

©1995 г.

ПРОБЛЕМЫ МИКРОЭЛЕКТРОНИКИ

(1. Диффузия. 2. Дефектообразование. 3. Деградация)

В.И.Соколов

Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе Российской академии наук,
194021, Санкт-Петербург, Россия
(Получена 28 ноября 1994 г. Принята к печати 13 декабря 1994 г.)

Диффузионное легирование кремния сопровождается процессами межпримесного взаимодействия, приводящими к образованию в твердом растворе силицидных фаз, существующих в рассматриваемом температурном интервале. Процессы фазообразования вызывают существенные изменения в дефектной структуре кристалла и являются причиной наблюдаемых при диффузии фосфора в кремний «аномальных» эффектов.

Сформированная в технологическом цикле дефектная структура полупроводникового прибора определяет значения его параметров и характер их изменения в процессе эксплуатации. Показано, что основной причиной деградации является несогласованность кинетики генерации и рекомбинации дефектов, специфичных для выбранных условий эксплуатации.

Сделан вывод, что уменьшение размеров активных элементов микроэлектронных устройств и перенос акцента при их проектировании и изготовлении в плоскость анализа процессов формирования дефектной структуры в технологическом цикле позволит существенно увеличить надежность полупроводниковых приборов.

1. Диффузия

Широкие исследования диффузии примесей в полупроводниках были начаты в 50-х годах. Эти исследования были стимулированы созданием транзистора и пониманием того факта, что диффузионное легирование полупроводника может быть удобным технологическим приемом для формирования электронно-дырочных переходов, составляющих основу полупроводниковых приборов. Цель этих исследований — не только получение данных, необходимых для разработки технологических режимов формирования различных приборных структур, но и изучение механизмов миграции примесных и собственных атомов по кристаллической решетке полупроводника. Подробный обзор этих исследований сделан в монографиях Б.И. Болтакса [1,2] и его учеников [3,4].

Наибольшее количество работ по исследованию диффузии было выполнено на кремнии, физико-химические свойства которого явились естественным фундаментом разработанной в 60-х годах планарной технологии. Прикладной акцент первых диффузионных исследований предопределял и их результаты: концентрационные распределения примеси, измерявшиеся в некотором температурно-временном интервале, сравнивались со стандартными решениями уравнений Фика для простейших граничных условий, что давало возможность вычислить и величину коэффициента диффузии, и его температурную зависимость.

Коэффициент диффузии определяет кинетику формирования твердого раствора, и его величина обуславливается механизмом миграции примесных атомов по кристаллической решетке. Для кристалла коэффициент диффузии является фундаментальным параметром, величина которого характеризует структуру и энергию связи решетки. Однако в отличие от таких фундаментальных параметров, как, например, плотность или постоянная решетки, значения которых для разных образцов могут различаться не более чем на 1%, коэффициенты диффузии одной и той же примеси, измеренные разными авторами, могут различаться более чем на порядок. Это наглядно иллюстрируется номограммой для определения величины коэффициентов самодиффузии и диффузии бора в кремнии, при построении которой использованы некоторые литературные данные ^[5-9] (рис. 1).

Причина наблюдающегося несовпадения значений коэффициента диффузии кроется в различной дефектной структуре разных кристаллов кремния. Действительно, в процессе диффузии примесный атом перемещается из одного устойчивого положения в решетке в другое, которое может и не быть структурно-эквивалентным первоначальному.

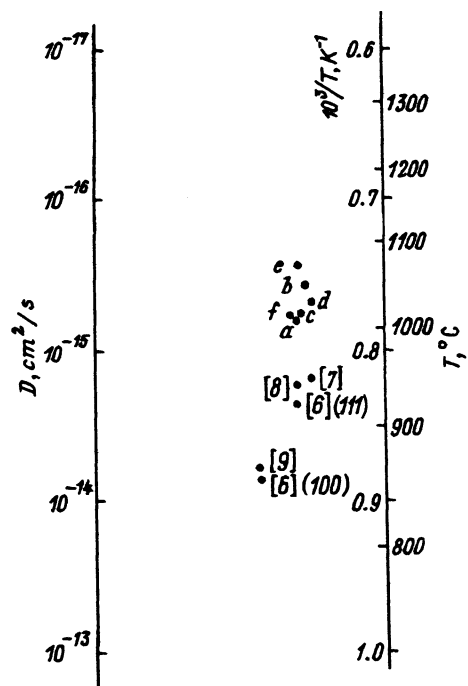


Рис. 1. Номограмма для определения коэффициента самодиффузии по данным ^[5] (a-f) и диффузии бора по данным ^[6-9] в кремнии.

Таких устойчивых положений в кристаллической решетке реального кристалла имеется достаточно много. Это не только вакансии и междоузлия, но и различные комплексы точечных дефектов, дислокационные системы, зоны внутренних механических напряжений и т.п. [10], т.е. все то, что формирует дефектную структуру реального кристалла. Различный характер дефектной структуры кристалла обуславливает и различные времена оседлой жизни диффундирующего атома в каждом из устойчивых положений (в потенциальной яме), куда он попадает в процессе случайных блужданий по решетке, что и предопределяет получение различных значений коэффициентов диффузии одной и той же примеси в экспериментах, выполненных на разных кристаллах.

