



<http://dx.doi.org/10.35596/1729-7648-2023-21-4-12-18>

Оригинальная статья
Original paper

УДК 539.23; 539.24

ТЕМПЕРАТУРНАЯ ЗАВИСИМОСТЬ РОСТА 3C-SiC ПРИ БЫСТРОЙ ВАКУУМНО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ КРЕМНИЯ

М. В. ЛОБАНОК, П. И. ГАЙДУК

*Белорусский государственный университет информатики и радиоэлектроники
(г. Минск, Республика Беларусь)*

Поступила в редакцию 05.05.2023

© Белорусский государственный университет информатики и радиоэлектроники, 2023
Belarusian State University of Informatics and Radioelectronics, 2023

Аннотация. Представлены результаты исследования структуры, фазового состава и кинетики роста эпитаксиальных слоев карбида кремния на кремниевых подложках при их быстрой вакуумно-термической обработке. Методами просвечивающей электронной микроскопии установлено формирование слоев кубического политипа SiC (3C-SiC) на кремнии при карбидизации в диапазоне температур 1000–1300 °С. Обнаружено, что формирование слоев SiC проходит в два этапа, характеризующихся различными энергиями активации. В более низкотемпературном диапазоне (1000–1150 °С) энергия активации процесса роста SiC составляет $E_a = 0,67$ эВ, тогда как в диапазоне 1150–1300 °С она увеличивается практически на порядок ($E_a = 6,3$ эВ), что указывает на смену лимитирующего физического процесса. Установлено, что тип проводимости и ориентация подложки оказывают влияние на толщину сформированных слоев SiC. При этом наибольшая толщина слоев карбида кремния достигается на кремниевых подложках с ориентацией (111) *p*-типа проводимости.

Ключевые слова: эпитаксиальные структуры SiC/Si, энергия активации, вакуумная карбидизация, быстрая термическая обработка, тонкие пленки.

Конфликт интересов. Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

Благодарность. Исследования выполнены в рамках проекта T22-030 Белорусского республиканского фонда фундаментальных исследований, а также частично проекта Государственной программы научных исследований «Фотоника и электроника для инноваций» (проект 3.1.2, № ГР 20212702). Авторы выражают благодарность М. А. Моховикову за помощь при проведении измерений методом просвечивающей электронной микроскопии.

Для цитирования. Лобанок, М. В. Температурная зависимость роста 3C-SiC при быстрой вакуумно-термической обработке кремния / М. В. Лобанок, П. И. Гайдук // Доклады БГУИР. 2023. Т. 21, № 4. С. 12–18. <http://dx.doi.org/10.35596/1729-7648-2023-21-4-12-18>.

TEMPERATURE DEPENDENCE OF 3C-SiC GROWTH DURING RAPID VACUUM THERMAL SILICON TREATMENT

MIKHAIL V. LABANOK, PETER I. GAIDUK

Belarusian State University of Informatics and Radioelectronics (Minsk, Republic of Belarus)

Submitted 05.05.2023

Abstract. The paper presents the results of a study of the structure, phase composition, and growth kinetics of silicon carbide epitaxial layers on silicon substrates during their rapid vacuum thermal treatment. Transmission electron microscopy revealed the formation of layers of the cubic polytype SiC (3C-SiC) on silicon during carbidization in the temperature range of 1000–1300 °C. It was found that the formation of SiC layers proceeds in two stages, characterized by different activation energies. In the lower temperature range from 1000 to 1150 °C, the activation

energy of the SiC growth process is $E_a = 0.67$ eV, while in the temperature range from 1150 to 1300 °C, the activation energy increases by almost an order of magnitude ($E_a = 6.3$ eV), which indicates a change in the limiting physical process. It has been established that the type of conductivity and the orientation of the substrate affect the thickness of the formed SiC layers. In this case, the greatest thickness of silicon carbide layers is achieved on silicon substrates with (111) orientation of p -type conductivity.

Keywords: epitaxial SiC/Si structures, activation energy, vacuum carbidization, rapid thermal processing, thin films.

Conflict of interests. The authors declare no conflict of interests.

