



<http://dx.doi.org/10.35596/1729-7648-2024-22-4-5-13>

Оригинальная статья
Original paper

УДК 621.382

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В СЛОЯХ СПЛАВА Ni–Pt–V НА КРЕМНИИ ПРИ БЫСТРОЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ

Я. А. СОЛОВЬЁВ¹, П. И. ГАЙДУК²

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

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

Поступила в редакцию 26.01.2024

© Белорусский государственный университет информатики и радиоэлектроники, 2024
Belarusian State University of Informatics and Radioelectronics, 2024

Аннотация. Методами резерфордского обратного рассеяния, рентгенофазового анализа, просвечивающей электронной микроскопии и дифракции установлены особенности структурно-фазовых превращений в слоях сплава Ni–Pt–V толщиной 30 нм на поверхности монокристаллического *n*-Si(111) при быстрой термической обработке некогерентным световым потоком постоянной мощности от кварцевых галогенных ламп, направленным на обратную сторону подложки, длительностью 7 с до достижения температуры от 350 до 500 °С. Показано, что в данных условиях термообработки происходит формирование слоев Ni_xSi_y, характеризующихся различной степенью упорядоченности (эпитаксиальности). Установлено, что быстрая термообработка при температуре 350 °С сопровождается перераспределением атомов никеля и кремния до состава ~Ni₃Si на границе раздела пленка-подложка с уменьшением доли Si к поверхности с формированием доменов гексагональной (P321) фазы силицида β-Ni₃₁Si₁₂ эпитаксиальных подложек. Быстрая термообработка при температуре от 400 до 500 °С приводит к дальнейшему диффузионному перераспределению реагирующих компонентов до композиционного состава ~Ni₅₀Si₅₀ и формированию орторомбической (Pnma) фазы силицида NiSi, имеющего трансротационную степень эпитаксиальности. При этом упорядоченный рост силицида NiSi происходит на эпитаксиальных доменах β-Ni₃₁Si₁₂, сохраняющихся на границе раздела силицид-подложка вплоть до температуры 500 °С.

Ключевые слова: силициды, сплав никель-платина-ванадий, быстрая термическая обработка, структурно-фазовое превращение.

Конфликт интересов. Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

Благодарность. Исследования проводились в рамках проектов Государственных программ научных исследований (№ ГР 20212702, 20191100). Авторы признательны О. В. Мильчанину и С. В. Злоцкому за помощь при проведении эксперимента.

Для цитирования. Соловьёв, Я. А. Особенности структурно-фазовых превращений в слоях сплава Ni–Pt–V на кремнии при быстрой термической обработке / Я. А. Соловьёв, П. И. Гайдук // Доклады БГУИР. 2024. Т. 22, № 4. С. 5–13. <http://dx.doi.org/10.35596/1729-7648-2024-22-4-5-13>.

FEATURES OF STRUCTURAL AND PHASE TRANSFORMATIONS IN LAYERS OF Ni–Pt–V ALLOY ON SILICON DURING RAPID HEAT TREATMENT

JAROSLAV A. SOLOVJOV¹, PETER I. GAIDUK²

¹JSC “INTEGRAL” – Manager Holding Company “INTEGRAL” (Minsk, Republic of Belarus)

²Belarusian State University (Minsk, Republic of Belarus)

Submitted 26.01.2024

Abstract. Using the methods of Rutherford backscattering, X-ray phase analysis, transmission electron microscopy and diffraction, the features of structural and phase transformations in layers of Ni–Pt–V alloy with a thickness of 30 nm on the surface of monocrystalline *n*-Si(111) under rapid heat treatment with incoherent constant-power light flux from quartz halogen lamps directed to the reverse side of the substrate for a duration of 7 s until a temperature of 350 to 500 °C is reached have been established. It is shown that under these conditions of heat treatment, the formation of Ni_xSi_y layers occurs, characterized by varying degrees of ordering (epitaxy). It was found that rapid heat treatment at a temperature of 350 °C is accompanied by a redistribution of nickel and silicon atoms to the composition ~Ni₃Si at the film-substrate interface with a decrease in the proportion of Si towards the surface with the formation of domains of the hexagonal (P321) phase of the β-Ni₃₁Si₁₂ silicide epitaxial to the substrate. Rapid heat treatment at temperature from 400 to 500 °C leads to a further diffusion redistribution of the reacting components to a composite composition of ~Ni₅₀Si₅₀ and the formation of an orthorhombic (Pnma) phase of NiSi silicide having a transrotational degree of epitaxy. In this case, the ordered growth of NiSi silicide occurs on the epitaxial domains of β-Ni₃₁Si₁₂, which persist at the interface between the silicide and the substrate up to a temperature of 500 °C.

Keywords: silicides, nickel-platinum-vanadium alloy, rapid heat treatment, structural and phase transformation.

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

Gratitude. The research was carried out within the framework of projects of the State Scientific Research Programs (SR No 20212702, 20191100). The authors are grateful to O. V. Milchanin and S. V. Zlotsky for their help in performing the experiment.

