

05;06;12

## Влияние $\gamma$ -облучения $^{60}\text{Co}$ на формирование омических контактов в структурах металл–GaAs ( $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ )

© О.Ю. Борковская, Н.Л. Дмитрук, И.Б. Ермолович, Р.В. Конакова, В.В. Миленин

Институт физики полупроводников им. В.Е. Лашкарева НАН Украины,  
03028 Киев, Украина  
e-mail: konakova@isp.kiev.ua

(Поступило в Редакцию 2 июня 2003 г.)

Исследовались особенности формирования невыпрямляющих контактов AuGe–GaAs ( $\text{Al}_{0.4}\text{Ga}_{0.6}\text{As}$ ), подвергнутых термобработкам, облучению  $\gamma$ -квантами  $^{60}\text{Co}$  и комбинированным воздействием  $\gamma$ -облучения при приложении к структурам электрического смещения. Установлены корреляционные зависимости между характером межфазовых взаимодействий в структурах и величиной их контактного сопротивления. Полученные результаты интерпретируются с позиций диффузионной модели при условии перемещения границы металлического слоя.

К настоящему времени предложено несколько способов формирования омических контактов (ОК) к GaAs и твердым растворам на его основе. Соответствующие технологии, а также их перспективные направления рассмотрены в ряде обзоров и монографий [1–12]. Как следует из [1–12], наиболее широко используемым способом изготовления невыпрямляющих контактов к соединениям  $\text{A}^3\text{B}^5$  является создание в приповерхностной области полупроводника слоя с высокой концентрацией легирующей примеси, увеличивающей концентрацию свободных носителей до уровня вырождения и обеспечивающей малую ширину обедненной области в полупроводнике.

Перед осаждением металла такой слой можно изготовить методом твердофазной диффузии, ионной имплантации либо эпитаксии. Если эти технологические приемы отсутствуют, то для получения слоя с высокой концентрацией носителей после нанесения слоя металла необходимо использовать перекристаллизацию эвтектического расплава. Оба эти подхода объединяет необходимость проведения высокотемпературной обработки контактных структур. В результате нагрева имеет место уширение межфазной границы металл–полупроводник (МП) за счет массопереноса компонент контактной пары, образования твердых растворов и интерметаллических соединений. Переходная область (ПО) контакта становится структурно-неоднородной и состоит из зерен, размер, плотность и химический состав которых зависят от режима термообработки. Некоторые из неблагоприятных факторов, связанных с такой технологией приготовления контактов, могут быть уменьшены или ограничены при использовании лазерного или электронно-лучевого отжига. Однако, хотя технологии базирующиеся на быстрых отжигах позволяют получать хорошие результаты, по-прежнему для получения минимальных контактных сопротивлений наиболее широко применяют способ напыления металла в вакууме и сплавление эвтектических сплавов Au–Ge с различными верхними слоями металлов (Ni, Pt, Ti, Ag). Последние влияют

на характер взаимодействий на межфазной границе при отжигах контактов и, следовательно, степень его морфологической и структурной неоднородности. Наличие четкой корреляции между структурно-фазовыми изменениями в контактах и величиной контактного сопротивления ставит в число актуальных задачу снижения порога термических воздействий. Ограничение длительности цикла термического отжига и пороговых температур обработки может быть достигнуто при комбинации дозированных лучевых воздействий и термоотжигов. Однако при этом возникают проблемы, связанные с локальностью лучевых воздействий и неоднородностями в распределении температуры по площади контакта. Поэтому представляет интерес использование комбинированных обработок, сочетающих термические и атермические воздействия. Известно, что в присутствии радиации характер диффузионных процессов претерпевает существенные изменения в первую очередь вследствие связи миграции компонент решетки с изменениями состояния электронной подсистемы в диффузионной зоне, вызванной облучением. Разогрев электронного газа сопровождается понижением активационных барьеров для перемещения дефектов и примесей и, следовательно, оказывает заметное влияние на их перераспределение. Поскольку процесс формирования ОК сопровождается диффузионным перераспределением атомов контактирующих слоев, в качестве атермических воздействий могут быть использованы радиационные.

