

УДК 538.971:539.534.9

***p-n*-СТРУКТУРА, СОЗДАВАЕМАЯ НА ПОВЕРХНОСТИ *n*-GaAs НИЗКОЭНЕРГЕТИЧЕСКИМИ ИОНАМИ Ag⁺**

© 2022 г. Е. А. Макаревская^а, *, Д. А. Новиков^а, В. М. Микушкин^а, В. С. Калиновский^а, Е. В. Контрош^а, И. А. Толкачев^а, К. К. Прудченко^а

^аФизико-технический институт им. А.Ф. Иоффе, Санкт-Петербург, 194021 Россия

*e-mail: elenamakarevskaia@gmail.com

Поступила в редакцию 18.01.2022 г.

После доработки 25.03.2022 г.

Принята к публикации 25.03.2022 г.

Исследованы темновые вольт-амперные характеристики *p-n*-структуры, создаваемой на поверхности *n*-GaAs пластины ионами Ag⁺ с энергией $E_i = 2500$ эВ. Чтобы исключить металлизацию тонкого (~10 нм) ионно-модифицированного *p*-слоя, многослойные металлические контакты наносили на обе стороны пластины без последующего отжига. В противоположность необлученному контрольному образцу, по вольт-амперным характеристикам в изученной структуре обнаружили диодный эффект с отношением прямого тока к обратному до трех порядков в области напряжений до 0.7 В. Линейная зависимость большей части вольт-амперной характеристики контрольного образца и совпадение экспериментальной вольт-амперной характеристики опытного образца с рассчитанной для ионно-индуцированной *p-n*-структуры свидетельствуют о преимущественно омическом характере металлических контактов и обусловленности наблюдаемого диодного эффекта *p-n*-структурой, создаваемой ионной бомбардировкой. Анализ двух участков вольт-амперной характеристики с разным наклоном позволил выявить два механизма токопрохождения: рекомбинационного и диффузионного. Рассматриваемый эффект ионно-индуцированного формирования *p-n*-структуры ограничивает использование низкоэнергетических ионов аргона в приготовлении атомно-чистой поверхности полупроводников на основе *n*-GaAs для их исследования поверхностно-чувствительными методами, поскольку вместо однородного материала на поверхности образуется *p-n*-структура.

Ключевые слова: GaAs, ионная имплантация, модификация поверхности, пучок ионов Ag⁺, дефекты, *p-n*-структура, *p-n*-переход, вольт-амперная характеристика, ВАХ, омический контакт.

DOI: 10.31857/S1028096022100107

ВВЕДЕНИЕ

Низкоэнергетические ионы Ag⁺ широко используют для приготовления атомно-чистой поверхности материалов, необходимой для их диагностики поверхностно-чувствительными методами в условиях сверхвысокого вакуума [1, 2]. Одним из наиболее распространенных среди этих методов является рентгеновская фотоэлектронная спектроскопия (РФЭС) [3, 4]. Обычно считают, что ионная бомбардировка не изменяет свойства приповерхностного слоя по сравнению с объемными, и поэтому получаемая информация относится ко всему материалу. Это предположение основано на том, что ионное облучение не изменяет ближний порядок и, следовательно, химическое состояние атомов. Метод РФЭС в сочетании с ионным травлением широко используют для контроля элементного и химического составов полупроводников на основе GaAs, являющихся одними из наиболее распространенных в

высокочастотной $A^{III}B^V$ электронике [5]. Однако в недавнем исследовании фотоэлектронных спектров валентной зоны атомно-чистой поверхности полупроводника *n*-GaAs было обнаружено, что облученный ионами Ag⁺ слой толщиной несколько нм изменяет тип проводимости и становится *p*-слоем [6]. Этот эффект проявляется в сближении вершины валентной зоны с уровнем Ферми и происходит в результате преимущественного распыления атомов мышьяка, обогащения облученного слоя галлием и образования положительно заряженных Ga-антисайт центров в результате заполнения части вакансий мышьяка атомами галлия [7]. Обнаруженный эффект принципиально отличается от известных процессов формирования радиационно-индуцированных дефектов *n*-типа $E1$ (0.04 эВ), $E2$ (0.14 эВ) и других вблизи зоны проводимости, связанных с образованием вакансий мышьяка V_{As} и наблюдавшихся при воздействии на поверхность *n*-GaAs водородной [8, 9],

гелиевой [10] и аргоновой плазмой [11], высокоэнергетическими α -частицами [12, 13], электронами [12, 14–16] и протонами [17, 18]. Формирование указанных дефектов не изменяло тип проводимости и увеличивало высоту барьера Шоттки при формировании диода Шоттки с предварительной обработкой поверхности n -GaAs плазмой.

