

# Влияние облучения на свойства нанокристаллических пленок карбида кремния

© А.В. Семёнов<sup>¶</sup>, А.В. Лопин, В.М. Пузиков, В.Н. Борискин\*

Институт монокристаллов Национальной академии наук Украины,  
61001 Харьков, Украина

\* Национальный научный центр „Физико-технический институт“ Национальной академии наук Украины,  
61108 Харьков, Украина

(Получена 16 марта 2009 г. Принята к печати 25 марта 2009 г.)

Изучено влияние облучения электронами на оптические и электрофизические свойства нанокристаллических пленок карбида кремния ромбоэдрических политипов 21R-SiC и 27R-SiC. Проведены циклы облучения нанокристаллических пленок SiC на подложках из сапфира электронами с энергией 10 МэВ в диапазоне флюэнсов  $5 \cdot 10^{14} - 9 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-2}$ . Установлено, что при дозах облучения менее  $10^{19} \text{ см}^{-2}$  оптическое поглощение пленок в области энергий фотонов  $E > E_g$  становится меньше оптического поглощения необлученных пленок. Установлено, что зависимость энергии Урбаха от дозы облучения имеет минимум при дозе  $10^{17} \text{ см}^{-2}$  для пленок 27R-SiC и при  $5 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$  для пленок 21R-SiC, что свидетельствует о радиационном упорядочении пленок. При увеличении дозы более  $5 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$  и вплоть до  $9 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-2}$  в пленках наблюдаются рост энергии Урбаха и уменьшение оптической щели, что обусловлено повышением концентрации радиационных дефектов.

PACS: 81.40.Wx, 61.82.Rx, 78.40.Fy, 78.66.Li, 78.67.Bf

## 1. Введение

По сравнению с традиционными полупроводниковыми материалами (Si, Ge, GaAs, CdTe и др.) карбид кремния (SiC) имеет более высокие значения пороговой энергии дефектообразования (23–25 эВ), что обуславливает и больший диапазон радиационной стойкости SiC [1,2]. Это качество плюс высокая термическая стабильность, химическая инертность и отличные механические свойства позволяют использовать SiC для изготовления приборов, в том числе детекторов ионизирующего излучения, способных работать в экстремальных условиях — при высоких уровнях радиации, температуры и химической активности [3,4]. Для решения фундаментальных вопросов дефектообразования в SiC в последнее десятилетие ведутся широкие и целенаправленные исследования влияния излучения на структуру и свойства этого материала. Накоплен большой экспериментальный материал по кинетике образования радиационных дефектов, их энергетическим состояниям при облучении SiC высокоэнергетическими электронами [5,6], нейтронами [7], ионами [8], на основании которого развивается радиационная технология полупроводниковых приборов на основе карбида кремния [3]. В то же время появление наноструктурированных материалов на основе карбида кремния (нанокристаллические пленки, нанокомпозиты, нанокерамика), имеющих большую долю поверхностных атомов ( $\gtrsim 50\%$ ) и маленькие размеры кристаллов ( $\sim 10 \text{ нм}$ ), вызывает новый виток фундаментальных исследований радиационного воздействия на SiC. Это связано с тем, что значительное уменьшение длины пробега образованных радиационных точечных дефектов до стока или рекомбинации на поверхности нанокристал-

лов существенно изменяют характер и степень влияния ионизирующего излучения на свойства нанокристаллических материалов на основе карбида кремния. Более высокая скорость рекомбинационных процессов в облученном нанокристаллическом SiC позволяет ожидать повышение радиационной стойкости наноматериалов на основе SiC.

Цель работы — экспериментальное изучение влияния облучения высокоэнергетическими электронами (10 МэВ) на свойства нанокристаллических пленок SiC ромбоэдрических политипов.

## 2. Методика эксперимента

Нанокристаллические пленки SiC были получены методом прямого ионного осаждения [9], который обеспечивает управление энергией и составом ионов, температурой подложки в необходимом диапазоне величин. Как было показано [10], управляя условиями осаждения, можно получать аморфные или нанокристаллические пленки SiC (nc-SiC) с различным политипным составом. В данных исследованиях использовали пленки nc-SiC различных политипных составов, осажденных на подложки из монокристалла сапфира при температурах подложки  $T_g = 1000 - 1200^\circ \text{C}$  с энергией ионов 120 эВ. Были приготовлены три серии образцов с отличающимися структурными параметрами, приведенными в табл. 1. Характеризация образцов рентгеноструктурным методом выполнена в работе [11].

