



<http://dx.doi.org/10.35596/1729-7648-2020-18-4-71-79>

Оригинальная статья
Original paper

УДК 621.382

СТРУКТУРА И МОРФОЛОГИЯ СЛОЕВ CrSi₂, СФОРМИРОВАННЫХ ПРИ БЫСТРОЙ ТЕРМООБРАБОТКЕ

СОЛОВЬЁВ Я.А.¹, ПИЛИПЕНКО В.А.¹, ГАЙДУК П.И.²

¹ ОАО «ИНТЕГРАЛ» – управляющая компания холдинга «ИНТЕГРАЛ» (г. Минск, Республика Беларусь)

² Белорусский государственный университет (г. Минск, Республика Беларусь)

Поступила в редакцию 24 апреля 2020

© Белорусский государственный университет информатики и радиоэлектроники, 2020

Аннотация. Методами резерфордского обратного рассеяния, рентгеновской дифракции и просвечивающей электронной микроскопии поперечных сечений исследовано формирование слоев дисилицида хрома на подложках монокристаллического кремния *n*-типа с ориентацией (111) при быстром термическом отжиге в режиме теплового баланса. Пленки хрома толщиной порядка 30 нм наносили магнетронным распылением хромовой мишени ионами аргона на кремниевые подложки при комнатной температуре. Быструю термообработку проводили в интервале температур от 200 до 550 °С в режиме теплового баланса путем облучения обратной стороны подложек некогерентным световым потоком кварцевых галогенных ламп в среде азота в течение 7 с. Установлено, что формирование гексагональной фазы дисилицида хрома с размером зерен 150–300 нм происходит пороговым образом при превышении температуры быстрой термообработки 400 °С. Одновременно происходят сильные изменения поверхностной морфологии пленок, возникает шероховатость поверхности и границы раздела силицид-кремний. При этом волнообразная морфология поверхности пленки практически повторяет морфологию границы раздела силицида с кремнием (то есть является точной репликой границы раздела). Предложен и обсуждается механизм формирования шероховатости структуры границы раздела дисилицида хрома с кремнием, основанный на учете эффекта Киркендала и деформационно-стимулированной диффузии вакансий. Результаты исследований структуры и морфологии слоев дисилицида хрома на кремнии хорошо согласуются с результатами электрофизических измерений барьера Шоттки. Полученные результаты могут быть использованы в микроэлектронике при формировании выпрямляющих контактов и металлизации межсоединений в интегральных схемах, а также с целью термоэлектрических и оптоэлектронных применений.

Ключевые слова: быстрая термообработка, дисилицид хрома, структурно-фазовые превращения морфология поверхности.

Конфликт интересов. Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

Благодарности. Исследования проводились в рамках проектов ГПНИ (№ ГР 20190644, № ГР 20191100). Авторы признательны Прокопьеву С.Л., Мильчанину О.В., Пилько В.В. и Злоцкому С.В. за помощь при проведении эксперимента.

Для цитирования. Соловьёв Я.А., Пилипенко В.А., Гайдук П.И. Структура и морфология слоев CrSi₂, сформированных при быстрой термообработке. Доклады БГУИР. 2020; 18(4): 71-79.

STRUCTURE AND MORPHOLOGY OF CrSi₂ LAYERS FORMED BY RAPID THERMAL TREATMENT

JAROSLAV A. SOLOVJOV¹, VLADIMIR A. PILIPENKO¹, PETER I. GAIDUK²

¹ JSC «INTEGRAL» – «INTEGRAL» Holding Managing Company (Minsk, Republic of Belarus)

² Belorussian State University (Minsk, Republic of Belarus)

Submitted 24 April 2020

© Belarusian State University of Informatics and Radioelectronics, 2020

Abstract. The formation of chromium disilicide layers on n-type single crystal silicon substrates (111) during rapid thermal annealing in heat balance mode by the methods of Rutherford backscattering, X-ray diffraction and transmission electron microscopy of cross sections was investigated. Chromium films of about 30 nm thickness were deposited by magnetron sputtering of a chromium target with argon ions onto silicon substrates at room temperature. The rapid thermal treatment was carried out in a temperature range of 200 to 550 °C in a heat balance mode by irradiating the substrates backside with a non-coherent light flux of quartz halogen lamps in a nitrogen ambient for 7 s. It was established that hexagonal phase of chromium disilicide formation with grain size of 150–300 nm occurs in a threshold manner when the temperature of rapid thermal treatment exceeds 400 °C. At the same time, there are strong changes in the films surface morphology and surface roughness, and a silicide-silicon interface occur. In this case the wavy film surface morphology practically repeats silicide-silicon interface morphology (the surface exactly replicates the interface). The mechanism of CrSi₂/Si interface structure roughness formation based on consideration of Kirkendall effect and deformation-stimulated diffusion of vacancies is proposed and discussed. The research results of the structure and morphology of CrSi₂ layers on silicon are well-correlated with the results of the Schottky barrier electrophysical measurements. The results obtained can be used in microelectronics for forming rectifying contacts and interconnects metallization for integrated circuits, as well as for thermoelectric and optoelectronic applications.

