

УДК 621.315.592

Легирование слоев GaAs кремнием в условиях низкотемпературной молекулярно-лучевой эпитаксии

© М.Д. Вилисова, А.Е. Куницын*, Л.Г. Лаврентьева[†], В.В. Преображенский⁺, М.А. Путьто⁺,
Б.Р. Семягин⁺, С.Е. Торопов[†], В.В. Чалдышев*

Сибирский физико-технический институт при Томском государственном университете,
634050 Томск, Россия

* Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе Российской академии наук,
194021 Санкт-Петербург, Россия

[†] Томский государственный университет,
634050 Томск, Россия

⁺ Институт физики полупроводников Сибирского отделения Российской академии наук,
630090 Новосибирск, Россия

(Получена 8 января 2002 г. Принята к печати 16 января 2002 г.)

С использованием методов рентгеновской дифракции, оптического поглощения в ближнем инфракрасном диапазоне и эффекта Холла исследовано влияние условий роста на структуру и свойства слоев GaAs, выращенных методом низкотемпературной молекулярно-лучевой эпитаксии и легированных кремнием. Проанализирована связь между захватом избыточного мышьяка и электрофизическими свойствами слоев.

1. Введение

Известно, что арсенид галлия, выращенный методом молекулярно-лучевой эпитаксии (МЛЭ) при низкой (150–250°C) температуре (LT-GaAs), содержит избыточный мышьяк, концентрация которого превосходит границу области гомогенности [1–4]. Внедрение избыточного мышьяка приводит к тетрагональному искажению решетки LT-GaAs и генерации ансамбля точечных дефектов в нем: антиструктурных дефектов (As_{Ga}), межузельных атомов (As_i) и вакансий (V_{Ga}). Деформация решетки и концентрация генерируемых точечных дефектов зависят от условий выращивания: температуры роста, молекулярных потоков Ga и As, концентрации и химической природы легирующих примесей [5–10]. Система точечных дефектов в LT-GaAs является метастабильной. Отжиг при температуре выше 500°C непосредственно после низкотемпературного роста приводит к образованию наноразмерных преципитатов (кластеров) мышьяка и значительному уменьшению концентрации точечных дефектов [2–4].

Специально не легированный LT-GaAs обычно имеет удельное сопротивление 10^2 – 10^4 Ом·см, причем основным механизмом переноса носителей заряда вплоть до комнатной температуры является прыжковая проводимость по глубоким уровням, созданным собственными точечными дефектами [5,9]. После отжига концентрация дефектов уменьшается, и материал становится полупроводящим. Для получения проводящих слоев LT-GaAs используется легирование бериллием (*p*-тип) и кремнием (*n*-тип) [8,9].

В данной работе на основе исследований структуры и электрофизических свойств слоев не легированного

и легированного кремнием LT-GaAs от условий выращивания рассматривается взаимосвязь между электрической активностью донорной примеси Si и захватом избыточного мышьяка в условиях низкотемпературной молекулярно-лучевой эпитаксии.

2. Методика эксперимента

Слои LT-GaAs выращивались в установке молекулярно-лучевой эпитаксии „Катунь“ на подложках из полупроводящего арсенида галлия кристаллографической ориентации (001). На подложке сначала выращивался буферный слой толщиной 500 нм при температуре 580°C. Затем температура подложки понижалась до 150, 200 или 250°C, и выращивался не легированный или легированный кремнием слой LT-GaAs толщиной 1 мкм. Температура источника Si задавалась такой, которая обеспечивала в слоях GaAs, выращенных при стандартной температуре 500°C, концентрацию свободных электронов $n = 1 \cdot 10^{19}$ см⁻³. Соотношение потоков мышьяка и галлия (J_{As}/J_{Ga}) варьировалось от 1.1 до 21. Скорость роста слоев была постоянной и составляла ≈ 1 мкм/ч. После выращивания образцы извлекались из камеры и делились на две части. Одна часть исследовалась непосредственно после роста („*as grown*“), другая — после отжига в ростовой камере в потоке As₄ при температуре 600°C в течение 10 мин.