Для исследований влияния ионизирующего воздействия было выбрано облучение высокоэнергетическими электронами, которое характеризуется относительно слабым повреждением решетки кристалла и неизменностью химического состава образцов по глубине. Образцы

<sup>¶</sup> E-mail: semenov@isc.kharkov.ua

**Таблица 1.** Структурные параметры нанокристаллических пленок карбида кремния

Серия	Толщина пленки, мкм	Средний размер кристалла, нм	Преимущественный политип (сопутствующий политип*)
7175	1.12	6–7	21R-SiC(3C-SiC)
7151	1.093	4–5	27R-SiC
7186	1.69	8–9	21R-SiC(27R-SiC)

*Примечание.* \* Наблюдаются более слабые рентгеновские отражения наряду с отражениями от основного политипа.

**Таблица 2.** Параметры электронного облучения образцов пленок nc-SiC

Частота сканирования пучка	3 Гц
Количество импульсов в секунду	200
Длительность импульса	3.6 мкс
Амплитуда импульса тока	0.5 А
Энергия электронов	10 МэВ

пленок nc-SiC указанных серий на подложках из сапфира поэтапно облучали сканирующим импульсным пучком ускоренных электронов на ускорителе электронов КУТ [12]. Температура пленок в процессе облучения не превышала 30°C. Параметры облучения представлены в табл. 2.

Небольшие толщины пленок (~1 мкм) и подложек (0.5 мм) и высокая энергия облучающих электронов (10 МэВ) обеспечивали полный пролет электронов через пленки и подложки. Образцы облучали поэтапно 12 раз с нарастающими флюэнсами. Первый флюэнс соответствовал  $F_1 = 5 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$ , второй —  $F_2 = 10^{15} \text{ см}^{-2}$ , третий и дальше  $F_3 = 5 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$ ,  $F_4 = 10^{16} \text{ см}^{-2}$ ,  $F_5 = 5 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$ ,  $F_6 = 10^{17} \text{ см}^{-2}$ ,  $F_7 = 5 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$ ,  $F_8 = 10^{18} \text{ см}^{-2}$ ,  $F_9 = 3 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-2}$ ,  $F_{10} = 9 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-2}$ ,  $F_{11} = 3 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-2}$ ,  $F_{12} = 9 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-2}$ .

Для изучения изменений свойств в пленках nc-SiC под действием облучения мы использовали оптическую спектроскопию ультрафиолетового и видимого диапазона и измерения электросопротивления. Спектры оптического поглощения измеряли на спектрофотометре Lambda 35 (Perkin Elmer) с фотометрической точностью ~0.6–1%. Электропроводность измеряли стандартным четырехзондовым методом.

### 3. Экспериментальные результаты

В соответствии с данными, опубликованными ранее [11] и приведенными в табл. 1, мы представляем модель нанокристаллических пленок SiC, осажденных в данных условиях, в виде совокупности нанокристаллов основного ромбоэдрического политипа, а также меньшего количества других дополнительных политипов. Средние размеры нанокристаллов варьируются в

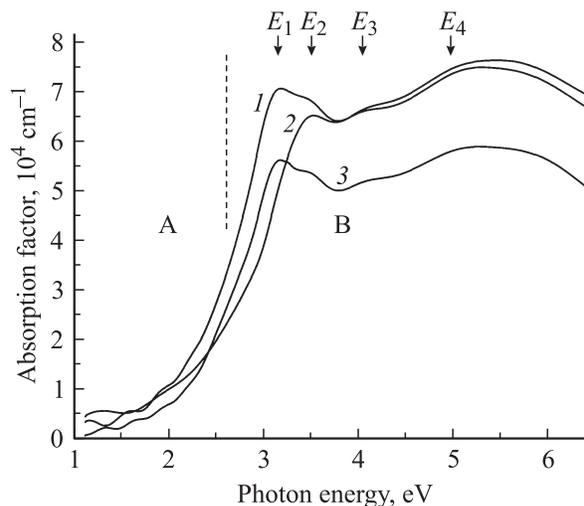
диапазоне 4.0–10.0 нм. Нанокристаллы соединены между собой межграницной областью, которая содержит разупорядоченные фазы карбида кремния, кремния и углерода. Как видно из табл. 1, пленки серий 7175 и 7186 содержат преимущественно нанокристаллы ромбоэдрического политипа 21R-SiC, а пленки серии 7151 преимущественно ромбоэдрический политип 27R-SiC. Кроме того, пленки серии 7151 имеют меньший средний размер кристаллов SiC — 4–5 нм, против 6–7 нм серии 7175 и 8–9 нм серии 7186. Соответственно особенности фазового состава и структуры определяют спектральные и другие структурно-чувствительные характеристики таких нанокристаллических пленок SiC.

