

06;11;12

Формирование и методика исследования ультратонких слоев силицида кобальта в структурах Ti/Co/Ti, TiN/Ti/Co и TiN/Co на кремнии

© В.И. Рудаков, Ю.И. Денисенко, В.В. Наумов, С.Г. Симакин

Ярославский филиал физико-технологического института РАН,
150007 Ярославль, Россия
e-mail: valeryrudakov@rambler.ru

(Поступило в Редакцию 4 мая 2011 г.)

Исследованы процессы формирования ультратонких слоев CoSi_2 в структурах Ti(8 nm)/Co(10 nm)/Ti(5 nm), TiN(18 nm)/Ti(2 nm)/Co(8 nm) и TiN(18 nm)/Co(8 nm), полученных магнетронным распылением на поверхности Si(100). Структуры подвергались двухстадийному быстрому термическому отжигу. В промежутке между стадиями отжига с поверхности химически удалялся „жертвенный“ слой, а на две последние структуры дополнительно наносился аморфный кремний α -Si толщиной 17 nm. На различных этапах технологического маршрута проводилось комплексное исследование структур с помощью времяпролетной „катионной“ вторичной ионной масс-спектрометрии, оже-электронной спектроскопии и сканирующей электронной микроскопии, совмещенной с рентгеновским дисперсионным микроанализом. Показано, что представленный комплекс аналитических измерений позволяет эффективно решать проблемы, связанные с физическим контролем процесса образования ультратонких слоев силицидов.

Введение

Повышенный интерес исследователей к процессам взаимодействия ультратонких пленок металла с кремнием в значительной степени обусловлен их широким применением в приборных структурах для омических и барьерных контактов, в том числе формируемых в рамках самосовмещенного процесса SALICIDE (Self-Aligned-siLICIDE) [1]. Указанный процесс широко применяется в кремниевой МОП-технологии, так как не требует проводить литографию для топологического рисунка контактной системы транзистора с критически малыми размерами. Здесь контакты к стоку/истоку и к поликремниевому электроду затвора транзистора формируют за один технологический цикл, включающий нанесение сплошной пленки металла, отжиг и селективное травление не прореагировавшей части этой пленки. Как технологический подход SALICIDE достаточно универсален и может быть использован при создании новых приборных композиций типа SAN (Self-Aligned-Nanostructures), например, матрицы нановключений силицидов на изоляторе для МОП-схем памяти [2].

Преимущество эпитаксиального дисилицида кобальта CoSi_2 обусловлено оптимальным сочетанием следующих свойств высокой электропроводности и структурной термостабильности (до 1100°C), хорошего соответствия параметров решеток и возможности эпитаксиального роста на Si-подложках с ориентацией (100), широко используемых в МОП-технологии. Одной из ключевых проблем при получении CoSi_2 является контролирование соединений, образующихся в результате реакции металла с Si-подложкой. При повышении температуры в системе Co-Si возникают стабильные силицидные фазы — Co_2Si , CoSi , CoSi_2 , из которых только эпитаксиальный CoSi_2 обладает достаточно низким удельным

сопротивлением ($10\text{--}20 \mu\Omega \cdot \text{cm}$) и поэтому используется для формирования эффективного контакта [3]. Однако в окислительной среде кобальт легко образует стабильный оксид CoO, который ухудшает электропроводность контакта и препятствует эпитаксиальному росту CoSi_2 . Следует отметить также важное кинетическое условие для обеспечения такого роста на подложках Si(100) — это ограничение притока атомов Co в зону реакции при условии высокой интенсивности (температуры) протекания данной реакции [4]. Все указанные выше обстоятельства определяют весьма жесткие требования к режимам и подготовке атомарно-чистой поверхности Si-подложки: согласно [5], требуются сверхвысокий вакуум в камере $\sim 7 \cdot 10^{-9}$ Торр и нагрев подложки до 950°C , а также регулируемо низкие скорости осаждения пленок Co. В то же время подобные требования не могут быть приемлемы с технологической точки зрения, например, из-за возможного термического „размазывания“ сформированных на Si-подложке активных слоев или низкой производительности. Поэтому технологически компромиссным решением является следующее. Исходную структуру формируют в виде двух- или трехслойной металлизации на подложке Si(100), а образование силицида происходит путем так называемой эпитаксии посредством промежуточного слоя (IME, Interlayer-Mediated Epitaxy). Здесь в качестве промежуточного слоя между пленкой Co и Si-подложкой используют ультратонкие барьерные пленки металлов с температурой образования силицида более высокой, чем у Co, например, Ti, Ta, W [6]. Такая исходная структура может быть сформирована методами, сочетающими умеренные требования к вакууму и высокую производительность (например, ионно-плазменной технологии). Из указанных выше материалов для барьерных слоев именно титан способен наиболее эффективно связывать остаточный кислород

