

Д. ф.-м. н. Ш. Д. КУРМАШЕВ¹, д. ф.-м. н. О. А. КУЛИНИЧ²,
Г. И. БРУСЕНСКАЯ², А. В. ВЕРЕМЬЕВА¹

Украина, ¹Одесская национальная академия связи им. А. С. Попова,

²Одесский национальный экономический университет

E-mail: kurmash12@gmail.com

ПОВЫШЕНИЕ РАДИАЦИОННОЙ УСТОЙЧИВОСТИ КРЕМНИЕВЫХ МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ЭПИТАКСИАЛЬНЫХ СЛОЕВ

Исследована возможность повышения радиационной устойчивости кремниевых эпитаксиальных слоев за счет создания стоков радиационных дефектов в виде дислокационных сеток плотностью $10^9 - 10^{12} \text{ м}^{-2}$. Такие сетки создаются перед нанесением эпитаксиального слоя на фронтальной поверхности кремниевой подложки путем предварительного ее окисления и последующего травливания слоя оксида. Показано, что в структурах, содержащих дислокационные сетки, в результате облучения уменьшаются в 5–8 раз обратные токи и в 5–10 раз плотность дефектов, а подвижность носителей заряда увеличивается в 1,2 раза. Выход годных для работы в условиях радиационного воздействия полупроводниковых структур, сформированных в оптимальном режиме, увеличивается на 7–10% в партии по сравнению со структурами без дислокационных сеток. Полученные результаты могут быть использованы в технологии изготовления радиационно стойких интегральных схем (биполярных, КМОП, Би-КМОП и др.).

Ключевые слова: эпитаксиальный кремний, дислокации, радиационные дефекты, сток дефектов, радиационная устойчивость.

При переходе от элементов электронной техники микронных и субмикронных размеров к наноразмерным структурам предъявляются повышенные требования к стабильности их параметров. Реализация современных требований к большинству классов радиоэлектронной аппаратуры может быть обеспечена только на основе применения радиационно стойкой элементной базы. В настоящее время основой для создания дискретных приборов и интегральных микросхем служат эпитаксиальные слои полупроводников. Часто при изготовлении полупроводниковых структур в качестве технологического средства для придания эпитаксиальным слоям необходимых свойств их подвергают радиационному облучению или ионизационному воздействию при ионной имплантации [1]. Радиационное воздействие и ионизирующее излучение также влияют на характеристики и параметры готовых полупроводниковых элементов в процессе их эксплуатации [2].

В зависимости от вида излучения в кристаллах формируются отдельные точечные дефекты или их конгломераты — области разупорядочения [3]. Обычно с целью устранения радиационных дефектов пластины кремния после облучения подвергают отжигу [4], во время которого происходит перемещение (сток) дефектов из объема кристалла в приповерхностную область [5]. Радиационная стойкость полупроводниковых приборов может быть повышена путем формирования в полупроводниковом кремниевом

эпитаксиальном слое стоков радиационных дефектов. В частности, это могут быть дислокации, наследуемые от подложки [6]. Однако полупроводниковые приборы, изготовленные этим методом, имеют значительное число остаточных радиационных дефектов в объеме и на поверхности эпитаксиального слоя, которые ухудшают электрические характеристики и параметры устройств. Стоками могут быть также геттерирующие покрытия [7].

Из известных способов повышения радиационной стойкости эпитаксиальных слоев кремния следует отметить метод, описанный в [8]. Он заключается в том, что на фронтальной поверхности полупроводниковой подложки, на которой затем выращивается эпитаксиальный слой, путем механической обработки создаются дислокации. Дислокации, имеющиеся в переходной области «слой — подложка», являются стоками радиационных дефектов, на которых аннигилируют диффундирующие из объема эпитаксиального слоя радиационные дефекты. Недостатками этого метода являются плохая технологическая воспроизводимость, нарушение структуры поверхности подложки и переходной области, а также ухудшение статистических параметров приборов (разброс параметров) и появление избыточных токов утечки.

Целью настоящей работы является изучение возможности повышения радиационной стойкости кремниевых эпитаксиальных слоев за счет создания на фронтальной поверхности кремни-

евои подложки стоков радиационных дефектов в виде дислокационных сеток до нанесения эпитаксиального слоя.

