ВЕСТНИК ЮГОРСКОГО ГОСУДАРСТВЕННОГО УНИВЕРСИТЕТА 2018 г. Выпуск 4 (51). С. 7–22

DOI: 10.17816/byusu2018047-22 УДК 621.382

Ю. П. Снитовский

ИЗМЕНЕНИЕ ЭЛЕКТРИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ГРАНИЦЫ РАЗДЕЛА «МЕТАЛЛ – ПОЛУПРОВОДНИК» ПОД ДЕЙСТВИЕМ ИОННОГО ОБЛУЧЕНИЯ

В работе впервые предлагается способ целенаправленной прямой трансформации характеристик кремниевого биполярного мощного СВЧ-транзистора за счет изменения химического состава на границе «молибден – кремний», электрофизических свойств молибденкремниевых контактов, электрофизических характеристик областей транзисторной структуры, облучая ионами фосфора сформированные омические контакты «молибден – кремний» к эмиттерам транзистора. Возможности этого метода исследованы и подтверждены экспериментами.

Ключевые слова: ионные пучки, мощные СВЧ-транзисторы, управляемая трансформация параметров СВЧ-транзисторов, омические контакты.

Yu. P. Snitovsky

CHANGE OF ELECTRIC PROPERTIES OF THE BORDER OF THE «METAL-SEMICONDUCTOR» SECTION UNDER THE EFFECT OF ION IRRADIATION

The paper first proposes a method of targeted direct transformation of the characteristics of a silicon bipolar high-power microwave transistor due to a change in the chemical composition at the «molybdenum – silicon» interface, the electrophysical properties of «molybdenum – silicon» contacts, and the electrophysical characteristics of transistor structure regions by irradiating «molybdenum – silicon» emitters with phosphorus ions transistor. The possibilities of this method are investigated and confirmed by experiments.

Key words: ion beams, powerful microwave transistors, controlled transformation of parameters of microwave transistors, ohmic contacts.

Введение

Полупроводниковые приборы, в том числе СВЧ-диапазона, представляют собой нагромождённую структуру различных тонких пленок. Границы раздела между этими пленками играют важную роль в работе этих приборов. Поэтому создание высококачественных пленок, имеющих «идеальные» границы раздела, является наиболее существенным моментом при изготовлении приборов с прекрасными характеристиками.

Проблема КПД, являющаяся принципиальной для любых мощных устройств, в случае полупроводниковых приборов СВЧ имеет дополнительный смысл: чем больше КПД, тем лучше обеспечивается при заданной выходной мощности тепловой режим прибора и тем выше его надежность. Общим для повышения КПД всех полупроводниковых приборов [1] является требование максимального снижения омических потерь в пассивных областях полупроводника и контактах, в частности омических контактах «металл – полупроводник». Чтобы вклад этих потерь в выходные параметры прибора был мал, удельное сопротивление контактов ρ_{κ} не должно превышать величин 10^{-5} – 10^{-6} и 10^{-6} – 10^{-7} Ом·см² в приборах сантиметрового и миллиметрового диапазона соответственно.

Специфическим условием повышения КПД транзисторов и приближением его к весьма высоким предельным значениям ($\eta_A = 50$ %, $\eta_B = 78$ % и $\eta_C = 100$ % при работе в классе A, B и

C соответственно) является увеличение f_{rp} относительно $f_{pa\delta}$ и увеличение пробивного напряжения транзистора, ограничивающего относительную амплитуду высокочастотных колебаний [1].

Наличие метода, обеспечивающего возможность контролируемого создания объемного «рисунка», состоящего из областей с требуемыми физическими и химическими свойствами, является ключевым условием для радикального прогресса в технологии XXI века [2]. Это особенно актуально, если метод позволяет обеспечить создание таких областей с размерами вплоть до нанометровых. Физические основы новой технологии (как для кристаллических, так и аморфных тел) связаны с эффектом селективного удаления атомов из тонких пленок двух- или многоатомных соединений пучком ускоренных частиц. Возможности этого метода исследованы и подтверждены многочисленными экспериментами. Принципиальным является то, что процесс селективного удаления атомов под воздействием падающего пучка по своей природе является нетермическим в широком диапазоне температур облучения, чем принципиально отличается от химических реакций, а также от процессов превращения веществ в соответствии с фазовыми диаграммами состояний. Однако касательно управляемой трансформации параметров кремниевых биполярных мощных CBЧ-транзисторов ионными пучками имеется мало публикаций [3–8].

Целью работы является попытка осветить вопросы, касающиеся возможности целенаправленного изменения параметров мощного СВЧ-транзистора в результате воздействия пучков ускоренных частиц определенной энергии, в область границы раздела сформированных омических контактов «молибден–кремний» к эмиттерам транзистора. При этом акцентрируется связь полученных результатов с современными задачами, а на основе обобщения результатов сформулированы некоторые не публиковавшиеся в доступной литературе положения. Система Мо – Si выбрана в данном случае как одна из самых распространенных при производстве приборов, имеющих мелкозалегающие *p*–*n*-переходы, в частности, CBЧтранзисторов.

Теоретические предпосылки

Рассмотрим, что происходит при взаимодействии пучка монохроматических нерелятивистских частиц, имеющих энергию E и массу m, с двухатомным кристаллическим твердым телом, состоящим из атомов с массами M_1 и M_2 . Согласно [2] максимальная энергия, передаваемая частицами пучка атомам твердого тела, равна:

$$E_{1}\max^{\uparrow}((1,2)) = (4mM_{\downarrow}1,2)/(M_{1}1,2+m)^{\dagger}2 E, \qquad (1)$$

где $E_1 \max^{\uparrow}((1))$ и $E_1 \max^{\uparrow}((2))$ – максимальные энергии, которые могут быть переданы ускоренными частицами атомам с массами M_1 и M_2 . Смещение атомов из узлов кристаллической решетки с образованием устойчивых пар Френкеля (радиационных дефектов) может быть связано с пороговыми эффектами, которые характерны для смещения атомов из узлов кристаллической решетки при упругом рассеянии на них налетающих частиц. Это происходит в том случае, когда энергия, передаваемая атомом, превышает пороговую энергию смещения E_d .

В случае если кристалл состоит из атомов одного сорта, E_d имеет единственное значение для каждого кристаллографического направления. Как правило, величина E_d составляет порядка нескольких десятков электроновольт и на порядок превышает энергию сублимации. Это обусловлено тем, что для образования устойчивой пары Френкеля выбитый межузельный атом должен быть удален от вакансии на расстояние порядка 5 периодов решетки. В процессе такого перемещения межузельный атом взаимодействует с расположенными вблизи его траектории атомами кристалла. Это, в свою очередь, требует определенной затраты энергии, зависящей от числа атомов, с которыми межузлия взаимодействуют в процессе перемещения от собственной вакансии до ближайшего устойчивого положения, а также от их координации, определяемой траекторией движения межузельного атома относительно тех или иных кристаллографических направлений в решетке. Из вышесказанного следует, что пороговые энергии для атомов разных сортов в двухили многокомпонентных кристаллах в общем случае будут отличаться для разных кристаллографических направлений. Кроме этого, из соотношения (1) следует, что при облучении двух- или многоатомного кристалла максимальные энергии, передаваемые ускоренными частицами атомам разного сорта, различны. Причем это отличие тем больше, чем сильнее различаются массы атомов. Если $m < M_1 < M_2$, то $E_1 \max^{\uparrow}((1))$ ($E_1 \max^{\uparrow}((2))$, а при $M_1 < M_2 < m E_1 \max^{\uparrow}((1))$ ($E_1 \max^{\uparrow}((2))$.