В настоящей работе приводятся результаты исследований влияния  $\gamma$ -облучения  $^{60}\text{Co}$  на механизмы формирования и параметры ОК к GaAs и  $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ .

### Методика эксперимента

В экспериментах использовались образцы двух типов. Образцы первого типа представляли структуры, у которых на полуизолирующей подложке GaAs выращивались  $n$ - $n^+$ -слои с концентрацией носителей в  $5\text{--}7 \cdot 10^{16}$

и  $1-4 \cdot 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ . Образцы второго типа представляли собой гетероструктуру:  $n\text{-Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$  ( $1 \cdot 10^{15} \text{ cm}^{-3}$ )  $n^+\text{-GaAs}$  ( $3.5 \cdot 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ ) с  $x \approx 0.4$ .

Металлизация проводилась в вакууме  $1 \cdot 10^{-6}$  Торр последовательным напылением эвтектического сплава AuGe 0.03 (0.05)  $\mu\text{m}$  и золота 0.27 (0.2)  $\mu\text{m}$  на предварительно очищенную в HCl и промытую в деионизированной воде поверхность полупроводника. Полученные структуры подвергались термоотжигу, облучению гамма-квантами  $^{60}\text{Co}$  доз  $10^4-10^9 \text{ R}$ , а также  $\gamma$ -обработке при приложении обратного смещения  $2B$  („–“ на металле).

Измерение контактного сопротивления ( $\rho$ ) проводилось методом длинной линии, детальное описание которого и требования, предъявляемые к изучаемым образцам, содержатся в [13].

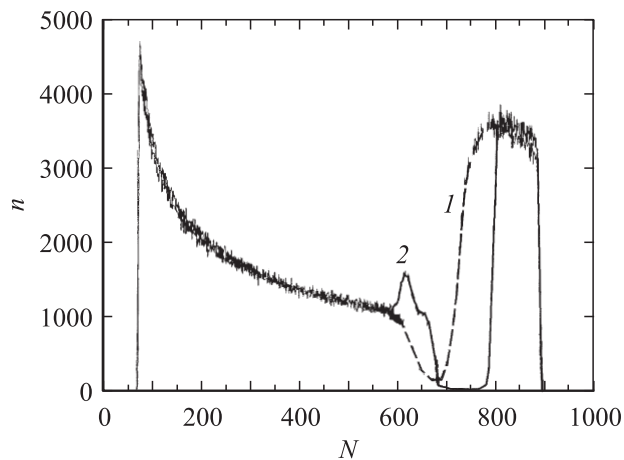
Химический состав контактов анализировался методом рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии (РФЭС) с использованием ионного травления ( $\text{Ar}^+$ ,  $E_i = 1 \text{ keV}$ ) и методом обратного упругого рассеяния пучков ионов  $\text{He}^+$  с энергией  $E_0 = 3.0 \text{ MeV}$  [14]. Фотоэлектронные спектры снимались с использованием  $\text{MgK}_\alpha$ -излучения ( $h\nu = 1253.6 \text{ eV}$ ). Инструментальное разрешение прибора для  $4f1/2$ -линии Au составляло  $\sim 1.2 \text{ eV}$ . В качестве стандартов использовались  $1s$ -линии углерода ( $E = 214.6 \text{ eV}$ ) и  $4f7/2$ -линия золота ( $E = 13.1 \text{ eV}$ ). Исследовались спектры остовных электронов  $\text{C}1s$ ,  $\text{O}1s$ ,  $\text{Au}4f$ ,  $\text{Ga}2p$ ,  $\text{As}3d$ ,  $\text{Al}2p$ .

Спектры рассеянных ионов регистрировались кремниевым поверхностно-барьерным детектором с энергетическим разрешением  $20 \text{ keV}$ , расположенным под углом  $135^\circ$  к первичному пучку ионов. Анализируемая площадь образца составляла  $\approx 1.5 \text{ mm}^2$ .

Морфологические исследования поверхностей изучаемых структур были выполнены с помощью микроскопии атомных сил. Для измерений использовались кремниевые зонды с номинальным размером острия  $10 \text{ nm}$ .

