

Накопление радиационных дефектов в арсениде галлия при импульсном и непрерывном облучении ионами

© М.В. Ардышев[¶], В.М. Ардышев, Ю.Ю. Крючков*

Сибирский физико-технический институт им. В.Д. Кузнецова при Томском государственном университете, 634050 Томск, Россия

* Томский политехнический университет, 634050 Томск, Россия

(Получена 8 июня 2004 г. Принята к печати 5 июля 2004 г.)

Методами электропроводности и резерфордовского обратного рассеяния исследовано накопление дефектов в GaAs при импульсной ($\tau_p = 1.3 \cdot 10^{-2}$ с, скважность 100) и непрерывной имплантации ионов ^{32}S , ^{12}C и ^4He при комнатной температуре в диапазонах $E = 100\text{--}150$ кэВ, $\Phi = 1 \cdot 10^9\text{--}6 \cdot 10^{16}$ см $^{-2}$ и $j = 1 \cdot 10^{-9}\text{--}3 \cdot 10^{-6}$ А · см $^{-2}$. Показано, что при импульсной имплантации скорость накопления дефектов существенно меньше, чем при непрерывном облучении.

1. Введение

В большинстве работ, посвященных радиационному повреждению полупроводников и других материалов под воздействием тяжелых и легких частиц, исследуется непрерывный режим облучения. В то же время уже в ранних работах [1–3] отмечалось существенное различие в поведении радиационных дефектов при импульсном („пульсирующем“ [3]) облучении по сравнению с непрерывным. В частности, экспериментально установлено, что набор дозы ионов примеси „малыми порциями“ позволяет при прочих равных условиях существенно улучшить электрофизические свойства ионно-легированных слоев $n\text{-GaAs}$ [1]. Кроме того, импульсное облучение может изменить кинетику зарождения, роста и взаимодействия дефектов, а также привести к их отжигу во время паузы между импульсами [3]. В этой связи цель работы заключается в исследовании накопления радиационных повреждений в GaAs при непрерывной и импульсной имплантации ионов.

2. Методика экспериментов

Исследования выполнены на арсенидогаллиевых структурах $n\text{-}n_i$ -типа. Эпитаксиальную пленку (n -слой) выращивали по хлоридной технологии на полупроводящей подложке (n_i -слой), ориентированной в плоскости (100). Концентрация электронов в n -слое составляла около $3 \cdot 10^{17}$ см $^{-3}$, толщина 0.13–0.14 мкм, проводимость $160\text{--}200$ Ом $^{-1}$ · см $^{-1}$. Пластины обрабатывали в травителе $\text{H}_2\text{SO}_4:\text{H}_2\text{O}_2:\text{H}_2\text{O}=1:1:100$, после чего изготавливали экспериментальные образцы в виде параллелепипедов, на концах грани с n -слоем которых создавали омические контакты Au + Ge + Ni. Далее образцы с помощью галлий-индиевой пасты закрепляли на массивном латунном держателе и проводили имплантацию ионов ^{32}S , ^{12}C и ^4He при комнатной

температуре в вакууме 10^{-5} Па в непрерывном и импульсном режимах. Длительность импульсов составляла $1.3 \cdot 10^{-2}$ с, скважность 100. Внедрение ионов проводили нормально к поверхности образцов. Дозу имплантации варьировали в пределах $1 \cdot 10^9\text{--}6 \cdot 10^{16}$ см $^{-2}$, плотность ионного тока $1 \cdot 10^{-9}\text{--}3 \cdot 10^{-6}$ А · см $^{-2}$. Энергию ионов при имплантации выбирали таким образом, чтобы радиационные дефекты образовывались по всей толщине эпитаксиального слоя: 100–150 кэВ для пленки 0.13–0.14 мкм. Во время имплантации измеряли сопротивление образцов при напряженности электрического поля не более 10 В · см $^{-1}$, которое с учетом геометрии пересчитывали в проводимость; температуру образцов контролировали с помощью датчика температуры с базовым терморезистивным элементом, изготовленным с применением фотолитографии на имплантируемой поверхности пластины-свидетеля, а также с помощью хромель-алюмелевой термопары. При наибольшей поглощенной мощности, равной 0.6 Вт · см $^{-2}$, температура образцов не превышала 310 К.

Имплантационные нарушения после облучения ионами ^{32}S дозой $1 \cdot 10^{15}$ см $^{-2}$ исследовали методом резерфордовского обратного рассеяния каналированных ионов гелия с энергией частиц 1.8 МэВ. Энергетические спектры измеряли кремниевым поверхностно-барьерным детектором, установленным под углом 165° к направлению падения пучка. Энергетическое разрешение спектрометрического тракта составляло 25 кэВ, что соответствовало разрешению по глубине 40 нм.

