

Электрические свойства гетероэпитаксиальных слоев HgCdTe *n*-типа проводимости, модифицированных ионным травлением

© М. Поцяск[‡], И.И. Ижнин^{*¶}, С.А. Дворецкий⁺, Н.Н. Михайлов⁺,
Ю.Г. Сидоров⁺, В.С. Варавин⁺, К.Д. Мынбаев[#], В.И. Иванов-Омский[#]

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

^{*} НИИ материалов НПП „Карат“,
79031 Львов, Украина

⁺ Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова Сибирского отделения Российской академии наук,
630090 Новосибирск, Россия

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

(Получена 27 марта 2008 г. Принята к печати 7 апреля 2008 г.)

Исследованы электрические свойства модифицированных ионным травлением гетероэпитаксиальных слоев HgCdTe *n*-типа проводимости, выращенных молекулярно-пучковой эпитаксией, нелегированных и легированных в процессе роста индием. Установлено, что в этих структурах присутствуют исходно нейтральные дефекты с концентрацией $\sim 10^{17} \text{ см}^{-3}$, которые активируются ионным травлением и образуют донорные центры. Сопоставление полученных экспериментальных результатов с литературными данными показывает, что эти дефекты формируются на стадии роста структур. После остановки ионного травления донорные центры распадаются и через $\sim 5 \cdot 10^3$ мин концентрация электронов в структурах стабилизируется. Полученные данные позволяют определять количество индия, требуемое для получения воспроизводимой концентрации электронов в *n*-областях фотодиодных структур на основе HgCdTe, сформированных ионным травлением.

PACS: 61.72.Vv, 61.80.Jh, 66.30.Jt, 73.61.Ga

Одним из наиболее перспективных методов создания фотодиодных структур на основе узкощелевых твердых растворов $p\text{-Hg}_{1-x}\text{Cd}_x\text{Te}$ (кадмий–ртуть–теллур, КРТ) является ионное травление (ИТ) [1,2]. В процессе ИТ у поверхности КРТ образуется источник диффузии межузельной ртути Hg_I . Миграция Hg_I в глубь кристалла приводит к конверсии типа проводимости $p \rightarrow n$ в слое толщиной от единиц до сотен микрон и формированию *n*–*p*-перехода. Электрические свойства неконвертированной области кристалла (*p*-области) после ИТ не изменяются. Концентрация дырок в этой области определяется легированием в процессе роста и(или) постростового отжига. В конвертированном слое (в *n*-области) после ИТ концентрация электронов *n* определяется концентрацией остаточных доноров (собственных и примесных) N_D и донорных центров, образовавшихся в результате взаимодействия Hg_I с атомами неконтролируемых и(или) направленно введенных акцепторных примесей [3]. После завершения процесса ИТ эти центры распадаются и величина *n* уменьшается (релаксирует), достигая за времена порядка 10^3 – 10^5 мин (в зависимости от типа примеси) уровня N_D . Таким образом, в сформированной ИТ на основе номинально нелегированного КРТ диодной структуре электрические свойства *n*-области после релаксационных процессов определяются остаточными донорами. Их концентрация обычно составляет величину в диапазоне 10^{14} – 10^{15} см^{-3} , зависит от способа выращивания, чистоты исходных компонентов и может изменяться

от процесса к процессу. При этом возникает вопрос о воспроизводимости величины N_D и, как следствие, параметров сформированных диодных структур, а также стабильности их свойств.

Простым решением этой проблемы является преднамеренное легирование материала донорными примесями (например, In). Тем не менее до настоящего времени в литературе практически отсутствовали сообщения о целенаправленном исследовании влияния ИТ на легированный донорами КРТ. Исключением являются работы [4,5], в которых исследованы отдельные аспекты влияния ИТ на свойства легированных In объемных монокристаллов КРТ.

В настоящей работе сообщается о результатах исследования электрических свойств подвергнутых ИТ гетероэпитаксиальных слоев (ГЭС) КРТ *n*-типа проводимости, выращенных молекулярно-пучковой эпитаксией (МПЭ), как нелегированных, так и легированных In в широком интервале концентраций ($5 \cdot 10^{14}$ – 10^{17} см^{-3}).