## Экспериментальные результаты и их обсуждение

На рис. 1 представлены энергетические спектры упругорассеянных ионов  $\text{He}^+$ , характеризующие атомный состав и его изменение по толщине в контактных структурах Au–AuGe–GaAs, подвергнутых отжигу при  $T = 300^\circ\text{C}$  в течение 30 min. Было обнаружено, что в спектрах обратного рассеяния образцов с металлизацией  $\leq 100 \text{ nm}$  (кривая 2 на рис. 1) наблюдался пик, который был идентифицирован как рассеяние от атомов Ga на поверхности Au, т.е. можно полагать, что в этих структурах эффекты аудиффузии даже при сравнительно „мягких“ режимах термобработок выражены достаточно сильно. Экспериментальные доказательства вызванной нагревом миграции атомов Ga из GaAs в пленку Au были получены в работах [4,15]. В то же время в [16]



**Рис. 1.** Энергетический спектр частиц  $\text{He}^+$ , упругорассеянных от пленок AuGe различной толщины, напыленных на GaAs. 1 —  $d \geq 150 \text{ nm}$ , 2 —  $d \leq 100 \text{ nm}$  ( $n$  — число импульсов,  $N$  — номер катода).

наблюдаемые особенности в спектре связывали с эффектами многократного рассеяния ионов в структурах с разупорядоченным поверхностным слоем полупроводника.

Отсутствие отмеченного выше пика в структурах с большей толщиной (кривая 1 на рис. 1) пленки Au, а также данные работы [17,18] позволяют предположить, что наблюдаемая особенность в спектрах обратного рассеяния ионов  $\text{He}^+$  вероятнее всего обусловлена эффектами локальной эрозии при неравномерном распределении температуры в полупроводниковом материале. Такой механизм является достаточно убедительным, учитывая, что температуры плавления эвтектик в ряду Au/Ga/As–Au/Ga–Au/Ge [7] не сильно отличаются от используемой нами температуры отжига.

В дальнейшем для исследований были использованы структуры, спектры обратного рассеяния которых имели вид, представленный кривой 1 на рис. 1.

В табл. 1 проведены результаты измерений удельного контактного сопротивления серии образцов этого типа подвергнутых отжигам при  $430^\circ\text{C}$  в течение 30 s в атмосфере водорода, т.е. в условиях, когда резко усиливается взаимодействие пленки сплава с GaAs из-за образования расплава.

**Таблица 1.** Удельное контактное сопротивление при сплавлении Au–AuGe–GaAs

№ образцов	Концентрация носителей заряда $n$ , $\text{cm}^{-3}$	Удельное контактное сопротивление $\rho$ , $\Omega \cdot \text{cm}^2$
1	$1.25 \cdot 10^{18}$	$1.5 \cdot 10^{-6}$
2	$1.28 \cdot 10^{18}$	$8.6 \cdot 10^{-6}$
3	$3.4 \cdot 10^{18}$	$8.9 \cdot 10^{-6}$
4	$1.8 \cdot 10^{18}$	$1.1 \cdot 10^{-6}$

Таблица 2. Диффузионные параметры для Au–AuGe–GaAs контактов

Обработка	$D_{Au}$ (cm <sup>2</sup> /s)	$D_{Ga}$ (cm <sup>2</sup> /s)	$D_{As}$ (cm <sup>2</sup> /s)	$D_{Ge}$ (cm <sup>2</sup> /s)
Исходная	$6.8 \cdot 10^{-12}$	$6.2 \cdot 10^{-13}$	$7.5 \cdot 10^{-13}$	$1.7 \cdot 10^{-11}$
$1 \cdot 10^7 R$	$2.8 \cdot 10^{-13}$	$4.5 \cdot 10^{-15}$	$1 \cdot 10^{-14}$	$1.8 \cdot 10^{-13}$
$1 \cdot 10^7 R, V = -2V$	–	$1.7 \cdot 10^{-15}$	–	–

Полученные значения  $\rho$  типичны для ОК, формируемых в процессе плавления и отверждения эвтектических сплавов на основе золота, который приводит к образованию в GaAs сильнолегированного слоя, примыкающего к границе раздела металл–GaAs.

