

Влияние γ -облучения на электрофизические параметры кремния, легированного никелем при выращивании методом Чохральского

Х. М. Илиев^a, К. А. Исмаилов^b, Е. Ж. Косбергенов^c, В. Б. Оджаев^d, В. С. Просолович^{d,*},
Ю. Н. Янковский^d, З. Т. Кенжаев^b, Б. О. Исаков^a, Г. А. Кушиев^a

^aТашкентский государственный технический университет,
ул. Университетская, 2А, г. Ташкент, 100095, Республика Узбекистан

^bКаракалпакский государственный университет,
ул. Академика Ч. Абдирова, 1, г. Нукус, 230100, Республика Каракалпакстан, Республика Узбекистан

^cНациональный университет Узбекистана,
ул. Университетская, 1, г. Ташкент, 10009, Республика Узбекистан

^dБелорусский государственный университет,
пр. Независимости, 4, г. Минск, 220050, Республика Беларусь

*e-mail: prosolovich@bsu.by

Поступила в редакцию 21.04.2025

После доработки 02.06.2025

Принята к публикации 05.06.2025

Исследовано влияние γ -облучения на электрофизические параметры кремния, легированного никелем в процессе выращивания из расплава по методу Чохральского. Экспериментальные результаты, полученные методом растровой электронной микроскопии показали, что в кремнии, легированном никелем, при выращивании формируются скопления атомов Ni размером $\sim 6\div 8$ мкм с поверхностной плотностью $\sim (5\div 8) \times 10^3$ см⁻². Установлено, что при облучении γ -квантами ⁶⁰Со контрольных образцов, не легированных никелем, происходит компенсация материала вследствие генерации глубоких центров радиационного происхождения. Показано, что в процессе облучения атомы никеля диффундируют из скоплений в матрицу кремния, где при взаимодействии с радиационно-генерируемыми вакансиями междоузельные атомы никеля Ni_i переходят в электрически активное положение в узле кристаллической решетки Ni_s. Данные примесно-дефектные центры (Ni_s) термически устойчивы по крайней мере до температуры отжига 600 °С.

Ключевые слова: γ -облучение, скопления, никель, легирование, кремний

УДК 621.315.592

<https://doi.org/10.52577/eom.2025.61.3.38>

ВВЕДЕНИЕ

В настоящее время производство значительной части полупроводниковых приборов на основе монокристаллического кремния связано с использованием радиационных воздействий: легирование исходного материала методами ядерных реакций, внедрение различных видов ионов и регулирование электрических характеристик с использованием высокоэнергетического излучения позволяют повысить эксплуатационные параметры приборов [1, 2]. Использование радиационной технологии предусматривает необходимость последующей термической обработки материала: отжига радиационных дефектов, диффузионной разгонки примеси и т.д. [1, 2]. В результате как воздействия облучения ядерными частицами, так и термообработки, происходит изменение свойств кремния, обусловленное введением радиационных и термических дефектов. В их образовании важную (а порой и определяющую) роль

играют как основные легирующие, так и фоновые технологические примеси. Совершенствование технологии получения монокристаллического кремния, а также повышение радиационной и термической стойкости полупроводниковых приборов, изготовленных на его основе, невозможно без детального изучения механизмов образования, взаимодействия, перестройки и отжига радиационных и термических дефектов, их природы и свойств.

Возрастающая роль современной электроники в научно-техническом прогрессе обуславливает повышение требований к надежности полупроводниковых приборов как в обычном, так и микроинтегральном исполнении. Как было ранее установлено, с точки зрения повышения радиационной стойкости полупроводникового кремния весьма перспективным является легирование его специальными примесями: редкоземельными элементами [3, 4] и никелем [5].

В работах [6, 7] предложен диффузионный метод легирования кремния атомами никеля.