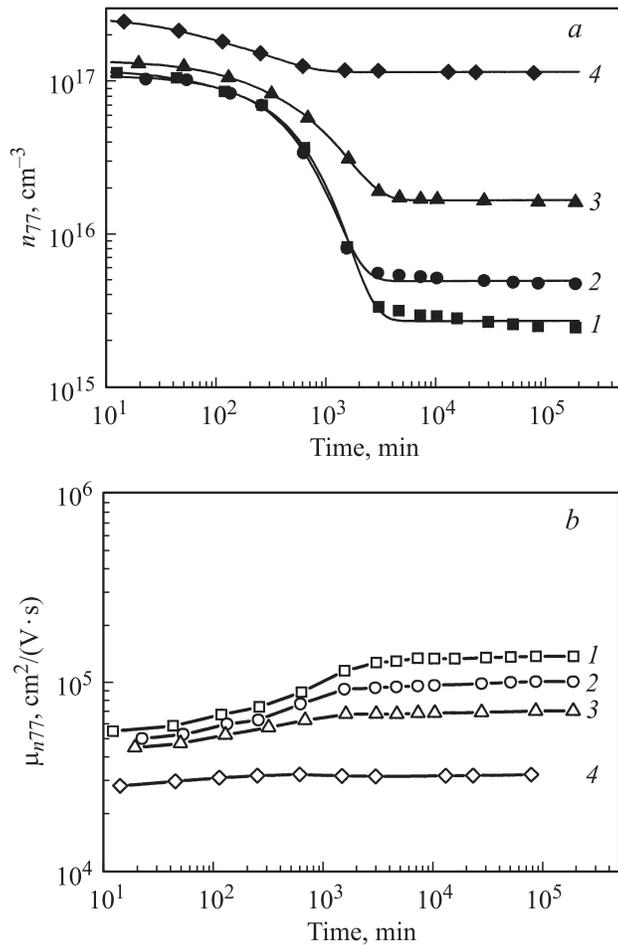
Гетероэпитаксиальные слои $\text{Hg}_{1-x}\text{Cd}_x\text{Te}$ были выращены на подложках GaAs (013) с использованием буферных слоев CdTe/ZnTe [6]. В типичной гетероструктуре на границах активного слоя $\text{Hg}_{1-x}\text{Cd}_x\text{Te}$ ($x \approx 0.22$) толщиной $d \approx 10$ мкм выращивались варизонные широкозонные слои с толщинами нижнего и верхнего слоев ~ 1.0 и ~ 0.3 мкм соответственно. Содержание Cd в варизонных слоях увеличивалось от $x \approx 0.22$ до $x \approx 0.45$ на границе с буферным слоем и на поверхности активного слоя. Нелегированные и легированные индием в процессе роста ГЭС выращивались при температуре под-

¶ E-mail: granat@ipm.lviv.ua

Концентрация электронов n_{77} и подвижность μ_{n77} в нелегированных и легированных образцах ГЭС КРТ после выращивания, ионного травления и релаксации при комнатной температуре

Образец	Примесь	После выращивания		После ИТ		После релаксации		
		$n_{77}, \text{см}^{-3}$	$\mu_{n77}, \text{см}^2/(\text{В} \cdot \text{с})$	$n_{77}, \text{см}^{-3}$	$\mu_{n77}, \text{см}^2/(\text{В} \cdot \text{с})$	Время, мин	$n_{77}, \text{см}^{-3}$	$\mu_{n77}, \text{см}^2/(\text{В} \cdot \text{с})$
M10	–	$7.6 \cdot 10^{13}$	163000	$1.1 \cdot 10^{17}$	55300	186810	$2.4 \cdot 10^{15}$	137000
M12	In	$2.2 \cdot 10^{15}$	110000	$1.0 \cdot 10^{17}$	50700	185770	$4.7 \cdot 10^{15}$	101000
M14	In	$1.3 \cdot 10^{16}$	71000	$1.3 \cdot 10^{17}$	45400	185870	$1.6 \cdot 10^{16}$	70600
M16	In	$1.1 \cdot 10^{17}$	32600	$2.4 \cdot 10^{17}$	28600	105000	$1.1 \cdot 10^{17}$	32800

