

Электрические характеристики и структурные свойства омических контактов к эпитаксиальным слоям 4H-SiC с дырочной проводимостью

© К.В. Василевский[¶], К. Zekentes*, С.В. Рендакова, И.П. Никитина, А.И. Бабанин, А.Н. Андреев

Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе Российской академии наук,
194021 Санкт-Петербург, Россия

* Microelectronics Research Group, Institute of Electronic Structure and Laser,
FO.R.T.H., Heraklion, Crete, Greece

(Получена 22 апреля 1999 г. Принята к печати 26 апреля 1999 г.)

Эпитаксиальные пленки, выращенные методом низкотемпературной жидкофазной эпитаксии, были использованы в качестве сильно легированных подконтактных слоев для формирования низкоомных контактов к 4H-SiC с дырочной проводимостью. Эти слои имели объемное удельное сопротивление $\sim 0.02 \text{ Ом} \cdot \text{см}$ при концентрации атомов алюминия $\sim 1.5 \cdot 10^{20} \text{ см}^{-3}$. Отсутствие политипных включений и отличное кристаллическое качество сильно легированных подконтактных слоев было подтверждено рентгенодифракционными методами. Омические контакты с удельным сопротивлением менее $10^{-4} \text{ Ом} \cdot \text{см}^2$ были изготовлены осаждением многослойной композиции металлов, содержащей Al и Ti, с последующим отжигом. Были исследованы структурные свойства и электрические характеристики полученных омических контактов.

Введение

Карбид кремния является одним из наиболее перспективных полупроводниковых материалов для применения в твердотельной силовой и в СВЧ электронике. Ключевой проблемой при изготовлении карбид-кремниевых биполярных приборов остается формирование низкоомных контактов к 4H- и 6H-SiC с дырочной проводимостью, так как эти политипы карбида кремния имеют большую ширину запрещенной зоны (соответственно 3.28 и 3.09 эВ при комнатной температуре). В природе не существует металлов с работой выхода более 6 эВ, что позволило бы получить омические контакты за счет снижения высоты барьера Шоттки, поэтому такие контакты могут быть получены либо с помощью формирования туннельно-прозрачного барьера к сильно легированному SiC, либо благодаря образованию сильно дефектного слоя на границе металл-полупроводник. Наиболее низкоомный контакт к политипу 4H-SiC был получен магнетронным напылением Al + Si с последующим отжигом в течение 20 мин при 700°C [1]. Минимальное удельное сопротивление (R_{cont}), которое было достигнуто, составляло $3.8 \cdot 10^{-5} \text{ Ом} \cdot \text{см}^2$, но воспроизводимая величина была $R_{\text{cont}} \simeq 10^{-4} \text{ Ом} \cdot \text{см}^2$. Эпитаксиальные слои имели концентрацию акцепторов $5 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-3}$. Самый низкоомный контакт к политипу 6H-SiC ($R_{\text{cont}} \simeq 4 \cdot 10^{-6} \text{ Ом} \cdot \text{см}^2$) был получен на эпитаксиальных слоях, имеющих концентрацию акцепторов $2 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-3}$, с использованием металлизации Co + Si и длительного отжига: 5 ч при 500°C плюс 2 ч при 900°C, приводящего к формированию силицида кобальта [2]. Эта величина удельного контактного сопротивления достаточно хорошо согласуется с экспериментальной зависимостью R_{cont} от уровня легирования для Ti- и Al/Ti-контактов к 6H-SiC *p*-типа [3,4], которая

в свою очередь повторяет зависимость прозрачности барьера Шоттки от уровня легирования подконтактной области карбида кремния. В работе [3] сделан вывод, что зависимость удельного сопротивления Ti/Al-контактов от концентрации акцепторной примеси типична и для всех других металлизаций, так как она определяется зависимостью туннельного тока через барьер Шоттки от уровня легирования 6H-SiC. Таким образом, для получения низкоомных контактов к 4H- и 6H-SiC с дырочной проводимостью в первую очередь необходимо сформировать сильно легированный подконтактный слой полупроводника.

Увеличить уровень легирования подконтактной области полупроводника можно путем использования для изготовления контактов алюминия и бора — химических элементов, являющихся акцепторной примесью в SiC. Диффундируя в карбид кремния во время напыления или последующего отжига, они должны тем самым увеличивать уровень легирования подконтактного слоя. Однако коэффициенты диффузии примеси в карбиде кремния очень малы, и кратковременный отжиг контактов при температуре порядка 1000°C не увеличивает уровень легирования подконтактного слоя, а отжиг при высоких температурах порядка 1700°C или в течение длительного времени приводит к формированию контакта путем рекристаллизации поверхностного слоя полупроводника [5,6]. Этот высокотемпературный отжиг не совместим с технологией формирования приборов с мелкозалегающими *p-n*-переходами.

