

Радиационно-стимулированная деградация поверхности GaAs и транзисторных структур с высокой подвижностью электронов

© А.В. Бобыль, С.Г. Конников, В.М. Устинов, М.В. Байдакова, Н.А. Малеев, Д.А. Саксеев, Р.В. Конакова*,[†], В.В. Миленин*, И.В. Прокопенко*

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

* Институт физики полупроводников им. В.Е. Лашкарева Национальной академии наук Украины, 03028 Киев, Украина

(Получена 8 декабря 2011 г. Принята к печати 19 декабря 2011 г.)

Проведены исследования транзисторных гетероструктур с высокой подвижностью носителей тока. Показано, что при увеличении дозы γ -облучения Φ их деградация включает следующую последовательность. 1) При $\Phi < 10^7$ рад наблюдается разрушение приповерхностного слоя GaAs глубиной до 10 нм за счет уменьшения энергии диффузии собственных дефектов на величину более 0.2 эВ и, вероятно, атмосферного кислорода. 2) При $\Phi > 10^7$ рад вблизи микродефектов, дислокаций формируются области размером более 1 мкм со значительным структурным беспорядком. 3) При $\Phi > 10^8$ рад происходит деградация внутренних интерфейсов AlGaAs/InGaAs/GaAs и рабочего канала. Эффективным способом исследования процессов разрушения гетероструктур является использование комплекса методик структурной диагностики, изучение процессов радиационной и временной деградации в сочетании с теоретическим моделированием протекающих процессов.

1. Введение

Многослойные гетероструктуры на основе полупроводников $A^{III}B^V$ используются для изготовления приборов радиационно стойкой электроники. При конструировании этих приборов и прогнозировании их радиационной стойкости важной задачей является выяснение причин их радиационной деградации (РД). В приборах с микроразмерными рабочими слоями главной причиной РД является возникновение дефектов в объеме полупроводника [1–5], тогда как в приборах на основе наноразмерных многослойных гетероструктур РД может быть обусловлена изменением состава и толщины слоев, модификацией гетерограниц между ними.

Исследования механизмов радиационных повреждений гетероструктур $A^{III}B^V$, и контактов к ним [1–3] являются важными, поскольку могут дать полезную информацию о долговременных процессах естественного старения этих структур, а также позволяют повысить радиационную прочность приборов и устройств на их основе. Хорошо известны и изучены результаты этих воздействий, наблюдаемые при дозах $\Phi > 10^8$ рад — уменьшение концентрации и подвижности носителей в рабочих каналах в результате появления собственных дефектов и размытия контактных и внутренних интерфейсов [1–4]. В ряде случаев предварительное использование небольших доз ($\Phi > 10^6$ рад) позволяет улучшить параметры приборов за счет релаксации механических микронапряжений [2]. При облучении дозами $\Phi \approx 10^7$ рад специально не защищенных эпитаксиальных слоев GaAs наблюдается разрушение поверхностного слоя глубиной до 10 нм [5]. Однако в настоящее время

отсутствует описание последовательности механизмов РД, которые имеют место по мере увеличения дозы. Не выявлена микроприрода центров деградации, которые появляются при малых дозах и развитие которых приводит (или способствует) к полной деградации внутренних интерфейсов и прибора в целом.

В данной работе проведены исследования тестовых эпитаксиальных слоев GaAs, гетероструктур AlGaAs/InGaAs/GaAs, контактов к ним с целью установления последовательности этапов их радиационного разрушения в широком диапазоне доз γ -облучения $\Phi = 10^4 - 10^9$ рад. Показано, что деградация начинается с поверхности, далее формируются каналы ускоренной диффузии дефектов в объем и только после этого наступает разрушение внутренних интерфейсов, между которыми и находятся рабочие каналы приборов.

2. Образцы и электрофизические измерения

Исследования проводились на выращенных молекулярно-лучевой эпитаксией многослойных гетероструктурах на основе соединений AlGaAs/InGaAs/GaAs, используемых для изготовления малошумящих СВЧ транзисторов с высокой подвижностью в канале — high-electron mobility transistor (HEMT). Наноразмерные структуры были выращены на подложке из GaAs (плоскость (001)) и состояли из следующих слоев:

- 1) полуизолирующая подложка из GaAs толщиной 350 мкм;
- 2) буферный слой GaAs толщиной 400 нм;

[†] E-mail: konakova@isp.kiev.ua

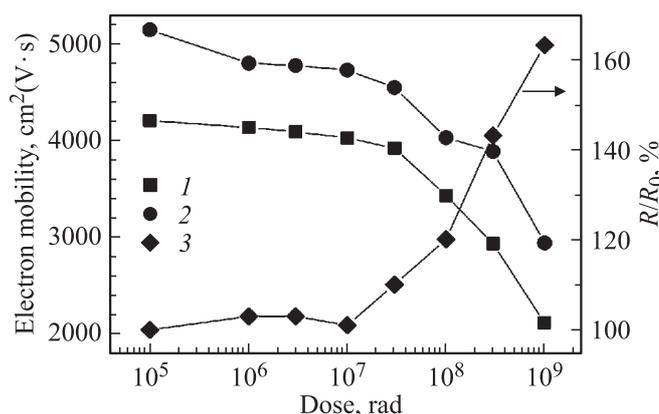


Рис. 1. Дозовые зависимости подвижности электронов (1, 2) в рабочем канале для двух значений исходной подвижности 5200 и 4200 $\text{cm}^2/(\text{V}\cdot\text{s})$ и сопротивления (3) контактов Au–AuGe к контактному слою GaAs.

3) сверхрешетка $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}/\text{GaAs}$, состоящая из 7 периодов шириной около 5 нм с равной толщиной слоев каждого материала;

4) слой $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ толщиной ~ 133 нм;

5) сглаживающий слой GaAs толщиной ~ 1.5 нм;

6) канал $\text{In}_y\text{Ga}_{1-y}\text{As}$ толщиной ~ 133 нм;

7) сглаживающий слой GaAs толщиной ~ 0.5 нм;

8) канал $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ толщиной ~ 53 нм и концентрацией электронов, изменяющейся от $2.5 \cdot 10^{18}$ до $5 \cdot 10^{17}$;

9) контактный слой n -GaAs толщиной ~ 8 нм.

Облучение образцов производилось γ -квантами ^{60}Co при комнатной температуре. Доза облучения изменялась от 10^4 до 10^9 рад, скорость облучения составляла 10^6 – 10^7 рад за 6.5 ч.

Концентрация и подвижность электронов в рабочем канале определялись по эффекту Холла методом Ван-дер-Пау на образцах размером 5×5 мм с In-контактами, полученными путем диффузии через сильно легированные слои 8) — $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ и 9) — GaAs. В лучших образцах подвижность носителей в канале при температуре 300 К была равна 5000–6000 $\text{cm}^2/(\text{V}\cdot\text{s})$, а поверхностная концентрация носителей в канале — $(2.2$ – $3.5) \cdot 10^{12} \text{ cm}^{-2}$. Результаты этих исследований показали, что при комнатной температуре подвижность была на уровне 4000–5100 $\text{cm}^2/(\text{V}\cdot\text{s})$ и при максимальной дозе облучения уменьшалась до 2000–3000 $\text{cm}^2/(\text{V}\cdot\text{s})$ соответственно (рис. 1).

В качестве тестовых структур были исследованы омические контакты на основе металлизации Au–AuGe, которые являются наиболее применяемыми в технологии широкой номенклатуры приборов на основе GaAs [6]. Контакты были изготовлены методом магнетронного распыления в Ag с предварительной импульсной лучевой очисткой поверхности. Толщина слоев Au–AuGe была равна 0.2 и 0.03 мкм соответственно, а удельное контактное сопротивление $10^{-5} \text{ Ом}\cdot\text{cm}^2$. Исследования дозовой зависимости показали их стойкость до 10^7 рад (рис. 1).

При дозах выше 10^8 рад наблюдается резкое увеличение контактного сопротивления — до 170% от исходных величин. Следует отметить, что при дозах ниже 10^8 рад изменения сопротивления канала менее значительные и становятся доминирующими только при более высоких дозах. Как видно из сопоставления зависимости подвижности и сопротивления контакта, до 10^8 рад основной вклад в деградацию транзистора вносят процессы в контактах, а при более высоких дозах определяющей является деградация объема рабочих слоев.