Поскольку в работе [6] ионами Ag^+ облучали полупроводник n -типа, был сделан вывод о ионно-стимулированном образовании p - n -структуры. Этот вывод подтвержден обнаружением спутанных линий глубокого n -слоя в дополнении к основным фотоэлектронным линиям спектров $\text{Ga}3d$ и $\text{As}3d$ модифицированного p -слоя [7]. В результате исследования темновых вольт-амперных характеристик (ВАХ) облученного образца, на лицевую и обратную сторону которого были нанесены металлические контакты, обнаружен диодный эффект [19]. Однако связанные с малой толщиной облученного p -слоя жесткие температурные ограничения не позволили использовать стандартную процедуру нанесения омических контактов. Поэтому вопрос о свойствах структуры с контактами остался исследованным не в полной мере, особенно в части оценки степени омичности контактов и их возможного вклада в обнаруженный диодный эффект.

В настоящей работе приведены данные дополнительного эксперимента по исследованию темновых ВАХ ионно-модифицированной поверхности n -GaAs с более совершенными металлическими контактами. Исследование ВАХ контрольного образца и сравнение полученных экспериментальных данных с модельными расчетами, выполненными в программном пакете Silvaco Atlas [20], позволили сделать вывод о преимущественно омическом характере металлических контактов, созданных “холодным” способом, и связи наблюдаемого диодного эффекта с ионно-индуцированным p - n -переходом, а не с металлическими контактами.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНО-МЕТОДИЧЕСКАЯ ЧАСТЬ

В качестве объекта исследования была использована пластина GaAs(100) n -типа ($n = 1.25\text{--}2.50 \times 10^{18} \text{ см}^{-3}$). Образец облучали ионами Ag^+ с энергией $E_i = 2500 \text{ эВ}$ в сверхвысоком вакууме ($\sim 5 \times 10^{-10}$ торр) электронного спектрометра Leybold-AG. Плотность дозы облучения (флуенс) $Q \sim 10^{15} \text{ см}^{-2}$ была достаточной для удаления слоя естественного оксида и формирования ионно-модифицированного p -слоя, расположенного на немодифицированном полупроводнике n -типа. Отсутствие кислорода в приповерхностном слое образца контролировали по спектрам ОКВВ оже-электронов.

Темновые ВАХ измеряли при комнатной температуре и нормальном атмосферном давлении на зондовой станции MDS с использованием источника-измерителя Keithly 2635. Для этого на обратную сторону облученного образца и обе стороны необлученного (контрольного) образца были нанесены усиленные золотом многослойные омические контакты по методике, изложенной в работе [21]. Металлические контакты общей толщиной не более 0.2 мкм наносили напылением в высоком вакууме ($\sim 5 \times 10^{-7}$ торр). Контакт AgMn-Ni-Au наносили на лицевую (p -типа) сторону образца, а контакт AuGe-Ni-Au — на тыльную (n -типа) и на обе стороны контрольного образца. В отличие от стандартной методики нанесения омических контактов, отжиг, увеличивающий адгезию, не проводили. Из-за термоиспарительных источников потоков атомов металлов температура образца отличалась от комнатной, но не превышала 100°C . “Холодное” нанесение металлических контактов исключало эффективную диффузию атомов металла в сверхтонкий p -слой и его металлизацию. Для уменьшения толщины остаточного оксидного слоя перед нанесением контактов поверхности облученной пластины подвергали химическому травлению и промывке. Интервал времени между промывкой и помещением образца в вакуум было сокращено по сравнению с нашим предыдущим экспериментом [19], что позволило уменьшить толщину слоя естественного оксида с обычных 2–3 нм [22–24] до 0.7 нм [23]. После нанесения контактов пластина была разрезана на установке дисковой резки на несколько образцов площадью 1–2 мм². Для целостности изложения данные настоящего эксперимента (эксперимент 2) с двумя опытными и одним контрольным образцами приведены в сравнении с данными ранее выполненного эксперимента [19] (эксперимент 1) с тремя опытными и контрольными образцами. В обоих экспериментах контакты наносили “холодным” способом.

Моделирование ВАХ образцов с описанной выше структурой было выполнено с помощью программного пакета Silvaco Atlas TCAD [20]. В расчетах использовали модели безызлучательной рекомбинации Шокли–Рида–Холла [25, 26], сужения ширины запрещенной зоны [27], а также статистику Ферми–Дирака. В применяемых моделях для GaAs при $T = 300 \text{ К}$ были использованы параметры из работы [28].

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Толщину модифицированного слоя, использованную при моделировании, оценивали по профилю распределения аргона, имплантированного в GaAs, и близкому к нему профилю точечных дефектов, образующихся при бомбардировке.