В основу метода положен механизм возникновения дислокационных сеток в приповерхностной области кремниевой подложки при ее термическом оксидировании [9]: на границе «Si — SiO₂» возникают деформации вследствие различия таких параметров контактирующих материалов, как постоянная кристаллической решетки и термический коэффициент расширения. В процессе формирования оксидных слоев в приповерхностных областях Si образуется сложная структура, состоящая из слоя разупорядоченного кремния с областями проникающего в него оксида, образованного при ускоренной диффузии кислорода вдоль структурных дефектов, и слоя кристаллического кремния, содержащего сетки дислокаций, период которых зависит от глубины залегания [10].

Методика эксперимента и технология

Для выявления структурных дефектов производилась обработка пластин кремния химическими избирательными дефект-контрастными травителями. Для травления пластин кремния с ориентацией (111) использовался травитель Сиртля состава HF:CrO₃ = 1:1. Для травления пластин и структур с ориентацией (100) использовался травитель Секко состава HF:K₂Cr₂O₇ = 2:1. Время травления составляло от 2 до 15 минут.

Изучение поверхности кремниевой подложки после химической обработки проводилось различными методами. Для оптических методов исследования использовали металлографический микроскоп ММР-2Р. Для электронной сканирующей микроскопии применяли микроскоп-анализатор Cam-Scan-4D с системой энергетического дисперсионного анализатора Link-860 и программой Zaf. Для Ожэ-спектроскопии использовали спектрометр LAS-3000.

Облучение образцов электронами проводилось в оптимальном режиме работы отечественного ускорителя «Электроника» (ЭЛУ-4), обеспечивающего энергию частиц от 2,3 до 3,0 МэВ дозами от 10¹⁵ до 10²⁰ м⁻².

Удельное сопротивление по глубине измеряли четырехзондовым методом при послойном химическом травлении слоев. Концентрация и подвижность носителей заряда измерялись по методу Ван-дер-Пау [11]. Электрофизические характеристики (обратные токи и др.) измеряли на характериографе TR-4805.

Технология получения образцов заключается в следующем. На фронтальной поверхности кремниевой подложки перед нанесением эпитаксиального слоя путем предварительного окисления поверхности подложки и последующего травления слоя оксида создавали область дислокационных сеток. Далее выращивали эпитаксиальный монокристаллический слой и соз-

давали полупроводниковые структуры по стандартной технологии.

В качестве подложек служили пластины монокристаллического кремния КЭФ-4.5 (111) и КДБ-10(100), выращенные методом Чохральского. Основными видами дефектов в исходной кремниевой пластине-подложке являются дислокации, дефекты слоистой неоднородности, кластерные скопления кислорода или избыточного кремния, дендриты металлов и двойниковые ламели [12].

Структуры SiO₂—Si изготавливали методом термического выращивания диоксида кремния в атмосфере влажного и сухого кислорода. Температурный диапазон оксидирования составлял 1000—1150°C. Толщина пленок SiO₂, которую определяли по времени выращивания (оксидирования) и эллипсометрическим методом, составляла 0,1—1,5 мкм. Далее слой диоксида кремния удаляли травлением в плавиковой кислоте.

Эпитаксиальные слои кремния на подложках получали методом жидкофазной эпитаксии путем кристаллизации в оптимальных условиях для раствора-расплава «полубесконечного» объема (метод принудительного охлаждения). В качестве металла-растворителя использовали олово. Эти слои подвергались облучению различными дозами электронов — от 5,0·10¹¹ до 5,0·10¹⁶ см⁻². Для контрольных экспериментов использовались также системы «слой — подложка» *n*—*p*-типа (характеристики подложки: проводимость *p*-типа, примесь — бор, толщина 250 мкм, удельное сопротивление около 10 Ом·см; эпитаксиального слоя: проводимость *n*-типа, примесь — фосфор, толщина около 16 мкм, удельное сопротивление 0,3 Ом·см; плотность дислокаций в слоях на уровне 10⁴—10⁵ см⁻²).

