

УДК 621.315.592

Особенности распределения донорных центров в кристаллах $Cd_xHg_{1-x}Te$ p -типа при низкотемпературной ионной имплантации

В. Н. Овсяк, Н. Х. Талипов

Институт физики полупроводников СО РАН, г. Новосибирск, Россия

Исследовались особенности формирования $n^+/n^-/p$ -структуры в кристаллах $Cd_xHg_{1-x}Te$ p -типа при низкотемпературной (80 К) имплантации ионов бора. Распределение донорных центров в имплантированных кристаллах определялось методом дифференциальных холловских измерений при 77 К. Впервые обнаружено, что низкотемпературная имплантация больших доз ионов бора приводит к подавлению процесса формирования $n^+/n^-/p$ -структуры. Сделан вывод о частичном отжиге радиационных дефектов кристаллической структуры и электрической активации бора в процессе ионной имплантации при комнатной температуре.

Ионная имплантация полупроводниковых твердых растворов $\text{Cd}_x\text{Hg}_{1-x}\text{Te}$ (КРТ) — основной процесс, применяемый для формирования слоев с n -типом проводимости на поверхности объемных кристаллов и эпитаксиальных слоев p -типа. Основное ее преимущество состоит в том, что в решетке КРТ при ионной бомбардировке вводятся радиационные дефекты донорного типа независимо от природы внедряемых ионов [1], поэтому проводить постимплантационный отжиг, как правило, не требуется, что значительно упрощает технологию формирования n - p -переходов. Для создания n - p -переходов в КРТ p -типа предпочтительно использовать ионы бора [2], имеющего небольшую массу, что приводит к меньшей плотности дефектов в имплантированном кристалле. Радиационные нарушения кристаллической структуры КРТ, генерируемые в приповерхностном слое в большом количестве (особенно при имплантации тяжелых ионов) и которые нельзя отжигать, так как одновременно идет и отжиг донорных центров, оказывают существенное влияние на величину темновых токов фотодиодов.

Общепринятым является следующий механизм формирования n - p -переходов в КРТ p -типа при ионной имплантации [3]: а) приповерхностная сильнолегированная область (n^+ -слой) является диффузионным источником как примеси, так и свободных атомов ртути, образовавшихся в каскаде соударений ионов с решеткой; б) в КРТ вакансионного p -типа быстро диффундирующие в глубь кристалла атомы Hg заполняют вакансии ртути и нейтрализуют их, при этом проявляются донорные свойства остаточных примесей и образуется глубокий n -слой с низкой концентрацией электронов в области n - p -перехода, в результате формируется так называемая $n^+/n^-/p$ -структура.

Создание $n^+/n^-/p$ -структуры в кристаллах КРТ p -типа возможно несколькими способами: после низкотемпературного постимплантационного отжига [3];

при имплантации больших доз ионов бора [4];

в процессе имплантации бора при повышенной температуре подложки [5];

при плазменной обработке поверхности образца [6].

Вышеперечисленные процессы создания $n^+/n^-/p$ -структуры приводят к формированию n - p -перехода на достаточно большой глубине — порядка 10 мкм или даже глубже, особенно при отжиге, имплантации при повышенной температуре и плазменной обработке.

Однако в настоящее время отсутствуют литературные данные о распределении донорных центров в слоях n -типа, полученных при низко-

температурной ионной имплантации бора в КРТ p -типа. Имеется лишь несколько работ, в которых ионная имплантация КРТ проводилась при низкой температуре. Так, в работах [7—9] исследовались распределение концентрации атомов бора по глубине, электрофизические параметры n -слоев и процессы дефектообразования в имплантированных ионами B^+ при температуре 77 К кристаллах КРТ. Наиболее подробно методами вторичной ионной масс-спектрографии (ВИМС), дифференциальных холловских измерений и резерфордовского обратного рассеяния (РОР) в работах [10, 11] исследовалась низкотемпературная имплантация индия. В работах [12, 13] имплантация бора при 77 К применялась для исследования процесса формирования $n^+/n^-/p$ -структуры при последующем постимплантационном (200 °С) отжиге.