Показано [7], что в образцах кремния, легированных никелем по технологии, включающей двухэтапную ступенчатую диффузию никеля с последующим дополнительным низкотемпературным отжигом, наблюдается самообразование скоплений примесных атомов никеля в решетке кремния. Данные скопления являются геттерами различных технологических быстродиффундирующих примесей, а также атомов кислорода, определяющих эффективность генерации глубоких рекомбинационных центров и термодиффектов [8–10].

Управляя режимами диффузии (температура, время и скорость охлаждения) в процессе легирования никелем можно повысить радиационную стойкость кремния при γ -облучении [10, 11]. В работе [12] было показано, что термодатчики на основе кремния, диффузионно-легированные никелем, обладают повышенной радиационной стойкостью. Однако легирование кремния примесными атомами никеля можно осуществить и в процессе выращивания монокристалла. Цель данной работы – изучение кинетики образования и отжига радиационных дефектов в монокристаллах кремния, легированных никелем в процессе выращивания из расплава по методу Чохральского, подвергнутых облучению γ -квантами.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

В исследованиях использовался монокристаллический кремний, легированный высокочистым никелем (Si<Ni>) в процессе выращивания из расплава по методу Чохральского, *p*-типа проводимости с удельным сопротивлением 50–60 Ом·см (концентрация дырок $p_0 \sim 3 \div 5 \times 10^{14}$ см⁻³). Концентрация межзольного кислорода, определенная по интенсивности полосы ИК-поглощения при ~ 1100 см⁻¹, составляла $(7 \div 8) \times 10^{17}$ см⁻³. Параллельно исследовались контрольные монокристаллы кремния нелегированные никелем с аналогичным удельным сопротивлением.

Электрофизические параметры исходных образцов после каждого флюенса облучения и после каждой температуры отжига измерялись при 300 К: удельное сопротивление – четырехзондовым методом, концентрация основных носителей заряда – методом эффекта Холла. Наличие и структура скоплений определялась методом сканирующей электронной микроскопии на установке *EVO 50 XVP* (производитель *Carl Zeiss*) с системой рентгеновского локального зондового микроанализа *INCA Energy – 350* (производитель *Oxford Instruments*). Поверхностная плотность скоплений никеля определялась подсчетом числа скоплений в

различных точках поверхности образцов, отнесенного к единице площади [6, 7, 13].

Для исследования влияния γ -облучения на электрофизические и структурные свойства контрольные образцы и Si<Ni> помещались в вакуум в откаченных кварцевых ампулах. Облучение осуществлялось от источника изотопа Co^{60} ($E_\gamma \sim 1,17$ МэВ) с интенсивностью 89 рад/с при температуре $T_{\text{обл}} = 300$ К в интервале флюенсов $\Phi = 10^6 \div 3 \times 10^8$ рад.

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Исследования методом сканирующей электронной микроскопии показали, что при выращивании монокристаллов в образцах Si<Ni> формируются практически равномерно распределенные по объему скопления никеля, видимые на фотографии в качестве светлых точек (рис. 1). Размер скоплений составляет $d \sim 6 \div 8$ мкм, а их поверхностная плотность $N_s \sim (5 \div 8) \times 10^3$ см⁻².

На рис. 2 приведены результаты анализа элементного состава образцов Si<Ni>, полученные методом локального рентгеновского зондового микроанализа в области, не содержащей скоплений никеля (спектр 4, рис. 2а), и участок поверхности с наличием скоплений примеси (спектр 5, рис. 2б).

По экспериментальным данным сканирующей электронной микроскопии наличие светлых точек свидетельствует о скоплениях никеля, при отсутствии этих точек – скопления атомов никеля не наблюдается. Нужно отметить, что в тех областях, где есть никель, присутствуют также и атомы кислорода. При этом концентрация кислорода в скоплениях, как следует из таблицы, превышает его среднюю концентрацию по объему образцов. Эти данные соответствуют результатам [14], где показано, что скопления никеля обладают геттерирующими свойствами по отношению к технологической примеси кислорода. Формирование скоплений никеля в кремнии в процессе вытягивания слитков из расплава обусловлено низким коэффициентом сегрегации этой примеси в монокристаллическом кремнии ($\sim 1,5 \times 10^{-2}$) [15]. Кроме того, как следует из данных рентгеновского локального зондового микроанализа, представленных в таблице, в областях, где отсутствуют скопления никеля (спектр 4, рис. 2а), тем не менее его концентрация отлична от нулевой. Это позволяет заключить, что определенная часть атомов никеля после выращивания кремния находится также и в дисперсном атомарном состоянии, относительно гомогенно распределенных по объему образцов.

