

Конверсия типа проводимости при ионном травлении узкощелевых монокристаллов HgCdTe, легированных Au и Ag

© В.В. Богобаяцкий[†], И.И. Ижнин^{+‡}, М. Поцяск[^], К.Д. Мынбаев*, В.И. Иванов-Омский*

Кременчугский государственный политехнический университет,
39614 Кременчуг, Украина

⁺ Научно-производственное предприятие „Карат“,
79031 Львов, Украина

[^] Институт физики Университета Жешув,
35-310 Жешув, Польша

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

(Получена 11 декабря 2006 г. Принята к печати 18 декабря 2006 г.)

Исследованы основные закономерности вызванной ионным травлением конверсии типа проводимости из p в n в диффузионно-легированных Au и Ag монокристаллах HgCdTe. Предложен механизм конверсии, включающий быструю диффузию атомов межузельной ртути из поверхностного источника большой концентрации, и вытеснение ими атомов примеси из катионной подрешетки в междоузлия, обеспечивающее переход атомов примеси из акцепторного состояния в донорное. Показано, что структура дефектов конвертированного слоя нестабильна и его электрические параметры изменяются при хранении при комнатной температуре. Наиболее вероятным механизмом этого процесса при комнатной температуре является распад пересыщенного раствора примеси. Реконверсия обратно в p -тип, наблюдаемая при изохронном отжиге образцов, связана с диффузией примеси в конвертированный слой из неконвертированного объема образца или микровключений примеси.

PACS: 61.72Vv, 66.30Jt, 73.61Ga, 81.40.Rs

1. Введение

Ионное травление твердых растворов $Hg_{1-x}Cd_xTe$ (КРТ) наряду со своим прямым назначением, как операция очистки поверхности, является перспективным низкотемпературным методом создания p – n -переходов матричных инфракрасных фотодиодов [1–3]. Изначально эффект образования p – n -переходов за счет конверсии типа проводимости из p - в n -тип в результате ионного травления (ИТ) был обнаружен в вакансионно-легированном КРТ. Сегодня считается общепринятым, что он вызван сверхбыстрой диффузией межузельных атомов Hg_I , образующихся вблизи поверхности кристалла, и их последующей аннигиляцией с вакансиями ртути [4]. Электронный тип проводимости конвертированного слоя при этом определяется присутствием в кристалле атомов фоновых донорных примесей и, возможно, антиструктурного теллура [4,5].

Глубокая (на десятки микрометров) конверсия в результате ИТ наблюдалась также в КРТ, легированном акцепторными примесями I и V групп [6–11]. В таком материале вакансии, как правило, отсутствуют (для их аннигиляции проводится специальный отжиг) и конверсия обусловлена взаимодействием атомов межузельной ртути Hg_I с атомами примеси. Считается, что в КРТ, легированном элементами V группы, в результате этого взаимодействия образуются донорные комплексы, состоящие из атома акцептора в подрешетке теллура и атома Hg_I [7,10].

Широко распространенное в настоящее время акцепторное легирование эпитаксиальных слоев КРТ элементами V группы сталкивается с рядом проблем, вызванных амфотерным характером поведения этих примесей, особенно для слоев, получаемых методом молекулярно-пучковой эпитаксии [12]. Это делает актуальными поиски альтернативных путей легирования КРТ, например элементами I группы, и в частности золотом. Легирование золотом используется в технологии изготовления фотоприемников на основе КРТ [13,14], и поведение этой примеси остается объектом экспериментальных и теоретических исследований [15,16]. Тем не менее точный механизм конверсии, вызванной ИТ в $HgCdTe: Au$, до сих пор остается предметом дискуссий [6,7]. Другой акцепторной примесью, актуальной для КРТ, является серебро [17–19]. Этот элемент является одной из доминирующих фоновых акцепторных примесей в КРТ и обладает аномально высокими скоростями диффузии. В данной работе представлены результаты исследований вызванной ИТ конверсии типа проводимости в монокристаллах КРТ, легированных Au и Ag.