(и другие примеси) и растворяют оксиды кремния на границе с Si-подложкой в условиях TИМЕ-эпитаксии (Titanium-IME) [7,8]. В качестве верхней металлизации часто используют капсулирующие покрытия из нитрида, титана либо комбинацию из трех слоев [9]. Данные покрытия позволяют избежать агломерации образующихся силицидных фаз и попадание в них нежелательных примесей при отжиге. Для прецизионного контроля состава, морфологии, глубины залегания силицида, а также предотвращения „размывания“ примесных слоев отжиг исходных структур производят в установках быстрого термического отжига (БТО) (RTA, Rapid Thermal Annealing). С целью оптимизации технологии формирования силицида БТО осуществляется в нейтральной атмосфере и в две стадии. На первой стадии проводится низкотемпературный БТО-1 ($\sim 550^\circ\text{C}$), на второй стадии (при температурах свыше 700°C) — БТО-2 [1,9]. В промежутке между БТО-1 и БТО-2 структура подвергается селективному травлению в смесях типа АРМ (Ammonium Peroxide Mixture, $\text{NH}_4\text{OH}:\text{H}_2\text{O}_2:\text{H}_2\text{O}$) и SPM (Sulfure Peroxide Mixture, $\text{H}_2\text{SO}_4:\text{H}_2\text{O}_2$). В результате травления с поверхности избирательно удаляется „жертвенный“ слой (ЖС) (sacrificial layer), содержащий титан (его соединения), не прореагировавший кобальт и обогащенные кобальтом силицидные фазы, например Co_2Si . На поверхности нетронутым остается слой моносилицида CoSi , который при последующем БТО-2 трансформируется в высокопроводящую фазу CoSi_2 .

Следует отметить, что нанесенная пленка Co толщиной 1 nm для образования CoSi_2 требует относительно большого расхода поверхностного слоя Si-подложки ($\sim 3.6\text{ nm}$), что может неблагоприятно отразиться на электрофизических свойствах контактов к мелким $p-n$ -переходам. Для сравнения отметим: при формировании высокопроводящей фазы силицида никеля NiSi расход Si на 1 nm пленки Ni в два раза меньше. Расход материала Si-подложки может быть уменьшен, если использовать другие модификации SALICIDE процесса. При одной из них после БТО-1 и удаления ЖС на структуру дополнительно наносится слой Si, который компенсирует расход кремния при реакции образования CoSi_2 на стадии БТО-2.

Многообразие реакций и типов диффузионных процессов, протекающих в контактирующих материалах, является побудительным мотивом для получения точной информации о перераспределении компонентов и примесей по глубине структуры, о составе и морфологии слоев на разных стадиях процесса SALICIDE. Объектом исследования здесь являются нанометровые слои металлов, фазы переменного состава, оксидные и нитридные слои, а также остаточные примеси (углерод, азот, кислород). Результаты исследований необходимы для физического контроля процессов образования ультратонких силицидов и для установления ряда общих закономерностей, например, о взаимодействии в системе $\text{Co-Si}(100)$ в присутствии титана или в условиях TИМЕ-эпитаксии. В настоящей работе предложена методика проведения такого исследования для исходных структур

с многослойной металлизацией типа Ti/Co/Ti , TiN/Ti/Co или TiN/Co на Si-подложке (100).

Подготовка экспериментальных образцов

Предварительная очистка поверхности Si-подложки с ориентацией (100) проводилась в технологических смесях АРМ и SPM, а удаление остаточных оксидов — в водном растворе HF. Металлизация формировалась с помощью магнетронного распыления (МР) в высокочастотной (ВЧ) плазме на установке SCR-651 „Tetra“ (Alcatel) в одном вакуумном цикле. В качестве мишеней использовались диски соответствующих металлов диаметром 100 mm, остаточный вакуум был порядка $5 \cdot 10^{-7}$ Torr, а рабочее давление аргона в камере — $2 \cdot 10^{-3}$ Torr. Скорости нанесения титана и кобальта были равны соответственно 0.2 и 0.075 nm/s. Подложка перед нанесением подвергалась ионной очистке путем подачи на водоохлаждаемый подложкодержатель ВЧ-смещения с постоянной составляющей 10 V. Такая же ионная стимуляция применялась непосредственно перед нанесением каждого слоя. Во время нанесения капсулирующего покрытия TiN распыление Ti-мишени производилось в смеси Ar_2 и N_2 . В результате описанных процедур изготовлены структуры первого типа (I) — $\text{Ti}(8\text{ nm})/\text{Co}(10\text{ nm})/\text{Ti}(5\text{ nm})/\text{Si}(100)$ и второго типа (II) — $\text{TiN}(18\text{ nm})/\text{Ti}(2\text{ nm})/\text{Co}(8\text{ nm})/\text{Si}(100)$ и $\text{TiN}(18\text{ nm})/\text{Co}(8\text{ nm})/\text{Si}(100)$. Отжиги проводились на установке БТО SHS 100 (AST) в атмосфере N_2 . Режимы процесса БТО-1 (550°C , 45 s) для типов структур I и II были одинаковы. Избирательное травление ЖС производилось путем обработки подложек в смесях АРМ (75°C , 5 min) и SPM (85°C , 10 min). После травления структуры типа II вновь помещались в установку МР, где на них наносился слой кремния $\alpha\text{-Si}$ толщиной 17 nm. На заключительном этапе структуры подвергались БТО-2 при разных режимах: 830°C в течение 25 s (для структур типа I) и 725°C в течение 40 s (для структур типа II). После БТО-2 в структурах типа II не прореагировавшая часть поверхностного слоя кремния могла быть селективно удалена (до образовавшегося силицида) в водном растворе гидроксида тетраметиламмония.

