

ISSN 1561-8323 (Print)
ISSN 2524-2431 (Online)

УДК 621.382
<https://doi.org/10.29235/1561-8323-2021-65-1-111-118>

Поступило в редакцию 28.10.2020
Received 28.10.2020

Член-корреспондент В. А. Пилипенко¹, Я. А. Соловьёв¹, П. И. Гайдук²

¹Управляющая компания холдинга «ИНТЕГРАЛ», Минск, Республика Беларусь

²Белорусский государственный университет, Минск, Республика Беларусь

ФОРМИРОВАНИЕ СИЛИЦИДА НИКЕЛЯ БЫСТРОЙ ТЕРМООБРАБОТКОЙ В РЕЖИМЕ ТЕПЛООВОГО БАЛАНСА

Аннотация. Методами резерфордского обратного рассеяния, рентгеновского фазового анализа, просвечивающей электронной микроскопии и электрофизическими измерениями исследовано формирование слоев силицида никеля на пластинах (111)-Si при быстрой термической обработке в режиме теплового баланса. Слои никеля толщиной ~70 нм наносили магнетронным распылением при комнатной температуре. Быструю термообработку проводили в режиме теплового баланса путем облучения обратной стороны подложек некогерентным световым потоком кварцевых галогенных ламп в среде азота в течение 7 с до температуры от 200 до 550 °С. Установлено, что перераспределение атомов никеля и кремния до состава моносилцида NiSi начинается уже при температуре 300 °С и к температуре 400 °С практически завершается. В этом же диапазоне температур происходит формирование орторомбической фазы NiSi со средним размером зерен около 0,05–0,1 мкм. При температуре быстрой термообработки 300 °С происходит формирование двух силицидных фаз (Ni₂Si и NiSi), при этом на поверхности сохраняется тонкий слой непрореагировавшего Ni. Данный факт может объясняться высокой скоростью разогрева на начальной стадии отжига, при которой температурные условия формирования фазы NiSi наступают раньше, чем весь слой Ni успевает превратиться в фазу Ni₂Si. Слои с одновременным присутствием трех фаз характеризуются высокой шероховатостью границы раздела силицид–кремний. Зависимость удельного сопротивления слоев силицидов никеля демонстрирует рост до значений 26–30 мкОм·см в области температур быстрой термообработки 200–250 °С и последующее снижение до значений 15 мкОм·см при температуре быстрой термообработки 400 °С. Данная величина удельного сопротивления характерна для фазы NiSi с высокой проводимостью и хорошо коррелирует с результатами структурных исследований.

Ключевые слова: быстрая термическая обработка, силицид никеля, структурно-фазовые превращения

Для цитирования. Пилипенко, В. А. Формирование силицида никеля быстрой термообработкой в режиме теплового баланса / В. А. Пилипенко, Я. А. Соловьёв, П. И. Гайдук // Докл. Нац. акад. наук Беларуси. – 2021. – Т. 65, № 1. – С. 111–118. <https://doi.org/10.29235/1561-8323-2021-65-1-111-118>

Corresponding Member Vladimir A. Pilipenko¹, Jaroslav A. Solovjov¹, Peter I. Gaiduk²

¹“INTEGRAL” Holding Managing Company, Minsk, Republic of Belarus

²Belarusian State University, Minsk, Republic of Belarus

NICKEL SILICIDE FORMATION WITH RAPID THERMAL TREATMENT IN THE HEAT BALANCE MODE

Abstract. The formation of nickel silicide layers on (111)-Si substrates during rapid thermal annealing in the heat balance mode was studied by the Rutherford backscattering method, X-ray diffraction, transmission electron microscopy, and electrophysical measurements. Nickel films of about 70 nm thickness were deposited by magnetron sputtering at room temperature. The rapid thermal treatment was carried out in a heat balance mode by irradiating the substrates backside with a non-coherent light flux of quartz halogen lamps in the nitrogen medium for 7 seconds up to the temperature range of 200 to 550 °C. The redistribution of nickel and silicon atoms to monosilicide NiSi composition starts already at a temperature of 300 °C and almost ends at a temperature of 400 °C. In the same temperature range, the orthorhombic NiSi phase with an average grain size of about 0.05–0.1 μm is formed. At a rapid thermal treatment temperature of 300 °C, two phases of silicides (Ni₂Si and NiSi) are formed, while a thin layer of unreacted Ni is retained on the surface. This fact can be explained by the high heating rate at the initial annealing stage, at which the temperature conditions of the NiSi phase formation occur earlier than the entire Ni layer manages to turn into the Ni₂Si phase. The layers with a simultaneous presence of three phases are characterized by a high roughness of the silicide-silicon interface. The dependence of the specific resistivity of nickel silicide layers shows an increase to the values of 26–30 μOhm·cm in the range of rapid thermal treatment temperatures of 200–250 °C and a subsequent decrease to the values of about 15 μOhm·cm at a rapid thermal treatment

temperature of 400 °C. This value of specific resistivity is characteristic of the high conductivity of the NiSi phase and correlates well with the results of structure studies.

