

Виконано аналіз утворення стратової неоднорідності за рахунок накопичення домішки в розплаві у фронту кристалізації при вирощуванні монокристалів кремнію і розглянута модель прискореної кристалізації цієї області розплаву. Для усунення або значного зниження умов утворення страт, пропонується застосовувати режими вирощування монокристалів при високих швидкостях, що виключить накопичення домішки у фронту кристалізації і забезпечить однорідний її розподіл за об'ємом монокристала

Ключові слова: кремній, фронт кристалізації, монокристал, домішка, неоднорідність, страти, мікросхема, концентрація, переохолодження, фаза

Выполнен анализ образования стратовой неоднородности за счет накопления примеси в расплаве у фронта кристаллизации при выращивании монокристаллов кремния и рассмотрена модель ускоренной кристаллизации этой области расплава. Для устранения или значительного снижения условий образования страт, предлагается применять режимы выращивания монокристаллов при высоких скоростях, что исключит накопление примеси у фронта кристаллизации и обеспечит однородное ее распределение по объему монокристалла

Ключевые слова: кремний, фронт кристаллизации, монокристалл, примесь, неоднородность, страты, микросхема, концентрация, переохлаждение, фаза

ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРО- НЕОДНОРОДНОСТИ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ПРИМЕСИ В МОНОКРИСТАЛЛАХ КРЕМНИЯ

И. Ф. Червоний

Доктор технических наук, профессор,
заведующий кафедрой*

О. П. Головки

Кандидат физико-математических наук, доцент*

*Кафедра металлургии цветных металлов

Запорожская государственная

инженерная академия

пр. Ленина, 226, г. Запорожье, Украина, 69006

E-mail: rot44@yandex.ru

1. Введение

Развитие электроники и микроэлектроники основано на применении монокристаллического кремния и неразрывно связано с качественными характеристиками выращиваемых монокристаллов кремния. Главным направлением в микроэлектронике является минимизация размеров элементов и увеличение плотности их расположения в одной микросхеме (рис. 1).

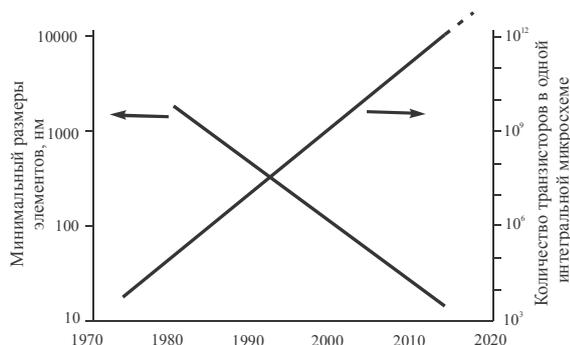


Рис. 1. Развитие микроэлектронных устройств на основе кремния

Для изготовления микросхем используются пластины монокристаллического кремния, вырезанные из выращенного из расплава монокристалла. Мини-

тюризация и повышение плотности элементов микросхем выдвигает повышенные требования к однородности электрофизических и структурных характеристик пластин кремния.

Радиальная неоднородность (неоднородность распределения удельного электрического сопротивления по поперечному сечению монокристалла) является важной характеристикой монокристаллических пластин кремния, из которых изготавливаются приборы. В настоящее время при выращивании монокристаллов особое внимание уделяется микронеоднородности распределения удельного электрического сопротивления, т. е. неоднородности на малом измеряемом отрезке монокристаллической пластины – порядка 50...100 мкм. Это обусловлено тем, что при постоянном увеличении плотности приборов на одном кристалле величина микронеоднородности может служить источником брака и приводить к снижению эффективности использования монокристалла.

Как отмечается в работе [1], наличие электрофизических нарушений, а именно изменение удельного электрического сопротивления, резко снижает (до 75%) выход годных микросхем. Одним из таких нарушений является примесная полосчатая (стратовая) неоднородность в монокристаллах кремния, которые выращиваются из расплава методом Чохральского или бестигельной зонной плавкой. Процессоры с нарушенными (неоднородными) участками приходится выделять в бракованную часть (рис. 2).