Методика проведения аналитических измерений

Основным средством получения информации о перераспределении основных компонентов и примесей являлся послойный анализ с помощью метода вторично-ионной масс-спектрографии (ВИМС). ВИМС является наиболее чувствительным методом элементарного и химического составов приповерхностных слоев, однако интерпретация результатов ПА для сложных многослойных структур вызывает известные трудности. Чаще они вызваны изменением коэффициентов распыления

и выхода вторичных ионов (ВИ) по толщине структуры при изменении содержания основных компонентов. Данная работа в значительной мере была решена надлежащим выбором условий анализа с учетом предрасположенности поликристаллических пленок металлов и их силицидов к развитию рельефа поверхности в условиях ионной бомбардировки. Оптимальным выходом в этом случае является использование так называемой „катионной“ ВИМС (К-ВИМС, Cation SIMS) [10,11], когда поверхность образца бомбардируется первичными ионами цезия и регистрируются молекулярные ВИ вида MCs^+ . Эти ионы формируются по механизму рекомбинации положительных ионов Cs^+ и нейтральных атомов (молекул) матрицы или примеси M над поверхностью образца [12]. Степень ионизации ВИ Cs^+ , эмитируемых с поверхности, покрытой субмонослоем цезия, при ее бомбардировке пучком ионов цезия очень высока и мало зависит от состава матрицы. Состав потока распыляемых частиц соответствует объемному составу образца, когда процесс распыления выходит на стационарный уровень. В этом случае [13] выход Y_{MCs^+} кластерных ионов MCs^+ пропорционален произведению $Y_{Cs^+} (Y_{tot} C_M) P_{MCs^+}$, где Y_{Cs^+} — выход ВИ Cs^+ , Y_{tot} — общий выход распыленных атомов мишени; C_M — объемная концентрация элемента M ; $(Y_{tot} C_M)$ — выход распыленных атомов вида M ; P_{MCs^+} — вероятность формирования кластерного иона MCs^+ , которая, предположительно, является постоянной величиной. С одной стороны, величина Y_{MCs^+} не должна сильно зависеть от химического состояния поверхности. С другой стороны, нормировка на интенсивность ВИ Cs^+ позволяет нивелировать влияние матричных эффектов, проявляющееся через зависимость Y_{MCs^+} от Y_{Cs^+} . Таким образом, интенсивность ВИ MCs^+ после нормировки на интенсивность ВИ Cs^+ оказывается прямо пропорциональной концентрации C_M компоненты M .

Следует отметить, что для объектов, исследуемых в настоящей работе, распыление ионами цезия обеспечивало наименьшие вариации скорости распыления с глубиной по сравнению с первичными ионами O_2^+ , использование которых в сочетании с регистрацией одноатомных положительных ионов M^+ могло бы составить альтернативу выбранному подходу. Однако особенности инкорпорирования атомов кислорода различными материалами, составляющими исследуемые структуры, при бомбардировке ионами кислорода могут быть причиной существенных изменений коэффициента распыления.

Анализ исходных структур после БТО-1 и БТО-2 был выполнен на установке ВИМС с времяпролетным масс-анализатором TOF.SIMS⁵. В качестве зондирующих ионов использовались одноатомные однозарядные ионы Bi^+ с энергией 25 кВ и интенсивностью постоянного тока 17 нА. Исходная ширина зондирующего импульса равнялась 13.6 нс, электродинамическая временная фокусировка (bunching) сжимала зондирующий импульс до величины в 0.6 нс к моменту его достижения поверхности образца. При этом разрешение по массам в данном случае для пика ВИ Cs^+ составляло $M/\Delta M \approx 7000$

