

Влияние облучения на свойства нанокристаллических пленок карбида кремния

© А.В. Семёнов[¶], 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} 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} 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

[¶] 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-

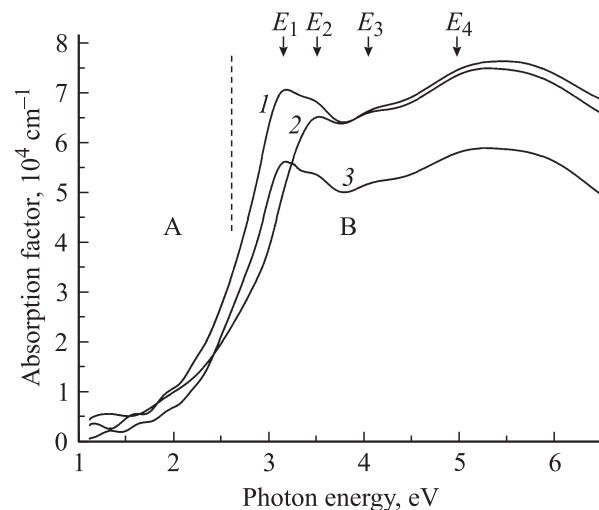


Рис. 1. Спектры поглощения исходных пленок nc-SiC серий: 1 — 7175, 2 — 7151, 3 — 7186.

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 α_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 ~ 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 немонокотонные зависимости интенсивности ОП от дозы облучения. Из общего вида приведенных зависимостей можно отметить следующее: в высокоэнергетичной ($E > E_g$) области спектра ОП пленок (область В) под действием облучения изменения поглощения значительно превышают изменения поглощения в низкоэнергетичной ($E < E_g$) 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 ($\geq 10^{19}$ см⁻²) поглощение в пленках становится близким или превышает исходное. Что касается уменьшения поглощения облученных пленок в высокоэнергетичной 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 немонокотонную 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

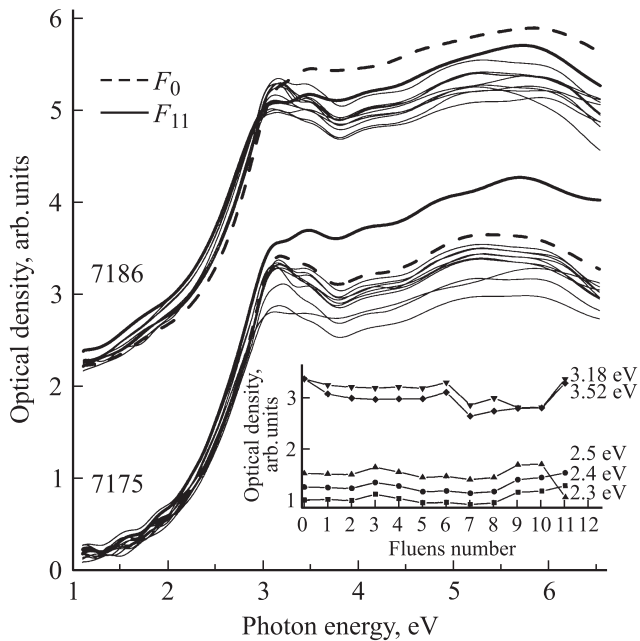


Рис. 2. Изменения спектров оптической плотности нанокристаллических пленок карбида кремния ромбоэдрического политипа 21R (серии 7175, 7186) в зависимости от дозы облучения. Спектры оптической плотности: F_0 — исходной (необлученной) пленки; F_{11} — пленки после 11 флюэнса. Промежуточные спектры, полученные 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.

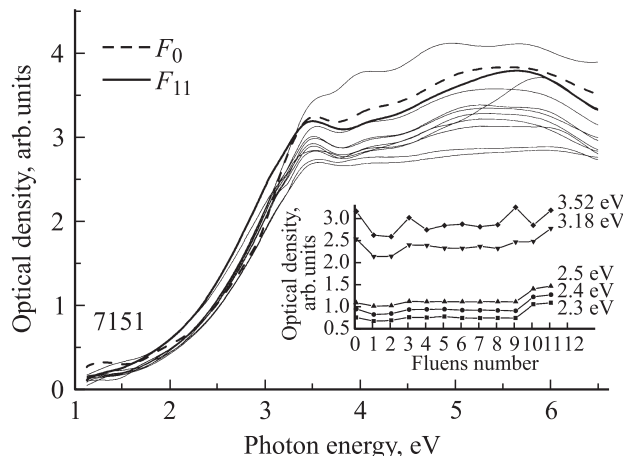


Рис. 3. Изменения спектра оптической плотности нанокристаллических пленок карбида кремния ромбоэдрического политипа 27R (серии 7151) в зависимости от дозы облучения. Спектры оптической плотности: F_0 — исходной (необлученной) пленки; F_{11} — пленки после 11 флюэнса. На вставке — зависимости оптической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