Интегральной характеристикой дефектности кристалла является его микротвердость [11]. На рис. 2 приведена кривая накопления значений \bar{n} микротвердости 45-и бездислокационных монокристаллов кремния КЭФ-7.5, выращенных в направлении [100], которая свидетельствует о различной дефектности разных кристаллов кремния. Образцы для определения микротвердости кремния представляли собой пластины толщиной 250 мкм, отрезанные перпендикулярно оси роста и зеркально полированные окисью хрома. После полировки все пластины подвергались нормализующей термообработке — окислению в сухом кислороде в течение 40 мин при 1200°C. Определение микротвердости производилось после снятия окисла в плавиковой кислоте. При измерениях пластина ориентировалась таким образом, что диагональ отпечатка совпадала с [110], а нагрузка на индентор составляла 20 гс. Микротвердость рассчитывалась по среднему арифметическому значению длины диагонали отпечатка, которое определялось не менее чем по 30 измерениям, сделанным в центре пластины. Для контроля тарировки прибора перед каждым измерением на кремнии определялась микротвердость свежего скола одного и того же кристалла каменной соли, средняя величина которой за весь период измерений составляла 21.5 ± 0.5 кгс/мм².

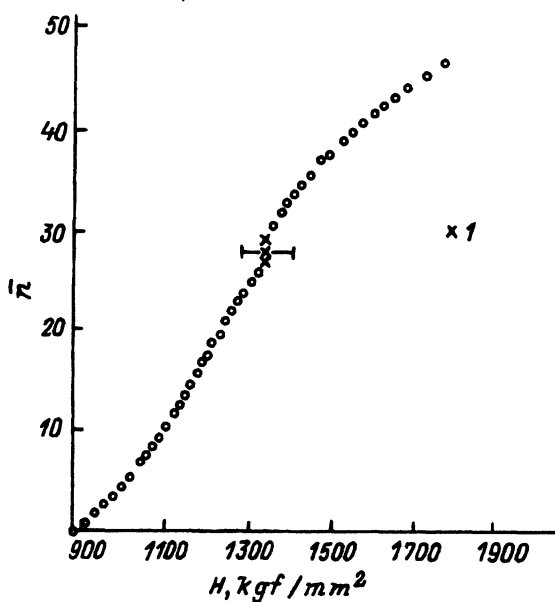


Рис. 2. Кривая накопления значений микротвердости кремния КЭФ-7.5 (100). 1 — измерения на пластинах, взятых из разных частей одного и того же кристалла.

Как видно из рис. 2, микротвердость разных кристаллов кремния может существенно различаться. Более мягкие кристаллы могут быть обогащены мелкими кислородными преципитатами [12], тогда как более жесткие могут содержать более высокую концентрацию межузельных дефектов [13] или иметь более высокий уровень внутренних механических напряжений [14].

Различная дефектная структура исходных кристаллов, а также процессы ее эволюции при диффузионных термообработках обуславливают и наблюдаемый разброс в экспериментальных данных (рис. 1) и отличие экспериментальных концентрационных распределений от канонического вида, свидетельствующие не столько о нарушении «законов Фика», сколько о необходимости разработки адекватных математических моделей для описания процессов миграции примесей в полупроводнике.

На рис. 3 приведены концентрационные распределения фосфора в кремнии, отражающие сложные процессы взаимодействия диффундирующей примеси с решеткой полупроводника. Изменяя свое пространственное положение в процессе миграции, примесные атомы непрерывно перестраивают свои электронные оболочки, приводя их в соответствие с локальной электронной структурой потенциальной ямы. При этом изменяется эффективный заряд атома, его атомный объем, а локальная симметрия формирующихся межатомных (атом кремния — атом диффундирующей примеси) связей отражает стремление термодинамической системы примесь-матрица в каждом сечении иметь минимальное значение внутренней энергии. Это обстоятельство предопределяет возможность формирования в диффузионном слое включений различных фаз, соответствующих диаграмме состояний рассматриваемой системы в исследуемом температурном интервале, и делает неполным любой анализ диффузионных явлений без ее учета [15].

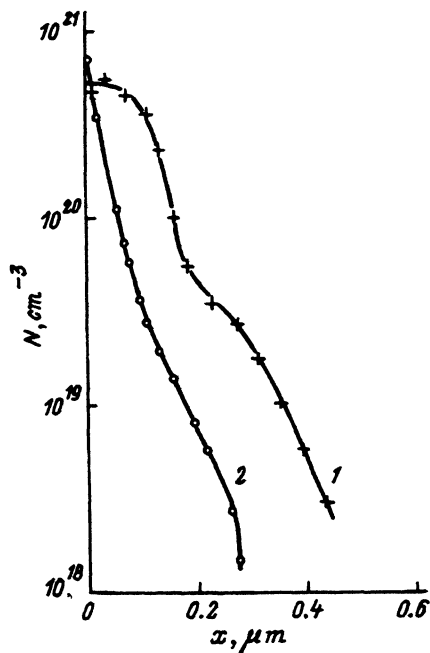


Рис. 3. Распределение по координате x концентрации N фосфора в кремнии КДБ-1.0. Образцы: 1 — после отжига при 950°C , 15 мин в аргоне и закалки; 2 — предварительно введена медь.

Действительно, любая химическая реакция в твердом теле может идти только с учетом дефектов решетки — вакансий (V) или собственных межузельных атомов (I), которые необходимы для компенсации разницы в удельных объемах между исходными компонентами и продуктом химической реакции. Поэтому сопряженный с диффузией процесс химического взаимодействия примесных атомов с атомами кремния может вызвать формирование в кристалле направленного в зону (или из зоны) химической реакции потока точечных дефектов, который будет влиять на кинетику диффузии.