ложки $\sim 185^\circ\text{C}$. Параметры образцов после выращивания и ИТ определялись путем измерения коэффициента Холла R_H и проводимости σ при температуре $T = 77\text{ К}$ в диапазоне магнитных полей $B = 0.01 - 1.5\text{ Тл}$. Полученные зависимости $R_H(B)$ и $\sigma(B)$ анализировались с использованием метода дискретного анализа спектров подвижности (DMSA) [7].



Релаксация концентрации электронов (а) и их подвижности (б) при 77 К в „объемном“ *n*-слое модифицированных ионным травлением гетероэпитаксиальных слоев КРТ: 1 — M10, 2 — M12, 3 — M14, 4 — M16. Точки — экспериментальные данные. а: линии — аппроксимация экспериментальных результатов экспоненциальными зависимостями.

После роста ГЭС имели *n*-тип проводимости. Значения при $T = 77\text{ К}$ концентрации электронов (n_{77}) и их подвижности (μ_{n77}) для ряда типичных ГЭС после роста приведены в таблице. Как видно, номинально нелегированный образец имел низкую концентрацию электронов, $n_{77} = 7.6 \cdot 10^{13}\text{ см}^{-3}$. В ГЭС, легированных In, концентрация n_{77} изменялась в пределах 2 порядков величины и определялась концентрацией индия в кристаллической решетке N_{In} [8].

Ионное травление проводили ионами Ar^+ на установке ИВ-3 фирмы ЕИКО (Япония). Энергия ионов составляла 500 эВ, плотность тока — 0.1 мА/см², время процесса — 20 мин. Для исследования процесса временной релаксации n_{77} и μ_{n77} последовательно измерялись при 77 К R_H и σ образцов, выдерживавшихся между измерениями при комнатной температуре.

Ионное травление исследуемых образцов привело к формированию типичных для такой обработки $n^+ - n$ -структур, состоявших из радиационно-нарушенного поверхностного n^+ -слоя толщиной $\sim 2\text{ мкм}$ и „объемного“ модифицированного *n*-слоя. Нарушенный n^+ -слой с поверхности образцов после ИТ не удалялся, поскольку использование DMSA позволило разделить вклад в проводимость электронов этого слоя и „объемного“ *n*-слоя. Величины n_{77} и μ_{n77} в „объемном“ *n*-слое приведены в таблице. Оказалось, что непосредственно после ИТ величина n_{77} во всех ГЭС имела порядок 10^{17} см^{-3} и не зависела от исходной концентрации доноров (см. таблицу). Подвижность электронов после ИТ была низкой, $< 6 \cdot 10^4\text{ см}^2/(\text{В} \cdot \text{с})$, и, если исходить из данных работы [9], соответствовала значению μ_{n77} в гомогенных объемных монокристаллических образцах КРТ ($x \approx 0.215$) с концентрацией доноров $N_D \approx 2 \cdot 10^{17}\text{ см}^{-3}$ и компенсирующих акцепторов $N_A \approx 1 \cdot 10^{15}\text{ см}^{-3}$.

На рисунке представлены релаксационные кривые n_{77} и μ_{n77} для подвергнутых ИТ ГЭС. Видно, что n_{77} и μ_{n77} изменялись при комнатной температуре в процессе хранения. Зависимость n_{77} от времени хранения для всех образцов была экспоненциальной и имела две стадии с характерными временами релаксации $\tau_1 \approx 40 - 140\text{ мин}$ и $\tau_2 \approx 450 - 800\text{ мин}$. Из данных рисунка также следует, что после $\sim 5 \cdot 10^3\text{ мин}$ хранения n_{77} в ГЭС, легированных индием с концентрацией $N_{In} \gtrsim 10^{16}\text{ см}^{-3}$, стабилизировалась на уровне, соответствующем значению N_{In} после выращивания.

