

13,03

Влияние взаимодействия в системе Ga–As–O на морфологию поверхности GaAs при молекулярно-лучевой эпитаксии

© О.А. Агеев, С.В. Балакирев, М.С. Солодовник, М.М. Еременко

Институт нанотехнологий, электроники и приборостроения Южного федерального университета, Таганрог, Россия

E-mail: solodovnikms@mail.ru

(Поступила в Редакцию 18 августа 2015 г.)

Проведен термодинамический анализ и определены теоретические закономерности процессов межфазного взаимодействия в системе Ga–As–O с учетом нелинейных теплофизических свойств соединений, состава оксидных пленок и режимов молекулярно-лучевой эпитаксии GaAs. Проведены экспериментальные исследования процессов взаимодействия собственного оксида GaAs с материалом подложки, а также с Ga и As₄ из парогазовой фазы. Показана корреляция экспериментальных результатов с результатами термодинамического анализа. Предложены закономерности влияния процессов удаления собственного оксида на эволюцию морфологии поверхности GaAs в условиях молекулярно-лучевой эпитаксии.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 15-19-10006). Результаты получены с использованием оборудования Центра коллективного пользования и Научно-образовательного центра „Нанотехнологии“ Южного федерального университета.

1. Введение

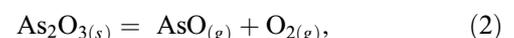
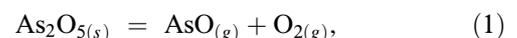
Полупроводники A³B⁵ в присутствии кислорода формируют естественный (собственный) окисел, тонкие слои которого пассивируют поверхность подложки, препятствуя дальнейшему ее окислению. В зависимости от ряда факторов пленки таких окислов достигают толщин до 5 nm [1,2]. В случае GaAs собственный окисел является многокомпонентным и состоит из As, As₂O₅, As₂O₃ и Ga₂O₃ [3–6]. Исследование процессов взаимодействия собственного оксида GaAs с поверхностью подложки и ростовыми компонентами при молекулярно-лучевой эпитаксии позволяет минимизировать их влияние на морфологию поверхности, что особенно актуально для задач наноразмерного структурирования поверхности, а также синтеза эпитаксиальных наноструктур [7–10]. Целью настоящей работы является комплексное исследование процессов фазообразования в системе Ga–As–O и их влияния на морфологию поверхности GaAs при молекулярно-лучевой эпитаксии (МЛЭ).

2. Теоретический анализ

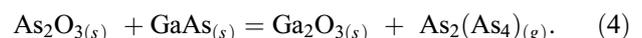
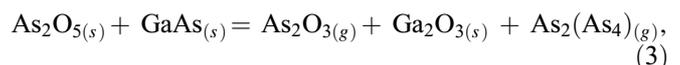
Анализ процессов межфазного взаимодействия в системе Ga–As–O проводился с использованием программного пакета FactSage 6.3 (модули EquiSage, Reactions и PhaseSage), позволяющего производить расчет двойных и тройных фазовых диаграмм соединений, формирование которых возможно в указанной системе, с последующим анализом возможных продуктов реакций, определением основных уравнений химических реакций, расчетами и сравнением температурных зависимостей изменения свободной энергии Гиббса $\Delta G(T)$.

Применение подходов равновесной термодинамики является оправданным в приближении квазиравновесного характера процесса МЛЭ [11]. Расчеты проводились при значениях давления в ростовой камере 10^{-7} – 10^{-5} Pa при температурах до 1000°C. Рассмотрение процессов взаимодействия GaAs и ростовых компонент Ga и As₄ из парогазовой фазы с его естественным окислом проводилось с учетом его многокомпонентного состава. Для удобства восприятия материала стехиометрические коэффициенты в уравнениях химических реакций опущены.

Анализ фазовых диаграмм в системе Ga–As–O при различных температурах показал, что входящие в состав собственного оксида GaAs оксиды мышьяка As₂O₅ и As₂O₃ в процессе нагрева могут как разлагаться напрямую с образованием летучих соединений AsO и O₂ согласно реакциям:



так и участвовать в твердофазных реакциях с подложкой GaAs



Анализ температурных зависимостей изменения свободной энергии Гиббса $\Delta G(T)$ данных реакций (рис. 1) показывает, что реакции разложения (1) и (2) начинают протекать в прямом направлении при температурах выше 337°C и 318°C соответственно. До температуры 545°C преобладают твердофазные реакции (3) и (4). Выше 545°C As₂O₅ с большей вероятностью будет

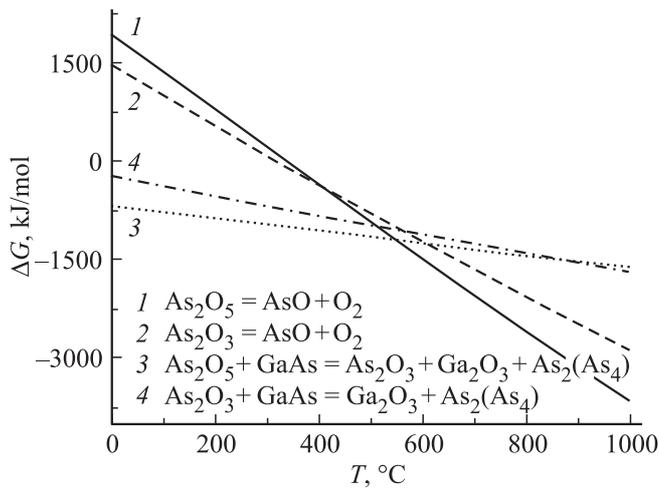


Рис. 1. Температурные зависимости изменения свободной энергии Гиббса $\Delta G(T)$ для реакций разложения и взаимодействия оксидов мышьяка с GaAs.