3. Экспериментальные результаты

На рис. 1 приведены зависимости проводимости эпитаксиальных пленок σ от дозы имплантации Φ . Видно, что при имплантации в импульсном режиме в области малых доз ($\Phi < 2 \cdot 10^{11}$ см $^{-2}$, кривые 1–4) значения σ с ростом Φ уменьшаются. Причем чем меньше масса иона, тем большая доза необходима для снижения проводимости пленки до уровня $\sim 10^{-5}$ Ом $^{-1}$ · см $^{-1}$: $1.5 \cdot 10^{10}$ см $^{-2}$ для ^{32}S (кривая 1), $3 \cdot 10^{10}$ см $^{-2}$ для

[¶] E-mail: ard.rff@elefot.tsu.ru

^{12}C (кривая 2), $9 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ и $1.5 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$ для ^4He (кривые 3 и 4) при плотностях ионного тока $1 \cdot 10^{-9}$ и $5 \cdot 10^{-9} \text{ А} \cdot \text{см}^{-2}$ соответственно. Считая, что в GaAs с $\sigma \approx 10^{-5} \text{ Ом}^{-1} \cdot \text{см}^{-1}$ уровень Ферми располагается вблизи середины запрещенной зоны, снижение объяснит концентрации свободных носителей заряда можно объяснить компенсацией мелкого донорного уровня дефектами, образующимися вдоль трека ионов. Полагая также, что такие локальные „трековые“ дефектные области при $\sigma \approx 10^{-5} \text{ Ом} \cdot \text{см}^{-1}$ перекрывают весь объем n -слоя, в соответствии с моделью „эффективной среды“ [4] их усредненный внутренний радиус будет равен 8.1 нм для ^{32}S , 1.86 нм для ^{12}C , 0.96 и 0.58 нм для ^4He ($1 \cdot 10^{-9} \text{ А} \cdot \text{см}^{-2}$ и $5 \cdot 10^{-9} \text{ А} \cdot \text{см}^{-2}$ соответственно). Вышеприведенные данные согласуются с увеличением размеров дефектных областей с ростом массы внедряемых ионов, описанным в [5]. Причина же, по которой увеличение плотности тока одного и того же иона приводит к снижению радиуса области дефектообразования (^4He , кривые 3 и 4), пока не совсем ясна.

После набора дозы, при которой σ падала до уровня $10^{-5} \text{ Ом}^{-1} \cdot \text{см}^{-1}$, и выключения ионной пушки для всех видов ионов наблюдалась релаксация (увеличение) проводимости. Кривая релаксации подчинялась экспоненциальному закону и характеризовалась двумя участками: быстрым (характерное время единицы секунд) и последующим медленным (сотни секунд).

При непрерывной имплантации в области больших доз ($\Phi > 2 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-2}$, рис. 1, кривые 5, 7 и 8) проводимость GaAs увеличивается, достигая максимума $0.04\text{--}0.20 \text{ Ом}^{-1} \cdot \text{см}^{-1}$ при дозах $3 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$ (^{32}S , кривая 5), $6 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$ (^{12}C , кривая 7) и $5 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$