2. Эксперимент

В работе исследовали монокристаллические образцы $Hg_{1-x}Cd_xTe$ ($x \approx 0.22$), полученные методом вертикально направленной кристаллизации с подпиткой из твердой фазы (ОАО „Чистые металлы“, г. Светловодск, Украина). Примесь вводили в образцы диффузией из пленки металла, нанесенной на поверхность полупроводника

[†] E-mail: granat@ipm.lviv.ua

Параметры исследованных образцов

Образец	$p, 10^{16} \text{ см}^{-3}$	$j, \text{ mA/cm}^2$	$\Delta t, \text{ мин}$	$d_j, \text{ мкм}$
B1 (Ag)	1.0	0.22	15	30
B2 (Ag)	5.2	0.30	20	16
B3 (Ag)	5.7	0.30	20	21
C1 (Au)	1.7	0.35	20	34
C2 (Au)	1.8	0.35	20	35

Примечание. j — плотность тока ионов, Δt — длительность процесса ионного травления, p — концентрация тяжелых дырок в исходном образце при 77 К, d_j — глубина конверсии.

термическим испарением в вакууме. Диффузионный отжиг проводили в насыщенных парах Hg при 573 К в течение 72 ч, что обеспечивало однородное легирование пластин толщиной ~ 1 мм. После диффузии образцы отжигали в насыщенных парах Hg при температуре 473 К для аннигиляции вакансий ртути.

Ионное травление проводили ионами Ag^+ на установке ИВ-3 фирмы ЕІКО (Япония) при энергии ионов 500 эВ. Параметры образцов и режимы ИТ приведены в таблице. Для характеристики исходных образцов и p - n -структур, сформированных ИТ, были исследованы полевые зависимости коэффициента Холла R_H и проводимости σ при 77 К в магнитных полях $H = 0.01$ – 1.5 Тл, а также температурные зависимости R_H и σ при $H = 0.3$ Тл. Измерения проводились на постоянном токе в конфигурации Ван-дер-Пау. Толщину конвертированного слоя определяли путем измерения R_H и σ при 77 К при послойном химическом травлении с шагом 1–3 мкм.

3. Результаты и обсуждение

На рис. 1 приведена температурная зависимость интегрального R_H , измеренная на образце В1. Как следует из рисунка, эта зависимость имеет вид, характерный для p - n -структуры, где толщина поверхностного n -слоя существенно меньше, чем p -слоя [20]. При низких температурах, когда происходило вымораживание дырок и зависимость $R_H(T)$ выходила на насыщение, концентрация электронов, приведенная к общей толщине конвертированного n -слоя, была равна $\sim 10^{16} \text{ см}^{-3}$. Эта величина соответствовала суммарной концентрации электронов основного объема конвертированного n -слоя и радиационно-нарушенного поверхностного n^+ -слоя, образующегося при ИТ [4]. Поскольку последняя составляет $\sim 10^{18} \text{ см}^{-3}$, очевидно, что концентрация электронов основного слоя была меньше концентрации акцепторов в исходном образце.

Температурная зависимость подвижности электронов μ_n в образце В1 приведена на вставке на рис. 1. При $T > 100$ К зависимость $\mu_n(T)$ имела классический вид $\mu_n \propto T^{-3/2}$, что соответствует рассеянию на колебаниях решетки. При $10 < T < 100$ К, т. е. в области смешанной

проводимости, зависимость $\mu_n(T)$ имела вид $\mu_n \propto T^{-5/8}$. В области низких температур зависимость $\mu_n(T)$ выходила на насыщение, а величина подвижности при $T = 4.2$ К составила $\sim 2 \cdot 10^5 \text{ см}^2/(\text{В} \cdot \text{с})$. Эта величина соответствует расчетным максимальным значениям подвижности в слабо компенсированном КРТ с концентрацией электронов 10^{16} см^{-3} и акцепторов 10^{15} см^{-3} [21].

В образцах В2, В3, С1 и С2 поверхностный нарушенный n^+ -слой толщиной ~ 4 мкм перед измерениями был удален. Для этих образцов полученные при 77 К магнитнополевые зависимости R_H и σ анализировались методом дискретных спектров подвижности (DMSA) [11], что позволило разделить вклады и определить концентрации n и подвижности электронов в конвертированном слое и дырок в неконвертированном объеме кристалла. Если в образцах С1 и С2, легированных Au, начальная концентрация электронов в конвертированном слое после ИТ практически совпала с концентрацией дырок (акцепторов) в образцах до ИТ, то в образцах В2 и В3, легированных Ag, она оказалась меньше величины p .

