

$\text{Al}_{0.17}\text{Ga}_{0.83}\text{As}/\text{GaAs}$ (001) 薄膜退火过程的热力学分析

王一 杨晨 郭祥 王继红 刘雪飞 魏节敏 郎启智 罗子江 丁召

Thermodynamic analysis of $\text{Al}_{0.17}\text{Ga}_{0.83}\text{As}/\text{GaAs}$ (001) in annealing process

Wang Yi Yang Chen Guo Xiang Wang Ji-Hong Liu Xue-Fei Wei Jie-Ming Lang Qi-Zhi Luo Zi-Jiang Ding Zhao

引用信息 Citation: *Acta Physica Sinica*, 67, 080503 (2018) DOI: 10.7498/aps.67.20172718

在线阅读 View online: <http://dx.doi.org/10.7498/aps.67.20172718>

当期内容 View table of contents: <http://wulixb.iphy.ac.cn/CN/Y2018/V67/I8>

您可能感兴趣的其他文章

Articles you may be interested in

[非对称倾侧亚晶界的晶体相场法研究](#)

Phase field crystal study on asymmetrical tilt subgrain boundaries

物理学报.2014, 63(18): 180508 <http://dx.doi.org/10.7498/aps.63.180508>

[亚稳相的纳米尺度稳定化: 热力学模型与实验研究](#)

Nanoscale stabilization of metastable phase: thermodynamic model and experimental studies

物理学报.2012, 61(20): 200510 <http://dx.doi.org/10.7498/aps.61.200510>

[薄膜去湿不稳定性的热力学分析](#)

Thermodynamic analyses of dewetting instability in thin films

物理学报.2012, 61(16): 160508 <http://dx.doi.org/10.7498/aps.61.160508>

[滴状冷凝过程液滴自由表面温度场分析](#)

The analysis of droplet surface temperature field during dropwise condensation process

物理学报.2012, 61(15): 150508 <http://dx.doi.org/10.7498/aps.61.150508>

Al_{0.17}Ga_{0.83}As/GaAs (001) 薄膜退火过程的热力学分析*

王一¹⁾³⁾ 杨晨¹⁾³⁾ 郭祥¹⁾³⁾ 王继红¹⁾³⁾ 刘雪飞¹⁾⁴⁾ 魏节敏¹⁾⁴⁾
郎启智¹⁾⁴⁾ 罗子江²⁾⁴⁾ 丁召^{1)3)4)†}

1) (贵州大学大数据与信息工程院, 贵阳 550025)

2) (贵州财经大学教育管理学院, 贵阳 550025)

3) (教育部半导体功率器件可靠性工程中心, 贵阳 550025)

4) (贵州省微纳电子与软件技术重点实验室, 贵阳 550025)

(2017年12月22日收到; 2018年2月2日收到修改稿)

在As₄束流等效压强为 1.2×10^{-3} Pa、退火60 min条件下改变退火温度, 对Al_{0.17}Ga_{0.83}As/GaAs薄膜表面平坦化的条件进行了探讨. 定量分析了薄膜表面坑、岛与平台的覆盖率和台阶-平台间薄膜粗糙度随退火温度变化的规律, 得到最合适的退火温度为545 °C(± 1 °C); 根据退火模型发现退火温度的改变会影响参与熟化的原子的数量, 熟化原子比 θ 正比于退火温度, 即 $\theta \propto T$. 退火温度540 °C条件下退火约60 min, 薄膜表面达到基本平坦, 推测此时 $0.20 < \theta < 0.25$; 退火温度为545 °C时, 推测退火时间约为55—60 min. 本实验得到的结论可以为生长平坦的Al_{0.17}Ga_{0.83}As/GaAs薄膜提供理论与实验指导.

关键词: AlGaAs, 薄膜, 退火

PACS: 05.70.Np, 61.72.Cc, 68.55.-a

DOI: 10.7498/aps.67.20172718

1 引言

AlGaAs合金半导体通常生长在GaAs (001)基体上, 因为它们具有匹配的晶格参数. AlGaAs/GaAs多层结构已被广泛应用于制造各种光电和电子器件^[1-9]. AlGaAs/GaAs多层结构平坦的薄膜表面对于研究界面间基本的表面科学和各种应用都极其重要, 原子级平坦的表面的重要性在于利用其提高现代光电子器件的性能^[10-15]. 虽然很多研究小组通过机械平面抛光的方法(chemomechanical polishing, CMP)获得粗糙度很低的表面, 但缺陷过多, 表面很难达到原子级有序平坦的表面; Akhundov等^[16]发现采用不同退火时间和温度可以有效地降低缺陷密度. 然而, 它们发现在退

火过程中由于化合半导体中不同元素间的蒸发率不同, 可能导致薄膜金属化而使得粗糙度更高. 目前, 针对AlGaAs薄膜的退火工艺研究很多^[1], 但温度对其薄膜平坦化的研究尚未见详细分析. 所以, 制备通过调整退火温度以期获得原子级平坦的表面是十分重要的.