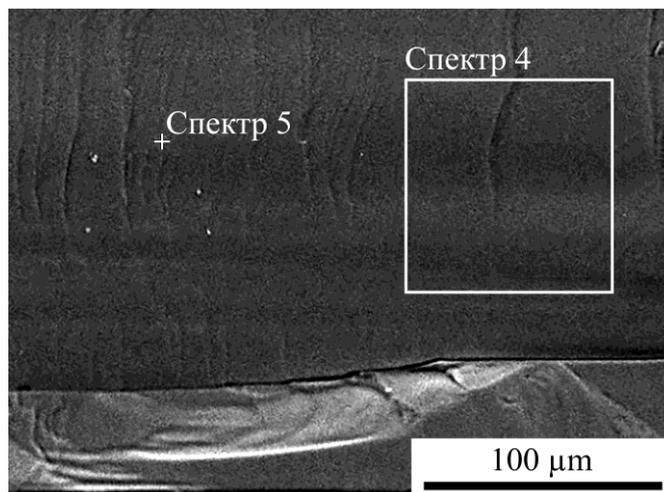
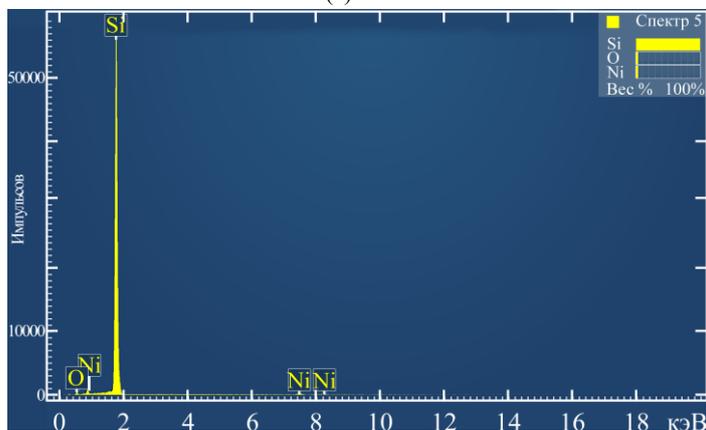


Рис. 1. Скопления примесных атомов никеля в образцах Si<Ni>.



(а)



(б)

Рис. 2. Элементный состав образцов кремния, легированного никелем. Спектр 4 (а) и спектр 5 (б) соответствуют областям поверхности образцов, приведенных на рис. 1.

Таблица. Примесный состав образцов кремния, легированных никелем (спектр 4 – область без примесных скоплений, спектр 5 – область, содержащая скопления никеля)

	Элемент	Тип линии	Условная концентрация	Вес.%
Спектр 4	Si	К серия	26,76	99,95
	Ni	К серия	0,01	0,05
	O	К серия	≤ 0,001	≤ 0,001
Сумма:				100,00
Спектр 5	O	К серия	0,42	4,02
	Si	К серия	22,37	92,76
	Ni	К серия	0,57	3,22
Сумма:				100,00

При облучении γ -квантами размеры скоплений с увеличением флюенса уменьшаются (рис. 3) и при флюенсе $\Phi = 3 \times 10^8$ рад составляют $d \sim 4 \div 6$ мкм. При этом поверхностная плотность скоплений остается практически неизменной. На рис. 3 представлены изменения относительного удельного сопротивления (ρ/ρ_0) и размера скоплений в образцах Si<Ni> и контрольных от флюенса γ -облучения, где ρ_0 и ρ – удельное сопротивление образцов до и после облучения γ -квантами, соответственно.