Keywords: rapid thermal treatment, nickel silicide, structural and phase transformation

For citation. Pilipenko V. A., Solovjov J. A., Gaiduk P. I. Nickel silicide formation with rapid thermal treatment in the heat balance mode. *Doklady Natsional'noi akademii nauk Belarusi = Doklady of the National Academy of Sciences of Belarus*, 2021, vol. 65, no. 1, pp. 111–118 (in Russian). <https://doi.org/10.29235/1561-8323-2021-65-1-111-118>

Введение. В последние годы существенно вырос интерес к исследованию силицида никеля как перспективного материала для субмикронной металлизации, что связано с удачным сочетанием механических и электрических характеристик NiSi [1–3]. Силицидные слои используются в качестве барьеров Шоттки или контактов к областям истока – стока. При этом слои силицида должны быть тонкими, а контактные сопротивления – небольшими как с напряженными, так и с недеформированными областями кремния *n*- и *p*-типов проводимости [4]. Так, для технологии 18 нм толщина силицидного слоя не должна превышать 12 нм, а его контактное сопротивление к высоколегированным областям истока и стока должно составлять менее $10^{-7} \dots 10^{-8}$ Ом · см² [5]. Вместе с тем низкая термостойкость NiSi и поликристаллическое строение приводят к шероховатой границе раздела с кремнием. Для решения проблемы шероховатости используют добавки других металлов, например, Pt, что позволяет улучшать термическую стабильность пленок NiSi и сглаживать границу раздела силицид–кремний [6; 7], а также осуществлять формирование контактов в подходящих температурно-временных условиях. Другой подход к улучшению контактного сопротивления и уменьшению шероховатости в условиях небольшой толщины контактного слоя состоит в использовании быстрых термических процессов при формировании NiSi. Поэтому важным как с научной, так и с практической точки зрения является установление закономерностей структурно-фазовых превращений при диффузионном синтезе силицида никеля быстрой термообработкой в режиме теплового баланса.

Материалы и методы исследования. Для исследований использованы пластины монокристаллического кремния ориентации (111) диаметром 100 мм с удельным сопротивлением 0,5 Ом · см. После стандартной процедуры очистки поверхности в растворе HF и перекисно-аммиачном растворе пленки Ni толщиной ~70 нм наносили на подложки при комнатной температуре на установке типа SNT «Sigma» с безмасляной откачкой. Диффузионный синтез силицидов проводили быстрой термической обработкой (БТО) в режиме теплового баланса на установке Jipelec JetFirst 100. БТО проводили в среде азота облучением обратной стороны подложек некогерентным световым потоком кварцевых галогенных ламп накаливания в течение ~7 с до достижения температуры от 200 до 550 °C. Контроль температуры рабочей стороны подложки осуществлялся термопарой с точностью ±0,5 °C.

Структуру и фазовый состав исследовали просвечивающей электронной микроскопией (ПЭМ) с использованием электронного микроскопа Hitachi H-800 при ускоряющем напряжении 200 кВ методами получения и анализа дифракционного контраста и микродифракции.

Химические профили атомов и толщину слоев в структурах Ni/Si измеряли методом резерфордовского обратного рассеяния (РОР) ионов He⁺ с энергией 1,2 МэВ с использованием ядерно-физического комплекса на основе электростатического ускорителя ионов AN-2500 фирмы High Voltage. При преобразовании шкалы энергий в шкалу глубин использовали пакет расчетных программ HEAD6.

Исследования фазового состава структур Ni/Si проводили рентгенофазовым анализом (РФА) с помощью дифрактометра ULTIMA IV (фирма Rigaku) с использованием геометрии параллельного пучка в медном (CuK_α) излучении с длиной волны 0,154179 нм. Съёмка образцов велась как в геометрии Брэгга–Брентано, так и при малых углах падения рентгеновского пучка. Определение фазового состава проводилось с помощью программного обеспечения PDXL-2 (фирма Rigaku).