(ΔM — ширина пика на полувысоте). Настройки масс-анализатора обеспечивали нормальный режим его работы (normal mode). Для распыления поверхности использовался пучок первичных ионов Cs^+ с энергией 0.5 кВ и интенсивностью тока 70 нА (импульсное значение). Пучок фокусировался на поверхности образцов структур в пятно диаметром 75 μm и разворачивался в растр $300 \times 300 \mu m$. Зондирующий пучок ионов Bi^+ разворачивался в растр $100 \times 100 \mu m$ в центре области, перекрываемой распыляющим пучком. Дискретизация развертки зондирующего пучка составляла 128×128 pxls. Время анализа изменялось для различных образцов в диапазоне 6–15 min. Интенсивность токов ВИ, таких как CsO^+ , $CsSi^+$, $CsTi^+$, $CsCo^+$, $CsTiO^+$, $CsTiN^+$ и др., нормировалась относительно опорного сигнала ВИ Cs^+ при построении профилей послойного анализа. Шкала времен этих профилей могла быть преобразована в шкалу глубин с помощью измерений глубины кратера травления на профилометре Talystep с погрешностью не более 2%. Топография поверхности на сколе структуры и химический состав покрытий контролировались с помощью сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) на приборе SUPRA-40 (Zeiss) с приставкой INCA-X-Act (Oxford Instruments) для рентгеновского энергодисперсионного анализа (EDX, Energy-Dispersive X-ray). Состав поверхности образцов определялся методом оже-электронной спектроскопии (ОЭС) на установке PHI-660 (Physical Electronics) при энергии пучка первичных электронов 10 кВ. Ионная очистка поверхности и травление проводилось пучком ионов азота N_2^+ с энергией 1 кВ, падавших под углом 42° от нормали к поверхности образца.

Результаты исследований формирования силицидных слоев для исходных структур типа Ti/Co/Ti/Si(100)

Предложенная методика физического контроля процессов образования $CoSi_2$ позволила выявить особенности протекания твердофазных реакций на внутренних границах раздела для структур I типа — Ti(8 nm)/Co(10 nm)/Ti(5 nm)/Si(100) на различных стадиях технологического маршрута SALICIDE [14].

Перераспределение основных компонентов и примесей в данной структуре после магнетронного распыления, полученное с помощью времяпролетной К-ВИМС, представлено на рис. 1, а. Отметим, что изменение ионных токов $CsTiO^+$ и $CsTiN^+$ в многослойной структуре следует распределению $CsTi^+$, что, очевидно, демонстрирует хемосорбцию остаточной примеси O и N ионами Ti^+ при распылении Ti-мишени в камере установки. Замечено увеличение тока ионов $CsSiO^+$ на границе раздела с Si-подложкой, указывающее на присутствие в ней естественного оксида.

Результаты послойного анализа К-ВИМС на рис. 1, б отражают фазовое расслоение исходной структуры, образованной после БТО-1. Произошло формирование

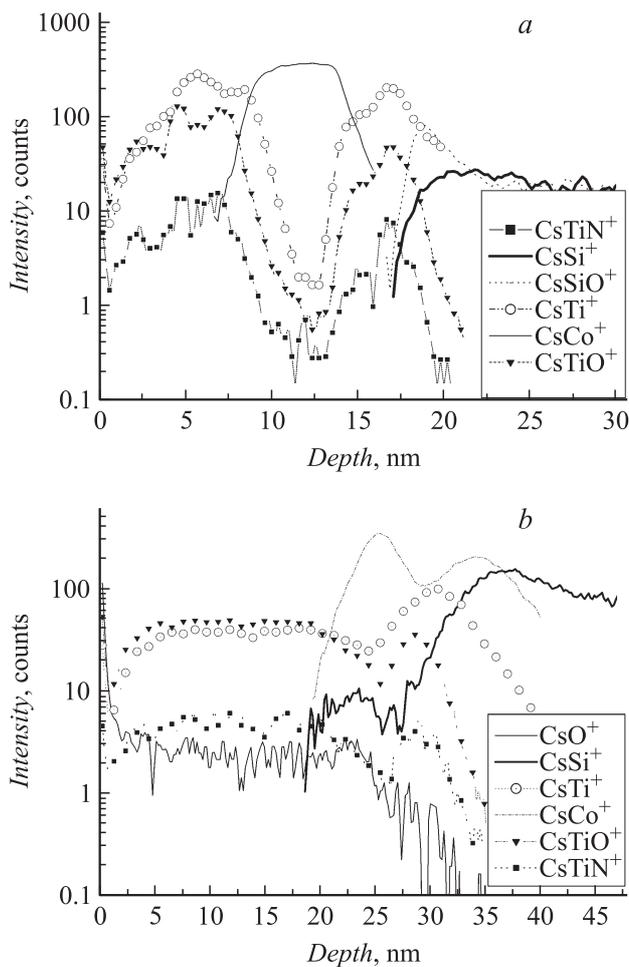


Рис. 1. Профили послойного анализа образца Ti(8 nm)/Co(10 nm)/Ti(5 nm)/Si(100), полученные методом времяпролетной К-ВИМС: *a* — после магнетронного распыления, *b* — после БТО-1 перед селективным удалением „жертвенного“ слоя.

поверхностного покрытия толщиной ~ 20 nm из оксинитрида титана TiO_xN_y с оттеснением в него остаточных примесей кислорода и азота с внутренних границ раздела структуры. Считается, что подобные покрытия химически пассивны, а кислород и азот в них находятся в связанном состоянии в виде оксидов или оксинитридов титана [15]. Предположение об оттеснении примеси и вхождении ее в состав покрытия подкрепляется фактом опережающего смещения максимумов интенсивности ионов $CsTiO^+$ и $CsTiN^+$ в сторону поверхности относительно максимума ионов $CsTi^+$. Кроме того, на рис. 2, *a* видно, что передние фронты интенсивностей ионов $CsCo^+$ и $CsSi^+$ совпадают на глубине ~ 20 nm. Можно предположить, что диффундирующие к поверхности из подложки атомы Si (передний фронт этих атомов на глубине 20 nm) вступают в связь с частью атомов Co, образуя переходный слой Ti-Co-Si. То, что данный слой имеет высокое содержание Co и малое содержание Ti, покажем ниже.