Keywords: rapid thermal treatment, chromium disilicide, structure and phase transformations, surface morphology.

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

Gratitude. Studies carried out within the framework of SARP projects (SR № 20190644, SR № 20191100). Authors are grateful to Prokopyev S.L., Milchanin O.V., Pilko V.V., Zlotsky S.V. for assistance in performing the experiment.

For citation. Solovjov J.A., Pilipenko V.A., Gaiduk P.I. Structure and morphology of CrSi₂ layers formed by rapid thermal treatment. Doklady BGUIR. 2020; 18(4): 71-79.

Введение

Силициды переходных металлов представляют особый интерес для научных исследований и промышленного применения из-за их многообещающих электрических и механических свойств, а также высокой термической и химической стабильности. Благодаря низкому удельному сопротивлению они привлекательны для применения в микроэлектронике в качестве омических контактов, барьеров Шоттки и металлизации межсоединений в интегральных схемах [1, 2]. Весьма перспективными для термоэлектрических и оптоэлектронных применений являются полупроводниковые силициды. Среди них нужно особо выделить силициды тугоплавких металлов, и в частности CrSi₂. Дисилицид хрома является вырожденным полупроводником *p*-типа проводимости с шириной запрещенной зоны 0,35 эВ и температурно-стабильными характеристиками [1, 3, 4]. Благодаря высокой термоэлектрической мощности дисилицида хрома, особый интерес представляют гетероструктуры CrSi₂/Si [5, 6]. При этом, как правило, предпочтение вызывают гетероструктуры эпитаксиального качества, выращенные на поверхности кремния ориентации (111), поскольку

гексагональная грань (001)-CrSi₂ имеет хорошее совпадение решетки (несоответствие примерно 0,13 %) с тригональной гранью (111)-Si [7]. Удельное сопротивление и термоэлектрическая мощность CrSi₂ демонстрируют сильную ориентационную зависимость [4], поэтому исследование морфологии тонких пленок CrSi₂, выращенных на Si, представляется весьма важным как с научной, так и с практической точки зрения. Особенно это касается барьерных структур (барьеров Шоттки), характеристики которых могут сильно зависеть от шероховатости границы раздела CrSi₂/Si, а также от наличия протяженных дефектов структуры (дислокаций, микродвойников, дефектов упаковки). Как показывает анализ литературных данных, при формировании гетероструктур CrSi₂/Si возможно возникновение островков и несплошностей силицидного слоя, появление кристаллитов различных ориентаций, генерация дислокационных сеток несоответствия и двойников, возникновение межфазных доменов [7, 8]. Настоящая работа посвящена установлению особенностей изменения структуры и морфологии слоев CrSi₂, получаемых на подложках монокристаллического кремния *n*-типа (111) при быстром термическом отжиге.

Методика проведения эксперимента

Для исследований структуры и морфологии пленок Cr использовали пластины монокристаллического кремния (ПМК) марки КДБ 10 (111) диаметром 100 мм со сформированным на рабочей поверхности эпитаксиальным слоем, легированным фосфором кремния толщиной 5,3–5,8 мкм с удельным сопротивлением 0,58–0,63 Ом×см. Пленки Cr толщиной порядка 30 нм наносили на установке SNT «Sigma» с безмасляной откачкой магнетронным распылением хромовой мишени чистотой 99,5 % в среде аргона чистотой 99,993 % при давлении 0,5 Па. Диффузионный синтез силицида проводили в камере быстрой термической обработки (БТО) импульсами света секундной длительности в режиме теплового баланса (за время термообработки тепловой фронт достигает необлучаемой стороны образца и обеспечивается выравнивание температурного профиля по толщине подложки) на установке Jipelec JetFirst 100. Перед нагревом камера двукратно вакуумировалась с промежуточным и финальным напуском азота чистотой 99,995 %. БТО проводили облучением подложек с обратной стороны некогерентным световым потоком кварцевых галогенных ламп накаливания в течение 7 с при температуре от 200 до 550 °С. Контроль температуры рабочей стороны подложки осуществляли термопарой с точностью ±0,5 °С.

Структуру и фазовый состав исследовали методами просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) с помощью электронного микроскопа Hitachi H-800 при ускоряющем напряжении 200 кВ с применением гониометрического устройства. Особенности структурно-фазовых состояний многослойных структур исследовали стандартными методами получения и анализа дифракционного контраста в сочетании с данными микродифракции. Для ПЭМ-исследований образцы препарировались в виде поперечных (Х-ПЭМ) сечений. Изготовление образцов для Х-ПЭМ проводилось в последовательности, включающей склейку пакетов образцов, механическую шлифовку и финальное двустороннее полирующее травление ионами Ag⁺ с энергией 4 кэВ, ионным током 0,05 мА при угле падения пучка на поверхность 5°.