Другой путь увеличения уровня легирования подконтактного слоя заключается в дополнительном выращивании сильно легированного эпитаксиального слоя или формировании его ионным легированием. Максимальная концентрация атомов алюминия, которые могут быть встроены в кристаллическую решетку SiC и играть роль электрически активной примеси, зависит от методов эпитаксии или легирования. Наиболее высокая концент-

[¶] E-mail: kvv@pop.ioffe.rssi.ru

рация атомов алюминия порядка $2 \cdot 10^{21} \text{ см}^{-3}$ в карбиде кремния была получена при легировании во время эпитаксии $6H\text{-SiC}$ сублимационным сандвич-методом [7]. Выращенные этим методом эпитаксиальные слои имеют высокое кристаллическое качество, а атомы алюминия практически все электрически активны. С другой стороны, повышенная температура роста ($\sim 2000^\circ\text{C}$) затрудняет применение этого метода для последовательного наращивания подконтактного слоя на готовой приборной структуре, а невозможность управлять уровнем легирования в процессе роста не позволяет формировать рабочую структуру и подконтактный слой в одном ростовом процессе.

Сильно легированный подконтактный слой можно получить также с помощью ионной имплантации алюминия и последующего отжига. Так, этот метод был использован для формирования подконтактного слоя для контактов из Ti/Al [8–10] и Al [11] к $6H\text{-SiC}$ с дырочной проводимостью. Наиболее высокая концентрация атомов алюминия в карбиде кремния, полученная ионным легированием при комнатной температуре, составляла $2 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-3}$. При этом концентрация электрически активных атомов была 10^{19} см^{-3} [12]. Совместная имплантация Al и C в $6H\text{-SiC}$ при комнатной и при повышенной температуре (800°C) позволила увеличить атомарную концентрацию Al до $2 \cdot 10^{21} \text{ см}^{-3}$ [11], но для активации примеси и рекристаллизации аморфного слоя SiC , образующегося при таких больших дозах имплантации ($\text{Al}^+ \simeq 10^{15} \text{ см}^{-2}$), требовался длительный высокотемпературный отжиг в течение 30 мин при 1550°C , причем в специальной геометрии, предотвращающей разложение поверхностного слоя SiC . Хотя омические контакты с удельным контактным сопротивлением порядка $10^{-5} \text{ Ом} \cdot \text{см}^2$ и были сформированы к этим слоям [11], одновременно наблюдалась сильная диффузия имплантированной примеси, приводящая к размытию профиля легирования рабочей структуры и к обеднению приповерхностного слоя, а кристаллическое качество отожженных слоев было заметно хуже, чем исходных [13].

Так как газофазная эпитаксия позволяет с хорошей точностью управлять профилем легирования, этим методом можно было бы выращивать сильно легированный подконтактный слой в одном процессе с выращиванием приборной структуры. Однако максимальная концентрация алюминия, которая была достигнута при легировании непосредственно во время эпитаксиального роста из газовой фазы, почти на порядок меньше, чем полученная двумя предыдущими методами. Она составляла примерно $2 \cdot 10^{20} \text{ см}^{-3}$ для эпитаксиальных слоев $6H\text{-SiC}$ [14]. Скорость роста таких слоев была 2 мкм/ч при температуре роста 1550°C . Было показано, что практически все атомы Al электрически активны, однако при предельных концентрациях около $2 \cdot 10^{20} \text{ см}^{-3}$ в слоях наблюдалось множество треугольных дефектов, которые были интерпретированы как включения поли типа 3C-SiC . Множество сильно уширенных линий наблюдалось также на кривых дифракционного отражения (КДО), полученных от этих слоев, что свидетельствовало о сильных

нарушениях кристаллической решетки, индуцированных экстремально большой концентрацией Al . Контакты к этим слоям были сформированы последовательным напылением композиции $\text{Al}/\text{Ti}/\text{Al}$ и отжигом при температурах от 650 до 950°C . Так как низкоомные контакты с удельным сопротивлением $\sim 10^{-4} \text{ Ом} \cdot \text{см}^2$ были получены только при концентрации Al в эпитаксиальных слоях $\sim 2 \cdot 10^{20} \text{ см}^{-3}$, можно сделать вывод, что наличие дефектов решетки и включений поли типа 3C-SiC играло существенную роль в снижении контактного сопротивления. Эти дефекты и включения могут влиять на надежность и долговечность контактов, а в приборах, работающих при экстремально больших плотностях мощности, вызывать неоднородности плотности тока, локальный перегрев и, как следствие, выгорание меза-структуры.