Диффузия фосфора — наиболее наглядный пример влияния на концентрационное распределение примеси процессов фазообразования в диффузионном слое [15]. Фосфид кремния (SiP) является результатом химических реакций



и его формирование должно вызывать приток в диффузионную зону вакансий (а) или выдавливание из диффузионной зоны межузельных атомов (б). Приповерхностное плато на концентрационном распределении (рис. 3, кривая 1) — слой, насыщенный мелкими преципитатами [16]. Протяженность этого плато при постоянной граничной концентрации фосфора со временем увеличивается. На падающем участке концентрационного распределения четко выделяется точка перегиба, маркирующая границу, на которой происходит смена преимущественного механизма миграции фосфора. Представляется в большой степени вероятным, что при концентрациях, меньших значения, соответствующего точке перегиба, наблюдается увлечение атомов фосфора встречным потоком вакансий, текущих в зону формирования преципитатов SiP . К сожалению, недостаточная полнота экспериментальных исследований и ограниченность теоретических методов, используемых для анализа диффузионных явлений, не позволяют сделать надежных выводов даже о механизме самодиффузии в кремнии [17], когда никаких химических реакций в решетке кристалла не происходит.

Учет процессов фазообразования при диффузионном насыщении кристалла примесью, естественно, снимает и всякое недоумение по поводу невозможности зафиксировать в твердом растворе всю вводимую примесь даже при самых высоких скоростях закалки [18].

Кремний — элемент, обладающий высокой химической активностью, проявление которой при диффузионном легировании не является неожиданным. Удивительной оказалась ориентационная зависимость коэффициентов диффузии легирующих примесей, особенно ярко проявляющаяся при диффузии бора в окислительной среде (рис. 1). Коэффициент диффузии в кристалле является тензором II ранга, характеристической поверхностью которого в кристаллах кубической сингонии является сфера, поэтому в кремнии — в соответствии с фундаментальными положениями кристаллофизики — никакой ориентационной зависимости коэффициента диффузии быть не должно. Наблюдающееся противоречие может рассматриваться как свидетельство того, что процесс насыщения кристалла кремния примесью (образование

твердого раствора) в окислительной среде не является чисто диффузионным, т.е. результатом случайных блужданий примесных атомов и дефектов. Это заключение подтверждается экспериментальным фактом, свидетельствующим, что дефекты упаковки при окислении гораздо легче образуются на поверхности (100), чем на (111) [19], и является дополнительным свидетельством того, что кинетика диффузии определяется особенностями дефектной структуры образца.

При формировании приборных структур локальное легирование кремния осуществляется путем введения примеси в окна, вскрытые в защитной маске. При этом вид потенциального распределения и диффундирующей, и предварительно диффузионно введенной примеси изменяется [20]. Причиной наблюдаемых эффектов может быть донорно-акцепторное взаимодействие, влияние на миграцию электрически заряженной примеси внутренних электрических полей (если уровень легирования превышает концентрацию собственных носителей при температуре диффузии), механических напряжений и возникающих при больших концентрациях дислокаций несоответствия. Эти эффекты подробно описаны в монографии [21], однако проблема взаимного влияния примесей на диффузию еще далеко не решена. Кривая 2 на рис. 3 описывает концентрационное распределение фосфора, полученное с помощью электрических измерений в кремнии, легированном медью. Как видно из рисунка, наличие меди в кристалле кремния существенно замедляет диффузию фосфора, что подтвердили и контрольные эксперименты с использованием радиоактивных изотопов [22]. В условиях этих экспериментов концентрация меди в образцах не превышала 10^{18} см^{-3} , тогда как концентрация фосфора вблизи внешней границы была более чем на 2 порядка выше. При такой значительной разнице в концентрациях, казалось бы, никакого влияния меди на диффузию фосфора быть не должно. И хотя однозначной трактовки результатов этих экспериментов нет, их можно рассматривать как свидетельство того, что легирование кремния амфотерной примесью (медью) до уровня, близкого к пределу растворимости, приводит к значительной перестройке дефектной структуры образца, результатом которой является изменение концентрации точечных дефектов, обеспечивающих миграцию.

В настоящее время диффузия как метод легирования утратила лидирующие позиции в технологии микроэлектроники. Широкое внедрение ионной имплантации позволило сделать процесс легирования существенно более воспроизводимым не только за счет точного дозирования локально вводимой примеси, но и за счет нормализации дефектной структуры кристаллов, когда кинетика миграции внедренной примеси определяется в основном не генетической дефектностью, а радиационными дефектами. Необходимость устранения радиационных дефектов из легированной области при условии сохранения созданного имплантацией распределения примесей послужила основанием для разработки различных вариантов нестационарного (адиабатического) отжига, что требует проведения исследований процессов миграции и взаимодействия примесей и дефектов в условиях больших температурных градиентов, резких изменений концентрации носителей и внутренних механических напряжений.

Развитие микроэлектроники идет в направлении уменьшения размеров активных элементов интегральных схем, а также разработки способов создания пространственных структур и сверхрешеток, что позволит использовать для обработки информации различные квантовые эффекты. Это обстоятельство обуславливает необходимость перехода в диффузионных исследованиях к микроскопическому анализу условий, определяющих стабильность пространственного положения отдельного атома в решетке реального кристалла.

2. Дефектообразование

Дефектная структура кристалла, как явствует из изложенного выше, определяется не только условиями его выращивания, но и попадающими в решетку неконтролируемыми примесями, а также условиями технологической обработки. По мере совершенствования технологии количество неконтролируемых примесей, случайно попадающих в кристалл, непрерывно снижается. Об этом, в частности, свидетельствует приведенная в [23] зависимость времени жизни от концентрации легирующих примесей: в области низких концентраций по данным последних лет эта зависимость идет существенно выше построенной по старым данным. Тем не менее в технологические циклы изготовления некоторых полупроводниковых приборов введена операция геттерирования.