Перейдем теперь к рассмотрению особенностей формирования контактов и их электрофизических характеристик в этих же структурах в отсутствие эффектов, связанных с плавлением и рекристаллизацией слоя на границе раздела контакта. В соответствии с [19] образование ОК в указанных условиях базируется на следующих явлениях (диффузионная модель): диффузия по границам зерен является доминирующим механизмом миграции атомов Ga и As в Au; для низкотемпературного отжига потери As являются пренебрежимо малыми; доминирующими локальными центрами являются доноры, образованные замещениями вакансии Ga атомами Ge:  $[Ge_{Ga}^+]$ .

С ростом температуры отжига растворения Ga в Au растет, увеличивается концентрация  $V_{Ga}$ , которые в свою очередь заполняются Ge, увеличивая концентрацию доноров в приповерхностной области полупроводника.

Используя РФЭС в сочетании с ионным травлением можно оценить правомочность данной модели. С этой целью, опираясь на результаты послойного анализа, были построены атомные распределения Ga, As и Au по нормали к границе раздела фаз в координатах  $\ln C - x^{6/5}$ . На рис. 2 эти зависимости представлены для исходных образцов, образцов облученных  $\gamma$ -квантами  $^{60}Co$  с дозой  $1 \cdot 10^7 R$ , а также образцов после их облучения той же дозой  $1 \cdot 10^7 R$ , но с приложенным одновременно электрическим смещением  $2V$  (начало координат соответствует максимуму сигнала от соответствующей компоненты контактной пары).

Как следует из приведенных данных, линейная зависимость  $\ln C$  от  $x^{6/5}$ , характерная для механизма диффузии по границам зерен [4], отсутствует. Более того, вид профилей для Ga и As подобен профилю диффузии Au в полупроводниковую подложку. Это свидетельствует об общности диффузионного механизма, ответственного за наблюдаемые атомные перераспределения Ga, As и Au и не связанного с доминированием зернограничной диффузии. В качестве такого механизма формирования переходной области контакта может быть рассмотрена модель диффузии при условии перемещения границы металлического слоя с некоторой постоянной скоростью  $V$ . В этом случае в соответствии с [20] ПО контакта формируется противоположно направленными