На рис. 1 представлены спектры поглощения исходных (не облученных) пленок nc-SiC серий 7175, 7151, 7186.

Для анализа спектров поглощения образцов и последующих изменений в них под действием облучения целесообразно условно выделить две области оптического поглощения: ниже (А) и выше (В) края фундаментального поглощения, разделенных приблизительно пунктирной линией на рис. 1. Область А с энергией фотонов ( $h\nu$ ) менее ширины оптической щели  $E < E_g$ , где можно выделить два основных механизма поглощения. Первый (более коротковолновая часть), где поглощение обусловлено переходами с участием локализованных состояний в запрещенной зоне SiC, источником которых являются дефекты (в том числе и радиационные) и донорно-акцепторные примеси в кристаллической решетке. Поглощение в этой части хорошо описывается степенным законом Тауца [13]

$$\alpha E = A_0(E - E_g)^2,$$

где  $A_0$  — коэффициент, связанный с особенностями зонной структуры,  $E_g$  — величина оптической щели. Из аппроксимации экспериментальной кривой зависи-

**Рис. 1.** Спектры поглощения исходных пленок nc-SiC серий: 1 — 7175, 2 — 7151, 3 — 7186.

мостью  $(\alpha h\nu)^{1/2}$  от  $h\nu$  мы стандартным методом [13] определяли величину оптической щели  $E_g$ .

В более длинноволновой части спектра хвост поглощения описывается экспоненциальным законом Урбаха [14] и связан с возбуждением электронных состояний в разупорядоченных областях нанокристаллов (поверхность) и в неупорядоченной части пленок SiC, пространственно в основном занимающих межграницную область между нанокристаллами:

$$\alpha(h\nu) = \alpha_0 \exp \frac{h\nu - E_g}{E_U},$$

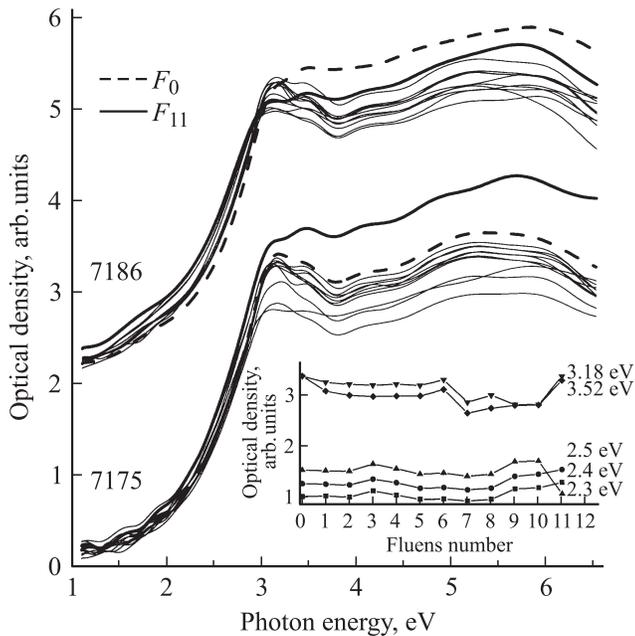
где  $\alpha_0$  — постоянная. Энергия Урбаха  $E_U$  является мерой присутствующего в системе беспорядка [14]. Величину энергии Урбаха  $E_U$  мы определяли также стандартным методом [14], аппроксимируя экспериментальные спектры экспонентой.