Наконец, сильно легированные слои $4H\text{-}$ и $6H\text{-SiC}$ с дырочной проводимостью могут быть выращены низкотемпературной жидкофазной эпитаксией (НТЖФЭ) [15]. Скорость роста в таком процессе контролируется от 0.1 до 1 мкм/ч , что позволяет выращивать тонкие слои, а температура роста относительно низкая и лежит в пределах от 1100 до 1200°C . Концентрация атомов алюминия в таких слоях была измерена с помощью вторично-ионной масс-спектрометрии (ВИМС) и составляла величину $7 \cdot 10^{20} \text{ см}^{-3}$, что меньше, чем максимальный уровень легирования, полученный сублимационным сандвич-методом и ионным легированием, но превышает максимальный уровень легирования, полученный при газофазной эпитаксии. Отличное кристаллическое качество таких слоев было подтверждено рентгеновской дифракцией, а также их использованием в качестве подложки для последующей эпитаксии нитрида галлия и формирования гетеропереходов $n\text{-GaIn}/p\text{-SiC}$ [16]. Все это делает привлекательным использование метода НТЖФЭ для создания сильно легированного подконтактного слоя с целью уменьшения удельного сопротивления контактов к $4H\text{-}$ и $6H\text{-SiC}$ с дырочной проводимостью.

Формирование низкоомных омических контактов к $4H\text{-SiC}$ p -типа с помощью выращивания сильно легированного подконтактного слоя методом НТЖФЭ и исследование структурных свойств и электрических характеристик этих контактов является целью настоящей работы.

Формирование омических контактов к $4H\text{-SiC}$ p -типа

В качестве сильно легированного подконтактного слоя для изготовления низкоомных контактов к $4H\text{-SiC}$ с дырочной проводимостью был использован эпитаксиальный слой p -типа, выращенный методом НТЖФЭ (НТЖФЭ слой) [15,16]. Подложкой для этого слоя служила гомоэпитаксиальная структура,¹ представляющая собой эпитаксиальный слой $4H\text{-SiC}$ толщиной 10 мкм , выращенный

¹ Пластины карбида кремния с эпитаксиальным слоем были куплены в CREE Research, Inc. (USA).

на "кремниевой" грани подложки 4H-SiC с *n*-типа проводимостью и имеющий концентрацию нескомпенсированной акцепторной примеси $0.9 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$. НТЖФЭ слой имел толщину 300 нм, а измеренная методом ВИМС атомарная концентрация алюминия в нем составляла $1.5 \cdot 10^{20} \text{ см}^{-3}$.

Для формирования омических контактов металлы на НТЖФЭ слой осаждали методом вакуумного напыления с испарением мишени электронным пучком. Перед напылением образцы подвергали стандартной химической очистке, после чего на них наносили фоторезист и формировали рисунок для измерения контактного сопротивления. Непосредственно перед напылением образцы выдерживались в течение 2 мин в 10% растворе плавиковой кислоты и промывались в деионизованной воде. Последовательное осаждение всех металлов проводилось в одном процессе при остаточном давлении в камере напылительной установки менее $4 \cdot 10^{-7}$ Торр. Контактная металлизация представляла собой металлы, осажженные в следующей последовательности: Ti (3 нм) — адгезионный слой; Al (50 нм)–Ti (100 нм) — контактный слой; Pd (10 нм)–Ni (50 нм) — защитное покрытие. После напыления и взрывной фотолитографии образцы отжигались для формирования омического контакта. Отжиг проводился в течение различных промежутков времени при температуре $\sim 1200^\circ\text{C}$ в потоке водорода и давлении 500 Па в кварцевой камере с охлаждаемыми стенками. Перед отжигом камера откачивалась до давления 5 Па. Время повышения температуры от комнатной до температуры отжига составляло 40 с. Отжиг в потоке водорода и Pd–Ni-покрытие были использованы для уменьшения окисления металлов во время отжига.

Электрические характеристики омических контактов

Для измерения контактного сопротивления был использован метод Шокли, модифицированный для цилиндрической геометрии контактов, как описано в работе [17]. Низкое поверхностное удельное сопротивление металлизации по сравнению с сопротивлением эпитаксиального слоя является важным условием корректного применения этого метода. Поверхностное удельное сопротивление металлизации было $0.5 \text{ Ом}/\square$ непосредственно после осаждения и увеличилось до $4.2 \text{ Ом}/\square$ после отжига при 1150°C в течение 11 мин. Несмотря на то что сопротивление металлизации возросло в результате отжига, оно оставалось намного меньше поверхностного удельного сопротивления *p*-SiC слоя ($\sim 600 \text{ Ом}/\square$).