For citation. Solovjov Ja. A., Gaiduk P. I. (2024) Features of Structural and Phase Transformations in Layers of Ni–Pt–V Alloy on Silicon During Rapid Heat Treatment. *Doklady BGUIR*. 22 (4), 5–13. <http://dx.doi.org/10.35596/1729-7648-2024-22-4-5-13> (in Russian).

Введение

Силициды никеля широко используются в современной технологии КМОП СБИС, поскольку удачно сочетают в себе слоевые и контактные характеристики приборного качества с низким потреблением кремния при их формировании [1–3]. Известно несколько стабильных фаз силицидов Ni при комнатной температуре (Ni₂Si, Ni₃₁Si₁₂, NiSi, NiSi₂ и др. [4]), среди которых NiSi выгодно отличается высокой проводимостью, способностью образовывать высокий потенциальный барьер при контакте с кремнием и, как следствие, формировать диоды Шоттки с хорошей идеальностью вольтамперных характеристик и низкими токами утечки. Вместе с тем при высокотемпературных условиях формирования (эксплуатации) возможна трансформация NiSi в фазу NiSi₂, при этом увеличивается слоевое сопротивление и существенно ухудшаются контактные характеристики [5]. Кроме того, при высоких температурах из-за агломерации пленки NiSi теряют морфологическую стабильность и деградируют, что наиболее критично для тонких пленок.

Для решения указанных проблем вместо чистого Ni предложено использовать слои сплавов, включающих добавки примесных атомов (Pt, W, V, Pd и др.), которые позволяют улучшать термическую стабильность силицидов никеля [6]. Среди всех легирующих элементов Pt является наиболее эффективным, а слои силицидов Ni(Pt)Si с концентрацией Pt до 10 ат.% используются для формирования контактных слоев в технологии СБИС с проектными нормами менее 45 нм. В [7–9] отмечено, что для силицида на основе Ni введение Pt увеличивает температуру образования NiSi₂ и стабилизирует фазу NiSi. Согласно [10], силицид сплава Ni–Pt значительно улучшает электрофизическую стабильность NiSi за счет достижения низкой утечки на переходах даже при высоких температурах. Стабилизацию слоев силицидов Ni(Pt)Si связывают с сегрегацией Pt

на межзеренных границах и со структурно-фазовыми изменениями. В этой связи, как отмечено в [11], добавление Pt подавляет фиброподобное осевое текстурирование (аксиотаксию) зерен в слоях NiSi и уменьшает шероховатость границы раздела силицид-кремний. Предполагается, что легирование исходных слоев никеля платиной стимулирует эпитаксиальный рост NiSi на подложках Si. Эпитаксиальная текстура слоя силицида может резко уменьшить агломерацию, что позволяет радикально улучшать термическую стабильность структур. Поэтому исследование структурно-фазовых превращений при быстрой термической обработке (БТО) тонких слоев на основе сплава Ni–Pt на кремнии является важным как с научной, так и с практической точек зрения.

Цель исследований – установление особенностей структурно-фазовых превращений в слоях сплава Ni–Pt–V на поверхности кремния при БТО.

Методика проведения эксперимента

Для эксперимента использовали подложки, представляющие собой эпитаксиальные слои легированного фосфором кремния с удельным сопротивлением 0,5 Ом·см и толщиной 5 мкм, сформированные на подложках монокристаллического кремния *p*-типа с удельным сопротивлением 0,005 Ом·см и ориентацией (111). После стандартной очистки в перекисно-аммиачном растворе и последующей обработки в растворе плавиковой кислоты на поверхность эпитаксиального слоя наносили слои Ni–Pt–V толщиной 30 нм магнетронным распылением мишени состава Ni (87,32 ат.%)–Pt (6,14 ат.%)–V (6,54 ат.%) в среде аргона чистотой, не хуже 99,993 %, при давлении 0,8 Па на установке 01НИ-7-015. Затем на установке JetFirst 100 подложки подвергали БТО в режиме теплового баланса путем облучения их обратной стороны некогерентным световым потоком кварцевых галогенных ламп постоянной мощности в среде азота в течение 7 с до достижения температуры от 350 до 500 °С. Перед нагревом камеру двукратно вакуумировали с промежуточным и финальным напуском азота чистотой 99,995 %. Контроль температуры рабочей стороны подложки осуществлялся термопарой с точностью $\pm 0,5$ °С.

Исследования структуры и фазового состава образцов проводились методами просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) с использованием электронного микроскопа Hitachi H-800 при ускоряющем напряжении 200 кВ с применением гониометрического устройства. При анализе особенностей структурно-фазовых состояний многослойных структур использовались стандартные методы получения и анализа дифракционного контраста в сочетании с данными микродифракции. Для ПЭМ-исследований образцы препарировались в виде поперечных (Х-ПЭМ) и планарных (Р-ПЭМ) сечений, что позволяло получать полную и статистически достоверную информацию о структурно-фазовых состояниях слоев, в том числе и по толщине. Препарирование образцов для Р-ПЭМ осуществлялось химико-динамическим травлением по методу «вращающегося стакана» в полирующем травителе состава $\text{HNO}_3:\text{HF} = 6:1$.