Исследования воздействия γ -облучения на электрофизические параметры исследуемого кремния показали, что в контрольных образцах при $\Phi = 3 \times 10^6$ рад начинается увеличение удельного сопротивления (рис. 3, кривая 1), которое при флюенсе $\Phi = 3 \times 10^8$ рад изменяется в ~ 7 раз. Увеличение при облучении удельного сопротивления обусловлено генерацией радиационных дефектов, вносящих глубокие компенсирующие энергетические уровни в запрещенную зону кремния. При облучении γ -квантами ^{60}Co происходит практически однородное формирование радиационных дефектов по объему полупроводника. В результате взаимодействия компонентов пар Френкеля между собой, с основными легирующими и технологическими примесями, а также с размерными дефектами структуры формируется широкий спектр радиационных дефектов, определяемый, прежде всего, примесным составом и структурным совершенством кремния [2]. В монокристаллическом кремнии p -типа основными центрами являются дивакансия и комплекс междуузельный углерод–междуузельный кислород C_iO_i [2, 16]. Генерирующиеся при облучении γ -квантами в кремнии точечные (первичные) радиационные дефекты – смещенные из узлов атомы кремния и свободные вакансии – обладают высоким коэффициентом диффузии и малыми энергиями миграции [17]. Они мигрируют по объему кристалла кремния и взаимодействуют между собой и с атомами основных легирующих и фоновых технологических примесей в кремнии. Следует отметить, что именно примесно-дефектный комплекс C_iO_i является основным компенсирующим центром в монокристаллическом кремнии p -типа проводимости, облученном γ -квантами ^{60}Co . Также одним из основных радиационных дефектов является центр V_i (междуузельный атом бора). Данный дефект формируется по механизму Воткинса вследствие вытеснения узловых атомов бора в междуузлия собственными междуузельными атомами кремния [18].

В то же время в облученных γ -квантами образцах Si<Ni> при увеличении флюенса до $\Phi = 3 \times 10^8$ рад происходит уменьшение удельного

сопротивления, не более, чем на 30% (рис. 3, кривая 2). Следует отметить, что такое изменение ρ не характерно для кремния p -типа проводимости при облучении γ -квантами ^{60}Co . Одной из возможных причин такого изменения параметров образцов Si<Ni> при флюенсе γ -облучения $\Phi = 3 \times 10^8$ рад может быть формирование акцепторных центров вследствие увеличения концентрации электрически активных атомов никеля.

Междуузельные атомы никеля Ni_i в кремнии электрически неактивны и переходят в узловые положения только за счет реакции с вакансионными дефектами. Коэффициент диффузии междуузельных атомов никеля $D(\text{Ni}_i) = 0,002 \times \exp(-0,47\text{эВ}/kT)$ см²/с очень велик и слабо зависит от температуры [19]. Следует также учитывать, что первичные радиационные дефекты – вакансии и междуузельные атомы кремния – обладают достаточно большими коэффициентами диффузии и малыми энергиями миграции [17] и вследствие этого имеют большую вероятность встречи с атомами никеля. Таким образом, междуузельные атомы никеля, находящиеся после выращивания монокристалла кремния в дисперсном атомарном состоянии, могут захватывать радиационно-генерированные вакансии, при этом происходит переход атомов никеля из междуузельного, электрически неактивного состояния, в электрически активное – узловое за счет взаимодействия с вакансией. На возможность данной реакции $\text{Ni}_i + \text{V} \leftrightarrow \text{Ni}_i$ указывалось ранее в работах [20–22].

Кроме того, как сказано выше, в процессе облучения происходит уменьшение размеров примесных скоплений никеля. Это позволяет предположить, что благодаря наличию большого количества радиационно-индуцированных вакансий атомы никеля мигрируют из скоплений по кристаллу и, взаимодействуя с вакансиями по выше приведенной реакции, формируют электрически активные центры акцепторного типа. При этом, так как скопления никеля после облучения окружены повышенной концентрацией вакансий, созданных облучением, поскольку являются для них эффективными стоками, можно сделать заключение о вакансионном механизме миграции атомов никеля.

