

ЭНЕРГИИ АКТИВАЦИИ ПРОЦЕССОВ РОСТА СУБЗЕРЕН И РАЗВИТИЯ МОРФОЛОГИИ ПРИ СИНТЕЗЕ ПЛЕНОК β -SiC НА (111)Si В АТМОСФЕРЕ МЕТАНА

²С.А. Солдатенко,¹В.О. Кузьмина, ²Т.Л. Тураева

¹ВУНЦ ВВС «ВВА имени профессора Н.Е. Жуковского и Ю.А. Гагарина»

²Воронежский государственный технический университет
г. Воронеж, Российская Федерация

Методами просвечивающей электронной микроскопии, дифракции быстрых электронов, атомно-силовой микроскопии и оже-электронной спектроскопии проведены исследования фазового состава, ориентации, субструктуры и морфологии пленок, образующихся при импульсной фотонной обработке излучением ксеноновых ламп пластин кремния (111) Si в атмосфере метана. Установлено, что в диапазоне плотности энергии излучения ($E_{\text{и}}$), поступающей на пластины толщиной 450 мкм за 3 с, от 267 до 284 Дж·см² на обеих поверхностях как с облучаемой, так и с не облучаемой стороны образуются ориентированные нанокристаллические пленки β -SiC. При этом на облучаемой стороне синтез пленок осуществляется при участии фотонной активации процессов (ИФО) и на обратной стороне – только термической активацией (БТО). Показано, что с увеличением плотности энергии излучения в пленках β -SiC средний размер субзерна на облучаемой стороне возрастает с 4,2 нм ($E_{\text{и}} = 269$ Дж·см²) до 7,9 нм ($E_{\text{и}} = 284$ Дж) и на не облучаемой стороне – с 3,9 до 7,0 нм, соответственно. Шероховатость поверхности β -SiC с увеличением плотности энергии излучения принимает значения на облучаемой стороне с 19 нм ($E_{\text{и}} = 269$ Дж·см²) до 60 нм ($E_{\text{и}} = 267$ Дж·см²) и на не облучаемой стороне с 11 нм до 56 нм, соответственно. На основании температурных зависимостей среднего размера зерна и шероховатости оценены энергии активации процессов. Энергия активации роста субзерен β -SiC практически не зависит от способа активации и составляет 1,3 эВ. Энергия активации развития шероховатости составляет при ИФО 2,5 эВ и при БТО 3,5 эВ.

Ключевые слова: импульсная фотонная обработка, быстрый термический отжиг, карбид кремния, ориентация, субструктура, морфология поверхности, энергия активации

THE ACTIVATION ENERGIES OF SUBGRAIN GROWTH AND THE EVOLUTION OF ROUGHNESS IN THE SYNTHESIS OF β -SiC FILMS ON (111) Si IN A METHANE ATMOSPHERE

²S.A. Soldatenko, ¹V.O. Kuzmina, ²T.L. Turaeva

¹ Military Educational and Scientific Center

“Air Force Academy named after Professor N.E. Zhukovsky and Y.A. Gagarin”,

²Voronezh State Technical University,
Voronezh, Russian Federation

By the methods of transmission electron microscopy, high energy electron diffraction, atomic force microscopy, and Auger electron spectroscopy the phase composition, orientation, substructure, and morphology of films formed during pulsed photon treatment (PPT) by radiation of xenon lamps of silicon (111) Si substrates in an atmosphere of methane have been studied. It has been established that in the range of the energy density of radiation (E_p) supplied to the substrate with a thickness of 0.45 μm for 3 s, from 269 to 284 J cm^{-2} , oriented nanocrystalline films are formed on both surfaces of the substrates both from the irradiated and non-irradiated side β -SiC thickness of about 150 nm. In this case, the synthesis of films on the irradiated side is carried out with the participation of photon activation of processes and on the reverse side – only by thermal activation (short time annealing (STA)). It has been shown that with an increase in the energy density of radiation in β -SiC films, the average subgrain size on the irradiated side increases from 4.2 nm ($E_p = 269 \text{ J} \cdot \text{cm}^{-2}$) to 7.9 nm ($E_p = 284 \text{ J} \cdot \text{cm}^{-2}$) and on the non-irradiated side 3.9 to 7.0 nm, respectively. The surface roughness of the β -SiC surface proceeds consequentially on the irradiated side at 19 nm ($E_p = 269 \text{ J} \cdot \text{cm}^{-2}$) to 60 nm ($E_p = 284 \text{ J} \cdot \text{cm}^{-2}$) and on the non-irradiated side from 11 nm to 56 nm, respectively. Based on the temperature dependences of the average grain size and roughness, the activation energies of the processes have been estimated. The activation energy of subgrain β -SiC growth is practically independent of the activation method and is 1.3 eV. The activation energy for the evolution of roughness is 2.5 eV at a PPT and 3.5 eV at a STA.

Keywords: pulsed photon treatment, short time annealing, silicon carbide, orientation, substructure, surface morphology, activation energy

E-mail: cossack408@mail.ru

Введение

В настоящее время в качестве альтернативы дорогостоящим монокристаллическим подложкам карбида кремния рассматриваются эпитаксиальные гетероструктуры SiC/Si кремниевой подложки. Практически все типы приборов могут быть реализованы на основе гетероструктур SiC/Si. Однако вследствие большого структурного несоответствия решеток и различия коэффициентов термического расширения SiC и Si кристаллическое совершенство эпитапитаксиального слоя SiC на Si уступает по качеству монокристаллической подложке, что отрицательно сказывается на электрофизических характеристиках приборов. Тем не менее, выгодное соотношение цена – качество и совместимость с кремниевой технологией делает массовое производство приборов на гетероструктуре SiC/Si рентабельным [1, 2].