Gratitude. The research was conducted in the framework of the T22-030 project of the Belarusian Republican Foundation for Fundamental Research, as well as, in part, the project of the state research program “Photonics and Electronics for Innovations” (project 3.1.2, No GR 20212702). The authors express their gratitude to M. Mokhovikov for his help in carrying out measurements by the method of transmission electron microscopy.

For citation. Labanok M. V., Gaiduk P. I. (2023) Temperature Dependence of 3C-SiC Growth During Rapid Vacuum Thermal Silicon Treatment. *Doklady BGUIR*. 21 (4), 12–18. <http://dx.doi.org/10.35596/1729-7648-2023-21-4-12-18> (in Russian).

Введение

Слои кубического политипа карбида кремния (3C-SiC), эпитаксиально выращенные на кремниевых подложках (Si), являются альтернативой сложным в производстве слиткам и подложкам монокристаллического SiC. Сформированные таким образом структуры 3C-SiC/Si перспективны для создания датчиков и приборов микроэлектроники, а также для интеграции SiC в кремниевую технологию [1]. В дополнение эпитаксиальные слои SiC, выращенные на Si-подложках, могут быть использованы в качестве буферов при выращивании активных гетероструктур на основе GaN [2], AlN, ZnO [1]. Гетероструктуры 3C-SiC/Si можно использовать при разработке гибридных силовых устройств, включающих первичный Si-IGBT с малым прямым током и вспомогательный SiC-MOS с большим прямым током. В [3, 4] отмечается, что в таких устройствах обеспечен компромисс между стоимостью силовых полупроводниковых приборов и их производительностью.

Вместе с тем получение качественных слоев SiC на Si является сложной задачей из-за существенного различия в кристаллических решетках и коэффициентах теплового расширения [1]. В настоящее время для улучшения качества гетероэпитаксиальных структур SiC/Si слои SiC выращивают в несколько стадий, на первой из которых формируют буферные слои SiC, которые принимают на себя нагрузку по релаксации механических напряжений, связанных с несоответствием параметров решетки и различием коэффициентов теплового расширения [5, 6]. В частности, установлено, что таким буфером может служить эпитаксиальный слой 3C-SiC, сформированный путем карбидизации кремния [5, 6]. Проводятся исследования и низкотемпературных режимов карбидизации кремния с варьированием концентрации углеродсодержащих газов и силанов, а также с использованием различных буферных слоев [6, 7]. При этом, по данным [6, 7], толщина сформированных слоев SiC не превышает несколько десятков нанометров, что может быть недостаточным для демпфирования напряжений, возникающих при последующем наращивании рабочих слоев SiC и GaN толщиной более 1 мкм [7].

Материалы и методы

В качестве подложек для формирования слоев SiC использовали монокристаллические пластины кремния с ориентацией поверхности вдоль (111) и (100), легированного фосфором (КЭФ) и бором (КДБ), обладающие примесной электронной (n -тип) и дырочной (p -тип) проводимостью соответственно. Перед помещением пластин в вакуумную камеру их поверхность обрабатывали в 5%-ном водном растворе плавиковой кислоты ($\text{HF}:\text{H}_2\text{O}$), промывали в деионизированной воде и осушали в потоке сухого азота. Процесс карбидизации проводили в вакуумной камере установки Jipelec Jetfirst 100. После установки пластин вакуумную камеру откачивали диффузионным насосом до давления $1 \cdot 10^{-2}$ Па. Остаточная атмосфера содержала газовую смесь пропан-аргона (10 % $\text{C}_3\text{H}_8/\text{Ar}$), которая служила источником углеводородов. Процесс формирования слоев SiC методом быстрой вакуумно-термической карбидизации заключался в быстром (~ 20 °C/c) нагреве до выбранной температуры и выдерживании образцов при данной температуре в течение минуты. Температура карбидизации составляла 1000–1300 °C и контролировалась с помощью термопары и пирометра, включенных в обратную связь управления системой нагрева.