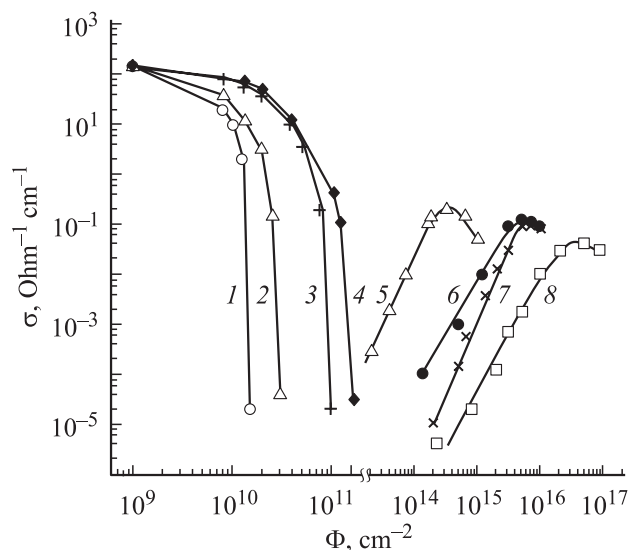


Рис. 1. Зависимость проводимости эпитаксиальных слоев n -GaAs от дозы имплантации. Импульсный режим: 1 — ^{32}S , 150 кэВ, $1 \cdot 10^{-9} \text{ А} \cdot \text{см}^{-2}$; 2 — ^{12}C , 125 кэВ, $1 \cdot 10^{-9} \text{ А} \cdot \text{см}^{-2}$; 3 — ^4He , 100 кэВ, $1 \cdot 10^{-9} \text{ А} \cdot \text{см}^{-2}$; 4 — ^4He , 100 кэВ, $5 \cdot 10^{-9} \text{ А} \cdot \text{см}^{-2}$; 6 — ^{32}S , 150 кэВ, $3 \cdot 10^{-6} \text{ А} \cdot \text{см}^{-2}$. Непрерывный режим: 5 — ^{32}S , 150 кэВ, $3 \cdot 10^{-6} \text{ А} \cdot \text{см}^{-2}$; 7 — ^{12}C , 125 кэВ, $8 \cdot 10^{-8} \text{ А} \cdot \text{см}^{-2}$; 8 — ^4He , 100 кэВ, $8 \cdot 10^{-8} \text{ А} \cdot \text{см}^{-2}$.

(^4He , кривая 8). Аналогичную зависимость наблюдали в работе [6], авторы которой увеличение σ объясняли с позиций прыжкового механизма проводимости по локализованным состояниям дефектов вблизи уровня Ферми. Причем максимальное значение σ , согласно [6], соответствовало наибольшей концентрации дефектов, реализуемой для кристаллических тел при аморфизации их структуры. Действительно, в области малых доз с ростом дозы имплантации увеличивается концентрация генерируемых дефектов. Наименьшему значению $\sigma(\Phi)$ соответствует полная компенсация мелкого донорного уровня дефектами. С дальнейшим увеличением дозы, когда концентрация дефектов превысит концентрацию локализованных электронов, последние начнут перераспределяться между свободными и занятыми дефектами („проводимость по дефектам“).

На рис. 1 (кривые 5 и 6) приведены зависимости $\sigma(\Phi)$ для непрерывного и импульсного режимов имплантации ^{32}S при плотности ионного тока $3 \cdot 10^{-6} \text{ А} \cdot \text{см}^{-2}$. Видно, что максимум $\sigma(\Phi)$ при импульсном облучении (кривая 6) соответствует дозе $4 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$, что более чем на порядок превышает положение максимума $\sigma(\Phi)$ при непрерывном облучении (кривая 5). Если принять, что увеличение проводимости вызвано ростом концентрации дефектов, то при непрерывном наборе некоторой дозы Φ^* образуется концентрация дефектов $N_{def}(\Phi^*)$, большая, чем при наборе этой же дозы „порциями“ при импульсной имплантации $N_{def}(\sum_i \Phi_i^* = \Phi^*)$, т.е. $N_{def}(\Phi^*) > N_{def}(\sum_i \Phi_i^* = \Phi^*)$. Иными словами, при переходе от непрерывного облучения полупроводника ионами к импульсному величина генерируемых радиационных дефектов перестает быть аддитивной. Пока достаточно сложно корректно объяснить этот эффект, но, на наш взгляд, возможно, имеет место отжиг части дефектов во время паузы между импульсами.

Иллюстрацией того, что при импульсном облучении образуется меньшая концентрация радиационных дефектов и аморфизация наступает при больших дозах в сравнении с непрерывным облучением, служат спектры резерфордского обратного рассеяния образцов GaAs, имплантированных ионами ^{32}S дозой $1 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$ (рис. 2). Видно, что в спектре имплантированного образца в непрерывном режиме с плотностью тока $j = 3 \cdot 10^{-6} \text{ А} \cdot \text{см}^{-2}$ наблюдается пик нарушений структуры вблизи поверхности, образованный ионами гелия, рассеянными от смещенных атомов Ga и As (кривая 3). Отметим, что в этом случае выход рассеяния практически совпадает с выходом от неориентированного кристалла (кривая 2). Это свидетельствует о наличии сильных нарушений приповерхностной области вплоть до ее аморфизации. При импульсной имплантации пик нарушений располагается ниже по сравнению с выходом рассеяния от неориентированного кристалла (кривая 4). Причем в случайном (случайном) спектре не наблюдается эффекта „выедания“ (участок 3'), который присутствует в спектре при непрерывном облучении. Следуя [7], можно сделать вывод о том, что

