

УДК 538.911

И.И. ИЖНИН^{1,2}, Е.И. ФИЦЫЧ¹, А.В. ВОЙЦЕХОВСКИЙ², А.Г. КОРОТАЕВ², К.Д. МЫНБАЕВ^{3,4}, В.С. ВАРАВИН⁵,
С.А. ДВОРЕЦКИЙ^{2,5}, Н.Н. МИХАЙЛОВ⁵, М.В. ЯКУШЕВ⁵, А.Ю. БОНЧИК⁶, Г.В. САВИЦКИЙ⁶, З. СВЕНТЕК⁷

ДЕФЕКТЫ В ИМПЛАНТИРОВАННЫХ МЫШЬЯКОМ p^+-n - И n^+-p -СТРУКТУРАХ НА ОСНОВЕ ПЛЕНОК CdHgTe, ВЫРАЩЕННЫХ МЛЭ

Проведены комплексные исследования дефектной структуры имплантированных ионами мышьяка (с энергией 190 кэВ) пленок $Cd_xHg_{1-x}Te$ ($x = 0.22$), выращенных молекулярно-лучевой эпитаксией. Исследования проводились с использованием масс-спектропии вторичных ионов, просвечивающей электронной микроскопии, изучения оптического отражения в видимой области спектра и путем измерений электрофизических параметров. Радиационные донорные дефекты изучены в полученных имплантацией n^+-p - и n^+-n -структурах, сформированных соответственно на базе материала p -типа и n -типа без активационного отжига. Показано, что в слое распределения имплантированных ионов формируется область крупных протяженных дефектов с малой плотностью (в приповерхностной области), за которой следует область более мелких протяженных дефектов с большей плотностью. Выявлен различный характер накопления электрически активных донорных дефектов в пленках с защитным варизонным поверхностным слоем и без него. Продемонстрировано формирование p^+-n -структур на базе материала n -типа при активации мышьяка в процессе постимплантационного термического отжига со 100 %-й активацией примеси и полной аннигиляцией радиационных донорных дефектов.

Ключевые слова: CdHgTe, ионная имплантация As, радиационные дефекты, активационный отжиг.

Введение

Ионная имплантация (ИИ) остается одним из наиболее распространенных методов формирования электронно-дырочных переходов при изготовлении фотодиодов на основе CdHgTe (КРТ), важнейшего материала инфракрасной фотоэлектроники. В настоящий момент особое внимание уделяется созданию $p-n$ -переходов на основе материала n -типа проводимости (n -базы) [1–3]. Современная технология КРТ позволяет изготавливать материал n -типа с концентрацией глубоких центров гораздо ниже, чем это достижимо для КРТ p -типа. В результате для фотодиодов типа p^+-n темновые токи оказываются меньше, чем для структур n^+-p , что позволяет повысить рабочую температуру приборов или увеличить длину волны отсечки их фоточувствительности. Наиболее распространенной примесью для создания p^+ -области в КРТ n -типа при ИИ является мышьяк.

Имплантация в КРТ приводит к значительным радиационным нарушениям, что обусловлено малыми энергиями образования собственных дефектов, присущих этому материалу. Вне зависимости от валентности имплантированной примеси, КРТ после ИИ обладает электронным типом проводимости из-за донорного характера образующихся в результате имплантации дефектов. Создание p^+-n -структуры с заданными электрофизическими параметрами требует как отжига радиационных дефектов, так и электрической активации введенной примеси.

Цель настоящей работы заключалась в изучении системы дефектов в имплантированных мышьяком эпитаксиальных структурах (ЭС) КРТ, выращенных молекулярно-лучевой эпитаксией (МЛЭ) на подложках GaAs и Si с буферным слоем CdTe/ZnTe.