Исследование распределения элементов в переходной области омического контакта тестовых структур AuGe–GaAs при послойном травлении материала до и после облучения γ -квантами показало, что после облучения происходит уменьшение переходной области, сопровождающееся сдвигом максимума распределения атомов Ga в сторону металла. Протекающие под действием γ -радиации процессы существенно влияют на распределение элементов в эвтектическом сплаве AuGe. Наиболее значительные изменения имели место при приложении электрического поля, имитирующего рабочий режим. Наблюдались уменьшение крутизны фронтов распределения Au, Ga, As и интенсивный массоперенос Ge за счет взаимной диффузии атомов Ga и Ge. Увеличение дозы γ -облучения до 10^9 рад приводит к деградации омического контакта из-за увеличения высоты микрорельефа межфазной границы в результате радиационно-стимулированной диффузии компонент гетеропары (Ge, Au, Ga и As).

Были изготовлены экспериментальные образцы НЕМТ с длиной затворного электрода 0.15–0.2 мкм, демонстрирующие внешнюю крутизну 500 мСм/мм, пробивные напряжения затвор–сток от 8 до 16 В и коэффициенты шума 0.6–0.8 дБ при коэффициенте усиления 9–10 дБ на частоте 15 ГГц. Изменения ВАХ этих НЕМТ показали, что облучение γ -квантами дозами 10^4 – $6 \cdot 10^7$ рад не приводит к изменению тока насыщения, крутизны и напряжению отсечки, а при дозах выше $6 \cdot 10^7$ рад величины изменений достигают 40% от исходных значений.

Таким образом, наблюдаемые радиационные эффекты в транзисторах типа НЕМТ связаны со стимулированными радиацией изменениями свойств контактов. Аналогичные эффекты наблюдались в работах [4,7,8], однако в этих работах отсутствует описание последовательности механизмов деградации, которые имеют место по мере увеличения дозы. Не выявлена микроприрода центров деградации, которые, возможно, появляются при малых дозах и которые приводят к полной деградации внутренних интерфейсов и прибора в целом. Результаты проведенных исследований далее будут изложены исходя из стандартной процедуры диагностического сопровождения транзисторной технологии, на первых этапах которой используются методики экспресс-диагностики.

3. Экспресс-диагностика: химическое травление, рентгеноструктурный анализ, сканирующая микроскопия и рентгеноспектральный (энергодисперсионный) микроанализ

3.1. Химическое травление

Полезной и простейшей разрушающей методикой экспресс-диагностики является анализ оптического изображения радиационных разрушений, которые визуализируются путем химического избирательного травления. В наших экспериментах избирательное травление проводилось в течение 1–1.5 мин с использованием травителя $\text{H}_2\text{O}:\text{AgNO}_3:\text{CrO}_2:\text{HF} = 2:0.008:1:1$. На рис. 2 видно, что, во-первых, эта методика является высокочувствительной, регистрирует наличие структурных дефектов при малых дозах ($\sim 10^5$ – 10^6 рад), при которых описанные выше контактные исследования не фиксируют заметных повреждений. Следует заметить, что предварительное облучение такими дозами в ряде случаев приводит к улучшению параметров приборов за счет релаксации упругих напряжений и структурно-

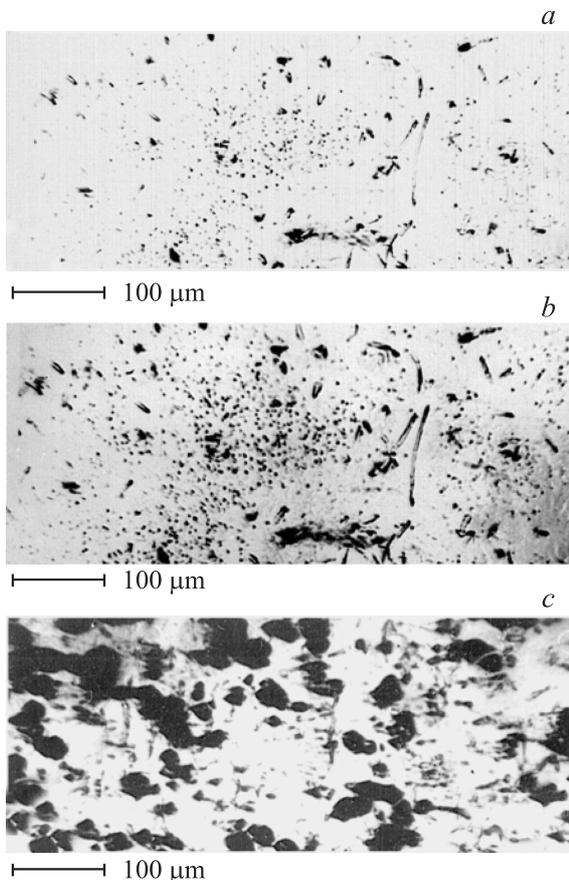


Рис. 2. Оптические изображения поверхности GaAs после химического избирательного травления: *a* — исходный образец, *b* и *c* — после облучения дозами $5 \cdot 10^5$ и 10^6 рад.

примесного упорядочения в области границы раздела фаз [2,9]. Во-вторых, на изображении образца, облученного большими дозами (рис. 2, *c*), видно, что область с высокой скоростью травления, в которой имеется повышенная концентрация радиационных дефектов, имеет макроскопические размеры (более 10 мкм), значительно превышающие совокупную толщину эпитаксиальных слоев. Однако методика химического травления, как и контактные исследования, являются косвенными. Они фиксируют результаты радиационных повреждений, могут быть использованы для оценки величин критических доз и пространственных масштабов радиационных повреждений, но не дают информацию о внутренних процессах радиационного дефектообразования.

3.2. Рентгеноструктурный анализ

Для изучения структурных изменений при воздействии γ -излучения на транзисторные гетероструктуры использовался рентгеновский дифрактометр D8Discover (Bruker AXS) с высоким разрешением, которое обеспечивалось асимметричным вартелевским Ge(220)-монокроматором и Ge(220)-анализатором. Источником рентгеновских лучей являлась рентгеновская трубка с вращающимся медным анодом мощностью 6 кВ. Использование этих приборов, как и описанного далее сканирующего электронного микроскопа JSM 7001F, не требует специальной процедуры приготовления образцов, поэтому эти методики могут быть использованы для экспресс-диагностики. Важным также является то, что эти методики являются неразрушающими, поэтому исследованные с их помощью образцы далее могут быть использованы на последующих технологических этапах либо для дальнейших разрушающих исследований.

На дифракционных кривых высококачественного образца (рис. 3, *a*) наблюдается интенсивный пик рефлекса GaAs (004) около 66° , соответствующий дифракции на подложке, и сложная протяженная интерференционная картина. Широкий пик 64.5 – 65.5° по своему положению и полуширине соответствует дифракции на InGaAs (17% In) рабочем канале толщиной 12 нм. Аналогичная картина наблюдается и на кривых вблизи рефлекса GaAs (115). Наличие протяженной интерференционной картины указывает на высокое структурное совершенство и планарность интерфейсов в гетероструктурах. Анализ карт распределения интенсивности в обратном пространстве вокруг узла GaAs (004) не выявил наличия диффузного рассеяния. Это также указывает на их высокое структурное совершенство. Для примера, на рис. 3, *b* показаны результаты исследования структурно менее качественного образца. Наблюдаются более широкий пик подложки, меньшая глубина интерференционной картины и, как показали контактные измерения, меньшая величина подвижности носителей в рабочем канале.