Отметим, что подобное увеличение коэффициента диффузии примесей в кремнии, содержащем большую концентрации радиационно-генерируемых вакансий, ранее наблюдалось при облучении быстрыми нейтронами монокристаллов кремния, легированного редкоземельными элементами [23]. При этом также происходило уменьшение размеров скоплений

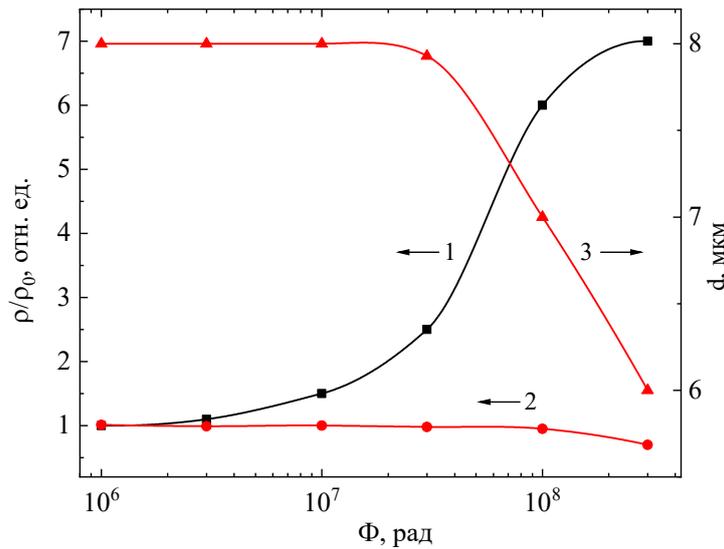


Рис. 3. Относительное изменение удельного сопротивления контрольных образцов кремния (1) и Si<Ni> (2) от дозы γ -облучения, (3) изменение размеров скоплений от дозы γ -облучения.

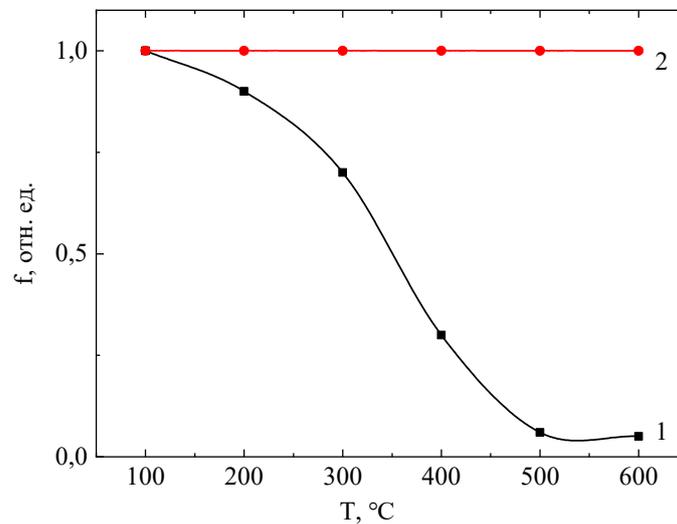


Рис. 4. Отжиг радиационных дефектов в контрольных образцах кремния (1) и в Si<Ni> (2).

вследствие диффузии примеси в окружающую матрицу, обусловленное наличием большой концентрации вакансий, окружающих примесные скопления. Уменьшение концентрации радиационных дефектов в Si<Ni>, кроме того, может быть обусловлено и подавлением генерации центра C_iO_i вследствие геттеризирующего действия скоплений никеля по отношению к атомам кислорода, что исключает существенную часть данной примеси из реакции радиационного дефектообразования.