本文在As₄束流等效压强 (beam equivalent pressure, BEP) 为 1.2×10^{-3} Pa、退火60 min条件下, 通过改变退火温度进行Al_{0.17}Ga_{0.83}As/GaAs (001)薄膜退火过程的热力学分析, 从坑、岛与平台的覆盖率以及薄膜表面粗糙度 (root mean square roughness, R_q) 探讨了Al_{0.17}Ga_{0.83}As/GaAs薄膜表面平坦化的条件, 并对相关文献中所涉及的退火模型进行了讨论.

* 国家自然科学基金 (批准号: 61564002, 11664005, 61604046) 和贵州省科学技术基金 (批准号: 黔科合J字 [2014]2046, 黔科合LH字 [2016]7436, 黔科合基础 [2017]1055) 资助的课题.

† 通信作者. E-mail: zding@gzu.edu.cn

2 实 验

实验在背景真空为 $(5.32\text{--}10.64) \times 10^{-9}$ Pa 的分子束外延 (molecular beam epitaxy, MBE) 真空室进行, 衬底分别采用可直接外延的 GaAs (001) 单晶片, n+ 掺硫 (S) 杂质浓度为 $1.0 \times 10^{17}\text{--}3.0 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$. 在实验之前, 用束流检测器 (beam flux monitor, BFM) 对不同温度下各源的束流等效压强进行校准. GaAs 衬底于 580°C 完成脱氧后, 在 560°C , As_4 束流等效压强为 1.2×10^{-3} Pa 条件下生长 $1 \mu\text{m}$ 厚的 GaAs 缓冲层. 退火 60 min 后将衬底温度调整到 540°C , 保持 As 压强不变, 在相同沉积速度下 (均为 0.17 ML/s) 生长 15 原子单层 (monolayers, ML) 的 $\text{Al}_{0.17}\text{Ga}_{0.83}\text{As}$ 薄膜, 然后在不同温度下 ($520, 530, 540^\circ\text{C}$) 对 $\text{Al}_{0.17}\text{Ga}_{0.83}\text{As}/\text{GaAs}$ (001) 薄膜进行 60 min 的退火处理. 将样品淬火至室温并送入真空连接的扫描隧道显微镜 (scanning tunneling microscope, STM) 进行原位扫描与分析, 获得了不同退火温度下的 $\text{Al}_{0.17}\text{Ga}_{0.83}\text{As}$ 表面形貌.

3 实验结果与讨论

3.1 $\text{Al}_{0.17}\text{Ga}_{0.83}\text{As}$ 薄膜表面形貌的演变

在 GaAs 衬底上生长完成厚度为 15 ML 的 $\text{Al}_{0.17}\text{Ga}_{0.83}\text{As}$ 薄膜, 经退火 60 min 后传至 STM 扫描获得薄膜实空间图像. 如图 1 (a)—(c) 所示, 可见 $\text{Al}_{0.17}\text{Ga}_{0.83}\text{As}$ 薄膜表面形貌显著地演变. 在 520°C 退火条件下, $\text{Al}_{0.17}\text{Ga}_{0.83}\text{As}$ 薄膜表面虽然经过退火逐渐形成了平台, 但每个平台上均存在大量的坑洞和离散的小岛, 其平台上的坑覆盖率经统计为 35%. 随着退火温度升高到 530°C , 坑洞合并形成更大的坑, 小岛合并形成大岛, 平整的平台开始形成, 但由于退火时间和温度的限制不能使岛进一步合并, 所以表面形貌呈现“海湾状”台阶 (见图 1 (b)). 当衬底温度提高到 540°C , 岛和坑明显减少, 岛和坑的进一步熟化合并形成了有序平坦的平台, 薄膜表面粗糙度显著降低. 在相同的生长工艺条件下, 我们认为改变退火温度而产生的这种形貌演变是由于衬底温度过低, 薄膜沉积的原子无法获得足够的能量迁移和熟化导致, 随着温度的升高, 获得能量后被激活的原子可扩散距离和扩散速度得到提升. 从这种角度而言, 激活的原子数量和

较高的扩散能力能有效地促使表面的熟化, 岛和坑合并形成平台得到原子级平整的表面.