Химические профили атомов и толщину слоев в структурах Ni–Pt–V/Si измеряли методом рендерфордского обратного рассеяния (РОР) ионов He^+ с энергией 1,2 МэВ. Образцы фиксировали на кассете-держателе, укрепленной на двухосевом гониометре, и ориентировали относительно падающего пучка с точностью, лучше 0,02°. Частицы, рассеянные под углом 170°, регистрировали 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 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 применялся пакет расчетных программ HEAD6. Для определения элементного состава и профиля концентраций элементов в образцах проводилось послойное моделирование спектров РОР до практически полного совпадения с экспериментальными спектрами.

Исследования фазового состава структур Ni–Pt–V/Si выполняли методом рентгенофазового анализа (РФА). Измерения проводились на дифрактометре Ultima IV фирмы Rigaku с использованием геометрии параллельного пучка 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. Измерения выполнялись в диапазоне углов $2\theta = 20^\circ\text{--}120^\circ$ с шагом $0,05^\circ$ и скоростью движения детектора 2 град./мин в геометрии Брэгга – Брентано. При анализе фазового состава использовалось программное обеспечение PDXL-2 (Rigaku).

Результаты исследований и их обсуждение

Сравнительный анализ спектров РОР от структур Ni–Pt–V/Si (рис. 1) позволяет заключить, что при увеличении температуры БТО от 350 до 500 °С происходит изменение элементного состава по всей толщине приповерхностного слоя.

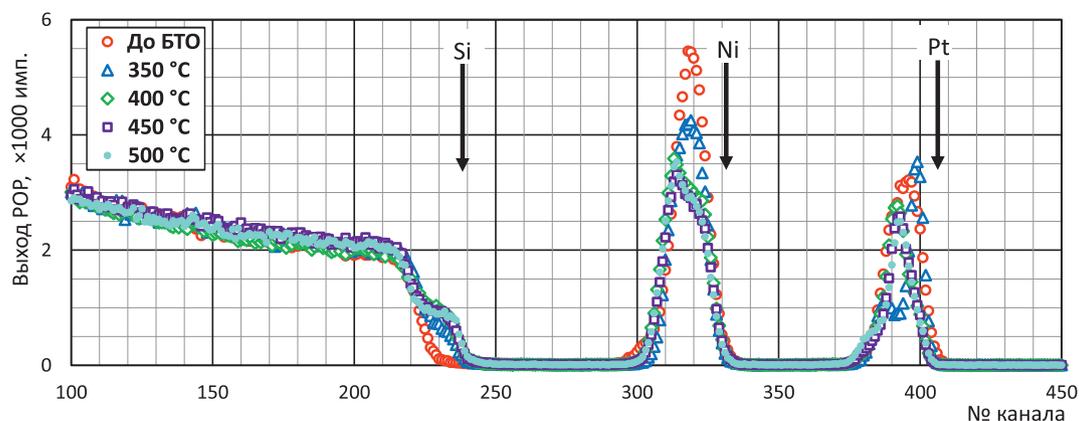


Рис. 1. Спектры резерфордского обратного рассеяния от структур Ni–Pt–V/Si после осаждения и быстрой термической обработки при различных температурах

Fig. 1. Rutherford backscattering spectra from Ni–Pt–V/Si structures after deposition and rapid heat treatment at various temperatures

БТО при 350 °С сопровождается диффузионным перераспределением атомов никеля и кремния до композиционного состава $\sim\text{Ni}_3\text{Si}$ на границе раздела пленка-подложка с плавным уменьшением доли Si до состава около $\text{Ni}_{70}\text{V}_{11}\text{Pt}_{14}\text{Si}_5$ в тонком (~ 9 нм) приповерхностном слое. Это стало ожидаемым фактом, поскольку первыми формируемыми силицидами в паре Ni–Si чаще всего являются силициды, обогащенные металлом (Ni_2Si , $\text{Ni}_{31}\text{Si}_{12}$, Ni_3Si , Ni_3Si_2) [1]. При температуре БТО выше 400 °С происходит дальнейшее диффузионное перераспределение реагирующих компонентов до композиционного состава $\sim\text{Ni}_{50}\text{Si}_{50}$, что обычно соответствует формированию моносилцида никеля (NiSi). Однако на границе раздела кремний/силицид сохраняется тонкий (около 9–10 нм) слой силицида, обогащенного металлом ($\sim\text{Ni}_{61}\text{Si}_{37}\text{Pt}_2$), даже после БТО при температуре 500 °С, о чем свидетельствует пик выхода РОР в области каналов 310–315 (рис. 1). Этот результат достаточно сильно противоречит литературным данным [1, 2, 12], в которых многократно показано, что, во-первых, силициды, обогащенные металлом, полностью трансформируются в моносилцид при температуре выше 400 °С, а во-вторых, процесс формирования NiSi начинается с границы раздела силицид/кремний и продолжается к поверхности, что обусловлено диффузионным переносом атомов никеля – преобладающего диффузанта в паре Ni–Si [12, 13]. Поэтому сохранение слоя $\text{Ni}_{61}\text{Si}_{37}\text{Pt}_2$ на границе раздела при одновременном формировании слоя NiSi в приповерхностной области является достаточно неожиданным фактом.