Полученные результаты свидетельствуют о том, что в процессе ионного травления КРТ, легированного Ag и Au, происходит сильное квазихимическое взаимодействие атомов примеси с собственными дефектами, приводящее к образованию донорных дефектов и конверсии типа проводимости. Для анализа этого взаимодействия, следуя [22], примем, что золото и серебро способны создавать в КРТ точечные дефекты двух видов: отрицательно заряженные центры замещения M'_{Hg} (акцепторы) и положительно заряженные центры внедрения M_i^{\bullet} (доноры). Символом M обозначен атом Ag или Au. Основными собственными точечными дефектами кристалла являются двукратно заряженные межузельные атомы ртути $\text{Hg}_i^{\bullet\bullet}$ и ее вакансии V''_{Hg} , а реакции взаимодействия

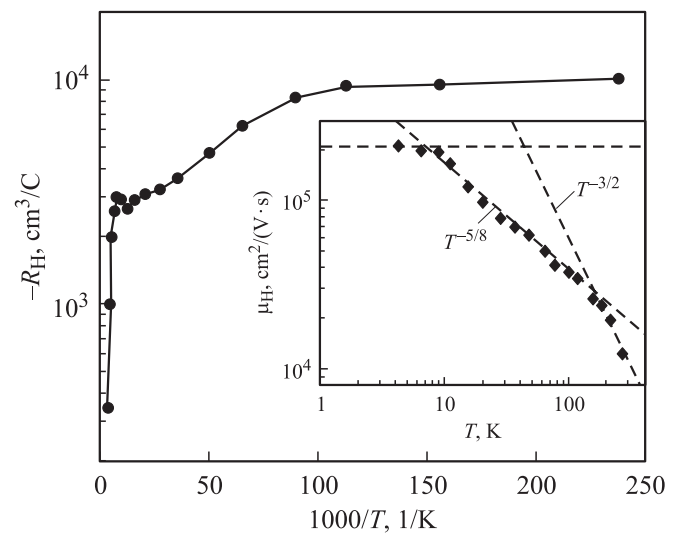
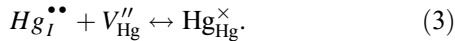
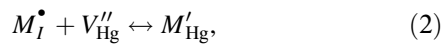
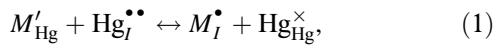


Рис. 1. Температурные зависимости значений коэффициента Холла R_H и холловской подвижности μ_n (вставка) для образца В1 после ионного травления.

между дефектами выглядят следующим образом:



В рассматриваемых кристаллах концентрация вакансий мала, а при ИТ КРТ происходит генерация атомов межузельной ртути, поэтому для нашего анализа важна реакция (1), которой соответствует закон действующих масс:

$$K_{rM}[M_I^{\bullet}] = [\text{Hg}_i^{\bullet\bullet}][M'_{\text{Hg}}]. \quad (4)$$

Здесь квадратные скобки обозначают концентрации соответствующих дефектов, а K_{rM} — константа равновесия реакции. Учитывая, что $[M'_{\text{Hg}}] + [M_I^{\bullet}] = N_M$, где N_M — суммарная концентрация растворенной в кристалле примеси, из соотношения (4) получаем

$$[M_I^{\bullet}] = \frac{N_M[\text{Hg}_i^{\bullet\bullet}]}{[\text{Hg}_i^{\bullet\bullet}] + K_{rM}}, \quad [M'_{\text{Hg}}] = \frac{N_M K_{rM}}{[\text{Hg}_i^{\bullet\bullet}] + K_{rM}}. \quad (5)$$