Химические профили атомов (состав) и толщину слоев в структурах Cr/Si и CrSi₂/Si измеряли с помощью метода резерфордского обратного рассеяния (РОР) ионов He⁺ с энергией 1,2 МэВ. Образцы фиксировались на кассете-держателе, укрепленной на 2-осевом гониометре, позволяющем ориентировать образцы по отношению к падающему пучку с точностью лучше 0,02°. Регистрация частиц, рассеянных под углом 170°, осуществлялась кремниевым поверхностно-барьерным детектором. Диаметр анализирующего пучка составлял 0,7–1,0 мм, ток пучка – 5–20 нА, общая доза ионов при снятии одного спектра – 5–100 мкКл. Разрешающая способность всего регистрирующего тракта составляла 11–14 кэВ. 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 использовался пакет расчетных программ HEAD6.

Исследования фазового состава структур CrSi₂/Si проводили на дифрактометре ULTIMA IV фирмы Rigaku с использованием геометрии параллельного пучка методом рентгенофазового анализа в медном (CuK α) излучении с длиной волны 0,154179 нм. Съемка образцов велась как в геометрии Брэгга – Брентано, так и при малых углах падения рентгеновского пучка. Для исследования фазового состава покрытий образец размещался на столике приставки для тонких пленок. Предварительно производилась автоматическая настройка высоты образца. Съемка образцов проводилась в диапазоне углов 2 θ =10–120°, с шагом 0,05° и скоростью движения детектора 2°/мин в геометрии Брэгга – Брентано. Определение фазового состава проводилось с помощью программного обеспечения PDXL-2 (фирмы Rigaku).

Результаты и их обсуждение

Как следует из данных POP (рис. 1), толщина пленки хрома после осаждения составляет около 27 нм и остается неизменной после БТО вплоть до температуры 350 °С. Однако увеличение температуры БТО до 400 °С и выше приводит к существенному уширению пика ионов, обратно-рассеянных на атомах хрома (область каналов 240–280), и появлению ступеньки в области каналов 180–210 (рассеяние на атомах кремния). Такая трансформация спектров POP свидетельствует о формировании слоя с композиционным составом CrSi₂. Смещение переднего фронта кремниевого пика от 195 к 205 каналу означает, что дисилицид хрома выходит почти на поверхность, за исключением тонкого оксидного слоя, о чем свидетельствует небольшой пик в области каналов 115–130 (рассеяние ионов He⁺ на атомах кислорода). Таким образом, БТО при температуре выше 400 °С приводит к трансформации исходной пленки Cr в фазу состава CrSi₂, при этом имеется незначительное окисление Cr на поверхности.

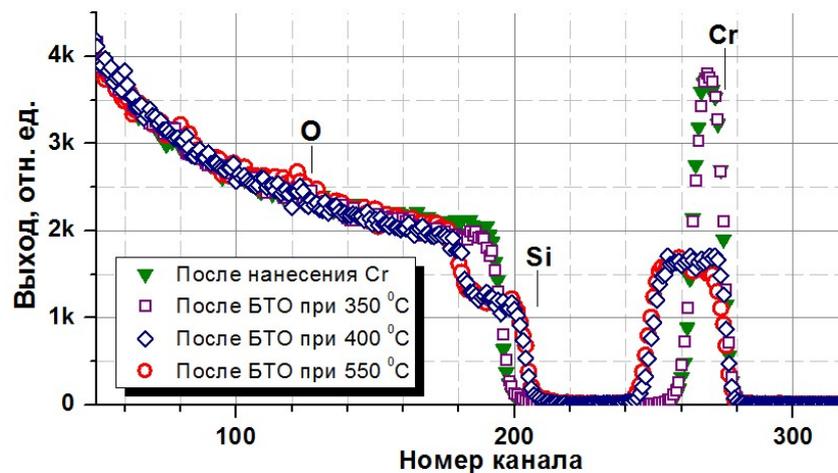


Рис. 1. Спектры POP от образцов Cr/Si после осаждения Cr и БТО
Fig. 1. RBS spectra from Cr/Si samples after Cr deposition and RTP

Типичные рентгенограммы образцов кремния с исходной пленкой Cr, а также после БТО при температурах 300 и 400°С приведены на рис. 2, а, с и в табл. 1. Установлено, что исходный образец подложки кремния после нанесения пленки хрома представляет собой фазу Cr с кубической решеткой и параметром решетки, равным 0,2872 нм (табл. 1, рис. 2, а). Быстрая термическая обработка при температурах 300 и 350 °С не приводит к изменению фазового состава образца подложки кремния с пленкой хрома. Вместе с тем происходит незначительное уменьшение параметра решетки Cr с 0,2872 до 0,2854 нм, что может быть связано с термическим уплотнением пленки, которое обусловлено отжигом точечных дефектов внутри зерен поликристаллического Cr и соответствующей реконструкцией межзеренных границ. Вместе с тем не обнаружено признаков появления пиков рентгеновской дифракции от силицидов хрома ни в исходных слоях Cr, ни в одном из подпороговых ($T < 400$ °С) режимов БТО. Выполнение БТО при послеороговой температуре ($T > 400$ °С) приводит к полной

трансформации пленки Cr в однофазную пленку CrSi₂. (табл. 1.) пространственной группы P6₃22 с гексагональной структурой C40 с постоянными решетки $a = 4,428$ и $c = 6,369$ Å [1, 3].