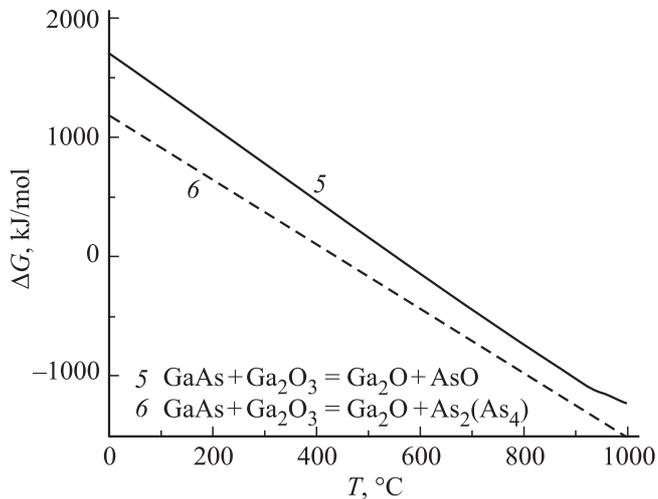


Рис. 2. Температурные зависимости изменения свободной энергии Гиббса $\Delta G(T)$ для реакций взаимодействия Ga_2O_3 с GaAs.

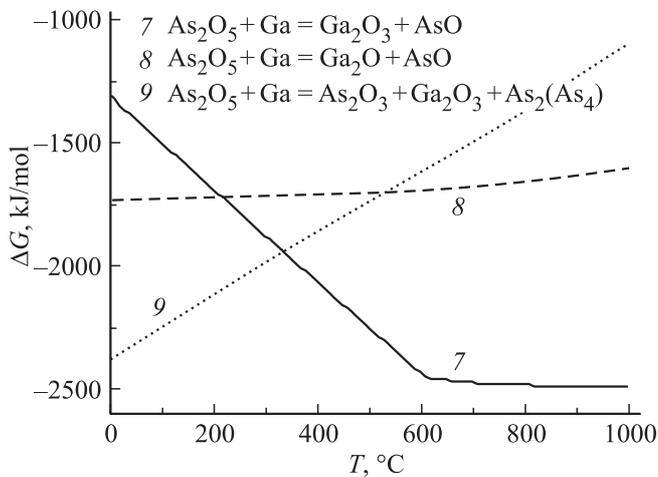
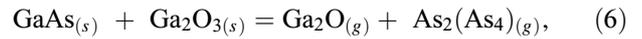
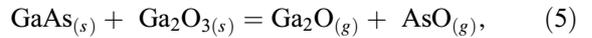


Рис. 3. Температурные зависимости изменения свободной энергии Гиббса $\Delta G(T)$ для реакций взаимодействия As_2O_5 с Ga из паровой фазы.

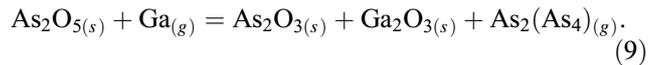
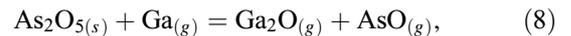
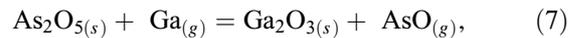
участвовать в реакции (1), чем в (3). Для As_2O_3 преобладание реакции прямого разложения (2) над реакцией с поверхностью GaAs (4) наступает при температуре выше $565^\circ C$.

Оксид галлия Ga_2O_3 может давать две реакции взаимодействия с GaAs:



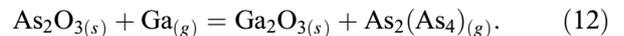
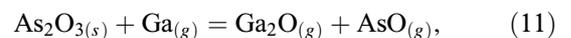
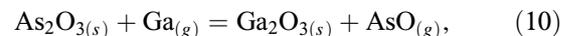
зависимости изменения свободной энергии Гиббса $\Delta G(T)$ для которых представлены на рис. 2. Реакция Ga_2O_3 с GaAs с выделением молекулярного As (6) начинается при температуре выше $430^\circ C$, в то время как реакция (5) — только при $554^\circ C$. Во всем диапазоне рассматриваемых температур вероятность протекания реакции (5) в прямом направлении ниже, чем (6).

Взаимодействие As_2O_5 с Ga из паровой фазы может протекать по реакциям



Анализ зависимостей $\Delta G(T)$ для данных реакций (рис. 3) показывает, что в области низких температур (до $300^\circ C$) преимущественно протекает реакция (9), приводящая к одновременному образованию As_2O_3 и Ga_2O_3 и выделению мышьяка в молекулярной форме. Начиная с $337^\circ C$ вероятность прямой реакции (8) становится выше: в продуктах реакции исчезает промежуточный As_2O_3 , а мышьяк начинает выделяться в форме летучего оксида AsO. Это обусловлено началом при данной температуре реакции (7) с прямым термическим разложением As_2O_5 .