Поскольку известно, что в отожженных кристаллах КРТ атомы Ag и Au проявляют себя преимущественно как акцепторы [22], очевидно, что в условиях равновесия $[\text{Hg}_i^{\bullet\bullet}] \ll K_{rM}$. Однако в условиях ИТ концентрация $\text{Hg}_i^{\bullet\bullet}$ в области диффузии при плотности тока ионов $j \approx 0.1 \text{ А/см}^2$ превышает 10^{13} см^{-3} [9,23], что намного больше предельного равновесного значения, достигаемого в условиях насыщения ртутью и равного $[\text{Hg}_i^{\bullet\bullet}]_{\text{eq}} \approx 10^6 \text{ см}^{-3}$ для КРТ ($x \approx 0.2$) при $T \approx 300 \text{ К}$ [24]. Таким образом, если в условиях ИТ в части кристалла выполняется условие $K_{rM} \ll [\text{Hg}_i^{\bullet\bullet}]$, то из (5) следует, что в этой области должна происходить конверсия типа проводимости по реакции (1).

Чтобы оценить величину K_{rM} , учтем, что при низких температурах атомы Ag и Au подвижны только в междоузлиях, поэтому их эмпирический коэффициент диффузии равен [10]

$$D_M = \frac{D_{MI}[\text{Hg}_i^{\bullet\bullet}]_{\text{eq}}}{K_{rM}}, \quad (6)$$

где D_{MI} — коэффициент прямой межузельной диффузии. Используя для D_M эмпирические данные [24] и учитывая, что для коэффициента прямой межузельной диффузии в КРТ энергия активации составляет величину порядка 0.2 эВ, а частотный фактор равен $2.35 \cdot 10^{-3} \text{ см}^2/\text{с}$ [25], из соотношения (6) найдем, что при $T = 300 \text{ К}$ $K_{rM} < 10^{12} \text{ см}^{-3}$. Таким образом, условие $K_{rM} \ll [\text{Hg}_i^{\bullet\bullet}]$ при ИТ выполняется, и конверсия за счет вытеснения атома примеси в междоузлие возможна. В самом деле, согласно теории квазихимической кинетики, изложенной в [26], характерное время конверсии путем преобразования M'_{Hg} в M_I^{\bullet} для реакции (1) по порядку величины равно $\tau_{rIM} = 1/(k_{rM}[\text{Hg}_i^{\bullet\bullet}])$. Здесь

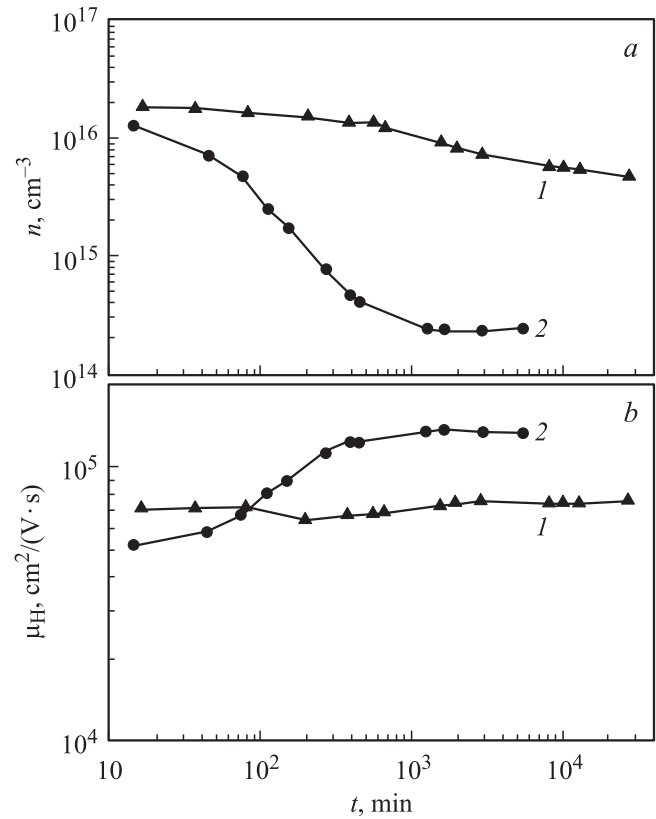


Рис. 2. Зависимости концентрации электронов n (а) и холловской подвижности μ_H (б) при 77 К от длительности хранения при 273 К для образцов С1 (кривые 1) и В2 (кривые 2).