Цель настоящей работы — исследование пространственного распределения донорных центров в кристаллах КРТ p -типа при низкотемпературной ионной имплантации бора.

Эксперимент

Эксперименты проводили на объемном кристалле КРТ p -типа с $x = 0,22$, исходной концентрацией дырок $p = 4 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-3}$, подвижностью дырок $\mu_p = 600 \text{ см}^2/\text{В} \cdot \text{с}$ при $T = 77 \text{ К}$. Исходный кристалл был разделен на квадратные образцы размером не менее $4 \times 4 \text{ мм}$. Затем на образцы для защиты поверхности был осажден низкотемпературный диоксид кремния толщиной 50 нм, который используется для создания матричных фотоприемных структур на основе КРТ [14]. Имплантация ионов B^+ с энергией 150 кэВ дозой $1 \cdot 10^{14}$ и $1 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$ проводилась при комнатной температуре и при 80 К. Плотность ионного тока составляла не более $0,1 \text{ мкА}/\text{см}^2$, что исключало разогрев образца в процессе имплантации. С учетом потерь энергии ионов B^+ в защитном диэлектрике в КРТ они внедрялись с энергией 140 кэВ. В этих же режимах при комнатной температуре имплантировались ионы He^+ . Постимплантационные отжиги не проводились.

Распределение внедренных атомов бора по глубине в КРТ измерялось методом ВИМС. Электрофизические параметры слоев с n -типом проводимости определялись методом дифференциальных холловских измерений (ДХИ) при $T = 77 \text{ К}$. Отметим, что измерение эффекта Холла методом Ван дер Пау проводили при величине магнитного поля не более 1 кГс. Обоснование данной методики приведено в работе [15].

Результаты и обсуждение

На основе измеряемых методом ДХИ для каждого шага травления слоевой проводимости и слоевого коэффициента Холла были построены экспериментальные распределения слоевой концентрации электронов (N_s) по глубине образца при различных режимах имплантации ионов B^+ и He^+ (рис. 1). Стрелки P_1-P_5 обозначают глубину n -слоя, определенную при смене знака коэффициента Холла с отрицательного на положительный при величине магнитного поля 0,3 кГс. Экспериментальные точки в "хвосте" распределения, соединенные пунктирной линией, показывают средние значения N_s . Из рис. 1 также видно, что в исходном образце (точки на глубине 0 мкм) самое низкое значение N_s получено для имплантации ионов бора при 80 К. Снижение N_s наблюдалось ранее при низкотемпературной имплантации ионов B^+ (150 кэВ, 10^{14} см $^{-2}$) [9] и In^+ [11]. Отметим, что имплантация более легких ионов гелия дала большее значение исходной величины слоевой концентрации электронов по сравнению с внедрением ионов бора для соответствующих доз.

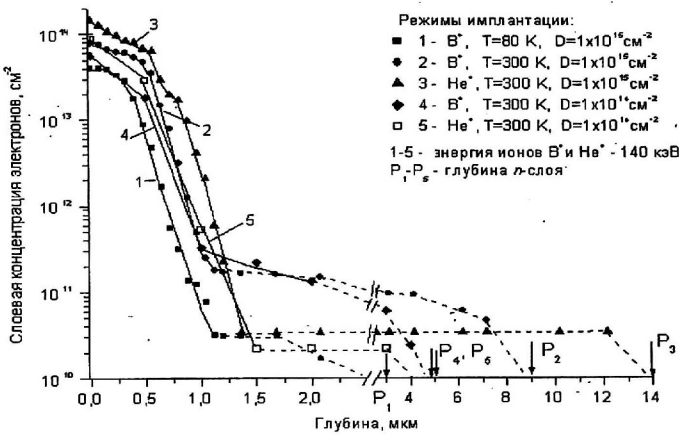


Рис. 1. Распределение слоевой концентрации электронов по глубине при различных режимах имплантации ионов B^+ и He^+