В эпитаксиальном кремнии имеется большое количество атомов примеси и структурных нарушений, затрудняющих исследование радиационных дефектов [13]. Образование дислокаций в эпитаксиальных слоях до облучения обусловлено, главным образом, наследованием аналогичных дефектов из подложки, несоответствием параметров кристаллических решеток слоя и подложки, термическими и механическими напряжениями, возникающими в процессе роста [14]. Степень наследования дислокаций слоем определяется их плотностью в подложке и условиями роста.

Для сравнения исследовались также структуры, изготовленные по стандартной технологии, т. е. без предварительного оксидирования кремниевой подложки. Изучали структуры на основе эпитаксиальных слоев кремния, образующих с монокристаллической подложкой *p*—*n*-переход. Использовали серийно выпускаемые структуры с эпитаксиальными слоями кремния 25-КЭФ-0.1 на подложке 400-КДБ-10.

Результаты и их обсуждение

Установлено, что в структурах SiO_2 —Si имеется сильно разупорядоченный слой, близкий к мелкоблочному поликристаллическому кремнию, который находится непосредственно под диоксидом кремния. Толщина этого слоя пропорциональна толщине выращенного слоя SiO_2 , что объясняется возрастанием механических напряжений на границе раздела SiO_2 —Si при увеличении толщины диоксида кремния [15, 16].

При послойном сравнении слоев SiO_2 был обнаружен переход от разупорядоченного кремния к кристаллическому, границей которого служат дислокационные сетки. Они состоят из 60-градусных и частичных дислокаций, декорированных кислородом (рис. 1).

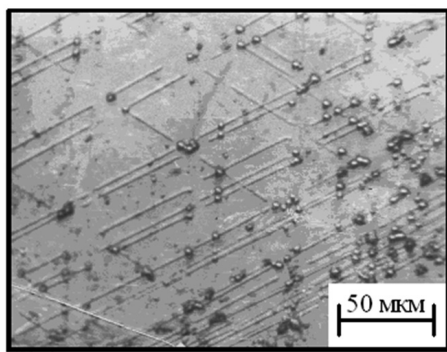


Рис. 1. Изображение дислокационной сетки в приповерхностной области Si в структуре SiO_2 —Si (КЭФ-4,5)

Слой дислокационных сеток образуется на границе системы «разупорядоченный кремний — кристаллический кремний». Глубину залегания дислокационных сеток оценивали с учетом того, что скорость избирательного травления составляет около 3 мкм/мин. При толщине диоксида кремния 1 мкм толщина слоя разупорядоченного кремния составляет примерно 20 мкм. За ним следует слой кремния с дислокационными сетками толщиной около 10 мкм. При дальнейшем травлении дислокационные сетки исчезали, трансформируясь в единичные дислокации или линии скольжения. Средний период дислокационной сетки составляет около 10^{-6} м; плотность дислокаций в сетках достигает 10^{12} м $^{-2}$.

Воздействие радиации на эпитаксиальные слои оценивали по изменению их электропроводности, концентрации и подвижности носителей заряда. Изучали вид, характер распределения и плотность радиационных дефектов, состояние переходной области в слоях. Исследовали эпитаксиальные слои с концентрацией носителей заряда до облучения $3 \cdot 10^{22}$ м $^{-3}$ (удельное сопротивление $\rho \approx 0,3$ Ом·см) при их однородном распределении по толщине. Облучение проводилось потоком электронов с энергией 2,3 МэВ. Толщина термически выращенного слоя SiO_2

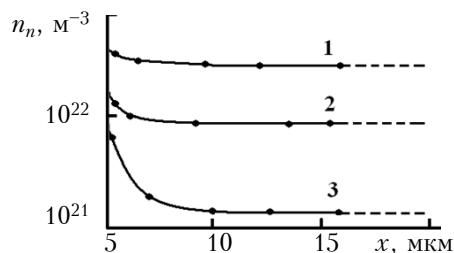


Рис. 2. Распределение основных носителей заряда по глубине эпитаксиального слоя кремния n -типа до облучения (1) и после облучения электронами с энергией 2,3 МэВ при дозе $1 \cdot 10^{20}$ м $^{-2}$ (2) и $5 \cdot 10^{20}$ м $^{-2}$ (3)

составляла 0,5 мкм, толщина эпитаксиального слоя кремния 16 мкм, площадь структур 1 мм 2 .