$k_{rM} = 4\pi r_{tr} D_I$ — константа скорости прямой реакции (1), $r_{tr} = 2e^2/(\epsilon_s kT)$ — радиус захвата $\text{Hg}_i^{\bullet\bullet}$ примесным атомом, ϵ_s — статическая диэлектрическая проницаемость. Принимая, что в ходе ИТ концентрация $\text{Hg}_i^{\bullet\bullet}$ в диффузионном слое КРТ достигает $\sim 10^{13} \text{ см}^{-3}$, и полагая $D_I \approx 10^{-5} \text{ см}^2/\text{с}$ [25], а $r_{tr} \approx 10^{-6} \text{ см}$, найдем, что при $T = 300 \text{ К}$ $\tau_{rIM} \approx 10^{-2} \text{ с}$, что существенно меньше длительности процесса ионного травления $\Delta t \approx 10^3 \text{ с}$. Таким образом, конверсия типа проводимости в КРТ, легированном Ag или Au, при ИТ происходит путем диффузии избыточной ртути в глубину образца с последующим вытеснением примесных атомов из катионной подрешетки в междоузлия при условии $K_{rM} \ll [\text{Hg}_i^{\bullet\bullet}]$. Выполнение последнего условия означает, что конверсия этого типа критична к плотности ионного тока j и может, в отличие от конверсии в вакансионно-легированном КРТ, наблюдаться только при достаточно больших значениях j . Косвенно справедливость этого условия была подтверждена в работе [27] при сравнительном анализе действия ИТ и отжига анодного окисла на свойства КРТ, легированного Cu, Ag или Au.

Как известно, принципиально важным при исследовании свойств конвертированных при ИТ слоев n -типа проводимости является изучение релаксации их параметров при изотермическом и изохронном отжигах [5,10,11].

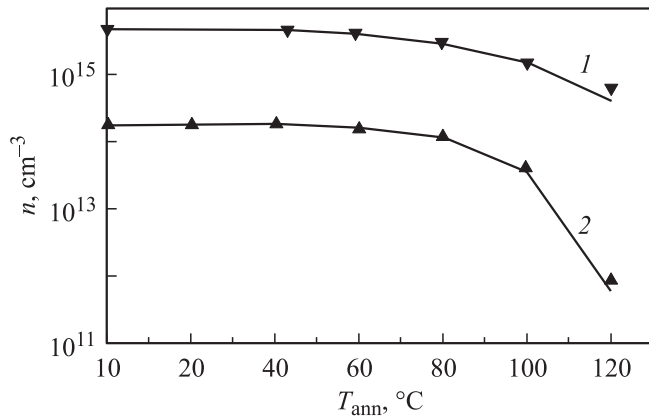


Рис. 3. Зависимости концентрации электронов n (77 К) в основном объеме конвертированного n -слоя от температуры изохронного отжига для образцов HgCdTe:Ag (1) и HgCdTe:Au (2). Точки — экспериментальные данные, линии — подгоночные кривые.

Исследование релаксации не только позволяет получить дополнительные сведения о механизме конверсии, но и оценить перспективы использованной технологии для разработки приборных структур. В рамках данной работы релаксация параметров конвертированных слоев изучалась на образцах В2, В3, С1 и С2 при 273 и 293 К. На рис. 2 представлены зависимости n и μ_n конвертированного n -слоя образцов В3 и С1, измеренные при 77 К, от времени выдержки при 273 К. Зависимости, полученные при отжиге образцов при 293 К, имели аналогичный вид. Видно, что в процессе изотермического хранения подвижность электронов в образцах постепенно росла, а их концентрация экспоненциально уменьшалась. Закон изменения n со временем при обеих температурах выдержки соответствовал реакции 1-го порядка и характеризовался наличием двух экспоненциальных участков с разными временами релаксации. Если считать, что обратное время релаксации ($1/\tau$) зависит от температуры по активационному закону Аррениуса, то по этим данным, например, для релаксации, которая отвечает второму экспоненциальному участку со временем τ_2 , можно было записать