Результаты структурно-фазовых исследований методами РФА, ПЭМ и просвечивающей электронной дифракции (ПЭД) (рис. 2–4) хорошо коррелируют с данными РОР. ПЭМ-исследования структуры исходных пленок сплава Ni–Pt–V (не приведены) показывают, что после нанесения пленки имеют текстурированную поликристаллическую структуру со средним размером зерен около 5–10 нм, что хорошо коррелирует с данными многочисленных исследований магнетронно-осажденных слоев Ni в сходных условиях. В частности, методом РФА установлено (рис. 2), что фазовый состав исходной пленки сплава Ni–Pt–V представляет собой однофазную систему на основе гранцентрированной кубической решетки Ni (Fm–3m) с измененным параметром решетки (0,3568 нм против 0,3524 нм у чистого Ni) вследствие внедрения атомов Pt и V. Согласно правилу Вегарда, состав пленки Ni–Pt–V был оценен как $\text{Ni}_{3,68}\text{Pt}_{0,32}$. Из данных РФА также видно, что исходные пленки Ni–Pt–V обладают преимущественной ориентацией (111). Быстрый

термический отжиг при температурах 200–300 °С не приводит к изменению фазового состава пленки, но при этом параметр решетки пленки Ni–Pt–V последовательно уменьшается от 0,3564 до 0,3549 и 0,3545 нм при температурах БТО 200, 250 и 300 °С соответственно, что, очевидно, связано с притоком атомов кремния и их встраиванием в решетку сплава Ni–Pt–V.

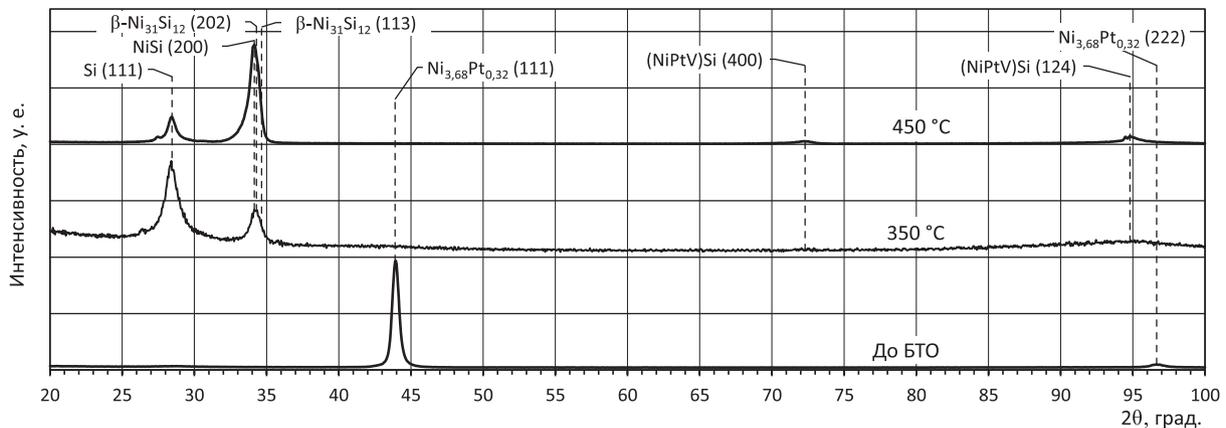


Рис. 2. Рентгенограммы, полученные от образцов структур Ni–Pt–V/Si до и после быстрой термической обработки и при температурах 350 и 450 °С
Fig. 2. X-ray diffraction patterns obtained from samples of Ni–Pt–V/Si structures before and after rapid heat treatment and at temperatures of 350 and 450 °С

Ситуация кардинально изменяется после БТО при температуре выше 350 °С, которая приводит к началу формирования силицидной фазы. На рентгенограмме исчезает пик при $2\theta \sim 42^\circ\text{--}46^\circ$ (рис. 2), обусловленный дифракцией на исходном сплаве Ni–Pt–V, но появляется несимметричный пик в области $2\theta \sim 33^\circ\text{--}36^\circ$, который, по-видимому, является суперпозицией пиков при $2\theta = 34,275^\circ$ и $2\theta = 34,654^\circ$, связанных с дифракцией соответственно от плоскостей (202) и (113) фазы $\beta\text{-Ni}_{31}\text{Si}_{12}$ гексагональной (P321) модификации. Стоит однако отметить, что аналогичный пик может быть также обусловлен суперпозицией дифракционных пиков от фазы орторомбического (Pnma) NiSi: $2\theta = 34,25^\circ$ от плоскостей (200), $2\theta = 36,056^\circ$ от плоскостей (102) и $2\theta = 36,116^\circ$ от плоскостей (111). Однако, по данным РОР, композиционный состав пленок (от $\text{Ni}_{70}\text{Si}_5$ до $\text{Ni}_{68}\text{Si}_{29}$), полученных при такой низкой температуре БТО, достаточно далек от требуемого 50%-ного для фазы NiSi, если только не предположить формирование небольшого количества островков фазы моносилцида никеля на границе раздела силицид-кремний. Повышение температуры БТО до 400 °С и выше приводит к росту объема силицидной фазы, что ведет к резкому увеличению пика в интервале углов дифракции $2\theta \sim 33^\circ\text{--}36^\circ$. Из сравнения данных РОР и РФА можно достаточно уверенно заключить, что такое увеличение пика связано с формированием орторомбической фазы NiSi и увеличением ее объема. Положение дифракционного пика на оси углов при этом изменяется лишь незначительно в силу близости значений межплоскостных расстояний указанных фаз. При этом возможным процессом является превращение части гексагонального $\beta\text{-Ni}_{31}\text{Si}_{12}$ в орторомбическую фазу NiSi. Однако тот факт, что композиционный состав тонкого слоя силицида непосредственно на границе с подложкой кремния остается металло-обогащенным, позволяет утверждать, что фаза $\beta\text{-Ni}_{31}\text{Si}_{12}$ в смеси с фазой NiSi остается на границе раздела вплоть до температуры БТО 500 °С.