Структурно-фазовые характеристики сформированных слоев SiC исследовали методами просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) и просвечивающей электронной дифракции (ПЭД) с использованием микроскопа Hitachi H-800 при ускоряющем напряжении 150 кэВ. Образцы для ПЭМ-исследований утонялись в виде планарных сечений методом химико-динамического травления в смеси концентрированных кислот $\text{HF}:\text{HNO}_3 = 1:5$ со стороны Si-подложки. Исследования поверхностного микрорельефа образцов проводили методом растровой электронной микроскопии (РЭМ) с помощью микроскопа Hitachi S-4800. Для измерения толщины слоев SiC РЭМ-исследования проводили на образцах, приготовленных в виде поперечных сечений. Химические профили атомов (состав) и толщину слоев SiC определяли из спектров резерфордского обратного рассеяния (РОР) ионов He^+ с энергией 1,2 МэВ. Исследования РОР проводили с использованием ядерно-физического комплекса на основе электростатического ускорителя ионов AN-2500 фирмы High Voltage. При преобразовании шкалы энергий в шкалу глубин для полной обработки экспериментальных спектров РОР, а также для сравнения с теоретически моделированными спектрами использовали пакет расчетных программ HEAD6.

Результаты исследований и их обсуждение

Методом ПЭД установлено, что формирование слоев SiC на Si-подложках ориентаций (100) и (111) происходит во всем диапазоне температур 1000–1300 °С. В подтверждение этого на картинах электронной дифракции, представленных на рис. 1, обнаружены рефлексы $\{111\}$, $\{220\}$, $\{311\}$, которые обусловлены дифракцией электронов на кубическом политипе 3С-SiC ($a = 0,435$ нм), рефлексы $\{220\}$ на кремниевой подложке ($a = 0,543$ нм), а упорядоченное расположение рефлексов кремниевой подложки $\{220\}$ и слоя SiC $\{220\}$ свидетельствует о формировании эпитаксиального слоя SiC.

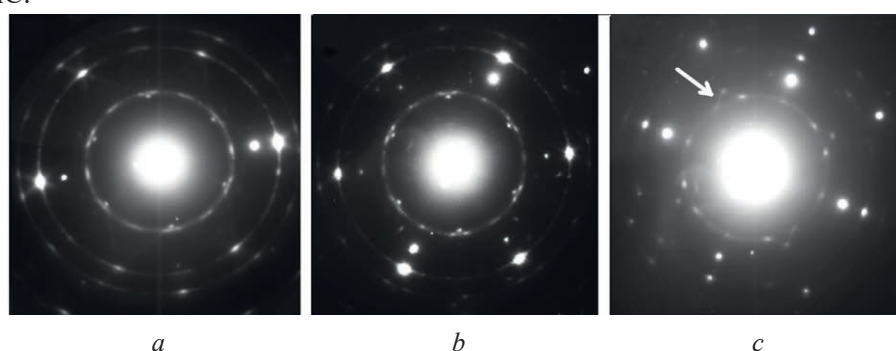


Рис. 1. Дифракционные картины структур SiC/S, сформированных на кремниевых подложках ориентаций (111) (a, b) и (100) (c) при температурах, °С: a – 1000; b – 1100; c – 1200

Fig. 1. Diffraction patterns of SiC/S structures formed on silicon substrates with (111) orientation (a, b) and (100) orientation (c) at temperatures, °С: a – 1000; b – 1100; c – 1200

На всех картинах электронной дифракции (рис. 1) хорошо различимы концентрические кольца различной интенсивности, которые указывают на наличие поликристаллической фазы SiC в слое карбида кремния. При этом относительная интенсивность колец и рефлексов изменяется в зависимости от температуры карбидизации кремния. Так, на ПЭД-микрофотографии структуры SiC/Si, сформированной при температуре 1000 °С (рис. 1, a), отчетливо видны кольца, обусловленные наличием заметного количества зерен поликристаллического SiC, а структура колец указывает на малый средний размер зерен SiC. При температуре 1100 и 1200 °С (рис. 1, b, c) интенсивность колец по сравнению с интенсивностью точечных рефлексов существенно снижается, что свидетельствует о том, что в данных температурных условиях формируется слой преимущественно монокристаллического SiC. Присутствие на снимках ПЭД (рис. 1, a–c) экстра-рефлексов является результатом дифракции на вторичных микродвойниках SiC во всех возможных плоскостях $\{111\}$. Наличие тяжей интенсивности на дифракционной картине, указанных стрелкой на рис. 1, c, а также анализ литературных данных [8] позволяют утверждать о формировании микродвойниковых ламелей SiC.