$$\tau_{2M} = \tau_{2M0} \exp\left(\frac{E_2}{kT}\right). \quad (7)$$

Величины τ_{2M0} и E_2 составили соответственно $5.4 \cdot 10^{-7}$ с и 0.58 эВ для образцов, легированных Ag, и $1.5 \cdot 10^{-6}$ с и 0.56 эВ для образцов, легированных золотом. Таким образом, энергии активации процессов оказались близки, однако предэкспоненциальные множители различались, поэтому релаксация параметров образцов, легированных Ag, происходила гораздо быстрее, чем образцов, легированных Au. Так, при температурах хранения 273 и 293 К для образцов HgCdTe:Ag величины τ_1 и τ_2 составили 60 и 400 мин (образец В2) и 75 и 5000 мин (В3), а для образцов HgCdTe:Au — 220 и

15 000 мин (С1), 1100 и 90 000 мин (С2) соответственно. Очевидно, что именно наличие составляющей со столь малым характерным временем и объясняет отличие измеренной непосредственно после ИТ концентрации электронов в конвертированных слоях образцов В2 и В3 от величины p в этих образцах до ИТ.

В результате релаксации при 293 К или 273 К полная реконверсия из n - в p -тип не наблюдалась — основной объем конвертированного n -слоя сохранял электронный тип проводимости. После хранения при 273 К образцы были подвергнуты многостадийному изохронному отжигу. В процессе изохронного отжига концентрация электронов в основном объеме конвертированного n -слоя после стадии отжига при $T_{\text{анн}} = 80^{\circ}\text{C}$ снижалась вплоть до обратной реконверсии слоя в p -тип, наблюдавшейся при $T_{\text{анн}} \gtrsim 120^{\circ}\text{C}$ (рис. 3). Аппроксимация закона релаксации n экспоненциальной зависимостью с характеристическим временем $\tau_{\text{анн}}$ соответствовала закону

$$\tau_{\text{анн}} = \tau_{\text{анн0}} \exp\left(\frac{E_{\text{анн}}}{kT_{\text{анн}}}\right), \quad (8)$$

где величины $\tau_{\text{анн}}$ и $E_{\text{анн}}$ были определены для образцов HgCdTe:Ag как $1.7 \cdot 10^{-9}$ мин и 0.75 эВ, а для HgCdTe:Au — $2.1 \cdot 10^{-5}$ мин и 0.47 эВ соответственно.

Релаксация параметров конвертированного ИТ n -слоя в образцах КРТ, легированных элементом I группы, была недавно подробно рассмотрена на примере кристаллов, легированных медью [11]. После прекращения ИТ концентрация $\text{Hg}_I^{\bullet\bullet}$ в конвертированном слое быстро уменьшается посредством экзодиффузии или образования микровключений ртути. Согласно (5), это должно вызвать обратный переход примеси из междоузлий в узлы катионной подрешетки КРТ по реакции (1). Однако, как было показано в [11], объяснить отсутствие полной реконверсии при релаксации распадом образовавшихся при ИТ донорных центров, проходящим по реакции (1), не удастся. В то же время существенное различие в характерных временах релаксации в образцах HgCdTe:Ag и HgCdTe:Au свидетельствует о том, что релаксация связана с миграцией межузельных атомов примеси, поскольку коэффициенты диффузии этих примесей существенно различаются [22]. Поэтому по аналогии с данными [11] можно предположить, что и в случае HgCdTe:Ag и HgCdTe:Au наиболее вероятной причиной релаксации является распад твердого раствора M_I^{\bullet} . Такой распад возможен из-за того, что предельная растворимость M_I^{\bullet} в равновесном КРТ существенно ниже 10^{16} см $^{-3}$, так как в равновесии при 300 К $[M_I^{\bullet}] \ll [M'_{\text{Hg}}] < 10^{17}$ см $^{-3}$ [22]. При этом в конвертированном слое распад должен происходить с высокой скоростью, поскольку здесь $[M_I^{\bullet}] \gg [M'_{\text{Hg}}]$, и согласно (6) $D_M \approx D_{M_I}$, так что атомы примеси быстро мигрируют посредством прямой межузельной диффузии. Тип проводимости конвертированного слоя при этом будет определяться фоновыми примесями, что и наблюдается в эксперименте.

