

УДК 537.311.31

А. А. ЖАКЕЕВА, Х. Р. КАЗДАЕВ

## ИССЛЕДОВАНИЕ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ЦЕНТРОВ РЕКОМБИНАЦИИ И РАССЕЯНИЯ В ИОННО-ИМПЛАНТИРОВАННЫХ СЛОЯХ КРЕМНИЯ

Представлены результаты по исследованию приповерхностных слоев кремния, имплантированного ионами аргона и углерода. Исследования проведены методом послойной электронно-индуцированной проводимости, разработанным авторами. С его помощью удалось исследовать профиль распределения дефектов, возникающих в приповерхностных слоях полупроводников при ионной имплантации и представляющих собой центры рекомбинации и рассеяния возбужденных носителей. После отжига структурных нарушений он позволил, также, выделить профили распределения внедренных атомов и их изменение при различных режимах термообработки.

**Введение.** В результате возбуждения носителей заряда ускоренными электронами или другими частицами в полупроводнике возникает дополнительная электропроводность, которую, в отличие от фотопроводимости, называют радиационной проводимостью [1, 2]. Если время жизни неравновесных носителей определяется процессами рекомбинации в объеме полупроводника, то величина радиационной проводимости будет зависеть от параметров и вида пучка заряженных частиц материала и наличия в нем различного рода центров рекомбинации и рассеяния, в число которых входят структурные дефекты решетки, наличия атомов примеси, различного рода комплексы и др.

По сравнению с фотовозбуждением, возбуждение носителей электронами дает возможность путем изменения энергии частиц управлять в широких пределах глубиной области генерации электронно-дырочных пар, что особенно важно при исследовании состояния приповерхностных слоев полупроводников на всех этапах создания в них тех или иных структур. Обычно такие исследования проводят при неизменной энергии бомбардирующих частиц; при этом поступает интегральная информация от всей зондируемой области.

В отличие от этого в настоящей работе использован метод исследования распределения различного рода дефектов в полупроводниках по глубине, основанный на генерации электронно-дырочных пар электронами различной энергии [3]. Величина измеряемой электронно-индуцированной проводимости при монополярной неравновесной проводимости  $\sigma$  определяется произведением двух параметров, характеризующими

характеристики материала - подвижностью  $\mu$  и временем жизни  $\tau$  неравновесных носителей, которые, в свою очередь, определяются концентрацией и природой дефектов в исследуемых слоях. Изменяя энергию электронов и зондируя, таким образом, полупроводниковые слои по глубине, можно получить информацию о количестве этих дефектов, а также о профиле их пространственного распределения.

**Методическая часть.** Для исследования использовался монокристаллический Si p-типа с удельным сопротивлением 3 кОм·см в виде пластин с ориентацией по плоскости (111) размером 9,5×0,5 мм. В качестве имплантирующих частиц были выбраны ионы аргона с энергией 30 кэВ (доза  $10^{15}$  см<sup>-2</sup>) и углерода такой же энергии (доза  $3,7 \cdot 10^{17}$  см<sup>-2</sup>). Аргон, являющийся инертным газом, был выбран как элемент, не образующий химических соединений и при используемой дозе обеспечивающий аморфизацию имплантированных слоев кремния. Внедренный углерод, наоборот, являясь химически активным элементом, при отжиге в диапазоне 800–900°C образует в кремнии карбид SiC кубической модификации [5]. Доза имплантации в последнем случае была выбрана исходя из того, чтобы обеспечить среднее стехиометрическое соотношение атомов углерода и кремния в имплантированных слоях 1:1. Средние проецированные пробеги  $R_p$  ионов аргона и углерода в кремнии при используемой энергии ускорения составляли 0,032 и 0,070 нм. Внедрение ионов проводилось при комнатной температуре. Плотность тока пучка во время имплантации составляла, в среднем, 1 мкА/см<sup>2</sup>. Никаких мер для предотвращения эффекта каналирования ионов не принималось. Изохронный

отжиг проводился при температурах 500 и 1000 °С в течение 30 и 180 мин, соответственно, для Ag-имплантированных образцов, и при таких же температурах в течение 30 мин в случае С-имплантации.

### Результаты и обсуждение

На рис. 1 показаны нормированные кривые радиационной проводимости  $\sigma$  в зависимости от энергии падающих электронов  $E$  для исходного кристалла, после имплантации ионами аргона и отжига при 500 и 1000°С. Соответствующие профили пространственного распределения эффективной концентрации дефектов  $N_d$ , представляющих собой центры рекомбинации и рассеяния, рассчитанные по методике, описанной в [1] на основе полученных экспериментальных кривых, показаны на рис. 2.