Таким образом, варьируя массу и энергию частиц падающего пучка, можно добиться того, что в двух- или многоатомном кристалле большая энергия будет передаваться атомам с меньшей (если $m < M_1 < M_2$) или большей ($M_1 < M_2 < m$) массой. Именно в этом отражается возможность селективного удаления только легких (или только тяжелых) атомов из двухили многоатомного кристалла. Такое селективное удаление атомов одного сорта под действием пучка возможно в том случае, когда максимальная энергия, передаваемая атомами, превышает пороговую энергию E_d только для атомов данного сорта.

Считается [2], что изложенные выше соображения относительно смещений атомов разного сорта в *кристаллах*, в значительной мере применимы к тем же соединениям, находящимся в *аморфном состоянии*. Применительно к данному вопросу наиболее существенное отличие аморфных материалов от кристаллических состоит в отсутствии у них пространственной анизотропии пороговой энергии смещения. Это отличие, однако, не является препятствием для реализации в них селективного удаления атомов (СУА) при выполнении указанных выше условий.

Таким образом, при нормальном падении пучка на поверхность кристалла можно создать условия, при которых на толщине, соизмеримой с длиной проективного пробега пучка частиц, в двух- или многоатомном кристалле будет происходить перемещение атомов одного сорта в направлении падающего пучка. При этом атомы другого сорта не будут претерпевать каких-либо направленных перемещений. Это позволяет уменьшать концентрацию (в любой степени) или полностью удалять атомы определенного сорта в соответствующем слое кристалла, подбирая нужным образом дозу облучения. В результате чего можно вызывать радикальные изменения физических и химических свойств в соответствующем слое кристалла или в тонких пленках. Такие изменения могут происходить в слоях, толщина которых соизмерима с проективной длиной пробега частиц падающего пучка в облучаемом материале.

При критическом рассмотрении изложенного материала можно сформулировать свойства рассмотренного физического механизма СУА:

1. Скорость селективного удаления атомов пропорциональна плотности потока частиц падающего пучка.

2. Процесс селективного удаления атомов под воздействием падающего пучка является по своей природе нетермическим в широком диапазоне температур облучения, чем принципиально отличается от химических реакций, а также от процессов превращения веществ в соответствии с фазовыми диаграммами состояний.

3. Процесс СУА из кристалла можно осуществлять через верхний (относительно пучка) дополнительный слой другого материала при условии, что толщина этого слоя меньше длины проективного пробега в нем частиц пучка. Если при этом пороговая энергия смещения атомов в дополнительном слое больше максимальной энергии, передаваемой им частицами пучка, то направленного смещения атомов этого материала происходить не будет. В противном случае может происходить внедрение атомов материала в нижележащий слой и их перемещение в направлении пучка на глубину, соизмеримую с длиной проективного пробега в рассматриваемом сэндвиче. Особенности способа воздействия на тонкие пленки (слои) свидетельствуют о перспективности его использования для радикального целенаправленного и пространственно-модулируемого изменения состава, структуры, физических и химических свойств материалов.

Физическая модель воздействия ионного облучения

Одним из эффективных методов воздействия на свойства контактов «металл – полупроводник» является ионное внедрение, особенность которого – контролируемое нетермическое введение примеси и дефектов решетки, получение атомных смесей. При этом возможно создание однородных атомных смесей заданного состава без ограничений, определяемых такими термодинамическими параметрами, как, например, растворимость.

Благодаря этому появляется возможность формировать переходные слои контактных систем с заданными свойствами, используя внедрение высокоэнергетичных ионов сквозь металлическую пленку на границу раздела «металл – полупроводник». В этом случае уделяется внимание модификации свойств материала, основанной на способности ионных пучков смешивать напыленный металлический слой с поверхностью полупроводника в результате каскадов динамического смешения, вызванных прохождением первичного иона [9]. При этом выбирают энергию иона такой, чтобы средний проективный пробег данного иона в материале металлической пленки был соизмерим с ее толщиной [10]. Смешивание слоев в этом случае начинается на границе раздела «металл – полупроводник». Причем толщина смешанного слоя увеличивается пропорционально дозе ионов [11]. При этом в случае тонкопленочных систем «металл – полупроводник», не образующих интерметаллических соединений (например, системы Au – Ge, Au – Si), образуются метастабильные фазы или обнаружено ограниченное перемешивание (системы Ag – Si, Al – Ge) [12]. Ионное внедрение в системе «металл – металл» приводит к образованию метастабильных твердых растворов.

Пространственное перераспределение атомных компонентов, однако, происходит как за счет прямых столкновений между первичными ионами и атомами мишени, так и столкновений между атомами мишени, формированиями дефектов, стимулирующих диффузию, и нагрева мишени ионным пучком. Вдоль траектории движения внедренных ионов образуется множество вакансий и междоузельных атомов, в результате чего возникают целые области, отличающиеся повышенными уровнями энергии атомов мишени. Авторы работы [13], одна-ко, отмечают превышение предела растворимости интерметаллических соединений при легировании их ионами металла одного из компонентов соединения (например, при внедрении атомов Al в NiAl) и возможность получения композиций на основе нерастворимых друг в друге материалах, которые не позволяют создавать сплав (например, Pb в Al). Превышение предела растворимости с высокой концентрации растворенного вещества вследствие его сегрегации в области с высокой концентрацией точечных радиационных дефектов за счет радиационно-стимулированной диффузии. В результате чего образуются фазы, которые не предсказываются равновесной термодинамикой.

При облучении ионами контактов переход на «металл – кремний» происходит образование силицидов, подобное процессу, протекающему при термическом отжиге. Различают высокодозную ионную имплантацию с дозами выше $1 \cdot 10^{17}$ см⁻², при которой достигается концентрация примеси порядка 10 ат. %, применяемую для получения новых металлургических свойств твердых тел и ионно-лучевую модификацию материалов, при которой происходит перемешивание тонкопленочных компонентов под действием меньших по дозе потоков ионов и возможно достижение превышения предела растворимости. Образование фаз в результате атомного перемешивания и усиленной диффузии в каскадах смешения при дозах на один-два порядка меньших, чем при высокодозной имплантации получили название ионноиндуцированных реакций [9].

Реакции на границе раздела с образованием силицидов, кроме собственных диффузионных свойств материалов мишени и температуры имплантации, зависят от энергии внедряемых ионов, их массы и дозы. Образование силицидов между пленкой металла и кремниевой подложкой, однако, происходит только при энергии ионов, достаточной для пересечения границы раздела «металл – кремний». Температура подложки в значительной степени определяет взаимную диффузию компонентов и степень перемешивания на границе двух фаз. Толщина слоя силицидов увеличивается с увеличением дозы ионов, при этом для благородных металлов наблюдается рост толщины, пропорциональный корню квадратному от дозы, а для тугоплавких металлов линейная зависимость роста толщины слоя от дозы [14]. В результате термообработки перемешанных слоев образуются метастабильные фазы, получение которых обычными металлургическими методами невозможно.

Большинство работ по модификации свойств тонкопленочных структур «металл – полупроводник» и «металл – металл» проведено с использованием облучения ионами инертных газов Ar, Xe, Kr [9, 12,14, 15 дозами $1.10^{15-} 1.10^{17}$ см⁻².

Облучение тонких пленок тугоплавких металлов Nb и Mo ионами N, Ne, P, S показало, что при концентрации < 10 ат. % обнаружены лишь малые статистические смещения атомов первичной решетки, а при более высоких значениях концентрации (≈ 20 ат. %) наблюдалась частичная или полная аморфизация. Это свидетельствует о том, что поликристаллические пленки тугоплавких металлов, имеющие мелкодисперсную структуру, сохраняют ее вплоть до сверхстехиометрических доз легирования [16].