Рисунок, сформированный на металлизации для измерения контактного сопротивления, имел набор точечных контактов диаметром $d = 40 \text{ мкм}$, окруженных внешними контактами, внутренний диаметр (D) которых варьировался от 100 до 500 мкм. Сопротивление омических контактов определялось с помощью построения зависимости полного сопротивления между внешним и внутренним контактами R_{tot} от $\ln(D/d)$. Тангенс

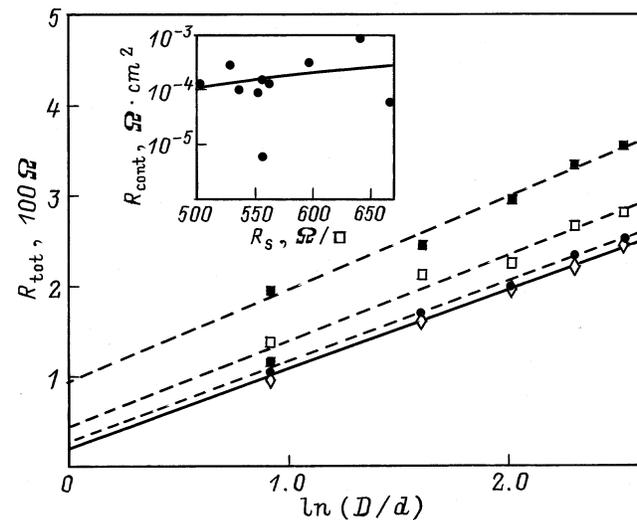


Рис. 1. Зависимости R_{tot} от $\ln(D/d)$ для отожженного контакта Ti/Al/Ti/Pd/Ni на сильно легированному 4H-SiC.

угла наклона линейной аппроксимации этой зависимости равен $R_S/2\pi$, где R_S — удельное поверхностное сопротивление эпитаксиального слоя, а отсечка на оси R_{tot} равна сопротивлению внутреннего точечного контакта R_{ct} . Величина удельного контактного сопротивления R_{cont} может быть получена путем численного решения трансцендентного уравнения, описывающего зависимость $R_{\text{ct}} = f(R_S, R_{\text{cont}})$ [17]. Необходимо отметить, что в этом методе измерения величины R_{cont} сопротивление внешнего контакта предполагается пренебрежимо малым. В действительности сопротивление внешнего контакта составляло от $0.05R_{\text{ct}}$ до $0.25R_{\text{ct}}$ при изменении внешнего диаметра маски от 500 до 100 мкм при ожидаемых величинах $R_S \simeq 1000 \text{ Ом}/\square$ и $R_{\text{cont}} \simeq 10^{-4} \text{ Ом} \cdot \text{см}^2$. Это означает, что значение R_{cont} , рассчитанное из этих измерений, является верхней оценкой для величины удельного контактного сопротивления.

Вольт-амперные характеристики (ВАХ) исследуемых образцов становились линейными после отжига в течение 50 с при 1150°C . Зависимости R_{tot} от $\ln(D/d)$ для нескольких периодов фотолитографической маски представлены на рис. 1. Был обнаружен значительный разброс результатов в различных точках пластины, однако зависимости R_{tot} от $\ln(D/d)$, построенные по точкам, измеренным в пределах одного периода мультипликации (1200 мкм), хорошо аппроксимировались линейной функцией. Величины удельного контактного сопротивления, полученные из этой зависимости, составляли от $6.0 \cdot 10^{-5}$ до $8.9 \cdot 10^{-4} \text{ Ом} \cdot \text{см}^2$ для различных областей на пластине, отличающихся также различным значением R_S . Среднее значение $R_{\text{cont}} = 1.5 \cdot 10^{-4} \text{ Ом} \cdot \text{см}^2$ было получено при $R_S < 600 \text{ Ом}/\square$. Последующие отжиги этих контактов в течение времени вплоть до 300 с при 1200°C приводили к увеличению контактного сопротивления до $8.5 \cdot 10^{-4} \text{ Ом} \cdot \text{см}^2$, хотя ВАХ оставались при этом линейными.