В исходных образцах в диапазоне энергий электронов 0,6-10 кэВ наблюдается линейная зависимость  $\sigma$  от  $E$  (рис. 1). На рис. 2 ей соответствует прямая, параллельная оси  $X$ , которая характеризует собой степень совершенства исходного кристалла по глубине. Интересно отметить, что ожидаемый изгиб прямой вблизи поверхности, связанный с поверхностной рекомбинацией, здесь отсутствует. Это свидетельствует о том, что при данном методе измерения и используемых

энергиях электронов поверхностная рекомбинация не оказывает существенного влияния на измеряемую проводимость. После имплантации зависимость  $\sigma(E)$  резко меняется (кривая 2, рис. 1). Математическая обработка этой кривой дает широкий профиль распределения дефектов с максимальной глубиной залегания, более чем на порядок превышающий средний проецированный побег ионов Ag данной энергии ( $R_p = 0,032$  мкм) [4] (кривая 2, рис. 2). Часть профиля при  $x < \sim 0,08$  мкм характеризует поврежденный слой с имплантированными атомами аргона, в котором, учитывая энергию имплантации и дозу ионов Ag, наступает аморфизация. При  $x > \sim 0,08$  мкм наблюдается хвост распределения с пониженной концентрацией дефектов, образованных, по всей видимости, структурными деформациями в переходных слоях и каналированными частицами. Похожие хвосты распределения нарушения в Si после имплантации ионов инертных газов наблюдались в [6], где высказано альтернативное предположение о диффузии подвижных дефектов, например, вакансий, вглубь кристалла до захвата их атомами кислорода с образованием стабильных центров.

После отжига при температуре 500°С профиль распределения  $N_d$ , отражает распределение внедренных атомов Ag (кривая 3, рис. 3). Это

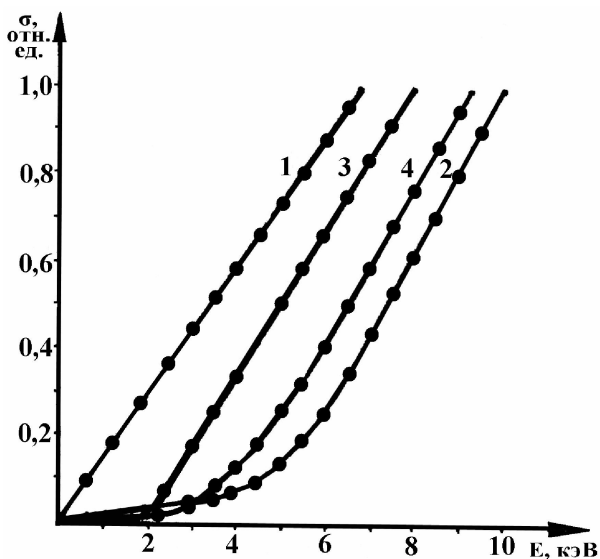


Рис. 1. Зависимость радиационной проводимости  $\frac{1}{\sigma_0}$  от энергии электронов  $E$  для исходного образца (1), после имплантации ионов Ag (2) и отжига при 500 (3) и 950°С (4)

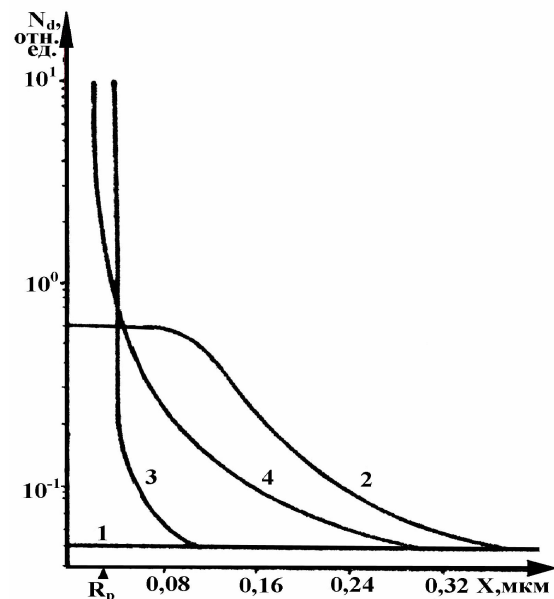


Рис. 2. Профили распределения концентрации радиационных дефектов  $N_d$ , рассчитанные по экспериментальным кривым  $\frac{1}{\sigma_0}(E)$  (рис. 1), в случае внедрения ионов аргона; обозначения те же

