

ИМПУЛЬСНАЯ ОРИЕНТИРОВАННАЯ КРИСТАЛЛИЗАЦИЯ ТВЕРДЫХ ТЕЛ (ЛАЗЕРНЫЙ ОТЖИГ)

А. В. ДВУРЕЧЕНСКИЙ

Новосибирский государственный университет

ORIENTED CRYSTALLIZATION OF SOLIDS BY ENERGY PULSED BEAM (LASER ANNEALING)

Pulsed laser and electron beams provide one with capability to localize both spatially and temporally a heat treatment process at the near surface region of solids. It makes the physics of the phenomena unique and interesting. Solid and liquid phase epitaxial growth, bulk crystallization, substitutional solubilities in excess of equilibrium solubility limits are presented.

Импульсные лазерные и электронные пучки обеспечивают возможность пространственной и временной локализации нагреваемой области вблизи поверхности твердого тела. Большая скорость нагрева и охлаждения приводят к целому ряду интересных физических явлений. Обсуждается твердофазная и жидкофазная эпитаксия, объемная кристаллизация, растворимость примесей в узлах кристаллической решетки выше равновесного предела.

www.issep.rssi.ru

ВВЕДЕНИЕ

История открытия явления импульсной ориентированной кристаллизации твердых тел связана с исследованиями процесса ионного легирования полупроводников (ионной имплантации) — введения примесных атомов в твердое тело путем бомбардировки его поверхности ускоренными ионами. Такой метод легирования, предложенный в 1954 г., характеризовался длинным перечнем потенциальных преимуществ, реализация которых длительное время сдерживалась из-за необходимости решения проблемы устранения дефектов, возникающих в процессе прохождения ускоренных ионов в кристаллах. Концентрация вводимых дефектов достигает значений, при которых исходный кристаллический слой переходит в аморфное состояние после завершения процесса ионной имплантации. Традиционно используемый подход для устранения дефектов и кристаллизации слоев заключался в прогреве полупроводниковых пластин в стационарных условиях при выбранной температуре. Происходящее при этом диффузионное перераспределение внедренных элементов часто оказывается нежелательным последствием прогрева. Причем такие последствия касаются не только областей, в которых необходимо устранить дефекты ионной имплантации, но и прилегающих частей полупроводниковых пластин, уже содержащих сформированные ранее многослойные структуры.

Таким образом, перед исследователями стояла задача нахождения путей устранения дефектов и кристаллизации слоев, обеспечивающих возможность управления диффузионным перераспределением внедренных элементов в локальных областях полупроводниковых пластин. В ходе поиска новых подходов в 1974 г. было обнаружено, что импульсное воздействие лазерного излучения наносекундной длительности на ионнолегированные полупроводниковые пластины с аморфным слоем приводит к восстановлению кристаллической структуры при плотности мощности $\sim 10^7$ Вт/см² [1, 2]. Именно это явление получило название

импульсной ориентированной кристаллизации. В литературе чаще встречается термин “лазерный отжиг”, который в более широком смысле подразумевает изменение структуры и состава, электрических и оптических характеристик твердых тел под действием лазерного излучения различной длительности.

Интригующим фактом, который фактически способствовал взрыву интереса исследователей различных областей к лазерному отжигу, была скорость превращения аморфного слоя в монокристаллическое состояние. Такое превращение возможно только в результате эпитаксии – ориентированного роста пленки на поверхности кристалла, при котором кристаллографическая ориентация нарастающего слоя повторяет кристаллографическую ориентацию подложки.

Скорость превращения аморфного слоя в монокристаллическую область может быть оценена из соотношения $V \sim d/\tau_p$, где d – толщина аморфного слоя, τ_p – длительность импульсного воздействия. При типичных значениях $d \approx 0,1$ мкм, $\tau_p \approx 10^{-7}$ с скорость движения фронта кристаллизации составляет $V \approx 1$ м/с. Эта величина значительно превышает типичные величины скорости роста кристаллов.

Расширение области изменения параметров физических процессов всегда связано с ожиданием новых свойств систем, возможностью проверок существующих теорий и развития новых представлений. Применительно к явлению лазерного отжига эти ожидания оказались во многом оправданными, что продолжает привлекать к нему интерес исследователей.