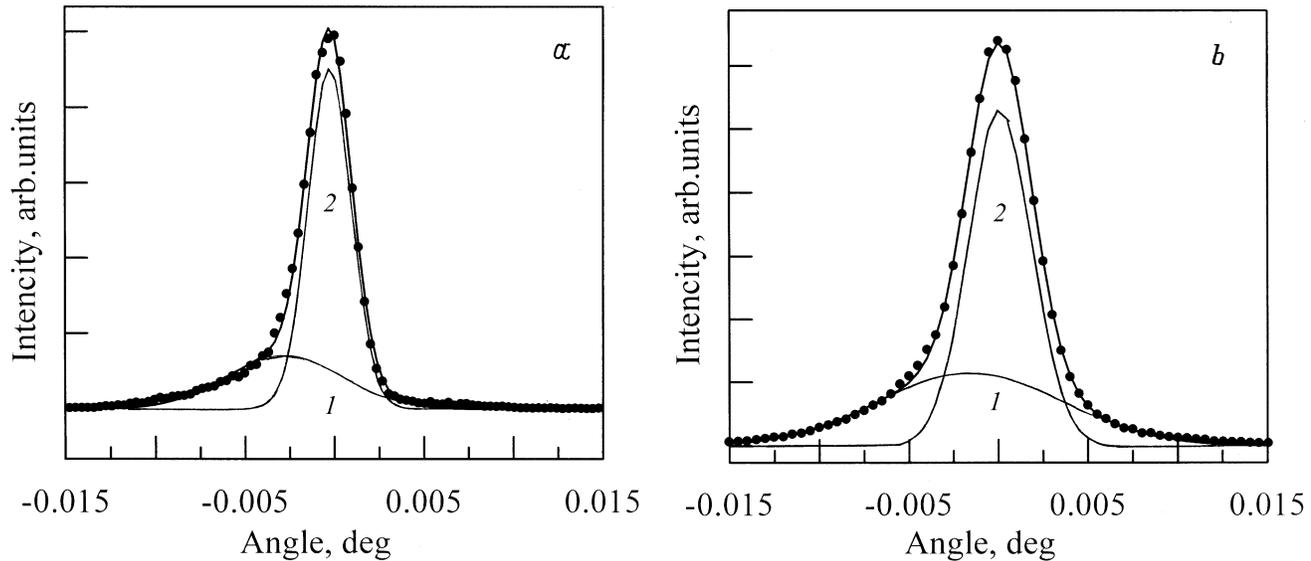


Рис. 2. Кривые дифракционного отражения в модах: *a* — $(\omega, 2\theta)$, *b* — (ω) . Экспериментальные точки лежат на кривой, являющейся суммой двух гауссианов, показанных тонкими линиями и объясненных в тексте.

Структурные свойства сильно легированного подконтактного слоя 4H-SiC и контактной металлизации

Структурные свойства НТЖФЭ слоя 4H-SiC были изучены рентгенодифракционными методами. КДО в модах (ω) и $(\omega, 2\theta)$ измерялись на двух- и трехкристальном спектрометрах на отражении (0004) $\text{CuK}\alpha$ и показаны на рис. 2. Асимметрия пика наблюдалась на обеих КДО. Полуширины КДО, измеренных в модах (ω) и $(\omega, 2\theta)$ были сравнимы, что позволило предположить равномерное распределение дислокаций в эпитаксиальном слое. Это предположение делает правомерным разложение КДО, измеренных в обоих модах, на сумму кривых, описываемых распределением Гаусса [18]. Как видно из рисунка, каждая КДО хорошо аппроксимируется суммой двух кривых, являющихся сигналами от сильно легированного НТЖФЭ слоя (1) и слабо легированного слоя *p*-типа и подложки (2). Полуширина пика КДО от слоя составляет $37.2''$ при полуширине пика от подложки, равном $12''$ на КДО, измеренной в (ω) -моду, что показывает достаточно высокое структурное качество сильно легированного НТЖФЭ слоя *p*-типа. Угловое расстояние между пиками от подложки и от сильно легированного слоя *p*-типа на КДО, измеренной в $(\omega, 2\theta)$ -геометрии сканирования, равно 0.00253° , что соответствует концентрации Al в НТЖФЭ слое порядка $1.5 \cdot 10^{20} \text{ см}^{-3}$ [19]. Эта величина концентрации Al хорошо согласуется с результатами, полученными с помощью ВИМС.

Для исследования изменений, происходящих при формировании омического контакта в составе металлической пленки, были измерены оже-профили образцов непосредственно после напыления и после отжига. Результаты представлены на рис. 3. Видно, что в результате

отжига окисление происходит только на поверхности металлизации, а на границе (карбид кремния)–металл кислород отсутствует. Несмотря на то что в целом защитный слой Pd–Ni выполняет свои функции и препятствует окислению контактного слоя Ti–Al во время отжига, надо отметить, что Pd диффундирует в слой Ti еще в процессе напыления. Действительно, как показано в работе [20], для того чтобы не было взаимной диффузии Pd и Ti, необходимо присутствие кислорода в окружающей атмосфере, так как кислород сам диффундирует сквозь палладий и формирует окись титана на границе Pd–Ti, которая собственно и играет роль барьера для Pd и предотвращает его диффузию в Ti. В случае напыления металлов в условиях высокого вакуума, т. е. в отсутствие кислорода, использование дополнительного слоя Pd оказалось излишним. Хотя подложка специально не разогревалась, под воздействием осажденного металла она находилась при повышенной температуре, достаточной для взаимной диффузии Pd и Ti. Этот процесс и был обнаружен на оже-профилях образцов непосредственно после напыления.