На рис. 2 представлены рассчитанные по экспериментальным зависимостям N_s профили концентрации электронов n для дозы ионов B^+ и He^+ $1 \cdot 10^{15}$ см $^{-2}$ и распределение внедренных атомов бора по глубине d , измеренное методом ВИМС. Распределение подвижности электронов по глубине приведено на рис. 3. Стрелками показаны измеренные эффективные подвижности

электронов в исходном n -слое. Экспериментальные величины N_s для дозы ионов B^+ и He^+ $1 \cdot 10^{14}$ см $^{-2}$ (см. рис. 1) получены с большим шагом травления, поэтому расчет распределения концентрации и подвижности электронов по глубине не проводился. Из рис. 1 видно, что в данном случае глубина n -слоя составила величину 5 мкм.

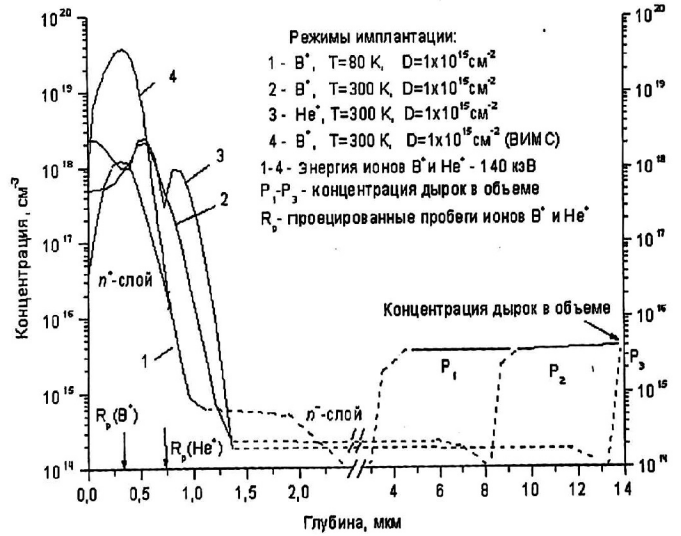


Рис. 2. Распределение по глубине концентрации электронов (кривые 1-3) и внедренных атомов бора (кривая 4)

Стрелками R_p на рис. 2 и 3 обозначены проецированные пробеги ионов бора и гелия в КРТ. Для ионов гелия приведено расчетное значение $R_p(He^+) = 0,72$ мкм, взятое из работы [16].

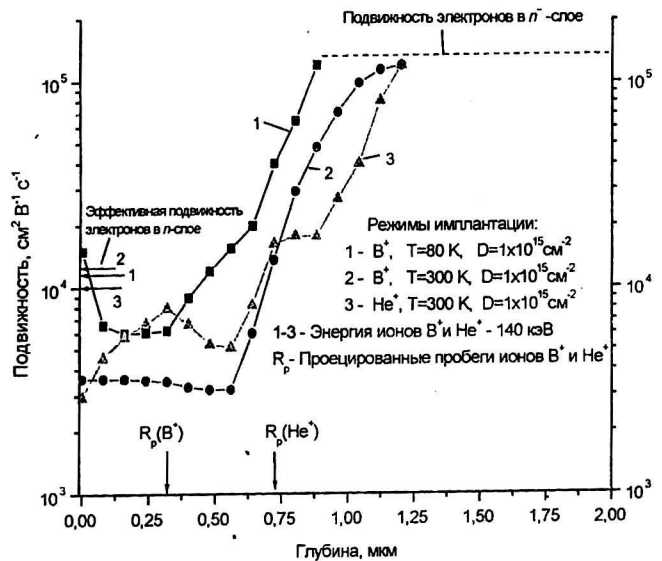


Рис. 3. Распределение подвижности электронов по глубине

На рис. 2 можно выделить две области: сильно легированный n^+ -слой глубиной порядка