Результаты ПЭМ- и ПЭД-исследований структурно-фазового состояния слоев Ni–Pt–V/(111)-Si после БТО при температуре 350 °С в светлом и темном полях (рис. 3, *b*, *d*) демонстрируют упорядоченное распределение узких линий (темных на светлом поле и светлых на темном; часть из них указаны стрелками), которые простираются на расстояние до сотни нанометров. Положение этих линий, их зависимость от дифракционных условий формирования изображения, изменение их положения при наклоне образца в колонне микроскопа указывают, что линии (экстинкционные контуры) обусловлены изменением толщины и (или) изгибом тонких пластинок (ламелей), расположенных вдоль границы раздела с подложкой кремния. Структура сформированного силицида существенно отличается от структуры обычного поликристаллического слоя, что подтверждается как отсутствием характерного зернистого контраста на ПЭМ-мик-

рофотографиях на рис. 3 *b, d*, так и картиной электронной дифракции, которая содержит лишь очень слабые кольца от исходного слоя Ni–Pt–V на фоне сильных точечных рефлексов от силицида (рис. 3, *a*). При этом необходимо отметить, что ПЭД-картина содержит дифракционные рефлексы (часть из них заключены в прерывистые круги), расположенные симметрично относительно рефлексов кремния, и идентифицируют гексагональную β -фазу $\text{Ni}_{31}\text{Si}_{12}$ [14]. Важной особенностью формы основных рефлексов от фазы $\text{Ni}_{31}\text{Si}_{12}$ является наличие тяжелой интенсивности, которые указывают на пластинчатую (чешуйчатую) структуру зерен силицидной фазы (доменов) с плавной разориентацией плоскостей вдоль поверхности пластин [15, 16]. В частности, дугообразный вид тяжелой с неоднородной интенсивностью указывает на то, что пластинчатые зерна силицида расположены вдоль поверхности и имеют центральную область, плоскости которой ориентированы почти параллельно плоскостям кремния.