Результаты и их обсуждение. Сравнение спектров РОР от структур Ni/Si после осаждения слоя Ni и последующей БТО при температурах от 200 до 550 °C (рис. 1) позволяет заключить, что при увеличении температуры БТО от 200 до 550 °C происходит последовательное формирование силицидов Ni₂Si и NiSi, что хорошо коррелирует с многочисленными литературными данными

[1–4; 6]. Вместе с тем имеют место особенности структуры как в осажденных пленках Ni, так и в силицидах, формируемых на начальных стадиях процесса при низких температурах (200–300 °C).

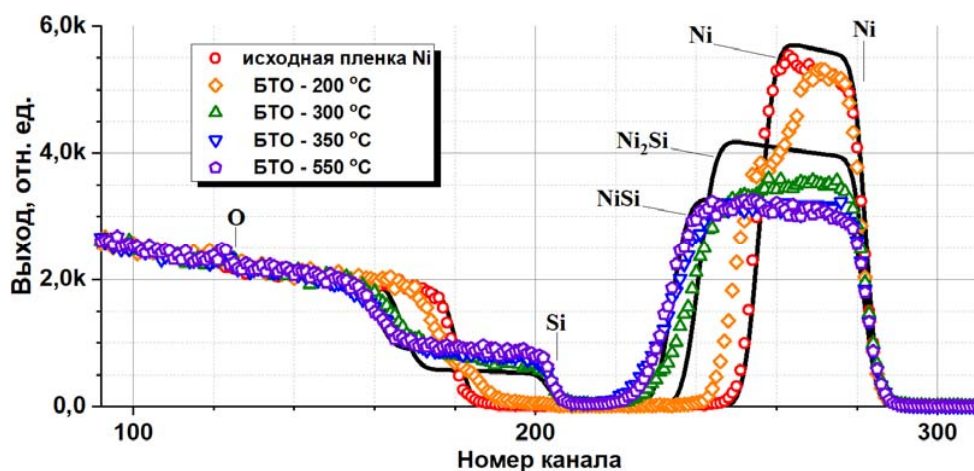


Рис. 1. Спектры РОР, полученные от образцов Ni/Si после осаждения и БТО при различных температурах (сплошные кривые – результаты моделирования спектров РОР для Ni, Ni₂Si и NiSi)

Fig. 1. RBS spectra for Ni/Si samples after deposition and RTT at different temperatures (continuous curves – result of RBS spectra simulation for Ni, Ni₂Si and NiSi phases)

В частности, экспериментальный спектр РОР от пленки никеля после его нанесения (рис. 1, таблица) имеет пиковый выход обратно-рассеянных ионов в области каналов 260–280, характерный для более низкого содержания металла в пленке, что может быть следствием наличия в пленках или легких примесей, которые не регистрируются на спектрах РОР, или вакансий и их агломератов (наноразмерных пор). Концентрация кислорода (пик в области каналов 115–125) составляет в исходной пленке Ni несколько атомных процентов, что не может полностью объяснить уменьшение выхода РОР. Данные РФА показывают, что исходная пленка металла представляет собой фазу Ni с кубической решеткой и параметром решетки равным 0,3517 нм (таблица). БТО при температурах 200–300 °C приводит к увеличению параметра решетки в пленке никеля до 0,3525 нм, что можно объяснить удалением вакансий или легких примесей (например, атомов H, O и Ar) из слоя Ni при отжиге.

Фазовый состав структур Ni/Si после осаждения и БТО, установленный РФА и РОР

Phase composition of Ni/Si structures after deposition and RTT from XRD and RBS studies

Температура БТО, °C RTT temperature, °C	Фазовый состав по данным РФА (параметр решетки, нм) Phase composition from XRD studies (lattice parameter, nm)	Фазовый состав по данным РОР Phase composition from RBS studies
Исходный образец	Ni (0,3517)	Пленка Ni (~70 нм) на Si
200	Ni (0,3520)	Фаза Ni ₂ Si на границе раздела Ni/Si
300	Ni–9 % (0,3525) + NiSi–91 %	Градиент Ni в слое (Ni ₂ Si/NiSi)
350	NiSi	Однородный слой фазы NiSi
400		
450		
500		
550		

Результаты исследований структуры методом ПЭМ (рис. 2) хорошо коррелируют с данными РОР и РФА. Светлопольные микрофотографии показывают, что пленки никеля после нанесения имеют нанокристаллическую структуру со средним размером зерен около 7 нм. В дополнение к этому, ПЭМ-изображения в условиях расфокусировки (рис. 2, а) обнаруживают около $1,5 \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$

дефектов округлой формы диаметром 10–25 нм. ПЭМ-исследования этих дефектов в двухлучевых условиях формирования изображения с большим отклонением от точных Брэгговских условий ($s \gg 0$) показали, что дефекты обладают низким контрастом в условиях точной фокусировки. При недофокусировке дефекты имеют более высокую яркость относительно фона и окружены кольцами Френеля, в то время как в условиях перефокусировки дефекты имеют более темный, чем фон, контраст. В соответствии с критериями формирования ПЭМ-контраста [8; 9], эти структурные образования можно отнести к вакансионным кластерам и пустотам. Эксперименты с наклоном образца в колонне микроскопа позволяют сделать вывод, что в своем большинстве вакансионные пустоты имеют форму плоских тонких цилиндров или нанолинз, расположенных преимущественно параллельно поверхности.