Исследования структуры слоев проводились с помощью метода двухкристальной рентгеновской дифрактометрии с использованием CuK_{α} -излучения и рефлекса (004). Электрофизические параметры определялись путем измерения электропроводности и коэффициента Холла методом Ван-дер-Пау. Для определения концентрации антиструктурных дефектов измерялись спектры оптического поглощения в ближнем инфракрасном (ИК)

[†] E-mail: lavr@ic.tsu.ru

диапазоне. Концентрация примеси Si в слоях контролировалась с помощью метода вторичной ионной масс-спектрометрии (ВИМС).

3. Результаты и обсуждение

На рентгеновских дифракционных кривых образцов LT-GaAs наблюдали два пика отражения, что позволило определить рассогласование параметров решетки эпитаксиального слоя и подложки: $\Delta a/a = (a_l - a)/a$. Здесь a_l и a относятся к слою и подложке соответственно.

На всех *as grown* образцах величина $\Delta a/a > 0$, т.е., как и ожидалось, имеет место увеличение параметра решетки слоев LT-GaAs, обусловленное внедрением избыточного мышьяка.

Влияние соотношения потоков компонентов J_{As}/J_{Ga} на рассогласование параметров решетки $\Delta a/a$ для не легированных (1) и легированных Si(2) слоев, выращенных при температуре 150°C, приведено на рис. 1, а. Видно, что при отклонении от стехиометрических условий параметр решетки слоев резко увеличивается (в интервале $1 < J_{As}/J_{Ga} < 5$), а затем ($J_{As}/J_{Ga} > 5$) плавно уменьшается. Аналогичный вид зависимости $\Delta a/a$ от J_{As}/J_{Ga} для не легированных слоев GaAs наблюдали в работе [10] при температуре роста 200°C.

Данные, приведенные на рис. 1, а показывают, что введение легирующей примеси не изменяет характер зависимости $\Delta a/a$ от J_{As}/J_{Ga} , но влияет на величину $\Delta a/a$. Во всем диапазоне отношений потоков J_{As}/J_{Ga} параметр решетки легированных кремнием слоев меньше, чем не легированных. Относительное изменение параметра решетки в результате замещения атомов галлия атомами кремния (при концентрации $1 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-3}$) может, согласно оценке, достигать $1.7 \cdot 10^{-5}$, что на порядок ниже экспериментально наблюдаемого изменения $\Delta a/a$. Следовательно, уменьшение параметра решетки в легированных кремнием слоях вызвано снижением концентрации избыточного мышьяка. Это заключение подтверждается результатами измерения концентрации антиструктурных дефектов As_{Ga} в не легированных и легированных Si слоях (рис. 1, б). Из сравнения рис. 1, а и б видно, что с ростом величины J_{As}/J_{Ga} концентрация антиструктурных дефектов $[As_{Ga}]$ и параметр решетки изменяются симбатно, при этом концентрация $[As_{Ga}]$ в легированных слоях всегда меньше, чем в не легированных.

Для образцов, отожженных при температуре 600°C в течение 10 мин, на рентгеновских дифракционных кривых наблюдается лишь один пик отражения, т.е. после отжига параметр решетки слоев уменьшается до величины, близкой к параметру подложки GaAs. При этом концентрация дефектов As_{Ga} понижается более чем на порядок.

Измерения электрофизических свойств слоев показали, что не легированные слои как *as grown*, так и