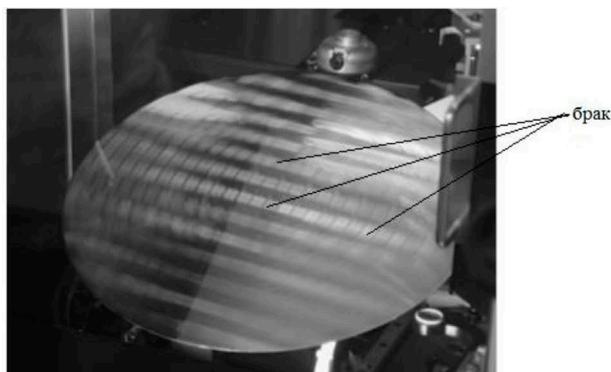


Рис. 2. Фото кремниевой пластины, из которой вырезаются приборы [1]

Связано это с тем, что на пластине монокристалла кремния готовится серия приборов, которые должны быть близкие по характеристикам. В случае наличия микронеоднородности распределения удельного электрического сопротивления по радиусу пластины могут возникнуть места утечки тока, которые образуются при превышении концентрации примеси заданного уровня.

2. Анализ литературных данных и постановка проблемы

Выращивание монокристаллического кремния из расплава сопровождается наличием фазового перехода первого рода с образованием монокристаллического кремния. Формирование заданной структуры монокристалла и его электрофизических характеристик (количество примесей и их распределение по объему монокристалла) определяется технологическими режимами процесса выращивания. При фазовом переходе на фронте кристаллизации монокристалла между жидкой и твердой фазами происходит перераспределение примеси, что характеризуется коэффициентом распределения. В зависимости от вида примеси, температурных условий кристаллизации, характера образующихся в расплаве потоков коэффициент распределения примеси может быть больше или меньше единицы. Если коэффициент распределения меньше единицы, примесь оттесняется фронтом кристаллизации в расплав и кристаллизующийся монокристалл очищается от примеси. Если коэффициент распределения больше единицы, то примесь переходит из расплава в кристаллизующийся монокристалл и он обогащается примесью.

В выращиваемом монокристалле характер распределения примеси проявляется в виде определенной неоднородности по длине и по поперечному сечению монокристалла. По длине монокристалла (при рассмотрении продольного сечения) характер микронеоднородности проявляется в виде волнообразного или параболического распределения. В поперечном сечении монокристалла такой характер распределения проявляется в виде кольцевой неоднородности. Наиболее существенное влияние на качество монокристаллов оказывает микрораспределение примеси – распределение в виде страт (полос).

Радиальное распределение примеси монокристалла кремния имеет четко выраженную неоднородность,

которая вызвана не только макрораспределениями примеси, но и микронеоднородностью распределения. Микронеоднородности распределения характеризуется большей частотой и разной амплитудой. Характерной особенностью неоднородности распределения примеси является образование примесных полос (страт) обогащенной примесью в процессе кристаллизации.

На рис.3 приведенная схема и микрофотография слоистого распределения примеси, которая образуется в процессе кристаллизации кремния. Четко видно периодичность благосклонность слоев обогащенных примесью и распределение с малой концентрацией примеси.

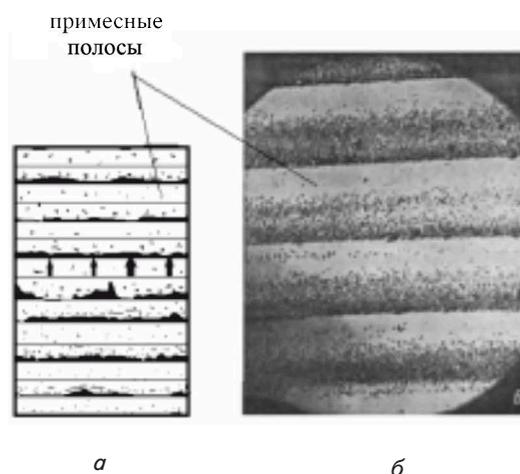


Рис. 3. Расположение слоев примеси в монокристалле кремния: а – схема; б – фотография распределения примеси $\times 100$

Образование обогащенного примесью слоя характеризует микронеоднородности распределения примеси (удельное электрическое сопротивление), которая может служить источником повышенной электропроводимости таких участков и созданию непригодных для применения при изготовлении электронных приборов.

Такое распределение имеет большую частоту и при увеличении плотности приборов на единице площади кристалла проявляет отрицательное действие. При подготовке пластин кремния к изготовлению микросхем такие неоднородности проявляются как дефекты и сопутствуют искажению электрофизических характеристик, т.е. браку микросхем [1]. Изучению и уменьшению стратовой неоднородности посвящен ряд работ, в которых авторы анализируют условия их образования и методы устранения. В работе [2] проводится анализ тепловых условий выращивания на распределение примесей в объеме монокристалла и рассматривается влияние переохлаждения в расплаве при концентрации примеси $>10^{20}$ см⁻³. Образовавшееся переохлаждение приводит к значительному накоплению примеси в расплаве вблизи фронта кристаллизации, что обеспечивает быструю кристаллизацию такого слоя и образованию полосчатой (стратовой) неоднородности. Авторами [3] при проведении исследований влияния воздействия ультразвуковых волн в диапазоне 0,25...10 МГц на межфазную границу не удалось исключить образование стратовой неоднородности в выращиваемых монокристаллах кремния. Изменением характеристик ультразвуковых колеба-