ровке ионами Ag^+ с энергий $E_i = 2500$ эВ, которые рассчитывали с помощью программы TRIM [29]. Следует отметить, что после облучения имплантированный аргон практически полностью покидает тонкий модифицированный слой, а остающиеся химически нейтральные атомы не влияют на свойства слоя [4]. Профиль плотности дефектов приведен на рис. 1 (сверху). За толщину *p*-слоя взята ширина распределения профиля концентрации имплантированного аргона на половине высоты $d = 7.2$ нм $\sim 2R_p$, где R_p – проекционная глубина, или глубина, соответствующая максимуму плотности имплантированных ионов. Из рис. 1 видно, что на глубине *d* плотность дефектов уменьшается на полпорядка. Как показали измерения профиля *p-n*-структуры методом фотоэлектронной спектроскопии с варьированием глубины зондирования [30], данная оценка оказалась весьма точной для слоя, облученного ионами Ag^+ несколько меньшей энергии ($E_i = 1500$ эВ). Поэтому показанная в нижней части рис. 1 идеализированная зонная диаграмма исследуемой *p-n*-структуры с переходом в области $d \sim 7$ нм представляется близкой к реальной. Пунктирной прямой обозначено положение уровня Ферми. В приповерхностной области, где концентрация имплантированных ионов высока, к уровню Ферми примыкает “вершина” валентной зоны, а в глубоком слабо модифицированном слое – “дно” зоны проводимости. Резкий по сравнению с шириной профиля *p-n*-переход формируется в узкой области, в которой концентрация ионно-индуцированных акцепторов начинает превышать плотность исходной легирующей *n*-примеси (Si) [7, 30].

На рис. 2 показаны темновые ВАХ трех структур из серии ионно-модифицированных образцов *p-n*-GaAs, которые были получены из одной пластины в эксперименте 1 [19]. Для прямой ветви ВАХ характерен экспоненциальный рост, а разница токов в прямом и обратном направлениях достигает двух порядков. В то же время прямая и обратная ветви ВАХ контрольного образца *n*-GaAs совпадают по величине. Эти данные свидетельствуют о наличии диодного эффекта в исследуемой структуре. Таким образом, было установлено, что *p-n*-структура, сформированная бомбардировкой поверхности *n*-GaAs низкоэнергетическими ионами Ag^+ и снабженная “холодными” металлическими контактами, демонстрирует ярко выраженный диодный эффект. Однако данные эксперимента 1 [19] характеризуются недостаточной воспроизводимостью и узкой (до 0.1–0.15 В) областью экспоненциального роста. Ряд образцов оказался неудачным из-за отслаивания металлического слоя или плохого контакта с ним. ВАХ контрольного образца существенно отклонялась от линейной зависимости, а

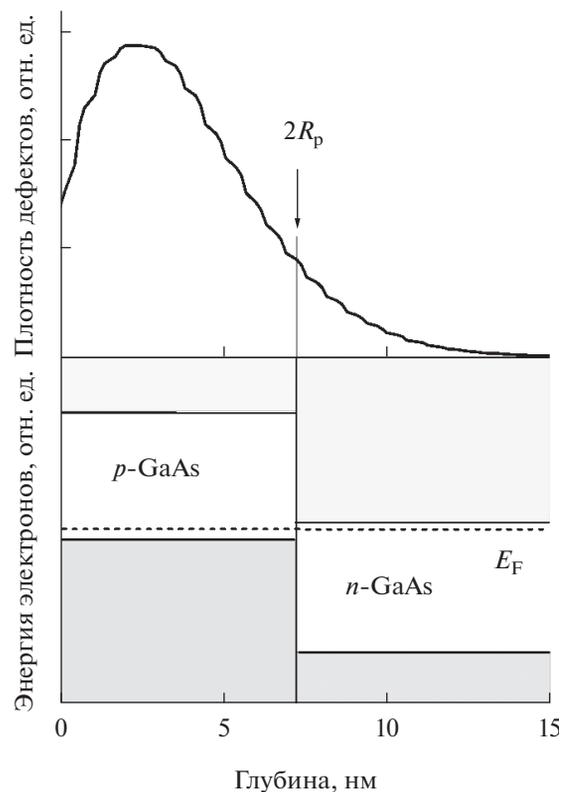


Рис. 1. Профиль распределения плотности точечных дефектов, образующихся при бомбардировке GaAs ионами Ag^+ с энергий $E_i = 2500$ эВ (верхняя часть) в сопоставлении с идеализированной зонной диаграммой *p-n*-структуры, образованной на поверхности *n*-GaAs бомбардировкой ионами Ag^+ (нижняя часть). Центр области *p-n*-перехода отмечен вертикальной линией на уровне $d = 2R_p$, где R_p – проекционная глубина, соответствующая максимальной концентрации имплантированных ионов.