Для ионного легирования полупроводников применяют примеси, которые в результате химического взаимодействия с полупроводником создают либо электронную, либо дырочную проводимость (например, для кремния B, Al, P, Sb, As). При этом, см., например, [17], дозы легирования лежат в пределах от $1 \cdot 10^9$ см⁻², применяемых для коррекции пороговых напряжений в МДП-структурах до $1 \cdot 10^{16}$ см⁻² для получения областей, к которым создают омические контакты. Широкое распространение получили методы внедрения ионов через тонкие пленки диэлектриков и металлов. При этом в случае низких доз легирования радиационные дефекты в полупроводнике отжигаются при температурах 400–500 °C, а при больших – лишь при температурах 900–1100 °C [18–21].

Отличительной особенностью ионной имплантации является возможность получения воспроизводимых заданной формы профилей распределения примеси в подложке. В случае гомогенной мишени распределение ионов в единице объема имеет вид [22, 23]:

$$N(x) = \Box(Q/\sqrt{2}(0) e^{\dagger}(-(x - R_{\perp}p)^{\dagger}2/(2(^{\dagger}2))), \qquad (2)$$

где x – глубина от поверхности мишени, Q – количество легирующих ионов на единицу площади, \bar{R}_p – средняя величина проекции пробега иона, σ – среднее нормальное отклонение проекции пробега иона (среднеквадратичное отклонение **(R)** p).

При внедрении ионов через тонкие диэлектрические и металлические слои профиль распределения примеси в полупроводнике изменяется и может быть описан следующим соотношением [24, 25]:

$$P(x) = \int_{E_d}^{E_0} f(E) P(x, E) dE = \sum_{k=1}^{k=n} f(E_k) P(x, E_k) \Delta E_k,$$
(3)

где E_0 и E_d – начальная энергия иона и энергия смещения атомов в кристаллической решетке соответственно, $f(E_k)$ – функция распределения ионов по энергиям в *k*-слое, $P(x, E_k)$ – функция распределения ионов в *k*-слое, *n* – число слоев.

Наряду с перемешиванием границы раздела «пленка – подложка» происходит легирование подложки *атомами отдачи*, которые мигрируют через границу раздела. Процессы, связанные с распределением атомов отдачи, протекают в очень тонких приповерхностных слоях. Согласно теоретическим оценкам, поток атомов отдачи через поверхность раздела «пленка – подложка» пропорционален плотности упругих потерь энергии бомбардирующих частиц вблизи этой поверхности. Поэтому для получения наибольшего выхода атомов отдачи толщина пленки во всех случаях должна соответствовать положению максимума распределения упругих потерь энергии падающими частицами [19]. Эта особенность легирования многослойных структур позволяет получить сверхтонкие слои легированного полупроводника (*толщиной порядка 10 нм*) с высокой концентрацией примеси при облучении относительно невысокими дозами ионов [26]. В работе [27] показано, что при имплантации ионов Ar с энергией 150 кэВ дозами в диапазоне $1 \cdot 10^{14} - 1 \cdot 10^{15}$ см⁻² в систему Mo – Si, атомы отдачи молибдена, по данным нейтронно-активационного анализа, легировавшие в кремний, в основном находились в поверхностной области кремния, и их концентрация составила от $1 \cdot 10^{15}$ до $2,5 \cdot 10^{16}$ см⁻². А на глубине 10 нм – уменьшалась на порядок. Количество, однако, мигрировавших атомов молибдена растет с увеличением дозы легирования, но имеет нелинейную зависимость, при этом на один падающий ион Ar приходится пять атомов отдачи Mo. Аналогичное явление наблюдалось при облучении ионами As системы Cr – Si. Так, при дозе $2 \cdot 10^{15}$ см⁻² на каждый ион As приходится в среднем 15 атомов отдачи Cr. Соотношение между количеством падающих ионов и количеством атомов отдачи зависит от атомных масс металла и ионов.

В работе [28] приведена градация атомов отдачи на три группы: 1 – первичные атомы отдачи, создаваемые первичными ионами, обладающие энергией порядка 3 кэВ и имеющие наибольший пробег в материале подложки; 2 – вторичные атомы отдачи, создаваемые другими атомами отдачи; 3 – каскадные атомы отдачи, создаваемые при очень низкой энергии каскадным процессом около границы раздела. Их пробег составляет *единицы нм*, но они могут способствовать увеличению поверхностной концентрации примеси на несколько порядков. Распределение атомов отдачи в подложке, определенное для кислорода, при облучении пленки SiO₂ ионами B, P, As хорошо аппроксимируется экспоненциально затухающей функцией, имеющей вид:

$$N(x) = Ae^{\frac{x}{L}},\tag{4}$$

где *x* – расстояние от границы раздела пленка – подложка, *L* – длина характерной задержки распределения пробега атомов отдачи, *A* – параметр, характеризующий распределение.

Электрические свойства облученных контактов должны значительно отличаться от свойств контактов, полученных традиционным путем.

С одной стороны, атомное перемешивание границы раздела должно привести к разрушению пленки естественного диоксида кремния и установлению так называемого тесного контакта между металлом и полупроводником. В этом случае анализ процессов переноса заряда на границе раздела значительно усложняется, чем в случае контактов с промежуточным диэлектрическим слоем, когда электроны могут относительно легко туннелировать через промежуточный слой. Промежуточный слой, однако, изолирует металл от полупроводника, поэтому поверхностные состояния можно рассматривать как свойства границы раздела полупроводник – диэлектрик и пренебречь изменениями поверхностно-дипольных составляющих работы выхода металла и электронного сродства полупроводника. В случае тесного контакта энергетическое состояние границы раздела не может быть описано зонной диаграммой, предложенной Бардиным, см., например, [17], поскольку поверхностные состояния нельзя рассматривать как зависящие только от свойств полупроводника, так как волновая функция электрона вблизи границы раздела «металл – полупроводник» как единую квантовомеханическую систему, расчет электронных состояний которой весьма затруднен [29, 30].

С другой стороны, при облучении контактов электрически активной по отношению к полупроводнику примесью, повышается концентрация примеси в приповерхностных слоях полупроводника непосредственно под пленкой металла. Это сходно известному приему создания в полупроводнике омических переходов p^+-p^- и n^+-n^- типа, предназначенных для существенного снижения величины электросопротивления контактов и инжекции неосновных носителей заряда [29–31]. Потенциальные барьеры запорного типа в этом случае получаются достаточно тонкими, и носители заряда легко туннелируют через них.

В работе [31, р. 1134, Fig 1] приведены формы равновесных потенциальных барьеров для некоторых типичных значений толщины сильно легированного поверхностного слоя x_{n+} . Показано, что в случае низколегированного полупроводника на границе раздела образуется барьер Шоттки [31, р. 1134, Fig 1a]. Если x_{n+} меньше, чем толщина обедненного слоя w_{n+} ,

потенциальный барьер имеет две области с различными градиентами распределения носителей заряда [31, р. 1134, Fig 1b] и контакт ведет себя как диод Шоттки. Там же [31, р. 1134, Fig 1c] рассмотрен случай, когда $x_{n+} = w_{n+}$. При дальнейшем увеличении $x_{n+} (x_{n+} > w_1(n^{\dagger} +))$ за потенциальным барьером появляется область с пониженным потенциалом [31, р. 1134, Fig 1d]. Случай, характерный для омических контактов, когда полупроводник однородно сильно легирован ($x_1(n^{\dagger} +)$ (0) по всему объему, приведен в [31, р. 1134, Fig 1e]. При этом, если толщина сильно легированного слоя больше толщины обедненного слоя на величину длины свободного пробега носителей заряда, контакт ведет себя так, как в случае однородно легированного полупроводника. Носители заряда в этом случае пересекают барьер практически без рассеяния.