На рисунках 2, *a, b* показаны СЭМ-изображения краев сколотого образца после проведения БТО-1, свидетельствующие о механическом отслоении покрытия TiO_xN_y от переходного слоя Ti-Co-Si при скалывании. Спектры EDX-1 и EDX-2, изображенные на рис. 2, *c*,

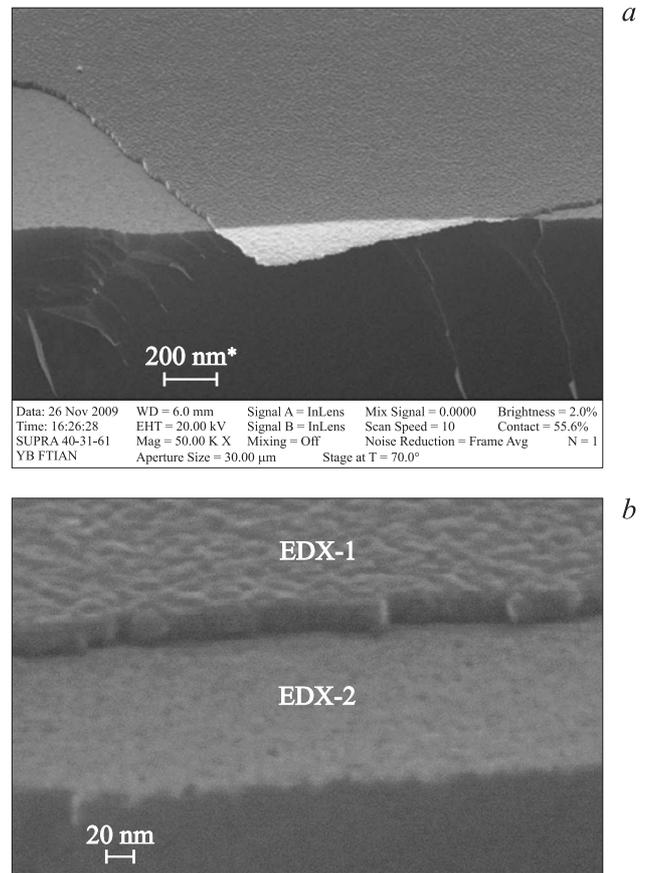


Рис. 2. *a, b* — различные виды СЭМ-изображений скола образца Ti(8 nm)/Co(10 nm)/Ti(5 nm)/Si(100) после БТО-1 перед селективным удалением „жертвенного“ слоя; *c* — вид спектров EDX-1 и EDX-2 на краю скола, изображенного на рис. 2, *b*.

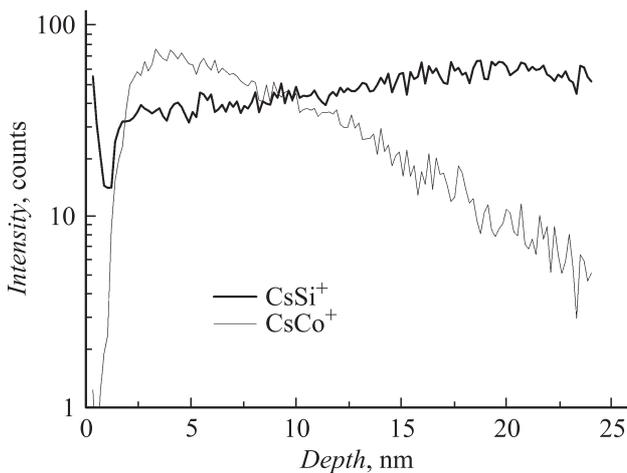


Рис. 3. Профили послойного анализа образца Ti(8 nm)/Co(10 nm)/Ti(5 nm)/Si(100) после БТО-2, полученные методом времяпролетной К-ВИМС.

соответствуют двум участкам на рис. 2, *b*. Спектр EDX-1 был снят непосредственно с поверхности покрытия TiO_xN_y (верхняя часть снимка), а спектр EDX-2 — с поверхности переходного слоя после его отслоения (нижняя часть снимка). Следует учитывать, что средняя глубина, из которой выходило характеристическое рентгеновское излучение, составляет в условиях эксперимента $\sim 1 \mu m$, поэтому в спектрах основной пик был от Si-подложки. Сравнение спектров в диапазоне малых энергий (рис. 2, *c*) показывает, что примеси — углерод (0.26 keV) и кислород (0.5 keV) — практически локализованы в покрытии состава TiO_xN_y . Энергия K_a -линии азота находится вблизи 0.392 keV, практически совпадает с одной из линий серии L_a титана (0.4 keV), поэтому идентификация азота здесь не представлялась возможной. Отметим, что интенсивности основной K_a -линии кобальта с энергией 6.93 keV (на рис. 2, *c* не показано) на спектрах EDX-1 и EDX-2 совпадали, что говорит об отсутствии кобальта в отслаиваемом покрытии. С другой стороны, линии Ti практически исчезли на спектре EDX-2. Это означает, что титан практически весь локализован в верхнем покрытии, а в переходном слое присутствует в малых, следовых, количествах. Метод ОЭС после химического удаления покрытия и переходного слоя (в составе ЖС) идентифицировал химический состав образовавшейся поверхности как близкий к моносилциду CoSi с содержанием Co — 51 at.%, Si — 49 at.%.