анализ ВАХ опытных образцов не был подкреплён расчетами.

Выполненный в настоящей работе эксперимент 2 лишен многих из перечисленных недостатков благодаря более совершенной технологии “холодного” нанесения контактов, включавшей дальнейшее уменьшение толщины оксидного слоя. На рис. 3 приведены темновые ВАХ двух опытных образцов в сравнении с ВАХ контрольного образца *n*-GaAs (точки). Видно (рис. 3а), что отношение величин прямого и обратного токов в ионно-модифицированных образцах достигает трех порядков в значительно более широкой области напряжений, простирающейся до 0.7 В (рис. 4). В то же время ветви ВАХ контрольного образца совпадают. ВАХ двух исследованных образцов (рис. 3а, кривые 3 и 4) свидетельствуют об удовлетворительной воспроизводимости. Таким образом, в эксперименте 2 ионно-модифицированные образцы показали еще более сильный диодный эф-

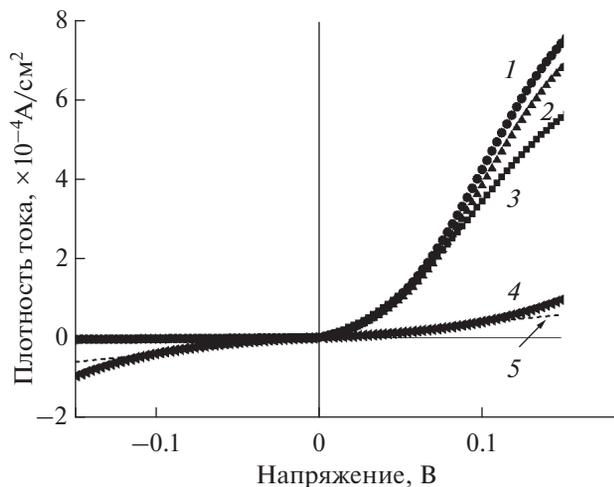


Рис. 2. Темновые ВАХ серии (1–3) ионно-модифицированных образцов и необлученного n -GaAs (4) по данным эксперимента 1. Экспериментальная (4) и модельная (5) ВАХ необлученного n -GaAs уменьшены в 500 раз.

фект в значительно более широкой области напряжений, а контрольный образец – нет. Более широкая область диодного эффекта, по-видимому, связана с лучшей адгезией металлического слоя с лицевой поверхностью исследуемых образцов и косвенно свидетельствует о формировании p – n -перехода, а не диода Шоттки, для которого типичная область напряжений прямой ветви, как известно, в 2–3 раза уже. Однако ВАХ контрольного образца заметно отличается от расчетной линейной зависимости омического контакта, также показанной на рис. 3а (кривая 2). Поэтому эти ВАХ необходимо рассмотреть более подробно в линейном масштабе.

Приведенное на рис. 3б сравнение в линейном масштабе ВАХ контрольного образца n -GaAs (треугольники) с расчетной линейной зависимостью для соответствующего омического контакта (сплошная линия) показывает, что зависимости существенно отличаются в области малых напряжений ($U < 0.1$ В), а при увеличении напряжения выше порогового значения ($U > 0.1$ В) экспериментальная ВАХ может быть описана практически линейной зависимостью (пунктирная линия). Отклонение ВАХ контрольного образца от линейной зависимости в области малых напряжений, очевидно, связано с наличием тонкого остаточного слоя естественного оксида, который не исчезает без отжига контактов. Отражение электронов от барьера оксидного слоя резко уменьшает ток в области ниже порога $U = 0.1$ В. Однако малая толщина оксидного слоя (~ 0.7 нм [23]) обеспечивает достаточно эффективное туннелирование электронов, ускоренных напряжением $U > 0.1$ В.