предположение следует из того, что при данной температуре происходит рекристаллизация поврежденных слоев и характер полученной зависимости определяется преимущественно рассеянием носителей на атомах Ar, расположенных в междоузлиях и местах их сегрегации. Интересно отметить, что, несмотря на отжиг основной части дефектов, в слоях, содержащих внедренные атомы аргона ( $x < 0,04$  мкм),  $\sigma(E)$  стремится к нулю. Более продолжительный отжиг при температуре  $1000^\circ\text{C}$  приводит к уширению профиля (кривая 4, рис. 2), которое указывает на диффузию атомов Ar из рекристаллизованного слоя Si вглубь образца,

На рис. 3 приведены нормированные кривые радиационной проводимости  $\sigma$  в зависимости от энергии падающих электронов  $E$  после имплантации ионов C (кривая 2), а также отжига при температурах  $500$  и  $1000^\circ\text{C}$  (кривые 3, 4). Соответствующие профили распределения дефектов, представляющих собой центры рекомбинации и рассеяния, рассчитанные по полученным экспериментальным кривым, показаны на рис. 4.

Прежде всего, следует отметить, что, как и в случае имплантации ионов Ar, после внедрения наблюдается широкий профиль распределения дефектов (кривая 2, рис. 4.), простирающийся на глубину, намного превышающую средний процированный пробег ионов углерода с энергией  $30$  кэВ в кремнии ( $R_p = 0,070$  мкм). Полученный

профиль характеризует разупорядоченный слой Si с внедренными атомами C. Хотя доза ионов C ( $3,7 \cdot 10^{17}$  см $^{-2}$ ) намного превышает дозу аморфизации кремния при используемой энергии имплантации ( $\sim 10^{15}$  см $^{-2}$ ), оценить толщину аморфизированного слоя по зависимости  $N_d(x)$  не представляется возможным, поскольку величина радиационной проводимости с повышением дозы ионов сравнительно быстро достигает насыщения еще до полной аморфизации материала. Вместе с тем, высокая чувствительность метода к повреждениям позволила зарегистрировать относительно небольшую концентрацию дефектов, которые образовались, как и в случае с аргоном, на относительно больших глубинах предположительно каналированными ионами и структурными деформациями в переходных слоях.

После отжига при температуре  $500^\circ\text{C}$  полученная зависимость характеризует профиль распределения внедренных атомов C и оставшихся дефектов в имплантированных слоях кремния (кривая 3, рис. 4). Нагрев при данной температуре приводит к отжигу центров рекомбинации и переводу имплантированного слоя в равновесное состояние, в результате чего на хвосте профиля распределения, где концентрация дефектов относительно невысока, проводимость восстанавливается. Резкое увеличение эффективной концентрации дефектов в приповерхностной области ( $< \sim 0,16$  мкм) свидетельствует о существенном

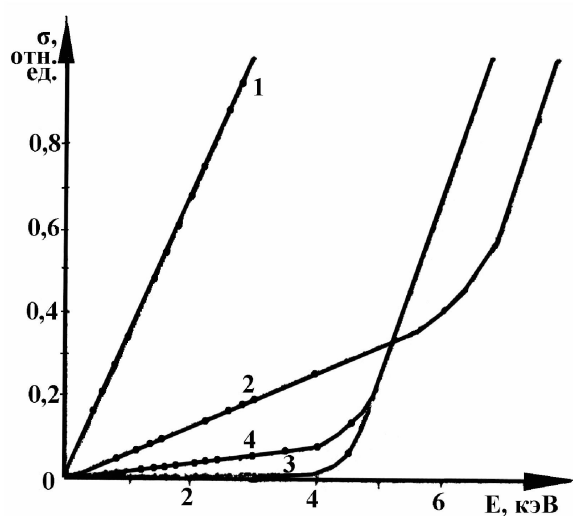


Рис. 3. Зависимость радиационной проводимости  $\frac{1}{\tau_0}$  от энергии электронов  $E$  для исходного кремния (1), после имплантации ионами углерода (2) и отжига при температурах  $500$  (3),  $850^\circ\text{C}$  (4)

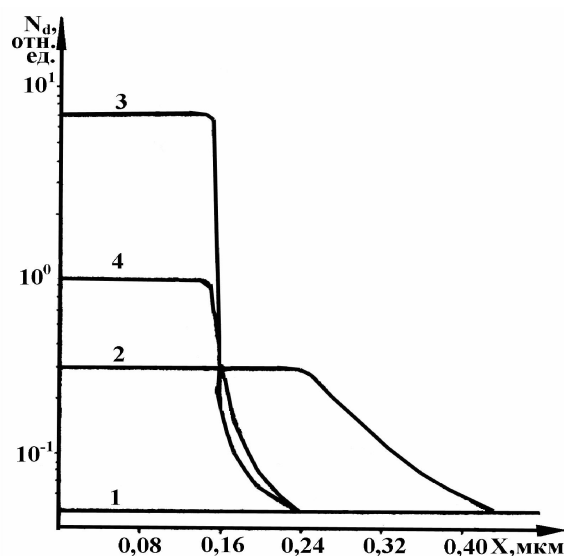


Рис. 4. Профили распределения концентрации дефектов  $N_d$ , рассчитанные по экспериментальным кривым  $\frac{1}{\tau_0}(E)$  (рис. 3), в случае внедрения ионов углерода; обозначения те же