1. Эксперимент

ЭС были выращены в Институте физики полупроводников СО РАН [4]. В типичной структуре активный слой $Cd_xHg_{1-x}Te$ состава $x_a = 0.22$ был заключен между двумя варизонными слоями $Cd_yHg_{1-y}Te$ у буферного слоя и у поверхности. Поверхностный варизонный защитный слой (ВЗС) имел толщину ~ 0.4 мкм и состав на поверхности $y_b = 0.45$. Исследовали как структуры с ВЗС, так и аналогичные, где этот слой был удален химическим травлением. После роста ЭС характеризовались n -типом проводимости, который определялся или неконтролируемыми донорными примесями (в номинально нелегированных структурах концентрация электронов при 77 К $n = (0.2-8) \cdot 10^{14} \text{ см}^{-3}$), или легированием In ($n_{77} = 5 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-3}$). Структуры p -типа проводимости получали путем отжига исходных ЭС n -типа в атмосфере гелия (220 °С, 24 ч). ИИ проводилась на установке IMC200 («Ion Beam Services», Франция) однозарядными ионами As^+ с энергией 190 кэВ и флюенсом $10^{12}-10^{15} \text{ см}^{-2}$. Исследовали как неактивированные, так и активированные структуры. Для активации As (пере-

вод As в подрешетку Te) использовали двухстадийный активационный отжиг (АО). Первая стадия (360 °C, 2 ч) активировала мышьяк как акцептор; вторая стадия (210 °C, 24 ч в насыщенных парах Hg) применялась для аннигиляции вакансий ртути, созданных на первой стадии. Профили имплантированных ионов исследовали с помощью вторичной ионной масс-спектрографии (ВИМС) на установке Cameca IMS-6F (Франция), предельная концентрация обнаружения As составляла $\sim 10^{16} \text{ см}^{-3}$. Структурные дефекты исследовались с помощью просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) в режимах светлого поля и высокого разрешения при помощи электронного микроскопа Tescan G2 («FEI Company»). Для приготовления тонких фольг использована методика FIB (Focused Ion Beam) в установке FEI QUANTA 3D. Структурное совершенство ЭС оценивалось также путем анализа спектров отражения в видимой области при 300 К. Спектры записывались в диапазоне длин волн 300–800 нм с шагом 0.2 нм с помощью спектрометра Shimadzu UV-3600 (Япония). Электрические параметры ЭС после роста, а также концентрации электрически активных радиационных дефектов после ИИ определяли путем измерения полевых зависимостей коэффициента Холла $R_H(B)$ и проводимости $\sigma(B)$ при $T = 77 \text{ К}$ в магнитных полях $B = 0.01\text{--}1.5 \text{ Тл}$. Полученные зависимости анализировали методом дискретного анализа спектров подвижности (DMSA) [5], что позволило определить параметры (концентрацию и подвижность носителей) в различных слоях p^+n - и n^+p -структур, сформированных ИИ и отжигом.

2. Результаты и их обсуждение

Для исследований дефектной структуры имплантированных ЭС использовали два типа образцов. Первый – структуры p^+n , сформированные ИИ в образцах p -типа проводимости на подложках GaAs (Mi4, Mi5) или Si (Mi6, Mi7, Mi9) с сохраненным (Mi4, Mi6, Mi9a) и удаленным (Mi5, Mi7, Mi9b) ВЗС без проведения АО. Концентрация, подвижность дырок и интегральная проводимость составляли соответственно: $p \sim 1.1 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-3}$, $\mu_p = 470 \text{ см}^2/(\text{В} \cdot \text{с})$, $\sigma_0 = 0.828 \text{ (Ом} \cdot \text{см)}^{-1}$ для образцов Mi4, Mi5; $p \sim 1.5 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-3}$, $\mu_p = 460 \text{ см}^2/(\text{В} \cdot \text{с})$, $\sigma_0 = 1.1 \text{ (Ом} \cdot \text{см)}^{-1}$ для образцов Mi6, Mi7; $p \sim 5.1 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-3}$, $\mu_p = 380 \text{ см}^2/(\text{В} \cdot \text{с})$, $\sigma_0 = 0.325 \text{ (Ом} \cdot \text{см)}^{-1}$ для образцов Mi9. Второй тип – структуры p^+n , сформированные ИИ в исходных образцах n -типа на подложках Si (Mi2, Mi8) с сохраненным ВЗС с последующим АО. Концентрация, подвижность зонных электронов и интегральная проводимость соответственно составляли: $n = 8.6 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-3}$, $\mu_n = 26000 \text{ см}^2/(\text{В} \cdot \text{с})$, $\sigma_0 = 3.7 \text{ (Ом} \cdot \text{см)}^{-1}$ (Mi2); $n = 3.9 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-3}$, $\mu_n = 87500 \text{ см}^2/(\text{В} \cdot \text{с})$, $\sigma_0 = 56.62 \text{ (Ом} \cdot \text{см)}^{-1}$ (Mi8, легированный In).