Эффективность этой операции определяется чувствительностью изготавливаемого полупроводникового прибора к загрязнению, особенностями температурно-временного цикла его изготовления, а также природой и концентрацией загрязняющих примесей (вводимых на технологических операциях или имеющихся в исходном кристалле), спектр которых широк [24]. При геттерировании происходит существенная перестройка дефектной структуры кристалла прежде всего за счет изменений в ансамбле точечных дефектов.

Используемый в микроэлектронике монокристаллический кремний представляет собой многокомпонентный твердый раствор. Именно поэтому каждый технологический цикл изготовления полупроводникового прибора является замкнутой самосогласованной последовательностью отдельных операций, в которой нарушение режима какой-либо одной операции или изменение квалификации используемых материалов чревато резким изменением процента выхода годных приборных структур. Это обуславливается тем, что каждая технологическая операция выполняет две функции. Во-первых, в процессе ее проведения кристаллу (или сопряженным с ним элементам конструкции) придается определенные свойства, которые обеспечивают получение необходимых параметров полупроводникового прибора. Во-вторых, каждая технологическая операция модифицирует дефектную структуру и кристалла полупроводника, и всех сопряженных с ним элементов конструкции, вводя в формирующийся полупроводниковый прибор присущие ей дефекты.

Многие технологические операции проводятся при повышенных температурах. Термообработка сама по себе вносит изменения в дефектную структуру кристалла [25], существенную роль в которых играют процессы распада в твердом растворе [26]. Эти процессы превращают кристалл (многокомпонентный твердый раствор) в своеобраз-

ный компонентный материал, который при технологических обработках может проявлять свою специфику. Так, при нагреве монокристаллов кремния наблюдаются резкие изменения линейных размеров экспериментальных образцов [27], наиболее вероятной причиной которых, по-видимому, являются структурные превращения в преципитатах технологических примесей — углерода и кислорода. Изменение удельного объема преципитата сопровождается изменением поля внутренних механических напряжений вокруг него, что в свою очередь вызывает перераспределение точечных дефектов и, соответственно, локальное изменение генерационно-рекомбинационных характеристик полупроводника, т.е. изменение его электрофизических параметров.

На процессы, происходящие в объеме кристалла, оказывают существенное влияние процессы, протекающие на его внешних границах. Химическое травление, инжeksiруя в объем кристалла вакансии, стимулирует возникновение направленных к поверхности потоков межузельных дефектов, тогда как упругие волны, возникающие при химическом травлении [28], способствуют релаксации внутренних механических напряжений.

При плазмохимических воздействиях, приходящих в микроэлектронике на смену химической обработке, поверхность кристалла бомбардируется потоком медленных ионов. При этом происходит не только распыление кристалла, но и существенное увеличение (из-за наличия атомов отдачи) его плотности в приповерхностных слоях [29]. Это приводит к возникновению стационарного потока межузельных атомов в глубь кристалла и вызывает формирование встречного потока вакансий из внутренних источников, что позволяет использовать плазмохимическую обработку для стимулирования диффузионных процессов [30].

Основной технологической операцией планарного цикла является создание на поверхности кристалла защитного покрытия. Возникающие при этом на межфазной границе раздела структурные напряжения [31] определяют формирование дефектной структуры и в приповерхностной области кристалла, и в нанесенной пленке [32]. При этом разыгрывающиеся на внешней поверхности или вблизи нее процессы являются дальнедействующими [33], т.е. распространяющимися по всему кристаллу [34].

Сформированная в технологическом цикле дефектная структура твердого тела не является равновесной, о чем свидетельствуют наблюдающиеся при хранении релаксационные процессы [35]. В качестве некой условной меры неравновесности дефектной структуры можно принять разницу между продолжительностью технологической операции и характеристическим временем формирования равновесной дефектной структуры τ_j , по истечении которого концентрации и пространственные распределения всех составляющих дефектной структуры (при сохранении внешних условий) уже не изменяются. Для оценки τ_j рассмотрим процесс установления равновесной концентрации вакансий в идеальном кристалле. Поскольку в идеальном кристалле все узлы эквивалентны, вероятность нахождения вакансии в любом из N_0 узлов решетки одинакова. По истечении некоторого времени наблюдения t вакансии в каждом из узлов решетки будут наблюдаться в течение времени $\Delta t = t[V]/N_0$. Приняв Δt равным времени оседлой жизни ва-

кансии в узле (τ_V), для характеристического времени формирования равновесной дефектной структуры получаем

$$\tau_j = \tau_V \frac{N_0}{[V]} = \frac{a^2}{D_s}. \quad (2)$$

Здесь D_s — коэффициент самодиффузии, который определяется произведением концентрации вакансий на их коэффициент диффузии, a — длина элементарного скачка вакансий.

При температурах порядка 1000°C τ_j порядка нескольких секунд, однако при температурах меньше 800°C его величина может измеряться многими часами. В реальном кристалле, где внешние условия обуславливают формирование и других дефектов, характеристическое время может существенно превосходить продолжительность любой технологической обработки.