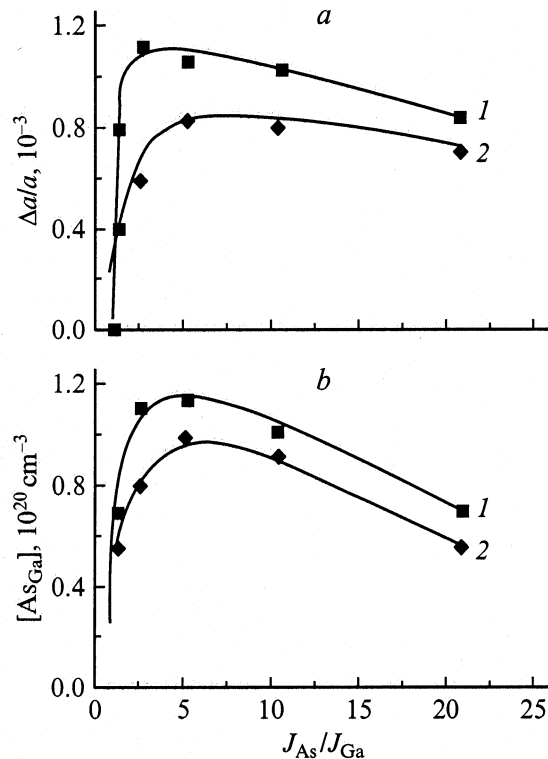


Рис. 1. Влияние отношения потоков J_{As}/J_{Ga} на изменение параметра решетки (а) и концентрацию дефектов As_{Ga} (б) для слоев GaAs: 1 — не легированных, 2 — легированных кремнием. Температура роста 150°C.

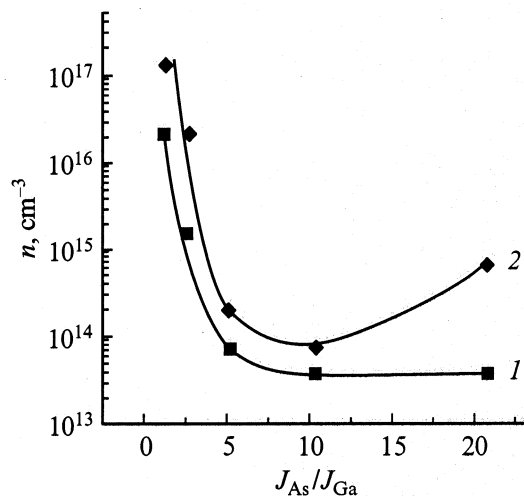


Рис. 2. Влияние отношения потоков J_{As}/J_{Ga} на концентрацию свободных носителей в слоях, легированных Si: 1 — *as grown*, 2 — после отжига (600°C 10 мин).

после отжига имеют высокое сопротивление, трудно измеряемое из-за шунтирующего влияния подложки.

Слои, легированные Si, имеют проводимость *n*-типа. Концентрация электронов зависит от отношения потоков J_{As}/J_{Ga} при росте слоев. Уже при небольшом от-