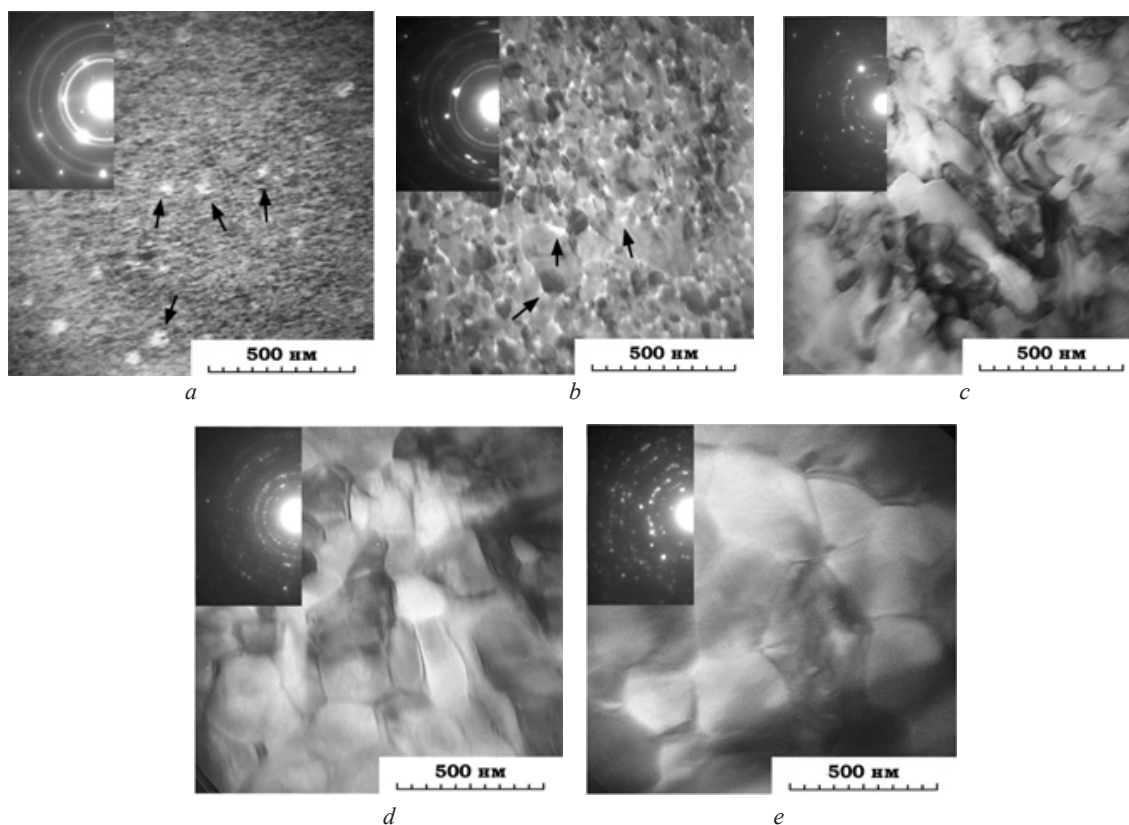


Рис. 2. Светлопольные ПЭМ микрофотографии структуры и соответствующие им картины микродифракции, полученные от образцов Ni/Si: *a* – после осаждения; *b* – после БТО при 200 °С; *c* – после БТО при 300 °С; *d* – после БТО при 350 °С; *e* – после БТО при 550 °С

Fig. 2. Bright-field TEM images and their corresponding electron diffraction patterns for Ni/Si samples: *a* – as deposited; *b* – after RTT at 200 °C; *c* – after RTT at 300 °C; *d* – after RTT at 350 °C; *e* – after RTT at 550 °C

