

ВЛИЯНИЕ РОСТОВЫХ МИКРОДЕФЕКТОВ НА РЕКОМБИНАЦИЮ НОСИТЕЛЕЙ ЗАРЯДА В ОБЛУЧЕННОМ БЕЗДИСЛОКАЦИОННОМ КРЕМНИИ

П.Ф.Лугаков¹⁾, Л.А.Казакевич²⁾

¹⁾ НИИ прикладных физических проблем им. А.Н.Севченко, 220106, Республика Беларусь, Минск, Курчатова 7, т. 277-41-44

²⁾ Белорусский государственный аграрный технический университет, 220608, Республика Беларусь, Минск, Скорины 99, т. 264-62-41

Изучено влияние ростовых микродефектов различных типов на процессы рекомбинации носителей заряда в облученных бездислокационных кристаллах кремния ($\rho = 100 - 200 \text{ Ом}\cdot\text{см}$), полученных методом зонной плавки в атмосфере аргона или в вакууме. На различных этапах облучения γ -квантами ^{60}Co измерялись температурные и инжекционные зависимости времени жизни τ носителей заряда методом фотомангнетического эффекта и модуляции проводимости в точечном контакте. Определены параметры (энергетическое положение уровней, асимметрия сечений захвата носителей заряда) рекомбинационных центров, связанных с микродефектами А- и В-типа. Развита модельные представления, учитывающие образование при облучении вблизи микродефектов, создающих поля упругих напряжений, кластеров Е-центров.

I. Введение

Бездислокационные кристаллы кремния содержат ростовые микродефекты различных типов (в том числе не выявляемые селективным травлением включения), создающие деформационные напряжения в кристаллической решетке [1-3]. Присутствие таких нарушений приводит к ряду особенностей в процессах накопления и отжига радиационных дефектов. Однако сведения о их влиянии на рекомбинацию носителей заряда в облученном кремнии крайне ограничены, что и определило цель данной работы.

II. Методика эксперимента

Исследования проводились на полученных методом зонной плавки в атмосфере аргона или в вакууме бездислокационных монокристаллах кремния n -типа проводимости с исходным удельным сопротивлением $\rho = 100 - 200 \text{ Ом}\cdot\text{см}$. Рекомбинационные свойства ростовых микродефектов исследовались на кристаллах, полученных бестигельной зонной плавкой в вакууме с переменной скоростью V от 1 до 6 мм/мин, и содержащих, в силу этого, микродефекты А-, В- или D-типа. Из частей слитка, выращенного в вакууме при различных скоростях, были приготовлены три группы образцов. Первая из них - это кристаллы, содержащие преимущественно микродефекты А-типа (скорость роста мала), вторая - А- и В-типа, а третья - D-типа. Четвертую группу составляли кристаллы кремния, полученные в атмосфере аргона, в которых селективным травлением не было выявлено никаких известных микродефектов (безсвирлевые образцы). Заметим, что примесный состав всех образцов первой, второй и третьей групп был одинаков, так как они были изготовлены из одного слитка. Облучение образцов осуществлялось γ -квантами ^{60}Co при температуре $T_{\text{irr}} \leq 50^\circ\text{C}$. В исходных кристаллах и на различных этапах облучения измерялись температурные ($T_m = 80 - 400 \text{ K}$) и инжекционные зависимости времени жизни τ носителей заряда с помощью фотомангнетического эффекта и методом модуляции проводимости в точечном

контакте. На этих же образцах проводились дополнительные измерения коэффициента Холла.

III. Рекомбинационная активность микродефектов

Экспериментальные результаты получены из анализа зависимостей времени жизни τ неосновных носителей заряда (НЗ) от обратной температуры и уровня их инжекции. Анализировались также температурные зависимости τ основных НЗ (электронов). Последние в области низких температур ($T_m < 250 \text{ K}$) имеют практически одинаковый характер для всех четырех групп образцов. На них наблюдается увеличение τ основных НЗ с понижением температуры, что свидетельствует о наличии во всех исследованных материалах центров прилипания для дырок одинаковой природы.