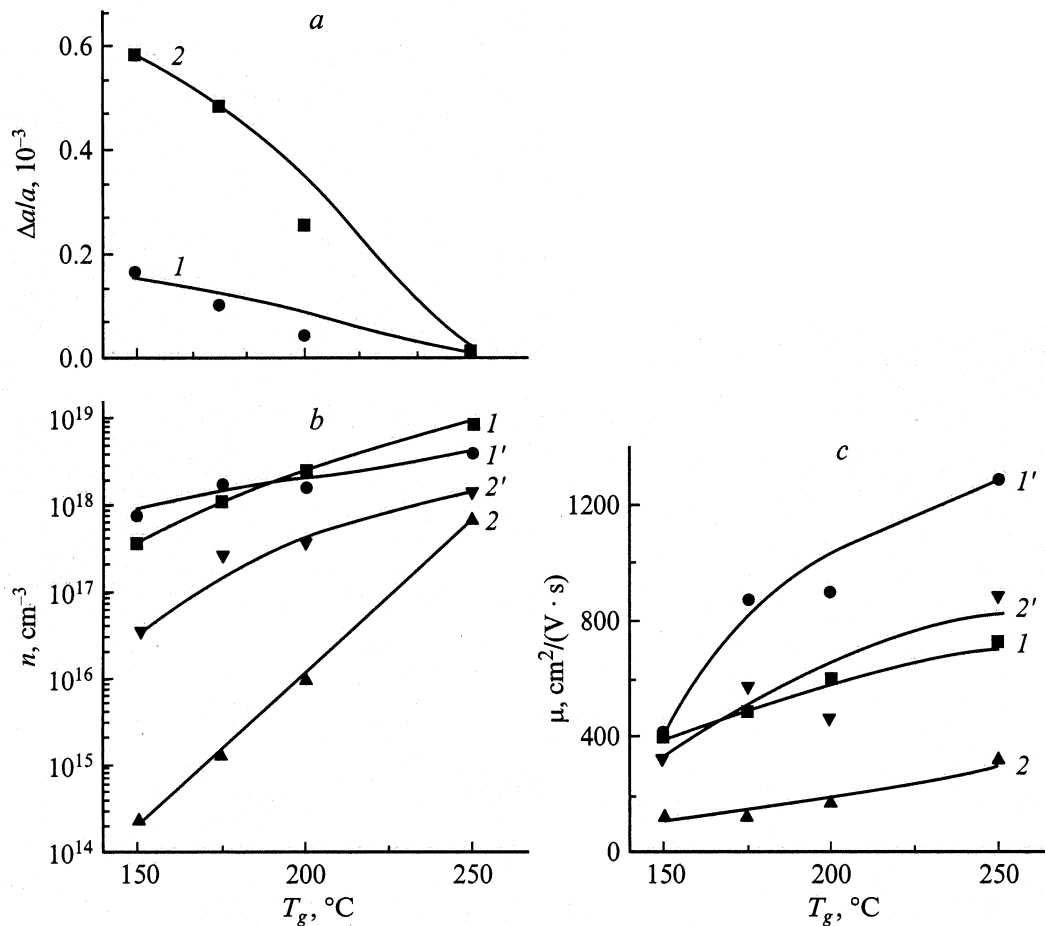


Рис. 3. Влияние температуры роста на параметр решетки (а), концентрацию электронов (b), подвижность (c) для слоев *as grown* (1, 2) и после отжига (1', 2'). $J_{As}/J_{Ga} = 1.1$ (1, 1'), $J_{As}/J_{Ga} = 3$ (2, 2').

клонении от стехиометрических условий ($J_{As}/J_{Ga} = 1.3$) концентрация электронов в слоях ($2 \cdot 10^{16} \text{ cm}^{-3}$) оказывается значительно ниже концентрации легирующей примеси ($N_{Si} \approx 1 \cdot 10^{19} \text{ cm}^{-3}$). При увеличении отношения потоков J_{As}/J_{Ga} от 1.3 до 5 концентрация электронов резко падает, а при $J_{As}/J_{Ga} > 5$ изменяется слабо (рис. 2, кривая 1). Отжиг слоев (600°C , 10 мин) приводит к увеличению концентрации электронов (рис. 2, кривая 2), но во всех отожженных слоях n существенно ниже полной концентрации N_{Si} . Холловская подвижность носителей заряда в *as grown* слоях составляет $100\text{--}140 \text{ cm}^2\text{V}^{-1}\text{s}^{-1}$ и возрастает после отжига до $250\text{--}500 \text{ cm}^2\text{V}^{-1}\text{s}^{-1}$.

Таким образом, для слоев, выращенных при 150°C , характерны низкие значения концентрации электронов ($n \ll N_{Si}$) и холловской подвижности. Очевидно, что при этой температуре роста большая часть примеси Si входит в слои в электрически неактивном состоянии, а в механизме токопереноса существенную роль играет прыжковая проводимость по глубоким уровням.

Ситуация существенно изменяется при увеличении температуры роста. На рис. 3 приведена зависимость параметра решетки (а), концентрации (b) и подвижности электронов (c) от температуры роста T_g для двух серий

образцов, выращенных при различных отношениях потоков ($J_{As}/J_{Ga} = 1.1$ и $J_{As}/J_{Ga} = 3$ для 1-й и 2-й серии соответственно).