Для формирования гетероструктур SiC / моно-Si наибольшее распространение получили различные варианты химического газофазного осаждения [3–7] и молекулярно-лучевой эпитаксии [8]. Исследования показали, что для получения более совершенного слоя SiC на Si необходимой операцией перед его эпитаксией является карбидизация поверхности кремния (синтез буферной эпитаксиальной гетероструктуры β -SiC/Si) [9]. Традиционный способ формирования буферной гетероструктуры β -SiC/Si заключается в следующем: непосредственно перед эпитаксией поверхность кремниевой подложки подвергается термической обработке или быстрой термической обработке (БТО) при температуре 1100–1350 °С в атмосфере с низким парциальным давлением углеродсодержащих газов; углерод, образующиеся при пиролизе углеводорода, взаимодействуют с кремнием, и на поверхности подложки формируется тонкий эпитаксиальный слой β -SiC. Толщина эпитаксиального карбидкремниевый слоя, полученного традиционными методами, обычно не превышает двух десятков нанометров, что недостаточно для

реализации еще одного назначения гетероструктуры β -SiC/Si – способности демпфировать напряжения, возникающих при эпитаксиальном наращивании рабочих слоев SiC толщиной более 1 мкм [10]. Анализ работ последних лет по данной тематике показывает, что ведутся исследования более низкотемпературных режимов карбидизации поверхности Si в основном путем подбора состава газовой атмосферы [11] и использования ассистирующего действия плазмохимических методов синтеза [12]. Возможности активации процессов синтеза β -SiC методом импульсной фотонной обработки (ИФО) излучением мощных ксеноновых ламп, хорошо зарекомендовавшей себя при синтезе пленок силицидов металлов [13, 14] и карбида вольфрама [15], практически не исследованы.

Несмотря на элементарность химической реакции атомов кремния с углеродом, твердофазный синтез пленки β -SiC включает в себя целую цепочку пространственно разделенных параллельно и последовательно протекающих процессов с различной энергией активации и временем релаксации, определяющих в конечном итоге не только ее кристаллическую структуру, но и ориентацию, субструктуру и морфологию. Поэтому, для оптимизации температурно-временного режима твердофазного синтеза β -SiC на Si необходимо знание кинетических параметров процессов, наиболее важным из которых является энергия активации. Данные о ее значениях позволят установить действующие механизмы процессов твердофазного синтеза.

Цель данной работы – оценка значений энергии активации развития шероховатости поверхности и роста субзерен пленки β -SiC на Si в условиях ИФО и БТО. Выявить эффект ИФО в активации синтеза SiC.

Методика эксперимента и методы исследования

Синтез гетероструктур β -SiC/Si осуществляли методом ИФО полированных с двух сторон пластин кремния марки КДБ-10 ориентацией (111) толщиной 450 мкм в атмосфере метана. Перед помещением пластин Si в вакуумную камеру их поверхность освежали в растворе HF:H₂O = 1:1, обрабатывали в перекисно-аммиачной смеси H₂O₂:NH₄OH = 6:1 и промывали в деионизованной воде. После установки пластин вакуумную камеру откачивали турбомолекулярным насосом до давления остаточной атмосферы $6.6 \cdot 10^{-3}$ Па. Затем в камеру напускали метан чистотой не менее 99,9 % до рабочего давления $1.3 \cdot 10^{-2}$ Па. ИФО пластин проводили на установке УОЛП-1М излучением трех газоразрядных ксеноновых ламп ИНП 16/250 (спектральный диапазон $\lambda = 0.2-1.2$ мкм), работающих в импульсном режиме (10^{-2} с) бегущей волны пакетами импульсов. Длительность пакетов световых импульсов составляла 3 с, ток в лампах устанавливался 128, 130, 132 и 135 А, что соответствовало ряду плотности энергии поступающей на образец 269, 273, 277 и 284 Дж·см⁻².

Облучение проводили с одной стороны, при этом исходили из того, что на облучаемой стороне синтез происходит при участии фотонной активации процессов, на не облучаемой стороне только за счет термической активации.

Температуры синтеза на облучаемой стороне пластины для всех значений E_p рассчитывали методом интерполяции по двум известным точкам: температуры плавления эвтектики в системе Si-C ($T_m = 1677$ К) при $E_p = 284$ Дж·см⁻² и пороговой температуры синтеза ($T = 1273$ К) при $E_{p1} = 240$ Дж·см⁻². В этом температурном интервале для кремниевых пластин толщиной менее 1 мм при ИФО секундного диапазона функция $T(E_p)$ хорошо интерполируется зависимостью $T = T_m(1 - \beta(1 - E_p/E_{pm}))^{1/4}$, где T_p – температура плавления эвтектики Si-C, E_p – плотность энергии излучения в пакете импульсов, E_{pm} – плотность энергии излучения при достижении температуры плавления, коэффициент пропорциональности $\beta = 4.31$ (определяется из условия $T = 1273$ К при $E_p = 240$ Дж·см⁻²). Температуры на не облучаемой стороне в этом же диапазоне E_p принимали на 5 К ниже (значения температур синтеза для ряда E_p представлены в табл. 1–2).

Энергию активации развития шероховатости поверхности и роста субзерен пленки SiC оценивали по температурной зависимости шероховатости ($R(T)$) и среднего размера субзерна ($D(T)$).

Ориентацию, структуру и субструктуру пленок SiC исследовали методами ПЭМ, ДБЭ и ДБЭО на электронном микроскопе Carl Zeiss Libra 120 и электронографе ЭГ-100. Образцы для ПЭМ-исследования готовили отделением пленки SiC от кремниевой подложки в растворе HF : HNO₃ = 1 : 10.

Рельеф и шероховатость поверхности образцов исследовали методами АСМ на атомно-силовом микроскопе (NT-MDT Solver P47). Шероховатость поверхности определялась из статистической обработки АСМ-изображений (6 × 6 мкм) с помощью программного обеспечения Image Analysis P9 (NT-MDT)

Распределение элементов по толщине контролировали методом ОЭС с послыйным ионным распылением на приборе ЭСО-3 с анализатором DESA-100.