На рис. 2 приведены микрофотографии ПЭМ в светлом и темном полях, характеризующие сформированную структуру SiC/Si при 1100 °С.

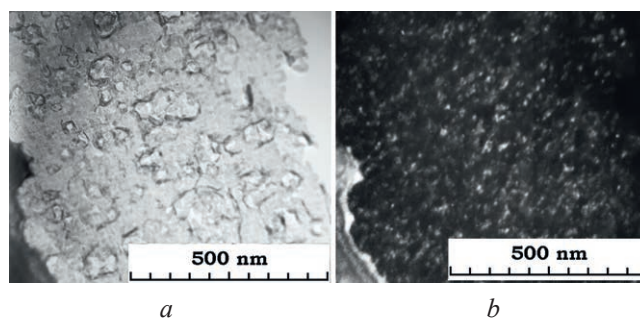


Рис. 2. ПЭМ-изображение эпитаксиального слоя SiC, выращенного на лицевой стороне подложки Si (100) при 1100 °С: *a* – в светлом поле; *b* – в темном поле

Fig. 2. TEM image of the SiC epitaxial layer grown on the front side of the Si (100) substrate at 1100 °С: *a* – in the bright field; *b* – in the dark field

На светлопольном изображении видны поры, геометрия которых связана с ориентацией подложки [9]. Темнопольное планарное изображение получено на дифракционном кольце 3С-SiC {111} (рис. 1, *b*). На темнопольной микрофотографии можно увидеть яркие светлые пятна, которые представляют собой изображения поликристаллических включений 3С-SiC {111}, имеющих размер от 5 до 50 нм.

На рис. 3 представлены типичные РЭМ-микрофотографии структур SiC/Si, выращенных путем быстрой вакуумной карбидизации при температурах 1000 °С (*a*) и 1100 °С (*b*). Видно, что формирование слоев SiC происходит в обоих образцах, однако степень покрытия поверхности оказывается различной. Так, термообработка при 1000 °С приводит к формированию слоев SiC с заметным количеством несплошностей, тогда как повышение температуры до 1100 °С сопровождается ростом почти сплошных слоев SiC, покрывающих поверхность. Одновременно в Si-подложке хорошо различаются поры субмикронных размеров, формирование которых, вероятно, связано с эффектом Киркендалла [9, 10]. В случае более высокотемпературного процесса (1200 °С) (рис. 3, *b*, *c*) происходит практически полное зарастание не только поверхности, но и пор таким образом, что слой SiC нарастает над порами в горизонтальном направлении и создает свободно нависающие мостиковые структуры без признаков их заметного провисания.

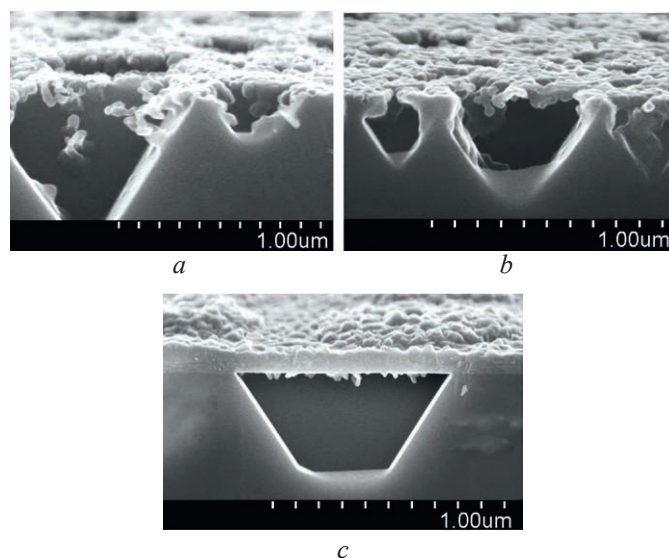


Рис. 3. Микрофотографии растровой электронной микроскопии структур SiC/Si, сформированных при температуре, °С: *a* – 1000; *b* – 1100; *c* – 1200