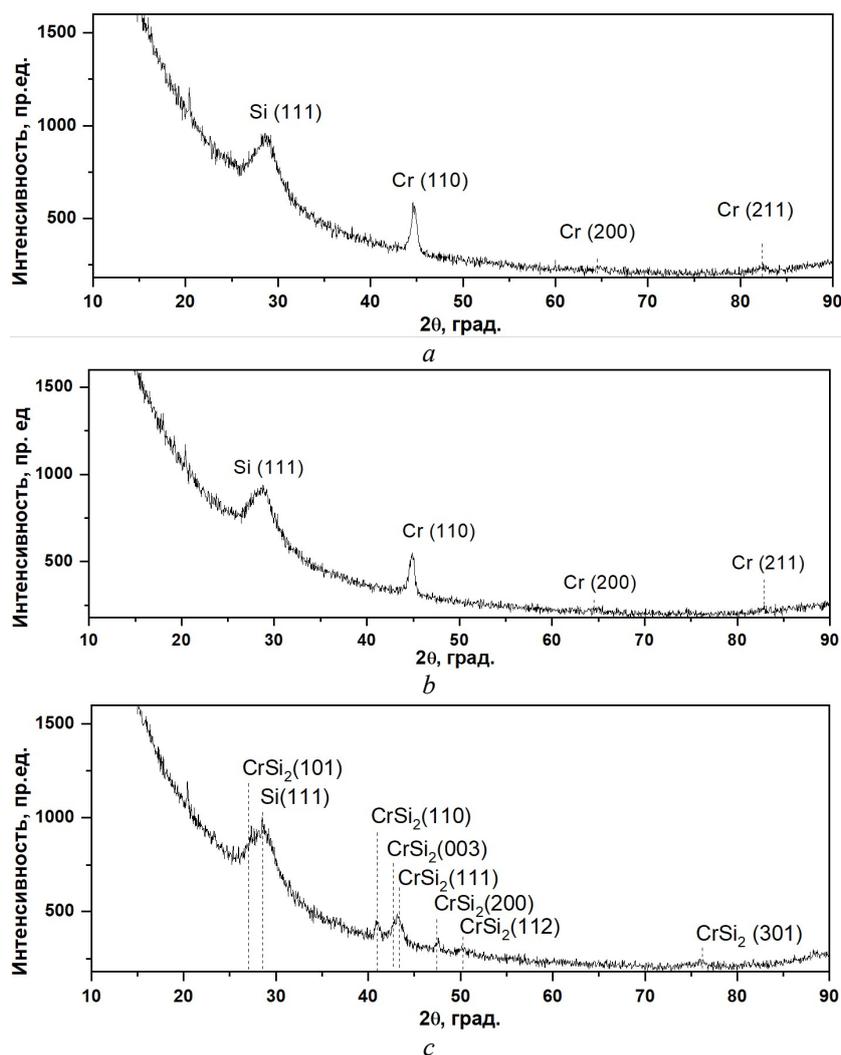


Рис. 2. Рентгенограммы структуры Cr/Si после осаждения Cr и БТО: *a* – после осаждения Cr; *b* – после БТО при 300 °C; *c* – после БТО при 400 °C
Fig. 2. X-rays diffraction spectra of Cr/Si structure after Cr deposition and RTP: *a* – after Cr deposition; *b* – after RTP at 300 °C; *c* – after RTP at 400 °C

Таблица 1. Фазовый состав образцов с пленкой Cr после осаждения и БТО
Table 1. Phase composition of samples with Cr film after deposition and RTP

Температура БТО, °C RTP temperature, °C	Фазовый состав Phase composition	Параметр решетки, нм Lattice parameter, nm
Без термообработки	Cr	0,2872
300	Cr	0,2869
350	Cr	0,2854
400	CrSi ₂	$a = 0,4405$
550	CrSi ₂	$c = 0,6279$

Результаты рентгеноструктурных исследований хорошо коррелируют и дополняются данными просвечивающей электронной дифракции. В частности, картины микродифракции (здесь не показаны) обнаруживают локальные усиления интенсивности на дифракционных кольцах, что говорит о текстурировании зерен CrSi₂ подложкой кремния, что, в свою очередь, связано с эпитаксиальным упорядочиванием отдельных зерен. Из анализа картин микродифракции установлено, что наряду с зернами свободной ориентации в слоях силицида хрома имеет место формирование кристаллитов ориентации A: (CrSi₂(001) <210> || Si (111) <110>)

и ориентации В: $(\text{CrSi}_2(001)\langle 110\rangle \parallel \text{Si}(111)\langle 110\rangle)$, что хорошо коррелирует с данными других авторов [1, 8].