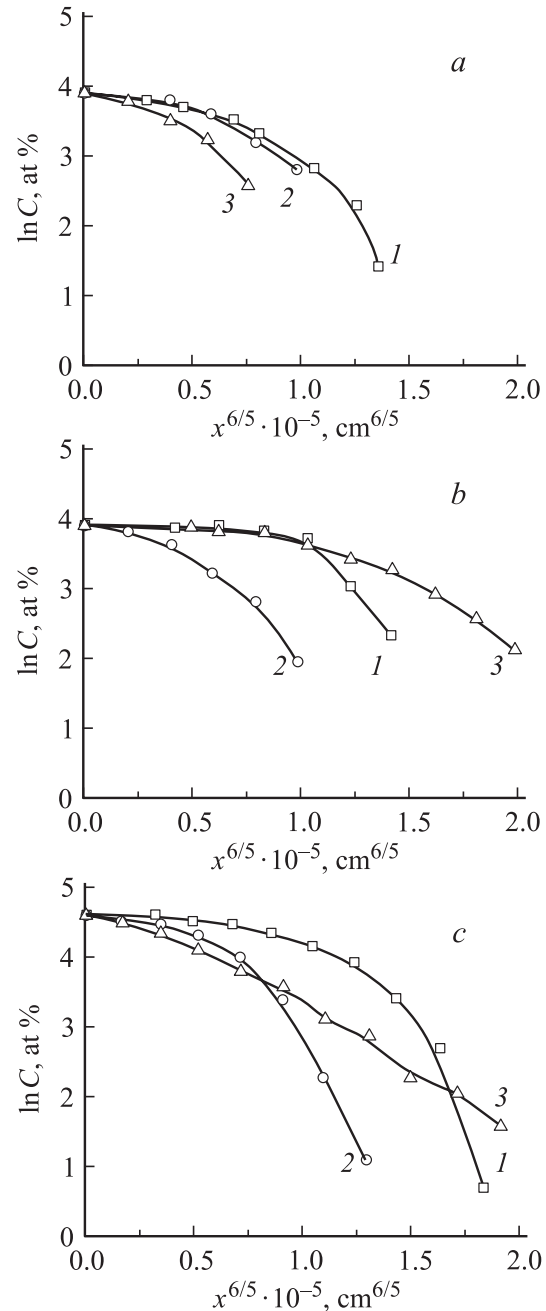


Рис. 2. Изменения распределений атомов Ga (a), As (b) и Au (c) по глубине контактной структуры AuGe–GaAs до и после различных обработок. 1 — исходный образец, 2 —  $\gamma$ -облучение  $10^7 R$ , 3 —  $\gamma$ -облучение  $10^7 R$  при приложении напряжения смещения  $U = 2V$ .

**Таблица 3.** Изменение контактного сопротивления структуры Au–AuGe–GaAs подвергнутого радиационной обработке

Контактное сопротивление $\rho$ ( $\Omega \cdot \text{cm}^2$ )	$\gamma$ -радиация, $R$					$\gamma$ -радиация ( $R$ ) при $V = -2\text{V}$				
	исходная	$5 \cdot 10^6$	$10^7$	$2 \cdot 10^7$	$5 \cdot 10^7$	исходная	$3 \cdot 10^5$	$10^7$	$2 \cdot 10^7$	$4 \cdot 10^7$
		$10^{-4}$	$7 \cdot 10^{-5}$	$5 \cdot 10^{-5}$	$4 \cdot 10^{-5}$	$4 \cdot 10^{-5}$	$10^{-4}$	$4 \cdot 10^{-5}$	$2 \cdot 10^{-5}$	$2 \cdot 10^{-5}$

атомными потоками металлического слоя и подложки, приводящими к концентрационным распределениям вида для атомов золота

$$C(x, t) = \frac{C_1}{2} \left[ \operatorname{erfc} \frac{x - Vt}{2\sqrt{D_1t}} - \operatorname{erfc} \frac{x + Vt}{2\sqrt{D_1t}} \right], \quad (1)$$

для компонент полупроводника

$$C(x, t) = C_2 + \frac{C_2}{2} \left[ \operatorname{erfc} \frac{x + Vt}{2\sqrt{D_2t}} - \operatorname{erfc} \frac{x - Vt}{2\sqrt{D_2t}} \right]. \quad (2)$$

Значения коэффициентов диффузии, рассчитанных по уравнениям (1) и (2), приведены в табл. 2.

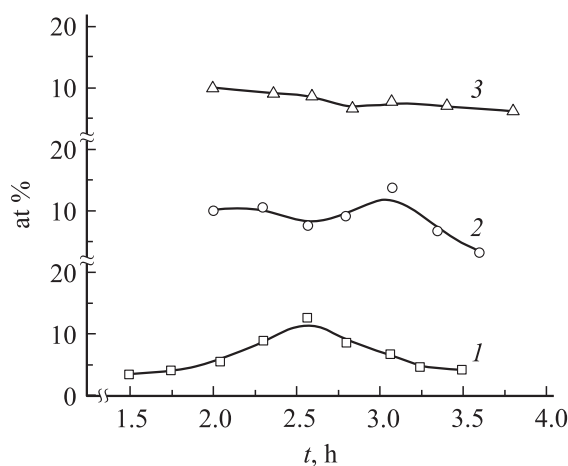
Профили Ge, полученные при проведении послойного анализа контактов, представлены на рис. 3. Они не совпадают с профилями золота и смещаются в сторону GaAs при радиационных обработках. Можно предположить, что с этим процессом связано понижение  $\rho$  значения которого приведены в табл. 3. Эти данные подтверждают влияние диффузионных процессов при образовании ОК. Диффузионные параметры Ge, оцененные в предположении диффузии из слоя конечной толщины [21], представлены в табл. 2.