На рис. 2 приведено распределение основных носителей заряда по глубине эпитаксиального слоя n -типа при различных дозах облучения, где видно, что при возрастании дозы с $1 \cdot 10^{20}$ до $5 \cdot 10^{20}$ м $^{-2}$ концентрация электронов n_n в слое уменьшается (x — расстояние от границы раздела «подложка — эпитаксиальный слой»). Из приведенных зависимостей также можно заключить, что наличие дислокационных сеток приводит к неравномерному распределению носителей заряда по глубине эпитаксиального слоя и к уменьшению плотности радиационных дефектов в объеме эпитаксиальных слоев кремния. (Горизонтальные участки на этих графиках соответствуют тем областям, на которые дислокационные сетки практически не влияют, поэтому их можно рассматривать как распределение носителей заряда в структурах без дислокационных сеток.)

На рис. 3 представлена зависимость подвижности μ носителей заряда в эпитаксиальном слое кремния от дозы облучения Φ . Удельное сопротивление исходного образца составляло около 0,3 Ом·см, концентрация основных носителей заряда $n_n \approx 2,5 \cdot 10^{22}$ м $^{-3}$, подвижность элек-

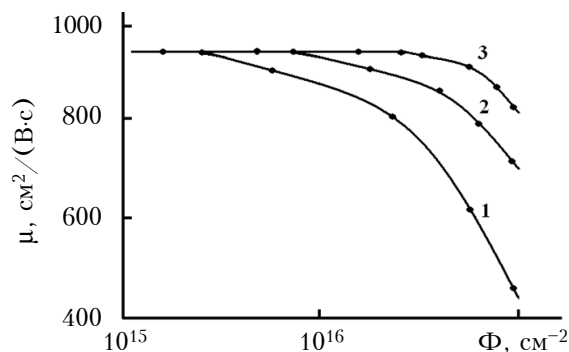


Рис. 3. Зависимость подвижности носителей заряда в эпитаксиальном слое кремния толщиной 16 мкм от дозы облучения электронами с энергий 2,3 МэВ для образцов с различной толщиной слоя SiO_2 (в мкм): 1 — 0,3; 2 — 0,6; 3 — 1,0

Параметры структур, изготовленных по стандартной технологии и с предварительным термическим окислением подложек после облучения электронами с энергией 2,3 МэВ дозой 10^{20} м⁻²

Технология изготовления структур	Параметры структур		
	Обратный ток, 10^8 А	Плотность дефектов, 10^5 см ⁻²	Подвижность (холловская), см ² /(В·с)
Стандартная	12,8	95	450
	4,5	8	634
	7,5	44	531
	6,9	33	592
	4,9	9	624
С предварительным окислением подложек	1,8	4,8	645
	0,5	0,4	824
	1,2	4,5	701
	0,54	0,5	803
	0,9	3,8	727

тронов $\mu \approx 990$ см²/(В·с). Здесь видно, что для структур с большей толщиной слоя SiO₂ начало спада подвижности приходится на большие дозы облучения.

Из приведенных в **таблице** данных видно, что при наличии в структурах стоков в виде дислокационных сеток в 5–8 раз уменьшается обратный ток, обусловленный наличием радиационных дефектов и дефектно-примесных комплексов в эпитаксиальном слое кремния, подвергнутом радиационному облучению. Такое снижение обратного тока свидетельствует о снижении активности генерационно-рекомбинационных процессов. Наблюдается также уменьшение разброса значений обратных токов. Предварительное окисление кремниевых подложек способствует также уменьшению в 5–10 раз плотности дефектов и увеличению в среднем в 1,2 раза подвижности носителей заряда.