В соответствии с принятой геометрической классификацией дефектная структура кристалла представляет собой систему иерархически подчиненных ансамблей, взаимодействие между которыми при изменении внешних условий приводит как к изменениям в соответствующем ансамбле, так и к изменениям дефектной структуры кристалла в целом. На рис. 4 приведена условная схема дефектной структуры реального кристалла. Ансамбль точечных дефектов (нуль-мерных) играет определяющую роль в этой системе, поскольку точечные дефекты — единственный вид дефектов, вводимых в кристалл, которые понижают его энергию, т.е. являются равновесными. В качестве составляющей ансамбля точечных дефектов следует рассматривать и электронную подсистему — свободные носители заряда, имеющиеся в кристалле. Строго говоря, точечный дефект — это геометрический центр распределенных в пространстве электрического поля и поля деформаций, т.е. дефект, имеющий все три измерения [36].

Одномерные дефекты представлены в реальном кристалле полными и частичными дислокациями, дислокациями несоответствия и дислокационными сетками. Дислокации снижают уровень внутренних механических напряжений в кристалле и вызывают перераспределение носителей заряда и точечных дефектов, формируя примесные атмосферы, протяженность и насыщенность которых определяются температурой и степенью легирования [37].

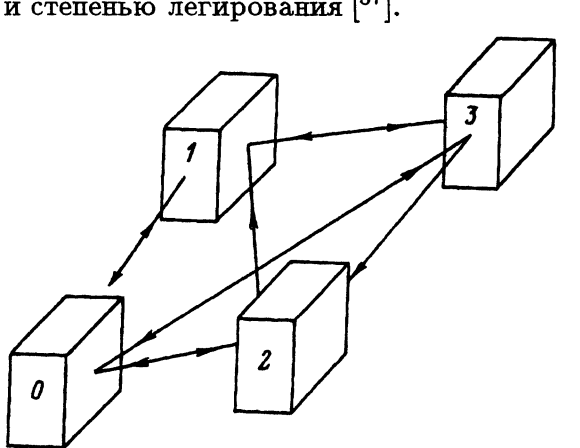


Рис. 4. Схема дефектной структуры. Стрелками показано взаимодействие между различными ансамблями дефектов. Числа — размерность дефектов.

Ансамбль двумерных дефектов образует межфазные и изоконцентрационные границы, а также дефекты упаковки. Частным случаем межфазных границ является внешняя поверхность кристалла. Суммарная энергия внешних поверхностей стремится к минимуму. Поэтому внешняя огранка кристалла, выращиваемого в условиях, близких к равновесным, обычно выполняется кристаллографическими плоскостями, характеризующимися минимальным значением удельной поверхностной энергии [38]. По этой же причине наблюдается изгиб кремниевых пластин, используемых в планарной технологии, при несимметричной обработке поверхностей (эффект Гваймана) [39] или удалении окисла с одной из сторон [40]. В современных кремниевых планарных интегральных схемах межфазные границы представлены широким набором различных контактов: полупроводник-полупроводник, полупроводник-диэлектрик, полупроводник-металл, диэлектрик-диэлектрик, диэлектрик-металл, металл-металл.

Наиболее ярким представителем изоконцентрационных границ является $p-n$ -переход. В $p-n$ -переходе существует внутреннее электрическое поле, оно пространственно разделяет электроны и дырки и является плоскостью, концентрирующей внутренние механические напряжения в кристалле [41].

Трехмерные дефекты в реальном кристалле представлены набором различных преципитатов, образование которых уменьшает концентрационное пересыщение в кристалле. Преципитат может быть когерентным или некогерентным [42]. В обоих случаях между преципитатом и матрицей возникают межфазные границы, на которых в зависимости от природы и размеров преципитата могут формироваться внутренние гетеропереходы или барьеры Шоттки, а также дислокации несоответствия. Преципитаты оказывают наиболее существенное влияние на параметры интегральных схем. Наличие их в активной области делает интегральную схему негодной [43].

Общей характеристикой всех выше перечисленных дефектов являются создаваемые ими в кристалле внутренние механические напряжения, возникающие в результате локальной деформации или разрыва межатомных связей. Это позволяет рассматривать рентгенотопографические методы, обеспечивающие получение картины распределения дефектов по всему объему кристалла [44], как наиболее полно характеризующие дефектную структуру на качественном уровне.

Количественные критерии для характеристики дефектной структуры кристалла пока не известны. В этом отношении представляется многообещающим использование фрактальной идеологии [45], в рамках которой дефектная структура кристалла рассматривается как фрактал, изменяющий свою размерность при трансформации дефектной структуры.

Дефектную структуру полупроводникового прибора определяет не только совокупность используемых для его создания материалов и технологических операций, но и геометрические размеры активных областей. При их уменьшении снижается, в частности, вероятность образования дефектов, возникновение и развитие которых происходит только после преодоления критических порогов дефектообразования (возникновение дислокаций несоответствия, распад твердого раствора). Это позволяет надеяться, что происходящий переход микроэлектроники

на существенно более высокий уровень функций функциональных возможностей наноэлектроники обусловит создание полупроводниковых приборов, в которых процессы деградации их параметров за счет естественной эволюции дефектной структуры будут отсутствовать.