ний при воздействии на расплав – частотой 18...20 кГц и интенсивностью 0,3–0,6 Вт×см⁻², как отмечается в работе [4], также не удалось достигнуть значительного снижения величины макронеоднородности распределения примеси. Влияние условий кристаллизации на образование стратовой неоднородности исследовалось также авторами работы [5], в которой высказывается предположение о преобладающем воздействии механизма роста монокристаллов, в частности послынного роста, на формирование микронеоднородности. Однако при рассмотрении модели послынного роста кристаллической фазы не удается объяснить условия образования обогащенного примесью слоя расплава, который обеспечивает концентрационное переохлаждение расплава.

Авторами работ [6, 7] исследовалось влияние взаимодействия кислорода с другими примесями, их перераспределение у фронта кристаллизации в диффузионном режиме и изменение скорости кристаллизации образовавшегося примесно-кислородного слоя. Как было установлено, скорость кристаллизации такой области увеличивается примерно на 1 мм/мин, что не объясняет образование стратовой неоднородности.

Таким образом, выполненный анализ литературных данных свидетельствует о необходимости поиска причин и условий образования стратовой неоднородности, однако проведенные многими авторами исследования на настоящее время не привели к положительным результатам.

3. Цель и задачи исследования

Целью проведения настоящих исследований было выполнение теоретического обоснования условий образования стратовой неоднородности в монокристаллах кремния, выращиваемых из расплава.

Задачами исследования, решение которых представляется необходимым для достижения этой цели, были выбраны:

- выделение моноатомного слоя в качестве объекта кристаллизации и расчет концентрации примеси в расплаве вблизи границы раздела фаз в приближении перераспределения примеси в жидкой и твердой фазах при кристаллизации моноатомного слоя;

- в таком приближении ставилась задача рассмотрения условий и анализ накопления примеси в расплаве у фронта кристаллизации и образования области концентрационного переохлаждения за счет повышения концентрации примеси;

- предполагая последовательность процесса кристаллизации, целесообразным являлось выполнить расчет изменения скорости кристаллизации слоя расплава, обогащенного примесью и анализ возможности скачкообразного изменения скорости кристаллизации расплава при изменении в нем концентрации примеси;

- на основе анализа полученных данных предложить модель образования стратовой неоднородности в монокристаллах кремния.

4. Анализ условий образования стратовой неоднородности

При изучении влияния скорости вращения выращиваемого монокристалла было установлено, что из-

менение скорости вращения сильно влияет на форму расплава и радиальные распределение примеси.

Расчетные формы потоков в расплаве аналогичны тем, которые наблюдаются в экспериментальных условиях. На рис. 4 представлена модель, которая показывает структуру потоков в расплаве при выращивании монокристаллов методом индукционной бестигельной зонной плавки.

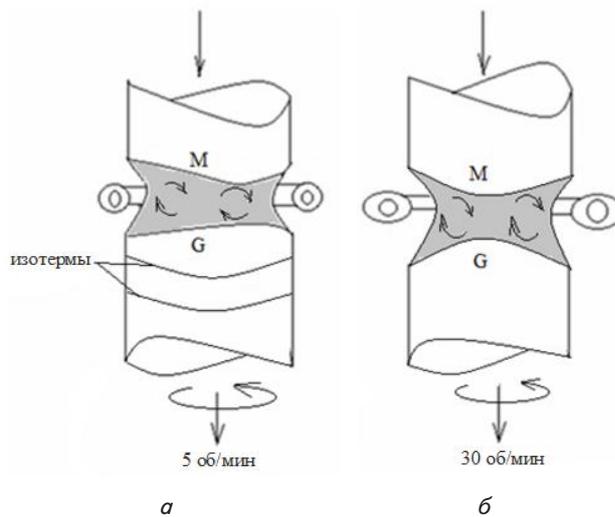


Рис. 4. Модель потоков в расплаве при бестигельной зонной плавке монокристаллов кремния при скорости выращивания 4 мм/мин: а – термические потоки при свободной конвекции; б – потоки при вращении