Fig. 3. Micrographs of scanning electron microscopy of SiC/Si structures formed at temperatures, °С: *a* – 1000; *b* – 1100; *c* – 1200

Согласно исследованиям [11], для внедряемых в кубические кристаллы атомов углерода в большом интервале температур выполняется закон Аррениуса

$$D = D_0 \exp\left(-\frac{E_a}{kT}\right), \quad (1)$$

где D_0 – предэкспоненциальный фактор; E_a – энергия активации; k – постоянная Больцмана; T – температура.

Результаты измерения толщины слоев SiC методами РЭМ и POP приведены на рис. 4 в виде линий Аррениуса, где представлены данные измерений слоев SiC, выращенных на пластинах n - и p -типов проводимости с ориентацией поверхности вдоль (111) и (100) плоскостей. Как видно из графиков, при изменении температуры процесса в пределах исследуемого диапазона 1000–1300 °С происходит переход из области с низкой энергией активации А в область с высокой энергией активации Б при температуре около 1150 °С. Расчеты по формуле (1) дают следующие значения энергии активации: для роста SiC в диапазоне температур 1000–1150 °С – $(0,67 \pm 0,07)$ эВ, для 1150–1300 °С – $(6,30 \pm 0,07)$ эВ. Эти значения хорошо согласуются с результатами исследований [12], где получены значения энергии активации роста SiC 0,76 и 3,10 эВ соответственно с переходом вблизи 1175 °С.

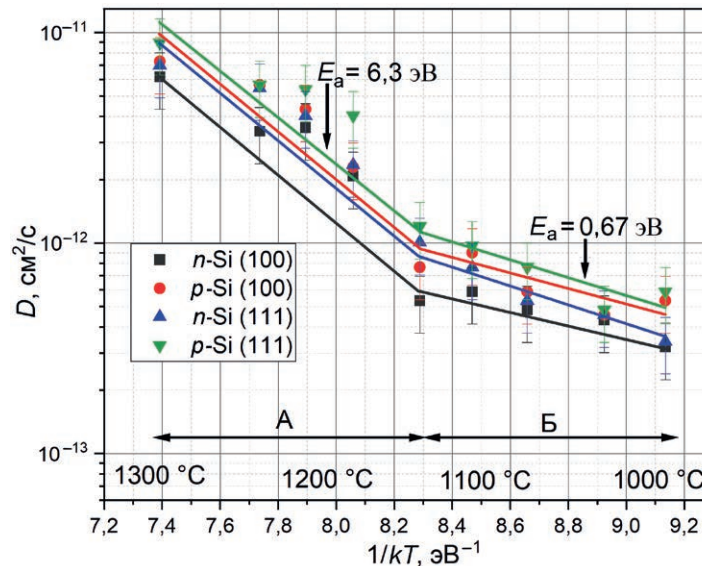


Рис. 4. Зависимости Аррениуса структур SiC/Si
Fig. 4. Arrhenius plots of SiC/Si structures

Анализ данных на рис. 4 в сочетании с результатами структурных исследований (рис. 1, 3) позволяет интерпретировать различие в энергиях активации с точки зрения диффузионно-лимитированного процесса роста слоев SiC. При низкотемпературной карбидизации сформированы более тонкие слои SiC, которые к тому же не являются сплошными, поэтому их рост, предположительно, лимитируется поверхностной диффузией атомов (малое значение E_a). Авторы [12] предположили, что в низкотемпературном процессе с энергией активации $E_a = 0,76$ эВ лимитирующим механизмом является поверхностная реакция кремния и углерода. В высокотемпературной области существенное увеличение энергии активации можно объяснить зарастиванием большей части несплошностей в слоях SiC и сменой диффузионного механизма. Необходимо отметить, что температурно-зависимое преобладание различных диффузионных процессов в SiC-структурах наблюдалось ранее в исследованиях других авторов. В частности, получены следующие значения энергии активации: объемной диффузии по вакансионному механизму в монокристалле SiC для атомов Si и C при 1327 °С – 6–8 эВ [13], поверхностной диффузии – 4,5–5,5 эВ [14]. Сравнивая значение полученной в данной статье энергии активации с данными других работ, можно предположить, что в высокотемпературной области вакуумной карбидизации лимитирующим механизмом является объемная диффузия вакансий.