Х-ПЭМ-анализ показал, что исходные пленки Cr (рис. 3, *a*) толщиной около 30 нм имеют поликристаллическую структуру с размером зерен 10–15 нм. БТО при температурах вплоть до 350 °С (рис. 3, *b*) не приводит к видимым изменениям толщины пленки и размера зерен. Пленки Cr остаются однородными по толщине и плоскими, без признаков заметной шероховатости как на поверхности, так и на границе раздела Cr/Si. Увеличение температуры БТО до 400 °С вызывает существенные изменения микроструктуры и морфологии пленок (рис. 3, *c*), при этом формируется слой CrSi_2 толщиной около 70 нм, размеры зерен увеличиваются до 200–500 нм. Как следствие роста зерен можно было бы ожидать и изменения поверхностной морфологии пленок за счет развития наношероховатости границы раздела CrSi_2/Si , обусловленной различиями скоростей роста различных зерен, а также вызреванием зерен по механизму Оствальда [9]. Это обычно приводит к увеличению быстрорастущих зерен и их проникновению глубже в подложку за счет соседних медленно растущих зерен. В таких случаях толщина пленки неодинакова вдоль поверхности, а морфологии поверхности и границы раздела CrSi_2/Si не являются репликами [9, 10].

В рассматриваемом случае возникает иная ситуация (рис. 3 *c, d*): толщина слоя силицида, сформированного БТО при температуре 400–550 °С, оказывается одинаковой вдоль поверхности всей пластины, а волнообразная морфология поверхности практически повторяет морфологию границы раздела силицид-кремний (т. е. является точной репликой границы раздела).

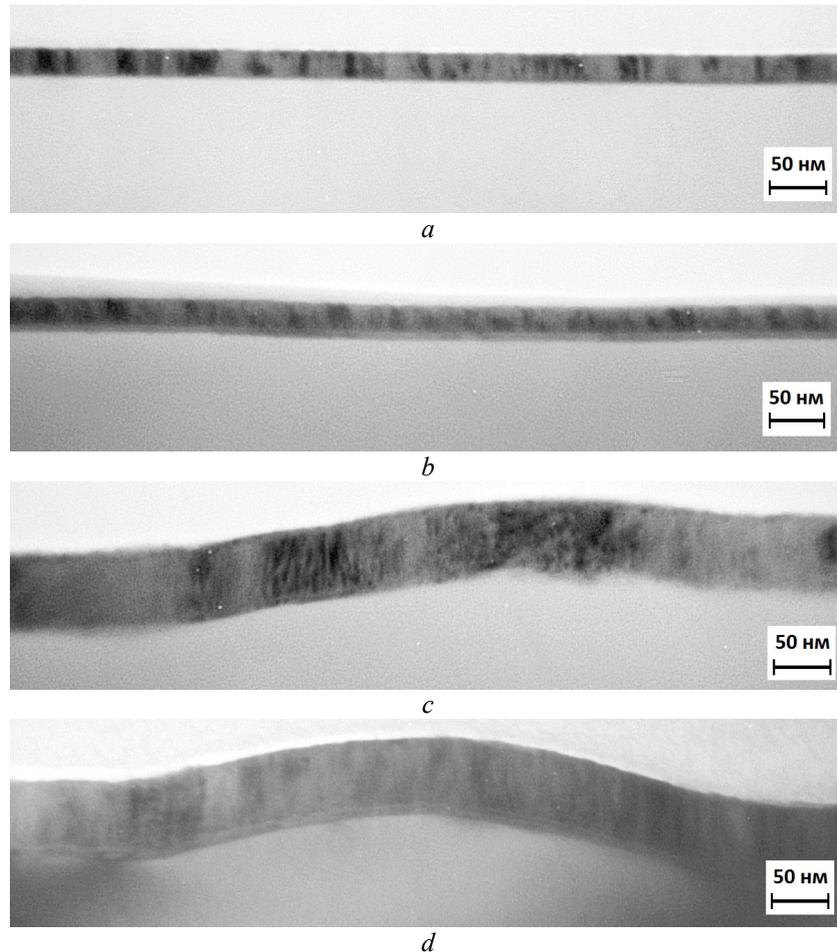


Рис. 3. Светлопольные ПЭМ микрофотографии структур Cr/Si: *a* – после осаждения; *b* – после БТО при 350 °С; *c* – после БТО при 400 °С; *d* – после БТО при 450 °С