Используя внедрение примеси через пленку металла, можно создавать, таким образом, омические контакты к низколегированным полупроводникам.

В зависимости от уровня инжекции неосновных носителей заряда, высоты и типа потенциального барьера изменяется скорость рекомбинации. В отсутствие контактного поля, возникающего при наличии омического перехода, в случае потенциального барьера запорного типа, увеличивается эффективная скорость рекомбинации дырок и снижается скорость рекомбинации электронов, при антизапорном барьере – наоборот. При высоком уровне инжекции скорость рекомбинации зависит от падения напряжения *в обедненном слое* полупроводника и ВАХ контактов нелинейна [29].

Наличие низкоомной области между металлом и полупроводником придает контакту активные свойства в режиме высокого уровня инжекции. При этом низкоомная область должна быть легирована до уровня $1\cdot 10^{25}$ м⁻³. Возникающее электрическое поле на границе концентраций p^{+-} р и n^{+-} п отражает неосновные носители заряда, что приводит к улучшению свойств контакта. С другой стороны, применение омических переходов p^{+-} р- и n^{+-} п-типа уменьшает влияние инжекции неосновных носителей заряда на характеристики приборов, в частности повышает их быстродействие.

Для повышения быстродействия полупроводниковых приборов создают иногда тонкий слой в приконтактной области, содержащий примесь, обладающую достаточно большим сечением захвата, например, Au [32], что позволяет еще в большей степени уменьшать влияние инжекции с омического контакта. Большим сечением захвата обладают также дефекты в полупроводнике и атомы тяжелых металлов, в частности переходных металлов, создающих в кремнии глубокие уровни см., например, [33–35]. Облучение пленок переходных металлов, в частности тугоплавких металлов ионами, позволяет легировать атомами отдачи этих металлов кремний и создавать неинжектирующие омические контакты.

В работе [36] показано, что облучение ионами фосфора дозой $1 \cdot 10^{15}$ см⁻² контактной системы «молибден – кремний» после термообработки при 1000 °C в течение 30 мин. в атмосфере H₂ приводит к уменьшению контактного сопротивления на 2 порядка величины по сравнению с исходным, что подтверждает эффективность данного метода.

Материалы и методы эксперимента

Исследования проводились на образцах двух типов. Первые представляли собой тестовые образцы, технология изготовления которых была максимально приближена к технологии изготовления кремниевых эпитаксиально-планарных *n*–*p*–*n* генераторных CBЧ-транзисторов.

Для изготовления тестовых образцов использовали эпитаксиальные однослойные структуры кремния 7КЭФ1,5/380ЭКЭС0,01(111). В эпитаксиальном слое формировали тестовые структуры для измерения ρ_{κ} и области для проведения структурных исследований, имитирующие условия взаимодействия пленки молибдена с кремнием *p*- и *n*-типа в контактных окнах.

Тестовые структуры для контактов $Mo - p^+Si$ готовили следующим образом. После химической обработки поверхность эпитаксиального слоя кремния окисляли при температуре 1150° С в сухом, влажном и опять в сухом кислороде до толщины SiO₂ 400 нм. Имплантировали ионы B⁺ с $E_1 = 40$ кэВ в окна, полученные в SiO₂ методом фотолитографии и травления. Дозу легирования (D_1) для формирования p–n-перехода в тестовой структуре варьировали от $6,25 \cdot 10^{13}$ до $6,25 \cdot 10^{15}$ см⁻². После этого методом пиролиза при 720°C осаждали пленку SiO₂ толщиной 300 нм. Отжигали пластины и окончательно формировали p^+ -слои с необходимыми параметрами при температуре ~940 °C в течение 600 с. в атмосфере O₂. В пленке SiO₂ вскрывали контактные окна площадью 10^{-6} см² и наносили пленку Mo.

Для создания контактов Mo – n^+ Si перед окислением имплантировали ионы B⁺ по всей поверхности пластины с $E_1 = 30$ кэВ и дозой $1,25 \cdot 10^{15}$ см⁻² и окисляли при температуре 1000 °C. Затем осаждали методом пиролиза пленку SiO₂ толщиной 300 нм. После этого методом фотолитографии и травления вскрывали окна в пленке SiO₂ и проводили имплантацию ионов P⁺ в окна для формирования p–n-перехода тестовой структуры с $E_1 = 30$ кэВ. Дозу легирования (D_1) варьировали от 6,25·10¹³ до 6,25·10¹⁵ см⁻². Отжигали пластины в атмосфере N₂ при 900° С в течение 600 с и вскрывали контактные окна.

Для удаления естественной оксидной пленки кремния в контактных окнах перед нанесением пленки молибдена применяли стандартную операцию «освежение», заключающуюся в обработке пластины в растворе плавиковой кислоты (HF:H₂O=1:4) в течение 15 с и последующей стандартной отмывке.

Как для контактов Mo – p^+ Si и Mo – n^+ Si, после вскрытия контактных окон в пленке SiO₂ напыление пленок молибдена осуществляли методом магнетронного распыления мишени при температуре подложки 300 °C, токе распыления 2 A и напряжения на мишени 450–550 В. При этих режимах и времени распыления 8–15 мин. при давлении аргона $1 \cdot 10^{-1}$ Па получали пленки толщиной 50–100 нм с удельным поверхностным сопротивлением от 25 до 50 Ом/кв.

Затем осуществляли фотолитографию и травление с целью формирования рисунка токопроводящих дорожек.

В таблице 1 приведены режимы облучения контактов Mo - Si через пленку молибдена ионами Ar^+ , P^+ , B^+ .

Ионы	Энергия (<i>E</i> ₂), кэВ	Доза (D ₂), см ⁻²
Ar^+	100	$6,25 \cdot 10^{14}$
\mathbf{P}^+	100	$6,25 \cdot 10^{13} - 3,125 \cdot 10^{15}$
B^+	60–100	$6,25 \cdot 10^{13} - 3,125 \cdot 10^{15}$

Таблица 1 – Режимы облучения ионами контактов Мо – Si

Отжигали тестовые структуры со сформированными контактами в вакууме $6,7 \cdot 10^{-3}$ Па на ленточном молибденовом нагревателе в течение 600–900 с. в диапазоне температур 200–600 °C. Образцы на нагревателе помещали структурами вверх. Температуру контролировали 4-мя хромель-алюмелевыми термопарами, соединенными параллельно. Разброс температуры для разных образцов составил не более ± 25 °C.

Измеряли $\rho_{\rm k}$ по методике [37]. Особенности изучения структуры и фазового состава переходного слоя, формирующегося в контактной системе «молибден – кремний» при имплантации ионов P⁺ через пленку молибдена, заключающиеся в чрезвычайно малой толщине исследуемых слоев (1–10 нм), определили выбор в качестве методов исследования просвечивающей электронной микроскопии и электронографии. (Легирование эпитаксиального слоя кремния ионами P⁺ проводили при ускоряющем напряжении 40 кэB, а контактной системы Mo – Si – при напряжении 100 кэB. Дозу изменяли от 6·10¹³ до 6·10¹⁵ см⁻² [38]. После легирования образцы подвергали активационному безразгоночному отжигу при температурах 900–1150 °C в атмосфере O₂ в течение 600 с.)

Образцы для съемки готовили по методике [39]. При этом их предварительно травили с обратной стороны пластины в полирующем травителе СР-4. К концу травления применяли разбавленный травитель и снижали скорость травления. При этом образец помещали в стакан на поверхность воды и подсвечивали снизу лампой накаливания, что позволяло точно

выйти на необходимую толщину образца и предохранить от подтравливания границу раздела Мо – Si. Контролировали травление с помощью микроскопа МБС-2.