Взаимодействие между As_2O_3 и Ga из паровой фазы протекает по реакциям



Зависимости $\Delta G(T)$ для реакций (10)–(12) представлены на рис. 4. Видно, что до $520^\circ C$ с наибольшей вероятностью будет протекать реакция (12), а после — реакции (10) и (11), что обусловлено, видимо, возрастанием химической активности мышьяка при повышении температуры.

Оксид галлия реагирует с Ga из паровой фазы во всем рассматриваемом температурном диапазоне (рис. 4) с образованием летучего оксида одновалентного галлия



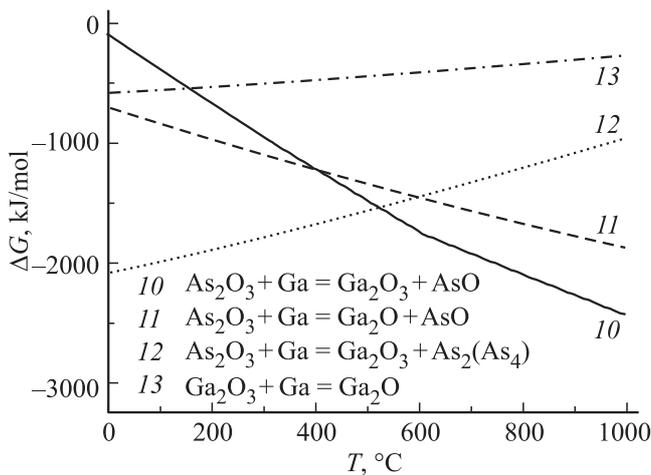


Рис. 4. Температурные зависимости изменения свободной энергии Гиббса $\Delta G(T)$ для реакций взаимодействия As_2O_3 и Ga_2O_3 с Ga из паровой фазы.

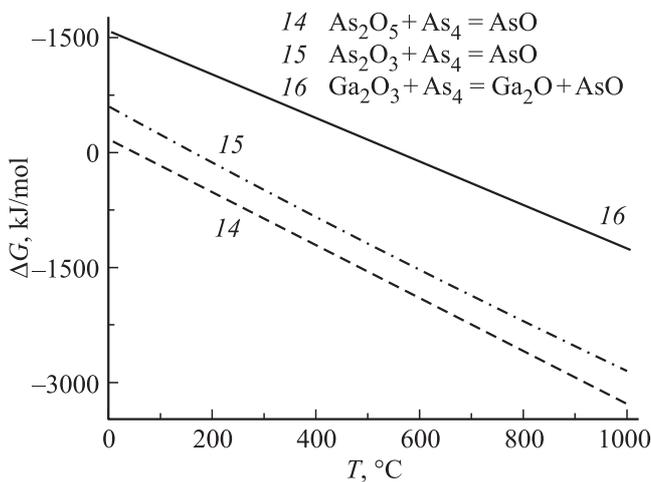


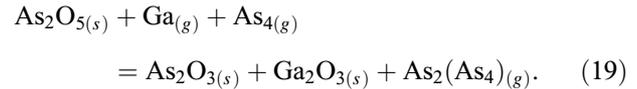
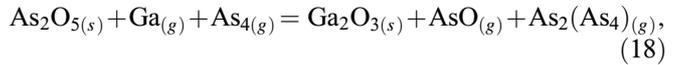
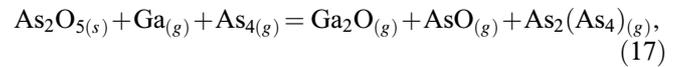
Рис. 5. Температурные зависимости изменения свободной энергии Гиббса $\Delta G(T)$ для реакций взаимодействия компонент оксида GaAs с As_4 из паровой фазы.

Взаимодействие компонент оксида с молекулярным мышьяком из паровой фазы протекает с образованием летучих AsO и Ga_2O по реакциям



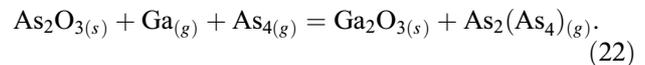
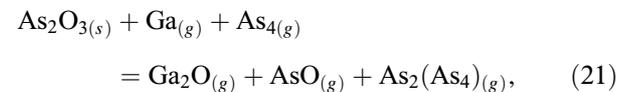
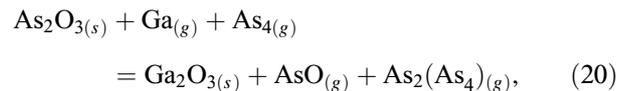
Как следует из рис. 5, взаимодействие As_4 с оксидами мышьяка — реакции (14) и (15) — начинается при существенно более низких температурах и идет с большей вероятностью, чем с Ga_2O_3 . При этом вероятность протекания реакции в прямом направлении возрастает с увеличением валентности мышьяка в составе оксида. Реакция (16) начинается лишь при $560^\circ C$ и протекает с образованием сразу двух летучих соединений.

Характер взаимодействия компонент оксида при одновременной подаче Ga и As_4 будет обуславливаться особенностями реакций с ростовыми компонентами в отдельности. Так, реакции As_2O_5 с Ga и As_4 из паровой фазы имеют вид



Анализ полученных зависимостей $\Delta G(T)$ (рис. 6) показывает, что протекание реакции (17) наименее вероятно во всем температурном диапазоне. До $555^\circ C$ наиболее вероятно протекание реакции (19), а при дальнейшем повышении температуры — реакции (18), что обусловлено интенсификацией реакции (10) при данных температурах.