Из рис. 3 видно, что с увеличением температуры роста деформация решетки $\Delta a/a$ уменьшается и приближается к нулю при $T_g = 250^\circ\text{C}$. Одновременно наблюдается увеличение концентрации электронов в *as grown* слоях (рис. 3, b, кривые 1 и 2). Это увеличение происходит в пределах 1 порядка для слоев, выращенных в условиях, близких к стехиометрическим ($J_{As}/J_{Ga} = 1.1$), но достигает 3 порядков при большем отклонении от стехиометрии ($J_{As}/J_{Ga} = 3$). При этом общая концентрация примеси Si в слоях, как показали результаты ВИМС, изменяется незначительно.

При температуре роста $T_g = 250^\circ\text{C}$ и отношении потоков $J_{As}/J_{Ga} = 1.1$ концентрация электронов в слоях равна $8 \cdot 10^{18} \text{ cm}^{-3}$, т.е. почти вся примесь Si находится в электрически активном состоянии. Достаточно высокие холловские подвижности электронов свидетельствуют о том, что проводимость осуществляется в основном свободными носителями. Таким образом, слои, выращенные даже при весьма низкой температуре ($T_g = 250^\circ\text{C}$), но при малом отклонении от стехиометрии, имеют па-

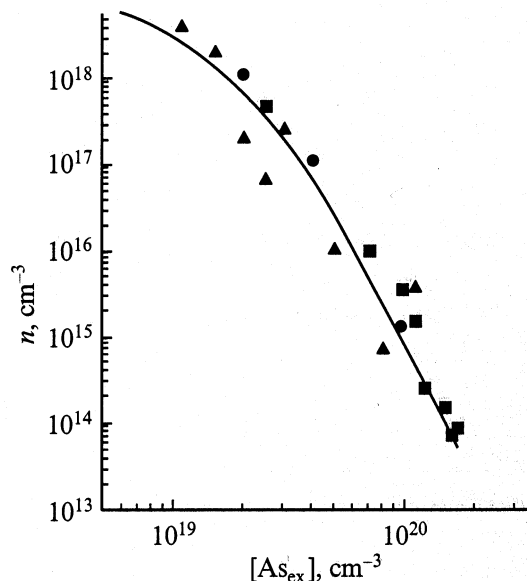


Рис. 4. Влияние избыточного мышьяка на концентрацию свободных носителей в легированных Si слоях LT-GaAs, выращенных при различных температурах T_g и отношениях потоков J_{As}/J_{Ga} .

параметры, близкие к параметрам слоев, полученных при обычных температурах эпитаксии ($500\text{--}600^\circ\text{C}$). Если при той же ростовой температуре 250°C соотношение потоков $J_{As}/J_{Ga} = 3$, то концентрация электронов в слоях оказывается ниже концентрации кремния более чем на порядок. Судя по величине подвижности, эти слои сильно компенсированы, степень компенсации возрастает с понижением T_g .

Отжиг слоев, как правило, приводит к снятию деформации решетки, к увеличению подвижности и концентрации электронов. Исключением являются слои, выращенные при $J_{As}/J_{Ga} = 1.1$ и температурах $200\text{--}250^\circ\text{C}$, для которых наблюдается незначительное уменьшение концентрации электронов после отжига (рис. 3, б, кривая 1'). В слоях, выращенных при большом избытке мышьяка ($J_{As}/J_{Ga} = 3$) и низкой температуре ($150\text{--}175^\circ\text{C}$), концентрация электронов после отжига возрастает на 2 порядка, но все же остается значительно ниже концентрации примеси. Судя по подвижности электронов, которая не превышает $850\text{ см}^2\text{В}^{-1}\text{с}^{-1}$, отожженные слои остаются сильно компенсированными. По-видимому, использованные в данной работе условия отжига (600°C , 10 мин) оказались недостаточными для полной активации Si в слоях 2-й серии.