Для низкой скорости вращения влияние центробежной силы в слое, который примыкает фронту кристаллизации недостаточно, чтобы вызывать центробежный поток. Поэтому возникает свободная тепловая конвекция, в основном в частях расплава, расположенных вблизи источников нагрева. Эти потоки не имеют значительного влияния на форму фронта кристаллизации и на распределение примеси (рис. 4, а). Для высоких скоростей вращения (>15 об/мин) наблюдается изменение формы фронта кристаллизации – он становится выпуклым в сторону расплава (рис. 4, б). Высокая скорость вращения выращиваемого кристалла существенно изменяет структуру потоков вследствие влияния центробежных сил на фронте кристаллизации. В этом случае нагретый расплав направлен по поверхности и оплавляет исходный, плавящийся кристалл. За счет этого в центре расплава образуется охлажденный расплав, который поступает к фронту кристаллизации и охлаждает его. Это приводит к образованию выпуклой формы фронта кристаллизации и перераспределению температуры у границы фронта кристаллизации и изменению толщины диффузионного слоя на фронте кристаллизации. В свою очередь, изменение толщины диффузионного слоя приводит к изменению распределения примеси и повышению неоднородности выращиваемых монокристаллов.

Используя варианты оптимизации скорости вращения монокристалла, можно достичь величину неоднородности распределения примеси в радиальном направлении не менее 20 %.

Таким образом, при выращивании монокристаллов кремния из расплава на фронте кристаллизации, между жидкой и твердой фазами происходит перераспре-

деление примесей в зависимости от их свойств – растворимости в жидкой и твердой фазах. При выполнении настоящих исследований были сделаны следующие допущения:

- коэффициент распределения примеси принимался постоянным и равным равновесному и не изменялся в процессе выращивания;
- концентрация примесей в расплаве остается постоянной в течение процесса выращивания;
- скорость выращивания принималась постоянной;
- при анализе перераспределения примесей рассматривалось, что кристаллизация происходит из моноатомных слоев кремния.

При условии принятых допущений применялась следующая модель перераспределения примесей: при кристаллизации одного слоя кремния одна часть примеси усваивается растущим кристаллом, а другая часть остается в расплаве, обогащая прифронтную область расплава. При кристаллизации второго слоя кремния растущим кристаллом усваивается примесь из обогащенного примесью расплава после кристаллизации первого атомного слоя и т. д. Таким образом в прифронтной области расплава происходит пошаговое накопление примеси и образование области концентрационного переохлаждения, включая возможное увеличение ее концентрации до критического значения – достижения возникновения самостоятельной второй фазы, исходя из условий образования самостоятельных соединений на основе кремния и примеси или самостоятельных фаз на основе межпримесного взаимодействия. В качестве примера рассмотрим случай выращивания из расплава монокристаллов кремния, легированных фосфором. Атомный слой кремния принимался равным $\sim 3\text{ \AA}$, исходя из атомного радиуса $1,33\text{ \AA}$. Равновесный коэффициент распределения фосфора в кремнии – $k_0=0,35$. Скорость выращивания принималась равной 3 мм/мин и сохранялась постоянной в процессе выращивания. Концентрация примеси в расплаве составляла $C_0=1 \times 10^{15}\text{ см}^{-3}$.

При выполнении принятых допущений, после кристаллизации первого атомного слоя $0,35 \times C_0$ примеси переходит в расплав, а $(1-k_0) \times C_0$ примеси остается в расплаве, увеличивая на эту величину начальную концентрацию примеси в расплаве перед фронтом кристаллизации, т. е. обеспечивается создание слоя с повышенным содержанием примеси. Последующее увеличение концентрации примеси в области перед фронтом кристаллизации можно выразить зависимостью

$$C_n^{kp} = k_0 \cdot (2 - k_0)^{n-1} \cdot C_0, \tag{1}$$

где C_0 – начальная концентрация примеси в расплаве, см^{-3} ; k_0 – коэффициент распределения примеси; C_n^{kp} – концентрация примеси в кристалле после кристаллизации n -го слоя, см^{-3} .

После выполнения расчетов для начальной концентрации $C_0=1 \times 10^{15}\text{ см}^{-3}$, получаем упрощенное выражение изменения концентрации примеси в прифронтном слое расплава в зависимости от количества закристаллизовавшихся атомных слоев кремния

$$C_n^{kp} = 2 \cdot 10^{14} \cdot \exp(0,5008n), \tag{2}$$

где n – количество закристаллизовавшихся атомных слоев кремния, шт; $0,5008$ – согласующий коэффициент, $1/\text{шт}$.

В реальных условиях выращивания на продольном сечении монокристаллов кремния (рис. 5) установлено слоистое (стратовое) расположение примесей (дефектов).