уменьшении подвижности носителей заряда в имплантированном слое вследствие увеличения рассеяния на внедренной примеси и дефектах структуры в этой области. Отжиг при  $1000^{\circ}\text{C}$  ведет к уменьшению эффективного числа дефектов вследствие дальнейшего процесса рекристаллизация имплантированных слоев (кривая 4, рис. 4). При этом в процессе отжига до  $800\text{--}900^{\circ}\text{C}$  атомы С образует тетраэдрические конфигурации с атомами Si, т.е. происходит процесс образования карбида кремния [5]. Рекристаллизация структуры при этой температуре сопровождается миграцией имплантированной примеси вглубь кристалла, что приводит к уширению измеряемого профиля. Те обстоятельства, что ширина запрещенной зоны карбида кремния более чем в два раза превышает ширину запрещенной зоны Si и несовершенство вновь образовавшейся структуры проявляется в уменьшении величины измеряемой  $\sigma$  в этой области и, следовательно, в увеличении эффективной концентрации дефектов (кривая 4, рис. 4).

Таким образом, использование метода радиационной проводимости, индуцированной электронами, позволило проследить за кинетикой распределения центров рекомбинации и рассеяния неравновесных электронно-дырочных пар по глубине в кремнии, имплантированном ионами аргона и углерода, на различных этапах отжига. Указанными центрами в данном случае являются простые радиационные дефекты (вакансии, внедренные атомы Ar, C и Si), дефекты структуры исходного материала, синтезированные соединения, деформированные области на границах раздела фаз и т.д. Необходимо особо отметить высокую чувствительность используемого метода к дефектам различного рода, позволившую зарегистрировать их после внедрения на глубинах, намного превышающих глубину имплантированного слоя. Несколько неожиданным оказался тот факт, что, наряду с восстановлением проводимости в областях с низкой концентрацией

дефектов, непосредственно в имплантированной области она практически исчезает. Это противоречит выводам из интегральных данных, полученных методом фотопроводимости, свидетельствующим о том, что фотопроводимость в рекристаллизованных слоях практически восстанавливается.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Рыбкин С.М., Коноваленко Б.М., Сметанников Ю.С. // ЖТФ. 1954. Т. 24, вып. 6. С. 961.
2. Аброян И.А. // ФТТ. 1962. Т. 4, вып. 10. С. 2719.
3. Каздаев Х.Р., Жакеева А.А., Кадыракунов К.Б., Базарбай У. // Вестник КазНТУ им. К. И. Сатпаева. 2006. Т. 51, вып. 1. С. 142.
4. Smith B.H. Ion Implantation Range Data for Silicon and Germanium Device Technologies. Oxford, England, 1977.
5. Баранова Е.К. и др. // ДАН СССР. 1971. Т. 200, вып. 4. С. 869.
6. Павлов П.В. и др. // Всесоюзное совещание по росту кристаллов. 1972. Т. 1. С. 76.

#### Резюме

Кремний қабатының беттігін, аргонның имплантирленген иондарымен және көміртегінің электронды индуцирленген өткізгіштік әдісімен өңделген нәтижелері көрсетілген. Осының көмегімен дефектілердің бөлінуінің профилін ионды имплантация кезінде жартылай өткізгіштің қабат беттігіндегі және өзімен рекомбинация орталығын көрсететін және қозған таратушылардың бөлінуі зерттелді. Құрылымдық бұзылуды күйдіруден кейін, енгізілген атомдардың бөліну профилін және әртүрлі режимде термоөндеудегі олардың өзгеруін бөлуге мүмкіндік берді.

#### Summary

In work the results about investigation of sub safes layers of silicon implanted by argon and carbon ions are presented. Researches by the method of layers electron-induced conductivity designed by the authors are submitted. With its help it was possible to explore a profile of defect distribution profile arising in subsurface layers of semiconductors at an ion implantation and representing centers of recombination and a scattering of excited carriers. After annealing of structure disordered it has allowed, also, distinguishing a distribution profiles of the introduced atoms and their change at various regime of heat treatment.

КазНТУ им. К. И. Сатпаева

Поступила 26.09.07г.