БТО при температуре 200 °С приводит к морфологической перестройке вакансионных дефектов. Как видно из сравнения рис. 2, *a* и 2, *b*, происходит перераспределение вакансионных кластеров на границы зерен (отмечены стрелками на рис. 2, *b*). Одновременно происходит увеличение среднего размера зерен до 70–100 нм. Картины микродифракции от поверхностных слоев показывают, что фазовый состав пленки Ni – кубическая гранецентрированная решетка – после БТО при 200 °С не изменяется, а постоянная решетки приближается к табличному значению 0,3524 нм. Аналогичный вывод следует и из данных РФА (таблица). Тот факт, что ни электронная микродифракция, ни РФА однозначно не обнаруживают фазу Ni₂Si может быть связан с меньшей чувствительностью дифракционных методов по сравнению с методом РОР. Появление ступеньки на спектре РОР в области каналов 260–265 однозначно указывает на формирование фазы Ni₂Si, однако в силу незначительного объема эта фаза может быть в аморфном или нано-

кристаллическом состоянии, что существенно затрудняет ее обнаруживаемость методами электронной и рентгеновской дифракции [8; 9]. Картины электронной дифракции и данные РФА не выявили наличия оксидов никеля в сколь-нибудь заметном количестве, что указывает на их незначительный объем и (или) мелкодисперсное фазовое состояние.

Увеличение температуры БТО до 300 °С приводит к существенной трансформации спектра РОР в области каналов 230–280 (выход от Ni). В приповерхностной области соотношение количества атомов Ni и Si соответствует фазе Ni₂Si, тогда как в области границы раздела с подложкой – NiSi. Из этих данных следовало бы ожидать двухслойной силицидной фазы NiSi/Ni₂Si, однако результаты измерения спектров рентгеновской дифракции показывают наличие также и около 9 % никеля (таблица). Аналогичный вывод следует из анализа картин электронной дифракции (рис. 2, *с*), которые содержат рефлексы трех фаз – Ni, Ni₂Si и NiSi. Такой результат является нетипичным для отжига тонкопленочной структуры Ni/Si. Как показывают литературные данные [1; 2; 10; 11], при равновесном термическом отжиге силицидные фазы образуются последовательно – сначала, в диапазоне температур 300–400 °С, образуется фаза Ni₂Si и только после полного расходования слоя никеля отжиг при более высоких температурах (400–700 °С) приводит к фазовому превращению Ni₂Si → NiSi [2; 10; 11].

Отсутствие многофазных тонкопленочных реакций при отжиге в равновесных термических условиях объясняется в рамках кинетической модели конкурирующего фазового роста [2]. После формирования первой фазы δ-Ni₂Si зарождение второй фазы не начинается до тех пор, пока толщина слоя первой фазы не достигнет «критической». Эта критическая толщина определяется равенством доминирующих диффузионных потоков атомов в направлении к и от границы раздела между двумя конкурирующими фазами. Если формирование второй фазы NiSi лимитируется межфазной реакцией, а ее скорость роста ниже, чем у первой фазы, то вторая фаза не появляется до окончания реакции первой. Если же скорость роста второй фазы выше, чем первой, то происходит многофазный рост. Поскольку рост первой фазы контролируется диффузией (толщина пропорциональна $t^{1/2}$), то начало формирования второй фазы будет зависеть от температурно-временных параметров отжига. Сравнивая результаты (рис. 1, 2; таблица) можно предположить, что при температуре БТО 300 °С имеет место именно данный случай. Одновременное присутствие фаз Ni, Ni₂Si и NiSi можно объяснить высокой скоростью разогрева на начальной стадии отжига, когда температурные условия формирования фазы NiSi наступают раньше, чем весь слой Ni успевает превратиться в фазу Ni₂Si. Следует отметить, что одновременное формирование нескольких силицидных фаз при БТО на ранних стадиях нагрева (Θ-Ni₂Si, δ-Ni₂Si, Ni₃₁Si₁₂, NiSi) наблюдали и ранее [11–13], однако факт формирования силицидов Ni₂Si и NiSi при одновременном сохранении поверхностной пленки непрореагировавшего Ni из литературы нам неизвестен. Мы не исключаем также, что известную роль в более медленной реакции Ni → Ni₂Si может играть сегрегация примесей, захваченных в пленку Ni на этапе магнетронного осаждения.

Высокая скорость формирования фазы NiSi по сравнению с Ni₂Si объясняет также большую шероховатость границы раздела с кремнием (рис. 3, *а*). Скорость роста отдельных зерен NiSi, зарождающихся на границе раздела Ni₂Si/Si, зависит от ориентационных соотношений пленка–подложка и поэтому может существенно различаться для соседних зерен, что приводит к высокой шероховатости. Наряду с морфологией границы раздела силицид–кремний имеются различия и в зеренной структуре различных слоев силицида (рис. 3, *а*). Отметим, в частности, мелкозернистую структуру слоя металла (Ni) на поверхности (слой 1) в отличие от существенно более крупнокристаллической фазы в слое силицида на глубине.