Структуру переходного слоя границы раздела $Mo - n^+Si$ исследовали на электронографе ЭМР-100 при ускоряющих напряжениях от 50 до 100 кВ методами «на просвет» и «на отражение». Это позволило прозондировать слои от глубоких слоев кремния до поверхности молибденовой пленки, используя дифракцию быстрых электронов, в частности на отражение, так как дифракция медленных электронов оказывается не эффективной из-за формирования аморфных слоев на исследуемой поверхности кремния.

Вторые образцы представляли собой кремниевые эпитаксиально-планарные n-p-n генераторные CBЧ-транзисторы в диапазоне частот выше 1 ГГц типа КТ916 А. Транзисторы были изготовлены как по стандартной [5], так и новой (предложенной) технологии [40–43]. Облучение ионами фосфора омических контактов Мо – n^+ Si к эмиттерам транзистора осуществляли по методике [5]. Для корректного сравнения результатов измерения параметров транзисторов, контакты которых подвергались воздействию ионов фосфора, кремниевая пластина со сформированными транзисторными структурами была наполовину экранирована алюминиевой фольгой. Двухмерное физико-математическое моделирование процесса облучения ионами фосфора сформированных омических контактов Мо – n^+ Si к эмиттерам транзистора проводилось с использованием программы SSUPREM4 программного комплекса компании Silvaco [44].

Результаты и их обсуждение

Результаты измерения удельного сопротивления контактов. Проведенные исследования показали, что характер изменения ρ_{κ} контактов Mo – p^+ Si с возрастанием температуры отжига существенно зависит как от дозы легирования кремния D_1 , так и от дозы облучения контактов D_2 . Для образцов с дозой легирования кремния ионами B⁺ D_1 = 6,2510¹³ см⁻², не подвергнутых облучению, ρ_{κ} уменьшается почти в 2 раза (рисунок 1, кривая 1), в то время как для доз легирования 6,25·10¹⁴ и 6,25·10¹⁵ см⁻² оно возрастает в 20 и 100 раз соответственно (рисунок 1, кривые 3, 5).



Рисунок 1 – Зависимость удельного сопротивления Mo – p^+ Si контактов от температуры отжига. Доза легирования кремния ионами B⁺D₁: 1, 2, 7 – 6,25·10¹³ см⁻²; 3, 4 – 6,25·10¹⁴ см⁻²; 5, 6 – 6,25·10¹⁵ см⁻². Доза облучения контактов D₂: 2, 4, 6 – 6,25·10¹⁴ см⁻² (B⁺); 7 – 6,25·10¹⁴ см⁻² (Ar⁺)

Ю. П. Снитовский

Наблюдаемые зависимости могут быть объяснены образованием на границе раздела $Mo - p^+Si$ силицидов молибдена, скорость роста которых существенно зависит от совершенства структуры приповерхностных слоев кремния. Большая доза легирования кремния влечет за собой большее количество структурных дефектов, сохраняющихся при «безразгоночном» отжиге, что приводит к повышенной диффузии атомов кремния в пленку молибдена с границ зерен поликристаллической фазы кремния, образовавшейся после рекристаллизации аморфизованного слоя [45]. Возможно также образование боридов молибдена или тройных соединений молибдена с бором и кремнием, вероятность образования которых повышается с увеличением дозы легирования кремния бором. Так как электропроводность боридов невысока, то их образование также приведет к росту ρ_{κ} .

Облучение ионами B⁺ и Ar⁺ контактов Mo – p^+ Si приводит к возрастанию величины ρ_{κ} . При этом с увеличением дозы легирования кремния ионами B⁺ от 6,25·10¹³ до 6,25·10¹⁵ см⁻² в случае облучения контактов ионами B⁺ ρ_{κ} возрастает соответственно на 1,5–2,5 порядка. При облучении контактов ионами при дозе легирования кремния 6,25·10¹³ см⁻² величина удельного контактного сопротивления возрастает только в 4,2 раза. Увеличение ρ_{κ} может быть объяснено каскадным перемешиванием атомами отдачи молибдена и потоком ионов B⁺ (Ar⁺) границы раздела Mo – Si [11], что приводит к сильному разупорядочению приповерхностных слоев кремния.

При этом, как показано в работе [46], образуется слой с пониженной электропроводностью, что и приводит к увеличению электросопротивления контактных областей. Меньшее влияние на величину $\rho_{\rm k}$ облучения ионами ${\rm Ar}^+$, по сравнению с ионами ${\rm B}^+$, может быть объяснено образованием при бомбардировке более тяжелыми ионами ${\rm Ar}^+$ большего количества атомов отдачи молибдена и формированием вследствие этого более тесного контакта Мо – Si.

Термообработка в вакууме после облучения контактов ионами B^+ приводит к снижению величины ρ_k контактов Mo – p^+ Si для всего диапазона доз легирования кремния (рисунок 1). В этом случае (рисунок 1, кривые 2, 4, 6) наклон кривых примерно одинаков, что указывает на один и тот же механизм превращений, протекающих на границе «металл – полупроводник» под действием температуры отжига.

Для дозы легирования кремния ионами B⁺ 6,25·10¹⁵ см⁻² после облучения контактов ионами B⁺ (дозой 6,25·10¹⁴ см⁻² с $E_2 = 60-100$ кэВ) при толщине пленки молибдена ~100 нм после отжига при температурах 450–550° С величина $\rho_{\rm k}$ оказывается примерно в 5–10 раз меньше для облученных контактов, чем для необлученных (рисунок 1, кривые 5, 6).

Эффект снижения электросопротивления при облучении контактной системы в случае, когда средний проективный пробег ионов В⁺ не меньше толщины пленки молибдена, может быть объяснен протеканием следующих процессов, например, [47]:

1. Разрушением пленки естественной оксидной пленки кремния на границе раздела Мо – Si и установлением тесного контакта «металл – полупроводник». Насыщением приповерхностного слоя кремния дополнительным количеством внедряемой примеси того же типа, которой легирован кремний.

2. Образованием атомов отдачи молибдена, которые переходят в кремний и насыщают приповерхностный слой.

3. Образованием большого количества радиационных дефектов под действием как основного потока ионов B⁺, так и атомов отдачи молибдена, которые при достаточной дозе легирования образуют аморфизованный слой кремния.

Термообработка приводит к рекристаллизации аморфизованного слоя, активации ~50 % внедренной через пленку молибдена примеси и атомов отдачи молибдена. При этом атомы молибдена создают примесные центры с глубокими уровнями, что в совокупности с остаточной дефектностью приповерхностных слоев кремния должно повышать скорость рекомбинации неосновных носителей в зоне контакта и вести к повышению быстродействия прибора, в состав которого включены данные контакты.

Наряду с этим происходит образование силицидов молибдена на границе раздела Мо – Si, что подтверждается данными электронографических исследований [45, 48].

Однако, по-видимому, в данном случае изменение электронной структуры границы раздела вследствие установления тесного контакта Mo – Si и увеличение концентрации носителей заряда за счет внедрения дополнительного количества примеси превалирует над процессами увеличения $\rho_{\rm K}$ за счет образования слоя силицидов молибдена. Это подтверждается результатами измерения поверхностного сопротивления кремния ($R_{\rm s}$) до и после облучения контактов через пленку молибдена и последующей термообработки, представленными на рисунок 2.

Поверхностное сопротивление кремния после облучения контактов (рисунок 2, кривая 2) увеличивается на 2 порядка по сравнению с исходным значением (рисунок 2, кривая 3), а затем под действием отжига при 600 °C снижается до уровня, только в 2 раза превышающего исходное значение R_s кремния до облучения контактов.