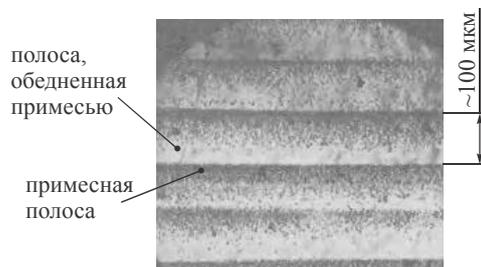


Рис. 5. Фото слоистого расположение дефектов $\times 100$

Расстояние между стратами составляет примерно 100 мкм . На таком расстоянии может разместиться более 3×10^6 атомных слоев кремния. В соответствии с уравнением (2) уже при кристаллизации $30 \dots 35$ атомных слоев кремния концентрация примеси достигает значений $(1 \dots 3) \times 10^{21}\text{ см}^{-3}$. При этом, согласно работе, температура смеси кремний-фосфор достигает величины $1310\text{ }^\circ\text{C}$, т. е. создается градиент температуры $\sim 110 \dots 120\text{ К}\times\text{см}^{-1}$, в сравнении с температурой равновесного фазового перехода при малых концентрациях примеси. При таких градиентах температуры, в соответствии с данными работы [8], максимальная скорость выращивания значительно увеличивается

$$v_{\max} = \beta_s \cdot \text{grad} T_s / (L \cdot \rho_s), \tag{3}$$

где β_s – теплопроводность твердого вещества вблизи температуры плавления, $\beta_s=0,31\text{ Вт}\times\text{см}^{-1}\times\text{К}^{-1}$; $\text{grad} T_s$ – температурный градиент в кристалле, $\text{К}\times\text{см}^{-1}$; L – скрытая теплота кристаллизации, $L=50,7 \times 10^3\text{ Вт}\times\text{с}^{-1}\times\text{моль}^{-1}$; ρ_s – плотность кристаллизующего материала; вблизи температуры плавления принимаем $\rho_s=2,4\text{ г}\times\text{см}^{-3}$.

При фиксированной и принятой для анализа величине $\text{grad} T_s=20\text{ К}\times\text{см}^{-1}$ у фронта кристаллизации для малых концентраций, для концентрации $(1 \dots 3) \times 10^{21}\text{ см}^{-3}$ $\text{grad} T_s$ достигает величины $110 \dots 120\text{ К}\times\text{см}^{-1}$. В соответствии с расчетами по уравнению (3), скорость выращивания увеличивается в $5 \dots 7$ раз. Таким образом, обеспечиваются условия скачкообразного изменения скорости выращивания и кристаллизации слоя расплава, обогащенного примесью. После скачкообразной кристаллизации у прифронтной области повторяется процесс накопления примеси до определенной величины и повторение режима ускоренной кристаллизации. Эта модель подтверждается рис. 5, на котором отчетливо видно чередование полос обогащенных примесью и полос со слабым насыщением примеси.

При рассмотрении комплекса примесей, находящихся в расплаве, механизм их накопления у прифронтной области и кристаллизации расплава может изменяться в зависимости от свойств примесей и характеристик технологического процесса. Однако, при рассмотрении возможности устранения или значительного снижения негативных характеристик страт, можно применять

встречные режимы выращивания монокристаллов, а именно использовать приемы выращивания монокристаллов при высоких скоростях, что исключит накопление примеси у фронта кристаллизации и обеспечит однородное ее распределение по объему монокристалла.

Одним из направлений, позволяющим значительно снизить влияние диффузионного слоя на распределение примеси, является применение предложенного авторами эффекта туннельной кристаллизации (эффекта Червоного) [9]. Сущность предложенного эффекта заключается в том, что при высоких градиентах температуры в области фазового перехода первого рода (фронта кристаллизации) происходит скачкообразный («туннельный») переход плотности кремния в жидкой фазе от 2,53 г/см³ до 2,33 г/см³. Этот переход происходит в переохлажденной области расплава вблизи фронта кристаллизации, минуя максимальное значение плотности при температуре, несколько превышающей температуру плавления (рис. 6).

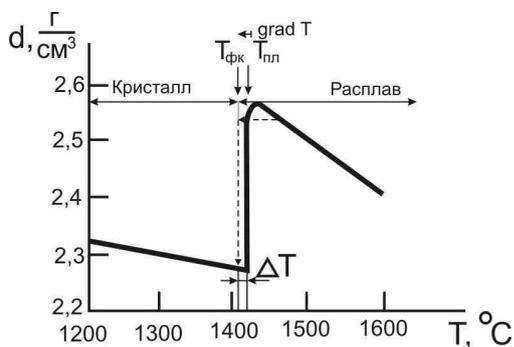


Рис. 6. «Туннельный» переход плотности кремния в жидкой фазе от 2,53 г/см³ в расплаве до 2,33 г/см³ в его переохлажденной области вблизи фронта кристаллизации

Переход осуществляется путем скачкообразного изменения кристаллохимических характеристик группировок атомов (составных частей расплава) от октаэдрической координации (координационное число – 6, тип связи – металлический) к тетраэдрической (координационное число – 4, тип связи – ковалентный). Затем перестроившиеся группировки присоединяются к атомной ступеньке на поверхности растущего кристалла (кристаллическая решетка алмаза, координационное число – 4, тип связи – ковалентный), что приводит к ускоренному росту монокристалла (рис. 7).