3. Деградация

Деградация является отражением процессов перестройки дефектной структуры полупроводникового прибора, в результате которых уменьшается степень ее неравновесности. Кинетика деградации определяется условиями и режимом эксплуатации полупроводникового прибора, при этом дефектная структура перестраивается, приобретая свойства, отвечающие измененным внешним условиям. На рис. 5 приведена кинетика изменения коэффициента усиления в планарных транзисторах при облучении α -частицами ^{239}Pu . Приборы с одинаковыми значениями электрических параметров устанавливались на одном источнике α -частиц. В процессе облучения один прибор находился в рабочем состоянии, при этом осуществлялась непрерывная запись значений коэффициента усиления. Другой вводился в электрический режим только в момент измерения коэффициента усиления (через каждые 10–20 мин). Как видно из рисунка, в непрерывно работающем приборе α -облучение вызывает заметно большее уменьшение коэффициента усиления, чем в неработающем, однако после прекращения облучения наблюдается его частичное восстановление до того же уровня, до которого изменился коэффициент усиления неработающего прибора.

Облучение α -частицами вносит существенные возмущения в ансамбль точечных дефектов и электронную подсистему. При этом, как следует из результатов эксперимента, процесс генерации дефектов, ответственных за уменьшение коэффициента усиления, превалирует над процессом их рекомбинации. Это позволяет сделать заключение, что деградация, понимаемая как ухудшение параметров полупроводникового прибора в процессе его эксплуатации, является результатом несогласованности кинетики генерации и рекомбинации дефектов.

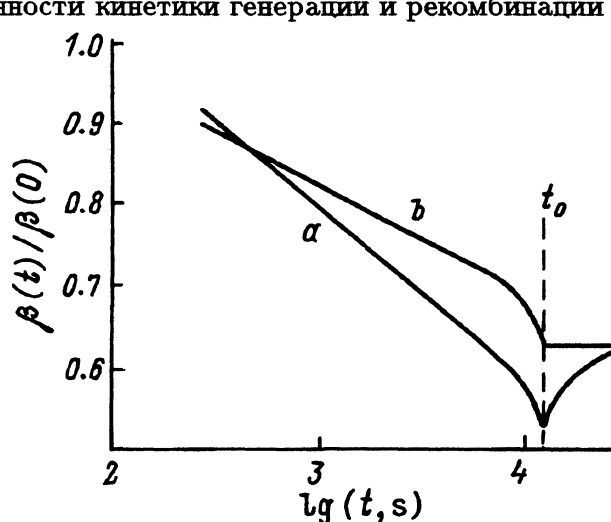


Рис. 5. Кинетика изменения коэффициента усиления транзистора β при α -облучении работающего прибора (а) и невключенного прибора (б). В момент t_0 облучение прекращено.

Параметры полупроводникового прибора являются прямым отражением состояния дефектной структуры и ее эволюции. Вносимые в дефектную структуру изменения и, соответственно, наблюдающиеся изменения параметров при эксплуатации полупроводникового прибора могут быть либо обратимыми, либо необратимыми. При обратимых изменениях хранение в естественных условиях или термообработка приводят к восстановлению первоначальных значений параметров, что свидетельствует о несущественной разнице в кинетике генерации и рекомбинации специфических для эксплуатационных условий дефектов. При необратимых изменениях различие в кинетике этих двух процессов значительно. Концентрация накапливающихся (за период эксплуатации) дефектов превосходит некоторый пороговый уровень, что и вызывает необратимую трансформацию дефектной структуры. На рис. 6 показано изменение порогового напряжения двух p -канальных МОП интегральных схем при облучении γ -квантами ^{60}Co (доза облучения в каждом цикле составляла $5 \cdot 10^5$ рад) и последующем отжиге в течение 30 мин при 300°C . Как видно из рисунка, при одинаковом воздействии на оба прибора у прибора 2 возникает заметно большее изменение порогового напряжения, причем в дефектной структуре этого прибора процесс рекомбинации возникающих радиационных дефектов подавлен, что и вызывает по мере их накопления от цикла к циклу рост порогового напряжения после отжига.

Как уже отмечалось выше, дефектная структура полупроводникового прибора неравновесна. Поэтому любые изменения внешних условий стимулируют эволюционные процессы, определяющие переход дефектной структуры в более равновесное состояние. Эволюцию дефектной структуры (как и любой термодинамической системы) можно описать обобщенным уравнением [46]

$$\frac{dq}{dt} = N(q, t) + F(t), \quad (3)$$

где q — вектор состояния системы, определяющий значения параметров полупроводникового прибора; $N(q, t)$ — силы, вызывающие эволюцию дефектной структуры и определяющиеся условиями эксплуатации или хранения; $F(t)$ — флуктуирующие силы, определяющие случайное воздействие на полупроводниковый прибор при хранении или эксплуатации (например, попадание в прибор космической частицы).

Для частных случаев уравнение (3) упрощается и его решение позволяет сделать удовлетворительный прогноз времени жизни полупроводникового прибора, определяемого, например, деградационными

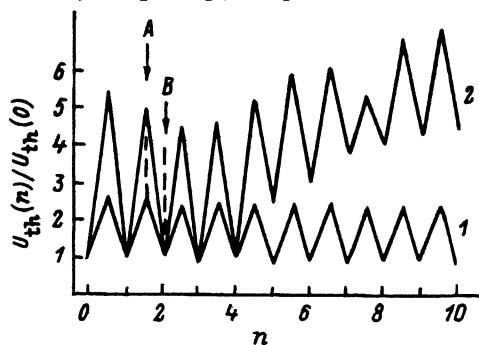


Рис. 6. Зависимость относительного изменения порогового напряжения $U_{th}(n)/U_{th}(0)$ для двух образцов p -канальных МОП интегральных схем от числа циклов (n) «облучение (A)–отжиг (B)».

процессами в контактной системе [47]. Общего решения уравнения (3) нет. При использовании фрактальных представлений q можно идентифицировать с фрактальной размерностью дефектной структуры полупроводникового прибора, тогда как параметр α определяет геометрию созданного в технологическом цикле потенциального рельефа и направление эволюции дефектной структуры.