Полученные значения коэффициентов диффузии Ga, Ge и Au для исходных структур находятся в хорошем соответствии с данными работы [19]. Однако уменьшение коэффициентов диффузии в результате облучения, по-видимому, является следствием структурно-фазовых изменений в контактных переходах. Действительно, как было показано в [22], радиационные обработки могут приводить к релаксации собственных механических деформаций контактных структур, влияющих к кажущемуся уменьшению коэффициентов диффузии. Нельзя исключить и радиационно-стимулированного образования тонкослойных диффузионных барьеров, например, слоев  $(\text{GaAs})_{1-x}(\text{Ga}_2)_x$ , образующихся при низкотемпературных термообработках [23] или интерметаллических фаз [7].

Итак, при использовании метода комбинированной радиационно-термической обработки, проводимой при температурах, более низких, чем эвтектическая, формирование ОК обеспечивается не только диффузией Ge в решетку GaAs, но и твердофазными взаимодействиями, приводящими к смещению ГР. Вновь образующаяся поверхность полупроводника может иметь электронную структуру, отличную от исходной, смещающую уровень Ферми ко дну зоны проводимости [24]. В результате контактное сопротивление понижается.

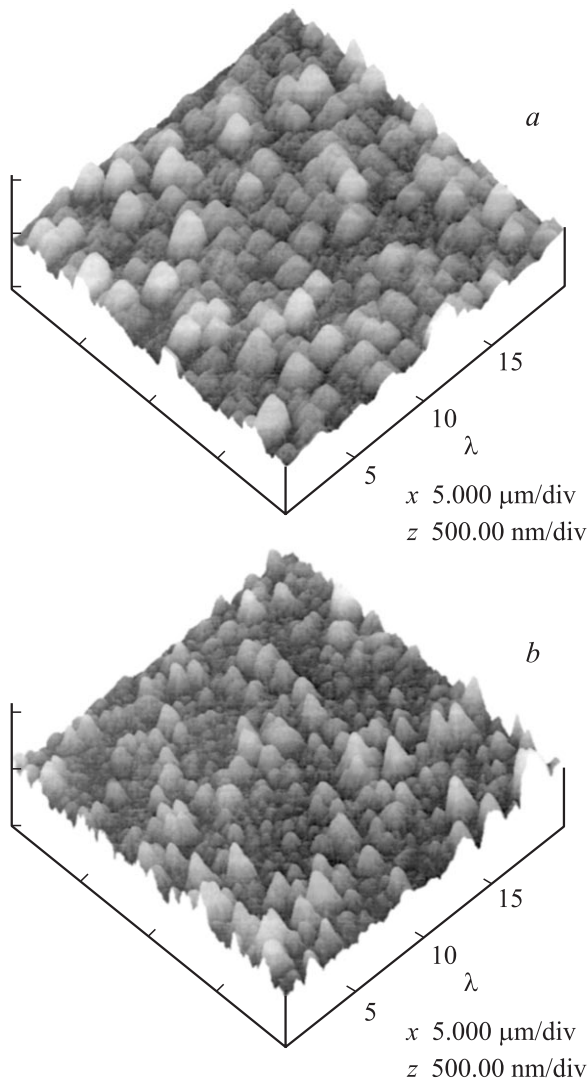
Поскольку при выбранном способе формирования контакта плавление отсутствует, можно ожидать, что образующийся контакт будет иметь хорошую однородность. На рис. 4 приведены данные исследований микрорельефа границы раздела ГР AuGe–GaAs до (a) и после (b)  $\gamma$ -облучения, полученные с помощью микроскопии атомных сил. Из представленных результатов можно сделать вывод, что  $\gamma$ -обработка стимулирует твердофазные взаимодействия, следствием чего является изменение микрорельефа ГР. Однако эти изменения микрорельефа не столь значительны, чтобы существенно повлиять на равномерность протекания плотности тока через контакт.