Другой отличительной особенностью металлизации на образцах после отжига является наличие слоя, содержащего углерод и титан, вблизи границы (карбид кремния)–металл. Рентгеновский фазовый анализ контактного слоя после отжига показал, что на дифрактограмме присутствуют пики чистого Ni и Ti, а также пик, который может быть интерпретирован как соответствующий AlPd или TiC. Сравнение с результатами оже-анализа, при котором не было обнаружено в слое ни Al, ни Pd (что означает, что их концентрация не превышала 1%), позволяет предположить, что в контактном слое в результате отжига образуется карбид титана. Для получения распределения Al в контактном слое был использован метод ВИМС, который позволяет определить

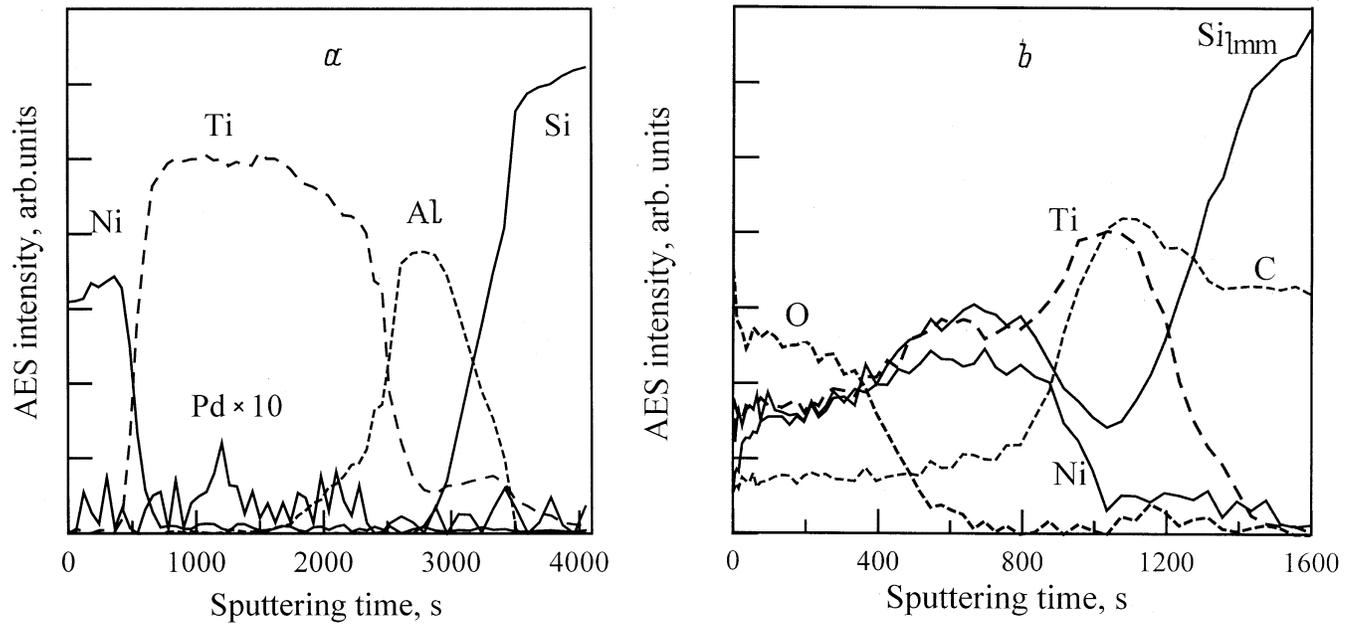


Рис. 3. Оже-профили контактной композиции металлов: *a* — непосредственно после напыления, *b* — после отжига в течение 50 с при 1150°C в потоке водорода.