Fig. 3. Light-field TEM pictures of Cr/Si structures: *a* – after deposition; *b* – after RTP at 350 °С; *c* – after RTP at 400 °С; *d* – after RTP at 450 °С

Предполагается следующая модель для объяснения данного эффекта (рис. 4). Известно, что при формировании CrSi_2 основным диффузионным компонентом является кремний [1]. То есть диффузия атомов Si через растущий слой CrSi_2 на несколько порядков величины превышает диффузию атомов Cr. Поэтому Si является основным диффузионным компонентом. В соответствии с эффектом Киркендала на стороне кремния происходит генерация неравновесных вакансий. Уходя из подложки в сторону поверхности, атомы Si производят вакансии, которые, в случае кремния, не могут быть утилизированы, поскольку протяженные дефекты структуры имеют междоузельную природу [11]. Растущий слой CrSi_2 между подложкой и поверхностью слоя Cr приводит к появлению упругих деформационных полей, которые распространяются, в том числе, и в подложку кремния. Так как размер подложки вдоль поверхности можно считать бесконечным по сравнению с межатомным расстоянием, то частичная релаксация упругих деформаций приводит к периодическому (волнообразному) распределению областей сжатия и растяжения вдоль границы раздела силицид-кремний CrSi_2/Si . Как и в случае гетероструктур Si/SiGe [12, 13], области сжатия являются притягательными для вакансий, поскольку они способствуют частичной релаксации упругих напряжений. Соответственно, это является движущей силой и вызывает диффузионное перераспределение вакансий вдоль границы раздела CrSi_2/Si к областям сжатия. Приход одной вакансии к границе раздела в области сжатия означает удаление одного узельного атома кремния и, следовательно, приводит к перемещению границы раздела на одну атомную позицию внутрь кристалла. Приток большого количества вакансий приводит к перемещению границы раздела на значительное расстояние. В результате формируется волнообразная граница раздела CrSi_2/Si с практически постоянной толщиной слоя CrSi_2 (рис. 4).

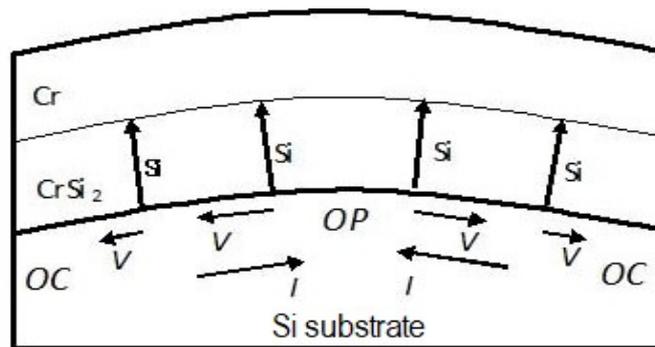


Рис. 4. Образование макро-шероховатой границы раздела CrSi_2/Si при БТО:

Si , V , I – направления диффузии атомов кремния, вакансий и собственных междоузельных атомов кремния соответственно; OC – область сжатия, OP – область растяжения

Fig. 4. Creation of macro-rough CrSi_2/Si interface during RTP: Si , V , I – diffusion directions of silicon atoms, vacancies and own interstitial silicon atoms respectively; OC – the compression area; OP – the stretching area

Необходимо отметить, что морфология границы раздела силицид-кремний может оказывать существенное влияние на протекание электрического тока, а значит, и на характеристики соответствующих приборов (диодов Шоттки, ИК-детекторов и др.). Острые выступы, неоднородности состава, дислокации, дефекты упаковки на границе раздела силицид-кремний приводят к концентрации электрического поля и вызывают рост обратных токов. Поэтому плавная волнообразная граница раздела выгодно отличается от нанощероховатой, получаемой при равновесных, более высокотемпературных режимах [9, 10]. Исследования вольт-амперных характеристик барьеров Шоттки, проведенные в работе [14], подтверждают данный вывод. Так, рост высоты барьера при температурах БТО от 400 до 550 °С до величины порядка 0,615 В и улучшение коэффициента неидеальности до величины порядка 1,1 свидетельствует как о формировании фазы CrSi_2 , так и об улучшении состояния границы раздела CrSi_2/Si и снижении на ней плотности дефектов, что возможно только при наличии гладкой границы раздела.

Заключение

Таким образом, в работе исследованы особенности формирования слоев дисилицида хрома на пластинах (111)-Si при быстром термическом отжиге в режиме теплового баланса. С помощью методов РОР и рентгеновской дифракции установлено, что формирование гексагональной фазы дисилицида хрома с размером зерен 150–300 нм происходит пороговым образом при превышении температуры 400 °С. Одновременно имеют место сильные изменения поверхностной морфологии пленок: возникает шероховатость поверхности и границы раздела силицид-кремний, при этом волнообразная морфология поверхности практически повторяет морфологию границы раздела силицид-кремний (т. е. является точной репликой границы раздела). Предложен и обсуждается механизм формирования шероховатости структуры CrSi₂/Si, основанный на учете эффекта Киркендала и деформационно-стимулированной диффузии вакансий. Полученные результаты могут быть использованы в микроэлектронике при формировании выпрямляющих контактов и металлизации межсоединений в интегральных схемах, а также с целью термоэлектрических и оптоэлектронных применений.