Величина n_{77} в исследованных ГЭС, измеренная непосредственно после ИТ, совпала с концентрацией электронов в подвергнутых ионному травлению ГЭС КРТ, полученных методом МПЭ, p -типа проводимости, легированных As с концентрацией $N_{As} \sim 10^{16} \text{ см}^{-3}$ [10]. Это подтверждает справедливость сделанного в [10] предположения о том, что генерируемые в процессе ИТ межузельные атомы Hg_I активируют в ГЭС КРТ электрически нейтральные дефекты, определяющие свойства образцов непосредственно после ИТ и на начальной стадии релаксации. В пользу этого говорят и близкие значения величин τ_1 и τ_2 , полученные в настоящей работе и наблюдавшиеся в [10] на начальных этапах релаксации n_{77} . Отметим, что в [10] обсуждалась возможность формирования обнаруженных при ИТ дефектов на стадии роста или постростового отжига. Факт присутствия данных дефектов в нашем случае в ГЭС, не подвергавшихся отжигу, свидетельствует о том, что их образование происходит на стадии выращивания структур.

Как следует из данных таблицы и рисунка, концентрация активируемых ИТ дефектов в ГЭС находится на уровне $\sim 1 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$. Это хорошо согласуется с тем фактом, что для образца M16 величина n_{77} непосредственно после ИТ составляет $\sim 2 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$, что является суммой N_{In} и $1 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$ образованных при ИТ донорных центров. Что касается n_{77} после релаксации, то в образце M10 оно оказалось равным $2.4 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-3}$, т.е. значительно превышает исходную концентрацию электронов $7.6 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-3}$. Приблизительно на такую же величину ($2 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-3}$) n_{77} оказалась больше значения N_{In} после релаксации в образце M12. Можно предположить, что именно это значение ($\sim 2 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-3}$) соответствует величине N_D в исследуемых ГЭС. Низкая концентрация электронов, характерная для нелегированных структур непосредственно после роста, может отражать тот факт, что остаточные доноры в этих образцах были частично компенсированы неконтролируемыми акцепторами. При ИТ эти компенсирующие акцепторы должны, взаимодействуя с атомами Hg_I , были образовывать донорные центры. После прекращения ИТ такие центры распадаются, и, как и в преднамеренно легированных акцепторами образцах КРТ, данный процесс в независимости от уровня N_A приводит к тому, что электрические свойства образца определяются после релаксации остаточными донорами [3,11,12]. В работах [11,13] было высказано следующее предположение: распад сформировавшихся в результате ИТ донорных центров может происходить через образование нейтральных. В этом случае в прошедших ИТ образцах n -типа проводимости должно происходить существенное снижение степени компенсации, что и может дать наблюдающуюся в эксперименте величину $N_D = 2.4 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-3}$. Сама же эта величина, согласно имеющимся представлениям, может быть обусловлена присутствием в ГЭС как неконтролируемых доноров типа „антиструктурного“ теллура Te_{Hg} [14], так и донорных примесей.

Таким образом, ионное травление гетероэпитаксиальных слоев $n\text{-Hg}_{1-x}\text{Cd}_x\text{Te}$, выращенных молекулярно-пучковой эпитаксией, показало, что в них присутствуют изначально нейтральные дефекты с концентрацией $\sim 10^{17} \text{ см}^{-3}$, образовавшиеся на стадии роста. Такой дефект образует при ионном травлении заряженный донорный центр. После распада центров концентрация электронов в структурах стабильна и в преднамеренно легированных структурах с $N_{In} > N_D$ определяется концентрацией введенного индия. В нелегированных структурах n -типа проводимости ионное травление приводит к снижению степени компенсации. Полученные данные позволяют определить количество индия, вводимого в $\text{Hg}_{1-x}\text{Cd}_x\text{Te}$ при легировании, необходимое для получения воспроизводимой концентрации электронов в n -областях фотодиодов, сформированных ионным травлением.