Анализ профилей ВИМС имплантированных ионов для образцов первого и второго типа показал, что они были идентичны для одинаковых доз и хорошо совпадали с расчетными профилями, полученными с помощью компьютерной программы TRIM. Средний проецированный пробег ионов составлял $R_p \sim 100 \text{ нм}$, полный пробег $R \sim 300 \text{ нм}$ (экспериментальный профиль для образца Mi5-4 приведен на рис. 1, кривая 1). Поэтому в образцах с ВЗС профиль распределения ионов был полностью заключен в этом защитном слое. Таким образом, выбранные режимы АО не вызывали заметной диффузии имплантированных ионов и размытия профиля, в отличие от данных [6]. Наличие ВЗС $\text{Cd}_y\text{Hg}_{1-y}\text{Te}$ с составом на поверхности $y = 0.45$ и толщиной 0.4 мкм также не влияло на профили ионов, что отлично от результатов [7], где специально исследовали влияние защитных слоев CdTe на профили. На основании профилей были рассчитаны средние концентрации имплантированных ионов As^+ : $N_{\text{As}}(\text{ср}) = A_{\text{As}}/R$ (A_{As} – площадь под профилем ионов), которые составили $3.3 \cdot 10^{16}$, $3.3 \cdot 10^{17}$, $3.3 \cdot 10^{18}$ и $3.3 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-3}$ соответственно для флюенсов 10^{12} , 10^{13} , 10^{14} и 10^{15} см^{-2} .

2.1. Радиационные дефекты

Для исследования природы радиационных дефектов, вводимых при ИИ As^+ , использовали образцы первого типа. На рис. 1 в качестве примера приведено изображение поперечного сечения ЭС CdHgTe/GaAs с удаленным ВЗС Mi5-4, имплантированной с флюенсом 10^{15} см^{-2} , совмещенное с ВИМС профилем ионов (кривая 1). Наблюдаемая структура дефектов типична для подобного рода экспериментов [6, 8]. Область радиационных дефектов распространяется на большую глубину, чем величина R_p , – практически до 300 нм. Видно, что в слое, содержащем имплантированные ионы, формируется область (толщиной $\sim 180 \text{ нм}$) «крупных» протяженных дефектов с малой плотностью (выше линии 2), за которой следует область более «мелких» протяженных дефектов с большей плотностью (область между линиями 2 и 3). Считается, что этими дефектами являются дислокационные петли. За областью протяженных дефектов следует область точечных радиационных дефектов, которые в режиме светлого поля не выявляются и на изображении ПЭМ (рис. 1, ниже линии 3) проявляются в виде однородного диффузного фона.

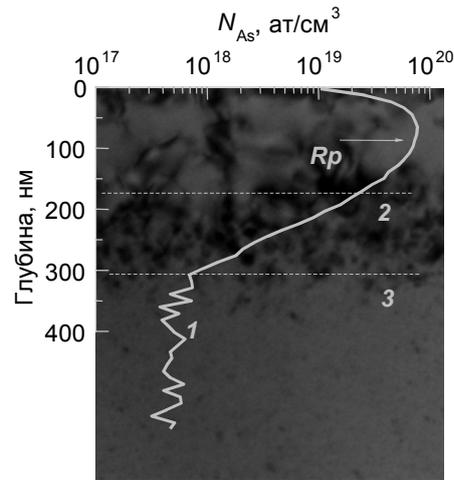


Рис. 1. Изображение поперечного сечения ЭС CdHgTe/GaAs с удаленным варизонным защитным слоем Mi5-4, имплантированной ионами As⁺ с флюенсом 10^{15} см^{-2} и энергией 190 кэВ, полученное с помощью ПЭМ в режиме светлого поля: R_p – средний проецированный пробег ионов; кр. 1 – распределение концентрации имплантированных ионов As⁺ по глубине структуры согласно данным ВИМС; кр. 2 – граница областей «крупных» (верхняя) и «мелких» (нижняя) протяженных дефектов; кр. 3 – граница области распространения «мелких» протяженных дефектов