Список литературы

1. Borisenko V.E. *Semiconducting Silicides*. Berlin: Springer; 2000.
2. Мьюрарка Ш.П. *Силициды для СБИС*. Москва: Мир; 1986.
3. Shinoda D., Asanabe S., Sasaki Y.J. Semiconductor properties of chromium disilicide. *J. Phys. Soc. of Japan*. 1964;19(3):269-272. DOI: 10.1143/JPSJ.19.269.
4. Nishida I. The crystal growth and thermoelectric properties of chromium disilicide. *J. Mat. Sci.* 1972;7:1119-1124. DOI: 10.1007/BF00550193.
5. Karuppaiah S., Beaudhuin M., Viennois R. Investigation on the thermoelectric properties of nanostructured Cr_{1-x}Ti_xSi₂. *Journal of Solid State Chemistry*. 2013;199:90-95. DOI: 10.1016/j.jssc.2012.12.004.
6. Khalil M., Beaudhuin M., Villeroy B., Ravot D., Viennois R. A modeling approach for new CrSi₂ based alloys: Application to metastable Cr_{1-x}Zr_xSi₂ as a potential thermoelectric material. *Journal of Alloys and Compounds*. 2016; 662: 150-156. DOI: 10.1016/j.jallcom.2015.12.048.
7. Long R.G., Becker J.P., Mahan J.E., Vantomme A., Nicolet M.-A. Heteroepitaxial relationships for CrSi₂ thin films on Si(111). *J. App. Phys.* 1995;77:3088-3094. DOI: 10.1063/1.359539.
8. Rocher A., Oustry A., David M.J., Caumont M. CrSi₂/Si(111): Growth of monotype domains by solid phase epitaxy on a vicinal surface. *J. Vac. Sci Technol. A*. 1994;12:3018-3022. DOI: 10.1116/1.578930.
9. Martinez A., Esteve D., Guivarch A., Auvray P., Henoc P., Pelous G. *Solid-State Electronics*. 1980;23:55-63. DOI: 10.1016/0038-1101(80)90168-9.
10. Filonenko O., Falke M., Hortenbach H., Henning A., Beddies G., Hinneberg H.-J. *Appl. Surf. Sci.* 2004;227:341-348. DOI: 10.1016/j.apsusc.2003.12.011.
11. Jones K.S., Prussin S., Weber E.R. A systematic analysis of defects in ion-implanted silicon. *Appl. Phys. A*. 1988;45:1-34. DOI: 10.1007/BF00618760.
12. Gaiduk P.I., Hansen J.L., Larsen A.N., Steinman E.A. Nanovoids in MBE grown SiGe alloys in-situ implanted with Ge⁺ ions. *Physical Review B*. 2003;67:235310. DOI: 10.1103/PhysRevB.67.235310.
13. Gaiduk P.I., Hansen J.L., Larsen A.N., Wendler E., Wesch W. Self assembling of nanovoids in 800 keV Ge implanted Si/SiGe multi-layered structure. *Physical Review B*. 2003; 67: 235311. DOI: 10.1103/PhysRevB.67.235311.
14. Соловьев Я.А., Пилипенко В.А. Влияние условий быстрой термической обработки на электрофизические свойства тонких пленок хрома на кремнии. *Доклады БГУИР*. 2019;7-8(126):157-164. DOI: 10.35596/1729-7648-2019-126-8-157-164.

References

1. Borisenko V.E., *Semiconducting Silicides*. Berlin: Springer; 2000.
2. M'jurarka Sh.P. [*Silitsidy dlja SBIS*]. Moscow: Mir; 1986. (In Russ.)
3. Shinoda D., Asanabe S., Sasaki Y.J. Semiconductor properties of chromium disilicide. *J. Phys. Soc. of Japan*. 1964;19(3):269-272. DOI: 10.1143/JPSJ.19.269.
4. Nishida I. The crystal growth and thermoelectric properties of chromium disilicide. *J. Mat. Sci.* 1972;7:1119-1124. DOI: 10.1007/BF00550193.
5. Karuppaiah S., Beaudhuin M., Viennois R. Investigation on the thermoelectric properties of nanostructured Cr_{1-x}Ti_xSi₂. *Journal of Solid State Chemistry*. 2013;199:90-95. DOI: 10.1016/j.jssc.2012.12.004.