Анализ был проведен с использованием модельных расчетов и пакета программ Leptos-5 фирмы Bruker. При построении модели структуры в качестве перво-

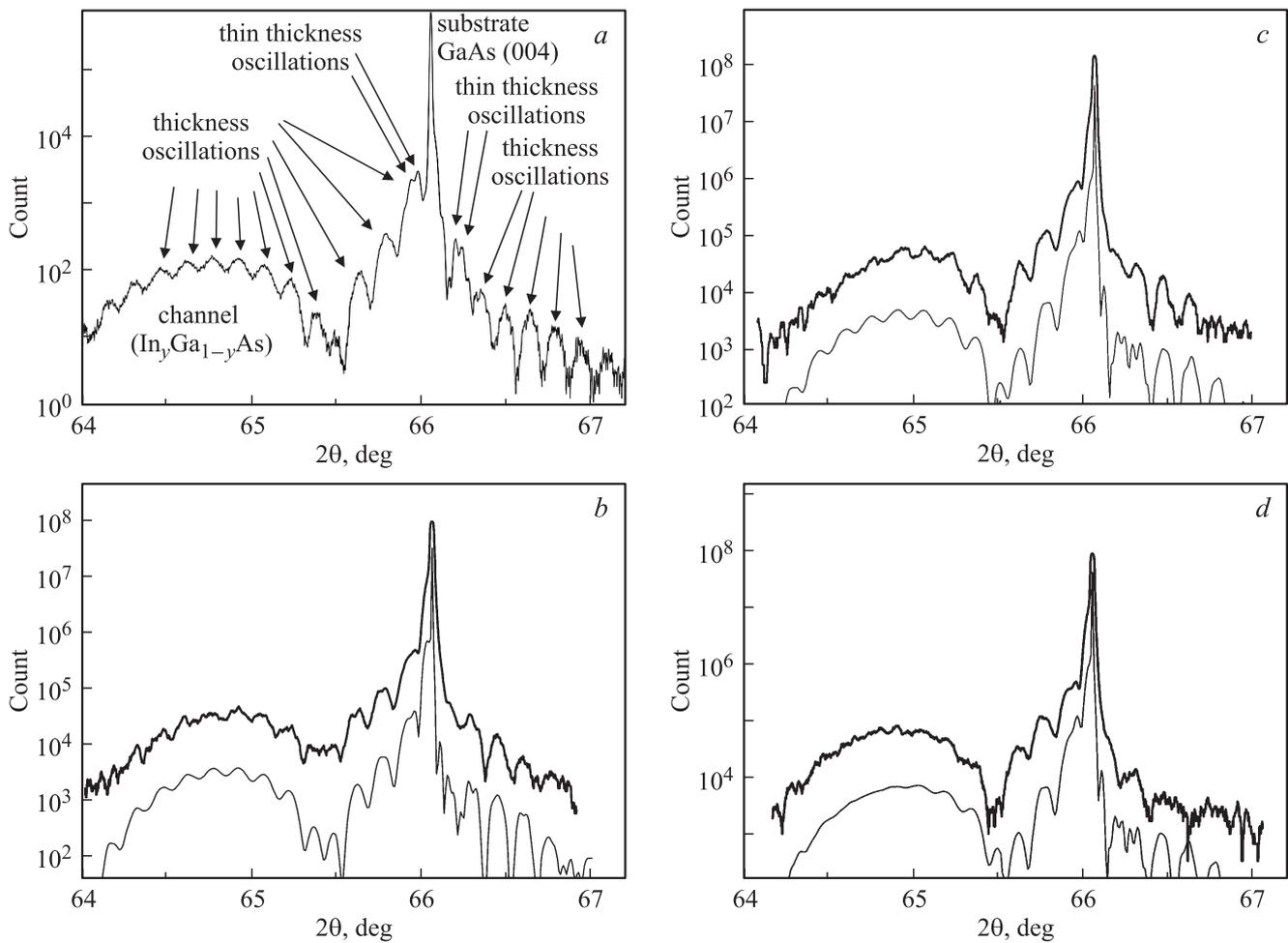


Рис. 3. Экспериментальные (верхние кривые) и расчетные (нижние кривые) рентгенодифракционные кривые: *a* и *b* — необлученных образцов с подвижностью носителей 5200 и 3900 см²/(В·с) соответственно; *c* и *d* — облученных дозами $3 \cdot 10^7$ и 10^8 рад соответственно.

го приближения использовались технологические параметры, закладываемые в процессе роста. Далее они корректировались процедурой расчета и измерениями с помощью просвечивающей электронной микроскопии (см. далее). Граница между подложкой и выращенным на ней буферным слоем из GaAs не учитывалась, а толщина подложки вместе с буферным слоем полагалась бесконечной, поскольку она намного превышала длину экстинкции рентгеновского излучения [10]. Расчетная дифракционная кривая хорошо согласуется с экспериментальными кривыми. Параметры слоев структуры наилучшего соответствия расчета эксперименту в пределах точности определения их значения, как правило, совпадали с величинами, задаваемыми при изготовлении структуры. Поскольку модельный расчет не учитывает упругие напряжения в слоях структуры, такое согласие означало их отсутствие.

При моделировании основное внимание уделялось структуре рабочего канала. Для разработки экспресс-метода анализа его параметров были проведены детальные экспериментальные и модельные исследования

четырёх образцов, полученных в различных технологических процессах оптимизации транзисторных структур. Это позволило с высокой точностью описать периодичность структуры и форму канала. Были использованы две модели:

- 1) канал с постоянной концентрацией In и резкими границами (канал прямоугольной формы),
- 2) трехслойная модель канала.

Для достижения наилучшего согласия между модельными и экспериментальными кривыми варьировались толщины вспомогательных слоев и канала, а также концентрация In в канале. Результаты моделирования в рамках модели (1) приведены в табл. 1.

Как видно из таблицы, во всех образцах концентрация In в канале значительно меньше технологической (17%). Модели структур 688–689 хорошо совпадают друг с другом, при этом оказалось, что модельная кривая чуть лучше описывает форму максимума канала для образца 688, тогда как для образца 689 имеется заметное различие в интенсивности модельной и экспериментальной кривой в области меньших углов (больших concentra-

Таблица 1. Параметры образцов, полученных в результате расчетов в рамках модели (1)

| № | Образцы Материал | № 688 | | № 689 | | № 544 | | № 736 | |
|----|---------------------------|----------------|------------------------|----------------|------------------------|----------------|------------------------|----------------|------------------------|
| | | Толщина, нм | Состав, x (In, Al) % | Толщина, нм | Состав, x (In, Al) % | Толщина, нм | Состав, x (In, Al) % | Толщина, нм | Состав, x (In, Al) % |
| 1 | GaAs | 21 ± 0.4 | | 20 ± 0.4 | | 19.5 ± 0.4 | | 20.5 ± 0.5 | |
| 2 | $Al_xGa_{1-x}As$ | 28.8 ± 0.4 | 23 | 29.7 ± 0.5 | 23 | 38.0 ± 0.4 | 23 | 37.1 ± 0.5 | 23 |
| 3 | GaAs | 1.5 ± 0.1 | |
| 4* | $In_xGa_{1-x}As$ | 11.7 ± 0.4 | 14.68 | 11.9 ± 0.5 | 14.77 | 11.5 ± 0.4 | 15.28 | 11.3 ± 0.5 | 15.08 |
| 5 | GaAs | 3 | | 3 | | 196 ± 1 | | 190 ± 1 | |
| 6 | $Al_xGa_{1-x}As$ | 96 ± 0.5 | | 96 ± 0.5 | | | | | |
| 7 | $Sl(GaAs)/Al_xGa_{1-x}As$ | 2×2 | 23 |
| 8 | GaAs | 400 | | 400 | | 200 | | 200 | |
| 9 | Substrate | | | | | | | | |

Примечание. * Рабочий канал 4 выделен.