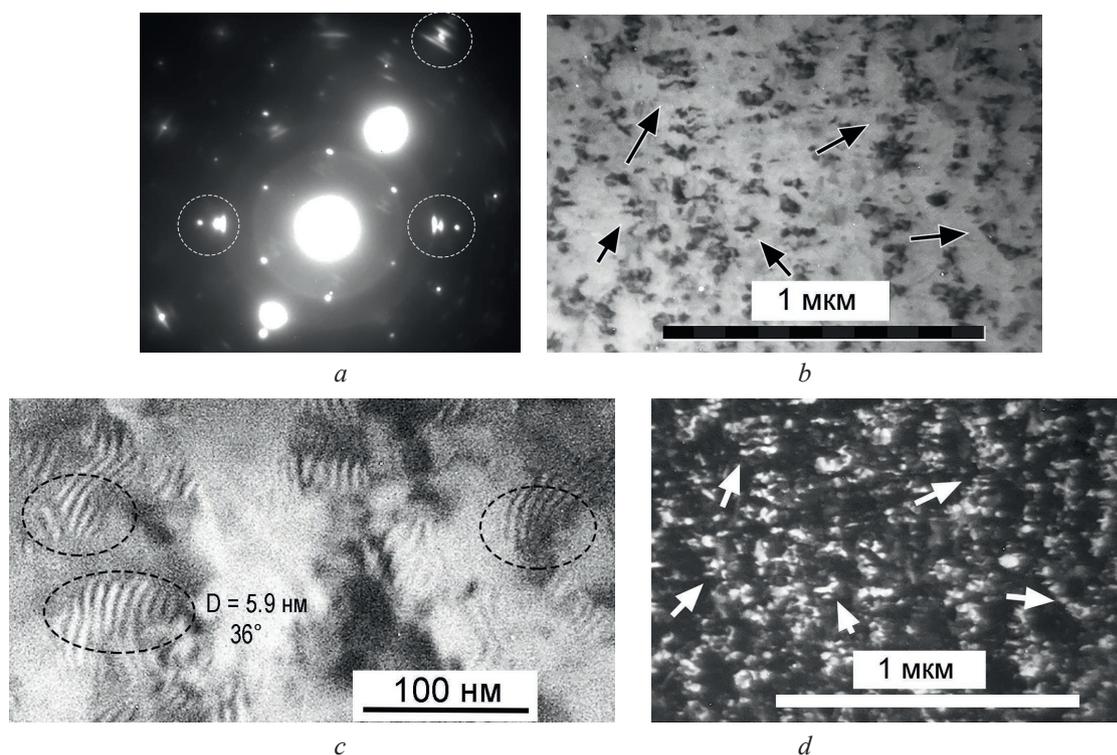


Рис. 3. Снимки структур, полученные от образцов Ni–Pt–V/Si после осаждения и быстрой термической обработки при 350 °С: *a* – микродифракция; *b, c* – светлопольные микрофотографии просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ); *d* – темнопольная ПЭМ-микрофотография

Fig. 3. Photographs of structures obtained from Ni–Pt–V/Si samples after deposition and rapid heat treatment at 350 °С: *a* – microdiffraction; *b, c* – bright-field transmission electron microscopy (TEM) micrographs; *d* – dark-field TEM micrograph

Светлопольное ПЭМ-изображение (рис. 3, *c*), полученное в двухлучевых Брэгговских условиях, демонстрирует муаровые полосы, возникающие в результате интерференции плоскостей $\text{Ni}_{31}\text{Si}_{12}$ с плоскостями кремния. Анализ картин муара позволяет сделать заключение, что в центральной области доменов плоскости силицида недеформированы или слабо деформированы. С удалением от центра плоскости постепенно изгибаются, и происходит их разориентация относительно плоскостей подложки. В соответствии с исследованиями, проведенными в [17, 18], такие особенности дифракции и ПЭМ-контраста на микрофотографиях свидетельствуют о формировании квазиэпитаксиальных доменов силицидной фазы.

Как следует из результатов РОР и РФА, при температуре БТО выше 400 °С происходит формирование слоя с композиционным и фазовым составами, близкими к NiSi. Более того, ПЭМ- и ПЭД-исследования (рис. 4) дают дополнительные доказательства эпитаксиального упорядочения слоя NiSi относительно подложки. Так, светлопольные ПЭМ-микрофотографии (рис. 4, *a*) характеризуются множественными пересекающимися экстинкционными контурами изгиба, ха-

рактически доменную структуру силицидной фазы в виде тонких пластинок (ламелей), кристаллографические плоскости в которых расположены вдоль плоскостей кремния, но плавно изменяют свою ориентацию вдоль поверхности доменов, проявляя при этом эффекты изгиба. С другой стороны, соответствующая картина электронной дифракции (рис. 4, *b*, вставка) содержит точечные рефлексы (202) и (211) NiSi, соосные с (220)-рефлексами кремния. Все эти признаки однозначно свидетельствуют о квазиэпитаксиальном ориентационном соотношении пленки силицида никеля с подложкой кремния.

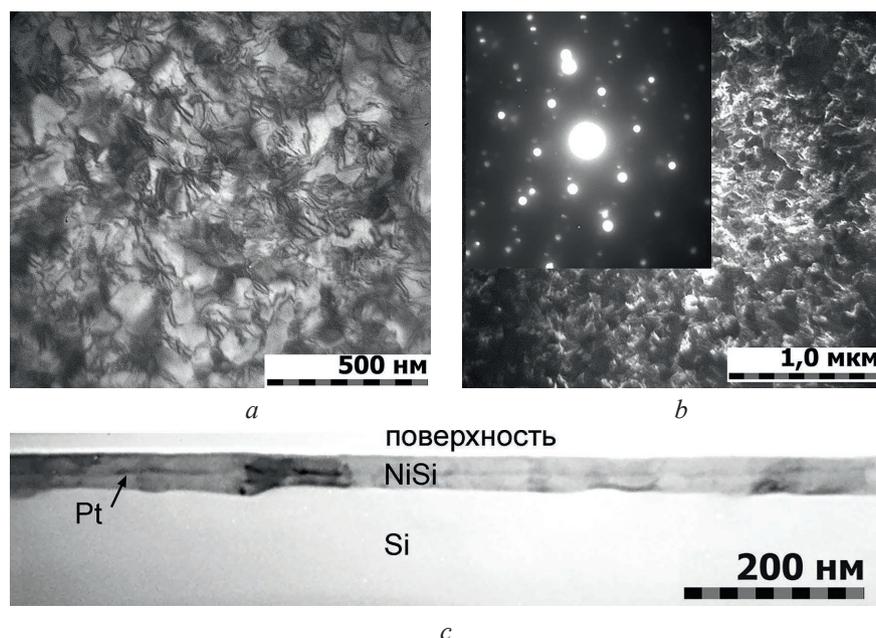


Рис. 4. Снимки структур, полученные от образцов Ni–Pt–V/Si после осаждения и быстрой термической обработки при 500 °С: *a* – светлопольная ПЭМ-микрофотография; *b* – темнопольная ПЭМ-микрофотография с микродифракцией (на вставке); *c* – ПЭМ-микрофотография поперечного сечения

Fig. 4. Photographs of structures obtained from Ni–Pt–V/Si samples after deposition and rapid heat treatment at 500 °C: *a* – bright-field TEM micrograph; *b* – dark-field TEM micrograph with microdiffraction (inset); *c* – TEM micrograph of cross section

По результатам ПЭМ-исследований и моделирования спектров РОР восстановлена схема расположения слоев, приведенная на рис. 5.