对图 1 (a)—(c) 采用二维傅里叶变换^[16,17] (two-dimensional Fourier transform, TDFTs) 获得的图像分别为图 1 (a1)—(c1). 对于图 1 (a1)—(c1) 中的所有图像, 它们都包含一个双波峰, 两峰与向量 $\mathbf{k} = 0$ 对称. 这些波峰是由台阶与平台形成的, 沿垂直于台阶平均方向直线排列. 广泛弥漫的“光晕”是由岛、坑和台阶形状随机分布产生的 (如图 1 (a1)). 图像中光晕强度和宽度代表表面形貌与理想表面的偏差. 从图 1 (a1)—(c1) 可以看出, 退火温度的增加导致了傅里叶变换光晕的大小减小, 这表明随着表面接近台阶-平台形貌, 空间频率范围缩小. 光环的各向异性反映了薄膜熟化优先沿着 $[1\hat{1}0]$ 方向进行, 这是由于在 $\text{Al}_{0.17}\text{Ga}_{0.83}\text{As}$ 薄膜表面吸附原子扩散系数的各向异性导致. 这样的各向异性在 $\text{Al}_{0.17}\text{Ga}_{0.83}\text{As}$ 薄膜扫描隧道显微镜 (STM) 图中也可以观察到 (见图 1 (a)—(c)). 温度升高, 经过岛和坑的重组后, TDFTs 的形状主要依赖于台阶的弯曲, 这决定了平台宽度的起伏和岛的形状. 如图 1 (c1), 它显示了一个较为明晰的峰, 这表明表面具有相对完整的台阶-平台的形貌.

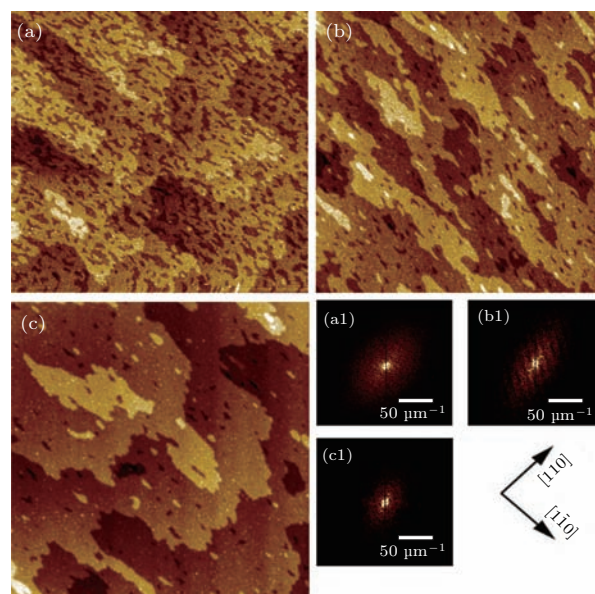


图1 不同温度下 ((a), (a1) 520°C ; (b), (b1) 530°C ; (c), (c1) 540°C ;) $\text{Al}_{0.17}\text{Ga}_{0.83}\text{As}/\text{GaAs}$ (001) 薄膜表面形貌 ($1000 \text{ nm} \times 1000 \text{ nm}$) STM 图与傅里叶变换图
Fig. 1. The surface morphology of STM images of ($1000 \text{ nm} \times 1000 \text{ nm}$) $\text{Al}_{0.17}\text{Ga}_{0.83}\text{As}/\text{GaAs}$ (001) films and Fourier transformation under different annealing temperature ((a), (a1) 520°C ; (b), (b1) 530°C ; (c), (c1) 540°C).

为了更加深入地研究薄膜形貌的演变,我们统计了图1(a)—(b)平台上坑、岛以及平台的覆盖率,其变化趋势如图2所示.从图2中可见,在520—530 °C温度区间内,离散的小岛熟化形成大岛,岛的覆盖率先增大,与此同时,坑也在发生合并形成更大的坑;当温度超过530 °C后,熟化速度加快,大岛和坑进一步熟化形成平台,此时岛和坑的覆盖率逐步减小.伴随着退火进行,平台面积增加并逐渐接近100%.岛和坑的演变可以认为是Ostwald熟化过程的一体两面,两者对表面形貌演变的贡献等效.

然而与坑相比,岛的覆盖率变化程度是不明显的.因此,在统计结果的基础上,提取出坑的覆盖率进行函数拟合,如图3所示.