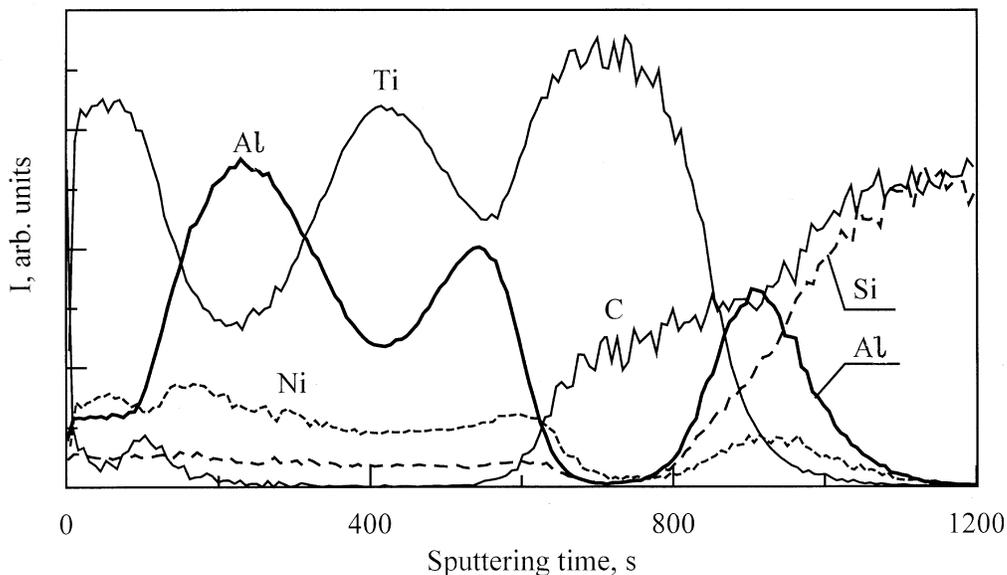


Рис. 4. ВИМС профиль контактной композиции металлов после отжига в течение 50 с при 1150°C в потоке водорода.

очень низкие концентрации Al вплоть до $\sim 10^{17} \text{ см}^{-3}$. ВИМС профиль распределения элементов в контактом слое после отжига показан на рис. 4. Хотя при таких высоких концентрациях метод ВИМС не дает корректных количественных оценок, хорошо видна корреляция между ВИМС и оже-профилями: оба метода показывают наличие слоя, обогащенного Ti и C. Из рис. 4 видно также, что часть атомов алюминия диффундирует сквозь слой Ti по направлению к поверхности, в то время как другая часть атомов Al остается вблизи границы TiC/SiC. Можно предположить, что Al образует высокотемпера-

турный сплав с Ti в очень тонком слое вблизи границы, так как контакты остаются стабильными в результате последующего отжига.

Заключение

Слой, полученный методом низкотемпературной жидкофазной эпитаксии (НТЖФЭ) и использованный для изготовления омических контактов к 4H-SiC с дырочной проводимостью, имел концентрацию алюминия

$1.5 \cdot 10^{20} \text{ см}^{-3}$, что позволило получить контакты с удельным сопротивлением менее $10^{-4} \text{ Ом} \cdot \text{см}^2$. Высокая концентрация акцепторной примеси является наиболее важным, но не единственным требованием к подконтактному слою полупроводника при изготовлении приборов. В частности, чтобы избежать дополнительных потерь на сопротивлении, включенном последовательно рабочей структуре, подконтактный слой должен иметь низкое объемное удельное сопротивление. Оно определяется не только концентрацией примеси, но также степенью ее активации и кристаллическим качеством полупроводникового материала. Так, например, при введении $2 \cdot 10^{21} \text{ см}^{-3}$ атомов алюминия путем ионной имплантации в 6H-SiC был получен материал с удельным сопротивлением $0.22 \text{ Ом} \cdot \text{см}$ [11], а при легировании 6H-SiC алюминием во время газофазной эпитаксии до уровня порядка $5 \cdot 10^{20} \text{ см}^{-3}$ удельное сопротивление эпитаксиального слоя составило $0.042 \text{ Ом} \cdot \text{см}$ [21]. Величина сопротивления подконтактного слоя $R_S \approx 600 \text{ Ом}/\square$, полученная в результате измерений контактного сопротивления, соответствует объемному удельному сопротивлению НТЖФЭ 4H-SiC слоя $\sim 0.02 \text{ Ом} \cdot \text{см}$. Насколько известно авторам из опубликованных данных, эта величина близка к удельному сопротивлению самых высокопроводящих эпитаксиальных слоев 4H-SiC *p*-типа ($0.025 \text{ Ом} \cdot \text{см}$), изготовленных легированием непосредственно во время газофазной эпитаксии [21]. Принимая во внимание, что слои, выращенные низкотемпературной жидкофазной эпитаксией, имеют высокое структурное совершенство, полученные результаты должны найти применение для формирования контактов в биполярных силовых и высокочастотных карбид-кремниевых приборах.

Авторы признательны М.А. Яговкиной за проведение рентгеновского фазового анализа образцов.

Данная работа поддержана программой INTAS (гранты 97-1386 и 96-0254). Работа одного из авторов (К. Василевского) была поддержана также в рамках программы NATO Science Fellowship-1998.