Радиационные дефекты, взаимодействуя с атомами примеси, создают комплексы, уменьшающие концентрацию основных носителей заряда. Поскольку это равносильно снижению содержания легирующей примеси в эпитаксиальном слое, можно сказать, что радиационные центры компенсируют основную примесь. Благодаря этому и уменьшению подвижности основных носителей (см. рис. 2 и 3) увеличивается удельное сопротивление полупроводника. Изменение концентрации носителей заряда существенно зависит не только от исходного значения концентрации, но и от дозы облучения.

Установлено, что если в подложке созданы сетки дислокаций, то снижение концентрации носителей заряда в эпитаксиальном слое в результате облучения тормозится. Из рис. 2 следует, что описанный выше эффект компенсации вблизи границы «эпитаксиальный слой — подложка» проявляется слабо. Это, очевидно, свя-

зано с тем, что именно граничные слои с дислокационными сетками служат стоками для радиационных дефектов. Следует отметить, что создание дополнительных стоков в переходной области «слой — подложка» в виде дислокационных сеток позволяет управлять формой и положением профиля распределения носителей заряда в эпитаксиальных слоях кремния [8].

Отдельного рассмотрения требует определение оптимальной плотности дислокационных сеток. С одной стороны, чтобы стоки радиационных дефектов работали эффективно, необходима достаточная плотность дислокаций в сетке в исходной подложке. Однако при слишком большой их плотности большой будет и плотность собственных дефектов в эпитаксиальном слое (в результате наследования дефектов от подложки), что приводит к высокой степени отбраковки при изготовлении интегральных схем. Малая плотность дислокационных сеток (из-за малой плотности дислокаций в исходной подложке) приводит к снижению эффективности стоков для радиационных дефектов. Установлено, что оптимальная плотность дислокационных сеток лежит в пределах 10^9 – 10^{12} м⁻².

Плотность дислокационных сеток связана обратной зависимостью с их периодом, который зависит от величины механических напряжений и деформаций в данной области кристалла. То есть, параметры дислокационных сеток определяются условиями высокотемпературной диффузии кислорода, электрофизическими и упругими свойствами оксида кремния и самого кремния. Экспериментальные исследования показали, что при формировании полупроводниковых структур в оптимальном режиме выход годных для работы в условиях радиационного воздействия пластин в партии увеличивается на 7–10% по сравнению со структурами, изготовленными без сеток.

Таким образом, в результате проведенных исследований было установлено, что снижения плотности радиационных дефектов в эпитаксиальных слоях кремния можно добиться путем формирования стоков для них в виде дислокационных сеток на границе «эпитаксиальный слой — кремниевая подложка». Полученные результаты могут быть использованы в технологии изготовления радиационно стойких интегральных схем (биполярных, КМОП, Би-КМОП и др.).

ИСПОЛЬЗОВАННЫЕ ИСТОЧНИКИ

1. Ленков С.В., Мокрицкий В.А., Перегудова Д.А., Тариелашвили Г.Т. Физико-технические основы радиационной технологии полупроводников. — Одесса: Астропринт, 2002.
2. Челябинский А.Р., Комаров Ф.Ф. Дефектно-примесная инженерия в имплантированном кремнии // Успехи физических наук. — 2003. — Т. 173, вып. 8. — С. 813–845. DOI: 10.3367/UFNr.0173.200308b.0813
3. Белоус А.И., Пилипенко В.А., Турцевич А.С., Шведов С.В. Мировые тенденции развития микроэлектроники и место республики Беларусь в этом процессе // Технология и конструирование в электронной аппаратуре. — 2012. — № 4. — С. 3–8.
4. Никифоров А.Ю., Телец В.А. Радиационная стойкость электронной компонентной базы систем специальной техники и связи // Спецтехника и связь. — 2011. — №4–5. — С. 1–4.
5. Talanin V.I., Talanin I.E.. Mechanism of formation and physical classification of the grown-in microdefects in semiconductor silicon // Defects and Diffusion. — 2004. — Vol. 230–232. — P. 177–198.

6. Гадияк Г.В. Диффузия бора и фосфора в кремнии при высокотемпературной ионной имплантации // ФТП. — 1997. — Т. 31, вып. 4. — С. 385–389.

7. Joao Justo. Dislocation in semiconductor: core structure and mobility // Defect and diffusion forum. — 2002. — Vol. 200–202. — P. 97–106.