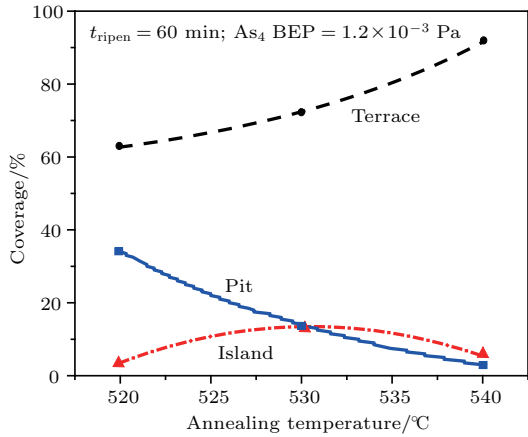


图2 岛、坑、平台覆盖率随退火温度的变化

Fig. 2. Coverage of island, pit and terrace versus annealing temperature.

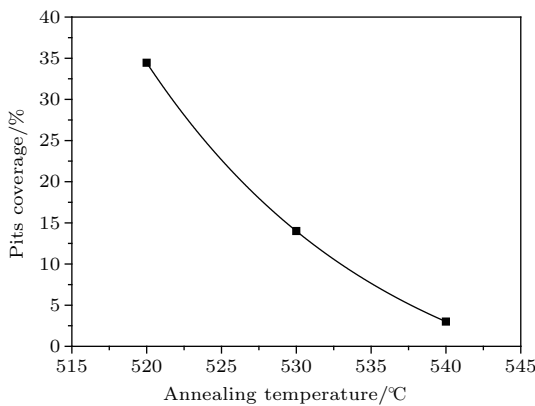


图3 坑覆盖率随退火温度的变化

Fig. 3. Coverage of pit versus annealing temperature.

针对图1(a)和图1(b)平台上的坑覆盖率拟合得到函数为

$$\alpha(T) = 44.254 \exp\left(\frac{T_0 - T}{\delta_1}\right) - 9.8, \quad (1)$$

其中 $\alpha(T)$ 代表薄膜的坑覆盖率, T 代表薄膜退火温度(°C),拟合参数 δ_1 代表坑覆盖率随温度的变化率($\delta_1 \approx 16.127$);而 $T_0 \approx 520$ °C,这是一个近似的退火临界温度,当温度低于520 °C,薄膜退火熟化将耗时长久(此时坑覆盖率已经很高).通过(1)式可以得到在 As_4 BEP为 1.2×10^{-3} Pa,退火60 min条件下进行退火处理 $Al_{0.17}Ga_{0.83}As$ 薄膜,其最合适的退火温度为544 °C,这比实验中的退火温度更高.在本文的实验中,当温度达到540 °C,得到一个基本平坦的表面,坑覆盖率已经很低(图1(c)).实验和分析表明,在此条件下 $Al_{0.17}Ga_{0.83}As$ 薄膜需要退火温度高于540 °C才能得到一个完全平坦的薄膜表面.

薄膜表面平坦主要经过岛屿和坑的重组,大岛屿“吞并”小岛屿,原子扩散至台阶边缘成核,最后到台阶-平台的形成.薄膜表面的粗糙度(R_q)是衡量表面平坦程度的重要指标之一[17].定量测量图1(a)—(c)中 $150 \text{ nm} \times 150 \text{ nm}$ 区域内平台粗糙度(见图4(a)—(c)).通过统计可以得到,在520 °C的退火条件下平台粗糙度约为251 pm.随着退火温度的提升,平台平整度得到明显的改善,在540 °C时达到158 pm.结果表明随着退火温度变化 $Al_{0.17}Ga_{0.83}As$ 薄膜的粗糙度逐渐降低,薄膜表面趋向于平坦化.粗糙度的变化趋势同样可以拟合出与坑覆盖率变化相似的函数形式,如图4(d)所示.拟合出的函数为

$$R_q(T) = 174.35 \exp\left(\frac{T_0 - T}{\delta_2}\right) + 76.76, \quad (2)$$

$R_q(T)$ 代表薄膜粗糙度,拟合参数 $\delta_2 \approx 26$,根据曲线得到当温度545 °C(± 1 °C)为使得薄膜表面平坦化的最佳条件.拟合结果证实了之前在坑覆盖率函数拟合中所得到的结论.同时与坑覆盖率相比,粗糙度能从微观上反映出薄膜形貌随温度的变化.