Остановимся более подробно на некоторых особенностях температурных и инжекционных зависимостей τ неосновных НЗ. Во-первых, для кристаллов первой и второй групп кривые увеличения времени жизни носителей заряда с температурой имеют характерные участки активационного изменения. Во-вторых, в этих же материалах наблюдаются более сильные (по сравнению с образцами третьей и четвертой групп) инжекционные зависимости τ . Наконец, в кристаллах третьей и четвертой групп τ монотонно изменяется с температурой, а в исследованном интервале уровней инжекции время жизни НЗ в них остается практически постоянным.

Анализ полученных зависимостей τ от температуры и уровня инжекции НЗ проводился в рамках модели Холла-Шокли-Рида [4,5]. Для кристаллов, содержащих микродефекты А- или В-типа, он дал следующие результаты. Изменение τ неосновных НЗ с температурой при $T_m < 200 \text{ K}$ обусловлено температурной зависимостью сечения захвата σ_p дырок, которая имеет вид $\sigma_p \sim \exp \epsilon_p/kT$, где $\epsilon_p = 0,065 \text{ эВ}$ и $\epsilon_p = 0,045 \text{ эВ}$ в образцах первой и второй групп соответственно. Дальнейшее увеличение τ ($T_m > 250 \text{ K}$) связано главным образом с изменением степени заполнения уровней рекомбинационных центров.

Как показали расчеты, в кристаллах с микродефектами А-типа рекомбинация НЗ идет через уровень с энергетическим положением $E_{\pi} = 0,41$ эВ, а в кристаллах с микродефектами А- и В-типа на зависимости τ от температуры четко наблюдается как энергетический уровень $E_{\pi} = 0,41$ эВ, так и другой - с $E_{\pi 2} = 0,30$ эВ. Поэтому можно считать, что первый из них связан с микродефектами А-типа, а другой - В-типа. Учитывая положение уровня Ферми ($E_c - 0,37$ эВ и $E_c - 0,25$ эВ) при температурах, соответствующих переходам от температурных зависимостей σ_p к активационным изменениям τ ($10^3/T_m = 3,1$ и $10^3/T_m = 4,4$), можно предположить, что в исследованных кристаллах энергетические уровни основных рекомбинационных центров расположены в нижней половине запрещенной зоны, то есть $E_{\pi 1} = E_v + 0,41$ эВ и $E_{\pi 2} = E_v + 0,30$ эВ.

Из инжекционных зависимостей τ неосновных НЗ, измеренных при $T_m = 300$ К, были определены отношения сечений захвата дырок и электронов. Оказалось, что в образцах первой группы $\sigma_p/\sigma_n = 4,5$, а второй - $\sigma_p/\sigma_n = 4,0$. Соотношение между сечениями захвата неосновных и основных НЗ ($\sigma_p > \sigma_n$), а также характер температурных зависимостей сечений захвата дырок ($\sigma_p \sim \exp \varepsilon_p/kT$), позволяют сделать заключение, что в кристаллах, содержащих микродефекты А- или А- и В-типа, неравновесные носители заряда рекомбинируют через центры, отрицательно заряженные относительно захватываемых дырок, то есть им соответствуют акцепторные энергетические уровни в нижней половине запрещенной зоны.