НАГРЕВ И ОХЛАЖДЕНИЕ ПРИ ЛАЗЕРНОМ ОТЖИГЕ

В полупроводниках и изоляторах доминирующим механизмом поглощения света является генерация электронно-дырочных пар, когда энергия фотона превышает ширину запрещенной зоны. В металлах происходит возбуждение электронов проводимости. Последующая релаксация возбужденных электронов сопровождается передачей энергии другим электронам (электрон-электронное взаимодействие), а также колебательным модам решетки, которые, в свою очередь, разменивают свою энергию на порции, соответствующие энергии акустических фононов в твердом теле. Характеристическое время, в течение которого возбужденные электроны приходят в равновесие с решеткой, для большинства материалов находится в области 10^{-13} – 10^{-12} с при плотностях возбуждения и температурах, обычно используемых для лазерного отжига. Следовательно, при τ_p , превышающих указанные значения, поглощение света будет приводить к передаче энергии решетке и разогреву вещества в процессе импульсного

воздействия. Именно такой случай будет проанализирован в настоящем разделе.

Рассмотрим идеализированный лазерный импульс прямоугольной формы. Световой пучок падает по нормали к поверхности твердого тела с коэффициентом отражения R и коэффициентом поглощения α . Основной закон поглощения света связывает интенсивность J пучка света, прошедшего через слой поглощающей среды толщиной z с интенсивностью падающего пучка J_0 :

$$J = J_0(1 - R)\exp(-\alpha z).$$

Коэффициент температуропроводности $D = \kappa/(C_v\rho)$ характеризует длину $(2D\tau_p)^{1/2}$ диффузии тепла за время действия импульса, где C_v – удельная теплоемкость, ρ – плотность, κ – теплопроводность. Для получения оценок скоростей нагрева и охлаждения по порядку величины предположим, что перечисленные параметры не зависят от температуры, и будем пренебрегать скрытой теплотой при фазовых переходах. Существуют два предельных случая решения одномерной задачи распространения тепла в полубесконечное тело при условии, что размер светового пучка много больше толщины нагреваемого слоя.

Случай а. Длина поглощения света α^{-1} мала по сравнению с длиной диффузии тепла: $\alpha(2D\tau_p)^{1/2} \gg 1$. В этом случае поглощенная энергия импульсного излучения $(1 - R)J_0\tau_p$ затрачивается на нагрев слоя толщиной $(2D\tau_p)^{1/2}$. Среднее повышение температуры в слое составляет

$$\Delta T = \frac{(1 - R)J_0\tau_p}{C_v\rho(2D\tau_p)^{1/2}}. \quad (1)$$

По окончании импульсного воздействия тепло распространяется в глубь подложки. Время охлаждения по порядку величины также составляет τ_p . Таким образом, скорости нагрева и охлаждения можно оценить из соотношения (1) как $\Delta T/\tau_p$. Например, в кремнии случай а достигается при $\tau_p \geq 30$ нс (длина волны излучения 0,5 мкм). Скорости нагрева и охлаждения составляют $\sim 10^{11}$ градус/с.

Случай б. Длина поглощения света α^{-1} велика по сравнению с длиной диффузии тепла: $\alpha(2D\tau_p)^{1/2} \ll 1$. В результате формируется спадающий по экспоненте температурный профиль с характерной длиной α^{-1} :

$$\Delta T(z) = \frac{(1 - R)\alpha J_0\tau_p \exp(-\alpha z)}{C_v\rho}. \quad (2)$$

Скорость нагрева есть $\Delta T(z)/\tau_p$. Более важной величиной является скорость охлаждения, так как ею определяются структура и состав поверхностного слоя после лазерного отжига. Для охлаждения слоя длина диффу-

зии тепла в подложку должна превысить α^{-1} . Время охлаждения τ_c приближенно можно оценить из соотношения $\alpha^{-1} = (2D\tau_c)^{1/2}$. Исходя из этого, скорость охлаждения по порядку величины составляет

$$\frac{dT}{dt} \approx (1-R)\alpha^3 \frac{2DJ_0\tau_p}{C_V\rho}.$$

ТВЕРДОФАЗНАЯ КРИСТАЛЛИЗАЦИЯ

Процесс твердофазной кристаллизации рассмотрим на примере тетраэдрически координированных полупроводников после ионной бомбардировки, в результате которой приповерхностный слой переходит в аморфное состояние (например, структура *a*-Si–*c*-Si есть аморфный слой Si на кристаллической подложке). Главные типы решеток с тетраэдрическим размещением атомов – это решетка типа алмаза (Si, Ge), решетки цинковой обманки (ближайшие соседи всегда атомы разных элементов, например GaAs), решетки вюрцита.