Существенные нарушения кристаллической структуры приповерхностной области, наведенные ИИ, четко проявляются на спектрах отражения в поведении характерного дублета пиков E_1 и $E_1 + \Delta_1$, обусловленных переходами $\Lambda_{4,5} \rightarrow \Lambda_6$ и $\Lambda_6 \rightarrow \Lambda_6$. Энергетическое положение пиков дает информацию о ширине запрещенной зоны (составе) КРТ, а их форма – о структурном совершенстве материала. Для оценки изменения формы пиков использовалось понятие «резкость пиков» $Q = \Delta R / R_1$ (где ΔR – величина провала между пиками, R_1 – величина отражения в максимуме пика E_1) [9]. Для примера на рис. 2 показаны спектры отражения образцов Mi7 (CdHgTe/Si, без ВЗС).

Для всех групп образцов и независимо от того, был ли на поверхности ВЗС или нет, при увеличении флюенса «резкость» пика E_1 уменьшалась. Для приведенных на рис. 2 образцов уменьшение Q составило от 5.991 для исходного до 4.277 для флюенса 10^{14} см^{-2} . При флюенсе 10^{15} см^{-2} пик E_1 вырождался в длинноволновое плечо, что свидетельствовало о значительных нарушениях кристаллической структуры (рис. 1). При этом значения состава на поверхности в пределах точности определения не менялись.

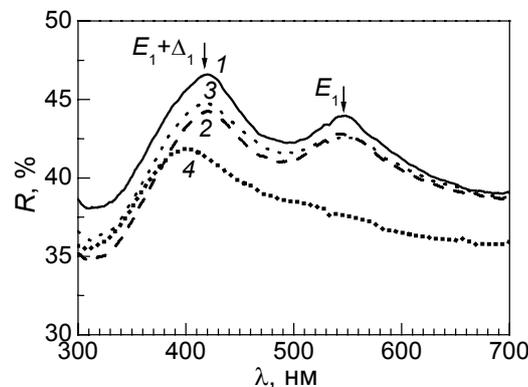


Рис. 2. Спектры оптического отражения (300 К) структур CdHgTe/Si (M7): после роста (кр. 1); после имплантации As⁺ с энергией 190 кэВ и флюенсом: 10^{13} см^{-2} (кр. 2), 10^{14} см^{-2} (кр. 3) и 10^{15} см^{-2} (кр. 4)

Свойства электрически активных радиационных дефектов исследовали с помощью электрофизических измерений. Было установлено, что для всех образцов исходного p -типа проводимости ИИ для всех флюенсов приводила к образованию n^+-n-p -структур. Из анализа спектров подвижности этих структур следовало, что доминирующий вклад в интегральную проводимость давали электроны n^+ -слоя с низкой подвижностью ($\sim (3-5) \cdot 10^3 \text{ см}^2/(\text{В} \cdot \text{с})$), которые отсутствовали в исходных образцах, при этом зависимость парциальной проводимости этих электронов от флюенса была аналогична таковой для интегральной проводимости (рис. 3).

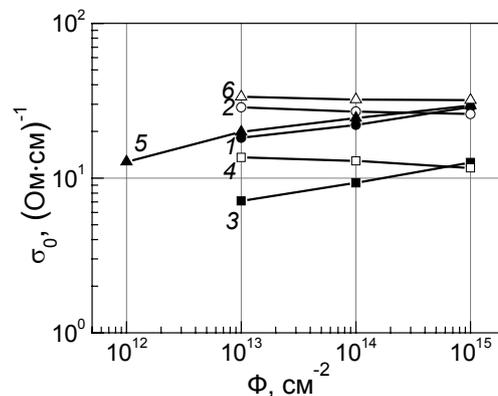


Рис. 3. Зависимость интегральной проводимости (77 К) от флюенса ионов для групп образцов: кр. 1 – Mi4, кр. 2 – Mi5, кр. 3 – Mi6, кр. 4 – Mi7, кр. 5 – Mi9a, кр. 6 – Mi9b; кр. 1, 3, 5 – с варизонным слоем; кр. 2, 4, 6 – без варизонного слоя