8. Теория и практика жидкофазной эпитаксии и радиационной технологии полупроводников / Под ред. В.А. Мокрицкого. — Одесса: Астропринт, 2013.

9. Broudy R.M. The electrical Properties of Dislocation in Semiconductor // J. Adv. Phys. — 1983. — Vol. 16, iss. 46. — P. 135–184.

10. Сминтина В.А., Кулініч О.А., Глауберман М.А. та ін. Вплив дефектів на розподіл концентрації легуючої домішки та дефектоутворення при легуванні кремнію // Фізика і хімія твердого тіла. — 2007. — Т. 8, вып. 4. — С. 698–702.

11. Кулинич О.А. Механизм возникновения и свойства дефектов слоистой неоднородности в кремнии // Известия ВУЗов. Физика. — 2006. — Вып. 3. — С. 3–7.

12. Батавин В.В., Концевой Ю.А., Федорович Ю.В. Измерение параметров полупроводниковых материалов и структур. — Москва: Радиоисвья, 1985.

13. Смытына В.А., Кулинич О.А., Яцунский И.Р., Марчук И.А. Роль пластической деформации в получении нанокремния // Технология и конструирование в электронной аппаратуре. — 2011. — №. 1–2. — С. 22–24.

14. Pasquarello A. A., Hybertsen M., Car R. Structurally relaxed models of the Si(001) — SiO₂ interface // Appl. Phys. Lett. — 1996. — Vol. 68. — P. 625–631.

Дата поступления рукописи
в редакцию 17.04 2014 г.

Ш. Д. КУРМАШЕВ, О. А. КУЛІНІЧ, Г. І. БРУСЕНСЬКА, А. В. ВЕРЕМ'ЄВА

Україна, Одеська національна академія зв'язку ім. О. С. Попова,
Одеський національний економічний університет

E-mail: kurmash12@gmail.com

ПІДВИЩЕННЯ РАДІАЦІЙНОЇ СТІЙКОСТІ КРЕМНІЄВИХ МОНОКРИСТАЛІЧНИХ ЕПІТАКСІЙНИХ ШАРІВ

Досліджено можливість підвищення радіаційної стійкості кремнієвих епітаксієвих шарів за рахунок створення стоків радіаційних дефектів у вигляді дислокаційних сіток щільністю 10^9 – 10^{12} м⁻². Такі сітки створюються на фронтальній поверхні кремнієвої підкладки перед нанесенням епітаксіального шару шляхом попереднього її окислення і подальшого травлювання шару оксиду. Показано, що в структурах з дислокаційними сітками після опромінення зменшуються в 5–8 разів зворотні струми та в 5–10 разів щільність дефектів, а рухливість носіїв заряду збільшується в 1,2 рази. Вихід придатних для роботи в умовах радіаційного впливу напівпровідникових структур, сформованих в оптимальному режимі, збільшується на 7–10% в партії порівняно зі структурами без дислокаційних сіток. Отримані результати можуть бути використані в технології виготовлення радіаційно стійких інтегральних схем (біполярних, КМОП, Бі-КМОП і ін.).

Ключові слова: епітаксієвий кремній, дислокації, радіаційні дефекти, стік дефектів, радіаційна стійкість.

Ukraine, A. S. Popov Odessa national academy of telecommunications,
Odessa national university of economics
E-mail: kurmask12@gmail.com

INCREASING THE RADIATION RESISTANCE OF SINGLE-CRYSTAL SILICON EPITAXIAL LAYERS

The authors investigate the possibility of increasing the radiation resistance of silicon epitaxial layers by creating radiation defects sinks in the form of dislocation networks of the density of $10^9 - 10^{12} \text{ m}^{-2}$. Such networks are created before the epitaxial layer is applied on the front surface of the silicon substrate by its preliminary oxidation and subsequent etching of the oxide layer. The substrates were silicon wafers KEF-4.5 and KDB-10 with a diameter of about 40 mm, grown by the Czochralski method. Irradiation of the samples was carried out using electron linear accelerator "Electronics" (ЭЛН-4). Energy of the particles was 2,3–3,0 MeV, radiation dose $10^{15} - 10^{20} \text{ m}^{-2}$, electron beam current 2 mA/m². It is shown that in structures containing dislocation networks, irradiation results in reduction of the reverse currents by 5–8 times and of the density of defects by 5–10 times, while the mobility of the charge carriers is increased by 1,2 times. Wafer yield for operation under radiation exposure, when the semiconductor structures are formed in the optimal mode, is increased by 7–10% compared to the structures without dislocation networks. The results obtained can be used in manufacturing technology for radiation-resistant integrated circuits (bipolar, CMOS, BiCMOS, etc.).