Работа была частично поддержана Министерством образования и науки Украины (договор № М/182-2007), грантом РФФИ 07-02-00400 и Интеграционным проектом СО РАН № 3.20.

Список литературы

- [1] В.П. Пономаренко. УФН, **173**, 649 (2003).
- [2] D. Shaw, P. Capper. J. Mater. Sci.: Mater. Electron., **19**, 965 (2008).
- [3] I.I. Izhnin, V.V. Bogoboyashchyy, F.F. Sizov. Proc. SPIE, **5881**, 58821OU (2005).
- [4] I.I. Izhnin, A.I. Izhnin, K.R. Kurbanov, B.B. Prytuljak. Proc. SPIE, **3182**, 383 (1997).
- [5] E. Belas, V.V. Bogoboyashchyy, R. Grill, I.I. Izhnin, A.P. Vlasov, V.A. Yudenkov. J. Electron. Mater., **32**, 698 (2003).
- [6] Ю.Г. Сидоров, В.С. Варавин, С.А. Дворецкий, Н.Н. Михайлов, М.В. Якушев, И.В. Сабинина. ФТП, **35**, 1092 (2001).
- [7] V.V. Bogoboyashchyy, A.I. Elizarov, I.I. Izhnin. Semicond. Sci. Technol., **20**, 726 (2005).
- [8] В.С. Варавин, С.А. Дворецкий, Д.Г. Икусов, Н.Н. Михайлов, Ю.Г. Сидоров, Г.Ю. Сидоров, М.В. Якушев. ФТП, **42**, 664 (2008).
- [9] В.В. Богобоящий. ФТП, **36**, 1418 (2002).
- [10] I.I. Izhnin, S.A. Dvoretzky, N.N. Mikhailov, Yu.G. Sidorov, V.S. Varavin, K.D. Mynbaev, M. Pociask. Appl. Phys. Lett., **91**, 132 106 (2007).
- [11] V.V. Bogoboyashchyy, I.I. Izhnin, K.D. Mynbaev, A.P. Vlasov, M. Pociask. Semicond. Sci. Technol., **21**, 1144 (2006).
- [12] В.В. Богобоящий, И.И. Ижнин, М. Поцяск, К.Д. Мынбаев, В.И. Иванов-Омский. ФТП, **41**, 826 (2007).
- [13] E. Belas, R. Grill, J. Franc, P. Moravec, R. Varghová, P. Höschl, H. Sitter, A.L. Toth. J. Cryst. Growth, **224**, 52 (2001).
- [14] 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).

Редактор Л.В. Шаронова

Electrical properties of *n*-HgCdTe heteroepitaxial layers modified by ion milling

M. Pociask[‡], *I.I. Izhnin*^{*}, *S.A. Dvoretzky*⁺,
N.N. Mikhailov⁺, *Yu.G. Sidorov*⁺, *V.S. Varavin*⁺,
K.D. Mynbaev[#], *V.I. Ivanov-Omskii*[#]

[‡] Institute of Physics, Rzeszów University,
35-310 Rzeszów, Poland

^{*} R&D Institute for Materials SRC „Carat“,
79031 Lviv, Ukraine

⁺ A.V. Rzhanov Institute of Semiconductor Physics,
Russian Academy of Sciences, Siberian Branch,
630090 Novosibirsk, Russia

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

Abstract Electrical properties of *n*-HgCdTe heteroepitaxial layers grown by molecular beam epitaxy, undoped and doped with In during the growth and modified by ion milling were studied. It is established that the HgCdTe heterolayers contain neutral defects with concentration $\sim 10^{17} \text{ cm}^{-3}$, which are activated by ion milling to form donor centers. By comparing the obtained experimental results with the data presented in the literature, it is shown that the neutral defects arise during the growth of the heteroepitaxial layers. After the ion etching the donor centers disintegrate and after $\sim 5 \cdot 10^3$ min of storage at room temperature the electron concentration stabilizes. The data obtained allows to determine the indium concentration required for achieving desired electron concentration in HgCdTe-based photodiode structures fabricated using ion etching.