Приведенные выше результаты показывают, что в условиях низкотемпературной МЛЭ, когда соотношение потоков достаточно близко к стехиометрическому ($J_{As}/J_{Ga} \approx 1$), можно получать легированные кремнием слои GaAs с высокими электрофизическими параметрами. Изменение состава молекулярного пучка в сторону обогащения мышьяком приводит к захвату в слой

избыточного мышьяка. Его концентрация в слое резко увеличивается с ростом отношения потоков в интервале $1 < J_{As}/J_{Ga} < 5$ и понижением температуры эпитаксии ниже 250°C . При этом наблюдается резкое снижение концентрации и подвижности свободных электронов в слоях. Отсюда следует, что существует взаимосвязь между концентрацией избыточного мышьяка в слоях LT-GaAs и их электрофизическими параметрами. Для ее выявления была построена корреляционная зависимость концентрации электронов n в слоях от концентрации избыточного мышьяка $[As_{ex}]$ (рис. 4) с использованием результатов измерения всех слоев LT-GaAs, выращенных при варьировании температуры роста и отношения потоков J_{As}/J_{Ga} . Концентрация $[As_{ex}]$ была определена с помощью полученной ранее [3] графической зависимости параметра решетки $\Delta a/a$ LT-GaAs от концентрации избыточного мышьяка $[As_{ex}]$, измеренной микрорентгено-спектральным методом ($[As_{ex}] = [As] - [Ga] / [As] + [Ga]$).

Несмотря на довольно большой разброс точек, на рис. 4 показано закономерное уменьшение концентрации электронов с ростом $[As_{ex}]$ в интервале $1 \cdot 10^{19} \dots 2 \cdot 10^{20}\text{ см}^{-3}$. Обращает на себя внимание тот факт, что при увеличении концентрации избыточного мышьяка на 1 порядок наблюдается снижение концентрации свободных носителей более чем на 4 порядка.

Эффект резкого уменьшения концентрации носителей заряда в легированных кремнием слоях LT-GaAs, выращенных при избытке мышьяка, отмечался в ряде работ [8,9,11]. По-видимому, он обусловлен взаимодействием примеси с тем ансамблем точечных дефектов, который формируется за счет избытка мышьяка. Основными точечными дефектами в LT-GaAs являются антиструктурные дефекты (As_{Ga}), вакансии галлия (V_{Ga}) и межузельный мышьяк (As_i). Концентрации As_{Ga} и V_{Ga} существенно зависят от условий кристаллизации [6,7]. Вопрос относительно межузельного мышьяка в LT-GaAs до сих пор остается дискуссионным, поскольку нет надежной информации ни о концентрации, ни об электрической активности этого дефекта [12,13]. Расчеты показали [12], что наблюдаемая деформация решетки LT-GaAs вполне удовлетворительно объясняется присутствием дефектов As_{Ga} , из чего следует, что концентрация межузельного мышьяка, по-видимому, невелика.

Антиструктурные дефекты As_{Ga} , как известно, создают глубокие донорные уровни и поэтому не могут приводить к деактивации или компенсации донорной примеси кремния, но могут быть ответственными за прыжковую проводимость. Основными компенсирующими центрами в слоях GaAs, легированных кремнием, вероятно, являются вакансии галлия, которые могут быть одно-, двух- или трехкратно ионизованными (V_{Ga}^{1-} , V_{Ga}^{2-} , V_{Ga}^{3-}). Если считать, что доминирующим дефектом является трехкратно ионизованная вакансия, то для компенсации доноров Si с концентрацией $1 \cdot 10^{19}\text{ см}^{-3}$, наблюдаемой при $T_g = 150^\circ\text{C}$, концентрация вакансий должна быть не менее $3 \cdot 10^{18}\text{ см}^{-3}$. Примерно такие

значения концентрации вакансий в LT-GaAs получены с помощью метода аннигиляции позитронов [13–14].

Поскольку дефекты, ответственные за деактивацию примеси кремния, не отжигаются при температуре 600°C, можно предполагать, что это не простые точечные дефекты, а достаточно устойчивые ассоциаты, включающие собственные точечные дефекты и атомы легирующей примеси. Такими ассоциатами могут быть комплексы типа $[V_{Ga}-Si_{Ga}]$, которые были обнаружены в LT-GaAs с помощью фотолюминесцентных исследований [9,15], а также кластеры Si, размер которых, согласно [14], может достигать 1 нм.