Анализ результатов, приведенных на рис. 4, позволяет сделать вывод о сильной зависимости скорости роста слоев SiC от типа проводимости Si-подложки. Так, при идентичных условиях карбидизации (температура, длительность, вакуум) слои SiC, выращенные на Si-подложках p -типа проводимости, были более толстыми, чем на подложках n -типа. При этом в диапазоне температур 1000–1150 °С энергия активации роста SiC на Si-подложке p -типа проводимости составляла 0,67 эВ, тогда как на подложке n -типа – 0,40 эВ. Аналогичная тенденция зарегистрирована и в более высокотемпературном диапазоне (1150–1300 °С): энергия активации составляла 6,3 и 5,9 эВ соответственно для p - и n -типов проводимостей подложки. В [15] предполагалось, что различия в слоях SiC, сформированных на подложках разной проводимости, могут быть связаны с обра-

зованием центров дилатации (атома углерода в межузельной позиции и кремниевой вакансии). Более того, результаты исследований [14] показывают, что тип проводимости подложки оказывал влияние не только на толщину выращиваемых слоев SiC, но и на их структурно-фазовое состояние. Так, отмечалось, что электронограммы, полученные от слоев SiC, выращенных на подложках *p*-типа проводимости, содержат рефлексы, указывающие на формирование гексагональной фазы SiC. Стоит, однако, заметить, что границы раздела микродвойников в гранецентрированной кубической решетке также имеют строение гексагональной (вюрцитной) фазы [9], поэтому такой результат может свидетельствовать о более высокой плотности микродвойниковых частиц в слоях 3C-SiC, выращенных на подложках *p*-типа проводимости.

Из анализа графиков на рис. 4 можно сделать вывод о зависимости скорости роста слоев SiC от ориентации Si-подложки. Так, при идентичных условиях карбидизации слои SiC, выращенные на Si-подложках с ориентацией поверхности вдоль (111), были более толстыми, чем выращенные на подложках с ориентацией (100). При этом в диапазоне температур 1000–1150 °C энергия активации роста SiC на Si-подложке с ориентацией (111) составляла 0,40 эВ, тогда как на подложке с ориентацией (100) – 0,36 эВ. Аналогичная тенденция зарегистрирована и в более высокотемпературном диапазоне (1150–1300 °C) – энергия активации составляла 6,2 и 5,8 эВ соответственно для Si-подложки с ориентациями (111) и (100).

В [16, 17] отмечалось, что морфология и толщина слоев SiC зависят от ориентации кремниевой подложки. При интерпретации результатов авторы предполагали, что толщина слоя SiC зависит как от плотности поверхностных зародышей, так и от скорости диффузии атомов кремния к формируемому слою SiC. В свою очередь, плотность зародышей пропорциональна потоку атомов углерода к подложке и зависит от парциальных давлений в реакционной камере, тогда как поверхностная и объемная диффузия атомов углерода в кремнии является функцией температуры [17]. На начальном этапе карбидизации ориентационную зависимость можно объяснить особенностями поверхности кремния с разной кристаллографической ориентацией, связанными с количеством и направлением связей Si-Si в приповерхностных слоях подложки. У подложки с ориентацией поверхности вдоль (100) каждый поверхностный атом Si имеет две поверхностные оборванные связи, способные вступать во взаимодействие с атомами углерода, и две связи, соединяющие его с находящимися ниже атомами Si. В свою очередь, подложки с ориентацией (111) имеют лишь одну оборванную связь на поверхности, а для разрыва связей с расположенными ниже атомами Si требуется большая энергия. При этом такая оборванная связь направлена перпендикулярно подложке, в отличие от поверхностных оборванных связей на подложке с ориентацией (100), расположенных под углом 35° [16, 17], что, вероятно, способствует большей скорости взаимодействия этой плоскости с атомами углерода, поскольку имеется возможность заполнения практически всех свободных связей.