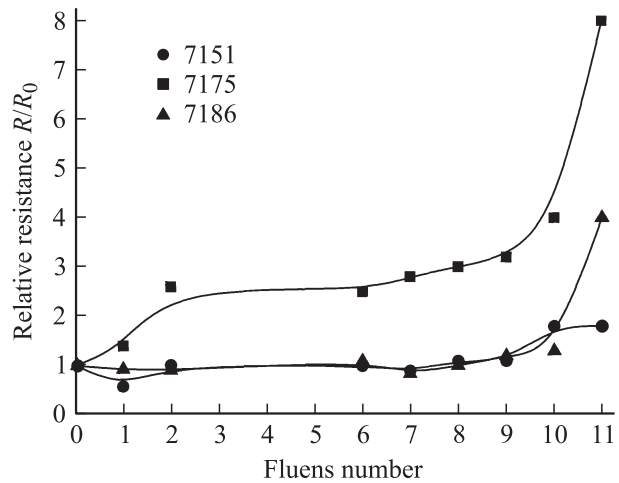


Рис. 4. Зависимости относительного изменения электросопротивления облученных пленок nc-SiC различных серий от дозы облучения.

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,

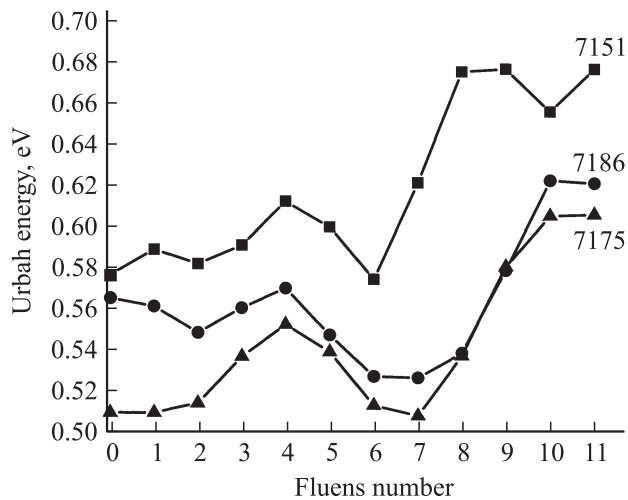


Рис. 5. Зависимости энергии Урбаха E_U от флюэнсов облучения для нанокристаллических пленок SiC ромбоэдрических политипов 27R (серия 7151) и 21R (серии 7175, 7186).

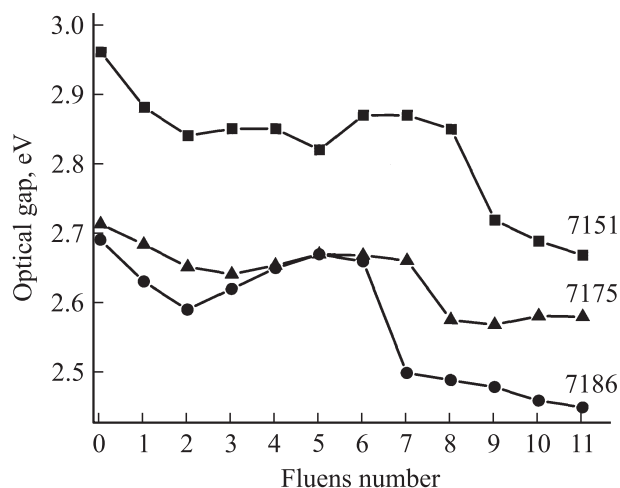


Рис. 6. Зависимости величины оптической щели E_g от флюэнса облучения нанокристаллических пленок SiC ромбоэдрических политипов 27R (серия 7151) и 21R (серии 7175, 7186).

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} 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} 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} 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.