Увеличение температуры БТО до 350 °С и выше приводит к формированию однородного по составу слоя орторомбической фазы NiSi, о чем свидетельствуют данные РОР (рис. 1) и дифракционных (таблица; рис. 2, *д*, *е*) исследований. Не обнаружено присутствия рефлексов от фаз Ni или Ni₂Si. На спектре РОР имеется достаточно пологий участок в области каналов 225–240, что свидетельствует о плавном градиенте концентрации Ni на границе раздела. Однако сравнение с данными X-ПЭМ позволяет интерпретировать это в рамках морфологической шероховатости границы раздела NiSi/Si.

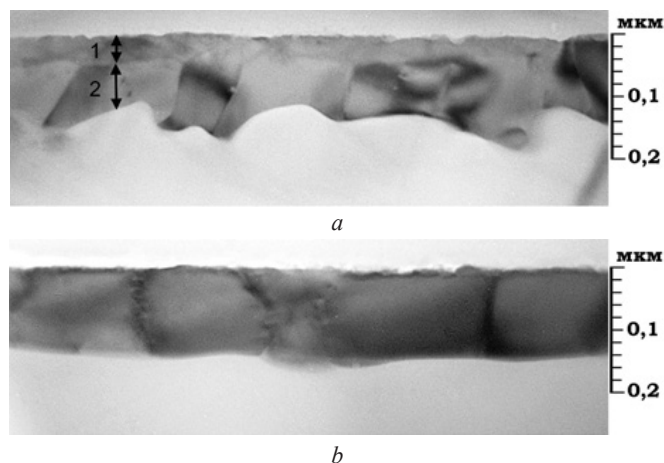


Рис. 3. Светлопольные X-ПЭМ микрофотографии от образцов Ni/Si после БТО: *a* – при 300 °С; *b* – при 400 °С

Fif. 3. Bright-field X-TEM images for в NiSi for Ni/Si samples after RTT: *a* – at 300 °С; *b* – при 400 °С

Увеличение температуры БТО до 400 °С и далее до 550 °С приводит к более гладкой границе раздела (рис. 3) и, как следствие, к более резкому концентрационному градиенту Ni в области каналов 225–240 на спектре РОР. Сравнение светлопольных ПЭМ-микрофотографий структуры на рис. 2, *c–e* показывает увеличение размера зерен и улучшение структурного состояния межзеренных границ (уменьшение количества дефектов) с увеличением температуры БТО. Таким образом, увеличение температуры БТО до 400–550 °С позволяет получать фазово-однородные слои силицида NiSi с гладкой границей раздела силицид–кремний, что должно сопровождаться улучшением электрофизических характеристик силицида и барьерного контакта NiSi/Si.

Результаты структурных исследований хорошо коррелируют с данными измерений удельного сопротивления слоев силицида никеля [14]. Зависимость удельного сопротивления слоев силицидов никеля демонстрирует рост до значений 26–30 мкОм · см в области температур быстрой термообработки 200–250 °С, что обусловлено формированием обогащенной металлом высокоомной фазы Ni₂Si. Снижение удельного сопротивления силицидных фаз до величины ~15 мкОм · см при увеличении температуры БТО до 300–400 °С обусловлено переходом высокоомной фазы Ni₂Si к более низкоомной NiSi, а также соответствующим увеличением размеров зерен и морфологией межзеренных границ (рис. 2).

Закключение. Таким образом, в результате проведенных исследований установлено, что быстрый термический отжиг в режиме теплового баланса является эффективным для низкотемпературного формирования слоев силицида никеля на поверхности (111)-Si. Методом РОР установлено, что перераспределение металла и кремния до уровня композиционного состава NiSi начинается уже при температуре 300 °С и к температуре 400 °С практически завершается. Исследования структуры и фазового состава пленок показали, что в этом же диапазоне температур происходит формирование орторомбической фазы моносилицида никеля NiSi со средним размером зерен около 0,05–0,1 мкм. Установлено, что при БТО в режиме теплового баланса при температуре 300 °С происходит формирование двух силицидных фаз (Ni₂Si и NiSi), при этом на поверхности сохраняется тонкий слой непрореагировавшего Ni. Этот факт можно объяснить высокой скоростью разогрева на начальной стадии отжига, когда температурные условия формирования фазы NiSi наступают раньше, чем весь слой Ni успевает превратиться в фазу Ni₂Si. Слои с одновременным присутствием трех фаз характеризуются высокой шероховатостью границы раздела силицид–кремний. Однако при температуре БТО более 400 °С происходит сглаживание границы раздела, что благотворно сказывается на электрофизических свойствах барьерной структуры силицид–кремний. Результаты структурно-фазовых исследований хорошо коррелируют с результатами измерений удельного сопротивления силицидных фаз.