Область В на рис. 1 с энергиями фотонов  $h\nu$  больше величины оптической щели  $E > E_g$ , где поглощение обусловлено межзонными переходами зарядов в кристаллическом карбиде кремния. Как видно из рис. 1, спектры поглощения пленок SiC разных серий имеют основные отличия в высокоэнергетической области спектра поглощения В. Спектры поглощения образцов серий 7175 (кривая 1) и 7186 (кривая 3), преимущественно содержащих ромбоэдрический политип 21R, имеют хорошо выраженные максимумы  $E_1$  и  $E_2$  в областях энергий фотонов 3.18 и 3.52 эВ. Различия в интенсивностях максимумов для этих серий, видимо, можно объяснить различным вкладом в поглощения сопутствующих политипов. Так, в образцах серии 7175 дополнительным политипом является кубический 3C, в образцах серии 7186 дополнительным политипом является ромбоэдрический 27R. Так как кубический политип 3C по сравнению с ромбоэдрическим 27R имеет меньшую величину оптической щели 2.4 эВ против 2.8 эВ [15], можно полагать, что он дает больший вклад в поглощение пленки серии 7175, чем дополнительный политип 27R в пленках серии 7186. В спектре поглощения нанокристаллической пленки с ромбоэдрическим политипом 27R-SiC (серия 7151, кривая 2 на рис. 1) на краю фундаментального поглощения наблюдается один контрастный максимум  $E_2$  в области 3.52 эВ, также наблюдаемый в пленках с политипом 21R-SiC. Кроме этого, в пленках обоих политипов видны слабо выраженные широкие максимумы  $E_3$  и  $E_4$  в областях энергий  $\sim 4$  и  $\sim 5.3-5.5$  эВ. В связи с недостаточностью данных о зонной структуре и энергиях электронных переходов в ромбоэдрических политипах SiC в литературе мы не можем однозначно идентифицировать наблюдаемые максимумы в спектрах поглощения пленок nc-SiC с политипами 27R-SiC и 21R-SiC. Можно отметить лишь, что по энергетическому положению наблюдаемые максимумы близки к опубликованным величинам энергий межзонных не прямых и прямых переходов в политипах с близкими степенями гексагональности (4H, 6H, 15R) [16]. Поэтому мы сейчас

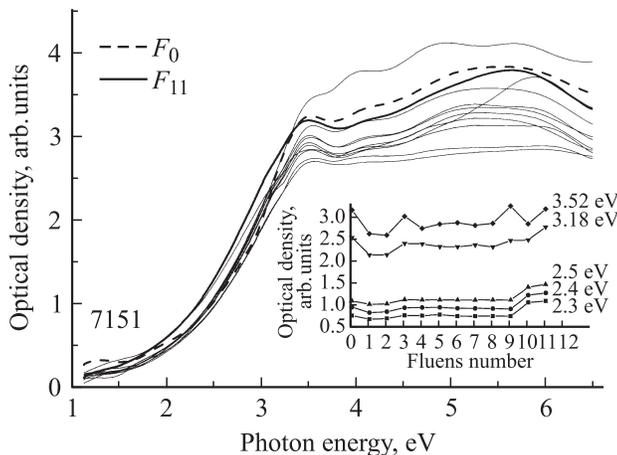
можем только констатировать факт, что наблюдаемые максимумы в спектре поглощения пленок являются особенностями электронного возбуждения в нанокристаллах ромбоэдрических политипов 27R-SiC и 21R-SiC. Таким образом, можно сказать, что разные области спектра поглощения несут информацию о разных фазах в нанокристаллических пленках SiC. Экспоненциальный хвост и степенная часть спектра отвечают за поглощение в неупорядоченной области, граничной между нанокристаллами и сильно дефектной кристаллической частью. И поглощение выше края фундаментального поглощения отражает состояние кристаллической фазы карбида кремния (в виде нанокристаллов).

На рис. 2 и 3 представлены изменения спектров оптической плотности (ОП) нанокристаллических пленок карбида кремния серий 7151, 7186, 7175, осажденных на сапфировую подложку, в зависимости от дозы облучения. Спектры приведены с учетом наведенного облучением поглощения в сапфировой подложке. Приведенные на рис. 2 и 3 зависимости ОП от электронного облучения имеют сложный вид, так как наблюдаются не монотонные зависимости интенсивности ОП от дозы облучения. Из общего вида приведенных зависимостей можно отметить следующее: в высокоэнергетической ( $E > E_g$ ) области спектра ОП пленок (область В) под действием облучения изменения поглощения значительно превышают изменения поглощения в низкоэнергетической ( $E < E_g$ ) области А; в пленках всех серий облучение приводило к уменьшению поглощения в области В по сравнению с исходным для необлученных образцов; и только для очень высоких доз ( $\gtrsim 10^{19}$  см<sup>-2</sup>) поглощение в пленках становится близким или превышает исходное. Что касается уменьшения поглощения облученных пленок в высокоэнергетической области спектра В, обусловленной межзонными переходами в кристаллическом SiC, можно привести следующее пояснение. Исходные пленки nc-SiC были сформированы в условиях ионной бомбардировки собственными ионами с энергиями (120 эВ), превышающими пороговые энергии дефектообразования в SiC [2]. Поэтому они имеют высокую концентрацию собственных дефектов — вакансий и межузельных атомов. Предположительно, это вакансии Si и комплексы на их основе, так как пленки осаждены при температуре более 1000°C, а дефекты на основе углерода отжигаются при более низких температурах [3]. Высокая концентрация заряженных дефектов может обеспечить существенную добавку к поглощению в области межзонных переходов электронов в широком спектральном диапазоне в исходных пленках SiC. При облучении небольшими и средними дозами электронов (до аморфизации) вполне вероятно компенсация и рекомбинация собственных заряженных центров вновь образованными радиационными дефектами, т.е. происходит радиационный отжиг. Таким образом, уменьшение концентрации носителей, участвующих в переходах, обуславливает уменьшение поглощения. А ее не монотонную зависимость от дозы облучения