Список литературы

- [1] L. Kassamakova, R. Kakanakov, N. Nordell, S. Savage. *Mater. Sci. Forum*, **264–268**, 787 (1998).
- [2] N. Lundberg, M. Ostling. *Sol. St. Electron.*, **39**, 1559 (1996).
- [3] J. Crofton, P.A. Barnes, J.R. Williams, J.A. Edmond. *Appl. Phys. Lett.*, **62**, 384 (1993).
- [4] J. Crofton, L. Beyer, J.R. Williams, E.D. Luckowski, S.E. Mohney, J.M. Delucca. *Sol. St. Electron.*, **41**, 1725 (1997).
- [5] R.N. Hall. *J. Appl. Phys.*, **29**, 914 (1958).
- [6] M.M. Anikin, M.G. Rastegaeva, A.L. Syrkin, I.V. Chuiko. In: *Amorphous and Crystalline Silicon Carbide III* [Springer Proceedings in Physics 56] (Berlin, Springer Verlag, 1992) p. 183.
- [7] Yu. Vodakov, E.N. Mokhov, M.G. Ramm, A.D. Roenkov. In: *Amorphous and Crystalline Silicon Carbide III* [Springer Proceedings in Physics 56] (Berlin, Springer Verlag, 1992) p. 329.
- [8] L. Spiegss, O. Nennewitz, V. Breternitz. *Appl. Surf. Sci.*, **91**, 347 (1995).
- [9] L. Spiegss, O. Nennewitz, J. Pezoldt. *Inst. Phys. Conf.*, **142**, 585 (1996).
- [10] L. Spiegss, O. Nennewitz, J. Pezoldt. *Diam. Relat. Mater.*, **6**, 1414 (1997).
- [11] K. Tone, S.R. Weiner, J.H. Zhao. *Mater. Sci. Forum*, **264–268**, 689 (1998).
- [12] G. Pensl, V.V. Afanas'ev, M. Bassler, M. Schadt, T. Troffer, J. Heindl, H.P. Strunk, M. Maier, W.J. Choyke. *Inst. Phys. Conf.*, **142**, 275 (1995).
- [13] Z.C. Feng, I. Ferguson, R.A. Stall, K. Li, Y. Singh, K. Tone, J.H. Zhao, A.T.S. Wee, K.L. Tan, F. Adar, B. Lenian. *Mater. Sci. Forum*, **264–268**, 693 (1998).
- [14] N. Nordell, S. Savage, A. Schoner. *Inst. Phys. Conf.*, **142**, 573 (1995).
- [15] S.V. Rendakova, V. Ivantsov, V.A. Dmitriev. *Mater. Sci. Forum*, **264–268**, 163 (1998).
- [16] A.E. Nikolaev, S.V. Rendakova, I.P. Nikitina, K.V. Vassilevski, V.A. Dmitriev. *Electron. Mater.*, **27**, 288 (1998).
- [17] G. Boberg, L. Stolt, P.A. Tove, H. Norde. *Physica Scripta*, **24**, 405 (1981).
- [18] М.А. Кривоглаз. *Дифракция рентгеновских лучей и нейтронов в неидеальных кристаллах* (Киев, Наук. думка, 1983) с. 325.
- [19] R.N. Kutt, E.N. Mochov, A.S. Tregubova. *Sol. St. Phys.* **23**, 3496 (1981).
- [20] J.M. Poate, K.N. Tu, J.W. Mayer. *Thin films — inter diffusion and reaction* (A. Wiley-Interscience Publication, 1978).
- [21] T. Kimoto, A. Itoh, N. Inoue, O. Takemura, T. Yamamoto, T. Nakajima, H. Matsunami. *Mater. Sci. Forum*, **264–268**, 675 (1998).

Редактор Т.А. Полянская

Electrical characteristics and structural properties of ohmic contacts to *p*-type 4H-SiC epitaxial layers

K.V. Vassilevski, K. Zekentes*, S.V. Rendakova, I.P. Nikitina, A.I. Babanin, A.N. Andreev

A.F. Ioffe Physicotechnical Institute,
Russian Academy of Sciences,
194021 St. Petersburg, Russia
* Microelectronics Research Group,
Institute of Electronic Structure and Laser,
FO.R.T.H., Heraklion, Crete, Greece

Abstract 4H-SiC layers were grown by low temperature liquid phase epitaxy and used as heavily *p*-doped sub contact layers to fabricate low resistivity ohmic contacts. These layers had the resistivity $\sim 0.02 \text{ } \Omega \cdot \text{cm}$ and aluminium concentration about $1.5 \cdot 10^{20} \text{ cm}^{-3}$. The absence of polytype inclusions and perfect crystal quality of the layers were proved by *x*-ray diffraction. Ohmic contacts having specific resistivity $< 10^{-4} \text{ } \Omega \cdot \text{cm}^2$ were fabricated by deposition of an Al-Ti-containing many-layer metallic composite with subsequent annealing. Structural and electrical characteristics of the contacts were obtained.