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

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

Список использованных источников

1. Мьюрарка, Ш. П. Силициды для СБИС / Ш. П. Мьюрарка. – М., 1986. – 176 с.
2. Chen, L. J. *Silicide Technology for Integrated Circuits* / L. J. Chen. – London, 2004. – 279 p. <https://doi.org/10.1049/pbep005e>
3. Electrical properties and solid-phase reactions in Ni/Si(100) contacts / Y. Tsuchiya [et al.] // *Japanese Journal of Applied Physics*. – 2002. – Vol. 41, N 4B. – P. 2450–2454. <https://doi.org/10.1143/jjap.41.2450>
4. Impact of Ni-silicide grain orientation on the strain and stress fields induced in patterned silicon / C. Torregiani [et al.] // *Applied Physics Letters*. – 2007. – Vol. 90, N 5. – Art. 054101. <https://doi.org/10.1063/1.2437064>
5. Ultrathin Ni silicides with low contact resistance on strained and ultrastrained silicon / L. Knoll [et al.] // *IEEE Electron device letters*. – 2010. – Vol. 31, N 4. – P. 350–352. <https://doi.org/10.1109/led.2010.2041028>
6. Contact resistance reduction of Pt-incorporated NiSi for continuous CMOS scaling: Atomic level analysis of Pt/B/As distribution within silicide films / T. Sonehara [et al.] // *IEEE International Electron Device Meeting*. – San Francisco, 2008. – P. 921–924. <https://doi.org/10.1109/iedm.2008.4796851>
7. Enhancement of thermal stability of NiSi films on (100)Si and (111)Si by Pt addition / D. Mangelinck [et al.] // *Applied Physics Letters*. – 1999. – Vol. 75, N 12. – P. 1736–1738. <https://doi.org/10.1063/1.124803>
8. Электронная микроскопия тонких кристаллов / П. Б. Хирш [и др.]. – М., 1968. – 574 с.
9. Томас, Г. Просвечивающая электронная микроскопия материалов / Г. Томас, М. Дж. Гориндж. – М., 1983. – 320 с.
10. Majni, G. Growth kinetics of NiSi on (100) and (111) silicon / G. Majni, F. D. Valle, C. Nobili // *Journal of Physics D: Applied Physics*. – 1984. – Vol. 17, N 5. – P. L77–L81. <https://doi.org/10.1088/0022-3727/17/5/002>
11. Calorimetric analysis of thin-film reactions: Experiments and modeling in the nickel/silicon system / P. Knauth [et al.] // *Journal of Applied Physics*. – 1994. – Vol. 76, N 9. – P. 5195–5201. <https://doi.org/10.1063/1.357238>
12. Natan, M. Anomalous first-phase formation in rapidly thermal annealed, thin-layered Si/Ni/Si films / M. Natan // *Applied Physics Letters*. – 1986. – Vol. 49, N 5. – P. 257–259. <https://doi.org/10.1063/1.97188>
13. Borisenko, V. E. Rapid thermal processing of semiconductor / V. E. Borisenko, P. J. Hesketh. – New York, 1997. – 358 p. <https://doi.org/10.1007/978-1-4899-1804-8>
14. Соловьёв, Я. А. Влияние температуры быстрой термической обработки на электрофизические свойства пленок никеля на кремнии / Я. А. Соловьёв, В. А. Пилипенко // *Докл. БГУИР*. – 2020. – Т. 18, № 1. – С. 81–88. <http://dx.doi.org/10.35596/1729-7648-2020-18-1-81-88>