Ускоренный рост монокристалла кремния по описываемому механизму не сопровождается образованием в монокристалле протяженных структурных дефектов (линейных – дислокаций, двумерных – дефектов упаковки и границ двойников) или спонтанной кристаллизацией с образованием поликристалла. Изменяется и состав микродефектов в монокристалле – вместо кластеров межзельных атомов образуются вакансионные кластеры.

Описанный вид кристаллизации может быть назван «туннельным» по следующим соображениям:

- переход плотности кремния в жидкой фазе от 2,53 г/см³ до 2,33 г/см³ – в его переохлажденной области вблизи фронта кристаллизации происходит минуя максимальное её значение при температуре, несколько превышающей температуру плавления (рис. 6);

- переход кристаллохимических характеристик группировок атомов в расплаве осуществляется без

разрушения связей внутри группировки (а, следовательно, без затраты энергии на преодоление потенциального барьера, необходимого для такого разрушения) между входящими в них атомами. Переориентация связей и изменение их типа с металлического на ковалентный тип происходит под действием симметрии поверхностного потенциала растущего кристалла. Такая переориентация осуществляется в результате незначительного перекрытия электронных облаков атомов, принадлежащих кристаллу, и атомов группировок, близко подошедших к его поверхности.

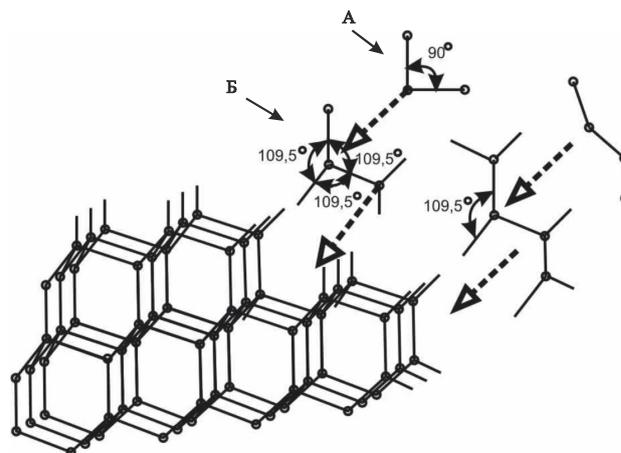


Рис. 7. Схема присоединения к краю ступеньки роста с поверхностью {111} атомных группировок с тетраэдрической ориентацией ковалентных связей, сформировавшихся путем «туннельного» перехода их кристаллохимических характеристик в переохлажденной области расплава вблизи фронта кристаллизации

По-существу, «туннельный» переход кристаллохимических характеристик группировок атомов – это способ самоорганизации атомов в расплаве вблизи фронта кристаллизации, осуществляющийся в результате стремления к sp³-гибридизации валентных электронов между атомами на поверхности атомной ступеньки растущего кристалла и присоединяющимися к нему атомами.

Исследования структуры расплавов германия и кремния многочисленными авторами показало, что вблизи температуры плавления она характеризуется иной координацией атомов, чем в кристалле. Хорошо известно, что кристаллы германия и кремния относятся к структурному типу алмаза (решетка Бравэ – гранецентрированная, пространственная группа симметрии Fd3m), в котором каждый атом имеет четыре ближайших соседа (координационное число КЧ=4), располагающихся по вершинам координационного многогранника – тетраэдра. Согласно Р-Т-диаграмме (Р – давление, Т – температура) для кремния [10] кристаллическая фаза кремния с решеткой алмаза находится в равновесии с расплавом при давлении P<200 атм., а при P>200 атм. – кристаллическая фаза с координационным числом КЧ=6, которое отвечает структурному типу белого олова (решетка Бравэ – примитивная, пространственная группа симметрии Pn3m, координационный многогранник – октаэдр). По результатам многочисленных рентгенодифракционных исследований расплавов германия и кремния

установлено, что при плавлении кремния и германия плотность упаковки атомов растёт до величины ≈ 6 .