Аморфные материалы характеризуются отсутствием дальнего порядка в расположении атомов, причем нарушение дальнего порядка носит случайный характер. Ближний порядок может сохраняться. Тетраэдрически координированные аморфные полупроводники имеют ближний порядок в расположении атомов такой же, как в кристалле, и этим отличаются от стеклообразных систем, у которых ближний порядок соответствует ближнему порядку в жидкости (стеклообразные системы – замороженная жидкость).

При обычном прогреве (в печах) полупроводниковых структур с аморфным слоем на кристаллической подложке происходит твердофазная эпитаксиальная кристаллизация, которая заключается в упорядочении расположения атомов на границе раздела кристалл – аморфное состояние и движения этой границы к поверхности. Граница раздела в процессе эпитаксиальной кристаллизации находится в плоскости, параллельной поверхности. Согласно многочисленным экспериментальным данным для Si, зависимость толщины аморфного слоя, оставшегося после прогрева при выбранной температуре, описывается как функция температуры активационным законом Аррениуса. Зависимость скорости движения фронта твердофазной кристаллизации от температуры имеет следующий вид:

$$V = V_0 \exp\left(-\frac{E_0}{kT}\right). \quad (3)$$

Для Si $V_0 = 1,55 \cdot 10^6$ см/с, $E_0 = 2,3$ эВ, k – постоянная Больцмана.

Уравнение (3) позволяет оценить максимальную скорость твердофазной эпитаксиальной кристаллизации, взяв температуру, близкую к температуре плавления,

которая для кристаллического кремния $T_m = 1415^\circ\text{C}$. При $T = 1400^\circ\text{C}$ $V = 0,2$ см/с. Отсюда время, необходимое для твердофазной кристаллизации, составит $V/d \approx 5 \cdot 10^{-5}$ с. Следовательно, импульсное лазерное воздействие с длительностью $\tau_p < 5 \cdot 10^{-5}$ с и плотностью энергии, обеспечивающей нагрев слоя до 1400°C , неспособно осуществить полную кристаллизацию аморфного слоя. Необходимы длительности лазерного импульса $\geq 5 \cdot 10^{-5}$ с. Поэтому в области коротких импульсов превращение аморфного слоя в кристаллическое состояние возможно лишь с плотностями энергии, обеспечивающими плавление слоя. Более высокие значения коэффициентов диффузии атомов в жидкой фазе обеспечивают процесс упорядоченного расположения атомов на границе раздела фаз.

ПЛАВЛЕНИЕ И ЖИДКОФАЗНАЯ КРИСТАЛЛИЗАЦИЯ

Большие скорости нагрева приводят к высоким пространственным градиентам температуры и обеспечивают возможность плавления области $(2D\tau_p)^{1/2}$ или области поглощения излучения в соответствии со случаями а и б. Для кристаллических твердых тел плавление происходит с поглощением тепла как фазовый переход первого рода и заключается в позиционном разупорядочении системы. Исчезает дальний порядок в расположении атомов, изменяется ближний порядок по сравнению с ближним порядком в кристалле. В аморфных материалах дальний порядок отсутствует. Что касается ближнего порядка, то в аморфных тетраэдрически координированных полупроводниках он сохраняется таким же, как в кристалле. Поэтому при плавлении меняется локальная симметрия вокруг каждого атома, а также координация. Координационное число в жидком состоянии равно 6, а в аморфном (и кристаллическом) – 4. Это дает основание для предположения о фазовом переходе I рода в системе аморфное состояние с ковалентным типом связи – жидкость с металлическим типом связи. Причем такой переход при определенных условиях должен осуществляться при температуре, меньшей температуры плавления кристалла, поскольку часть энергии уже потрачена на разупорядочение системы при формировании аморфного слоя. Условия, при которых этот эффект может проявляться, заключаются в выборе длительности лазерного воздействия. Длительность воздействия должна быть много меньше характерного времени, необходимого для твердофазной кристаллизации.

Эти чисто качественные соображения имеют достаточно строгую доказательную основу исходя из анализа термодинамических данных для аморфных, кристаллических полупроводников и жидкого состояния.

Каждой из фаз соответствует своя зависимость энергии Гиббса от температуры. Предположение о фазовом переходе первого рода означает, что существует температура перехода, при которой энергия Гиббса ковалентного аморфного полупроводника равна энергии Гиббса металлической жидкости. Температура такого перехода есть температура плавления T_a аморфного полупроводника (рис. 1). Для элементарных полупроводников для вычисления температуры такого перехода достаточно известных из эксперимента параметров.