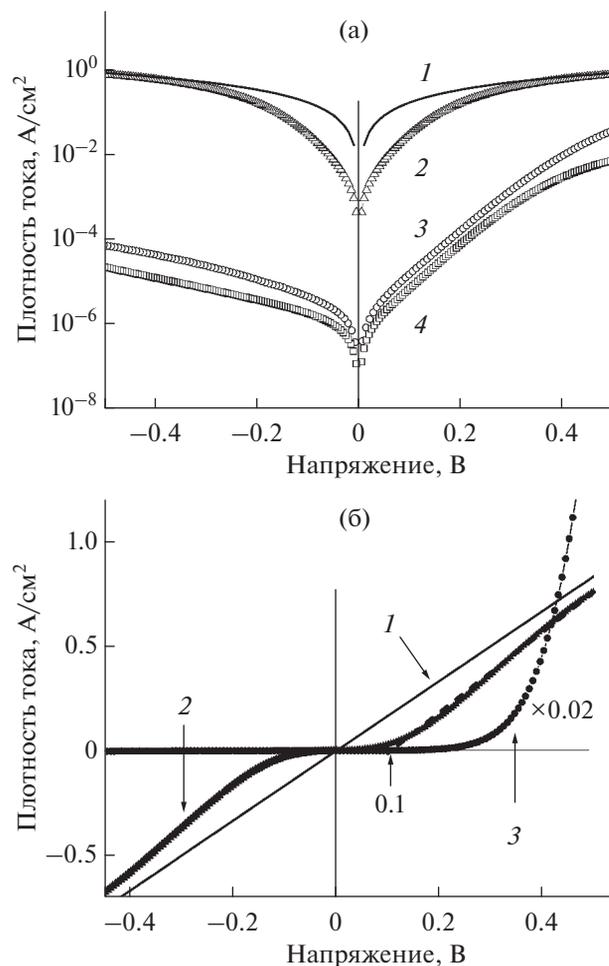


Рис. 3. Темновые ВАХ омического контакта для n -GaAs (1, расчет), контрольного необлученного образца n -GaAs (2) и опытных облученных образцов (3) и (4) в полулогарифмическом (а) и линейном (б) масштабах на основе данных эксперимента 2. Кривая 3 в линейном масштабе (б) увеличена в 50 раз для удобства сравнения.

Важной особенностью ВАХ контрольного образца является высокая плотность тока в области $U > 0.1$ В, достигающая значений омического контакта. Такое поведение ВАХ никак не может быть связано с формированием барьеров Шоттки на лицевой и обратной сторонах контрольного образца с образованием двух включенных навстречу Шоттки-контактов. В этом случае величина тока в обеих ветвях соответствовала бы обратной ветви ВАХ диода Шоттки. Плотностью такого тока была бы меньше наблюдаемой на 2–3 порядка, если взять в качестве ориентира обратную ветвь диодной ВАХ опытного образца (рис. 3) или расчетную ВАХ двух включенных навстречу диодов Шоттки, приведенную на рис. 4а (кривая 1). На последнем рис. 4 в полулогарифмическом масштабе показаны расчетные прямые ветви двух включенных навстречу барьеров Шоттки на n -GaAs