Тетраэдрический координационный многогранник в решетке алмаза обусловлен тетраэдрическим расположением ковалентных межатомных связей, образованных путем sp^3 -гибридизации валентных электронов атомов германия или кремния. Изменение ближней координационной сферы в расплаве по сравнению с твердой фазой свидетельствует об изменении характера межатомных связей германия и кремния при плавлении. Предполагается, что в расплавленном состоянии в атоме германия происходит отделение его четырех валентных электронов; обнажается $3d^{10}$ -электронная оболочка, в которой химически активные $3d^6$ -орбитали направлены ортогонально друг к другу. Из такого предположения вытекает, по нашему мнению, стремление жидкого германия к координационному числу 6 и прямым углам между химическими связями, характерным для октаэдрического координационного многогранника.

В процессе выращивания монокристалла кремния на его поверхности, контактирующей с расплавом, вследствие обрыва периодичности кристаллической решетки образуется высокая концентрация ненасыщенных межатомных связей. Высокая концентрация свободных валентностей на поверхности атомных ступенек с кристаллографической ориентировкой $\{111\}$ в решетке алмаза (рис. 7) приводит к созданию поверхностного потенциала. В условиях градиента температуры на фронте кристаллизации величина этого потенциала оказывается достаточной для корректировки взаимного пространственного расположения атомов внутри цепочки в соответствии с тетраэдрической координацией, а также для захвата атомами цепочек электронов из «электронного газа» жидкой фазы и образования ненасыщенных ковалентных связей по бокам цепочек (рис. 7, а). Переход происходит скачком при приближении атомных цепочек на короткое расстояние к поверхности кристалла, где достаточно велико ориентирующее влияние поверхностного потенциала. Такой переход осуществляется без разрушения связей в цепочке путем их переориентации под действием симметрии поверхностного потенциала растущего кристалла и стремления к sp^3 -гибридизации валентных электронов поверхностных и присоединяющихся атомов. Подобный переход к тетраэдрической (с углами $109,5^\circ$) координации связей между соседними возможен и для атомной группировки с октаэдрической координацией ближних соседей (с прямыми углами между связями в «размытой» тепловыми колебаниями примитивной кубической решетке), типичной для жидкой фазы (рис. 7, б).

Присоединение к атомной ступеньке на поверхности растущего кристалла не только отдельных атомов, но и их группировок с уже сформированной тетраэдрической ориентацией ковалентных связей способствует ускоренному росту кристалла без образования таких протяженных структурных дефектов, как дислокации, дефекты упаковки и двойники, но с повышенной вероятностью образования вакансий в кристаллической решётке. При остывании монокристалла вакансии выделяются из твёрдого раствора в решётке, образуя микродефекты вакансионного типа (D-микродефекты), что наблюдалось в выполненных экспериментах.

В процессе выращивания монокристалла кремния из расплава, за счет перераспределения примеси

между жидкой и твердой фазами, происходит накопление примеси у фронта кристаллизации и образование области концентрационного переохлаждения. Это обусловлено повышением концентрации примеси в этой области и, согласно диаграмме двухкомпонентной системы, расплав имеет более низкую температуру кристаллизации. При этом скорость кристаллизации расплава, обогащенного примесью, повышается. В соответствии с выполненными расчетами, при таких условиях скорость кристаллизации повышается в 3...5 раз в сравнении с базовой величиной скорости выращивания монокристалла. Отмеченное резкое повышение скорости кристаллизации участка расплава, обогащенного примесью, создает условия скачкообразного изменения скорости кристаллизации достаточно тонкого слоя расплава, обеспечивая кристаллизацию обогащенного примесью слоя, т.е. страты, которая проявляется при контроле характеристик на малом измеряемом отрезке монокристаллической пластины в виде микронеоднородности распределения удельного электрического сопротивления.

На основании выполненных расчетов предложена следующая модель перераспределения примесей и образования стратовой неоднородности. При кристаллизации моноатомного слоя кремния только часть примеси из расплава (при условии равномерного распределения примеси в объеме расплава и в соответствии с коэффициентом распределения примеси) усваивается растущим кристаллом. Остальная часть примеси (не усвоенная растущим кристаллом) остается в расплаве, обогащая прифронтную область расплава.

При кристаллизации второго слоя кремния растущим кристаллом усваивается примесь из обогащенного примесью расплава после кристаллизации первого атомного слоя и т.д. Таким образом в прифронтной области расплава происходит пошаговое накопление примеси и образование области концентрационного переохлаждения, включая возможное увеличение концентрации примеси до критического значения – достижения условий возникновения самостоятельной второй фазы, исходя из условий образования самостоятельных соединений на основе кремния и примеси или самостоятельных фаз на основе межпримесного взаимодействия. Для устранения или значительного снижения характеристик страт, предлагается применять режимы выращивания монокристаллов при высоких скоростях, что исключит накопление примеси у фронта кристаллизации и обеспечит однородное ее распределение по объему монокристалла.