ций In). Модели структур 544–736 хорошо совпадают друг с другом. Следует отметить незначительное отличие в концентрации In в канале. Но при этом модельная

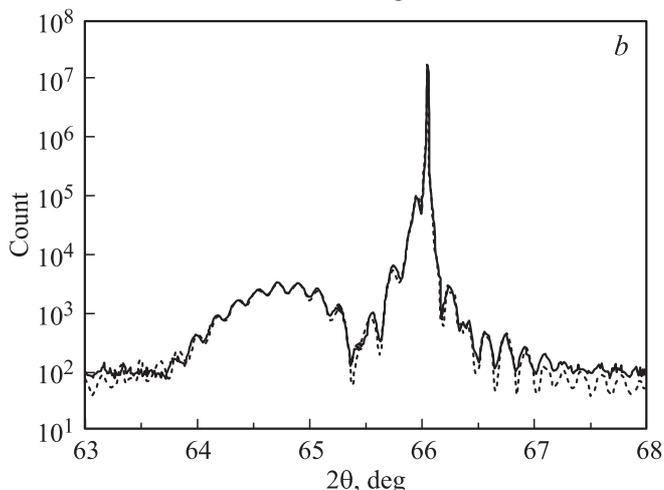
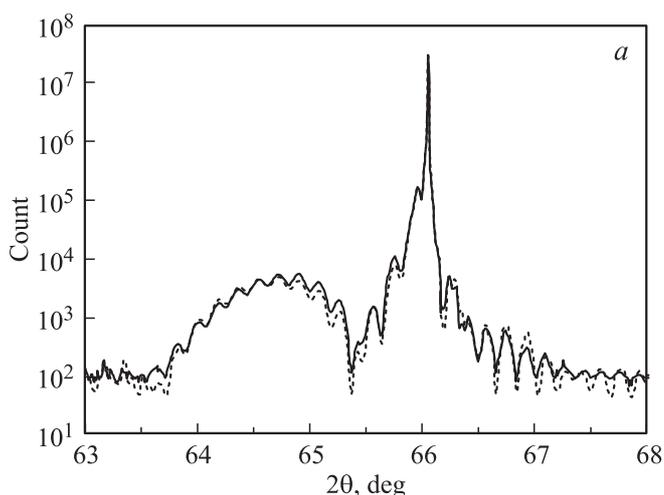


Рис. 4. Дифракционные кривые около GaAs (004) для образца R689: экспериментальная (сплошная кривая) и модельная (пунктирная кривая) для канала прямоугольной (а) и трехслойной формы (б).

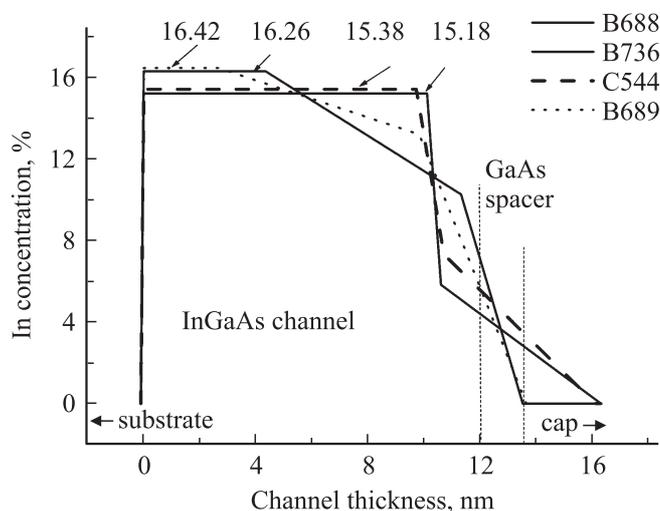


Рис. 5. Возможные профили распределения In в канале для разных образцов.

кривая хорошо описывает форму максимума канала только для образца 736, тогда как для образца 544 имеется заметное различие в интенсивности модельной и экспериментальной кривой в области больших углов (меньших концентраций In).

Таким образом, только для кривых образцов 736 форма максимума канала может быть достоверно описана в модели (1) канала прямоугольной формы. Заметное отличие в интенсивности и полуширине максимума канала между экспериментальной и модельной кривой (рис. 4) в модели прямоугольного канала указывает на то, что канал может состоять из нескольких подслоев, различающихся концентрацией In и резкостью границ. Для описания такой структуры в модель были введены дополнительные градиентные слои InGaAs. Как видно из рис. 4, введение таких слоев позволяет достичь лучшего согласия между кривыми. Возможные профили распределения In в канале для исследованных образцов приведены на рис. 5.

Облучение образцов дозами менее 10^7 рад практически не изменяло рентгенодифракционных кривых, что свидетельствовало об отсутствии заметных изменений строения и состава слоев исследуемых структур и гетерограниц между этими слоями. Следует отметить, что эти данные являются усредненными с учетом диаметра облучаемой рентгеновским пучком области ~ 5 мкм, поэтому наличие этих изменений должно быть статистически заметным в пределах этого пятна.

Для высококачественного образца, облученного дозой 10^8 рад, дифракционная кривая, показанная на рис. 3, с, заметно изменяется. В частности, крылья максимума канала $\text{In}_y\text{Ga}_{1-y}\text{As}$ становятся более резкими. Кроме того, практически исчезают мелкие осцилляции вблизи вершины этого пика. Модифицируется также вид дифракционной кривой правее основного пика, связанного с подложкой ($2\theta = 66^\circ$). Как показали расчеты, эти изменения обусловлены уменьшением толщины приповерхностного контактного слоя GaAs. Этот слой для областей различной толщины дает на рентгенодифракционной кривой интерференционные осцилляции, сдвинутые друг относительно друга. Усреднение этих осцилляций по площади наблюдения приводит к заметному уменьшению их интегральной амплитуды. Этот эффект учитывался при моделировании экспериментальной рентгенодифракционной кривой для дозы облучения 10^8 рад. При этом предполагалось, что контактный слой имеет области толщиной 1, 4 и 6 нм, равномерно распределенные по площади образца. Более детальная картина была получена при использовании просвечивающей микроскопии.

Таким образом, разработанная модель позволяет с высокой точностью описать периодичность структуры и достаточно хорошо описывает форму канала. Для достижения наилучшего согласия между модельной и экспериментальной кривыми варьировались толщины слоев „крышки“ и канала, а также концентрация In в канале. Образцы, характеризующиеся большей величиной подвижности носителей в канале, показывают несколько большую величину In в нем. При этом для всех образцов концентрация In была меньше технологической. Кроме того, расчеты модельных рентгенодифракционных кривых показали, что изменение толщины канала $\text{In}_y\text{Ga}_{1-y}\text{As}$ на 1 нм и (или) концентрации In (y) в твердом растворе $\text{In}_y\text{Ga}_{1-y}\text{As}$ на 0.01 приводят к заметному изменению этих кривых и ухудшают их согласие с экспериментом. Это позволяет заключить, что заметных изменений структуры или состава тонкого слоя канала при дозах до 10^8 рад не происходит. Последнее подтверждается описанными выше исследованиями эффекта Холла.

3.3. Сканирующая микроскопия и рентгеноспектральный (энергодисперсионный) микроанализ

Совмещение этих методик обусловлено возможностью их одновременного проведения в сканирующем

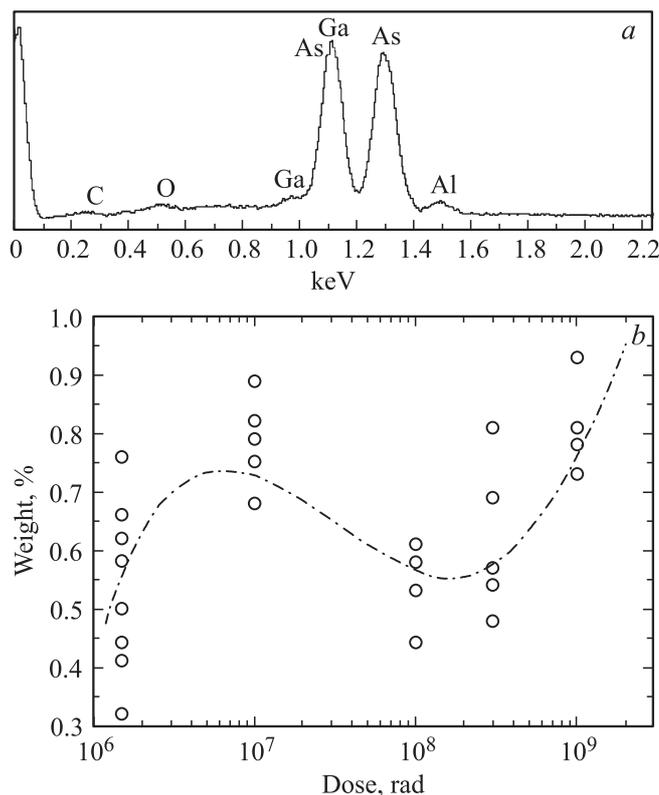


Рис. 6. Локальный микроанализ в JSM 7001F (а). Зависимость концентрации кислорода в поверхностном слое облученных образцов GaAs от дозы γ -облучения (б).