Следует отметить, что резкое снижение концентрации свободных носителей при отклонении от стехиометрии в сторону избытка мышьяка характерно не только для слоев LT-GaAs, легированных кремнием. Подобная зависимость наблюдалась также для слоев LT-GaAs, легированных бериллием [8,9,16]. В этом случае роль компенсирующих центров играют антиструктурные дефекты As_{Ga} . Восстановление активности Be, как акцептора, имеет место лишь после отжига при температуре 800°C [16].

Из приведенных результатов следует, что в LT-GaAs, обогащенном мышьяком и легированном как донорной, так и акцепторной примесью, происходит смещение уровня Ферми к середине запрещенной зоны, увеличивается удельное сопротивление материала. Аналогичные исследования, выполненные на твердых растворах $LT-In_xGa_{1-x}As$ ($x = 0.53$) [17], показали, что в условиях низкотемпературной МЛЭ захват избыточного мышьяка в данный материал также приводит к смещению уровня Ферми, но смещение происходит к краю зоны проводимости. Сходная картина изменения электрофизических свойств и смещения уровня Ферми под влиянием неравновесных точечных дефектов наблюдается в GaAs и других соединениях $A^{III}B^V$, облученных высокоэнергетическими частицами [18,19].

По-видимому, наблюдаемые в обогащенном мышьяком LT-GaAs изменения электрофизических свойств отражают общую закономерность изменения свойств полупроводниковых материалов в условиях возрастания концентрации неравновесных точечных дефектов. Независимо от способа введения дефектов и характеристик исходного материала формирующийся в нем ансамбль точечных дефектов приводит к смещению и в конечном счете к закреплению уровня Ферми в определенном для данного материала предельном положении. Согласно [20], F_{lim} для GaAs располагается вблизи середины запрещенной зоны, для $In_xGa_{1-x}As$ — у края зоны проводимости.

4. Заключение

Проведенные исследования показали, что структура и электрофизические свойства слоев LT-GaAs существенно зависят от температуры роста и соотношения потоков

мышьяка и галлия в молекулярном пучке. Наблюдается четкая корреляция свойств слоев и концентрации избыточного мышьяка в них. При росте в условиях, близких к стехиометрическим, когда захват избыточного мышьяка снижается, свойства слоев LT-GaAs приближаются к свойствам слоев, выращенных при высоких температурах.

Резкое снижение концентрации электронов проводимости при отклонении состава слоев LT-GaAs от стехиометрического в сторону избытка мышьяка обусловлено формированием ансамбля точечных дефектов, приводящего к смещению уровня Ферми к середине запрещенной зоны. Это явление является частным случаем общей закономерности, согласно которой любое существенное разупорядочение в кристаллической решетке полупроводников приводит к смещению уровня Ферми в положение F_{lim} , характерное для данного полупроводника.