Аналогичная зависимость R_s кремния от температуры отжига была получена и в случае облучения контактов Mo – p^+ Si ионами Ar⁺ (рисунок 2, кривая 1), в то время как ρ_k для этого случая остается постоянным во всем диапазоне температур отжига (рисунок 1, кривая 7). Указанные эффекты наблюдаются во всем исследованном диапазоне энергий и доз ионного облучения контактов через пленку молибдена.

При этом BAX контактов, исключая образцы с дозой легирования бором $D_1 = 6,25 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-2}$, были линейными и симметричными относительно начала координат, т. е. контакты были омическими.



Рисунок 2 – Зависимость поверхностного сопротивления кремния от температуры отжига контактов $Mo - p^+Si$ и $Mo - n^+Si$, облученных ионами B^+ , P^+ , Ar^+ (при $D_1 = 6,25 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$): $1 - Mo - p^+Si$, $D_2 = 6,25 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$ (Ar^+); $2 - M - p^+Si$, $D_2 = 6,25 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$ (B^+); $3 - Mo - p^+Si$; $4 - Mo - n^+Si$; $5 - Mo - n^+Si$, $D_2 = 6,25 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$ (Ar^+); $6 - Mo - n^+Si$, $D_2 = 6,25 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$ (P^+)

Зависимости ρ_{κ} контактов Mo – n+Si от температуры отжига представлены на рисунок 3. До облучения ионами изменение ρ_{κ} контактов имеет такой же характер, как и в случае контактов Mo – p^+ Si. При дозе 6,25·10¹³ см⁻² ρ_{κ} контактов при термообработке уменьшается в 2,5 раза (рисунок 3, кривая 2), а при дозах 6,25·10¹⁴ и 6,25·10¹⁵ см⁻² увеличивается в 3 и 12,5 раз (рисунок 3, кривые 3, 5).



Рисунок 3 – Зависимость удельного сопротивления Mo – n^+ Si контактов от температуры отжига. Доза легирования кремния ионами P⁺D₁: I - I', $2 - 6,25 \cdot 10^{13}$ см⁻²; $3, 4 - 6,25 \cdot 10^{14}$ см⁻²; $5, 6 - 6,25 \cdot 10^{15}$ см⁻²; $7 - 4,375 \cdot 10^{15}$ см⁻². Доза облучения контактов D₂: $I, 4, 6, 7 - 6,25 \cdot 10^{14}$ см⁻² (P⁺); $I' - 6,25 \cdot 10^{14}$ см⁻² (Ar⁺)

Однако по сравнению с контактами $Mo - p^+Si$ облучение контактов Mo - n+Si ионами P^+ приводит к несколько иным зависимостям изменения их ρ_{κ} от температуры отжига.

При дозе легирования кремния $D_1 = 6,25 \cdot 10^{13}$ см⁻² ионами P⁺ облучение контактов как ионами P⁺, так и ионами Ar⁺ дозой $D_2 = 6,25 \cdot 10^{14}$ см⁻² при энергии $E_2 = 100$ кэВ приводит к увеличению ρ_{κ} почти на порядок, а после отжига при температурах до 500° С – лишь к некоторому снижению величины ρ_{κ} на 20 – 30 % (рисунок 3, кривая 1), как и в случае легирования контактов Мо – p^+ Si ионами Ar⁺.

В диапазоне доз легирования кремния $D_1 = 6,25 \cdot 10^{14} - 4,375 \cdot 10^{15}$ см⁻² ионами Р⁺ после облучения контактов ионами P^+ увеличения ρ_{κ} не наблюдается. Отжиг в диапазоне температур 200–500 °C приводит к уменьшению $\rho_{\rm K}$ в 2–5 раз (рисунок 3, кривые 4, 7). На графике поверхностного сопротивления кремния (рисунок 2) в этом случае отсутствует скачок электросопротивления после облучения контактов Mo - n+Si ионами Ar^+ и P^+ (рисунок 2, кривые 5, 6). Снижение ρ_{κ} контактов Mo – n+Si после облучения ионами P⁺ было также подтверждено в работе [36]. Разница состоит в том, что в данном случае аналогичный эффект был получен при гораздо меньших дозах облучения и температурах отжига контактов. По-видимому, в данном случае определенную роль играет тот факт, что отжиг проводили в вакууме, а не нейтральной среде (H₂) [36]. При дозе легирования кремния ионами $P^+D_1 = 6,25 \cdot 10^{15}$ см⁻² после отжига контактов, облученных ионами P^+ , происходит увеличение ρ_k приблизительно в 6 раз (рисунок 3, кривая 6). В этом случае $\rho_{\rm K}$ до облучения незначительно выше, чем после облучения, и для температуры отжига 500° C составляет 6·10⁻⁴ Ом·см⁻². Отметим, что в диапазоне доз легирования кремния ионами фосфора 6,25·10¹⁴-4,375·10¹⁵ см⁻² путем облучения контактов Mo – n+Si ионами фосфора и последующего низкотемпературного отжига достигается эффект существенного снижения электросопротивления контактных областей (более чем на 2 порядка), который может быть использован при изготовлении приборов с мелкозалегающими *p* – *n*-переходами.

Структура переходного слоя контактов Mo – Si. Ионная имплантация является основным методом формирования локальных легированных областей в полупроводниковом кремнии [1, 49–52]. Внедрение ионов сопровождается образованием дефектов кристаллической решетки кремния: первичных – точечных дефектов вакансионного и междоузельного типа, а после термообработок – вторичных, чаще всего линейных дефектов дислокационного типа, микродвойников и дефектов упаковки. Эти нарушения ухудшают электрофизические характеристики ИМС, СВЧ-транзисторов и снижают процент выхода годных изделий.

В [51] предложен пошаговый метод получения бездислокационных ионнолегированных слоев кремния. Так, доза $8 \cdot 10^{13}$ см⁻² имплантации ионами As⁺ с энергией 1 МэВ набиралась в один, в два (по 4 10^{13} см⁻²) и в 4 шага (по 2 10^{13} см⁻²). Показано, что электропроводность кремния снижалась с ростом числа шагов имплантации, следовательно, пошаговый метод

позволяет получать более совершенные легированные слои кремния. В [52] также рассмотрен пошаговый метод получения ионнолегированных слоев кремния. Так, доза 1,1 10^{14} см⁻² ионов Р⁺с энергией 1 МэВ набиралась в 4 шага по 2,8 10^{13} см⁻². И в этом случае дефектность легированных слоев кремния снижалась с ростом числа шагов.

В [6] при формировании пьедестала коллектора СВЧ-транзистора путем нагревания и бомбардировки протонами предложен похожий метод. При этом в скрытую область пьедестала коллектора бомбардируют протонами со ступенчатым изменением ускоряющего напряжения 250, 200, 150 и 100 кэВ и дозой на каждом этапе $4,210^{13}$ см⁻²; $3,410^{13}$ см⁻². Показано, что данный способ позволяет улучшить электрические параметры транзистора, упростить их изготовление и повысить процент выхода годных. Одним из новых процессов является модификация поверхностного слоя полупроводника, основанная на смешивании его с нанесенным на поверхность полупроводника слоем металла за счет каскадов динамических смещений атомов металла, вызванных прохождением первичных ионов. Это открывает новые возможности при создании контактных систем с элементами субмикронных размеров.