6. Khalil M., Beaudhuin M., Villeroy B., Ravot D., Viennois R. A modeling approach for new CrSi₂ based alloys: Application to metastable Cr_{1-x}Zr_xSi₂ as a potential thermoelectric material. *Journal of Alloys and Compounds*. 2016;662:150-156. DOI: 10.1016/j.jallcom.2015.12.048.
7. Long R.G., Becker J.P., Mahan J.E., Vantomme A., Nicolet M.-A. Heteroepitaxial relationships for CrSi₂ thin films on Si(111). *J. App. Phys.* 1995;77:3088-3094. DOI: 10.1063/1.359539.
8. Rocher A., Oustry A., David M.J., Caumont M. CrSi₂/Si(111): Growth of monotype domains by solid phase epitaxy on a vicinal surface. *J. Vac. Sci Technol. A*. 1994;12:3018-3022. DOI: 10.1116/1.578930.
9. Martinez A., Esteve D., Guivarch A., Auvray P., Henoc P., Pelous G. *Solid-State Electronics*. 1980;23:55-63. DOI: 10.1016/0038-1101(80)90168-9.
10. Filonenko O., Falke M., Hortenbach H., Henning A., Beddies G., Hinneberg H.-J. *Appl. Surf. Sci.* 2004;227:341-348. DOI: 10.1016/j.apsusc.2003.12.011.
11. Jones K.S., Prussin S., Weber E.R. A systematic analysis of defects in ion-implanted silicon. *Appl. Phys. A*. 1988;45:1-34. DOI: 10.1007/BF00618760.
12. Gaiduk P.I., Hansen J.L., Larsen A.N., Steinman E.A. Nanovoids in MBE grown SiGe alloys in-situ implanted with Ge⁺ ions. *Physical Review B*. 2003;67:235310. DOI: 10.1103/PhysRevB.67.235310.
13. Gaiduk P.I., Hansen J.L., Larsen A.N., Wendler E., Wesch W. Self assembling of nanovoids in 800 keV Ge implanted Si/SiGe multi-layered structure. *Physical Review B*. 2003;67:235311. DOI: 10.1103/PhysRevB.67.235311.
14. Solovjov J.A., Pilipenko V.A. [Effect of rapid thermal treatment conditions on electrophysical properties of chromium thin films on silicon]. *Doklady BGUIR = Doklady BGUIR*. 2019;7-8(126):157-164. DOI: 10.35596/1729-7648-2019-126-8-157-164. (In Russ.)

Вклад авторов

Соловьёв Я.А. изготовил экспериментальные образцы, выполнил анализ результатов.
Пилипенко В.А. осуществил постановку задачи, выполнил электрофизические измерения.
Гайдук П.И. выполнил анализ и интерпретацию результатов POP, ПЭМ и фазового состава, предложил механизм формирования шероховатости структуры CrSi₂/Si.

Authors' contribution

Solovjov J.A. made experimental samples, performed analysis and interpretation of the results.
Pilipenko V.A. stated the problem and performed electrophysical measurements.
Gaiduk P.I. performed analysis and interpretation of RBS, TEM and phase composition results, proposed the mechanism of CrSi₂/Si interface structure roughness formation.

Сведения об авторах

Соловьёв Я.А., к.т.н., доцент, заместитель директора филиала «Транзистор» ОАО «ИНТЕГРАЛ» – управляющая компания холдинга «ИНТЕГРАЛ».

Пилипенко В.А., д.т.н., профессор, член-корр. НАН Беларуси, заместитель директора по научному развитию ГЦ «Белмикрoанализ» филиала НТЦ «Белмикросистемы» ОАО «ИНТЕГРАЛ» – управляющая компания холдинга «ИНТЕГРАЛ».

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

Адрес для корреспонденции

220108, Республика Беларусь,
Минск, ул. Корженевского, 16,
Филиал «Транзистор» ОАО «ИНТЕГРАЛ» –
управляющая компания холдинга «ИНТЕГРАЛ»
тел. +375-172-122-121;
e-mail: jsolovjov@integral.by
Соловьёв Ярослав Александрович

Information about the authors

Solovjov J.A., PhD, Associate Professor, Deputy Director of “Transistor” Branch JSC “INTEGRAL” – “INTEGRAL” holding managing company.

Pilipenko V.A., D.Sci., Professor, Corresponding Member of the NAS of Belarus, Deputy Director for Science Research of the State Centre “Belmicroanalysis” Affiliate RDC “Belmicrosystems” of JSC “INTEGRAL” – “INTEGRAL” Holding Managing Company.

Gaiduk P.I., D.Sci., Professor, Professor of Physical electronics and nanotechnologies Department of Belarusian State University.

Address for correspondence

220108, Republic of Belarus,
Minsk, Korzhenevskogo str., 16,
“Transistor” Branch of JSC “INTEGRAL” –
“INTEGRAL” holding managing company
tel. +375-172-122-121;
e-mail: jsolovjov@integral.by
Solovjov Jaroslav Aleksandrovich