Таким образом, появление этих электронов связано с образованием при ИИ донорных радиационных дефектов. Послойное химическое травление показало, что толщина n^+ -слоя в зависимости от флюенса ионов находилась в пределах 0.9–1.1 мкм и, таким образом, значительно превышала протяженность профиля имплантированных ионов, что согласуется с данными обратного резерфордского рассеяния для имплантированного мышьяком КРТ, представленными в работе [9]. Средняя концентрация электронов n^+ -слоя с низкой подвижностью, приведенная к толщине этого слоя, находилась в пределах $(1-4) \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$ для всех флюенсов и поэтому напрямую не была связана со средней концентрацией имплантированных ионов. Для данных режимов ИИ n -область с высокой подвижностью электронов была достаточно тонкой ($\sim 0.2 \text{ мкм}$). Образование ее связано с диффузией междоузельной ртути, образованной в процессе ИИ, и её аннигиляцией с вакансиями ртути. После удаления n^+-n -области структур химическим травлением параметры образцов соответствовали параметрам исходных образцов p -типа. При этом был обнаружен различный характер зависимостей интегральной проводимости, приведенной концентрации и проводимости электронов с низкой подвижностью в n^+ -области от флюенса ионов. При возрастании флюенса ионов для образцов с ВЗС (Mi4, Mi6, Mi9a) значения этих параметров увеличивались, а для образцов с удаленным ВЗС (Mi5, Mi7, Mi9b) – наоборот уменьшались. Предполагается, что этот эффект связан с влиянием внутреннего электрического поля ВЗС на динамику накопления радиационных дефектов [10].

2.2. Влияние активационного отжига на радиационные дефекты

Поскольку, как показано выше, концентрация донорных дефектов не связана напрямую с концентрацией введенных ионов As^+ , то мышьяк, который в КРТ является амфотерной примесью, скорее всего, входит в решетку в нейтральном виде (возможно, в виде нейтральных комплексов). Для активации ионов As^+ в качестве акцепторов необходимо применение АО. Кроме этого, в процессе отжига необходимо залечить радиационные дефекты, сохраняя профиль $p-n$ -перехода и параметры базового n -слоя. Исследование этих процессов проводили на структурах, сформированных ИИ на CdHgTe/Si n -типа проводимости.

Активация As в процессе активационного отжига была исследована на структурах $\text{Cd}_x\text{Hg}_{1-x}\text{Te/Si}$ n -типа проводимости Mi2 (номинально нелегированных) с помощью измерения полевых зависи-

мостей $R_H(B)$ и $\sigma(B)$ и их анализа методом DMSA. После ИИ с флюенсом 10^{14} см^{-2} и отжига были сформированы p^+n -структуры, в которых p^+ -область образована имплантированными и активированными ионами As, а n -область представляет собой оставшуюся часть исходной структуры n -типа проводимости с модифицированными в процессе отжига параметрами. Показано, что в p^+ -области (толщиной $\sim 0.3 \text{ мкм}$) приведенная к толщине концентрация дырок ($2.6 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$) хорошо согласуется со средней концентрацией имплантированных ионов ($3.3 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$), что подтверждает 100 %-ю активацию As. В структурах на основе легированной In базы n -типа ($\sim 5 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-3}$) М18 парциальная проводимость p^+ -области была на два порядка ниже парциальной проводимости толстой базы n -типа, поэтому параметры тяжелых дырок плохо разрешались.

Отжиг радиационных дефектов, сформированных ИИ, исследовали с помощью измерения спектров отражения и зависимостей $R_H(B)$ и $\sigma(B)$. На рис. 4 и 5 показаны спектры отражения и первичные огибающие спектров подвижности структур CdHgTe/Si М18: исходной, исходной после АО, после ИИ с флюенсом 10^{14} см^{-2} и после АО имплантированной структуры. Для исходного образца параметр резкости пика E_1 , концентрация и подвижность основных носителей (электронов) составляли: $Q = 4.553$, $n = 3.9 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-3}$, $\mu_n = 87500 \text{ см}^2/(\text{В} \cdot \text{с})$. После АО параметры составляли: $Q = 6.017$, $n = 3.8 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-3}$, $\mu_n = 115000 \text{ см}^2/(\text{В} \cdot \text{с})$. Таким образом, отжиг приводит к упорядочению структуры исходного материала и увеличению подвижности, что связано с отжигом дефектов упаковки при неизменной концентрации электронов [11]. После ИИ параметры составляли: $Q = 2.577$, $n = 4.0 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-3}$, $\mu_n = 85700 \text{ см}^2/(\text{В} \cdot \text{с})$. Значительное уменьшение параметра Q после ИИ свидетельствует о существенном нарушении структурного совершенства приповерхностной области, как показано выше (рис. 1 и 2). Кроме того, как видно из рис. 5 (кривая 3), ИИ приводит к появлению области радиационных электрически активных донорных дефектов (n^+ -область) с низкой подвижностью электронов $\mu_{nh} = 3500 \text{ см}^2/(\text{В} \cdot \text{с})$ и приведенной концентрацией $1.8 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$. После АО имплантированной структуры параметры составляли: $Q = 5.622$, $n = 3.3 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-3}$, $\mu_n = 97300 \text{ см}^2/(\text{В} \cdot \text{с})$. Значительное возрастание параметра «резкости» пика E_1 (выше его значения в исходной структуре) говорило о полном отжиге структурных радиационных дефектов.