Для установления термической стабильности примесно-дефектных центров с участием никеля после γ -облучения флюенсом $\Phi = 3 \times 10^8$ рад проводился изохронный отжиг в течение $t = 10$ мин в интервале температур $T = 100\text{--}600$ °C с шагом $\Delta T = 100$ °C. Концентрация дырок на каждом этапе отжига рассчитывалась на основе данных по измерению эффекта Холла. Из полученных данных была рассчитана доля неотожженных дефектов $f = (p_0 - p_{\text{отж}})/(p_0 -$

$p_{\text{обл}})$, где: p_0 , $p_{\text{обл}}$, $p_{\text{отж}}$ – концентрация дырок до облучения, после облучения и после отжига соответственно. Установлено, что после термообработки при температуре $T > 500$ °C контрольные образцы приобретают исходные электро-физические параметры, то есть отжигаются практически все радиационные дефекты, образованные при облучении (рис. 4, кривая 1). Термообработки до $T = 600$ °C не оказывают существенного влияния на электрофизические параметры облученного Si<Ni> (рис. 4, кривая 2), а также на размер и поверхностную плотность скоплений. Это свидетельствует о том, что при облучении в данном материале концентрация радиационных дефектов мала вследствие действия атомов никеля и его скоплений как центров аннигиляции для радиационно-индуцированных вакансий.

При облучении γ -квантами ^{60}Co концентрация электрически активных атомов никеля увеличивается с одной стороны за счет взаимодействия

дисперсно-распределенных междоузельных атомов Ni_i с вакансиями, сопровождающегося переходом данной примеси из электрически нейтрального междоузельного положения в электрически активное узловое. С другой стороны, вследствие радиационно-стимулированной диффузии атомов никеля из скоплений происходит увеличение дисперсно-распределенной составляющей данной примеси, причем находящейся в электрически активном узловом положении. Согласно полученным экспериментальным данным можно заключить, что указанные примесно-дефектные центры Ni_i термически устойчивы, по крайней мере, до температуры 600 °С.

ВЫВОДЫ

Установлено, что при легировании кремния примесью никеля в процессе выращивания монокристаллов вытягиванием из расплава по методу Чохральского происходит формирование скоплений данной примеси размером $\sim 6\div 8$ мкм, обусловленное низким значением коэффициента сегрегации. При облучении γ -квантами ^{60}Co контрольных образцов, нелегированных никелем, происходит компенсация материала вследствие генерации глубоких центров радиационного происхождения. В образцах кремния, легированных никелем, при облучении γ -квантами размер скоплений уменьшается, а концентрация свободных носителей заряда изменяется незначительно: при увеличении флюенса до $\Phi = 3 \times 10^8$ рад происходит уменьшение удельного сопротивления, не более, чем на 30%. Такое изменение параметров образцов $Si\langle Ni \rangle$ обусловлено формированием акцепторных центров вследствие увеличения концентрации электрически активных атомов никеля. Показано, что в процессе облучения атомы никеля диффундируют из скоплений в матрицу кремния, где при взаимодействии с радиационно-генерируемыми вакансиями междоузельные атомы никеля Ni_i переходят в электрически активное положение Ni_s в узлах кристаллической решетки. Данные примесно-дефектные центры термически устойчивы по крайней мере до температуры отжига 600 °С. Следует отметить, что легирование атомами никеля при выращивании кремния в отличие от диффузионного способа [13, 24] является более технологичным и экономически выгодным, что открывает новые возможности для создания кремниевых приборов с повышенной радиационной стойкостью.

ФИНАНСИРОВАНИЕ РАБОТЫ

Настоящая работа выполнена в рамках задания 3.11.3 Государственной программы научных исследований Республики Беларусь «Фотоника и электроника для инноваций», подпрограмма «Микро- и нанoeлектроника».

КОНФЛИКТ ИНТЕРЕСОВ

Авторы заявляют, что у них отсутствует конфликт интересов.