Взаимодействие между As_2O_3 и потоками ростовых компонент обусловлено реакциями



Зависимости $\Delta G(T)$ для данных реакций на рис. 7, показывают, что, несмотря на возможность протекания

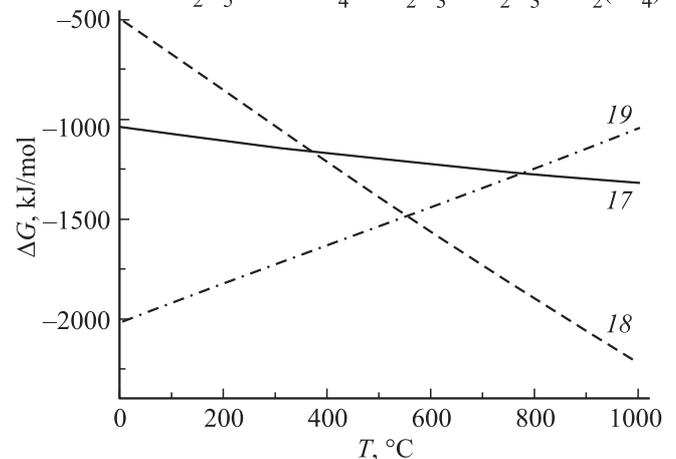


Рис. 6. Температурные зависимости изменения свободной энергии Гиббса $\Delta G(T)$ для реакций взаимодействия As_2O_5 с ростовыми компонентами.

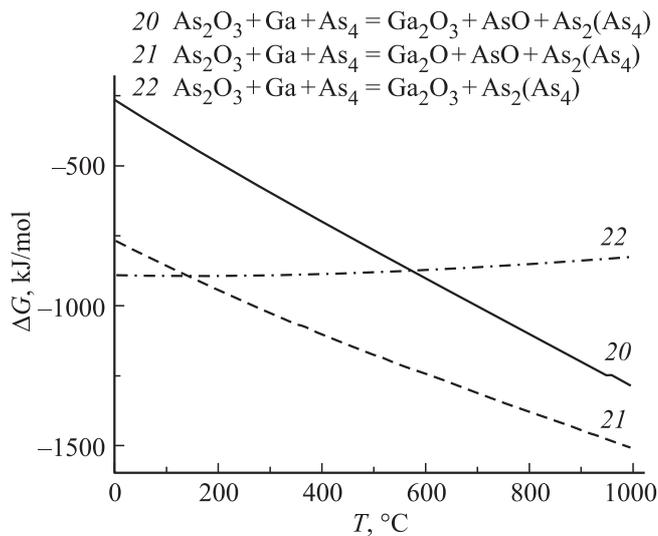


Рис. 7. Температурные зависимости изменения свободной энергии Гиббса $\Delta G(T)$ для реакций взаимодействия As_2O_3 с ростовыми компонентами.

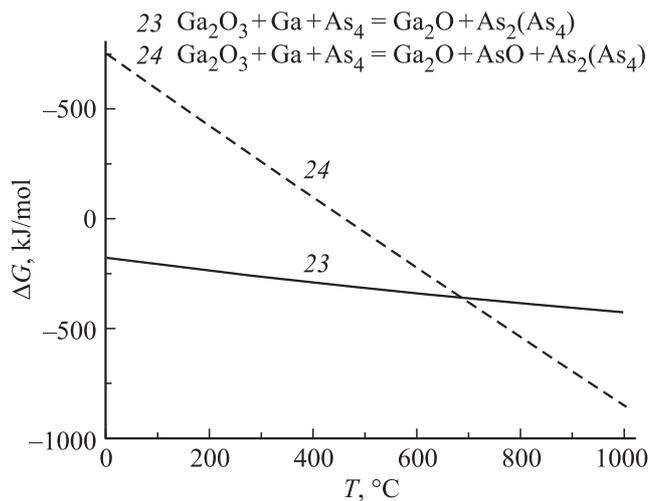
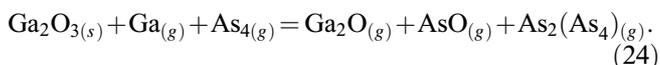


Рис. 8. Температурные зависимости изменения свободной энергии Гиббса $\Delta G(T)$ для реакций взаимодействия Ga_2O_3 с ростовыми компонентами.

в прямом направлении реакций (20)–(22) во всем температурном диапазоне, при $T = 400\text{--}600^\circ\text{C}$ преобладает реакция (21), все продукты которой находятся в газообразном состоянии, что, в свою очередь, определяется реакциями (11) и (15).

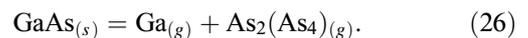
Среди возможных реакций между Ga_2O_3 и Ga и As_4



В области ростовых температур преобладает реакция (23) (см. рис. 8). Отметим, что реакция (24), включающая в себя реакцию (16), начинается при существенно

более низких температурах процесса — 460°C для (24) против 560°C для (16), что может быть обусловлено выделением атомарного As с процессе реакции (16) и его последующим взаимодействием с Ga_2O_3 .