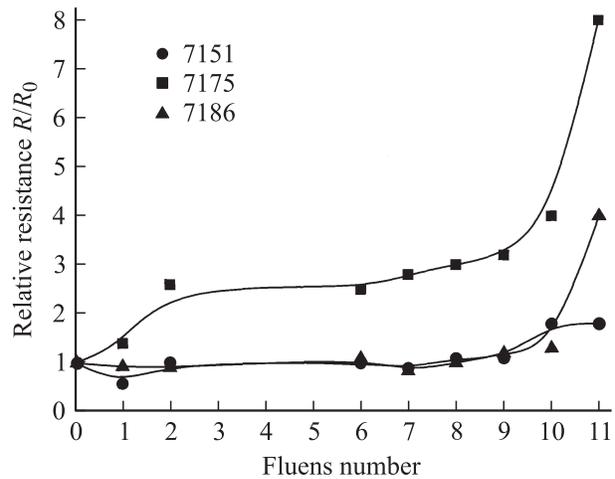
можно связать с различными стадиями взаимодействия дефектов противоположных знаков и комплексов на их основе. Так как на общем виде приведенных спектров поглощения на рис. 2 и 3 сложно проследить изменения



**Рис. 2.** Изменения спектров оптической плотности нанокристаллических пленок карбида кремния ромбоэдрического поли типа 21R (серии 7175, 7186) в зависимости от дозы облучения. Спектры оптической плотности:  $F_0$  — исходной (необлученной) пленки;  $F_{11}$  — пленки после 11 флюэнса. Промежуточные спектры, полученные после облучения дозами от 1 до 10 флюэнса, показаны тонкими сплошными линиями. На вставке — зависимости оптической плотности пленок серии 7175 от дозы облучения при различных энергиях фотонов, указанных на рисунке.



**Рис. 3.** Изменения спектра оптической плотности нанокристаллических пленок карбида кремния ромбоэдрического поли типа 27R (серии 7151) в зависимости от дозы облучения. Спектры оптической плотности:  $F_0$  — исходной (необлученной) пленки;  $F_{11}$  — пленки после 11 флюэнса. На вставке — зависимости оптической плотности пленок от дозы облучения при различных энергиях фотонов, указанных на рисунке.



**Рис. 4.** Зависимости относительного изменения электросопротивления облученных пленок nc-SiC различных серий от дозы облучения.

ввиду перегруженности рисунков семействами кривых, на вставках к рис. 2 и 3 для наглядности отдельно вынесены зависимости ОП облученных пленок при различных энергиях фотонов от флюэнса электронов. Для анализа были выбраны энергии фотонов ниже (2,3, 2,4, 2,5 эВ) и выше края поглощения, соответствующие максимумам 3,18 и 3,52 эВ. Из этих вставок на рис. 2 и 3 видно, что поглощение в пленках всех серий при энергиях фотонов ниже края поглощения (область А) демонстрирует более слабую зависимость от облучения, чем поглощение выше края поглощения (область В). Другими словами, накопление радиационных дефектов в разупорядоченных и дефектных областях пленок SiC происходит медленнее, чем в кристаллической фазе карбида кремния в пленках. Хорошо согласуются с этими данными результаты измерений зависимостей электросопротивления облученных nc-SiC пленок, представленные на рис. 4, от флюэнса электронов. Из графиков видно, что электропроводность облученных пленок всех серий практически неизменна до очень значительных доз  $\sim 10^{19} \text{ см}^{-2}$ . Здесь уместно отметить, что транспортные свойства нанокристаллических пленок определяются переносом зарядов в соединительной ткани пленок между нанокристаллами — межграницной области, которая является разупорядоченной. Тот факт, что проводимость слабо изменяется под действием облучения электронами, свидетельствует, что в разупорядоченной части пленок происходит быстрая рекомбинация радиационных дефектов. О чем также, как было сказано выше, свидетельствуют слабые изменения в экспоненциальном хвосте поглощения пленок (рис. 2 и 3).