1 мкм и слаболегированный n -слой ("хвост" распределения) глубиной несколько микрон. Между n -слоем и подложкой p -типа существует переходная область с очень низкой концентрацией (порядка 10^{13} см⁻³ и ниже) электронов, которая методом эффекта Холла точно не меряется. Таким образом, из рис. 1 и 2 видно, что имплантация ионов бора и гелия при комнатной температуре привела к формированию $n^+/n^-/p$ -структуры, причем с ростом дозы ионов глубина n -слоя увеличивается в соответствии с данными, полученными в [4]. В случае имплантации большой дозы ($1 \cdot 10^{15}$ см⁻²) ионов He⁺ глубина n -слоя равна 14 мкм, тогда как для ионов бора она намного меньше — 9 мкм. Физический механизм формирования n -слоя приведен выше. В случае имплантации ионов В⁺ снижение глубины n -слоя обусловлено меньшим количеством диффундирующих в глубь образца междоузельных атомов ртути, источником которых является приповерхностная сильнолегированная область.

Наиболее сильный эффект достигнут при низкотемпературной имплантации ионов В⁺: "хвост" распределения уменьшился до глубины 3 мкм. Отметим, что данный эффект обнаружен нами впервые. В работе [11] не было различия в глубине n -слоя в случае имплантации индия с энергией 300 кэВ, дозой $3 \cdot 10^{14}$ см⁻² при 77 и 300 К (она составила величину 0,6 мкм), в то время как, по данным ВИМС, профиль распределения атомов индия имел меньшую глубину при низкотемпературной имплантации.

Бор в отличие от индия является очень медленно диффундирующей примесью в КРТ [15], поэтому имплантация при 77 К существенно не изменяет профиль распределения внедренного бора по сравнению с имплантацией при 300 К [7]. Как видно из рис. 2, распределение концентрации электронов по глубине в n^+ -слое, полученное для имплантации при $T = 80$ К (кривая 1), точно совпадает с профилем распределения атомов бора (кривая 4). Имплантация при 300 К приводит к уширению профиля концентрации электронов и смещению максимума распределения с $n = 2 \cdot 10^{18}$ см⁻³ в глубь образца за область R_p . Данный эффект наблюдался в [17] при имплантации ионов Ag⁺ и Al⁺ и объяснялся диффузией междоузельных атомов ртути из области генерации радиационных дефектов вблизи R_p в глубь полупроводника.

Из данных РОР [7–11] следует, что низкотемпературная имплантация существенно увеличивает степень разупорядочения кристаллической структуры КРТ вблизи поверхности, в то время как в процессе внедрения ионов при 300 К происходит частичный отжиг радиационных нарушений. Максимум структурных нарушений наблюдается в окрестности проецированного пробега ионов [10]. Структурные (протяженные) дефекты в приповерхностной области способны геттерировать и нейтрализовать дефекты донорного типа. Аннигиляции подвижных дефектов донорного типа способствуют также вакансионные дефекты [17], генерируемые в имплантированном слое, что приводит к спаду концентрации электронов на глубине $d \leq R_p$. Действительно, спад концентрации электронов у поверхности вплоть до глубины, равной $R_p(V^+)$ после внедрения бора гораздо больше, чем в случае имплантации гелия (см. кривые 2 и 3 на рис. 2). Более тяжелые атомы бора по сравнению с гелием создают больше крупных структурных нарушений, которые накапливаются с ростом дозы ионов, тем самым обуславливают захват и нейтрализацию электрически активных дефектов донорного типа (междоузельную ртуть). Это подтверждают и данные по подвижности электронов. Как видно из рис. 3, подвижность электронов в окрестности $R_p(V^+)$ для ионов бора ($T_{имп} = 300$ К) гораздо меньше, чем для ионов гелия (см. кривые 2 и 3), несмотря на то, что в данной области концентрация электронов (заряженных центров рассеяния) в том и другом случаях примерно одинаковая и имеет значение $n = 1 \cdot 10^{18}$ см⁻³. По-видимому, дополнительный вклад в снижение подвижности электронов в случае имплантации бора вносят структурные дефекты, максимальное количество которых генерируется в области торможения ионов — окрестности проецированного пробега.