электронном микроскопе JSM 7001F. Прибор оснащен энергодисперсионным полупроводниковым спектрометром для микроанализа по всем элементам, начиная с бора. Анализ элементного состава поверхностей проводился при ускоряющем напряжении 5 кВ.

Анализ морфологии поверхности выявил наличие небольшого количества дефектов овального типа [11] $\sim 10^2 \text{ см}^{-2}$, что указывает на высокое качество эпитаксиальной технологии в целом и оптимальную конструкцию буферных слоев. Также проявлялась структура слоев в изображениях, полученных на сколе, однако контраст их был не очень высоким, что обусловлено отсутствием как внутренних напряжений на интерфейсах, так и значительных несоответствий по параметрам решеток между прилегающими слоями.

На рис. 6 и в табл. 2 приведены исследования локального микроанализа. Регистрируемый сигнал формируется в объеме образца на глубине до 1–2 мкм, что

Таблица 2. Результаты рентгеноспектрального микроанализа

| Элементы, вес% | C | O | Al | Ga | As | Итого |
|------------------|------|------|------|-------|-------|-------|
| Исходный | 0.51 | 0.44 | – | 49.16 | 49.8 | 100 |
| Доза, 10^9 рад | 0.68 | 0.85 | 2.62 | 42.51 | 53.34 | 100 |

больше суммарной толщины транзисторных и вспомогательных эпитаксиальных слоев. При этом абсолютная точность регистрации концентраций — ± 1 вес%, относительная — ± 0.1 вес%. Анализ дозовых изменений состава проведем в следующей последовательности.

1) При дозах более 10^7 рад наблюдаются изменения концентрации элементов гетероструктуры Al, Ga, As — появление Al с концентрацией до 2.6 вес%, уменьшение относительной концентрации Ga от 49.1 до 42.2 вес%, увеличение относительной концентрации As с 49.9 до 53.3 вес% соответственно. Основная часть радиационных изменений регистрируется при сравнительно малых дозах — до 10^7 рад. При больших дозах величины изменений не превышают величины разбросов по образцу и по серии образцов, облученных одной и той же дозой. Поэтому в табл. 2 не приведены результаты промежуточных облучений.

2) Несмотря на появление следов Al, диффузно проникших из объема образца в приповерхностную область, наблюдается суммарное уменьшение катионной компоненты на 4.2 вес%. При этом анионная компонента As увеличилась на 3.4 вес%. Таким образом, суммарное отклонение от стехиометрии равно 7.6 вес%.

3) Частично это отклонение может быть скомпенсировано за счет поглощения и диффузии в процессе облучения в образцы атмосферного кислорода и формирования на поверхности окислов Ga. Действительно, как видно из табл. 2 и рис. 6, наблюдается двукратное увеличение концентрации кислорода, которое почти на порядок меньше наблюдаемого дефицита анионов. Это количественное несоответствие, немоноотонный ход дозовой зависимости концентрации кислорода (рис. 6), а также описанные далее исследования изображений просвечивающей микроскопии позволяют сделать вывод о наличии значительной окисной эрозии поверхности и отслаивания ее продуктов.

4. Просвечивающая электронная микроскопия и оже-электронная спектроскопия

4.1. Просвечивающая электронная микроскопия

Упомянутые выше нарушения приповерхностных слоев действительно были обнаружены в исследуемых образцах с помощью просвечивающей электронной микроскопии. Изображения гетероструктур исследовались с помощью просвечивающего электронного микроскопа (ПЭМ) JEM-2100F Jeol (Япония) с ускоряющим напряжением 200 кВ. Прямое наблюдение кристаллических плоскостей сопровождалось идентификацией кристаллографических параметров с помощью анализа картины микроэлектронной дифракции. Подготовка образцов для исследования поперечных сечений осуществлялась с применением механического утонения и ионного травления на конечном этапе.

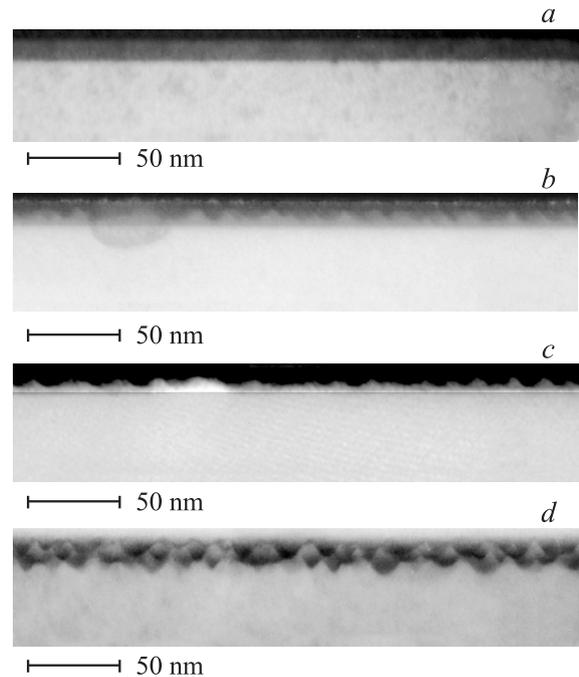


Рис. 7. ПЭМ-изображения поперечного сечения в области поверхностного слоя облученных образцов *a-d* дозами: 0, 10^8 , $3 \cdot 10^8$, 10^9 рад соответственно. Изображение (*b*) будет далее использовано для расчета дисперсии энергии активации диффузии. Верхняя часть изображения (*c*), расположенная выше границы легированного слоя, показана с более высоким контрастом.

На рис. 7 приведены ПЭМ-изображения поперечного сечения исследуемых структур до и после облучений дозами до 10^9 рад. Как видно из рис. 7, *b*, после облучения дозой 10^8 рад происходят следующие сильные изменения в верхнем контактном слое GaAs и на границе раздела между ними и слоем $Al_xGa_{1-x}As$.

1) Происходит ухудшение границы исследуемой структуры с воздухом, вследствие чего появляются шероховатости порядка нескольких нм. Как отмечалось выше, такие изменения могут характеризоваться появлением слоя окисла на свободной поверхности контактного слоя и возможностью индуцируемых γ -облучением химических реакций между атомами слоя и свободными радикалами, образующимися в окисле и окружающей атмосфере.

2) На поверхности структуры из-за генерации большого количества точечных дефектов под воздействием γ -облучения наблюдается образование дислокаций, которые достигают гетерограницы между слоем GaAs и слоем $Al_xGa_{1-x}As$.

3) В контактном слое появляются аморфные образования (темные части контактного слоя на рис. 7, *b*), занимающие большую часть слоя и в некоторых областях проникающие на всю его толщину.