Более информативными и интересными оказываются зависимости вычисленных энергий Урбаха  $E_U$  и величины оптической щели  $E_g$  от количества электронных флюэнсов, показанные на рис. 5 и 6. Из кривых дозового поведения параметра Урбаха, показанного на рис. 5,

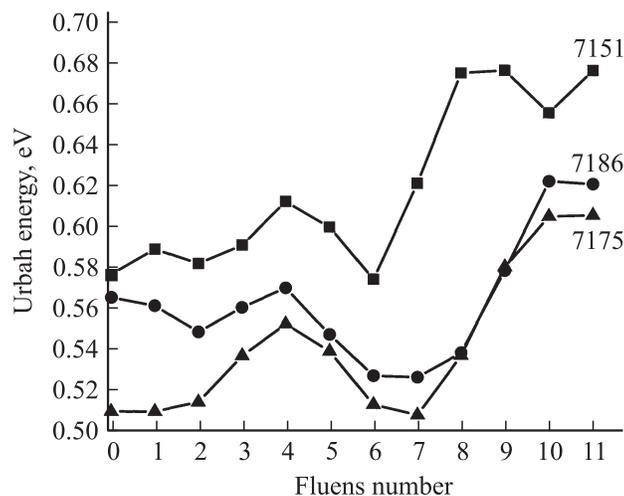


Рис. 5. Зависимости энергии Урбаха  $E_U$  от флюэнсов облучения для нанокристаллических пленок SiC ромбоэдрических политипов 27R (серия 7151) и 21R (серии 7175, 7186).

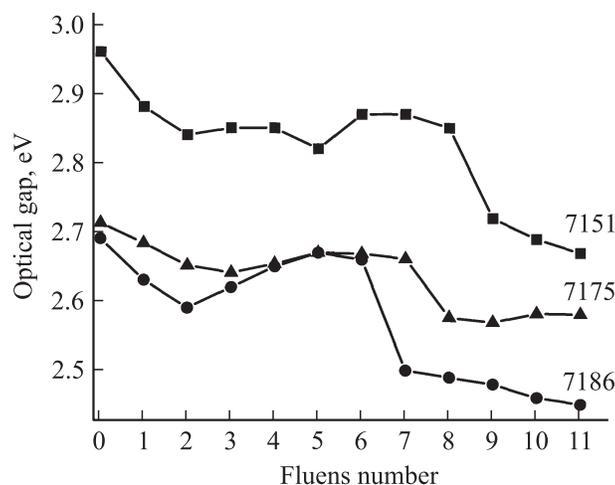


Рис. 6. Зависимости величины оптической щели  $E_g$  от флюэнса облучения нанокристаллических пленок SiC ромбоэдрических политипов 27R (серия 7151) и 21R (серии 7175, 7186).

видно, что для пленок серий 7151 и 7186 на начальных этапах по мере увеличения дозы облучения происходит небольшое возрастание разупорядоченности структуры в пленках SiC, достигая максимума при дозе  $10^{16} \text{ см}^{-2}$ . Для пленок серии 7175 изменения на начальном этапе облучения выражены слабее. Но при дальнейшем облучении для всех пленок наблюдается уменьшение параметра Урбаха  $E_U$ , который достигает минимального значения при шестом флюэнсе ( $\sim 10^{17} \text{ см}^{-2}$ ) для пленок nc-SiC серии 7151 ромбоэдрического политипа 27R. Для пленок nc-SiC серий 7175 и 7186 ромбоэдрического политипа 21R минимум энергии Урбаха смещен к седьмому флюэнсу ( $\sim 5 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$ ). Появление минимума на зависимостях параметра Урбаха может быть объяснено радиационным упорядочением облученного карбида кремния. При этом из графиков на рис. 5 заметно, что

для серии пленок nc-SiC политипа 27R рассматриваемый минимум менее глубокий и широкий, чем в пленках политипа 21R. Но, пожалуй, самое удивительное, что параметр Урбаха облученных пленок в минимуме имеет меньшую величину, чем в исходных необлученных пленках. Для серии 7151 эта разница составила 1.8%, для серии 7175 — 0.1%, а для серии 7186 уменьшение параметра Урбаха составило 7.2%. Это может свидетельствовать о том, что облученные пленки nc-SiC дозами  $(1-5) \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$  стали более упорядоченными, чем исходные.