3.2 薄膜退火模型的修正

根据文献[18, 19]中提出的热力学模型,薄膜原子扩散速率 v 可以表示为

$$v = M \times \Delta G, \quad (3)$$

式中 M 为界面迁移率, ΔG 为表面自由能,其中迁移率 M 又可以表示为

$$M = \kappa \left(\frac{D}{RT\lambda}\right), \quad (4)$$

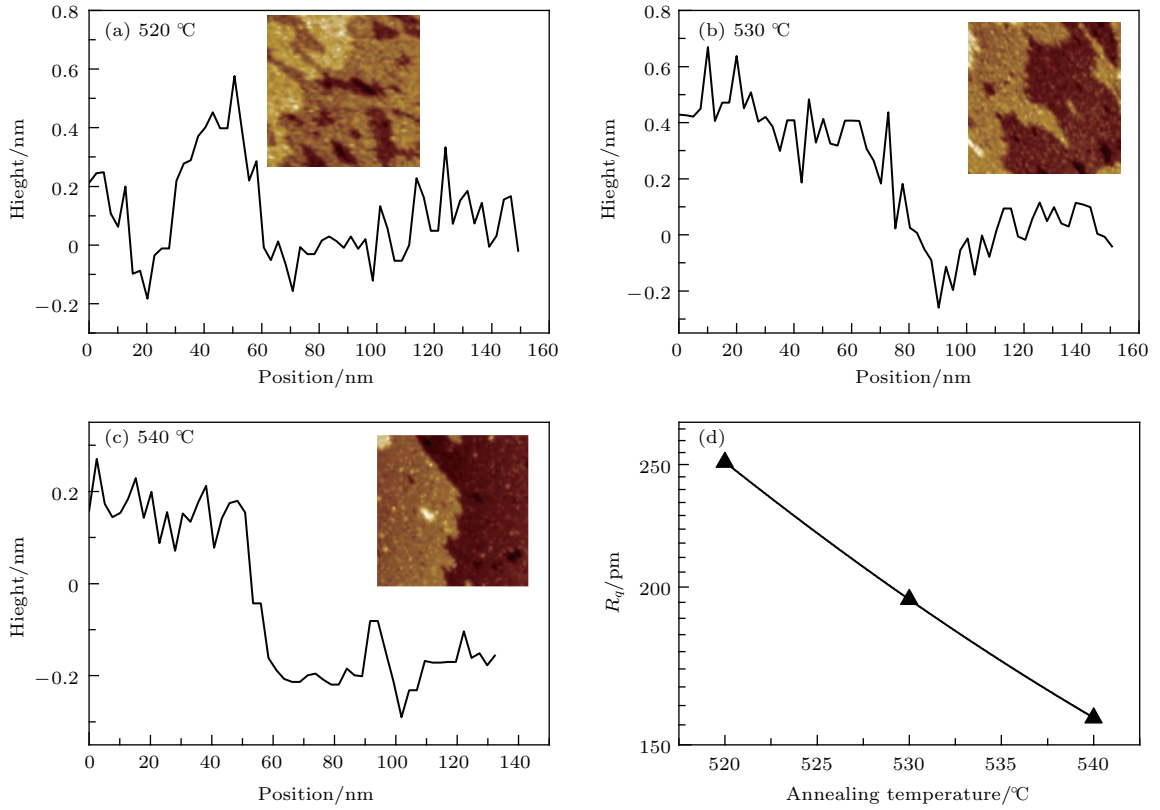


图4 不同温度下(a)—(c) $\text{Al}_{0.17}\text{Ga}_{0.83}\text{As}/\text{GaAs}$ (001) 薄膜表面台阶高度图; (d) 粗糙度随退火温度的变化
 Fig. 4. Terrace-step height of $\text{Al}_{0.17}\text{Ga}_{0.83}\text{As}/\text{GaAs}$ (001) films under different annealing temperature ((a)–(c)); (d) roughness (R_q) varies with annealing temperature.