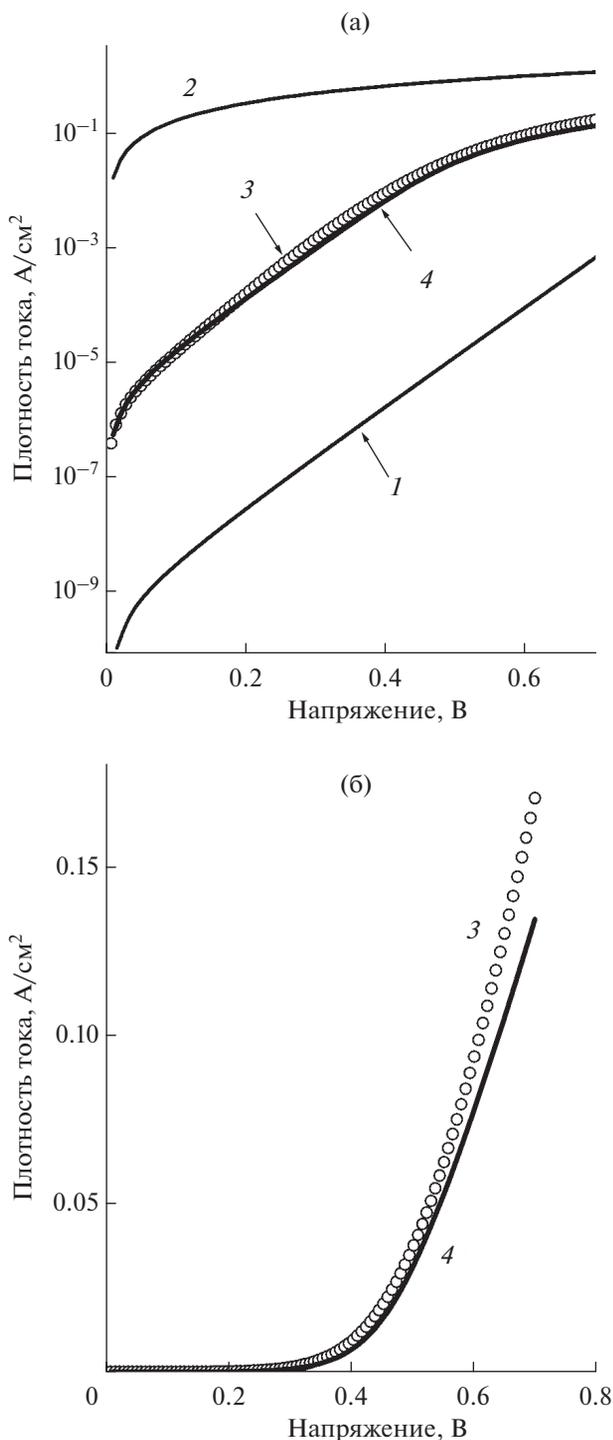


Рис. 4. Прямые ветви темновых ВАХ опытного облученного образца (3) и модельные ВАХ *p-n* GaAs перехода (4), двух включенных навстречу барьеров Шоттки на *n*-GaAs (1) и омического контакта на *n*-GaAs (2) в полулогарифмическом (а) и линейном (б) масштабах на основе данных эксперимента 2.

(кривая 1) и омического контакта на *n*-GaAs (кривая 2). Из сравнения кривых 1 и 2 видно, что включенный навстречу барьер Шоттки уменьшает

протекающий через него ток на несколько порядков. Поэтому формирование идеальных Шоттки-контактов можно исключить из анализа и сделать вывод о том, что контакты контрольного образца имеют в значительной мере омический характер.

Приведенные на рис. 3 прямая и обратная ветви ВАХ опытных образцов (кривые 3 и 4) также свидетельствуют об отсутствии ярко выраженных барьеров Шоттки и обусловленности наблюдаемого диодного эффекта ионно-индуцированным *p-n*-переходом. В самом деле, если бы металлические контакты сформировали барьеры Шоттки на какой-либо одной (*p*- или *n*-) или на обеих сторонах опытного образца, то во всех этих случаях направление ветвей ВАХ поменялось бы на противоположное: большой ток потек бы при отрицательном напряжении, что не соответствует экспериментальным данным.

Вывод об определяющей роли ионно-индуцированного *p-n*-перехода в формировании экспериментальной ВАХ подтверждается ее сравнением с модельной ВАХ. Обе кривые – экспериментальная (3) и расчетная (4) – показаны на рис. 4 в полулогарифмическом (а) и линейном (б) масштабах. Модельную ВАХ рассчитывали для показанной на рис. 1 *p-n*-GaAs структуры с омическими контактами. Экспериментальная ВАХ (кривая 3) демонстрирует экспоненциальную зависимость в широкой области напряжений (до 0.7 В), в которой есть два участка с различным наклоном. Наличие двух разных участков указывает на вклады двух разных механизмов токопрохождения. Поэтому расчет проводили по двухэкспоненциальной модели [31, 32], предполагающей преимущественное действие двух механизмов токопрохождения в области относительно низких напряжений, а именно: механизм рекомбинационного тока (Саа-Нойса–Шокли) [33] и диффузионный механизм (Шокли) [34]. Оба механизма связаны с дефектами и легирующими примесями. Показанная на рис. 4 модельная кривая ВАХ (кривая 4) хорошо описывает экспериментальную (кривая 3), подтверждая образование полупроводникового *p-n*-перехода с преимущественно омическими контактами.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В работе были исследованы ВАХ *p-n*-структуры, возникающей на поверхности *n*-GaAs под действием химически нейтральных низкоэнергетических ионов аргона. Для измерения ВАХ была разработана методика “холодного” нанесения многослойных металлических контактов на предельно тонкий (~10 нм) ионно-модифицированный слой. ВАХ контрольного необлученного образца оказалась практически линейной в области напряжений $U > 0.1$ В, что указывает на преимущественно омический характер металлических

контактов. На экспериментальных ВАХ обнаружили диодный эффект с отношением величины прямого тока к обратному до трех порядков в области напряжений до 0.7 В. Моделирование ВАХ подтвердило преимущественно омический характер контактов, показало обусловленность диодного эффекта созданным $p-n$ -переходом и выявило действие двух механизмов токопрохождения: рекомбинационного и диффузионного. Таким образом, было показано, что бомбардировка поверхности n -GaAs низкоэнергетическими ионами Ag^+ приводит к формированию $p-n$ -структуры с $p-n$ -переходом, демонстрирующим ярко выраженный диодный эффект. Рассматриваемый эффект ограничивает использование низкоэнергетических ионов аргона в приготовлении атомно-чистой поверхности полупроводников на основе GaAs для их исследования поверхностно-чувствительными методами, поскольку вместо однородного материала на поверхности образуется $p-n$ -структура.

БЛАГОДАРНОСТИ

Работа поддержана Российским научным фондом (№ 17-19-01200-П).