Заключение

1. Представлены результаты структурно-фазовых исследований эпитаксии слоев SiC, сформированных путем быстрой вакуумно-термической обработки кремния. Методами просвечивающей электронной микроскопии установлено, что в диапазоне температур 1000–1300 °C за 30 с формируются ориентированные кристаллические слои кубического политипа SiC (3C-SiC) на кремнии.

2. На основании температурной зависимости средней толщины слоев SiC рассчитаны энергии активации процессов роста SiC. Обнаружено, что формирование слоев SiC проходит в два этапа, характеризующихся различными энергиями активации, а именно – в более низкотемпературном диапазоне 1000–1150 °C процесса роста SiC энергия активации $E_a = 0,67$ эВ, тогда как в диапазоне температур 1150–1300 °C она значительно больше – $E_a = 6,30$ эВ, что указывает на смену лимитирующего физического процесса.

3. Установлено, что тип проводимости и ориентация подложки оказывают влияние на формирование слоев SiC. При этом наибольшая толщина слоев SiC достигается на кремниевых подложках с ориентацией (111) *p*-типа проводимости.

Список литературы / References

1. Ferro G. (2015) 3C-SiC Heteroepitaxial Growth on Silicon: the Quest for Holy Grail. *Critical Reviews in Solid State and Materials Sciences*. (76), 40–56. DOI: 10.1080/10408436.2014.940440.
2. Skibarko I. A., Milchanin O. V., Gaiduk P. I. et al. (1999) Structural and Optical Properties of GaN/SiC/Si Heterostructures Grown by MBE. *Inst.Phys.Conf.Ser.* 166, 465–469.