Результаты послойного анализа К-ВИМС слоя силицида, изображенного на рис. 3, иллюстрируют образование конечной фазы $CoSi_2$ после БТО-2. Данные ОЭС, взятые в области максимума интенсивности ионов $CsCo^+$, указывали на содержание Co — 33 at.%, Si — 67 at.%. Четырехзондовые электрические измерения выявили, что фаза $CoSi_2$ является высокопроводящей и имеет слоевое сопротивление — $20 \Omega/m$.

Результаты сравнительных исследований формирования силицидных слоев для исходных структур типа TiN/Ti/Co/Si(100) и TiN/Co/Si(100)

Представленная выше методика может быть использована для оптимизации технологии формирования других слоев силицидов. Здесь в качестве исходных использовались структуры типа II: TiN(18 nm)/Ti(2 nm)/Co(8 nm)/Si(100) и TiN(18 nm)/Co(8 nm)/Si(100). Ставилась задача: установить влияние ультратонкого слоя титана, используемого в качестве эффективного геттера, на формирование силицида. Здесь измерения образцов структур проводились на конечной стадии выбранного маршрута SALICIDE — после нанесения слоя α -Si и последующего отжига БТО-2.

Результаты послойного анализа, полученные методами времяпролетной К-ВИМС и ОЭС для структуры TiN(18 nm)/Ti(2 nm)/Co(8 nm)/Si(100) после БТО-2, представлены на рис. 4, *a, b* соответственно. Они отражают формирование на глубине 15 nm от поверхности

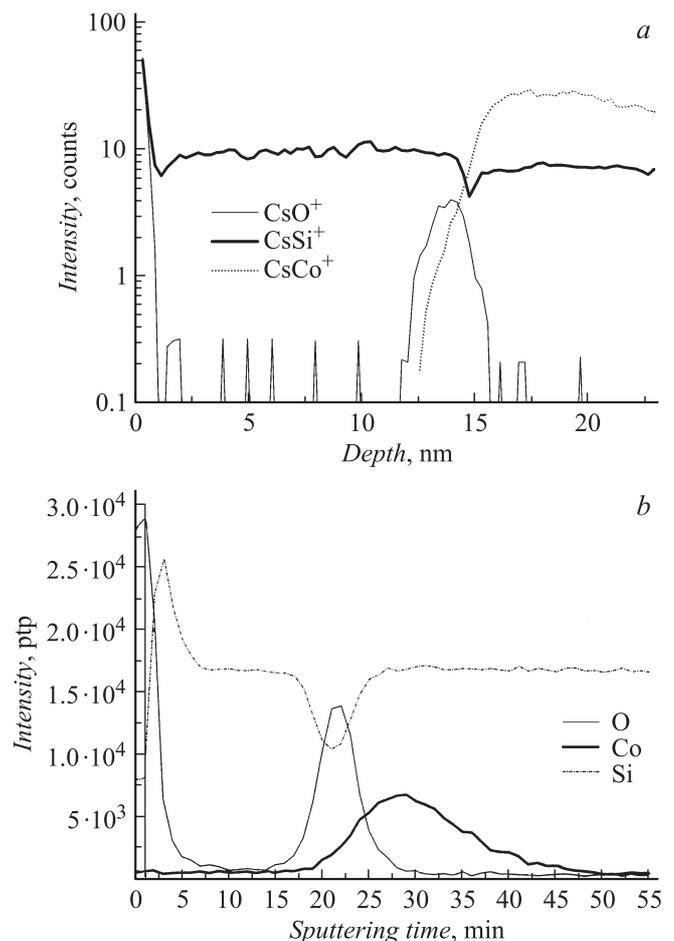


Рис. 4. Профили послойного анализа образца TiN(18 nm)/Ti(2 nm)/Co(8 nm)/Si(100) после нанесения слоя α -Si и БТО-2, полученные методами: *a* — времяпролетной К-ВИМС; *b* — ОЭС.

ранее нанесенного слоя α -Si межфазной границы, за пределы которой остаточный кислород был вытеснен из области формирования силицида (рис. 4, *a*). Следует отметить, что верхний слой не прореагировавшего кремния (вместе с оксидной фазой SiO_x) легко удалился в водном растворе гидроксида тетраметиламмония. Анализ ОЭС-поверхности образца после травления указывал на образование фазы, близкой к CoSi_2 (с содержанием Co — 33 at.% и Si — 67 at.%). Таким образом, удаленный слой кремния технологически вполне соответствовал термину „жертвенный“.