5. Выводы

В результате проведенных исследований на основе выделения моноатомного слоя в качестве объекта кристаллизации рассмотрены условия накопления примеси в расплаве у фронта кристаллизации и образования области концентрационного переохлаждения.

Рассматривая последовательность процесса кристаллизации, выполнен расчет изменения скорости кристаллизации обогащенного примесью слоя расплава и показана возможность скачкообразного изменения скорости кристаллизации расплава при изменении в нем концентрации примеси.

Из анализа проведенных экспериментов предложена модель образования стратовой неоднородности в монокристаллах кремния, которая базируется на накоплении обогащенного примесью слоя расплава у фронта кристаллизации и его скачкообразной кристаллизации.

В качестве направления, позволяющего значительно снизить влияние диффузионного слоя на образование стратовой неоднородности, рассматривается применение эффекта туннельной кристаллизации в условия повышенного градиента температуры в расплаве у фронта кристаллизации монокристалла.

Литература

1. Закон Мура и его влияние на микропроцессоры. Создаем свой процессор [Электронная версия]. – Режим доступа: http://www.igromania.ru/articles/46496/Zakon_Mura_i_ego_vliyanie_na_mikroprocessory.htm
2. Friedrich, J. Constitutional Supercooling in Czochralski Growth of Heavily Doped Silicon Crystals [Text] / J. Friedrich, L. Stockmeier, G. Muller // Acta Physica Polonica. – 2013. – Vol. 124, Issue 2. – P. 219–226. doi: 10.12693/aphyspola.124.219
3. Galindo, V. Numerical and experimental modeling of VGF-type buoyant flow under the influence of traveling and rotating magnetic fields [Text] / V. Galindo, K. Niemietz, O. Pätzold, G. Gerbeth // Journal of Crystal Growth. 5th International Workshop on Crystal Growth Technology. – 2011. – Vol. 360. – P. 30–34. doi: 10.1016/j.jcrysgro.2011.09.035
4. Патент RU 2257428. Бывалый [Электронный ресурс] / Способ получения однородных монокристаллов. – опул. 27.07.2005. – Бюл. № 21. – Режим доступа: <http://www.freepatent.ru/images/patents/211/2257428/patent-2257428.pdf> – 15.09.2014
5. Dumitrica, S. Numerical studies on a type of mechanical stirring in directional solidification method of multicrystalline silicon for photovoltaic applications [Text] / S. Dumitrica, D. Vizman, J.-P. Garandet, A. Popescu // Journal of Crystal Growth. 5th International Workshop on Crystal Growth Technology. – 2012. – Vol. 360. – P. 76–80. doi: 10.1016/j.jcrysgro.2012.01.011
6. Iino, E. Formation of interstitial oxygen striations in cz grown silicon single crystals [Electronic resource] / E. Iino, K. Takano, I. Fusegawa, H. Yamagishi. – Available at: <http://books.google.ru/books?id=p4OJQlKloOoC&pg=PA148&lpg=PA148&dq=Striations+in+the+single-crystals+of+silicon&source=bl&ots=pnkfQXVhDF&sig=O0rzDRWDplSFJi0qbGo-WUljlyE&hl=ru&sa=X&ei=PZ1kU9ahDqrzyAOfz4GQAw&ved=0CD0Q6AEwAg#v=onepage&q=Striat&f=false> – 15.10.2015.
7. Случинская, И. А. Основы материаловедения и технологии полупроводников [Текст] / И. А. Случинская. – М.: Наука, 2002. – 376 с. – Режим доступа <http://www.twirpx.com/file/96095/> – 17.08.2014
8. Червоный, И. Ф. Явление туннельной кристаллизации полупроводниковых материалов (эффект Червоного) [Текст] / Реков Ю. В., Червоный И. Ф., Швец Е. Я., Головки О. П., Головки Ю. В., Егоров С. Г. // Научные открытия - 2013. Сборник кратких описаний научных открытий, научных идей, научных гипотез. – М.: РАЕН, 2014 – С. 31–33.
9. Багдасаров, Х. С. Высокотемпературная кристаллизация из расплава [Текст] / Х. С. Багдасаров. – М.: ФИЗМАТЛИТ, 2004. – 160 с.
10. Фалькевич, Э. С. Технология полупроводникового кремния [Текст] / Э. С. Фалькевич, Э. О. Пульнер, И. Ф. Червоный, Л. Я. Шварцман, В. Н. Ярким, И. В. Салли, Э. О. Пульнер, И. Ф. Червоный. – М.: Металлургия, 1992. – 408 с.