Распад твердого раствора объясняет и отсутствие реконверсии конвертированного слоя при изотермическом хранении. В самом деле, из-за распада раствора концентрация M_I^\bullet в конвертированном слое снижается до малой величины $K_{in} \ll N_M$. По этим причинам скорость образования M'_{Hg} тоже оказывается малой, и реконверсия не наблюдается. С другой стороны, в объеме образца концентрация раствора M_I^\bullet намного ниже насыщенного, поэтому там $[M_I^\bullet] \ll K_{in}$. Таким образом, некоторое время после конверсии поток M_I^\bullet направлен из конвертированного слоя внутрь кристалла, что также не оказывает содействия реконверсии. Со временем включения должны раствориться в результате перехода M_I^\bullet в M'_{Hg} и тогда реконверсия станет возможной.

Реконверсия обратно в p -тип, наблюдаемая при высоких температурах, вероятно, связана с диффузией примеси в конвертированный слой из неконвертированного объема образца или микровключений примеси. В пользу этого говорит и совпадение энергии активации релаксации E_{ann} для $HgCdTe:Ag$ с энергией активации быстрой компоненты диффузии этой примеси, определенной в [22]. Для $HgCdTe:Au$ величина $E_{ann} = 0.47$ эВ лучше совпадает с энергией активации медленной компоненты диффузии Au.

4. Заключение

В работе исследованы основные закономерности вызванной ионным травлением конверсии типа проводимости из p в n в легированных Au и Ag монокристаллах узкощелевых твердых растворов $HgCdTe$. Предложен механизм конверсии, базирующийся на процессах квазихимического взаимодействия атомов примеси и собственных дефектов. Он включает быструю диффузию атомов межузельной ртути из поверхностного источника большой концентрации, образуемого при ионном травлении, и вытеснение ими атомов примеси из катионной подрешетки в междоузлия, так что атомы Ag или Au переходят из акцепторного состояния в донорное. Показано, что структура дефектов конвертированного слоя нестабильна и его проводимость быстро релаксирует. Наиболее вероятным механизмом релаксации при комнатной температуре является распад пересыщенного раствора примеси. Реконверсия обратно в p -тип, наблюдаемая при высоких температурах, вероятно, связана с диффузией атомов примеси в конвертированный слой из неконвертированного объема образца или микровключений примеси.

Список литературы

- [1] В.П. Пономаренко. УФН, **173**, 649 (2003).
- [2] В.И. Стафеев, К.О. Болгарь, И.Д. Бурлаков, В.М. Акимов, Е.А. Климанов, Л.Д. Сагинов, В.Н. Соляков, Н.Г. Мансвентов, В.П. Пономаренко, А.А. Тимофеев, А.М. Филадель. ФТП, **39**, 1257 (2005).