При этом необходимо учитывать, что одновременно с реакциями взаимодействия между компонентами окисла и объемным GaAs и его составляющими из паровой фазы протекают реакции образования GaAs из молекулярных потоков, а также его термической диссоциации



Реакция разложения GaAs на элементарные составляющие (26) начинается при температуре 520°C . Учитывая, что реакция (13) протекает в прямом направлении при данной температуре с большей вероятностью, чем (6), можно предположить, что наблюдаемое на практике начало процесса удаления окисла при 530°C обусловлено не только возрастанием скорости реакции (6) с увеличением температуры поверхности, но и началом более предпочтительной реакции (13) вследствие активации реакции (26).

Таким образом, термодинамический анализ процессов межфазного взаимодействия в системе Ga–As–O показал, что компоненты окисла вступают в химические реакции как с подложкой GaAs, так и с Ga и As из паровой фазы. Показано, что в процессах взаимодействия окисла GaAs с ростовыми компонентами и материалом подложки в качестве продуктов реакции образуются не только летучие Ga_2O и $\text{As}_2(\text{As}_4)$, но и AsO, возникающий как в ходе прямого разложения содержащих мышьяк компонент оксидной пленки, так и в процессах их взаимодействия с материалом из парогазовой фазы. Показано, что при температурах выше 550°C доминируют реакции с образованием летучих соединений.

3. Методика эксперимента

Экспериментальные исследования процессов фазообразования в системе Ga–As–O проводились на модульной системе МЛЭ STE35 (ЗАО „НТО“), входящей в состав кластерного многофункционального нанотехнологического комплекса Нанофаб НТК-9 (ЗАО „НТ-МДТ“). В качестве подложек для исследований использовались пластины GaAs(001) „epi-ready“. Слой естественного окисла на поверхности GaAs предварительно не удалялся — осаждение материала проводилось поверх оксидной пленки, толщина которой, согласно [1,2], достигает 5 nm. Осаждение GaAs проводилось из молекулярных потоков Ga и As_4 . Эффективная толщина осаждения для всех образцов составляла 100 nm. Скорость осаждения V варьировалась от 0.28 до 0.42 nm/s, эффективное соотношение потоков Ga и As

($J_{\text{As/Ga}}$) — от 1 до 4, температура подложки T во время роста — от 450 до 650°C. Контроль процесса осуществлялся путем регистрации картин дифракции отраженных быстрых электронов (ДОБЭ). В области низких температур (до 500°C) подача ростовых компонент начиналась в момент выхода температуры образца в заданную точку, в области средних (500–600°C) и высоких (> 600°C) — в момент начала структурных изменений в пленке оксида, фиксируемых по картинам ДОБЭ. После завершения осаждения GaAs источники Ga и As₄ закрывались одновременно. Затем образцы исследовались методами растровой электронной (РЭМ) и атомно-силовой микроскопии.

4. Результаты и обсуждение

В случае предварительного осаждения (непосредственно перед подачей As₄) на поверхность оксида 5–10 монослоев Ga при $J_{\text{As/Ga}} = 4$ в области средних (500–600°C) и высоких температур (> 600°C) наблюдалось полное удаление оксидной пленки и формирование гладкого эпитаксиального слоя GaAs. При температурах ниже 500°C формировалась поверхность с развитым рельефом, которой соответствовала точечная картина ДОБЭ. При 450°C в дополнение к развитому рельефу наблюдалось образование частично зарастенных капель Ga неправильной формы с латеральными размерами 100–500 nm и плотностью $8 \cdot 10^7 \text{ cm}^{-2}$ (рис. 9). Увеличение эффективной скорости осаждения до $V = 0.42 \text{ nm/s}$ при этих же параметрах приводило к смещению границы срыва эпитаксиального роста GaAs в область средних температур: при 500°C формировалась пленка GaAs с углублениями плотностью $8 \cdot 10^8 \text{ cm}^{-2}$ и латеральными размерами 100–200 nm.

В отсутствие предварительного осаждения Ga при $J_{\text{As/Ga}} = 4$ в области высоких (> 600°C) и верхней части средних (550–600°C) температур формировался

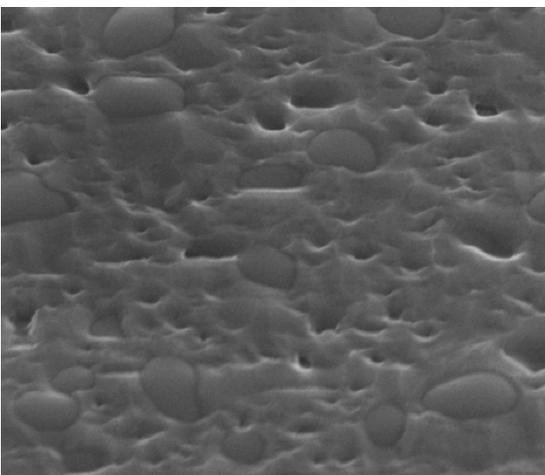


Рис. 9. РЭМ-изображение поверхности GaAs(001) после осаждения GaAs при $V = 0.28 \text{ nm/s}$, $J_{\text{As/Ga}} = 4$ и $T = 450^\circ\text{C}$.