Список литературы

- [1] M. Kaminska, Z. Liliental-Weber, E.R. Weber. Appl. Phys. Lett., **54**, 1881 (1989).
- [2] Kin Man Yu, M. Kaminska, Z. Liliental-Weber. J. Appl. Phys., **72**, 2850 (1992).
- [3] Н.А. Берг, А.И. Вейнгер, М.Д. Вилисова, С.И. Голощاپов, И.В. Ивонин, С.В. Козырев, А.Е. Куницын, Л.Г. Лаврентьева, Д.И. Лубышев, В.В. Преображенский, М.А. Путято, Б.Р. Семягин, В.В. Третьяков, В.В. Чалдышев, М.П. Якубеня. ФТТ, **35**, 2609 (1993).
- [4] И.А. Бобровникова, А.И. Вейнгер, М.Д. Вилисова, И.В. Ивонин, Л.Г. Лаврентьева, Д.И. Лубышев, В.В. Преображенский, М.А. Путято, Б.Р. Семягин, С.В. Субач, В.В. Чалдышев, М.П. Якубеня. Изв. вузов. Физика, № 9, 37 (1998).
- [5] X. Liu, A. Prasad, W.M. Chen, A. Kurpiewski, A. Stoschek, Z. Liliental-Weber, E.R. Weber. Appl. Phys. Lett., **65**, 3002 (1994).
- [6] X. Liu, A. Prasad, J. Nishio, E.R. Weber, Z. Liliental-Weber, W. Walukiewicz. Appl. Phys. Lett., **67**, 279 (1995).
- [7] M. Luysberg, M. Sohn, A. Prasad, Z. Liliental-Weber, E.R. Weber, J. Gebauer, R. Krause-Rehberg. J. Appl. Phys., **83**, 561 (1998).
- [8] M. Missous, S. O'Hagan. J. Appl. Phys., **75**, 3396 (1994).
- [9] S. O'Hagan, M. Missous. J. Appl. Phys., **75**, 7835 (1994).
- [10] A. Suda, N. Otsuka. Surf. Sci., **458**, 162 (2000).
- [11] S. Fukushima, T. Obata, N. Otsuka. J. Appl. Phys., **89**, 380 (2001).
- [12] T.E.M. Staab, R.M. Nieminen, J. Gebauer, R. Krause-Rehberg, M. Luysberg, M. Haugh, T.H. Frauenheim. Phys. Rev. Lett., **87**, N4 (2001).
- [13] J. Gebauer, F. Börner, R. Krause-Rehberg, T.E. Staab, W. Bauer-Kugelman, G. Kögel, W. Triftshäuser, P. Specht, R.C. Lutz, E.R. Weber, M. Luysberg. J. Appl. Phys., **87**, 8368 (2000).
- [14] T. Laine, K. Saarinen, P. Hautajarvi, C. Corbel, M. Missous. J. Appl. Phys., **86**, 1988 (1999).
- [15] А.Е. Куницын, В.В. Чалдышев, С.П. Вуль, В.В. Преображенский, М.А. Путято, Б.Р. Семягин. ФТП, **33**, 1187 (1999).

- [16] D.E. Bliss, W. Walukiewicz, J.W. Ager, E.E. Haller, K.T. Chan, S. Tanigawa. *J. Appl. Phys.*, **71**, 1699 (1992).
- [17] М.Д. Вилисова, И.В. Ивонин, Л.Г. Лаврентьева, С.В. Субач, М.П. Якубенья, В.В. Преображенский, М.А. Пулято, Б.Р. Семягин, Н.А. Берт, Ю.Г. Мусихин, В.В. Чалдышев. *ФТП.*, **33**, 900 (1999).
- [18] В.Н. Брудный, М.Д. Вилисова, Л.П. Пороховниченко. *Изв. вузов. Физика*, № 10, 57 (1992).
- [19] V.N. Brudnyi, S.N. Grinyaev, V.E. Stepanov. *Physica B*, **212**, 429 (1995).
- [20] В.Н. Брудный, С.Н. Гриняев. *ФТП*, **32**, 315 (1998).

Редактор Л.В. Беляков

Doping of GaAs layers with silicon under conditions of low-temperature molecular-beam epitaxy

*M.D. Vilisova, A.E. Kunitsyn**, *L.G. Lavrentieva*[†],
V.V. Preobrazhenskii⁺, *M.A. Putyato*⁺, *B.R. Semyagin*⁺,
S.E. Toropov[†], *V.V. Chaldyshev*^{*}

Siberian Physicotechnical Institute
at Tomsk State University,
634050 Tomsk, Russia

* Ioffe Physicotechnical Institute,
Russian Academy of Sciences,
194021 St. Petersburg, Russia,

[†] Tomsk State University,
634050 Tomsk, Russia

⁺ Institute of Semiconductor Physics,
Siberian Branch of Russian Academy of Sciences,
630090 Novosibirsk, Russia

Abstract Using *x*-ray diffraction, near-infrared optical absorption and the Hall effect techniques we have studied the influence of the growth conditions on the structure and properties of the GaAs films grown by the low-temperature molecular-beam epitaxy and doped with silicon. Relationship is analyzed between incorporation of excess arsenic and electrical properties of the films.