Результаты и их обсуждение

Ранее в работах [16, 17] были определены режимы синтеза сплошных пленок β-SiC на Si методом ИФО пластин кремния в углеродсодержащей атмосфере. Установлено, что пороговое значение E_p для синтеза SiC составляет около 240 Дж·см⁻² при температуре облучаемой поверхности 1273 К. Начиная с этого значения на поверхности подложки Si формируются сплошные пленки SiC кубической модификации (3С) с параметрами кристаллической решетки $a = 0,436$ нм [18]. Для пленок характерна достаточно четкая двухосная текстура в трех симметрично эквивалентных позициях по ориентационному соотношению:

$$(111), [1 \bar{1} 0] \text{ SiC} \parallel (111), [1 \bar{1} 0] \text{ Si}. \quad (1)$$

Кроме того, наряду с параллельной ориентацией (1) имеются зерна в двойниковой (180 – градусной) ориентации и произвольно ориентированные зерна. В приповерхностную область выходят, только эпитаксиально ориентированные кристаллиты вследствие их преимущественного роста. Субструктура пленок – нанокристаллическая с высокой плотностью дефектов упаковки (ДУ) и микродвойниковых прослоек. Высокая дисперсность пленок при хорошо выраженной текстуре обусловлена двухориентационной (с учетом 180-градусной позиции) эпитаксии, легкостью двойникования и образования дефектов упаковки.

Изменение давления (P) от $1,3 \cdot 10^{-2}$ до $5,3 \cdot 10^{-1}$ Па приводит к увеличению толщины пленки SiC, достигающей по данным растровой электронной микроскопии 70 нм на (111)Si при $E_p = 260$ Дж·см⁻² и $P = 5,3 \cdot 10^{-1}$ Па.

В настоящей работе для оценки энергии активации роста субзерен и развития шероховатости при синтезе пленок β-SiC методом ИФО проведены исследования их субструктуры и морфологии в зависимости от плотности энергии светового излучения.

На рис. 1 представлены электронограмма на просвет (а), электронограмма на отражение и распределение элементов по толщине (по данным оже-спектроскопии) пленки β-SiC, синтезированной на облученной стороне (111)Si при $E_p = 269$ Дж·см⁻². Картины дифракции от пленок, полученных при более высоких E_p и на необлученной стороне, аналогичны, что свидетельствует о сходстве их субструктуры и идентичности двухосной текстуры, отвечающей ориентационному соотношению (1). В зависимости от плотности энергии азимутальное размытие рефлексов 220 уменьшается от 10° при 269 Дж·см⁻² до 6° при 284 Дж·см⁻². Из картины ДБЭО (рис. 1, б, зона съемки <110>Si) следует, что зерна, образующие двухосную текстуру как в параллельной, так и в двойниковой ориентации, выходят к поверхности пленки. Профиль распределения элементов по толщине (рис. 1, в) свидетельствует, что в объеме пленки элементный состав

однороден и соответствует стехиометрии SiC. В приповерхностной области содержится 53 % углерода, 37 % кремния и 10 % кислорода.

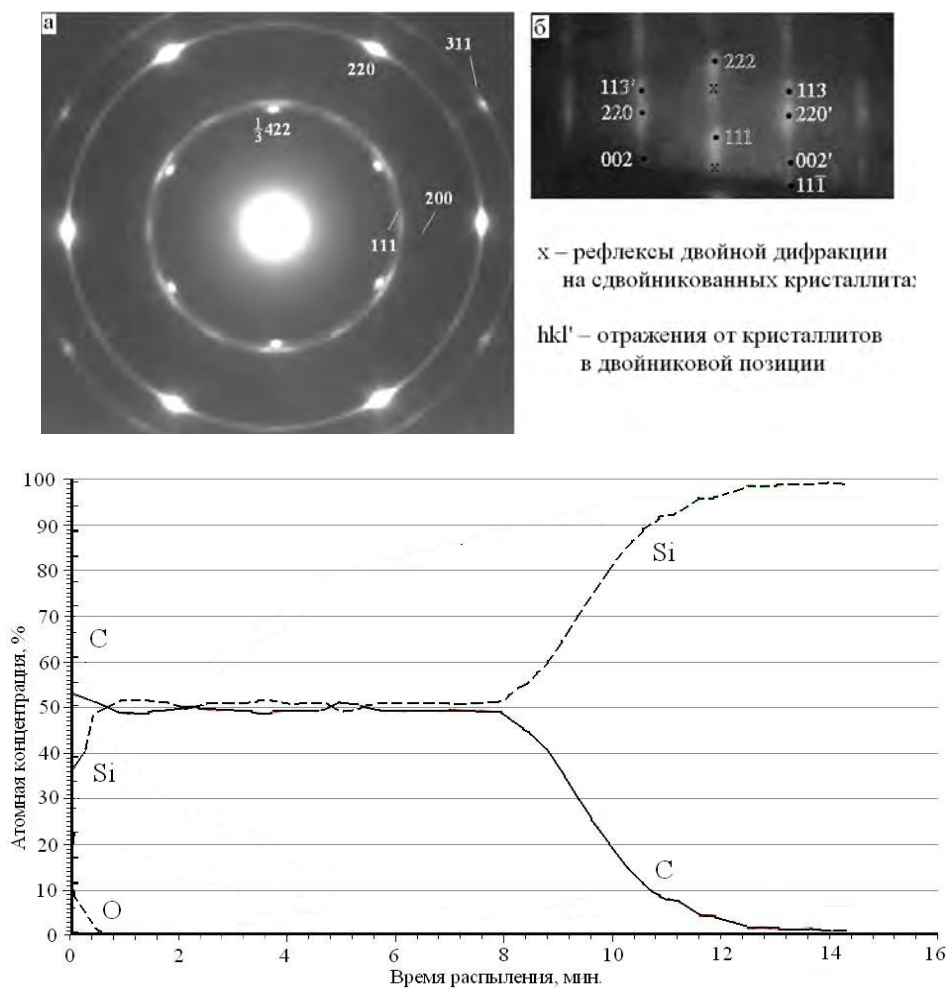


Рис. 1. Электронограмма на просвет (а), электронограмма на отражение (б) и распределение элементов по толщине (в) (по данным оже-спектроскопии) пленки β -SiC, синтезированной на облученной стороне (111)Si при $E_p = 269$ Дж·см⁻²