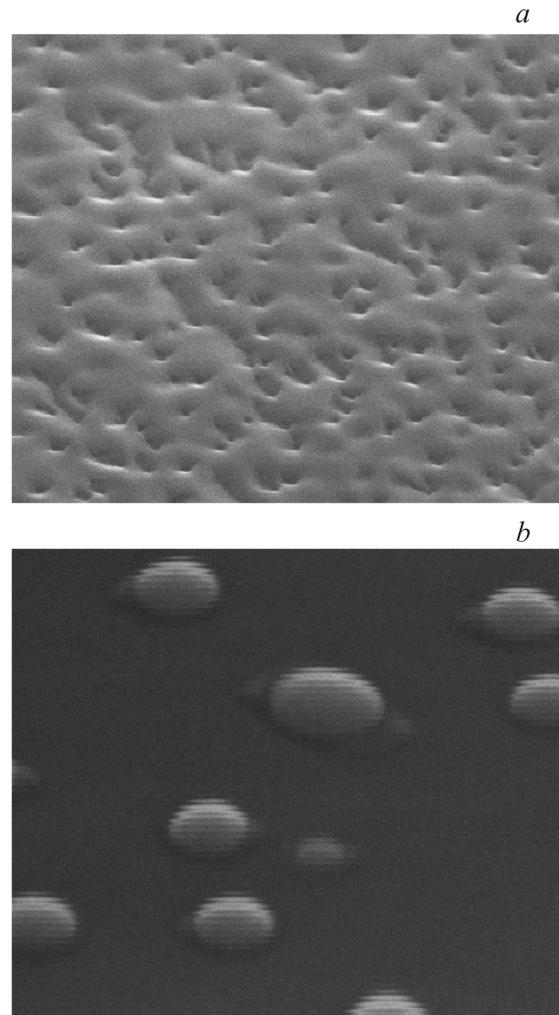


Рис. 10. РЭМ-изображения поверхности GaAs (001) после осаждения GaAs при $V = 0.28 \text{ nm/s}$, $J_{\text{As/Ga}} = 4$ и $T = 630^\circ\text{C}$ (a) и $T = 590^\circ\text{C}$ (b).

эпитаксиальный слой GaAs с атомарно-гладкой поверхностью, что обусловлено термической десорбцией большей части оксидной пленки к моменту начала роста в следствие интенсификации рассмотренных в разделе 2 реакций взаимодействия в системе Ga–As–O.

Однако сдвиг момента открытия источника Ga на 10–30 s влево по временной шкале (перед началом интенсивного удаления оксидной пленки, регистрируемого по существенному возрастанию яркости картины ДОБЭ) при тех же температурах образца приводил к нарушению эпитаксиального характера роста, детектируемого по точечной картине дифракции и формированию развитой поверхности (рис. 10, a), что обусловлено, видимо, взаимодействием ростовых компонент с остатками пленки естественного оксида. Причем с понижением температуры фиксируется незначительное снижение плотности углублений с $6.5 \cdot 10^9$ (630°C) до $2 \cdot 10^9 \text{ cm}^{-2}$ (570°C) при одновременном возрастании их латеральных размеров с 30–100 до 50–150 nm соответственно.

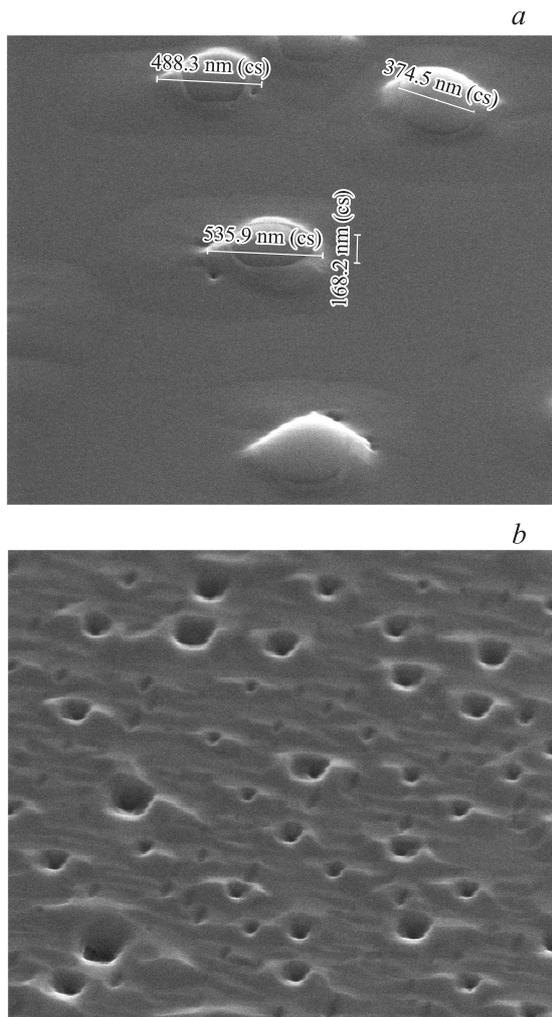


Рис. 11. РЭМ-изображения поверхности GaAs(001) после осаждения GaAs при $V = 0.28 \text{ nm/s}$, $J_{\text{As/Ga}} = 1$ и $T = 580^\circ\text{C}$ (a) и $T = 500^\circ\text{C}$ (b).

В диапазоне ростовых температур $580\text{--}600^\circ\text{C}$ на поверхности наблюдалось образование относительно однородных массивов капель Ga. На рис. 11, b представлено РЭМ-изображение поверхности GaAs после ростового процесса при $T = 590^\circ\text{C}$: плотность массива капель составила $9.5 \cdot 10^9 \text{ cm}^{-2}$, диаметр капель — $50\text{--}100 \text{ nm}$ при высоте $10\text{--}20 \text{ nm}$.