С таким поведением  $E_U$  хорошо коррелируют зависимости от облучения величины  $E_g$ , которая также имеет максимум при флюэнсе  $(1-5) \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$  для пленок nc-SiC политипа 27R и при флюэнсе  $5 \cdot 10^{16} - 5 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$  для политипа 21R. Такое согласованное поведение параметра Урбаха  $E_U$ , характеризующего меру беспорядка кристаллической решетки, и величины оптической щели  $E_g$ , отражающей характер ближнего порядка атомов, может быть объяснено радиационным упорядочением в нанокристаллах карбида кремния. Различия в положениях экстремумов Урбаха и оптической щели для пленок серий 7175, 7151 и 7186 на шкале флюэнсов связаны, по-видимому, со структурными отличиями и отличиями в дефектообразовании в политипах SiC 21R и 27R.

При дальнейшем увеличении радиационной нагрузки наблюдается естественное увеличение дефектообразования и степени разупорядочения в пленках, что отражает рост  $E_U$  и уменьшение  $E_g$ .

#### 4. Заключение

В работе выполнены эксперименты по исследованию влияния облучения на оптические и электрофизические свойства нанокристаллических пленок карбида кремния ромбоэдрических политипов 21R-SiC и 27R-SiC. Проведены циклы облучения нанокристаллических пленок карбида кремния на подложках из сапфира электронами с энергией 10 МэВ в диапазоне флюэнсов от  $5 \cdot 10^{14}$  до  $9 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-2}$ . Исследования оптических характеристик пленок карбида кремния показали, что для облученных нанокристаллических пленок SiC политипов 21R и 27R наибольшие изменения характерны для ультрафиолетовой области спектра. Было установлено, что:

- при дозах электронного облучения менее  $10^{19} \text{ см}^{-2}$  оптическая плотность облученных нанокристаллических пленок в области энергий фотонов  $E > E_g$  становится меньше оптической плотности исходных пленок, что может быть обусловлено радиационным отжигом собственных дефектов;

- на начальных этапах облучения при флюэнсах от  $5 \cdot 10^{14}$  до  $10^{16} \text{ см}^{-2}$  наблюдается некоторый рост величины энергии Урбаха и уменьшение величины оптической щели, что свидетельствует о начале радиационного разупорядочения пленок;

— при дальнейшем увеличении дозы облучения наблюдается уменьшение энергии Урбаха с минимумом для пленок nc-SiC политипа 27R при дозе  $\sim 10^{17}$  см $^{-2}$  и для пленок nc-SiC политипа 21R —  $\sim 5 \cdot 10^{17}$  см $^{-2}$ . При этом в минимуме энергия  $E_U$  имеет меньшую величину, чем в исходных необлученных пленках. Для серии 7151 эта разница составила 1.8%, для серии 7175 — 0.1%, а для серии 7186 уменьшение параметра Урбаха составило 7.2%. Это может свидетельствовать о том, что пленки nc-SiC, облученные электронами дозами  $(1-5) \cdot 10^{17}$  см $^{-2}$ , стали более упорядоченными, чем исходные;

— при увеличении дозовой нагрузки более  $5 \cdot 10^{17}$  см $^{-2}$  наблюдаются рост  $E_U$  и уменьшение  $E_g$ , что отражает повышение концентрации радиационных дефектов и связанного с ними разупорядочения в пленках.

Таким образом, можно сделать вывод, что обработка электронным облучением пленок nc-SiC, полученных прямым осаждением ионов, может явиться эффективным инструментом для управления структурой и свойствами таких материалов.