На рис. 2 и 3 представлены светлопольные и темнопольные ПЭМ-изображения, характеризующие субструктуру пленок β -SiC, синтезированных на обеих сторонах пластины кремния при $E_p = 269$ и 284 Дж·см⁻². Как видно из рисунков, общей характеристикой пленок β -SiC, полученных при различных E_p , является их блочная мозаичная субструктура. Размеры ее субструктурных элементов (блоки субзерен, субзерна) монотонно возрастают с увеличением плотности энергии ИФО (табл. 2). Средний размер субзерна (D) определен из статистической обработки размеров областей когерентного рассеяния (не менее 300) на темнопольных изображениях, при этом погрешность не превышает 0,3 нм. Малый размер субзерен накладывает ограничение на их минимальную взаимную разориентацию, составляющую не менее 3° для 5 нм и 1,5° для 10 нм. Границы блоков образованы 120° – границами двойникового типа в соответствии с трехпозиционной текстурой по соотношению (1). Ослабление адсорбционного контраста, наблюдаемое по границам блоков, связано с уменьшением толщины пленки в окрестности межблочных границ.

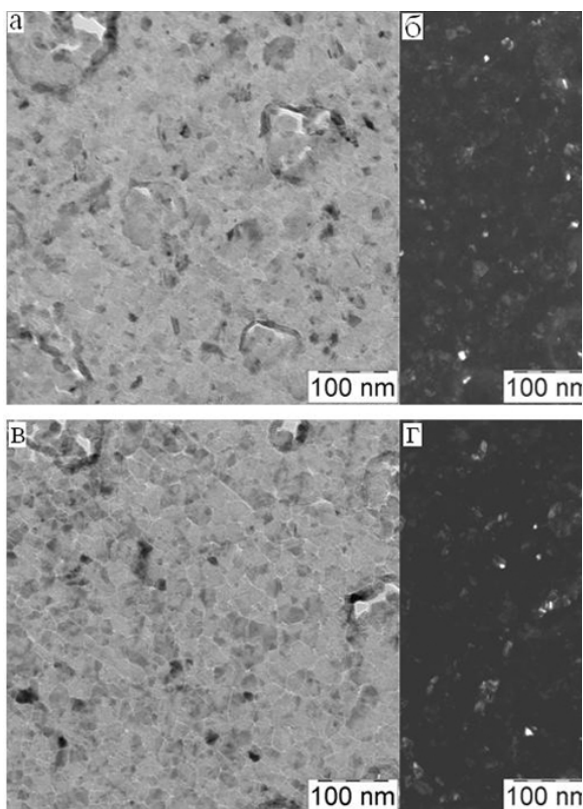


Рис. 2. ПЭМ-изображения пленок β -SiC, синтезированных на облучаемой (а, б) и на не облучаемой (в, г) сторонах пластины кремния при $E_p = 269 \text{ Дж}\cdot\text{см}^{-2}$ (светлопольное (а, в) и темнопольное (б, г))

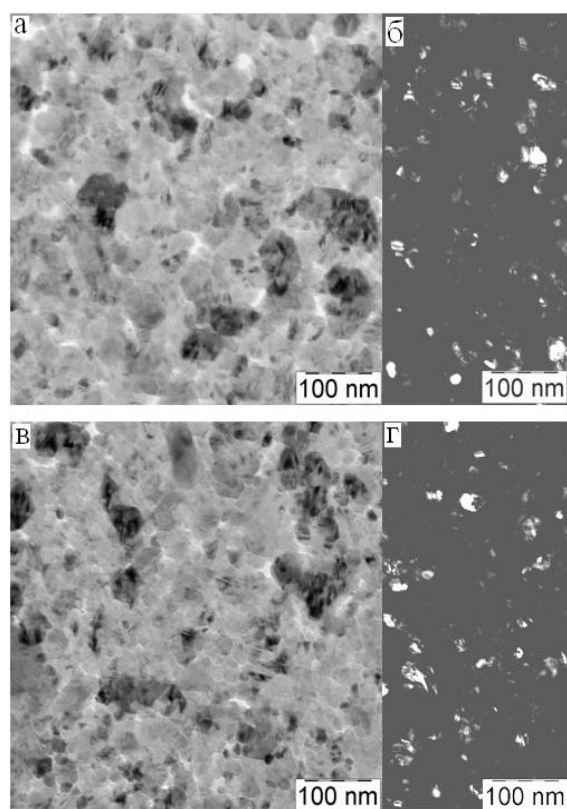


Рис. 3. ПЭМ-изображения пленок β -SiC, синтезированных на облучаемой (а, б) и на не облучаемой (в, г) сторонах пластины кремния при $E_p = 284 \text{ Дж}\cdot\text{см}^{-2}$ (светлопольное (а, в) и темнопольное (б, г))

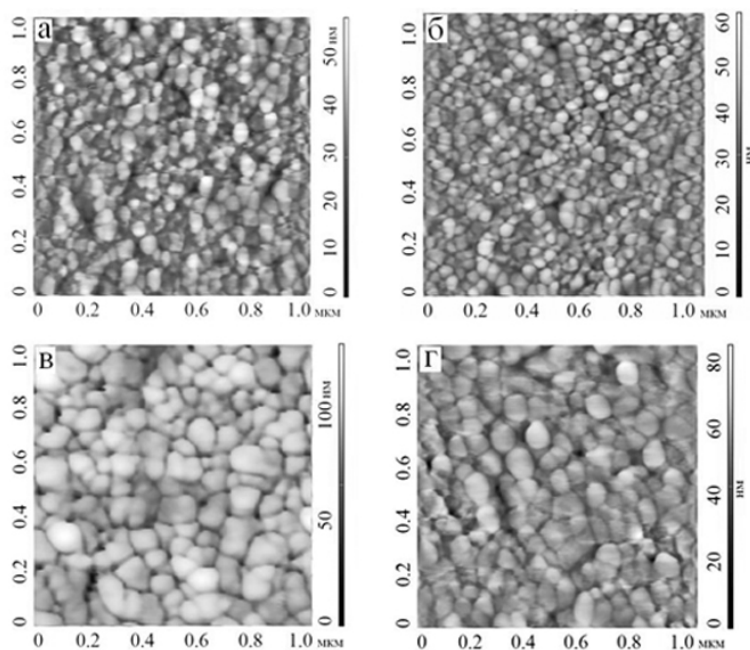


Рис. 4. АСМ-изображения поверхности пленок β -SiC, синтезированных на облучаемой (а, в) и на не облучаемой (б, г) сторонах пластины кремния при $E_p = 269 \text{ Дж}\cdot\text{см}^{-2}$ (а, б) и $E_p = 284 \text{ Дж}\cdot\text{см}^{-2}$ (в, г)