Микродефекты А-типа представляют собой дислокационные петли междоузельного типа, наличие у которых разорванных связей и захват на них НЗ определяет их рекомбинационную активность. По нашим оценкам, выполненным с учетом характерной для дислокаций величины степени заполнения разорванных связей $\sim 0,01$ [6], концентрация центров захвата НЗ, связанных с микродефектами А-типа, не превышает 10^{10} - 10^{11} см $^{-3}$. Такие значения концентрации дефектов практически не изменяют степень компенсации материала, но оказывают заметное влияние на процессы рекомбинации НЗ. С микродефектами В-типа связывают кластеры междоузельных атомов или микрочастицы новой фазы, составленной из атомов остаточных примесей. Присутствие таких нарушений в объеме кристалла приводит к возникновению полей деформационных напряжений, под воздействием которых вблизи микродефектов формируется атмосфера из примесей или их комплексов, являющихся основными рекомбинационными центрами в таком материале. Что касается образцов третьей и четвертой групп, то характерные для них монотонные изменения τ с температурой и весьма слабые инжекционные зависимости τ не могут быть описаны в рамках статистики рекомбинации Холла-Шокли-Рида [4,5]. Поэтому можно предположить, что время жизни носителей заряда в этих кристаллах ограничено их диффузией к стокам с высокой локальной скоростью рекомбинации [7]. В роли таких

стоков в кристаллах третьей группы могут выступать микродефекты Д-типа, а в образцах четвертой группы (безсвирлевый кремний) - не выявляемые селективным травлением мелкие включения [3].

IV. Рекомбинация носителей заряда на радиационных дефектах

Из анализа дозовой зависимости величины $\Delta\tau^{-1} = \tau_{\phi}^{-1} - \tau_i^{-1}$ (τ_i , τ_{ϕ} - значения времени жизни в исходных кристаллах и после облучения дозой Φ) следует, что в контрольном кремнии наблюдается линейная зависимость $\Delta\tau^{-1}$ от Φ , тогда как для исследуемого материала характерно суперлинейное изменение $\Delta\tau^{-1}$ при увеличении интегрального потока γ -квантов. Обращает на себя внимание следующий факт. Скорость образования Е-центров (основных радиационных дефектов, ответственными за радиационное изменение τ и компенсацию материала при температуре измерений $T_m = 300$ К) в исследуемых кристаллах гораздо меньше, чем в контрольных, и уменьшается с ростом Φ , а в контрольных образцах она остается практически постоянной при всех значениях Φ . Анализ инжекционных зависимостей τ , измеренных при $T_m = 300$ К до и после облучения различными интегральными потоками γ -квантов, показывает, что в увеличении Φ в исследуемых кристаллах чувствительность времени жизни носителей заряда к уровню инжекции носителей заряда растет, а в контрольных практически не изменяется при используемых потоках облучения.

Наблюдаемые особенности в процессах рекомбинации носителей заряда в облученных бездислокационных кристаллах наиболее сильно проявляются в образцах четвертой группы, полученных зонной плавкой в атмосфере аргона. Это можно связать с наличием в их объеме не выявляемых селективным травлением ростовых нарушений (мелких включений междоузельного типа) [3], окруженных примесной атмосферой и создающих в кристаллической решетке анизотропные поля упругих напряжений, под воздействием которых к ним мигрируют первичные радиационные дефекты, где они участвуют в образовании рекомбинационно активных и компенсирующих комплексов. В результате на начальных этапах облучения Е-центры накапливаются преимущественно в ближайшем окружении включений и распределение их в объеме кристалла оказывается неравномерным, а из-за локализации электрически активных центров в ограниченной области кристалла появляются потенциальные барьеры Ψ для неосновных носителей заряда. Поэтому для описания рекомбинационных процессов в этом случае наиболее оправданным будет использование моделей, учитывающих наличие потенциальных барьеров [8]. При такой ситуации сечение захвата дырок на уровне Е-центров, сосредоточенных вблизи включений в локальной области кристалла, будет эффективно $\sigma_p = \sigma_p \exp \Psi/kT$ [8]. С ростом Φ Е-центров вблизи микродефектов и включений увеличивается, они формируют

кластеры радиационных дефектов, что ведет к возрастанию заряда и, соответственно, к возрастанию величины потенциального барьера Ψ . Это в свою очередь приводит к увеличению σ_p , а тем самым и к наблюдаемой на опыте суперлинейной зависимости $\Delta\tau^{-1}$ от Φ . Оценки показывают, что при $\Phi = 3 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$ величина потенциального барьера достигает значения $\Psi \approx 0,03 \text{ эВ}$, а когда $\Phi = 1 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$, то $\Psi \approx 0,05 \text{ эВ}$.