## Список литературы

- [1] *Properties of Advanced Semiconductor Materials: GaN, AlN, InN, SiC, SiGe*; ed. by M.E. Levinshtein, S.L. Rumyantsev and M.S. Shur (N. Y., John Wiley & Sons, 2001) p. 197.
- [2] Е.В. Калинина. ФТП, **41**, 769 (2007).
- [3] А.А. Лебедев, В.В. Козловский, Н.Б. Строкан, Д.В. Давыдов, А.М. Иванов, А.М. Стрельчук, Р. Якимова. ФТП, **36**, 1354 (2002).
- [4] А.А. Лебедев, А.М. Иванов, Н.Б. Строкан. ФТП, **38**, 129 (2004).
- [5] H. Inui, H. Mori, H. Tuiuta. Phil. Mag. B, **61**, 107 (1990).
- [6] V.B. Pinheiro, T. Linger, F. Candepson, S. Greulich-weber, J.M. Spaeth. Mater. Sci. Forum, № 457–460, 517 (2004).
- [7] T. Wimbauer, B.K. Meyer, A. Hofstaetter, A. Sharmann, H. Ovehof. Phys. Rev., **56**, 7384 (1997).
- [8] М.М. Аникин, А.С. Зубрилов, А.А. Лебедев, А.М. Стрельчук, А.Е. Черенков. ФТП, **25**, 479 (1991).
- [9] A.V. Semenov, A.V. Lopin, V.M. Puzikov. Surface, X-Ray, Synchrotron and Neutron Research, № 9, 99 (2004).
- [10] A.V. Semenov, V.M. Puzikov, M.V. Dobrotvorskaya, A.G. Fedorov, A.V. Lopin. Thin Sol. Films, N 516, 2899 (2008).
- [11] А.В. Семенов, В.М. Пузиков, Е.П. Голубова, В.Н. Баумер, М.В. Добротворская. ФТП, **43**, 714 (2009).
- [12] M.I. Ayzatsky, Yu.I. Akchurin, V.I. Beloglasov, E.Z. Biller, V.N. Boriskin, V.A. Gurin, N.V. Demidov, A.N. Dovbnya, B.P. Krivchikov, V.B. Myfel, V.A. Popenko, V.A. Kushnir, S.P. Levandovsky, V.V. Mitrochenko, D.L. Stepin, V.A. Shendrik, A.N. Savchenko, L.E. Tolstoi, B.A. Terehov, Yu.D. Tur, V.A. Vishnyakov, V.L. Uvarov, A.V. Zavada. *Proc. 14th Conf. on Charged Particle Accelerators* (Protvino, Russia, 1994) v. 4, p. 259.
- [13] J. Tauc, R. Grigorovici, A. Vancu. Phys. Status Solidi, **15**, 627 (1966).
- [14] F. Urbach. Phys. Rev., **92**, 1324 (1953).

- [15] D.R. Hamilton, Lyle Patrick, W.J. Choyke. Phys. Rev., **138**, A1472 (1965).
- [16] С.М. Зубкова, Л.Н. Русина, Е.В. Смелянская. ФТП, **37**, 257 (2003).

Редактор Т.А. Полянская

## Influence of irradiation on the properties of nanocrystalline silicon carbide films

A.V. Semenov, A.V. Lopin, V.M. Puzikov, V.N. Boriskin\*

Institute for Single Crystals,  
National Academy of Sciences of Ukraine,  
61001 Kharkov, Ukraine

\* National Scientific Center

„Kharkov Institute of Physics & Technology“,  
National Academy of Sciences of Ukraine,  
61108 Kharkov, Ukraine

**Abstract** Studied was the influence of electron irradiation on the optical and electrophysical properties of nanocrystalline silicon carbide films of the rhombohedral polytypes 21R-SiC and 27R-SiC. Nanocrystalline SiC films on sapphire substrates were irradiated with 10 MeV electrons in the range of doses varying between  $5 \cdot 10^{14}$  cm $^{-2}$  and  $9 \cdot 10^{19}$  cm $^{-2}$ . The optical absorption of the films irradiated at photon energies  $E > E_g$  with the doses lower than  $10^{19}$  cm $^{-2}$  was found to be less than the one of the non-irradiated films. It was established that for the films of 27R-SiC and 21R-SiC polytypes the dependence of the Urbah energy on the irradiation dose had a minimum at  $\sim 10^{17}$  cm $^{-2}$  and  $\sim 5 \cdot 10^{17}$  cm $^{-2}$  doses, respectively, that testified to the radiation ordering of these films. With further rise of the dose from  $5 \cdot 10^{17}$  up to  $9 \cdot 10^{19}$  cm $^{-2}$  the Urbah energy increased, and the optical gap in the films diminished. Such an effect was assumed to be caused by the increase of concentration of radiation defects.