На рис. 4 представлены АСМ-изображения поверхности пленок, синтезированных на обеих сторонах пластины кремния при $E_p = 269$ и 284 Дж·см⁻². Анализ их контраста подтверждает вывод о блочности субструктуры пленок и о канавках по границам блоков, сделанный по данным ПЭМ.

Гистограммы распределения высоты (рис. 5), соответствующие АСМ-изображениям, характеризуются одномодальностью распределения высоты поверхности пленок, что свидетельствует об однородности их морфологии. Гауссовский вид распределений указывает на развитие рельефа поверхности по механизмам марковских процессов диффузии.

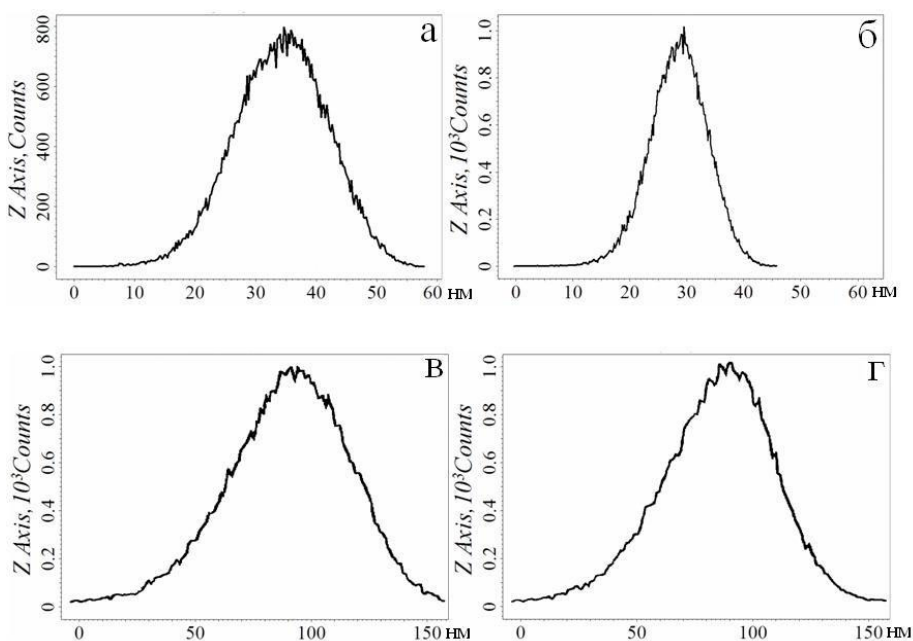


Рис. 5. Гистограммы распределения высоты пленок β -SiC, синтезированных на облучаемой (а, в) и на не облучаемой (б, г) сторонах пластины кремния при $E_p = 269$ Дж·см⁻² (а, б) и $E_p = 284$ Дж·см⁻² (в, г)

Сводные данные значений среднего размера субзерна и шероховатости поверхности пленок в зависимости от дозы облучения и соответствующей температуры с лицевой и обратной стороны по результатам ПЭМ и АСМ исследований представлены в табл. 1 и 2.

Табл. 1

Средний размер субзерна и размер блоков пленки в зависимости от температуры синтеза при ИФО и БТО

ИФО					
E_p , Дж·см ⁻²	T, К	$1/\Theta$, эВ ⁻¹	D, нм	Ln D	Размер блоков, нм
269	1573	7,38	4,2	1,44	35
273	1605	7.23	5,0	1,60	45
277	1637	7.09	6,0	1,79	60
284	1677	6.92	7,9	2,07	100

Продолжение табл. 1

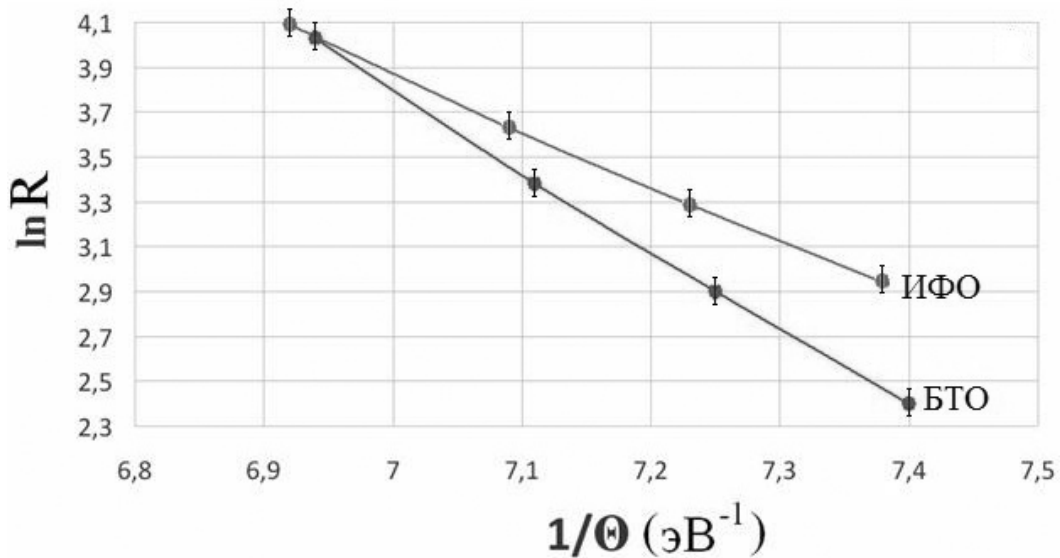
БТО					
E_p , Дж·см ⁻²	T , К	$1/\theta$, эВ ⁻¹	D , нм	$\ln D$	Размер блоков, нм
	1568	7,40	3,9	1,35	30
	1600	7.25	4,2	1,42	35
	1632	7.11	5,4	1,68	50
	1672	6.94	7,0	1,95	90