	10 нм Ni ₄₂ Si ₄₉ V ₈ Pt ₁ // NiSi (Pt and V doped)
	31 нм Ni ₄₅ Si ₄₉ Pt ₆ // NiSi (Pt doped)
	9 нм Ni ₆₁ Si ₃₇ Pt ₂ // β-Ni ₃₁ Si ₁₂ + NiSi (Pt doped)
	Si-substrate
<i>a</i>	<i>b</i>

Рис. 5. Расположение слоев в структуре Ni–Pt–V/Si после быстрой термической обработки при температуре: *a* – 350 °С; *b* – 500 °С

Fig. 5. Layer arrangement in the Ni–Pt–V/Si structure after rapid heat treatment at temperature: *a* – 350 °C; *b* – 500 °C

Таким образом, упорядоченный рост силицидной фазы состава Ni_xSi_y происходит на эпитаксиальных доменах β-Ni₃₁Si₁₂, сохраняющихся на границе раздела силицид-подложка вплоть до температуры БТО 500 °С.

Заключение

1. Установлены особенности структурно-фазовых превращений в слоях сплава Ni–Pt–V на поверхности кремния при быстрой термической обработке некогерентным световым потоком

постоянной мощности от кварцевых галогенных ламп, направленным на обратную сторону подложки, длительностью 7 с.

2. Быстрый термический отжиг при температурах 200–300 °С не приводит к изменению фазового состава пленки, но при этом параметр решетки пленки сплава Ni–Pt–V последовательно уменьшается от 0,3564 до 0,3545 нм, что обусловлено притоком атомов кремния и их встраиванием в решетку сплава.

3. При температуре быстрой термической обработки 350 °С наблюдается перераспределение атомов никеля и кремния с формированием слоев состава Ni_xSi_y , характеризующихся различной степенью упорядоченности (эпитаксиальности). Установлено, что быстрая термообработка при 350 °С сопровождается перераспределением атомов никеля и кремния до состава $\sim Ni_3Si$ на границе раздела пленка-подложка с уменьшением доли Si к поверхности с формированием доменов гексагональной (P321) фазы силицида $\beta-Ni_{31}Si_{12}$ эпитаксиальных подложек.

4. Температура быстрой термообработки от 400 до 500 °С приводит к дальнейшему диффузионному перераспределению реагирующих компонентов до композиционного состава $\sim Ni_{50}Si_{50}$ и формированию орторомбической (Pnma) фазы силицида NiSi, имеющего трансротационную степень эпитаксиальности. При этом упорядоченный рост силицида NiSi происходит на эпитаксиальных доменах $\beta-Ni_{31}Si_{12}$, сохраняющихся на границе раздела силицид-подложка вплоть до температуры быстрой термической обработки 500 °С.

5. Полученные результаты могут быть использованы в микроэлектронике при формировании контактно-барьерных структур в КМОП-технологии с проектными нормами менее 90 нм и диодов Шоттки с расширенным температурным диапазоном.