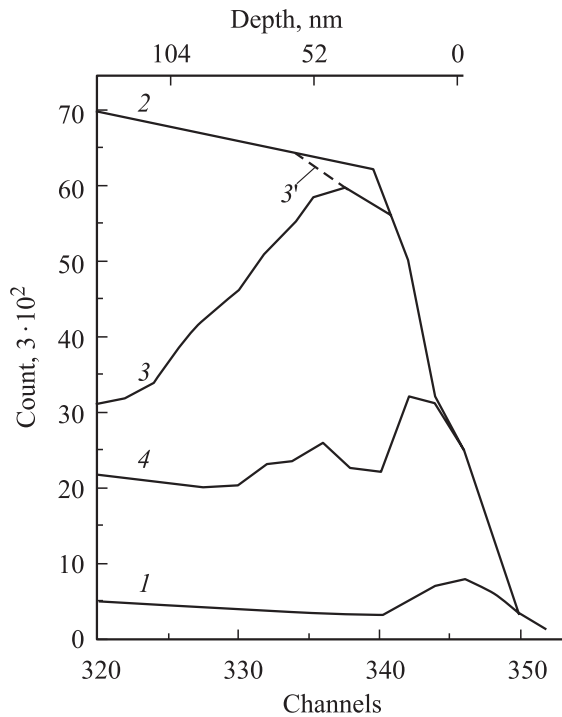


Рис. 2. Энергетические спектры обратно рассеянных частиц галлия $E_0 = 1.8$ МэВ в [100]-GaAs: кривые 1, 2 — осевой и случайный до облучения соответственно; осевые после облучения серой ($\Phi = 1 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$) в непрерывном (3) и импульсном (4) режимах облучения.

при импульсной имплантации дозой $1 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$ при плотности тока $3 \text{ мкА} \cdot \text{см}^{-2}$ структура облученного слоя хотя и является сильно нарушенной, но не достигает аморфного состояния. Этот вывод в целом согласуется с результатами измерений проводимости $\sigma(\Phi)$ (рис. 1) при непрерывной и импульсной имплантации (кривые 5 и 6). Если в первом случае при $\Phi = 1 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$ (кривая 5) значение σ находится на участке „насыщения“ проводимости, то во втором случае (кривая 6) $\sigma \approx 0.01 \text{ Ом}^{-1} \cdot \text{см}^{-1}$ и располагается на возрастающем участке зависимости $\sigma(\Phi)$, что свидетельствует о недостигнутой аморфизации облученного слоя.

4. Заключение

1. При импульсном облучении эпитаксиальных слоев *n*-GaAs ионами ^4He , ^{12}C , ^{32}S зависимость проводимости слоев σ от дозы облучения Φ в области малых доз ($\Phi < 2 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$) при одинаковой плотности тока ионов j с ростом массы ионов смещается влево, а при увеличении j (^4He , 100 кэВ) — вправо.

2. В области больших доз ($\Phi > 2 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-2}$) при непрерывном облучении образуется концентрация дефектов $N_{def}(\Phi)$, бóльшая, чем при наборе этой же дозы „порциями“ при импульсной имплантации $N_{def}(\sum_i \Phi_i = \Phi)$, т.е. $N_{def}(\Phi) > N_{def}(\sum_i \Phi_i = \Phi)$.

3. Скорость накопления радиационных дефектов в GaAs при импульсном облучении ионами меньше, чем при непрерывном облучении.

Работа поддержана грантом РФФИ № 02-02-16280.

Список литературы

- [1] В.М. Ардышев, А.П. Мамонтов, В.В. Пешев. А.с. № 1148516 от 01.12.1984.
- [2] Ю.А. Бирютин, С.В. Гапонов. ФТП, **18**, 1729 (1984).
- [3] E.P. Simonen. J. Nucl. Mater., № 1–3, 122 (1984).
- [4] B.R. Gossik. J. Appl. Phys., **30**, 1214 (1959).
- [5] И.А. Аброян, А.Н. Андронов, А.И. Титов. *Физические основы электронной и ионной технологии* (М., Высш. шк., 1984).
- [6] Y. Cato, T. Shimada, K.F. Komatsubare. J. Appl. Phys., **45**, 1044 (1974).
- [7] М.А. Кумахов, И.С. Ташлыков. *Поверхность. Физика, химия, механика*, № 2, 5 (1983).

Редактор Л.В. Беляков

Accumulation of radiation-induced defects in gallium arsenide subjected to pulsed and continuous ion implantation

*M.V. Ardyshev, V.M. Ardyshev, Yu.Yu. Krjuchkov**

Kuznetsov Siberian Physicotechnical Institute of Tomsk State University, 634050 Tomsk, Russia

* Tomsk Polytechnical University, 634050 Tomsk, Russia

Abstract Using the electroconductivity and RBS/C techniques, an accumulation of defects induced in GaAs by both the room-temperature pulsed ($\tau_p = 1.3 \cdot 10^{-2} \text{ s}$, the duty factor 100) and continuous ^{32}S -, ^{12}C - and ^4He -ions implantation in the ranges $E = 100\text{--}150 \text{ keV}$, $\Phi = 1 \cdot 10^9\text{--}6 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$ and $j = 1 \cdot 10^{-9}\text{--}3 \cdot 10^{-6} \text{ А} \cdot \text{см}^{-2}$ has been studied. The rate of defects accumulation during pulsed implantation is shown to be substantially lower than during the continuous one.