Табл. 2

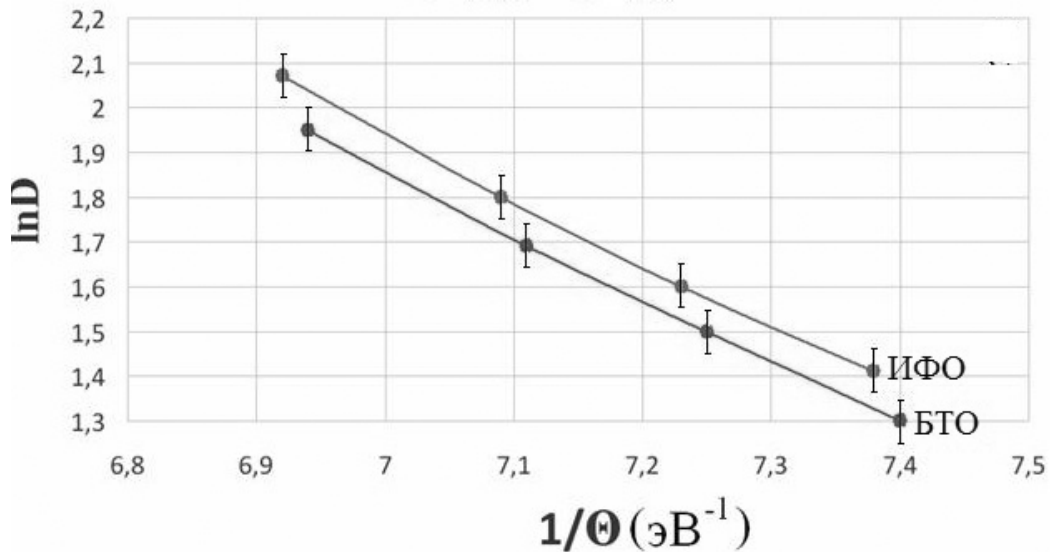
Шероховатость поверхности пленки в зависимости от температуры синтеза при ИФО и БТО

ИФО				
E_p , Дж·см ⁻²	T , К	$1/\theta$, эВ ⁻¹	R , нм	$\ln R$
269	1573	7,38	19	2,94
273	1605	7.23	27	3,29
277	1637	7.09	38	3,63
284	1677	6.92	60	4,09
БТО				
	1568	7,40	11	2,4
	1600	7.25	18	2,9
	1632	7.11	29	3,38
	1672	6.94	56	4,03

На рис. 6 построены графические зависимости логарифма D и R от обратной приведенной температуры $1/\theta$ (эВ⁻¹). Как видно из графиков, точки хорошо укладываются в линейные зависимости, соответствующие следующим значениям энергии активации процессов: роста субзерен пленки β -SiC – 1,3 эВ, одинаковой для ИФО и БТО; развития шероховатости поверхности – 2,5 эВ при ИФО и – 3,5 эВ при БТО. Из сравнения размеров субструктурных и морфологических элементов пленок β -SiC, синтезированных на лицевой (ИФО) и обратной (БТО) стороне подложек Si, следует, что их значения при ИФО выше, чем при БТО. Очевидно, что разница температур в 5 К на лицевой и обратной стороне не объясняет наблюдаемого различия, и эффект связан с фотонной активацией синтеза. Этот эффект проявляется и в снижении энергии активации процесса развития шероховатости поверхности пленок, лимитированного механизмом поверхностной самодиффузии атомов кремния и углерода. В тоже время, на процесс роста размера субзерен фотонная активация практически не влияет.



а



б

Рис. 6. Графические зависимости:

- а – логарифма шероховатости от обратной приведенной температуры $1/\theta$ (эВ⁻¹),
- б – среднего размера субзерна от обратной приведенной температуры $1/\theta$ (эВ⁻¹)

Для установления преобладающих механизмов сложных процессов твердофазного синтеза необходимо сопоставить полученные значения энергии активации с известными энергиями активации элементарных процессов. Так, например, известны следующие значения энергии активации: объемной диффузии по вакансионному механизму в монокристалле SiC для атомов C и Si при 1600 К (7–8 эВ) [19]; поверхностной диффузии (4.5–5.5 эВ) [20] и скольжения дислокаций в поликристаллической пленке (1.7 эВ) [21]. Сопоставление показывает, что процесс развития шероховатости очевидно определяется поверхностной диффузией атомов C и Si, а процесс роста субзерен лимитирован скольжением дислокаций. Более низкие значения энергии активации развития шероховатости по сравнению с энергией активации поверхностной диффузии,

возможно, связаны с частичным согласованием элементарных актов поверхностной диффузии и химической реакции [22]. В случае роста субзерен заниженное значение энергии активации обусловлено нанокристалличностью пленки [23].

Заключение

1. Полученные значения кажущейся энергии активации (2,5 эВ при ИФО и 3,5 эВ при БТО) развития шероховатости тонкой пленки β -SiC при твердофазном синтезе на кремниевой подложке в углеродсодержащей атмосфере сопоставимы с энергией активации поверхностной самодиффузии (4,5 эВ) для монокристаллического карбида кремния. Этот факт позволяет предположить, что процесс развития шероховатости в основном определяется поверхностной самодиффузией. Более низкие значения энергии активации развития шероховатости по сравнению с энергией активации поверхностной диффузии, возможно, связаны с частичным согласованием элементарных актов поверхностной диффузии и химической реакции.

2. Рост субзерен лимитирован механизмом скольжения дислокаций. Заниженное значение энергии активации (1,3 эВ) этого процесса по сравнению с известным значением для энергии активации скольжения дислокаций в поликристалле SiC (1,7 эВ) обусловлено нанокристалличностью пленки.