Список литературы / References

1. Borisenko V. E., Hesketh P. J. (1997) *Rapid Thermal Processing of Semiconductors*. Berlin, Springer.
2. Chen L. J. (2004) *Silicide Technology for Integrated Circuits*. London, Institution of Engineering and Technology.
3. Wolansky D., Blaschke J. P., Drews J., Grabolla T., Heinemann B., Lenke T., et al. (2020) Nickel and Nickel-Platinum Silicide for BCDMOS Devices. *ECS Trans.* 98 (5), 351–361. <http://doi.org/10.1149/09805.0351ecst>.
4. Wang R. N., Feng J. Y., Huang Y. (2003) Mechanism About Improvement of NiSi Thermal Stability for Ni/Pt/Si (111) Bi-Layered System. *Applied Surface Science*. 207 (1–4), 139–143. [http://doi.org/10.1016/S0169-4332\(02\)01327-2](http://doi.org/10.1016/S0169-4332(02)01327-2).
5. Adusumilli P., Seidman D., Murray C. (2012) Silicide-Phase Evolution and Platinum Redistribution During Silicidation of $Ni_{0.95}Pt_{0.05}/Si(100)$ Specimens. *Applied Physics Letters*. 112 (6). <http://doi.org/10.1063/1.4751023>.
6. Li M. Y., Chen J. M., Liu C. C., Lin J. F. (2011) CESL-Stressor-Induced Morphological Instability of Pt-Dissolved Ni Germanosilicide Formed on Silicon Germanium Epilayer. *IEEE Electron Device Letters*. 32 (12), 1725–1727. <http://doi.org/10.1109/LED.2011.2166991>.
7. Mangelinck D., Dai J. Y., Pan J. S., Lahiri S. K. (1999) Enhancement of Thermal Stability of NiSi Films on (100)Si and (111)Si by Pt Addition. *Applied Physics Letters*. 75 (12), 1736–1738. <http://doi.org/10.1063/1.124803>.
8. Cioldin F. H., Diniz J. A., Vaz A. R., Calligaris G. A., Cardoso L. P., Doi I. (2017) Study of the Phase Transitions of Nickel Platinum Silicide Obtained by Sputtering and Rapid Thermal Processing. *32nd Symposium on Microelectronics Technology and Devices (SBMicro)*. <http://doi.org/10.1109/SBMicro.2017.8113007>.
9. Ahmet P., Shiozawa T., Nagahiro K., Nagata T., Kakushima K., Tsutsu K., et al. (2008) Thermal Stability of Ni Silicide Films on Heavily Doped n^+ and p^+ Si Substrates. *Microelectronic Engineering*. 85 (7), 1642–1646. <http://doi.org/10.1016/j.mee.2008.04.001>.
10. Lee P. S., Pey K. L., Mangelinck D., Ding J., Chi D. Z., Chan L. (2001) New Silicidation Technology with Ni(Pt) Alloy for MOSFETs. *IEEE Electron Device Letters*. 22 (12), 568–570. <http://doi.org/10.1109/55.974579>.
11. Detavernier C., Özcan A. S., Jordan-Sweet J., Stach E. A., Tersoff J., Ross F. M., et al. (2003) An Off-Normal Fibre-Like Texture in Thin Films on Single-Crystal Substrates. *Nature*. 426, 641–645. <http://doi.org/10.1038/nature02198>.
12. Murarka S. P. (1986) *Silicides for VLSI Applications*. Moscow, Mir Publ. 176 (in Russian).
13. Tu K. N., Chu W. K., Mayer J. W. (1975) Structure and Growth Kinetics of Ni_2Si on Silicon. *Thin Solid Films*. 25 (2), 403–413. [http://doi.org/10.1016/0040-6090\(75\)90058-9](http://doi.org/10.1016/0040-6090(75)90058-9).
14. Frank K., Schubert K. (1971) Kristallstruktur von $Ni_{31}Si_{12}$. *Acta Crystallographica Section B*. 27 (5), 916–920. <https://doi.org/10.1107/S0567740871003261>.

15. Hirsch P. B., Howie A., Nicholson R. B., Pashley D. W., Whelan M. J. (1968) *Electron Microscopy of Thin Crystals*. Moscow, Mir Publ. 574 (in Russian).
16. Tomas G., Goridge M. J. (1983) *Transmission Electron Microscopy of Materials*. Moscow, Nauka Publ. (in Russian).
17. Alberti A., Bongiorno C., Alippi P., Magna A. L., Spinella C., Rimini E. (2006) Structural Characterization of Ni₂Si Pseudoepitaxial Transrotational Structures on [001] Si. *Acta Crystallografica Section B*. 62 (5), 729–736. <https://doi.org/10.1107/S0108768106029727>.
18. Alberti A., Magna A. L. (2013) Role of the Early Stages of Ni-Si Interaction on the Structural Properties of the Reaction Products. *Journal of Applied Physics*. 114 (12). <https://doi.org/10.1063/1.4818630>.

Вклад авторов

Соловьёв Я. А. осуществил постановку задачи для проведения исследований, изготовил образцы, построил графики.

Гайдук П. И. осуществил анализ и интерпретацию результатов исследований, подготовил рукопись статьи.

Authors' contribution

Solovjov Ja. A. carried out the formulation of the problem for conducting research, made samples, constructed graphs.

Gaiduk P. I. carried out the analysis and interpretation of the research results, prepared the manuscript of the article.

Сведения об авторах

Соловьёв Я. А., канд. техн. наук, доц., зав. отрасл. лаб. новых технологий и материалов, ОАО «ИНТЕГРАЛ» – управляющая компания холдинга «ИНТЕГРАЛ»

Гайдук П. И., д-р физ.-мат. наук, проф., проф. каф. физической электроники и нанотехнологий, Белорусский государственный университет

Information about the authors

Solovjov Ja. A., Cand. of Sci., Associate Professor, Head of the Branch Laboratory of New Technologies and Materials, JSC “INTEGRAL” – “INTEGRAL” Holding Managing Company

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

Адрес для корреспонденции

220108, Республика Беларусь,
г. Минск, ул. Корженевского, 16
ОАО «ИНТЕГРАЛ» – управляющая
компания холдинга «ИНТЕГРАЛ»
Тел.: +375 17 398-14-03
E-mail: jsolovjov@integral.by
Соловьёв Ярослав Александрович

Address for correspondence

220108, Republic of Belarus,
Minsk, Korzhenevskogo St., 16
JSC “INTEGRAL” – “INTEGRAL”
Holding Managing Company
Tel.: +375 17 398-14-03
E-mail: jsolovjov@integral.by
Solovjov Jaroslav Aleksandrovich