Результаты исследований показали, что эти нарушения контактного слоя появляются уже и при дозе облучения $3 \cdot 10^7$ рад (но в значительно меньшей степени,

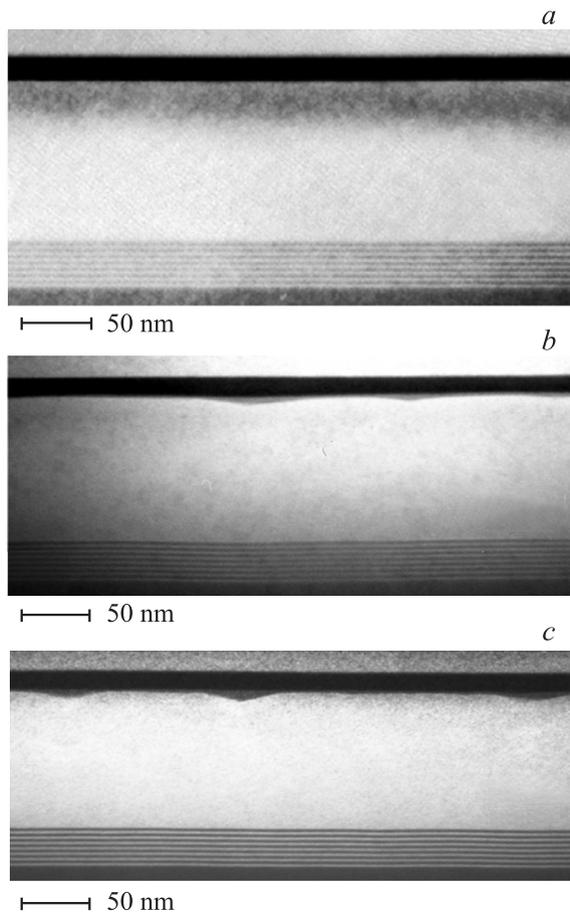


Рис. 8. ПЭМ-изображения поперечных сечений образцов, содержащих (сверху вниз): канал, подканальный широкозонный слой, сверхрешетку из 7 периодов AlGaAs/GaAs. *a* — исходный образец, *b* и *c* — облученные дозой 10^9 рад относительно мощностями 0.6 и 0.17 соответственно.

чем при дозе облучения 10^8 рад) и приводят к небольшому уменьшению эффективной толщины контактного слоя GaAs. Эти нарушения должны давать на рентгенодифракционной кривой интерференционные осцилляции, сдвинутые друг относительно друга для областей различной толщины. Суммирование этих осцилляций по площади наблюдения может дать заметное уменьшение их интегральной амплитуды. Как отмечалось выше, такое суммирование было проведено при моделировании экспериментальной рентгенодифракционной кривой для дозы облучения 10^8 рад. При этом предполагалось, что контактный слой имеет области толщиной 1, 4 и 6 нм, распределенные по площади с одинаковой вероятностью.

Изображения более глубоких слоев транзисторной структуры, полученные с помощью ПЭМ, показаны на рис. 8. Толщины слоев необлученных транзисторных структур достаточно хорошо согласуются с данными рентгеновской дифракции. Следует также отметить, что модельные кривые для исходных и облученных образцов соответствуют несколько меньшему содержанию In в канале, чем модельная кривая для исходного образца

($y = 0.12$ и $y = 0.13$ соответственно). Как указывалось выше, поскольку при увеличении дозы облучения содержание In не меняется, такое небольшое расхождение может быть связано с неоднородностью распределения In по площади пластины или с релаксацией напряжений в канале после первого же облучения. Сравнение состояния канала в образцах, облученных одной дозой, но разными мощностями (рис. 8, *b* и *c*), показывает, что более мощное воздействие приводит к меньшей деградации канала. Этот факт косвенным образом указывает, что большое время экспозиции в условиях реакторной атмосферы ускоряет процессы взаимодействия воздушной среды и облучаемых образцов. На рис. 9 приведены ПЭМ-изображения высокого разрешения, на которых выявляются механизмы такого ускорения. На рис. 9, *b* (и в более контрастном изображении на рис. *d*) видно, что при промежуточной дозе 10^8 рад в объеме структуры возникают дефектные области, которые пронизывают всю эпитаксиальную структуру. Очевидно, что эти области могут играть роль путей быстрой взаимодиффузии дефектов и атмосферного кислорода. Участок значительных разрушений канала с атомарным разрешением показан на рис. 9, *c*, что дополняет общую картину разрушений канала в масштабе, на порядок меньшем, по сравнению с показанным на рис. 8, *c*.

4.2. Оже-электронная спектроскопия

Обнаруженное усиление химического взаимодействия между атмосферным кислородом и специально не защищенной поверхностью GaAs в процессе облучения ставит вопрос о разработке технологии защитных слоев и методов исследования радиационных повреждений внутренних интерфейсов. Исследовались диэлектрические слои SiO₂ на GaAs, полученные методом высокотемпературного разложения тетраэтоксисилана Si(C₂H₅O)₄ в реакторе проточного типа [12]. Пиролиз осуществлялся при температуре 650°C, толщина выращенного слоя составляла 0.3 мкм. Данные о химическом составе получали с использованием электронной оже-спектроскопии при распылении ионами Ar. Профили распределений по глубине атомов кремния и кислорода приведены на рис. 10 и построены при выборе в качестве начала отсчета их максимальные концентрации. Полученные зависимости состоят из крутого спадающего и появляющегося после облучения пологого участка. На участке крутого спада облучение не оказывает заметного влияния, что обусловлено небольшой концентрацией дефектов облучения по сравнению с количеством дефектов окисного слоя. Появление пологих участков означает наличие ускоренной диффузии по дефектам GaAs. Такой ход кривых указывает на сложный механизм диффузии, который не описывается уравнением диффузии с постоянным источником. Кроме того, наличие одновременной диффузии кремния и кислорода, при наличии отличия по величине, указывает на возможность переноса атомов в связанном состоянии в виде комплексов Si—O.

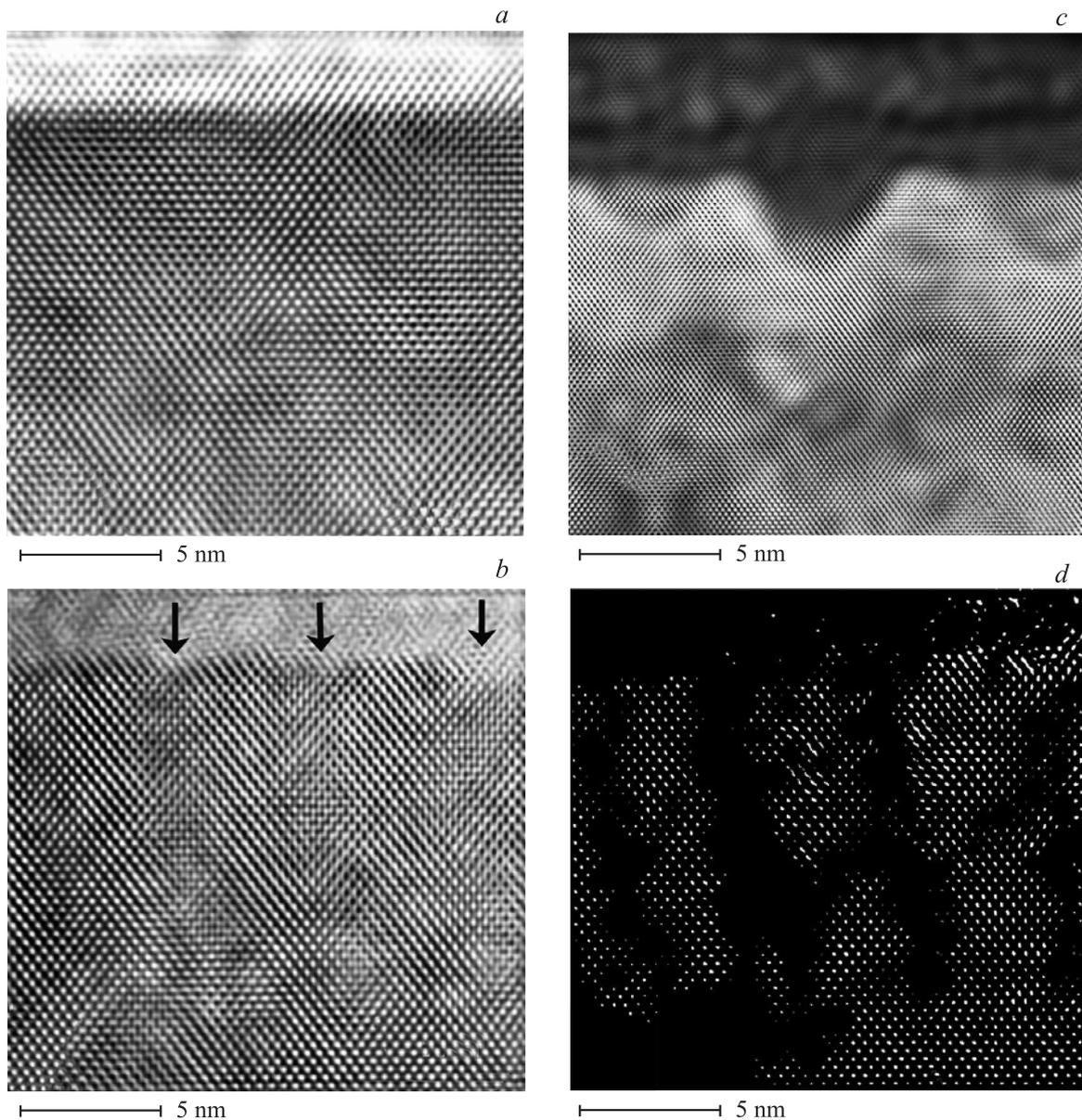


Рис. 9. Высокорастворимые ПЭМ-изображения (с фурье-фильтрацией шумов) поперечного сечения облученных образцов: *a-c* — дозами 0, 10^8 , 10^9 рад соответственно. На рис. *b* стрелками отмечены вероятные каналы повышенной диффузии дефектов и деградации легированного широкозонного слоя; рис. *d* — то же, что и на рис. *b* с усилением контраста.