3. Эффект фотонной активации синтеза β -SiC проявляется в большем значении размеров ее субструктурных и морфологических элементов на облучаемой стороне (4,2 и 7,9 нм) по сравнению с не облучаемой стороной (3,9 и 7,0 нм), а также в снижении энергии активации развития шероховатости в 1,4 раза.

4. Результаты работы могут быть использованы при оптимизации режимов синтеза буферных гетероструктур β -SiC/Si для последующего создания эпитаксиальных гетероструктур широкозонных полупроводников (SiC, GaN, AlN), применяемых в оптоэлектронных и силовых приборах преобразования энергии.

ЛИТЕРАТУРА

1. Лебедев, А.А. Вечнозеленый полупроводник [Текст] / А.А. Лебедев // Химия и жизнь. – 2006. – №4. – С. 14–19.
2. Лучинин, В.В. Отечественный полупроводниковый карбид кремния: шаг к паритету [Текст] / В.В. Лучинин, Ю.Н. Таиров // Современная электроника. – 2009. – №7. – С. 12–15.
3. Cheng, L. Growth and Doping of SiC-Thin Films on Low-Stress, Amorphous Si₃N₄/Si Substrates for Robust Microelectromechanical Systems Applications [Text] / L.Cheng [and others] // Journal of Electronic Materials. – 2002. – V. 31. – №5. – P. 361–365.
4. Chen, Y. Heteroepitaxial growth of 3C-SiC using HMDS by atmospheric CVD [Text] / Y. Chen // J. Mater.Sci. and Eng. – 1999. – V.61–62. – P. 579–582.
5. Hatanaka, Y. Experiments and analyses of SiC thin film deposition from organo-silicon by a remote plasma method [Text] / Y. Hatanaka // Thin Solid Films. – 2000. – №2. – P. 287–291.
6. Ellison, A. Epitaxial growth of SiC in a chimney CVD reactor [Text] / A. Ellison // J. Cryst. Growth. – 2002. – №1–3. – P. 225–238.
7. Luo, M. C. Epitaxial growth and characterization of SiC on C-plane sapphire substrates by ammonia nitridation [Text] / M. C. Luo // J. Cryst. Growth. – 2003. – №1–2. – P. 1–8.
8. Attenberger, W. Structural and morphological investigations of the initial stages in solid source molecular beam epitaxy of SiC on (111)Si [Text] / W. Attenberger [and others] // J. Materials Science and Engineering: B. – 1999. – V. 61–62. – P. 544–548.
9. Shimizu, H. Hetero-Epitaxial Growth of 3C-SiC on Carbonized Silicon Substrates [Text] / H. Shimizu, K. Hisada // Materials Science Forum. – 2003. – V.433–436. – P. 229–232.
10. Кукушкин, С.А. Синтез эпитаксиальных пленок карбида кремния методом замещения атомов в кристаллической решетке кремния [Текст] / С.А. Кукушкин, А.В. Осипов, Н.А. Феоктистов // Физика твердого тела. – 2014. – Т. 56, В. 8. – С. 1457–1485.
11. Ferro, G. 3C-SiC Heteroepitaxial Growth on Silicon: The Quest for Holy Grail [Text] / G. Ferro // Critical Reviews in Solid State and Materials Sciences. – 2015. – №40. – С. 56–76.
12. Bittencourt, C. Reaction of Si(100) with Silane-Methane Low-Power Plasma; SiC Buffer layer formation [Text] / C. Bittencourt // Journal of Applied Physics. – 1999. – V. 86. – P. 4643–4648.

13. Состав и структура силицидов образующихся при импульсной фотонной обработке пленок титана на монокристаллическом к аморфному кремнии [Текст] / В.М. Иевлев [и др.] // ФХОМ. – 1997. – №4. – С. 62–67.
14. Иевлев, В.М. Твердофазный синтез силицидов при импульсной фотонной обработке гетеросистем Si–Me (Me: Pt, Pd, Ni, Mo, Ti) [Текст] / В.М. Иевлев, С.Б. Куцев, В.Н. Санин // ФХОМ. – 2002. – №1. – С. 27–31.
15. Иевлев, В.М. Синтез силицидов иридия при импульсной фотонной обработке пленок металла на кремнии [Текст] / В.М. Иевлев [и др.] // Вестник ВГТУ, сер. «Материаловедение». – 2002. – Вып. 1.11. – С. 87–93.
16. Синтез наноструктурированных пленок SiC при импульсной фотонной обработке Si в углеродсодержащей среде [Текст] / В.М. Иевлев [и др.] // Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования. – 2009. – №10. – С. 48–53.
17. Куцев, С.Б. Синтез пленок SiC на Si при импульсной фотонной обработке и быстром термическом отжиге в углеродсодержащей среде [Текст] / С.Б. Куцев, С.А. Солдатенко // Альтернативная энергетика и экология. – 2011. – №7. – С. 18–22.
18. Powder Diffraction File. Alphabetical Index Inorganic Compounds. Pensilvania: ICPDS, 1997.
19. Bockstedte, M. Ab initio study of the migration of intrinsic defects in 3C–SiC [Text] / M. Bockstedte, A. Mattausch, O. Pankratov // Physical Review. – 2003. – В 68. – P. 205201–(1–17).
20. Van Dijen, F. K. The Chemistry of the Carbothermal Synthesis of /3-SiC: Reaction Mechanism, Reaction Rate and Grain Growth [Text] / F. K. Van Dijen, R. Metselaar // Journal of the European Ceramic Society. – 1991. – №7. – P. 177–184.
21. Pelleg, J. Springer International Publishing AG / J. Pelleg. – 2017. – 443 p.
22. Модель электропроводности аморфных пленок карбида кремния с позиции фрактально-кластерной модели [Текст] / Б.М. Синельников [и др.] // Вестник Северо-Кавказского технического университета. Ставрополь. – 2007. – №1 (10). – С. 16–19.
23. Pantea, C. Kinetics of SiC formation during high P T reaction between diamond and silicon [Text] / C. Pantea [and others] // Diamond & Related Materials. – 2005. – №14. – P. 1611 – 1615.