References

1. Murarka Sh. P. *Silicides for ULSI application*. Moscow, 1986. 176 p. (in Russian).
2. Chen L. J. *Silicide Technology for Integrated Circuits*. London, 2004. 279 p. <https://doi.org/10.1049/pbep005e>
3. Tsuchiya Y., Tobioka A., Nakatsuka O., Ikeda H., Sakai A., Zaima Sh., Yasuda Y. Electrical properties and solid-phase reactions in Ni/Si(100) contacts. *Japanese Journal of Applied Physics*, 2002, vol. 41, no. 4B, pp. 2450–2454. <https://doi.org/10.1143/jjap.41.2450>
4. Torregiani C., Maex K., Benedetti A., Bender H., Van Houtte P., Pawlak B. J., Kittl J. A. Impact of Ni-silicide grain orientation on the strain and stress fields induced in patterned silicon. *Applied Physics Letters*, 2007, vol. 90, no. 5, art. 054101. <https://doi.org/10.1063/1.2437064>
5. Knoll L., Zhao Q. T., Habicht S., Urban C., Ghyselen B., Mantl S. Ultrathin Ni silicides with low contact resistance on strained and ultrastrained silicon. *IEEE Electron device letters*, 2010, vol. 31, no. 4, pp. 350–352. <https://doi.org/10.1109/led.2010.2041028>
6. Sonehara T., Hokazono A., Akutsu H., Sasaki T., Uchida H., Tomita M., Tsujii H., Kawanaka S., Inaba S., Toyoshima Y. Contact resistance reduction of Pt-incorporated NiSi for continuous CMOS scaling: Atomic level analysis of Pt/B/As distribution within silicide films. *IEEE International Electron Device Meeting*. San Francisco, 2008, pp. 921–924. <https://doi.org/10.1109/iedm.2008.4796851>
7. Mangelinck D., Dai J. Y., Pan J. S., Lahiri S. K. Enhancement of thermal stability of NiSi films on (100)Si and (111)Si by Pt addition. *Applied Physics Letters*, 1999, vol. 75, no. 12, pp. 1736–1738. <https://doi.org/10.1063/1.124803>
8. Hirsch P. B., Howie A., Nicholson R. B., Pashley D. W., Whelan M. J. *Electron microscopy of thin crystals*. Moscow, 1968. 574 p. (in Russian).
9. Tomas G., Goringe M. J. *Transmission electron microscopy of materials*. Moscow, 1983. 320 p. (in Russian).
10. Majni G., Valle F. D., Nobili C. Growth kinetics of NiSi on (100) and (111) silicon. *Journal of Physics D: Applied Physics*, 1984, vol. 17, no. 5, pp. L77–L81. <https://doi.org/10.1088/0022-3727/17/5/002>
11. Knauth P., Charai A., Bergman C., Gas P. Calorimetric analysis of thin-film reactions: Experiments and modeling in the nickel/silicon system. *Journal of Applied Physics*, 1994, vol. 76, no. 9, pp. 5195–5201. <https://doi.org/10.1063/1.357238>
12. Natan M. Anomalous first-phase formation in rapidly thermal annealed, thin-layered Si/Ni/Si films. *Applied Physics Letters*, 1986, vol. 49, no. 5, pp. 257–259. <https://doi.org/10.1063/1.97188>

13. Borisenko V. E., Hesketh P. J. *Rapid thermal processing of semiconductor*. New York, 1997. 358 p. <https://doi.org/10.1007/978-1-4899-1804-8>

14. Solovjov Ja. A., Pilipenko V. A. Effect of rapid thermal treatment temperature on electrophysical properties of nickel films on silicon. *Doklady BGUIR*, 2020, vol. 18, no. 1, pp. 81–88 (in Russian). <http://dx.doi.org/10.35596/1729-7648-2020-18-1-81-88>

Информация об авторах

Пилипенко Владимир Александрович – член-корреспондент, д-р техн. наук, заместитель директора. Государственный центр «Белмикрoанализ». Управляющая компания холдинга «ИНТЕГРАЛ» (ул. Казинца, 121А, 220108, Минск, Республика Беларусь). E-mail: office@bms.by.

Соловьёв Ярослав Александрович – канд. техн. наук, заместитель директора. Филиал «Транзистор». Управляющая компания холдинга «ИНТЕГРАЛ» (ул. Корженевского, 16, 220108, Минск, Республика Беларусь). E-mail: jsolovjov@integral.by.

Гайдук Пётр Иванович – д-р физ.-мат. наук, профессор. Белорусский государственный университет (ул. Курчатова, 5, 220108, Минск, Республика Беларусь). E-mail: gaiduk@bsu.by.

Information about the authors

Pilipenko Vladimir A. – Corresponding Member, D. Sc. (Engineering), Deputy Director. State Center “Belmicro-analysis”. “INTEGRAL” holding managing company (121A, Kazinets Str., 220108, Minsk, Republic of Belarus). E-mail: office@bms.by.

Solovjov Jaroslav A. – Ph. D. (Engineering), Deputy Director. “Transistor” Branch. “INTEGRAL” holding managing company (16, Korzhenevsky Str., 220108, Minsk, Republic of Belarus). E-mail: jsolovjov@integral.by.

Gaiduk Peter I. – D. Sc. (Physics and Mathematics), Professor. Belarusian State University (5, Kurchatov Str., 220108, Minsk, Republic of Belarus). E-mail: gaiduk@bsu.by.