Выводы

1. Проведен анализ процессов фазообразования и изменения электрических свойств границы раздела «металл – полупроводник» под действием ионного облучения. Показано, что образование новых фаз в тонкопленочной системе определяется температурой процесса, градиентом концентрации диффузанта, структурными дефектами, механическими напряжениями и диффузионными барьерами на границе раздела «металл – кремний». Наличие промежуточных фаз и их электропроводность играет значительную роль в процессах переноса электрических зарядов в омических контактах. Анализ работ показал, что пространственное перераспределение атомных компонентов, совершаемое как за счет прямых столкновений между первичными ионами и атомами мишени, так и каскадное динамическое смещение атомов мишени, приводит к изменению свойств материалов. В областях с высокой концентрацией дефектов возможно образование фаз, которые не предсказываются равновесной термодинамикой. Наблюдается превышение пределов растворимости, вероятно получение композиций на основе нерастворимых друг в друге материалов.

2. Показаны принципиально новые возможности, представляемые методом селективного удаления атомов путем воздействия пучков ускоренных частиц определенной энергии в область границы раздела сформированных омических контактов Mo - n+Si к эмиттерам транзистора КТ916А. Установлено, что отжиг при температуре 400–500 °C облученных ионами фосфора омических контактов Mo - n+Si приводит к снижению удельного сопротивления контактов по сравнению с необлученными более чем на 2 порядка, а облучение ионами аргона приводит к необратимому увеличению удельного сопротивления контактов.

Литература

1. Тагер, А. С. Перспективные направления полупроводниковой электроники СВЧ [Текст] / А. С. Тагер // Литовский физический сборник. – 1981. – Т. 21, № 4. – С. 23–44.

2. Управляемая трансформация электрических, магнитных и оптических свойств материалов ионными пучками [Текст] / Б. А. Гурович, Д. И. Долгий, Е. А. Кулешова [и др.] // УФН. – 2001. –Т. 171, № 1. – С. 105–117.

3. Снитовский, Ю. П. Влияние облучения ионами фосфора омических контактов на параметры транзисторов [Текст] / Ю. П. Снитовский // Взаимодействие ионов с поверхностью : материалы Х Всесоюзной конференции с международным участием, 3–6 сентября 1991 г., Звенигород : в 3 т. – Москва, 1991. – Т. 3. – С. 154–156.

4. Снитовский, Ю. П. Влияние облучения ионами фосфора омических контактов на структуру переходного слоя и параметры транзисторов [Текст] / Ю. П. Снитовский // Ионно-

лучевая техника, оборудование и технология ионной имплантации : тезисы докладов V научно-технической конференции, посвященной 70-летию В. А. Симонова. Гурзуф, октябрь 1991 г. – Москва, 1991. – С. 53.

5. Снитовский, Ю. П. Влияние облучения ионами фосфора омических контактов на параметры транзисторов [Текст] / Ю. П. Снитовский // Электронная промышленность. – 1992. – № 1. – С. 59–60.

6. Способ изготовления СВЧ-транзисторов: а. с. 897048 СССР, МКИЗ Н01L 21/331 [Текст] / В. Ф. Данилов, Ю. П. Снитовский, А. А. Рассадин [и др.]. – № 2980998/25; заявл. 09.09.80; опубл. 20.03.12 // Изобретения. Полезные модели : официальный бюллетень. – 2012. – № 8. – С. 486.

7. Снитовский, Ю. П. Новая технология изготовления мощных СВЧ-транзисторов [Текст] / Ю. П. Снитовский // СВЧ-техника и телекоммуникационные технологии : материалы 14-й Международной крымской конференции, Севастополь, 13–17 сентября 2004 г., Севастополь. Крым. Украина. (КрыМиКо' 2004). – Севастополь, 2004. – С. 568–569.

8. Солодуха В. А. Управляемая трансформация параметров кремниевых биполярных мощных СВЧ-транзисторов [Текст] / В. А. Солодуха, Ю. П. Снитовский // Доклады НАН Беларуси. – 2015. – Т. 59, № 1. – С. 112–117.

9. Tsaur, B. Y. Ion-beam-induced silicide formation [Text] / B. Y. Tsaur, Z. L. Liau, J. W. Mayer // Applied Physics Letters. – 1979. – V. 34, № 2. – P. 168–170.

10. Ли, Д. Имплантированные полупроводниковые приборы [Текст] / Д. Ли, Дж. Мейер // ТИИЭР. – 1974. – Т. 62, № 9. – С. 70–87.

11. Ion-beam mixing of metal-semiconductor eutectic systems [Text] / S. S. Lau, B. Y. Tsaur, M. Von Allmen [et al.] // Nuclear Instruments and Methods. – 1981. – V. 182/183. – P. 97–105.

12. Ion bombardment induced interface mixing in the Ag – Si system [Text] / N. P. Tognetti, R. P. Webb, C. E. Christodoulides [et al.] // Nuclear Instruments and Methods. – 1981. – V. 182/183. – P. 107–114.

13. Nelson, R. S. Metallurgical application of ion implantation and ion bombardment [Text] / R. S. Nelson // Vacuum. – 1973. – V. 23, № 3. – P. 79–84.

14. Ion-beam-induced reaction in metal-semiconductor and metal-metal thin film structures [Text] / J. W. Mayer, B. Y. Tsaur, S. S. Lau [et al.] // Nuclear Instruments and Methods. – 1981. – V. 182/183. – P. 1–13.

15. Rusbridge, K. L. Modification of near-surface precipitation in Al – Ge alloy by ion irradiation [Text] / K. L. Rusbridge // Nuclear Instruments and Methods. – 1981. – V. 182/183. – P. 521–529.

16. X-ray study of the defect structure in ion implanted niobium and molybdenum superconductors / G. Linker // Nuclear Instruments and Methods. – 1981. – V. 182/183. – P. 501–508.

17. Бобченок, Ю. Л. Формирование омических контактов «тугоплавкий металл – кремний» при ионной имплантации в область границы раздела : автореф. ... дис. канд. техн. наук / Ю. Л. Бобченок ; Ин-т электроники АН БССР. – Минск, 1987. – 16 с.

18. Electrical properties of Si implanted with As through SiO₂ films [Text] / T. Hirao, G. Fuse, K. Inone [et al.] // Journal of Applied Physics. -1980. - V. 51, No 1. - P. 262-268.

19. Recoil implantation of antimony into silicon [Text] / A. Grob, J. J. Grob, N. Mesli [et al.] // Nuclear Instruments and Methods. – 1981. – V. 182/183. – P. 85–92.

20. Amorphous clusters associated with recoil oxygen created in As^+ ion-implanted Si/SiO_2 systems [Text] / T. Izumi, T. Matsumori, T. Hirao [et al.] // Nuclear Instruments and Methods. – 1981. – V. 182/183. – P. 483–488.

21. Tsong, I. S. T. Ion-beam-induced atomic mixing at the Si/SiO_2 interface [Text] / I. S. T. Tsong, J. R. Monkowski, D. W Hoffman // Nuclear Instruments and Methods. – 1981. – V. 182/183. – P. 237–240.

22. Юдин, В. В. Пробеги и дисперсия пробегов при ионной имплантации [Текст] / В. В, Юдин // Электроная техника. Сер. 2. Полупроводниковые приборы. – 1978. – Вып. 8(126). – С. 8–15.

23. Юдин, В. В. Исследование некоторых физических проблем создания планарных структур методом ионного легирования [Текст] / В. В. Юдин. – Москва : ЦНИИ «Электрони-ка», 1970. – ДЭ-325.

24. Bernstein, T. A useful method for approximating the profile of ions implanted on electron devices [Text] / T. Bernstein, A. Kolodny // IEEE Trans. On Electron Devices. – 1977. V. – ED-24. – N_{2} 12. – P. 1365–1366.

25. Бетуганов, М. А. Расчет профилей ионов в подложке при бомбардировке многослойных структур [Текст] / М. А. Бетуганов, А. Г. Шауцуков // Физика и химия обработки материалов. – 1978. – № 5. – С. 151–153.