Keywords: epitaxial silicon, dislocation, radiation defects, defect sink, radiation resistance.

REFERENCES

1. Lenkov S.V., Mokritskii V.A., Perehudova D.A., Tarielashvili G.T. *Fiziko-tehnicheskie osnovy radiatsionnoi tekhnologii poluprovodnikov* [Physical and technical basics of radiation semiconductor technology]. Odessa, Astroprint, 2002, 300 p. (in Russian)
2. Chelyadinskii A. R., Komarov F. F. Defect-impurity engineering in implanted silicon. *Physics-USpekhi*, 2003, vol. 46, iss. 8, pp. 789-920. DOI: 10.1070/PU2003v046n08ABEH001371
3. Belous A. I., Pilipenko V. A., Turtsevich A. S., Shvedov S. V. [Global trends in microelectronics and place of Belarus in this process]. *Tekhnologiya i konstruirovaniye v elektronnoi apparature*, 2012, no 4. pp. 3-8. (in Russian)
4. Nikiforov A.Yu., Telets V.A. [Electronic components radiation resistance systems of special equipment and communications]. *Spetsstekhnika i svyaz'*, 2011, no 4-5, pp. 1-4. (in Russian)
5. Talanin V.I., Talanin I.E.. Mechanism of formation and physical classification of the grown-in microdefects in semiconductor silicon. *Defects and Diffusion*, 2004, vol. 230-232, pp. 177-198.
6. Gadiyak G.V. Diffusion of boron and phosphorus in silicon at high temperature ion implantation. *Semiconductors*, 1997, vol. 31, iss. 4, pp. 385-389.
7. Joao Justo. Dislocation in semiconductor: Core Structure and mobility. *Defect and Diffusion Forum*, 2002, vol. 200-202, pp. 97-106.
8. *Teoriya i praktika zhidkofaznoi epitaksii i radiatsionnoi tekhnologii poluprovodnikov* [Theory and practice of liquid-phase epitaxy and radiation semiconductor technology]. Ed. by V.A. Mokritskii, Odessa: Astroprint, 2013, 320 p. (in Russian)
9. Broudy R.M. The electrical Properties of Dislocation in Semiconductor. *J. Adv. Phys.*, 1983, vol. 16, iss. 46, pp. 135–184.
10. Smintina V.A., Kulinich O.A., Glauberman M.A., Chemeresyuk G.G., Rogovs'ka E.T., Yatsuns'kii I.R. [Influence of defects on dopant concentration distribution and defect formation by doping silicon]. *Fizika i khimiya tverdogo tila*, 2007, vol. 8, iss. 4, pp. 698-702. (in Ukrainian)
11. Kulinich O.A. [The mechanism of occurrence and properties of defects in silicon layered inhomogeneity]. *Izvestiya VUZov. Fizika*, 2006, iss. 3, pp. 3-7. (in Russian)
12. Batavin V.V., Kontsevoi Yu.A., Fedorovich Yu.V. *Izmerenie parametrov poluprovodnikovykh materialov i struktur* [Measurement parameters of semiconductor materials and structures]. Moscow, Radioisv'az', 1985, 264 p. (in Russian)
13. Smyntyna V. A., Kulinich O. A., Yatsunkiy I. R., Marchuk I. A. [Plastic deformation in nanostructure silicon formation]. *Tekhnologiya i konstruirovaniye v elektronnoi apparature*, 2011, iss. 1-2, pp 22-24. (in Russian)
14. Pasquarello A. A., Hybertsen M., Car R. Structurally relaxed models of the Si(001)–SiO₂ interface. *Appl. Phys. Lett.*, 1996, vol. 68, pp. 625–631.