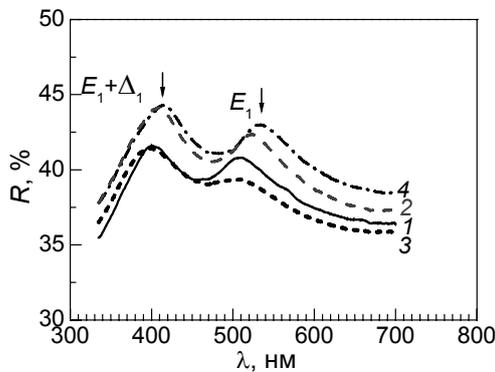


Рис. 4. Спектры оптического отражения структур CdHgTe/Si (M8): после роста (кр. 1); после активационного отжига (кр. 2); после ИИ As⁺ с флюенсом: 10^{14} см^{-2} (кр. 3); после отжига имплантированной структуры (кр. 4)

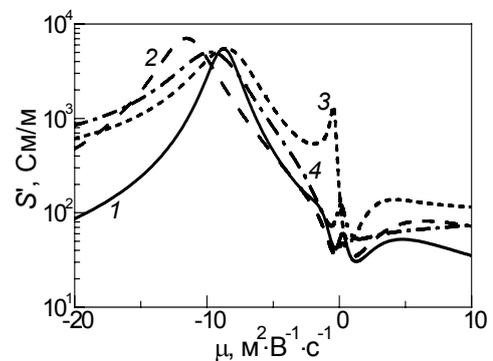


Рис. 5. Первичные огибающие спектров подвижности CdHgTe/Si (M8): после роста (кр. 1); после отжига (кр. 2); после ИИ As⁺ с флюенсом: 10^{14} см^{-2} (кр. 3); после отжига имплантированной структуры (кр. 4)

Отжиг также приводил к аннигиляции радиационных донорных дефектов, о чем свидетельствовало отсутствие пика электронов с низкой подвижностью в спектре подвижности (рис. 5, кривая 4), и к активации As (в спектре подвижности появлялся слабый пик дырочной проводимости). Показано, что выбранные режимы АО приводят к 100 %-й активации имплантированных ионов As и полной аннигиляции структурных и электрически активных донорных дефектов при одновременном улучшении параметров базового материала.

Выводы

Таким образом, в результате комплексных исследований дефектной системы имплантированных мышьяком (с энергией 190 кэВ) пленок $\text{Cd}_{0.22}\text{Hg}_{0.78}\text{Te}$, выращенных молекулярно-лучевой эпитаксией, показано, что в области распределения имплантированных ионов формируется об-