Конфликт интересов: авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Czanderna A.W., Lu C.* // Methods Phenomena. 1984. V. 7. P. 1. <https://www.doi.org/10.1016/B978-0-444-42277-4.50007-7>
2. *Nix R.* Surface Science. Chapter 5. Surface Analytical Techniques. London, 2021.
3. *Briggs D., Seah M.P.* // Practical Surface Analysis by Auger and X-Ray Photoelectron Spectroscopy. N.Y.: John Wiley & Sons, 1983. P. 533. https://www.doi.org/10.1002/sia.74006061_1
4. *Wagner C.D., Riggs W.M., Davis L.E., Moulder J.F.* // Handbook of X-ray photoelectron spectroscopy. Minnesota, USA. Perkin-Elmer Corporation, Physical Electronics Division, Eden Prairie. 1979. P. 190. <https://www.doi.org/org/10.1002/sia.740030412>
5. *Vaca A.G., Ashby C.I.H.* // Fabrication of GaAs devices. London, UK: IET, 2005. P. 368. <https://www.doi.org/10.1049/PBEP006E>
6. *Mikoushkin V.M., Bryzgalov V.V., Nikonov S.Yu., Solonitsyna A.P., Marchenko D.E.* // EPL. 2018. V. 122. P. 27002. <https://www.doi.org/10.1209/0295-5075/122/27002>
7. *Mikoushkin V.M., Makarevskaya E.A., Brzhezinskaya M.* // Appl. Surf. Sci. 2021. V. 539. P. 148273. <https://www.doi.org/10.1016/j.apsusc.2020.148273>
8. *Cho H.Y., Kim E.K., Min S., Kim J.B., Jang J.* // Appl. Phys. Lett. 1988. V. 53. P. 856. <https://www.doi.org/10.1063/1.100094>
9. *Leitch A.W.R., Prescha Th., Weber J.* // Phys. Rev. B. 1992. V. 45. P. 14400. <https://www.doi.org/10.1103/PhysRevB.45.14400>
10. *Auret F.D., Meyer W.E., Deenapanray P.N.K., Goodman S.A., Myburg G., Murtagh M., Shu-Ren Ye, Crean G.M.* // J. Appl. Phys. 1998. 1992. V. 84. P. 1973. <https://www.doi.org/10.1063/1.368329>
11. *Venter A., Nyamhere C., Botha J.R., Auret F.D., Janse van Rensburg P.J., Meyer W.E., Coelho S.M.M., Kolkovsky V.I.* // J. Appl. Phys. 2012. V. 111. P. 013703. <https://www.doi.org/10.1063/1.3673322>
12. *Auret F.D., Goodman S.A., Myburg G., Meyer W.E.* // Appl. Phys. A: Solids Surf. 1993. V. 56. P. 547. <https://www.doi.org/10.1007/BF00331403>
13. *Jayavel P., Kumar J., Santhakumar K., Magudapathy P., Nair K.G.M.* // Vacuum. 2000. V. 57. P. 51. [https://www.doi.org/10.1016/S0042-207X\(99\)00211-0](https://www.doi.org/10.1016/S0042-207X(99)00211-0)
14. *Ziebro B., Hemsley J.W., Look D.C.* // J. Appl. Phys. 1992. V. 72. P. 78. <https://www.doi.org/10.1063/1.352098>
15. *Pons D., Bourgoin J.C.* // J. Phys. C. 1985. V. 18. P. 3839. <https://www.doi.org/10.1088/0022-3719/18/20/012>
16. *Auret F.D., Bredell L.J., Myburg G., Barnard W.O.* // Jpn. J. Appl. Phys. 1991. V. 30. P. 80.
17. *Goodman S.A., Auret F.D., Meyer W.E.* // Nucl. Instrum. Methods Phys. Res. B. 1994. V. 90. P. 349. [https://www.doi.org/10.1016/0168-583X\(94\)95569-7](https://www.doi.org/10.1016/0168-583X(94)95569-7)
18. *Zhan F., Hu J., Zhang Y., Lu F.* // Appl. Surf. Sci. 2009. V. 255. P. 8257. <https://www.doi.org/10.1016/j.apsusc.2009.05.092>
19. *Mikoushkin V.M., Kalinovskii V.S., Kontrosh E.V., Makarevskaya E.A.* // Semiconductors. 2019. V. 53. № 14. P. 56. <https://www.doi.org/10.1134/S1063782619140136>
20. *Galal A.* / Silvaco Atlas User's Manual Device Simulation Software. Santa Clara, CA: Silvaco Inc., 2016. http://ridl.cfd.rit.edu/products/Manuals/Silvaco/atlas_users.pdf
21. *Малевская А.В., Калиновский В.С., Ильинская Н.Д., Малевский Д.А., Контрош Е.В., Шварц М.З., Андреев В.М.* // ЖТФ. 2018. Т. 88. P. 1211. <https://www.doi.org/10.21883/JTF.2018.08.46311.2591>
22. *Surdu-Bob C.C., Saied S.O., Sullivan J.L.* // Appl. Surf. Sci. 2001. V. 183. P. 126. <https://www.doi.org/10.1117/12.2033679>
23. *Feng L., Zhang L., Liu H., Gao X., Miao Z., Cheng H.C., Wang L., Niu S.* // Proc. SPIE. 2013. V. 89120N. <https://www.doi.org/10.1117/12.2033679>
24. *Mikoushkin V.M., Bryzgalov V.V., Makarevskaya E.A., Solonitsyna A.P., Marchenko D.E.* // Semiconductors. 2018. V. 52. P. 2057. <https://www.doi.org/10.1134/S1063782618160194>
25. *Shockley W., Read W.T.* // Phys. Rev. 1952. V. 87. P. 835. <https://www.doi.org/10.1103/PhysRev.87.835>
26. *Hall R.N.* // Phys. Rev. 1952. V. 87. P. 387. <https://www.doi.org/10.1103/PhysRev.87.387>
27. *Slotboom J.W., De Graaf H.C.* // Solid State Electronics. 1976. V. 19. P. 857. [https://www.doi.org/10.1016/0038-1101\(76\)90043-5](https://www.doi.org/10.1016/0038-1101(76)90043-5)