26. Microstructure and evolution of composites prepared by self-propagation high-temperature synthesis [Text] /X.-J. Song, H.-Z. Cui, L.-L. Cao [et al.] // Transactions of Nonferrous Metals Society of China. -2016. - V. 26, $N_{\odot} 7. - P. 1878-1884$.

27. Migration of Mo atoms across Mo – Si interface induced by Ar^+ ion bombardment [Text] / H. Nishi, T. Sakurai, T. Akamatsu [et al.] // Applied Physics Letters. – 1974. – V. 25, No 6. – P. 337–339.

28. Christel, L. A. Recoil range distributions in multilayered targets [Text] / L. A. Christel, J. E. Gibbons, S. Mylroye // Nuclear Instruments and Methods. – 1981. – V. 182/183. – P. 187–198.

29. Куликова, Е. В. Омические контакты рекомбинационного и антизапорного типа (обзор теории) [Текст] / Е. В. Куликова, И. В. Рыжиков, Ю. И. Сидоров // Электронная техника. Сер. 2. Полупроводниковые приборы. –1971. – Вып. 3(60). – С. 3–27.

30. Yndurain, F. Density of states and barrier height of metal – silicon contacts [Text] / F. Yndurain // Journal of Physics C: Solid State Physics. – 1971. – V. 4, N 17. – P. 2849–2858.

31. Kharlamov, M. Y. Arc-Plasma Wire Spraying: An Optical Study of Process Phenomenology [Text] / M. Y. Kharlamov, I. V. Krivtsun, V. M. Korzhyk // Journal of Thermal Spray Technology. – 2015. – Vol. 24, № 8. – P. 1566–1573.

32. Милнс, А. Примеси с глубокими уровнями в полупроводниках [Текст] / А. Милнс. – Москва : Мир, 1977. – 562 с.

33. Берман, Л. С. Исследование радиационных дефектов в кремниевых *p*⁺–*n*-переходах, облученных *γ*-квантами [Текст] / Л. С. Берман, Р. Ф. Витман, В. Б. Шуман // ФТП. – 1975. – Т. 9, № 2. – С. 311–315.

34. Исследование фотопроводимости кремния, легированного железом [Текст] / М. А. Абдулгафарова [и др.] // ФТП. – 1974. – Т. 8, № 11. – С. 2170–2173.

35. Ладыгин, Е. А. Физико-технические основы радиационных методов обработки полупроводниковых приборов и микросхем [Текст] / Е. А. Ладыгин // Известия вузов. Материалы электронной техники. – 2005. – № 4. – С. 31–41.

36. The effect of phosphorus ion implantation on molybdenum/silicon contacts [Text] / S. W. Chiang, T. P. Chow, R. F. Reihl [et al.] // Journal of Applied Physics. – 1981. – V. 52. – N_{0} 6. – P. 4027–4032.

37. Berger, H. H. Contact resistance and contact resistivity [Text] / H. H. Berger // Journal of the Electrochemical Society. $-1972. - V. 119. - N_{2} 4. - P. 507-514.$

38. Снитовский, Ю. П. Структура переходного слоя, формирующегося в системе Мо – Si при имплантации ионов *P*⁺ через пленку молибдена [Текст] / Ю. П. Снитовский, Л. П. Ходарина // Доклады БГУИР. – 2017. – № 1. – С. 5–12.

39. Бобченок, Ю. Л. Метод получения образцов «металл – кремний» химическим травлением для исследований на электронографе и электронном микроскопе [Текст] / Ю. Л. Бобченок, С. И. Цыбульская, О. Ф. Леоненко // Приборы и техника эксперимента. – 1986. – № 1. – С. 214–216.

40. Способ изготовления транзисторов: а. с. 1828333 СССР, МКИ5 Н 01 L 21/33 [Текст] / Ю. П. Снитовский, А. П. Матюшевский ; Минск. радиотехн. ин-т. – № 4756314 ; заявл. 04.11.1989 ; опубл. 20.03.2012 // Открытия. Изобретения. 2012. – № 8. – С. 488.

41. Солодуха В. А. Особенности изготовления мощных СВЧ-транзисторов методом внутреннего формирования структур [Текст] / В. А. Солодуха, Ю. П. Снитовский, Я. А. Соловьев // Современные проблемы радиоэлектроники : сборник научных трудов XX Всероссийской научно-практической конференции с международным участием, посвященной 122-й годовщине ДНЯ РАДИО, Красноярск, 4–5 мая 2017 г. – Красноярск : Сиб. федер. ун-т, 2017. – С. 521–525.

42. Солодуха В. А. Изготовление полупроводниковых приборов методом внутреннего формирования структур [Текст] / В. А. Солодуха, Ю. П. Снитовский, Я. А. Соловьев // Современные информационные и электронные технологии : труды XVIII Международной научно-практической конференции, Одесса, 22-26 мая 2017 г. – Одесса : Политехпериодика, 2017. – С. 81–82.

43. Снитовский, Ю. П. Ионная имплантация через слой SiO₂ и возможность ее применения при изготовлении полупроводниковых приборов [Текст] / Ю. П. Снитовский // Взаимодействие излучений с твердым телом : материалы 12-й Международной научной конференции, Минск, Беларусь, 19–22 сент. 2017 г. – Минск, 2017. – С. 476–478.

44. Increasing accuracy of high temperature and speed processes micropyrometry [Text] / A. G. Bebiya, M. P. Boronenko, A. E. Seregin [et al.] // IOP Conference Series : Materials Science and Engineering. Tomsk, Russia. – Tomsk, 2015. – V. 93, $N_{\rm D}$ 1. – P. 012021.

45. Гурский Л. И. Особенности фазовых превращений в системе молибден – кремний, подвергнутой ионной бомбардировке [Текст] / Л. И. Гурский, В. А. Зеленин, Ю. Л. Бобченок // Физика и химия обработки материалов. – 1984. – № 5. – С. 72–75.

46. Изменение электропроводности приповерхностных слоев кремния при травлении ионами [Текст] / И. А. Аброян, В. В. Дубро, И. А. Ильин [и др.] // Электронная техника. Сер. 2. Полупроводниковые приборы. – 1981. – Вып. 4(147). – С. 36–40.

47. Снитовский, Ю. П. Свойства омических контактов Мо – Si, облученных ионами бора, фосфора, аргона [Текст] / Ю. П. Снитовский // Взаимодействие излучений с твердым телом : материалы XI Международной научной конференции, Минск, Беларусь, 23–25 сент. 2015 г. – Минск, 2015. – С. 274–276.

48. Контроль формовки МДМ-структур наноэлектроники в сильных электрических полях [Текст] / П. Ю. Гуляев, В. И. Зеленский, Ю. В. Сахаров, П. Е. Троян // Ползуновский вестник. – 2010. – № 2. – С. 68–71.

49. Технология ионного легирования [Текст] / Под ред. П. В. Павлова ; пер. с япон. – Москва : Советское Радио, 1974. – 160 с.

50. Тетельбаум, Д. И. 50 лет исследований в НИФТИ ННГУ в области физических проблем ионной имплантации [Текст] / Д. И. Тетельбаум // Вестник Нижегородского университета им. Н. И. Лобачевского. – 2010. – № 5. – С. 250–259.

51. Liefting R.Engineering of damage in ion implanted silicon: PhD Thesis Degree. Enschede Univ. Of Twente, 1992. – 335 p.

52. Дефектно-примесная инженерия в имплантированном кремнии [Текст] / А. Р. Челядинский, Ф. Ф. Комаров // Успехи физических наук. – Т. 173. – 2003. – № 8. – С. 813–846.