С учетом изложенных соображений представляется возможным объяснить инжекционные зависимости τ . Так, увеличение Ψ приводит к росту асимметрии сечений захвата основных и неосновных носителей заряда на уровне радиационных дефектов, а это обуславливает более сильную зависимость τ от уровня инжекции носителей заряда. В соответствии с моделью [8], учитывающей наличие окружающих кластеры дефектов потенциальных барьеров Ψ , были выполнены расчеты инжекционных зависимостей τ , которые согласуются с результатами эксперимента при значении $\Psi \approx 0,03 \text{ эВ}$ ($\Phi = 3 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$), которое было получено и при анализе дозовых зависимостей $\Delta\tau^{-1}$.

V. Заключение

Таким образом, полученные результаты позволяют сделать заключение о возможности форми-

рования кластеров Е-центров при облучении кремния, содержащего ростовые структурные нарушения (микродефекты, не выявляемые селективным травлением). Мелкие включения создают поля упругих напряжений. Это приводит к наблюдаемым на опыте особенностям рекомбинации носителей заряда, связанной с увеличением эффективного сечения захвата на уровне Е-центров из-за наличия потенциальных барьеров.

Список литературы

1. Рейс К. Дефекты и примеси в полупроводниках кремния. - М.: 1984.
2. Ситникова А.Р., Сорокин Л.М., Таланин И.Е., Шев К.Л., Шейхет Э.Г., Фалькевич Э.С. // ФТП. - т. 28. - с. 1829 - 1834.
3. Junichi C. // Defects and Prop. Semicond. - Tokyo - p. 143.
4. Hall R.N. // J. Phys. Rev. - 1952. - v. 87. - p. 387.
5. Shockley W., Read W. // J. Phys. Rev. - 1952. - p. 835 - 843.
6. Матаре Г. Электроника дефектов полупроводников. - М.: 1974.
7. Dhariwal S.R., Mehrotra D.R. // Solid State Com. 1988. - v. 67. - p. 1007 - 1012.
8. Лугаков П.Ф., Шуша В.В. // ФТП. - 1979. - Т. 1 1739 - 1743.

THE EFFECT OF GROWTH MICRODEFECTS ON THE CHARGE CARRIER RECOMBINATION IN IRRADIATED DISLOCATION-FREE SILICON

P.F.Lugakov¹⁾, L.A.Kazakevich²⁾

¹⁾A.N. Sevchenko Research Institute for Applied Physical Problems, 7 Kurchatov St., 220106 Minsk, Belarus, phone: 277-41-44

²⁾Belarusian State Agrarian Technical University, 99 Fr. Scoriny Pr., 220608 Minsk, Belarus, phone: 264-62

The effect of various growth microdefects on the recombination processes of charge carriers has been studied in the irradiation-free Silicon crystals produced by the floating-zone melting method in argon gas atmosphere or in vacuum. Initially the samples had $\rho = 100 - 200 \text{ Ohm cm}$. Silicon with the same ρ , grown in vacuum and having a concentration of growth dislocations $N_D = 3 \cdot 10^4 \text{ cm}^{-2}$ was used as a reference. At different stages of irradiation by γ -quanta of ^{60}Co the temperature and injection dependencies of the charge carrier lifetime τ have been measured by the methods of photo-magnetoelectric effect and conductivity modulation at the point contact. Parameters (energy level positions, asymmetry of the carrier capture cross-sections) of the recombination centers associated with microdefects of the A- and B-type have been determined. It has been shown that the presence of the growth microdefects leads to the peculiarities of radiation changes in τ and to stronger injection dependencies in the irradiated crystals. The obtained results have been interpreted based on the model taking into consideration the E-center cluster formation upon irradiation in the vicinity of microdefects creating the fields of stresses. This process results in the formation of potential barriers determining an increase in the effective hole capture cross-section at the microdefects levels.