REFERENCES

1. Lebedev A.A. Vechnozelenyj poluprovodnik [Evergreen semiconductor] Chemistry and Life, 2006, No. 4. P. 14–19. (in Russian)
2. Luchinin V.V., Tairov Yu.N. Otechestvennyj poluprovodnikovyj karbid kremniya: shag k paritetu [Domestic semiconductor silicon carbide: a step to parity] Modern electronics. 2009. No. 7. P. 12–15. (in Russian)
3. Cheng L. [et al.] Growth and Doping of SiC-Thin Films on Low-Stress, Amorphous Si₃N₄ / Si Substrates for Robust Microelectromechanical Systems Applications / Journal of Electronic Materials. – 2002. – V. 31. – No. 5. – P. 361–365.
4. Chen Y. Heteroepitaxial growth of 3C-SiC using HMDS by atmospheric CVD / J. Mater.Sci. and Eng. 1999. V. 61–62. P. 579–582.
5. Hatanaka Y. Experiments and analyses of SiC thin film deposition from organo-silicon by a remote plasma method [Text] Thin Solid Films. 2000. No. 2. P. 287–291.
6. Ellison, A. Epitaxial growth of SiC in a chimney CVD reactor / A. Ellison // J. Cryst. Growth. 2002. №1–3. P. 225–238.
7. Luo, M. C. Epitaxial growth and characterization of SiC on C-plane sapphire substrates by ammonia nitridation/ J. Cryst. Growth. 2003. №1–2. P. 1–8.
8. Attenberger W. [et al.] Structural and morphological studies of the initial stages in a solid-state molecular beam epitaxy of SiC on (111) Si / J. Materials Science and Engineering: B. 1999. V. 61–62. P. 544–548.
9. Shimizu H., Hisada K. Hetero-Epitaxial Growth of 3C-SiC on Carbonized Silicon Substrates / Materials Science Forum. 2003. V.433–436. P. 229–232.
10. Kukushkin S.A., Osipov A.V., Feoktistov N.A. Sintez ehpitaksial'nyh plenok karbida kremniya metodom zameshcheniya atomov v kristallicheskoj reshetke kremniya [Synthesis of epitaxial silicon carbide films by the substitution of atoms in the silicon lattice]. Physics of the solid body. 2014. T. 56, V. 8. P. 1457–1485. (in Russian)
11. Ferro G. 3C-SiC Heteroepitaxial Growth on Silicon: The Quest for Holy Grail / Critical Reviews in Solid State and Materials Sciences. 2015. No. 40. P. 56–76.
12. Bittencourt C. Reaction of Si (100) with Silane-Methane Low-Power Plasma; SiC Buffer layer formation / Journal of Applied Physics. 1999. V. 86. P. 4643–4648.
13. Ievlev V.M. [et al.] Sostav i struktura silicidov obrazuyushchihysya pri impul'snoj fotonnoj obrabotke plenok titana na monokristallicheskom k amorfnomu kremniu [Composition and structure of silicides formed by pulsed photonic processing of titanium films on a single crystal to amorphous silicon] / FHOM. 1997. №4. P. 62–67. (in Russian)
14. Ievlev V.M., Kushchev S.B., Sanin V.N. Tverdofaznyj sintez silicidov pri impul'snoj fotonnoj obrabotke geterosistem Si–Me (Me: Pt, Pd, Ni, Mo, Ti) [Solid-phase synthesis of silicides during pulsed photonic processing of Si–Me heterostructures (Me: Pt, Pd, Ni, Mo, Ti)] / FHOM. 2002. No. 1. P. 27–31. (in Russian)
15. Ievlev V.M. [et al.] Sintez silicidov iridiya pri impul'snoj fotonnoj obrabotke plenok metalla na kremnii [Synthesis of iridium silicides for pulsed photonic processing of metal films on silicon] / Bulletin of VSTU, ser. "Material Science". 2002. Issue. 1.11. P. 87–93. (in Russian)

16. Ievlev V.M. [et al.] Sintez nanostrukturirovannyh plenok SiC pri impul'snoj fotonnoj obrabotke Si v uglerodsoderzhashchej srede [Synthesis of nanostructured SiC films during pulsed photon processing of Si in a carbon-containing medium] / Surface. X-ray, synchrotron and neutron studies. 2009. №10. P. 48–53. (in Russian)
17. Kushchev S.B., Soldatenko S.A. Sintez plenok SiC na Si pri impul'snoj fotonnoj obrabotke i bystrom termicheskom otzhige v uglerodsoderzhashchej srede [Synthesis of SiC films on Si under pulsed photon processing and rapid thermal annealing in a carbon-containing medium] / Alternative Energy and Ecology. 2011. №7. P. 18–22. (in Russian)
18. Powder Diffraction File. Alphabetical Index Inorganic. Pensilvania: ICPDS, 1997.
19. Bockstedte M., Mattausch A., Pankratov O. Bockstedte, M. Ab initio study of the migration of intrinsic defects in 3C-SiC / Physical Review, 2003, B 68, P. 205201– (1–17).
20. Van Dijen F.K., Metselaar R. The Chemistry of the Carbothermal Synthesis of / 3-SiC: Reaction Mechanism, Reaction Rate and Grain Growth / Journal of the European Ceramic Society. 1991. No. 7. P. 177–184.
21. Pelleg J. Springer International Publishing AG / 2017. 443 p.
22. Sinelnikov B.M. [et al.] Model of electrical conductivity of amorphous silicon carbide films from the viewpoint of a fractal-cluster model [Text] / Bulletin of the North-Caucasian Technical University. Stavropol. 2007. No. 1 (10). P. 16–19.
23. Pantea C. [et al.] Kinetics of SiC formation during high P T reaction between diamond and silicon / Diamond & Related Materials. 2005. No. 14. P. 1611–1615.

Статья поступила в редакцию в окончательном варианте 02.05.18