Результаты послыоного анализа, полученные методами времяпролетной К-ВИМС и ОЭС для структуры $\text{TiN}(18 \text{ nm})/\text{Co}(8 \text{ nm})/\text{Si}(100)$ после БТО-2, представлены на рис. 5, *a, b* соответственно. По сравнению со случаем структуры $\text{TiN}(18 \text{ nm})/\text{Ti}(2 \text{ nm})/\text{Co}(8 \text{ nm})/\text{Si}(100)$ характер твердофазных реакций и их интенсивность резко изменились. Практически по всей глубине ранее нанесенного слоя α -Si образовалась смешанная оксидно-силицидная фаза, имеющая к тому же неоднородный состав. На глубине $\sim 22 \text{ nm}$ отмечено локальное увеличение концентраций основных компонентов (Co, Si) и кислорода (рис. 5, *a*), что может быть связано с

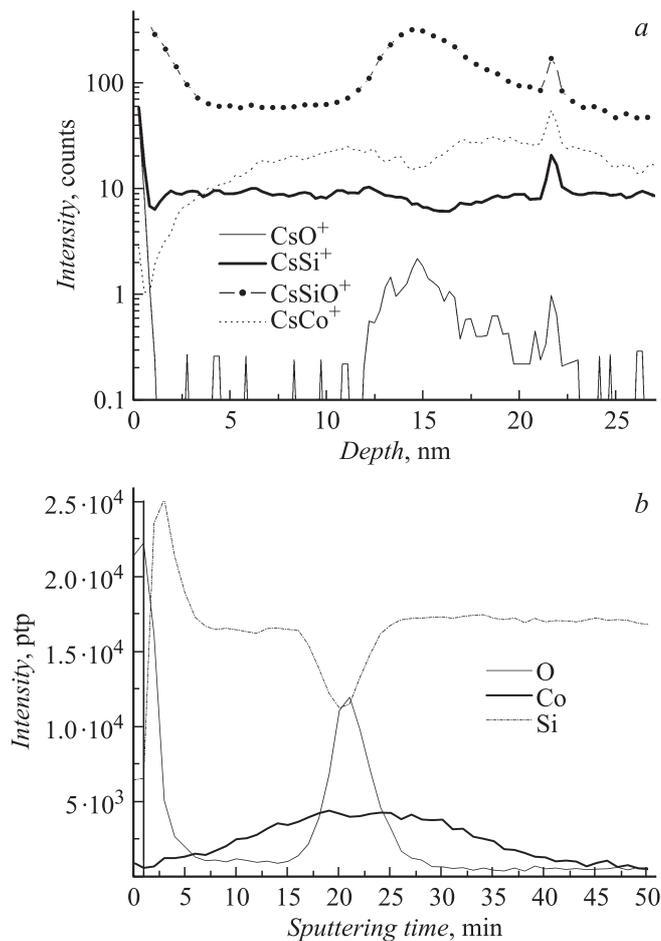


Рис. 5. Профили послыоного анализа образца $\text{TiN}(18 \text{ nm})/\text{Co}(8 \text{ nm})/\text{Si}(100)$ после нанесения слоя α -Si и БТО-2, полученные методами: *a* — времяпролетной К-ВИМС; *b* — ОЭС.

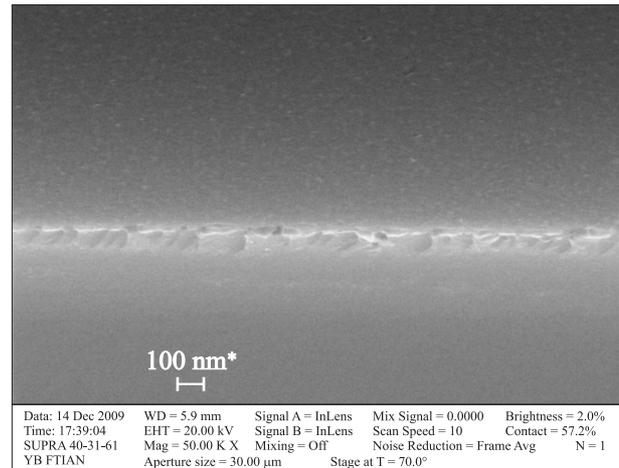


Рис. 6. СЭМ-изображение скола образца $\text{TiN}(18 \text{ nm})/\text{Co}(8 \text{ nm})/\text{Si}(100)$ после нанесения слоя α -Si и БТО-2.

возникновением плотноупакованных интерфейсных соединений Co–O–Si [16]. На образование оксидной фазы после БТО-2 в структурах без ультратонкого слоя Ti указывают также особенности СЭМ-изображения скола на рис. 6. Это появление засветки из-за наличия изолирующей прослойки и неровные края, что резко контрастирует с изображениями сколов для остальных структур после БТО-2.