Перейдем к рассмотрению влияния  $\gamma$ -обработки на свойства контактов образцов второго типа. На рис. 5 представлены данные послойного анализа исследуемой структуры до и после термического отжига. Из этих данных следует, что при температуре  $430^\circ\text{C}$  и времени отжига 30 s фронт вплавления эвтектики AuGe захватывает приповерхностный слой твердого раствора  $\text{Al}_{0.4}\text{Ga}_{0.6}\text{As}$ , что приводит к понижению контактного сопротивления до величины  $7 \cdot 10^{-5} \Omega \cdot \text{cm}^2$ . Таким образом, процесс формирования омического контакта в рассматриваемом случае обусловлен граничными взаимодействиями твердого раствора с расплавом эвтектического сплава Au–Ge, что является причиной изменения химического состава (рис. 5) структуры ГР. В этой

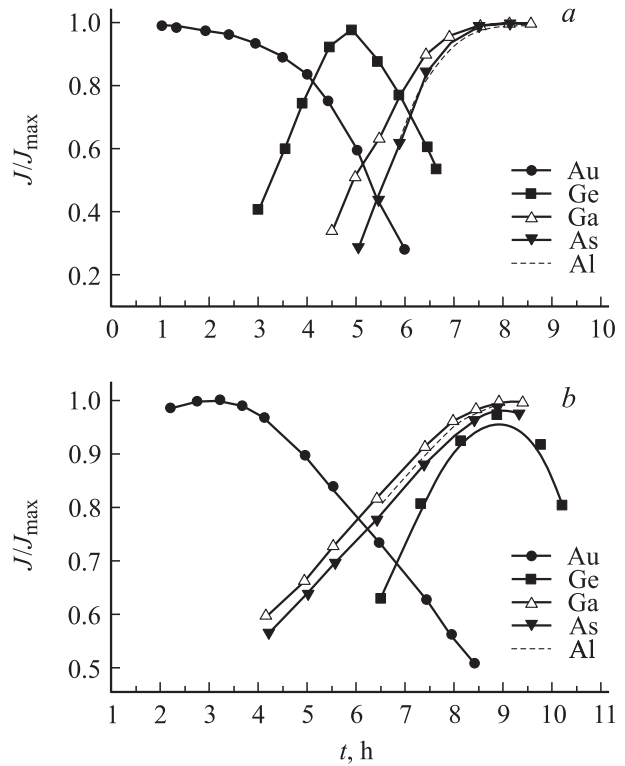


**Рис. 3.** Профили распределения атомов Ge в контактах AuGe–GaAs, подвергнутых различным обработкам. 1 — исходный образец, 2 —  $\gamma$ -облучение  $10^7 R$ , 3 —  $\gamma$ -облучение при приложении напряжения смещения  $U = 2\text{V}$ .

ситуации электрофизические свойства контакта в значительной степени зависят от размеров и состава образующихся зерен, т. е. режима термообработки. В обзоре [7] указывается на корреляцию между размерами зерен и значениями  $\rho$ . Поэтому наблюдаемое нами увеличение  $\rho$  до  $2 \cdot 10^{-4} \Omega \cdot \text{cm}^2$  при температуре отжига  $450^\circ\text{C}$  может быть связано именно с этим фактором. Учитывая, как это было показано выше, что радиационная обработка может существенно повлиять на структурно-фазовые параметры границы раздела контактов, изучаемые образцы были подвергнуты  $\gamma$ -облучению в диапазоне доз  $10^5$ – $10^8 R$ . Как и ожидалось, наиболее сильное влияние облучения на  $\rho$  было получено для структур, подвергнутых более длительному отжигу, хотя изменение контактного сопротивления и в этом случае было небольшим: при дозах  $\leq 10^8 R$   $\rho$  уменьшалось примерно в 2 раза, а обработки дозами свыше  $10^8 R$  приводили к возрастанию  $\rho$ .



**Рис. 4.** Микрорельеф границы раздела AuGe–GaAs до (a) и после (b)  $\gamma$ -облучения дозой  $1 \cdot 10^7 R$ .



**Рис. 5.** Профили распределения компонент в переходной области контакта AuGe– $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$  до (a) и после (b) термоотжига ( $430^\circ$ , 30 s), нормированы на интенсивность максимального сигнала от элемента.

