瞻, 张敬明, 马晓宇, 肖建伟 2003 激光杂志 **24** 22]

- [5] Schäfer M, Naumann W, Finnberg T, Hanns M, Dutschke A, Anton R 2000 *Appl. Surf. Sci.* **158** 147
 [6] Zhou X, Luo Z J, Guo X, Zhang B C, Shang L T, Zhou Q, Deng C Y, Ding Z 2012 *Chin. Phys. B* **21** 046103
 [7] Zhou X, Yang Z R, Luo Z J, He Y Q, He H, Wei J, Deng C Y, Ding Z

- 2011 *Acta Phys. Sin.* **60** 016109 (in Chinese) [周勋, 杨再荣, 罗子江, 贺业全, 何浩, 韦俊, 邓朝勇, 丁召 2011 物理学报 **60** 016109]
- [8] Hollinger G, Skheyta-Kabbani R, Gendry M 1994 *Phys. Rev. B* **49** 11159
- [9] Hu W J, Zhao Y W, Duan M L, Wang Y L, Wang J 2010 *J. Synth. Cryst.* **39** 878 (in Chinese) [胡炜杰, 赵有文, 段满龙, 王应利, 王俊 2010 人工晶体学报 **39** 878]
- [10] Dean J A 1999 *Lange's Handbook of Chemistry (15th Ed)* (New York: McGraw-Hill, Inc.) Section 4 4.45–4.47
- [11] Li L H, Linfield E H, Sharma R, Davies A G 2011 *Appl. Phys. Lett.* **99** 061910
- [12] Mei L M, Chen L X 1984 *J. Shandong Univ. (Natural Science)* **1** **28** (in Chinese) [梅良模, 陈立信 1984 山东大学学报 (自然科学版) **1** **28**]
- [13] Valderrama-N J, Jacob K T 1977 *Thermochimica Acta* **21** 215
- [14] LaBella V P, Ding Z, Bullock D W, Emery C, Thibado P M 2001 *Int. J. Mod. Phys. B* **15** 2301
- [15] Shen J, Melitz W, Feldwinn D L, Lee S, Droopad R, Kummel A C 2010 *ECS Trans.* **33** 105
- [16] Luo Z J, Zhou X, Wang J H, Guo X, Zhang B C, Zhou Q, Liu K, Ding Z 2013 *Acta Phys. Sin.* **62** 036802 (in Chinese) [罗子江, 周勋, 王继红, 郭祥, 张毕禅, 周清, 刘珂, 丁召 2013 物理学报 **62** 036802]

Thermodynamic study on two-step desorption of oxides on InAs(001) surface*

Wei Wen-Zhe¹⁾ Guo Xiang¹⁾ Liu Ke¹⁾ Wang Yi¹⁾ Luo Zi-Jiang²⁾
Zhou Qing¹⁾ Wang Ji-Hong¹⁾ Ding Zhao^{1)†}

1) (College of Science, Guizhou University, Guiyang 550025, China)

2) (School of Education Administration, Guizhou University of Finance and Economics, Guiyang 550004, China)

(Received 13 July 2013; revised manuscript received 30 July 2013)

Abstract

Reflection high energy electron diffraction (RHEED) is used to monitor the two-step desorption of oxides on InAs(001) surface in the vacuum chamber, and the high temperature indium-assisted desorption processes of surface oxides under high arsenic pressure and low arsenic pressure are compared. The first step of two-step deoxidation method for InAs substrate is to heat the substrate slowly at high temperature. The second step is high temperature indium beam-assisted desorption of surface oxides. The RHEED patterns of sample at high temperature desorption of oxides show that the high temperature indium beam-assisted desorption of InAs surface oxide method could eventually clear residual oxide that the traditional slow heating method cannot remove. The scanning tunneling microscope images of sample after homogeneous epitaxial growth prove the viability of high-heat indium beam-assisted desorption of InAs surface oxide under high arsenic pressure. Finally, we analyse the mechanism of high-heat indium beam assisted desorption of surface oxides of substrate.

Keywords: thermal desorption, III-V semiconductors, reflection high energy electron diffraction

PACS: 68.43.Vx, 81.05.Ea, 61.05.jh

DOI: 10.7498/aps.62.226801

* Project supported by the National Natural Science Foundation of China (Grant No. 60866001) and the Specialties Doctor Degree Foundation of Ministry of Education of China (Grant No. 20105201110003).

† Corresponding author. E-mail: zding@gzu.edu.cn