Из данных рис. 1 видно, что рост дозы ионов бора на порядок (см. кривые 2 и 4) не привел к заметному росту глубины n^+ -слоя, в то время как в случае имплантации гелия (см. кривые 3 и 5) произошло его расширение. Это факт указывает на то, что рост дозы более тяжелых ионов бора приводит к накоплению структурных нарушений — стоков малоподвижных примесно-дефектных комплексов донорного типа, ответственных за формирование сильнолегированного n^+ -слоя. Более подвижные донорные дефекты

(междоузельная ртуть), не успевшие аннигилировать в окрестности R_p , диффундируют в глубь образца и формируют n -слой, который расширяется с ростом дозы ионов (увеличивается концентрация смещенных атомов ртути) и уменьшением их массы (уменьшается концентрация дефектов—стоков для подвижных доноров). На наш взгляд, за формирование n -слоя ответственны дефекты, которые генерируются в конце пробега ионов бора и гелия (в “хвосте” профиля концентрации атомов бора (см. рис. 2)), поскольку они создаются в менее нарушенной области (подвижность электронов (см. рис. 3) в данной области резко увеличивается) и не успевают аннигилировать на стоках.

Профиль концентрации гелия имеет два максимума: первый — на глубине $d < R_p(\text{He}^+)$ с $n = 2 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$, равной предельному значению концентрации электронов (эффект насыщения концентрации [17]), второй — за областью проецированного пробега ионов He^+ с меньшей концентрацией электронов. Аналогичные профили концентрации электронов с двумя максимумами наблюдались в работе [18] в случае имплантации ионов H^+ . Наличие минимума в окрестности R_p , как показывают расчеты [17], можно объяснить генерацией в данной области электрически активных комплексов акцепторной природы — дефектов на основе вакансий ртути, которые компенсируют радиационные доноры.

Таким образом, наличие стоков для электрически активных дефектов донорного типа сильно влияет как на глубину сильнолегированного n^+ -слоя, так и на распределение концентрации электронов в нем, а также на глубину слаболегированного n -слоя. Из этих соображений следует рассматривать особенности распределения электрически активных донорных центров при низкотемпературной имплантации (см. рис. 2, кривая 1). Большая концентрация не успевших отжечься структурных дефектов различной природы, которые генерируются при низкотемпературной имплантации и являются стоками, нейтрализующими радиационные донорные центры, резко снижает концентрацию электронов в n^+ -слое и его глубину, а также подавляет формирование n -слоя. На наш взгляд, снижению глубины n -слоя способствует также и уменьшение коэффициента диффузии ртути с понижением температуры имплантации. Данный вывод мож-

но сделать из результатов работы [5], где с увеличением температуры имплантации до 150°C глубина n -слоя существенно возрастала.

На наш взгляд, не только наличие стоков для дефектов донорного типа влияет на вид профиля концентрации электронов при низкотемпературной имплантации ионов B^+ (как отмечалось выше, профили концентрации электронов и внедренного бора подобны). Если бы только это было решающим фактором, то в этом случае максимум с $n = 1 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$ (см. рис. 2, кривая 1) не должен был располагаться точно в области $R_p(\text{B}^+)$, где больше всего дефектов, компенсирующих донорные центры, как в случае имплантации инертного гелия (минимум в окрестности $R_p(\text{He}^+)$). Возможно, здесь проявляется эффект частичной электрической активации внедренных атомов бора [15], который происходит при прогреве образца до комнатной температуры после низкотемпературной имплантации.

Отсюда можно сделать вывод, что в имплантированных ионами B^+ -слоях КРТ при любой температуре имплантации часть бора уже находится в электрически активном состоянии. Только в процессе имплантации при комнатной температуре эффект электрической активации бора на фоне подвижных радиационных донорных дефектов, которые смещаются в глубь образца за область R_p , не выявляется. Формирование n - p -переходов на КРТ p -типа за счет электрической активации имплантированного бора все еще остается актуальной проблемой при создании фотоприемных устройств с высокими параметрами.