式中 $\kappa \approx 0.5 \times 10^{-4}$ 是适应系数; D 为扩散系数(可以由经验公式计算得出, 如(5), (6)式^[20]; $R = 8.31 \text{ J}/(\text{mol}\cdot\text{K})$, 为摩尔气体常量; λ 为表面最近邻的两个顶层原子之间的距离(约为 0.4 nm); T 为衬底温度(K).

$$D = (aD_{\text{Ga}} + bD_{\text{Al}}) \times 0.5 + 0.5 \times D_{\text{As}}, \quad (5)$$

$$D \approx 7 \times 10^{-6} \exp \left[\frac{-56}{R} \left(\frac{T_m}{T} \right) \right], \quad (6)$$

a , b 分别为 Ga 与 Al 的组分; T_m 为金属元素的熔点. 根据热力学理论, 表面自由能 ΔG 为参与熟化的单个原子自由能 G 和参与熟化原子总数 N 的乘积, 如(7)式:

$$\Delta G = GN. \quad (7)$$

而参与熟化原子总数 N , 可以表示为

$$N = \theta L^2 d. \quad (8)$$

实验中, 对于 $\text{Al}_{0.17}\text{Ga}_{0.83}\text{As}$ 薄膜, L^2 为单层中参与熟化原子数(近似认为是单层表面晶格点数, 对于 $1 \text{ cm} \times 1 \text{ cm}$ $\text{Al}_{0.17}\text{Ga}_{0.83}\text{As}$ 薄膜值为 6.25×10^{14}); 生长 $\text{Al}_{0.17}\text{Ga}_{0.83}\text{As}$ 薄膜非体晶格层

数 d , 实验证明 $d \approx 6 \text{ ML}$ (见图 1(a)–(c) 平台数量); 以及薄膜表面参与熟化原子占比 θ (简称熟化原子比), 熟化时间可以表示为

$$\tau_{\text{ripen}} = \frac{S}{v}, \quad (9)$$

其中 S 为扩散距离^[21], τ_{ripen} 为退火时间. 在假设其他条件均与文献一致的前提下^[18–21], 利用(3)–(9)式, 可以得出在 520 °C 薄膜退火至平坦所需要的退火时间约为 40 min. 而之前实验结果中, 当温度达到 520 °C 时经过 60 min 的退火, 表面仍有大量坑、岛的存在. 理论计算与实验结果之间的差异是由于衬底温度的变化引起薄膜表面自由能的变化导致的. 正如在图 2 的讨论中提到, 在退火过程中, 表面熟化过程伴随坑的消失、岛的合并以及平台的形成, 随着温度的降低不仅会导致原子扩散系数的下降, 还会使得参与熟化的原子数减少. 所以, 520 °C 时不能简单认为初始表面原子全部参与熟化, 没有参与熟化的原子将仍然以岛(图 1(b)) 或者未熟化的平台(图 1(a)) 等形式存在于薄膜表面.

因此, 熟化原子比 θ 正比于退火温度, 即

$\theta \propto T$. 联立(3)—(9)式,可以得到退火时间与退火温度间的函数变化,如图5所示.

从图5中可见,即使在同一退火温度下,熟化原子比 θ 显著影响薄膜退火时间. 根据我们实验结果,当退火温度为540 °C退火60 min左右薄膜表面达到基本平坦,此时 $0.20 < \theta < 0.25$. 当退火温度为545 °C,同样可以推测退火时间约为55—60 min. 这也与前文的结论相一致. 需要指出的是,本文的实验避免了当退火温度过高时薄膜表面的熟化过程中产生原子反蒸发、金属Ga原子攀爬导致的薄膜表面金属化^[22]. 所以,当退火温度过高时,薄膜表面形貌的演变应考虑这些因素,之前的讨论可能与实验结果有差距.

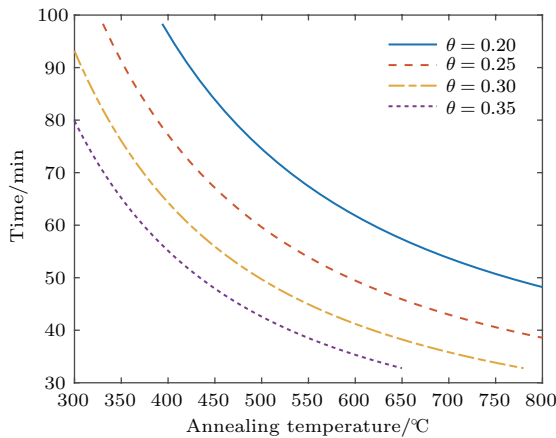


图5 不同熟化原子比 θ (0.2; 0.25; 0.3; 0.35)下退火时间与退火温度间的变化

Fig. 5. Annealing temperature vs. annealing time under various annealing atoms ratio (0.2; 0.25; 0.3; 0.35).