При температурах ниже 550°C во всех режимах наблюдалось формирование развитого рельефа, подобного приведенному на рис. 10, a. Так, при $T = 500^\circ\text{C}$ на поверхности эпитаксиального слоя GaAs наблюдалось образование углублений с латеральными размерами в диапазоне $50\text{--}200 \text{ nm}$ плотностью $3 \cdot 10^9 \text{ nm}^{-2}$.

При снижении эффективного соотношения потоков до $J_{\text{As/Ga}} = 1$ при $580\text{--}600^\circ\text{C}$ также наблюдалось образование относительно равномерного массива капель Ga с несколько большими диаметрами ($250\text{--}500 \text{ nm}$), высотой ($100\text{--}120 \text{ nm}$) и меньшей плотностью (порядка $1 \cdot 10^7 \text{ cm}^{-2}$), имеющих в основании пьедестал с лате-

ральными размерами до $1 \mu\text{m}$ (рис. 11, a). В остальных температурных диапазонах результаты были схожи с полученными ранее: при температурах выше 600°C — атомарно-гладкая поверхность, ниже 550°C — развитый рельеф. Как видно из рис. 12, b, при $T = 500^\circ\text{C}$ наблюдалось образование слоя GaAs с углублениями с латеральными размерами $50\text{--}140 \text{ nm}$ и плотностью $2 \cdot 10^9 \text{ cm}^{-2}$. Снижение ростовой температуры до 450°C приводило к формированию слоя GaAs с развитой поверхностью, содержащего включения Ga размерами $100\text{--}200 \text{ nm}$ и плотностью $1.5 \cdot 10^9 \text{ cm}^{-2}$.

Систематизация, качественный анализ и сопоставление полученных теоретических и экспериментальных результатов исследований позволил установить закономерности влияния процессов фазообразования в системе Ga–As–O на морфологию ростовой поверхности, схематически представленные на рис. 12.

На первом этапе в процессе нагрева системы подложка/окисел на гетерогранице происходит активация химических реакций взаимодействия между компонентами системы, вид продуктов которых, как показано в разделе 2, зависит от температуры поверхности. С увеличением температуры скорость образования летучих соединений начинает превышать скорость их отвода посредством диффузии через пленку окисла и на границе окисел/подложка происходит накопление газообразных продуктов. Под действием их давления происходит отрыв участков оксидной пленки с меньшей толщиной — происходит образование пор в слое окисла (рис. 12, a). Этот процесс фиксируется системой ДОБЭ — с ростом температуры поверхности и времени от момента активации химических реакций, лежащих в основе процесса термической десорбции окисла, возрастает яркость дифракционной картины, что обусловлено уменьшением степени покрытия поверхности слоем окисла (рис. 12, a, d, g).

При подаче ростовых компонент характер роста и результирующая морфология поверхности GaAs будут существенным образом зависеть от степени ее покрытия пленкой окисла в начальный момент времени, которая определяется температурой и длительностью нагрева системы.

Если осаждение GaAs начинается на начальной стадии формирования пор в пленке окисла (ветвь a–c на рис. 12), т.е. степень покрытия поверхности оксидом велика, то за счет рассмотренных нами в разделе 2 процессов взаимодействия в системе Ga–As–O может наблюдаться торможение реакций синтеза GaAs на оксидных участках и формирование избытка Ga на поверхности, что приводит к каплеобразованию, как показано на рис. 12, b. При этом в зависимости от установившегося на поверхности баланса потоков падающих, диффундирующих по поверхности и испаряющихся атомов материала и процессов межфазного взаимодействия, может реализоваться два варианта развития поверхности [12]: в первом (рис. 12, c) — происходит формирование пленки GaAs с массивом образовавшихся

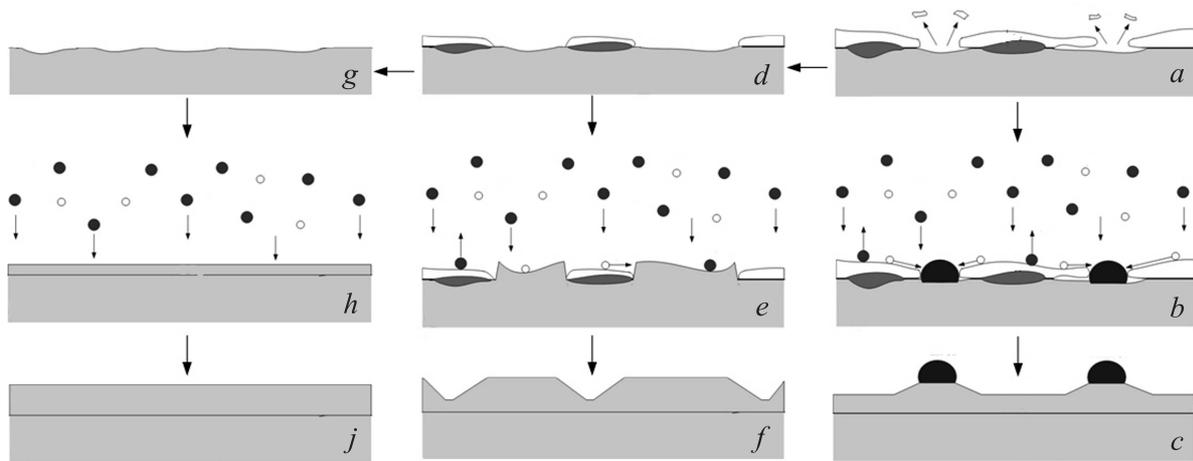


Рис. 12. Обобщенная схема эволюции морфологии поверхности GaAs.