ЛИТЕРАТУРА

1. Коршунов, Ф.П., Богатырев, Ю.В., Вавилов, В.А., *Воздействие радиации на интегральные микросхемы*. Минск: Наука и техника, 1986. 256 с.
2. Смирнов, Л.С., *Вопросы радиационной технологии полупроводников*. Новосибирск: Наука, Сибирское отделение, 1980. 296 с.
3. Карпов, Ю.А., Петров, В.В., Просолович, В.С., Фотопроводимость и электрические свойства $Si\langle Er \rangle$, облученного γ -квантами ^{60}Co . *Физика и техника полупроводников*, 1982, т. 16, № 9, с. 1676.
4. Ахметов, В.Д., Болотов, В.В., Васильев, А.В., Карпов, Ю.А., и др., О радиационном дефектообразовании в кремнии, содержащем гадолиний. *Физика и техника полупроводников*, 1977, т. 11, В 11, с. 2243.
5. Ismailov, K.A., Kenzhaev, Z.T., Koveshnikov, S.V., Kosbergenov, E.Zh., et al., Radiation Stability of Nickel Doped Solar Cells. *Phys. Solid State*, 2022, vol. 64, no. 2, p. 154.
<https://doi.org/10.1134/S1063783422040011>
6. Bakhadyrkhanov, M.K., Ismailov, K.A., Ismaylov, B.K., Saparniyazova, Z.M., et al., Clusters of nickel atoms and controlling their state in silicon lattice. *Semicond. Phys. Quantum Electron. Optoelectron.*, 2018, vol. 21, no. 4, p. 392.
<https://doi.org/10.15407/spqeo21.04.392>
7. Bakhadyrkhanov, M.K., Ismaylov, B.K., Tachilin, S.A., Ismailov, K.A., et al., Influence of electrically neutral nickel atoms on electrical and recombination parameters of silicon. *Semicond. Phys. Quantum Electron. Optoelectron.*, 2020, vol. 23, no. 4, p. 361.
<https://doi.org/10.15407/spqeo23.04.361>
8. Bakhadyrkhanov, M.K., Ismailov, K.A., Kosbergenov, E.Zh., Thermal stability of electrical parameters of silicon crystal doped with nickel during growth. *Semicond. Phys. Quantum Electron. Optoelectron.*, 2022, vol. 25, no. 1, p. 6–9.
<https://doi.org/10.15407/spqeo25.01.006>
9. Iliev, K.M., Koveshnikov, S.V., Isakov, B.O., Kosbergenov, E.Zh., et al., The Elemental Composition Investigation of Silicon Doped with Gallium and Antimony Atoms, *Surf. Eng. Appl. Electrochem.*, 2024, vol. 60, no. 1, pp. 633.
<https://doi.org/10.3103/S106837552470025X>