4 结 论

在其他条件相同、改变退火温度下对 $\text{Al}_{0.17}\text{Ga}_{0.83}\text{As}/\text{GaAs}$ 薄膜的表面形貌进行表征,通过对STM图像、TDFTs图像以及薄膜退火模型对薄膜表面平坦化的条件进行了探讨. 在定量分析了薄膜表面坑、岛与平台的覆盖率和台阶-平台间薄膜粗糙度随退火温度变化规律后,发现在 As_4 BEP为 1.2×10^{-3} Pa,退火60 min条件下退火处理 $\text{Al}_{0.17}\text{Ga}_{0.83}\text{As}$ 薄膜,其最合适退火温度为545 °C (± 1 °C); 同时在对文献中薄膜退火模型进行分析后得出,退火温度的改变会影响参与熟化的原子的数量,熟化原子比 θ 应该正比于退火温度,即 $\theta \propto T$,并得出当退火温度为540 °C退火60 min左右薄膜表面达到基本平坦,此时 $0.20 < \theta < 0.25$. 当退火温度为545 °C,同样可以推测退火时间约为

55—60 min. 以上实验与推论的结果可作为生长 $\text{Al}_{0.17}\text{Ga}_{0.83}\text{As}$ 薄膜的指导性建议,但当退火温度过高时,可能与实验结果有差距.

参考文献

- [1] Wei W Z, Guo X, Liu K, Wang Y, Luo Z J, Zhou Q, Wang J H, Ding Z 2013 *Acta Phys. Sin.* **62** 226801 (in Chinese) [魏文喆, 郭祥, 刘珂, 王一, 罗子江, 周清, 王继红, 丁召 2013 物理学报 **62** 226801]
- [2] Walid F, Nouredine S, Slimane O, Riaz H M, Dler J, Noor A S, Mohsin A, David T, Mohamed H 2017 *Superlattices Microst.* **111** 1010
- [3] Maciej A K, Anna S, Kamil K, Marcin M, Karolina P, Rafał J, Renata K, Marek G, Adam B 2018 *Mat. Sci. Semicon. Proc.* **74** 88
- [4] Johnson M B, Pfister M, Alvarado S F, Salemink H W M 1995 *Microelectron. Eng.* **27** 31
- [5] Stumpf R, Feibelman P J 1996 *Phys. Rev. B* **54** 5145
- [6] Makoto K, Naoki K 1997 *J. Cryst. Growth* **174** 513
- [7] Pfeiffer L, Schubert E F, West K W 1991 *Appl. Phys. Lett.* **58** 2258
- [8] Xue Q K, Hashizume T, Sakurai T 1997 *Prog. Surf. Sci.* **56** 1
- [9] Madras G, McCoy B J 2003 *J. Chem. Phys.* **119** 1683
- [10] Fan Y, Karpov I, Bratina G, Sorba L, Gladfelter W 1996 *J. Vac. Sci. Technol. B* **14** 623
- [11] Mao G M, Wang Q, Chai Z, Cao J W, Liu H, Ren X M, Maleev N A, Vasil'ev A P, Zhukov A E, Ustinov V M 2018 *Mat. Sci. Semicon. Proc.* **79** 20
- [12] Sadia I S, Ali N B 2017 *Data in Brief* **14** 618
- [13] Mahmoud D, Amel R, Radhouane C, Faouzi H 2017 *J. Alloy. Compd.* **728** 1165
- [14] Amini M, Soleimani M, Ehsani M H 2017 *Superlattices Microst.* **112** 680
- [15] Kim J H, Lee H J 2014 *Mater. Lett.* **123** 1
- [16] Akhundov I O, Abblperovich V L, Latyshev A V, Terekhov A S 2013 *Appl. Surf. Sci.* **269** 2
- [17] Kazantsev D M, Akhundov I O, Karpov A N, Shwartz N L, Alperovich V L, Terekhov A S 2015 *Appl. Surf. Sci.* **333** 141
- [18] Wei W Z, Wang Y, Xiang G, Luo Z J, Zhen Z, Zhou H Y, Ding Z 2015 *Appl. Surf. Sci.* **345** 400
- [19] Liu K, Guo X, Zhou Q, Zhang B C, Luo Z J, Ding Z 2014 *Chin. Phys. B* **23** 046806
- [20] Liu K, Zhou Q, Zhou X, Guo X, Luo Z J, Wang J H, Ding Z 2013 *Chin. Phys. B* **22** 026801
- [21] Zhou H Y, Zhao Z, Guo X, Wei W Z, Wang Y, Luo Z J, Liu J, Wang J H, Zhou X, Ding Z 2016 *Chin. J. Vac. Sci. Technol.* **36** 477 (in Chinese) [周海月, 赵振, 郭祥, 魏文喆, 王一, 罗子江, 刘健, 王继红, 周勋, 丁召 2016 真空科学与技术学报 **36** 477]
- [22] Alperovich V L, Akhundov I O, Rudaya N S, Sheglov D V, Rodyakina E E, Latyshev A V 2009 *Appl. Phys. Lett.* **94** 101908