- [3] I.M. Baker, C.D. Maxey. J. Electron. Mater., **30**, 682 (2001).
- [4] К.Д. Мынбаев, В.И. Иванов-Омский. ФТП, **37**, 1153 (2003).
- [5] V.V. Bogoboyashchyy, S.A. Dvoretzky, I.I. Izhnin, N.N. Mikhailov, Yu.G. Sidorov, F.F. Sizov, V.S. Varavin, V.A. Yudenkov. Phys. Status. Solidi C, **1**, 355 (2004).
- [6] J.F. Siliquini, J.M. Dell, C.A. Musca, L. Faraone, J. Piotrowski. J. Cryst. Growth, **184/185**, 1219 (1998).
- [7] J. Antoszewski, C.A. Musca, J.M. Dell, L. Faraone. J. Electron. Mater., **29**, 837 (2000).
- [8] В.В. Богобаящий, И.И. Ижнин. Изв. вузов. Физика, **44** (1), 50 (2001).
- [9] I.I. Izhnin, V.V. Bogoboyashchyy, N.N. Berchenko, V.A. Yudenkov. J. Alloys Comp., **371**, 122 (2004).
- [10] V.V. Bogoboyashchyy, I.I. Izhnin, K.D. Mynbaev, M. Pociask, A.P. Vlasov. Semicond. Sci. Technol., **21**, 1144 (2006).
- [11] V.V. Bogoboyashchyy, A.I. Elizarov, I.I. Izhnin. Semicond. Sci. Technol., **20**, 726 (2005).
- [12] К.Д. Мынбаев, В.И. Иванов-Омский. ФТП, **40**, 3 (2006).
- [13] M. Chu, S. Terterian, P.C.C. Wang, S. Mesropian, H.K. Gurgentian, D.-S. Pan. Proc. SPIE Opt. Soc. Eng., **4454**, 116 (2001).
- [14] Y. Selamet, Y.D. Zhou, J. Zhao, Y. Chang, C.R. Becker, R. Ashokan, C.H. Grein, S. Sivananthan. J. Electron Mater., **33**, 503 (2004).
- [15] A.J. Ciani, S. Ogut, I.P. Batra. J. Electron Mater., **33**, 737 (2004).
- [16] A.J. Ciani, S. Ogut, I.P. Batra, S. Sivananthan. J. Electron Mater., **34**, 868 (2005).
- [17] J. Tregilgas, B. Gnade. J. Vac. Sci. Technol. (A), **3**, 157 (1985).
- [18] I. Lyubomirsky, V. Lyakhovitskaya, J.F. Guillemoles, I. Riess, R. Triboulet, D. Cahen. J. Cryst. Growth, **161**, 90 (1996).
- [19] M. Tanaka, K. Ozaki, H. Nishino, H. Ebe, Y. Miyamoto. J. Electron. Mater., **27**, 579 (1998); H. Nishino, K. Ozaki, M. Tanaka, T. Saito, H. Ebe, Y. Miyamoto. J. Cryst. Growth, **214–215**, 275 (2000).
- [20] L.F. Lou, W.H. Frye. J. Appl. Phys., **56**, 2253 (1984).
- [21] В.В. Богобаящий. ФТП, **36**, 1418 (2002).
- [22] Ф.А. Зайтов, Ф.К. Исаев, А.В. Горшков. Дефектообразование и диффузионные процессы в некоторых полупроводниковых твердых растворах (Баку, Азербейджан, 1984).
- [23] D. Shaw, P. Capper. J. Mater. Sci.: Mater. Electron., **11**, 169 (2000).
- [24] V.V. Bogoboyashchyy, K.R. Kurbanov. J. Alloys Comp., **371**, 97 (2004).
- [25] S. Holander-Gleixner, H.G. Robinson, C.R. Helms. J. Appl. Phys., **83**, 1299 (1998).
- [26] Ф. Крегер. Химия несовершенных кристаллов (М., Мир, 1969). [Пер. с англ.: F.A. Kröger. *The Chemistry of Imperfect Crystals* (North-Holland, Amsterdam, 1964)].
- [27] В.О. Юденков. Вісник Національного університету „Львівська політехніка“, Сер. Електроніка, № 513, 96 (2004).

Редактор Т.А. Полянская

Conductivity type conversion under ion milling of narrow-gap HgCdTe crystals doped with Au and Ag

V.V. Bogoboyashchyy, I.I. Izhnin⁺, M. Pociask[^],
K.D. Mynbaev*, V.I. Ivanov-Omskii*

Kremenchuk State Polytechnical University,
39614 Kremenchuk, Ukraine

⁺ R & D Institute for Materials SRC „Carat“,
79031 Lviv, Ukraine

[^] Institute of Physics, Rzeszów University,
35–310 Rzeszów, Poland

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

Abstract The basic features of *p*- to *n*-conductivity type conversion induced by ion milling in HgCdTe crystals doped with Au and Ag have been studied. The conversion mechanism was proposed which includes fast diffusion of interstitial mercury atoms from the surface source with high concentration of the atoms, and their „kicking-out“ dopant atoms from cationic sublattice into interstitial position, which transforms them from acceptors into donors. It is shown that the defect structure of converted layer is not stable, and its electrical properties change upon storage at the room temperature. The most probable cause of the relaxation that occurs at the room temperature is the decay of super-saturated solution of the dopant. Re-conversion back into *p*-type, which is observed under isochronous annealing, is related to the diffusion of the dopant from unconverted part of the sample and/or dopant inclusions into the converted layer.