28. *Kilway R.I.I.* // Five-junction solar cell optimization using Silvaco ATLAS. United States: Naval Postgraduate School Monterey, 2017. P. 100.
29. *Ziegler J.F., Manoyan J.M.* // Nucl. Instrum. Methods Phys. Res. B. 1988. V. 35. P. 215.
[https://www.doi.org/10.1016/0168-583X\(88\)90273-X](https://www.doi.org/10.1016/0168-583X(88)90273-X)
30. *Mikoushkin V.M., Makarevskaya E.A., Solonitsyna A.P., Brzhezinskaya M.* // Semiconductors. 2020. V. 54. №12. P. 1702.
<https://www.doi.org/10.1134/S1063782620120222>
31. *Sze S.M.* // Physics of Semiconductor Devices. New York: John Wiley&Sons, 1981. P. 815.
<https://www.doi.org/10.1002/0470068329>
32. *Андреев В.М., Евстропов В.В., Калиновский В.С., Лантратов В.М., Хвостиков В.П.* // 2007. Т. 41. № 6. С. 756.
33. *Sah C.T., Noyce R.N., Shockley W.* // Proc. IRE. 1957. V. 45. P. 1228.
<https://www.doi.org/10.1109/JRPROC.1957.278528>
34. *Shockley W.* // Bell System Technical J. 1949. V. 28. № 3. P. 435.

$p-n$ Structure Formed on the n -GaAs Surface by Low-Energy Ar⁺ Ions

E. A. Makarevskaya^{1, *}, D. A. Novikov¹, V. M. Mikoushkin¹, V. S. Kalinovskii¹,
E. V. Kontrosh¹, I. A. Tolkachev¹, K. K. Prudchenko¹

¹*Ioffe Institute, Saint Petersburg, 194021 Russia*

**e-mail: elenamakarevskaia@gmail.com*

Electrical properties of the $p-n$ structure created on the n -GaAs surface by Ar⁺ ions with energy $E_i = 2500$ eV have been studied by measuring current-voltage characteristics. To avoid metallization of a thin (~10 nm) ion-modified p -layer, multilayer metal contacts were deposited to the face and back sides of the sample at room temperature. The diode effect with forward-to-reverse current ratio up to three orders of magnitude in the voltage range as high as 0.7 eV was observed contrary to the reference unirradiated sample. Linear dependence of the most of the current-voltage characteristics of the control non-irradiated sample and agreement of the experimental current-voltage characteristics with calculated ones for the ion-induced $p-n$ -structure evidence for the predominantly ohmic nature of the metallic contacts and for the conditionality of the observed diode effect by the ion-induced $p-n$ -structure. An analysis of two regions with different slopes in current-voltage characteristics revealed the effect of two current transport mechanisms: recombination and diffusion. The considered effect of ion-induced formation of a $p-n$ -structure limits the use of low-energy argon ions in the preparation of an atomically clean surface of n -GaAs based semiconductors for their study by surface-sensitive methods, since a $p-n$ -structure is formed on the surface instead of a homogeneous material.

Keywords: GaAs, ion implantation, surface modification, Ar⁺ ion beam, defects, $p-n$ -structure, $p-n$ -junction, current-voltage characteristic, ohmic contact.