на начальной стадии капель Ga (рис. 10, *b* и 11, *a*), во втором — рост нитевидных кристаллов [12,13].

Если процесс роста GaAs начинается в момент, когда степень покрытия поверхности материалом окисла мала (ветвь *d–f* на рис. 12) и не достаточна для образования избытка Ga при данных условиях роста, что характерно для областей высоких температур (более 550°C), то за счет торможения реакций синтеза GaAs на участках с окислом (рис. 12, *e*) будет наблюдаться формирование развитой поверхности GaAs (рис. 12, *f*), что подтверждается экспериментальными данными (рис. 10, *a*). Аналогичная морфология поверхности GaAs формируется в области низких температур (рис. 11, *b*), а также при подаче ростовых компонент до начала структурных изменений в пленке окисла (см. выше).

При осаждении GaAs на поверхность, оксид с которой уже полностью удален либо присутствует в незначительных количествах, будет формироваться слой GaAs с гладкой поверхностью (ветвь *g–i* на рис. 12). Схожая картина наблюдается и в случае роста с предварительным осаждением Ga, когда фиксировалось полное удаление пленки окисла GaAs без каплеобразования. Это обусловлено тем, что, как следует из раздела 2, вероятность химической реакции (6) основной компоненты оксида Ga_2O_3 с объемным GaAs ниже, чем с элементарным Ga из паровой фазы (13). Процесс формирования капель Ga происходил лишь при низких (менее 500°C) температурах (рис. 9), что обусловлено резким снижением скорости протекания реакций взаимодействия в системе Ga–As–O.

5. Заключение

Таким образом, проведенный анализ термодинамических закономерностей процессов фазообразования в системе Ga–As–O при МЛЭ GaAs показал, что компоненты оксида вступают в химические реакции не

только с объемным GaAs и Ga из паровой фазы, но и с потоком молекулярного As. Показано, что в процессах взаимодействия оксида GaAs с ростовыми компонентами и объемным материалом в качестве продуктов реакции образуются не только Ga_2O и $\text{As}_2(\text{As}_4)$, но и AsO, возникающий как в ходе прямого разложения содержащих мышьяк компонент оксидной пленки, так и в процессах их взаимодействия с ростовыми компонентами из паровой фазы. Кроме того, было показано, что при температурах выше 550°C доминируют реакции с образованием летучих соединений. Проведены экспериментальные исследования процессов взаимодействия собственного оксида GaAs с ростовыми компонентами и материалом подложки в условиях МЛЭ. Определены условия формирования атомарно-гладких и развитых поверхностей, а также поверхностей с наноразмерными включениями Ga. Показана корреляция теоретических и экспериментальных результатов. Установлены закономерности влияния процессов фазообразования в системе Ga–As–O на морфологию поверхности эпитаксиального слоя.

Список литературы

- [1] D.A. Allwood, R.T. Carline, N.J. Masona, C. Pickering, B.K. Tanner, P.J. Walker. *Thin Solid Films* **364**, 33 (2000).
- [2] B.K. Tanner. *Mater. Sci. Eng. B* **80**, 99 (2001).
- [3] M.R. Vilar, J. El Beghdadi, F. Debontridder, R. Artzi, R. Naaman, A.M. Ferraria, A.M. Botelho do Rego. *Surf. Interface Analysis* **37**, 673 (2005).
- [4] Н.Н. Безрядин, Г.И. Котов, И.Н. Арсентьев, Ю.Н. Власов, А.А. Стародубцев. *ФТП* **6**, 756 (2012).
- [5] Д.П. Валюхов. *Вестн. СКГТУ* **2**, 1 (2010).
- [6] J.F. Bauters, R.E. Fenlon, C.S. Seibert, W. Yuan, J.S.B. Plunkett, J. Li, D.C. Hall. *Appl. Phys. Lett.* **99**, 142 111 (2011).

- [7] N. Isomura, S. Tsukamoto, K. Iizuka, Y. Arakawa. *J. Cryst. Growth* **301–302**, 26(2007).
- [8] A. Guillen-Cervantes, Z. Rivera-Alvarez, M. Lopez-Lopez, E. Lopez-Luna, I. Hernández-Calderon. *Thin Solid Films* **373**, 159 (2000).
- [9] Y. Asaoka. *J. Cryst. Growth* **251**, 40 (2003).
- [10] A.F. Pun, X. Wang, S.M. Durbin, J.P. Zheng. *Thin Solid Films* **515**, 4419 (2007).
- [11] Л. Ченг, К. Плог. Молекулярно-лучевая эпитаксия и гетероструктуры. Мир, М. (1989). 600 с.
- [12] V.G. Dubrovskii, N.V. Sibirev, G.E. Cirlin, M. Tchernycheva, J.-C. Harmand, V. Ustinov. *Phys. Rev. E* **77**, 31 606 (2008)
- [13] А.В. Рукомойкин, М.С. Солодовник. *Изв. ЮФУ. Техн. науки* **4** (117), 237 (2011).