После изготовления полупроводникового прибора его дефектная структура находится в потенциальной яме на вершине холма, высота которого характеризует степень неравновесности дефектной структуры (и, соответственно, уровень параметров полупроводникового прибора), а крутизну склонов определяют условия эксплуатации.

На рис. 7 условно показан потенциальный рельеф, описывающий жизненный цикл полупроводникового прибора [48]. Срок службы прибора определяется эффективной длиной радиуса-вектора, проведенного из центра потенциальной ямы на уровень основания холма. При этом ориентации радиуса-вектора характеризует особенности эксплуатации полупроводникового прибора в выбранном режиме. Срок службы прибора будет максимальным при хранении в комфортных условиях (вектор a) или эксплуатации в щадящем режиме (вектор b), когда для перехода в равновесное состояние дефектная структура должна преодолеть высокий потенциальный барьер. При эксплуатации в штатном режиме (вектор c) величина потенциального барьера ниже. Это, однако, не означает, что в данном случае срок службы прибора *a priori* будет меньше. Как уже указывалось выше, для необратимого изменения параметров необходимо накопление определенной концентрации дефектов, присущих выбранному режиму эксплуатации. Происходящая при этом трансформация дефектной структуры может перевести ее в другую потенциальную яму, которых на пути эволюции может быть несколько.

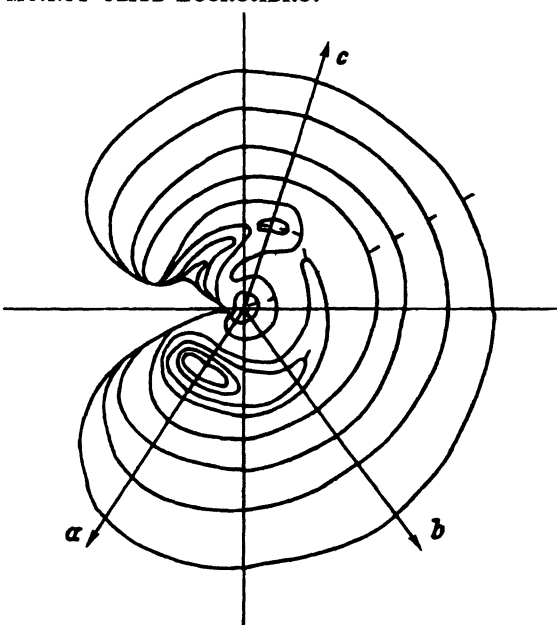


Рис. 7. Схема потенциального рельефа, определяющего эволюцию дефектной структуры в процессе эксплуатации полупроводникового прибора.

Эволюционные процессы в дефектной структуре могут сопровождаться и улучшением параметров полупроводникового прибора [49] — таких примеров в литературе достаточно много. Это обстоятельство позволяет поставить на повестку дня вопрос о переформулировании задачи, решаемой при конструировании и разработке изделий микроэлектроники. Вместо «как сделать прибор с необходимым комплексом параметров?» следует решать задачу «как не ввести в прибор дефекты, ограничивающие его эксплуатационные возможности?». Это влечет за собой необходимость системного анализа технологического цикла с акцентом на взаимодействии дефектов генетических и введенных при отдельных технологических операциях, что в перспективе позволит формировать потенциальный рельеф с наперед заданными характеристиками, определяющий жизненный цикл полупроводникового прибора.

Микроэлектроника — основной двигатель научно-технических преобразований последней четверти XX века. Стимулируя фундаментальные научные исследования, прежде всего в области физики твердого тела, а также развитие технологии чистых веществ, микроэлектроника стала сегодня и мощным социальным фактором, являясь фундаментом информационных технологий.

Естественная логика ставит перед микроэлектроникой проблемы конструирования материалов с заданными свойствами и использования динамических неоднородностей и квантовых эффектов в целях обработки информации. Решение этих проблем сопрягается с уменьшением размеров активных элементов микросхем, что в перспективе чревато созданием одноэлектронной логики. Естественно, и уровень параметров, и принцип работы, и технологические способы создания микроэлектронных устройств уже в XXI веке могут быть иными. Однако опыт, накопленный при решении проблем современной микроэлектроники, будет использован в будущем.

Попыткой некоторого обобщения и систематизации этого опыта является данная работа.

Список литературы

- [1] Б.И. Болтакс. *Диффузия в полупроводниках* (Л., 1961).
- [2] Б.И. Болтакс. *Диффузия и точечные дефекты в полупроводниках* (Л., 1972).
- [3] Ф.С. Шишияну. *Диффузия и деградация в полупроводниковых материалах и приборах* (Кишинева, 1978).
- [4] Т.Д. Джафаров. *Дефекты и диффузия в эпитаксиальных структурах* (Л., 1978).
- [5] J. Hirvonen, A. Anttila. *Appl. Phys. Lett.*, **39**, 703 (1979).
- [6] G. Masetti, S. Solmi, G. Songini. *Sol. St. Electron.*, **19**, 545 (1976).
- [7] E.L. Williams. *J. Electrochem. Soc.*, **108**, 795 (1961).
- [8] R.N. Ghoshtagore. *Phys. Rev. B*, **3**, 389 (1971).
- [9] G.L. Vick, K.M. Whittle. *J. Electrochem. Soc.*, **116**, 1142 (1969).
- [10] В.И. Соколов. В сб.: *Проблемы электронного материаловедения* (Новосибирск, 1986) с. 90.
- [11] В.М. Глазов, В.Н. Вигдорчик. *Микротвердость металлов и полупроводников* (М., 1969).
- [12] I. Yonenaga, K. Sumino. *Japan. J. Appl. Phys.*, **21**, 47 (1982).
- [13] К. Рейви. *Дефекты и примеси в полупроводниковом кремнии* (М., 1984).
- [14] М.Г. Мильвидский, Л.В. Лайнер. *Науч. тр. Гуредмета* (М., 1962) т. 6, с. 149.
- [15] В.И. Прохоров, В.И. Соколов, Л.М. Сорокин. *ФТТ*, **23**, 1302 (1981).
- [16] D. Nobili, A. Armigliato, M. Finetti, S. Solmi. *J. Appl. Phys.*, **53**, 1484 (1982).
- [17] C.G. Morgan-Pond. *J. Electron. Mater.*, **20**, 399 (1991).