Выводы

В работе исследовались особенности распределения донорных центров в кристаллах $\text{Cd}_x\text{Hg}_{1-x}\text{Te}$ p -типа при низкотемпературной имплантации ионов бора. Обнаружено, что низкотемпературная имплантация больших доз ионов бора приводит к подавлению процесса формирования $n^+/n/p$ -структуры. В процессе имплантации при комнатной температуре происходит частичный отжиг радиационных нарушений кристаллической структуры. Электрическая ак-

тивация внедренных атомов бора происходит при любой температуре имплантации.

*Авторы выражают благодарность
В. И. Ободникову за проведение измерений
методом ВИМС.*

Литература

1. Igras E., Piotrowski I., Zimnoch—Higersberger I.// Electron Techn., 1977. V. 10. № 4. P. 63.
2. Pitcher P. G., Hemment P. L. F., Davis Q. V.// Electronics Letters, 1982. V. 18. № 25. P. 1090.
3. Bubulac L. O.// J. of Cryst. Growth, 1988. V. 86. P. 723.
4. Пат. 2035801 РФ, С1 6 Н 01 L 21/265. 1995. Мищенко А. М., Талипов Н. Х., Шашкин В. В.
5. Пат. 2023326 РФ, С1, 5 Н 01 L 21/425. 1994. Мищенко А. М., Талипов Н. Х., Шашкин В. В.
6. Дворченский А. В., Ремесник В. Г., Рязанцев И. А., Талипов Н. Х.// ФТП. 1993. Т. 27. № 1. С. 168.
7. Wu S. Y., Choyke W. J., Takel W. J., Noreika A. J., Francombe M. H., Irwin R. B.// J. Vac. Sci. Technol. 1982. V. 21. № 1. P. 255.
8. Destefanis G. L.// J. of Cryst. Growth, 1988. V. 86. P. 700.
9. Destefanis G. L.// Nucl. Instr. Meth. 1983. V. 209/210. P. 567.
10. Richter V., Kalish R.// J. Appl. Phys., 1990. V. 67. № 10. P. 6578.
11. Magel L. K., Sigmon T. W.// J. Cryst. Growth, 1988. V. 86. P. 756.
12. Bubulac L. O., Tennant W. E.// Appl. Phys. Lett., 1987. V. 51. № 5. P. 355—357.
13. Bubulac L. O., Tennant W. E., Lo D. S., Edwall D. D., Robinson J. C., Chen J. S., Bostrup G.// J. Vac. Sci. Technol. 1987. V. A5. № 5. P. 3166—3170.
14. Матричные фотоприемные устройства инфракрасного диапазона/ Под ред. С. П. Синеицы. — Новосибирск: Наука, 2001. С. 204.
15. Талипов Н. Х., Овсянко В. Н., Ремесник В. Г., Васильев В. В.// Автометрия, 1996. № 4. С. 82.
16. Wilson R. G.// J. Appl. Phys., 1988. V. 63. № 11. P. 5302.
17. Войцеховский А. В., Коханенко А. П.// Известия вузов. Сер. Физика. 1998. № 1. С. 101.
18. Шастов В. К., Лиленко Ю. В., Кузнецов Н. В., Курбанов К. Р.: Матер. Всес. семинара "Примеси и дефекты в узкозонных полупроводниках". — Павлодар: ПИИ, 1987. С. 68.

The feature of donor centers distribution in p -type $\text{Cd}_x\text{Hg}_{1-x}\text{Te}$ crystals after low-temperature ion implantation

V. N. Ovsyuk, N. Kh. Talipov

Institute of Semiconductor Physics, Novosibirsk, Russia

The formation of $n^+/n^-/p$ -structure in the low-temperature (80 K) implanted p -type $\text{Cd}_x\text{Hg}_{1-x}\text{Te}$ (MCT) crystals was investigated. Differential Hall effect measurements at 77 K was used for investigation of donor centers distribution. The suppression of $n^+/n^-/p$ -structure formation during high dose low-temperature boron ion implantation in p -type MCT has been observed for the first time. It is concluded about partly annealing of radiation defects in the crystal and electrical activation of boron atoms during ion implantation at room temperature.