Сложность и неоднозначность процессов, протекающих на межфазных границах Me– $\text{A}^3\text{B}^5$ , не позволяют до настоящего времени целенаправленно управлять механизмом контактообразования. Несмотря на большое количество работ, посвященных изучению ОК, требуются дальнейшие исследования по установлению взаимосвязи между электрофизическими параметрами границы раздела и ее физико-химическим строением. В настоящей работе показано, что большую перспективу в разрешении этой проблемы имеют методы формирования границ разделов контактов при использовании дозированных атермических обработок.

Работа выполнялась при поддержке Украинского научно-технологического центра (проекта № UZB-56(J)).

## Список литературы

- [1] Rideout V.L. // Solid. State. Electron. 1975. Vol. 18. P. 541–550.
- [2] Стриха В.И., Попова Г.Д., Бузанева Е.В. // Полупроводниковая техника и микроэлектроника. 1975. № 20. С. 20–34.
- [3] Родерик Э.Х. Контакты металл-полупроводник. М.: Радио и связь, 1982. 208 с.
- [4] Тонкие пленки. Взаимная диффузия и реакции / Под ред. Дж. Поута, К. Ту, Дж. Мейера: М.: Мир, 1982. 576 с.
- [5] Braslau N. // Thin Solid Films. 1983. Vol. 104. P. 391.

- [6] *Piotrowska A., Guivarch A., Pelous G.* // Solid State Electron. 1983. Vol. 26. N 3. P. 179–197.
- [7] *Латишинов Б.А., Камнев А.Б., Кравченко Л.Н., Оплеснин В.Л.* // Зарубежная электронная техника. 1987. № 5 (132). С. 58–84.
- [8] Арсенид галлия в микроэлектронике / Под ред. Н. Айнспрука, У. Уиссмана. М.: Мир, 1988. 555 с.
- [9] *Ионная имплантация и лучевая технологии* / Под ред. Дж. С. Вильямса, Дж. Поута. Киев: Наукова Думка, 1988. 360 с.
- [10] *Коганович Э.Б., Свечников С.В.* // Оптоэлектроника и полупроводниковая техника. 1991. Вып. 22. С. 3–21.
- [11] *Гольдберг Ю.А.* // ФТП. 1994. Т. 28. С. 1681–1998.
- [12] *Зи С.* Физика полупроводниковых приборов. М.: Мир, 1984. Т. 1. 456 с.
- [13] *Шур М.* Современные приборы на основе арсенида галлия. М.: Мир, 1991. 632 с.
- [14] *Фельдман Л., Майер Д.* Основы анализа поверхности тонких пленок/ Пер. с англ. М.: Мир, 1989. 344 с.
- [15] *Kwok S.P.* // J. Vac. Sci. Technol. 1986. P. 1383–1391.
- [16] *Cheung N.W., Grunthaler P.J., Grunthaler F.J., Mayer J.W., Ulrich B.M.* // J. Vac. Sci. Technol. 1981. Vol. B4. N 18. P. 917–923.
- [17] *Gynlai J., Mager J.W., Rodriguez V., Yu A.Y.C., Gopen H.J.* // Journ. Appl. Phys. 1971. Vol. 42. P. 3578–3585.
- [18] *Kuan T.S., Watson P.E., Jackson T.N., Rupprecht H., Wilkie E.L.* // J. Appl. Phys. 1983. Vol. 54. P. 6952–6957.
- [19] *Kulkarni A.K., Lai C.* // J. Vac. Sci. Technol. 1988. Vol. A6. P. 1531–1534.
- [20] *Абдулаев Г.Б., Джафаров Г.Д.* Атомная диффузия в полупроводниковых структурах. М.: Атомиздат. 1980. 280 с.
- [21] *Болтакс Б.И.* Диффузия в полупроводниках М.: Изд-во ФМЛ, 1961. С. 462.
- [22] *Груша С.А., Конакова Р.В., Миленин В.В.* и др. // ЭТ. Сер. 2. Полупроводниковые приборы. 1990. Вып. 45 (208). С. 68–72.
- [23] *Kramer B., Tomasch G., Ray M.* et. al. // J. Vac. Sci. Technol. 1988. Vol. A6. P. 1572–1574.
- [24] *Гольдберг Ю.А., Поссе Е.А.* // ФТП. 1998. Т. 32. С. 200–202.