- [18] H. Kitagawa, S. Tanaka, H. Nakashima, M. Yoshida. *J. Electron. Mater.*, **20**, 441 (1991).
- [19] S.M. Hu. *Appl. Phys. Lett.*, **27**, 165 (1975).
- [20] В.И. Соколов, Н.А. Федорович, Г.М. Гурьянов, А.П. Коварский. *ФТТ*, **24**, 1635 (1982).
- [21] *Атомная диффузия в полупроводниках*, под ред. Д. Шоу (М., 1975).
- [22] Б.И. Волтакс, Р.Ш. Малкович, В.А. Покоева, В.И. Соколов. *ФТП*, **10**, 755 (1976).
- [23] D.K. Schroder. *Sol. St. Phenomena*, **6-7**, 383 (1989).
- [24] P.F. Schmidt, C.W. Pearce. *J. Electrochem. Soc.*, **128**, 630 (1981).
- [25] М.Г. Мильвидский, В.В. Освенский. *Структурные дефекты в монокристаллах полупроводников* (М., 1984).
- [26] D.K. Schroder, C.S. Chen, J.S. Kang, X.D. Song. *J. Appl. Phys.*, **63**, 136 (1988).
- [27] В.М. Глазов, В.Б. Кольцов, В.З. Кудова, А.Р. Регель, Ю.Н. Таран, Г.Г. Тимошина, К.И. Узлов, Э.С. Фалькевич. *Электронная промышленность*, вып. 5, 17 (1993).
- [28] В.Д. Скупов, В.А. Перевошиков, О.Н. Горшков. *Поверхность*, вып. 7, 155 (1989).
- [29] T. Adachi, C.R. Celms. *Appl. Phys. Lett.*, **32**, 199 (1979).
- [30] В.А. Лабунов, В.Е. Борисенко. *ФТП*, **13**, 604 (1979).
- [31] V.I. Sokolov, N.A. Fedorovich. *Phys. St. Sol. (a)*, **99**, 151 (1987).
- [32] S.A. Litvinenko, V.I. Sokolov. *Phys. St. Sol. (a)*, **116**, 615 (1989).
- [33] S. Mizuo, H. Higuchi. *Japan. J. Appl. Phys.*, **21**, 1547 (1982).
- [34] В.И. Соколов, И.Л. Шульпина, С.А. Гончаров, Н.С. Жданович. *Электрон. техн. Материалы*, вып. 7 (261), 6 (1991).
- [35] H. Gosan, A. Morimoto, M. Murahata. *Thin Sol. Films*, **149**, 85 (1987).
- [36] Дж. Эшелби. *Континуальная теория дислокаций* (М., Иностр. лит., 1963).
- [37] Т. Судзуки, Х. Есината, С. Такеуги. *Динамика дислокаций и пластичность* (М., Мир, 1989).
- [38] В.Д. Васильев. *Физическая кристаллография* (М., 1972).
- [39] П.А. Пундур, Р.И. Зейля. *Обмен опытом в электрон. пром-ти*, вып. 5, 41 (1967).
- [40] В.И. Козлов, А.В. Раков. *Электрон. техн., сер. Микроэлектроника*, вып. 8, 68 (1971).
- [41] В.И. Соколов. *ФТТ*, **7**, 265 (1965).
- [42] А.Г. Хачатурян. *Теория фазовых превращений и структура твердых растворов* (М., 1974).
- [43] H.R. Huff, F. Shimura. *Sol. St. Technol.*, **28**, 103 (1985).
- [44] I.L. Shulpina. *J. Phys. D: Appl. Phys.*, **26**, A82 (1993).
- [45] А.И. Олемский, А.Я. Флат. *УФН*, **163**, вып. 12, 1 (1993).
- [46] Г. Хакен. *Информация и самоорганизация: макроскопический подход к сложным системам* (М., 1991).
- [47] Kwaku, A. Danso, Larry Tullos. *Microelectr. Reliab.*, **21**, 513 (1981).
- [48] С.П. Лавренко, В.И. Соколов. *Тез. докл. Всес. конф. «Конструктивно-технологическое обеспечение качества микро- и радиоэлектронной аппаратуры при проектировании и производстве»* (Ижевск, 1988) с. 152.
- [49] W.L. Bloss, W.E. Yamada, A.M. Young, B.K. Janousek. *IEEE Trans.*, NS-35, 1074 (1988).

Редактор Л.В. Шаронова

Problems in microelectronics

V.I. Sokolov

A.F. Ioffe Physicotechnical Institute, Russian Academy of Sciences, 194021 St. Petersburg, Russia