3. Fu Y., Ma Z., Ren H. (2022) A Low-Cost Compact SiC/Si Hybrid Switch Gate Driver Circuit for Commonly Used Triggering Patterns. *IEEE Transactions on Power Electronics*. 37 (5), 5212–5223.
4. Deshpande A., Paul R., Emon A. I., Yuan Z., Peng H., Luo F. (2022) Si-IGBT and SiC-MOSFET Hybrid Switch-Based 1.7 kV Half-Bridge Power Module. *Power Electronic Devices and Components*. 3. DOI: 10.1016/j.pedc.2022.100020.
5. Zimbone M., Mauceri M., Litrico G., Barbagiovanni E. G., Bongiorno C., La Via F. (2018) Protrusions Reduction in 3C-SiC thin Film on Si. *Journal of Crystal Growth*. (498), 248–257. DOI: 10.1016/j.jcrysgro.2018.06.003.
6. Kuzmina V. O., Sinelnikov A. A., Soldatenko S. A., Sumets M. (2018) Activation Energy of Subgrain Growth Process and Morphology Evolution in β -SiC/Si (111) Heterostructures Synthesized by Pulse Photon Treatment Method in a Methane Atmosphere. *Journal of Materials Science: Materials in Electronics*. 29 (23), 20097–20103. DOI: 10.1007/s10854-018-0141-7.
7. Kukushkin S. A., Osipov A. V., Feoktistov N. A. (2014) ChemInform Abstract: Synthesis of Epitaxial Silicon Carbide Films Through the Substitution of Atoms in the Silicon Crystal Lattice: a Review. *Phys. Solid State*. (56), 1507–1535. DOI: 10.1134/S1063783414080137.
8. Jinschek J. R., Kaiser U., Richter W. (2001) Different Void Shapes in Si at the SiC Thin Film / Si (111) Substrate Interface. *Journal of Electron Microscopy*. 50 (1), 3–8. DOI: 10.1093/jmicro/50.1.3.
9. Booker G. R. (1964) Crystallographic Imperfections in Silicon. *Disc. Farad. Soc.* (38), 298–304.
10. Rao Juluri R., Gaiduk P. I., Hansen J. L., Larsen A. N., Julsgaard B. (2018) Impact of a SiGe Interfacial Layer on the Growth of a SiC Layer on Si with Voids at the Interface. *Thin Solid Films*. 662, 103–109. DOI: 10.1016/j.tsf.2018.07.036.
11. Hashim A. M., Yasui K. (2008) Carbonization Layer Obtained by Acetylene Reaction with Silicon (100) and (111) Surface Using Low Pressure Chemical Vapor Deposition. *Journal of Applied Sciences*. (8), 3473–3478.
12. Steckl A., Li J. P. (1992) Effect of Carbonization Gas Precursor on the Heteroepitaxial Growth of SiC-on-Si by RTCVD. *Materials Research Society Proc.* (242), 537. DOI: 10.1557/PROC-242-537.
13. Backstedte M., Mattausch A., Pankratov O. (2003) Ab Initio Study of the Migration of Intrinsic Defects in 3C-SiC. *Physical Review B*. 68, 20. DOI: 10.1103/PhysRevB.68.205201.
14. Van Dijen F. K., Metselaar R. (1991) The Chemistry of the Carbothermal Synthesis of β -SiC: Reaction Mechanism, Reaction Rate and Grain Growth. *Journal of the European Ceramic Society*. 7 (3), 177–184.
15. Bessolov V. N., Grashchenko A. S., Konenkova E. V., Myasoedov A. V., Osipov A. V., Redkov A. V., Rodin S. N., Rubets V. P., Kukushkin S. A. (2015) The Effect of *n*- and *p*-type Conductivity of the Si (100) Substrate with a SiC Buffer Layer on the Growth Mechanism and Structure of Epitaxial Layers of Semipolar AlN and GaN. *Physics of the Solid State*. 59 (10), 1916–1921.
16. Severino A., D'Arrigo G., Bongiorno C., Scalese S., La Via F., Foti G. (2007) Thin Crystalline 3C-SiC Layer Growth Through Carbonization of Differently Oriented Si Substrates. *Journal of Applied Physics*. 102, 023518. DOI: 10.1063/1.2756620.
17. La Via F., Zimbone M., Bongiorno C., La Magna A., Fiscaro G., Deretzis I., Scuderi V., Calabretta C., Giannazzo F., Zielinski M., Anzalone R., Mauceri M., Crippa D., Scalise E., Marzegalli A., Sarikov A., Miglio L., Jokubavicius V., Syväjärvi M., Yakimova R., Schuh P., Schöler M., Kollmuss M., Wellmann P. (2021) New Approaches and Understandings in the Growth of Cubic Silicon Carbide. *Materials*. 14, 5348. DOI: 10.3390/ma14185348.

Вклад авторов / Authors' contribution

Авторы внесли равный вклад в написание статьи / The authors contributed equally to the writing of the article.

Сведения об авторах

Лобанок М. В., ст. преподаватель кафедры физической электроники и нанотехнологий Белорусского государственного университета

Гайдук П. И., д. ф.-м. н., профессор кафедры физической электроники и нанотехнологий Белорусского государственного университета

Адрес для корреспонденции

220064, Республика Беларусь,
г. Минск, ул. Курчатова, 5
Белорусский государственный университет
Тел.: +375 29 654-09-53
E-mail: mishalobanok@gmail.com
Лобанок Михаил Владимирович

Information about the authors

Labanok M. V., Senior Lecturer at the Physical Electronics and Nanotechnologies Department of the Belarusian State University

Gaiduk P. I., Dr. of Sci. (Phys. and Math.), Professor at the Physical Electronics and Nanotechnologies Department of the Belarusian State University

Address for correspondence

220064, Republic of Belarus,
Minsk, Kurchatova St., 5
Belarusian State University
Tel.: +375 29 654-09-53
E-mail: mishalobanok@gmail.com
Labanok Mikhail Vladimirovich