Thermodynamic analysis of $\text{Al}_{0.17}\text{Ga}_{0.83}\text{As}/\text{GaAs}$ (001) in annealing process*

Wang Yi¹⁾³⁾ Yang Chen¹⁾³⁾ Guo Xiang¹⁾³⁾ Wang Ji-Hong¹⁾³⁾ Liu Xue-Fei¹⁾⁴⁾
Wei Jie-Ming¹⁾⁴⁾ Lang Qi-Zhi¹⁾⁴⁾ Luo Zi-Jiang²⁾⁴⁾ Ding Zhao^{1)3)4)†}

1) (College of Big Data and Information Engineering, Guizhou University, Guiyang 550025, China)

2) (School of Education Administrations, Guizhou University of Finance and Economics, Guiyang 550025, China)

3) (Power Semiconductor Device Reliability Center of the Ministry of Education, Guiyang 550025, China)

4) (Key Laboratory of Micro-Nano-Electronics of Guizhou Province, Guiyang 550025, China)

(Received 22 December 2017; revised manuscript received 2 February 2018)

Abstract

For matching lattice parameters, AlGaAs alloy is usually grown on a GaAs (001) substrate. The AlGaAs/GaAs multilayer structure has been widely used to manufacture various photoelectric and electronic devices. The practical importance of atomic flat surfaces lies in improving the performances of modern optoelectronic devices based on AlGaAs/GaAs multilayer structure. The influence of temperature on the flatness of the film has not been analyzed in detail, so it is very important to prepare the surface at an atomic level by adjusting annealing temperature. In this paper, 15 ML $\text{Al}_{0.17}\text{Ga}_{0.83}\text{As}$ are deposited on an n-doped GaAs (001) substrate by the molecular beam epitaxy (MBE) technique. We study the effects of various annealing temperatures (520 °C, 530 °C, 540 °C) on the flattening of $\text{Al}_{0.17}\text{Ga}_{0.83}\text{As}/\text{GaAs}$ (001) surface under the same condition of arsenic BEP about 1.2×10^{-3} Pa, annealing time 60 min and growth rate (0.17 ML/s). The (1000 nm \times 1000 nm) scanning tunneling microscope (STM) images and Fourier transform graphs are obtained to show the evolution of surface morphology. In a temperature range of 520–530 °C, island is ripening, the coverage of the island increases, the pit also begins to merge into a larger pit; when the temperature exceeds 530 °C, the increasing of ripening rate leads to a big island and the pit turns into terrace, while the coverage of island and the pit gradually decreases. In the annealing process, the area of terrace increases and gradually approaches to 100%. By quantitatively analysing the coverage of pit (island, terrace) and root mean square (RMS) roughness varying with the annealing temperature, a 545 °C (± 1 °C) better annealing temperature is proposed by fitting the curve of RMS roughness variation. At the same time, the film annealing model is analyzed in this paper. Comparing the results in the literature with our experimental data, it is found that the change of annealing temperature can influence the number of active atoms, in which the ratio of annealing atoms contributing to surface flattening (θ) should be proportional to the annealing temperature. According to the experimental results, $\text{Al}_{0.17}\text{Ga}_{0.83}\text{As}$ surface basically presents the flat morphology with 60 min annealing at 540 °C when $0.20 < \theta < 0.25$. When the annealing temperature reaches 545 °C, we can also speculate that the annealing time is about 55–60 min. This is consistent with our previous conclusion. It should be pointed out that our experiment avoids metallizing the film surface caused by the anti-evaporation of the atoms and the metal gallium atoms climbing on the surface of the film when the annealing temperature is too high. The experimental results are applicable to the $\text{Al}_{0.17}\text{Ga}_{0.83}\text{As}$ thin film growth and annealing.

Keywords: AlGaAs, thin film, annealing

PACS: 05.70.Np, 61.72.Cc, 68.55.–a

DOI: 10.7498/aps.67.20172718

* Project supported by the National Natural Science Foundation of China (Grant Nos. 61564002, 11664005, 61604046) and the Foundation of Guizhou Provincial Science and Technology Department, China (Grant Nos. QKH-J[2014]2046, QKH-LH[2016]7436, QKH-[2017]1055).

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