ласть крупных протяженных дефектов с малой плотностью (у поверхности), за которой следует область более мелких протяженных дефектов с большей плотностью. Имплантация приводит также к образованию области радиационных донорных дефектов, которая простирается далеко за профилем имплантированных ионов. Выявлен различный характер накопления электрически активных донорных дефектов в структурах с защитным варизонным поверхностным слоем и без него, что связывается с влиянием электрического поля варизонного слоя. Показано, что активационный отжиг приводит к образованию p^+-n -структур на базе материала n -типа со 100 %-й активацией ионов As и полной аннигиляцией радиационных протяженных и донорных дефектов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Kerlain A., Brunner A., Sam-Giao D., et al. // J. Electron. Mater. – 2016. – V. 45. – No. 9. – P. 4557–4562.
2. Park J.H., Pepping J., Mukhortova A., et al. // J. Electron. Mater. – 2016. – V. 45. – No. 9. – P. 4620–4625.
3. Bommenna R., Ketharanathan S., Wijewarnasuriya P.S., et al. // J. Electron. Mater. – 2015. – V. 44. – No. 9. – P. 3151–3156.
4. Varavin V.S., Vasiliev V.V., Dvoretzky S.A., et al. // Opto-Electron. Rev. – 2003. – V. 11. – No. 2. – P. 99–111.
5. Bogoboyashchyy V.V., Elizarov A.I., and Izhnin I.I. // Semicond. Sci. Technol. – 2005. – V. 20. – No. 8. – P. 726–732.
6. Lobre C., Jouneau P.-H., Mollard L., and Ballet P. // J. Electron. Mater. – 2014. – V. 43. – No. 8. – P. 2908–2914.
7. Shi C., Lin C., Wei Y., et al. // Appl. Opt. – 2016. – V. 55. – No. 34. – P. D101–D105.
8. Lobre C., Jalabert D., Vickridge I., et al. // Nucl. Instrum. Phys. B. – 2013. – V. 313. – P. 76–80.
9. Дворецкий С.А., Михайлов Н.Н., Ремесник В.Г. // Автометрия. – 1998. – № 5. – С. 73–77.
10. Bogoboyashchyy V.V., Izhnin I.I., and Мунбаев К.Д. // Semicond. Sci. Technol. – 2006. – V. 21. – No. 2. – P. 116–123.
11. Izhnin I.I., Izhnin A.I., Savytskyy H.V., et al. // Semicond. Sci. Technol. – 2012. – V. 27. – No. 3. – Art. 035001.

¹ Научно-производственное предприятие «Карат», г. Львов, Украина

Поступила в редакцию 04.04.17.

² Национальный исследовательский Томский государственный университет,
г. Томск, Россия

³ Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, г. Санкт-Петербург, Россия

⁴ Университет информационных технологий, механики и оптики,
г. Санкт-Петербург, Россия

⁵ Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова СО РАН,
г. Новосибирск, Россия

⁶ Институт прикладных проблем механики и математики
им. Я.С. Пидстригача НАН Украины, г. Львов, Украина

⁷ Институт металлургии и инженерии материалов ПАН, г. Краков, Польша

Ижнин Игорь Иванович, д.ф.-м.н., ведущ. науч. сотр. НПП «Карат», профессор НИ ТГУ, e-mail: i.izhnin@carat.electron.ua;

Фицыч Елена Ивановна, к.ф.-м.н., доцент, e-mail: o_fitsych@ukr.net;

Войцеховский Александр Васильевич, д.ф.-м.н., зав. кафедрой, e-mail: vav43@mail.tsu.ru ;

Коротаев Александр Григорьевич, к.ф.-м.н., декан, e-mail: kor@mail.tsu.ru;

Мунбаев Карим Джафарович, д.ф.-м.н., зав. лабораторией ФТИ им. А.Ф. Иоффе РАН, профессор Университета ИТМО,
e-mail: munkad@mail.ioffe.ru;

Варавин Василий Семенович, к.ф.-м.н., ст. науч. сотр., e-mail: varavin@isp.nsc.ru;

Дворецкий Сергей Алексеевич, к.ф.-м.н., ст. науч. сотр. НИ ТГУ, зав. отделом ИФП СО РАН, e-mail: dvor@isp.nsc.ru ;

Михайлов Николай Николаевич, к.ф.-м.н., ст. науч. сотр., e-mail: mikhailov@isp.nsc.ru;

Якушев Максим Витальевич, д.ф.-м.н., зав. лабораторией, e-mail: yakushev@isp.nsc.ru;

Бончик Александр Юрьевич, к.ф.-м.н., ст. науч. сотр., e-mail: surface@iapmm.lviv.ua;

Савицкий Григорий Владимирович, к.ф.-м.н., ст. науч. сотр., e-mail: surface@iapmm.lviv.ua;

Свѣнтек Збигнев, Ph.D., ст. науч. сотр., e-mail: z.swiatek@imim.pl.