10. Bakhadyrkhanov, M.K., Kenzhaev, Z.T., Koveshnikov, S.V., Ayupov, K.S., et al., Effect of nickel on the lifetime of charge carriers in silicon solar cells. *Semiconductors*, 2022, vol. 56, no. 1, p. 128.
<https://doi.org/10.21883/SC.2022.01.53028.9642>
11. Зайнабидинов, С.З., Курбанов, А.О., Влияние γ -радиации на рекомбинационные и фотоэлектрические свойства кремния, легированного никелем. *Uzbek J. Phys.*, 2018, vol. 20, no. 2, p. 105.
<https://doi.org/10.52304/v20i2.35>
12. Косбергенов, Е.Ж., Влияние атомов никеля на радиационную и термическую стойкость поликристаллического кремния, *Приборы*, 2021, no. 9(255), с. 40.
13. Iliiev, Kh.M., Saparniyazova, Z.M., Ismailov, K.A., Sattarov, O.E, et al., Interaction of radiation defects with nickel atom clusters in silicon. *Surf. Eng. Appl. Electrochem.*, 2011, vol. 47, no. 4, p. 385.
<https://doi.org/10.3103/s1068375511050103>
14. Kenzhaev, Z.T., Iliiev, K.M., Odzhaev, V.B., Mavlonov, G.K., et al., The Effect of Gamma Irradiation on the Electrophysical Parameters of Nickel-Doped Silicon Solar Cells. *Surf. Eng. Appl. Electrochem.*, 2024, vol. 60, no. 2, p. 851.
<https://doi.org/10.3103/S1068375524700467>.
15. Istratov, A.A., Zhang, P., McDonald, R.J., Smith, A.R., et al., Nickel solubility in intrinsic and doped silicon, *J. Appl. Phys.*, 2005, vol. 97, № 2, 023505.
<https://doi.org/10.1063/1.1836852>
16. Макаренко, Л.Ф., Ластовский, С.Б., Гаубас, Э., Павлов, Е., и др., Инжекционный отжиг комплекса собственное димеждоузлие – кислород в кремнии р-типа. *Весці нац. акад. навук Беларусі. Серыя фізіка-матэм. навук*, 2018, т. 54, № 2, с. 220.
17. Lukjanitsa, V.V., Energy levels of vacancies and interstitial atoms in the band gap of silicon. *Semiconductors*, 2003, vol. 37, no. 4, p. 404.
<https://doi.org/10.1134/1.1568459>
18. Berezhnov, N.I., Chelyadinskii, A.R., Jadan, M. and Suprun-Belevich, Yu.R., On the problem of Watkins substitution and migration of silicon atoms in silicon. *Nucl. Instrum. Meth. Phys. Res.*, 1993, vol. 73, no. 3, p. 357.
19. Weber, E., Transition Metals in Silicon. *Appl. Phys. A.*, 1983, vol. 30, p. 1.
20. Tanaka, S., Ikari, T., Kitagawa, H., Distribution of Substitutional Nickel Atoms in Dislocation-Free Silicon Studied by Deep Level Transient Spectroscopy and Theoretical Analyses Based on the Dissociative Mechanism of Diffusion. *Jpn. J. Appl. Phys.*, 2002, vol. 41, p. 6305.
21. Tanaka, S., Ikari, T. and Kitagawa, H., Distribution of Substitutional Nickel Atoms in Dislocated Silicon Crystal. *Jpn. J. of Appl. Phys.*, 2004, vol. 43, p. 7458.
22. Backlund, D.J., Estreicher, S.K., Ti, Fe, and Ni in Si and their interactions with the vacancy and the A center: A theoretical study. *Phys. Rev. B.*, 2010, vol. 81, p. 235213.
23. Гусаков, В.Е., Петров, В.В., Просолович, В.С., Янковский, Ю.Н., Особенности структуры кремния, легированного редкоземельными элементами. *Электронная техника. Сер.б. Материалы*, 1989, № 4, с. 29.
24. Бахадирханов М.К., Исмаилов Б.К., Генерирующие свойства кластеров атомов никеля в решетке кремния. *Приборы*, 2020, № 6(240), с. 44.

Summary

The effect of γ -irradiation on the electrophysical parameters of silicon doped with nickel during growth from melt according to the Czochralski method was studied. Experimental results obtained by the scanning electron microscopy showed that clusters of Ni atoms $\sim 6\div 8 \mu\text{m}$ in size with a surface density of $\sim (5\div 8)\cdot 10^3 \text{ cm}^{-2}$ were formed in nickel-doped silicon during cultivation. It was established that during irradiation with γ -quanta ^{60}Co of the control samples not doped with nickel, material compensation occurs due to the generation of deep centers of radiation origin. In silicon samples doped with nickel, when irradiated with γ -quanta, the size of the clusters decreased, and the concentration of free charge carriers changed slightly: when the fluence increased to $\Phi \geq 3\cdot 10^8 \text{ rad}$, and the resistivity decreased by no more than 30%. Such a change in the parameters of Si < Ni > samples is due to the formation of acceptor centers because of an increase in the concentration of electrically active nickel atoms. It was shown that during irradiation nickel atoms diffuse from clusters into the silicon matrix, where upon interaction with radiation-generated vacancies interstitial nickel atoms Ni_i pass into electrically active position in the Ni_s crystal lattice unit. Those impurity defect centers (Ni_s) were thermally stable to at least an annealing temperature of 600 °C.

Keywords: γ -irradiation, clusters, nickel, doping, silicon