5. Модель радиационной деградации поверхности GaAs

На основании анализа экспериментальных результатов можно сделать вывод о первом этапе радиационного разрушения. При дозах менее 10^7 рад наблюдается разрушение приповерхностного слоя GaAs глубиной до 10 нм за счет диффузии собственных дефектов и, вероятно, атмосферного кислорода. Облучением индуцируются химические реакции между атомами слоя и свободными радикалами. Следующим важным обстоятельством является наличие радиационных микроскопических объемных и точечных дефектов, которые могут привести к уменьшению энергии активации диффузион-

ных процессов. Увеличение скорости окисления под воздействием ультрафиолетового излучения наблюдалось ранее в работе [13].

В условиях генерации структурных дефектов при внешнем воздействии на твердое тело механизм диффузии является многопараметрическим процессом [14,15]. Вклад в ускорение диффузии могут вносить также тепловые пики (разогрев микрообласти) и упругие столкновения частиц, вовлеченных в каскад столкновений, при которых атомам передается энергия несколько большая, чем энергия активации переноса.

Под воздействием паров воды и под действием воздуха при высокой температуре окружающей среды поверхность GaAs окисляется с формированием устойчивых

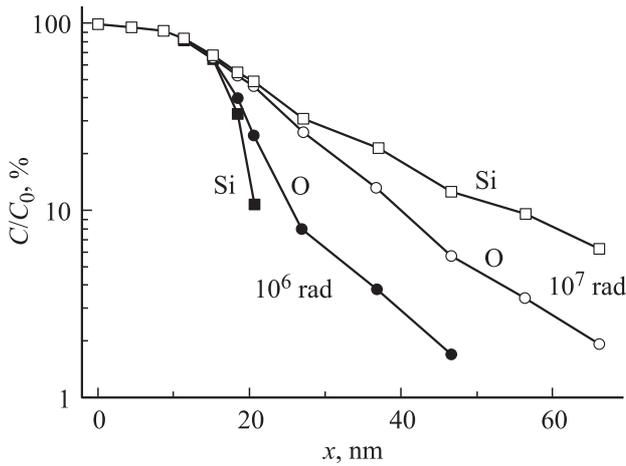
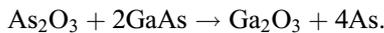
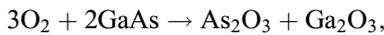


Рис. 10. Нормированные изменения атомных концентраций кремния и кислорода на поверхностном слое GaAs, покрытом защитным слоем SiO₂ для доз облучения 10⁶ и 10⁷ рад.

соединений Ga₂O₃, As₂O₃, As₂O₅ и около 10 промежуточных и неустойчивых. Возможны следующие реакции окисления:



При низких температурах продуктом окисления является аморфная фаза. В случае окисления под воздействием радиационного и ультрафиолетового облучения может образовываться любое из упомянутых соединений.

Воспользуемся моделью окисления, рассмотренной в [16]. Поверхность покрыта окисным слоем толщиной x₀. Атомы кислорода должны пройти следующие стадии:

- 1) осаждение из объема газа на поверхность,
- 2) диффузия по оксидной пленке,
- 3) реакция на внутреннем интерфейсе с поверхностью GaAs и образование окисла Ga₂O₃.

Используя закон Фика для потока диффундирующих частиц внутри слоя окисла с коэффициентом диффузии D_{эфф}, в работе [17] приведено выражение для зависимости ширины окисного слоя от времени:

$$\frac{x_0}{A/2} = \left[1 + \frac{t + \tau}{A^2/4B} \right]^{1/2} - 1,$$

где $A \equiv 2D_{\text{эфф}}(1/k + 1/h)$, $B \equiv 2D_{\text{эфф}}C^*/N_1$ и $\tau \equiv (x_i^2 + Ax_i)/B$, N₁ — концентрация атомов кислорода окисла, k — коэффициент реакции присоединения кислорода к GaAs с образованием слоя Ga₂O₃, h — газофазный транспортный коэффициент, C* — равновесная концентрация атомов кислорода в окисной пленке, x₀ — полная толщина окисного слоя, состоит из двух частей: начальной толщины x_i исходной окисной пленки на GaAs и толщины, которая образовалась в процессе радиационного окисления. Величина τ

соответствует сдвигу временной координаты, которая показывает наличие начального окисного слоя x_i.

Для количественных расчетов используем известное выражение для $B = B_0 \exp(-E_b/kT)$. Величину энергии активации диффузии в слое окисла примем

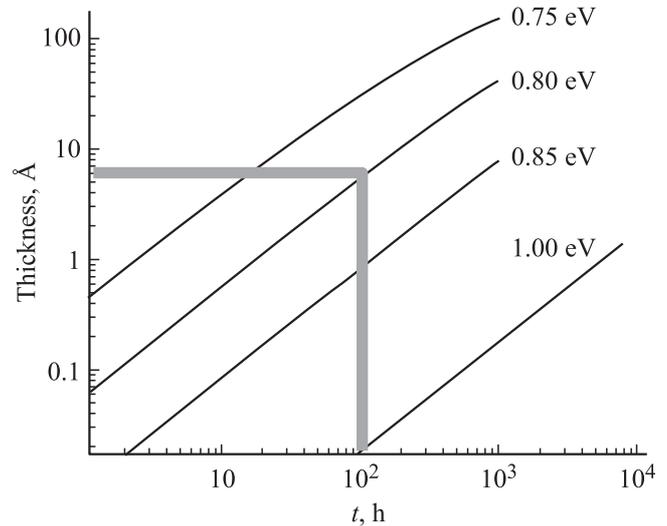


Рис. 11. Зависимости толщины окисного слоя от времени окисления для различных энергий активации диффузии. Полосы показывают, что в экспериментах при воздействии радиации в течение более 100 ч усредненная толщина нарушенного слоя превышает 3–6 нм. Видно, что для энергии активации 1 эВ рассчитанная толщина много меньше толщины естественного окисла (1–2 нм).

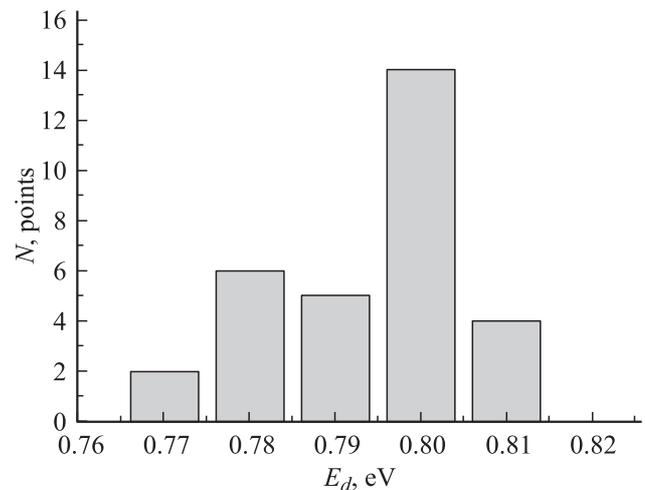
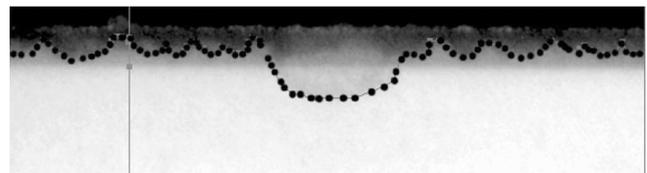


Рис. 12. Фронт разрушения поверхности GaAs (верхняя часть) образца, облученного дозой 10⁸ рад и показанного на рис. 7, b, а также дисперсия энергии активации диффузии, рассчитанная по неоднородности этого фронта.