Заключение

Проведенное комплексное исследование ультратонких структур типа Ti/Co/Ti, TiN/Ti/Co и TiN/Co, нанесенных с помощью метода МР на подложку Si(100) и подвергнутых двухстадийному БТО в атмосфере азота, показало следующее.

Для исходных структур типа Ti/Co/Ti/Si(100) в процессе БТО-1 на поверхности формировался ЖС, состоявший из верхнего покрытия состава TiO_xN_y и нижележащего переходного слоя состава Ti–Co–Si с высоким содержанием кобальта и малым содержанием титана. Образование покрытия TiO_xN_y сопровождалось захватом остаточных примесей (O, C и N), изначально содержащихся в исходном пленочном материале и на поверхности Si-подложки. После избирательного удаления ЖС состав поверхности исследуемой структуры соответствовал моносилциду кобальта CoSi, который на стадии БТО-2 трансформировался в высокопроводящую фазу CoSi_2 .

При проведении сравнительных исследований в структурах типа TiN/Co/Si(100) и TiN/Ti/Co/Si(100) был выбран другой вариант технологии SALICIDE, при котором перед стадией БТО-2 наносился дополнительный слой α -Si. Измерения показали, что для исходных структур $\text{TiN}(18 \text{ nm})/\text{Co}(8 \text{ nm})/\text{Si}(100)$ примененная технология не способствовала образованию фазы CoSi_2 . Вероятнее всего, она не отвечала требо-

ваниям к чистоте процесса осаждения пленок металлов или степени эффективности очистки поверхности Si-подложки. В то же время для исходных структур TiN(18 nm)/Ti(2 nm)/Co(8 nm)/Si(100) эта же технология, но с использованием геттерирующих свойств титана допускает возможность дальнейшей оптимизации режимов с целью формирования высокопроводящей фазы CoSi₂.

Таким образом, предложенный комплекс аналитических измерений позволяет успешно решать проблемы, связанные с физическим контролем процесса образования ультратонких слоев силицидов кобальта, и может быть использован при разработке технологии их формирования.

Список литературы

- [1] *Wacquant F., Regnier C., Basco M.-T., Julien C.* Advanced short-time thermal processing for Si-based CMOS devices / Ed. by F. Roozeboom et al. The Electrochem. Soc., 2003. P. 191–196.
- [2] *Bei Li, Jianlin Liu.* // J. Appl. Phys. 2009. Vol. 105. P. 084 905.
- [3] Силициды для СБИС / Под ред. Ш. Мьюрарка. М.: Мир, 1986. 176 с.
- [4] *Donaton R.A., Maex K., Vantomme A.* et al. // Appl. Phys. Lett. 1997. Vol. 70. N10. P. 1266–1268.
- [5] *Белоусов И.В., Кузнецов Г.В., Пчеляков О.П.* // ФТП. 2006. Т. 40. Вып. 3. С. 909–912.
- [6] *Detavernier C., Lavoie C., van Meirhaeghe R.L.* // Thin Sol. Films 2004. Vol. 468. N 1–2. P. 174.
- [7] *Рудаков В.И., Гусев В.Н.* // Микроэлектроника. 2008. Т. 37. № 4. С. 245–257.
- [8] US Patent 6410429. H 01L 21/44. Filed Mar. 1, 2001.
- [9] *Vulpio M., Fazio D., Bileci M.* et al. // Proc. of the 204th Electrochem. Soc. Meeting. 2003. Abs. 594.
- [10] *Gao Y.* // J. Appl. Phys. 1988. Vol. 64. P. 3760–3762.
- [11] *Magee C.W., Harrington W.L., Botnick E.M.* // Int. J. Mass Spectr. 1990. N 103. P. 45–46.
- [12] *Marie Y., Gao Y., Saldi F., Migeon H.N.* // Surf. Interface Anal. 1994. Vol. 23. N 1. P. 38–43.
- [13] *Greh T.* Improvements in TOF-SIMS Instrumentation for Analytical Application and Fundamental Research // Inaugural-Dissertation zur Erlangung des Doktorgrades der Naturwissenschaften im Fachbereich Physik der Mathematisch-Naturwissenschaftlichen Fakultät der Westfälischen-Wilhelms Universität. Münster, 2003. P. 100. (http://deposit.ddb.de/cgi-bin/dokserv?idn=967441099&dok_var=d1&dok_ext=pdf&filename=967441099.pdf).
- [14] *Рудаков В.И., Денисенко Ю.И., Наумов В.В., Симакин С.Г.* // Письма в ЖТФ. 2011. Т. 37. Вып. 3. С. 36–44.
- [15] *Болтовец Н.С., Иванов В.Н., Конакова Р.В.* и др. // ЖТФ. 2003. Т. 73. Вып. 4. С. 63–70.
- [16] *Гомоюнова М.В., Пронин И.И., Малыгин Д.Е.* и др. // ФТТ. 2005. Т. 47. Вып. 10. С. 1901–1906.