Д. т. н. В. А. МОКРИЦКИЙ, д. т. н. О. В. МАСЛОВ, к. т. н. О. В. БАНЗАК

Украина, Одесский национальный политехнический университет

E-mail: maslov.v.oleg@gmail.com

АВТОМАТИЗИРОВАННАЯ СИСТЕМА ОПРЕДЕЛЕНИЯ ГЛУБИНЫ ВЫГОРАНИЯ ОТРАБОТАВШЕГО ЯДЕРНОГО ТОПЛИВА

Анализ опыта авторов в создании системы контроля состояния отработавшего ядерного топлива (ОЯТ), а именно глубины выгорания, начального обогащения и времени выдержки, проведен на основании измерений спектров собственного гамма-излучения ОЯТ. Система базируется на CdZnTe-детекторах, в которых реализованы условия однозарядового сбора. Предложена методика контроля выгорания ОЯТ в реальном времени при проведении технологических операций.

Ключевые слова: система контроля, глубина выгорания, ядерное топливо, гамма-излучение, CdZnTe, детектор.

Методам определения глубины выгорания отработавшего ядерного топлива (**ЯТ**) на основе измерения характеристик его собственного излучения посвящено большое количество работ, но в них, как правило, не учитывается, что при эксплуатации используется ядерное топливо с разной степенью начального обогащения и новые виды топлива [1–4]. Кроме того, известные методы зачастую плохо вписываются в существующую технологию транспортно-технологических операций перегрузки ЯТ и не пригодны для оперативного контроля [1].

Задача, которую поставили перед собой авторы в настоящей работе, заключается в том, чтобы описать все ключевые элементы разработанной системы определения глубины выгорания отработавшего ядерного топлива (**ОЯТ**) в одной статье, собрав в ней полученные ранее результаты, а также данные из технической документации на систему. Кроме этого, в настоящей статье проведен анализ различных видов обеспечения автоматизированных систем, отражающих специфику разработанной системы в соответствии с РД 50-34.698-90 «Автоматизированные системы. Требования к содержанию документов», а именно математического, методического, метрологического и обеспечения техническими средствами [5].

В качестве основного принципа построения системы контроля состояния ЯТ, в том числе системы определения глубины выгорания, в данной работе выбрано измерение спектров собственного гамма-излучения отработавшей тепловыделяющей сборки (**ТВС**). Оптимальным с точки зрения минимизации временных затрат является измерение гамма-спектров отработавшей **ТВС** (**ОТВС**) непосредственно в процессе перегрузки ЯТ, продолжительность которой регла-

ментирована достаточно жестко. В связи с этим операции по определению глубины выгорания ЯТ должны быть согласованы с временным графиком процесса перегрузки. Поэтому основным критерием при построении структуры системы определения глубины выгорания должна быть выбрана ее работоспособность в режиме реального времени [6]. Структурная схема системы, построенная в соответствии с этими требованиями, приведена на **рис. 1**.

Основным элементом системы, регистрирующим собственное гамма-излучение **ТВС**, является устройство, состоящее из ряда соответствующих детекторов. Собственно детектор является определяющим элементом при построении системы в целом, т. к. от него зависит выполнение таких требований, как качество измерений, массогабаритные параметры и надежность эксплуатации в реальных условиях на АЭС. Опыт авторов в разработке макета системы и применении детекторов позволил сделать вывод о том, что система должна базироваться на CdZnTe-детекторах, в которых реализованы условия однозарядового сбора [7, 8].

Основными измерительными параметрами детекторов, по которым оценивают их применимость в различных системах анализа и контроля, являются энергетическое разрешение, эффективность регистрации и аппаратный спектр в целом. Преимущества применения CdZnTe-детекторов определяются следующим [9]:

- большая плотность и высокий эффективный атомный номер материала детектора позволяют обеспечить эффективность регистрации;
- массогабаритные характеристики CdZnTe-детекторов таковы, что возможно высокоэффективное термоэлектрическое их охлаждение, а диапазон допустимых значений температуры позво-