равной $E_b = 1.0$ эВ [18,19], величину параметра — $B_0 \approx 10^9$ мкм²/мин. На рис. 11 представлена зависимость толщины окисного слоя от времени окисления при различных значениях E_b . Так как доза 10^8 рад была получена за время $\sim 10^2$ ч, а средняя толщина нарушенного слоя — 5 нм, можно сделать вывод: энергия активации диффузии в этой процедуре облучения в среднем уменьшается на 0.2 эВ, т.е. должна быть равной 0.8 эВ. Из рис. 11 видно, что если толщина окисла равна 20 нм, что соответствует показанной на рис. 12 (верхняя часть) области максимального разрушения, то энергия диффузии в этом случае равна примерно 0.77 эВ. Составленная таким образом по неоднородности фронта гистограмма распределения энергий диффузии приведена на рис. 12.

6. Проблема повышения радиационной прочности и надежности транзисторных структур

Принципиально важным в решении проблемы радиационной стойкости полупроводниковых приборов и их надежности является создание таких планарных конструкций, в каждом слое которых критическая концентрация дефектов радиационного происхождения и временной деградации была бы сопоставимой с количеством атомов, формирующих данный слой. Единственная возможность реализовать этот подход — это использовать квантово-размерные A^{III}B^V эпитаксиальные технологии, которые могут обеспечить необходимое соотношение между концентрациями легирующей примеси и дефектами, возникающими в процессе эксплуатации. Важными для улучшения структурного качества эпитаксиальных слоев являются контролируемые воздействия на технологические микропроцессы. При этом необходимо учитывать, что большие энергии активации поверхностной диффузии адатомов ограничивают скорость упорядочения монослоев при росте, приводят к нестабильности послойного роста, к значительным неоднородностям интерфейсов и, как следствие, к уменьшению подвижности носителей заряда в каналах транзисторных структур. Напротив, малые энергии активации интерфейсной диффузии атомов в готовых структурах являются микропричиной высокого уровня фликкер-шума, быстрой радиационной деградации параметров транзисторов. Поиск компромисса может быть достигнут путем варьирования технологии гетероструктур, использования радиационных воздействий, термических отжигов и других способов улучшения структурного совершенства. Эффективным способом исследования распределения энергий активации диффузии является использование комплекса методик структурной диагностики, изучения процессов деградации в сочетании с теоретическим моделированием протекающих процессов.

Работа выполнена с использованием оборудования регионального ЦКП „Материаловедение и диагностика в передовых технологиях“ при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ (гранты № 16.526.12.6017, 16.516.11.6053 и 16.552.11.7002).

Список литературы

- [1] А.В. Бобыль, Р.В. Конакова, В.К. Кононов, В.Г. Миленин, М.М. Малышев, И.В. Прокопенко, М.И. Слуцкий, Ю.А. Тхорик. Электрон. техн., сер. Управление качеством, вып. 4 (151), 31 (1992).
- [2] А.Е. Belyaev, J. Breza, E.F. Venger, M. Vesely, I.Yu. Il'in, R.V. Konakova, J. Liday, V.G. Lyapin, V.V. Milenin, I.V. Prokopenko, Yu.A. Tkhorik. *Radiation Resistance of GaAs-Based Microwave Schottky Barrier Devices. Some physico-technical aspects* (Kiev, Interpres Ltd., 1998).
- [3] C. Claeys, E. Simoen. *Radiation Effects in Advanced Semiconductor Materials and Devices* (Springer Verlag, 2002).
- [4] А.Е. Беляев, Н.С. Болговец, Р.В. Конакова, В.В. Миленин, Ю.Н. Свешников, В.Н. Шеремет. ФТП, **44** (4), 467 (2010).
- [5] А.В. Бобыль, А.А. Гуткин, П.Н. Брунков, И.А. Заморянская, М.А. Яговкина, Ю.Г. Мусихин, Д.А. Саксеев, С.Г. Конников, Н.А. Малеев, В.М. Устинов, П.С. Копьёв, В.Т. Пунин, Р.И. Ильяев, Ж.И. Алфёров. ФТП, **40** (6), 707 (2006).
- [6] Р.В. Конакова, В.В. Миленин, М.А. Стовповой. Петербургский журн. электроники, **4** (16), 16 (2002).
- [7] J. Breza, M. Vesely, I.Yu. Il'in, K.A. Ismailov, R.V. Konakova, J. Liday, Yu.A. Tkhorik, L.S. Khazan. *Proc. Int. Symp. on Recent Advances in Microwave Technology (ISRAMT-95)*, ed. by B.S. Rawat, K.S. Sunduchkov (Kiev, 1995) v. 3, p. 844.
- [8] M.J. O'Laughlin. IEEE Trans. Nucl. Sci., **34** (6), 1808 (1987).
- [9] А.П. Мамонтов, И.П. Чернов. *Эффект малых доз ионизирующего излучения* (М., Энергоатомиздат, 2001).
- [10] Д.К. Боуэн, Б.К. Таннер. *Высокоразрешающая рентгеновская дифрактометрия и топография* (СПб., Наука, 2002).
- [11] М. Шур. *Современные приборы на основ арсенида галлия* (М., Мир, 1991).
- [12] Ю. Бреза, П.И. Диденко, Р.В. Конакова, В.В. Миленин, Г.Ф. Романова. ЖТФ, **65** (5), 122 (1995).
- [13] V.M. Bermudez. J. Appl. Phys., **54** (11), 6795 (1983).
- [14] Ю.В. Трушин. *Радиационные процессы в многокомпонентных материалах (теория и компьютерное моделирование)* (СПб., ФТИ им. Иоффе, 2002).
- [15] В.В. Емцев, Т.В. Машовец. *Примеси и точечные дефекты в полупроводниках* (М., Радио и связь, 1981).
- [16] В.Е. Deal, A.S. Grove. J. Appl. Phys., **36**, 3770 (1965).
- [17] С. Зи. *Технология СБИС* (М., Мир, 1986) т. 1.
- [18] A. Rim, R. Beserman. J. Appl. Phys., **74** (2), 897 (1993).
- [19] V. Koley, M. Dagenais, G. McLane, D. Stone. J. Appl. Phys., **82** (9), 4586 (1997).

Редактор Т.А. Полянская

Radiation-induced degradation of GaAs surface and transistor structures with high electron mobility

*A.V. Bobyl, S.G. Konnikov, V.M. Ustinov,
M.V. Baidakova, N.A. Maleev, D.A. Sakseev,
R.V. Konakova*, V.V. Milenin*, I.V. Prokopenko**

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

* Lashkaryov Institute of Semiconductor Physics,
National Academy of Sciences of Ukraine,
03028 Kiev, Ukraine

Abstract We investigated transistor heterostructures with high electron mobility subjected to γ -irradiation. It is shown that, as the irradiation dose Φ is growing, the heterostructure degradation occurs as follows: 1) at $\Phi < 10^7$ rad, the GaAs near-surface (up to 10 nm) layer is damaged due to reduction by > 0.2 eV of the diffusion energy of intrinsic defects and likely atmospheric oxygen; 2) at $\Phi > 10^7$ rad, the regions (over 1μ in size) with considerable structural disorder are formed near microdefects and dislocations; 3) at $\Phi > 10^8$ rad, degradation of the inner AlGaAs/InGaAs/GaAs interfaces and work path occurs. An effective method of studying heterostructure degradation processes is application of the complex of structure diagnostics techniques and investigation of radiation and aging degradation in combination with theoretical simulation of the occurring processes.