Проведенные вычисления температурной зависимости энергии Гиббса для Ge и Si в аморфном, кристаллическом и жидком состояниях позволили установить, что $T_a/T_m = 0,8$, где T_m – температуре плавления кристалла. Эксперименты подтвердили, что $T_a < T_m$. Величина T_a является характеристикой метастабильного состояния (аморфного состояния), поэтому трудно ожидать, чтобы она оставалась постоянной при изменении условий получения аморфных полупроводников. Для *a*-Si полученные значения T_a лежат в интервале 830–1180°C ($T_m = 1415^\circ\text{C}$). Такой разброс, по-видимому, отражает изменение T_a в зависимости от условий приготовления, а также от параметров импульсного воздействия: при медленном нагреве (длинные импульсы) в некристаллическом материале будут происходить структурные перестройки, способные привести к изменению T_a . Если энергия лазерного воздействия достаточна лишь для плавления аморфного слоя, то образовавшаяся жидкость будет находиться в сильно переохлажденном состоянии.

Далее кристаллизация расплава может происходить двумя путями: 1) образование зародышей кристалла и их рост; 2) эпитаксия на границе расплава с подложкой. При кристаллизации выделяется скрытая теплота L_m . Образование кристаллитов в однородном расплаве имеет скрытый период (ожидание). Это время сильно зависит от переохлаждения ($T_m - T$), которое в нестационарных условиях импульсного воздействия

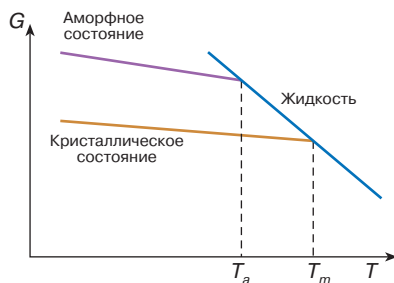


Рис. 1. Схематическая зависимость от температуры свободной энергии для аморфного, кристаллического и жидкого состояний

меняется во времени. Для выбранной T время появления зародыша новой фазы описывается формулой [3]

$$\tau(T) = A \left\{ \frac{T^{1/2}}{|T_m - T|} \right\} \exp\left(\frac{0,5W_{cr} + U}{kT} \right), \quad (4)$$

где U – энергия активации перехода атома из расплава в кристалл, W_{cr} – работа образования зародыша. Постоянная A определяется из эксперимента. Скорость движения границы раздела фаз кристалл–расплав в зависимости от температуры описывается законом нормального роста

$$V = C \exp\left(-\frac{U}{kT} \right) \left\{ 1 - \exp\left[-\frac{L_m(T_m - T)}{kTT_m} \right] \right\}. \quad (5)$$

Множитель C определяется из сопоставления с экспериментом. Интенсивность выделения скрытой теплоты пропорциональна скорости движения фронта.

На рис. 2 показано движение фронта расплава в процессе воздействия лазерного импульса с различной энергией E ($\tau_p = 300$ нс) на структуру *a*-Si–*c*-Si и последующего охлаждения. В экспериментах размер области импульсного лазерного воздействия обычно составляет 5–10 мм в диаметре. Граница раздела твердое тело – расплав располагается в плоскости, параллельной поверхности. Это важное обстоятельство было установлено на основе многочисленных экспериментов по исследованию структуры поперечных сечений методом электронной микроскопии для различных стадий кристаллизации аморфного слоя.

При плотности энергии, достаточной лишь для плавления аморфного слоя Si (но недостаточной для плавления кристаллического Si), образующийся расплав является сильно переохлажденным. Плавление начинается с поверхности, и фронт твердое тело – расплав движется в глубь структуры *a*-Si–*c*-Si. Спустя некоторое время после начала плавления происходит образование кристаллитов (показанное на рис. 2 кружком) в расплаве вблизи поверхности, поскольку именно у поверхности время существования расплава наибольшее. Поэтому условие (4) для образования зародышей кристаллической фазы у поверхности выполняется раньше, чем в других областях расплава.

Выделяющаяся теплота кристаллизации способствует ускорению движения фронта плавления (наклон кривой рис. 2, *a*, описывающей движение фронта плавления, возрастает), а также частичному снятию переохлаждения. Поэтому скорость зародышеобразования уменьшается и образовавшиеся зародыши начинают разрастаться. Одновременно в глубине продолжается процесс плавления вплоть до границы аморфного слоя с кристаллом. По достижении этой границы начинает-

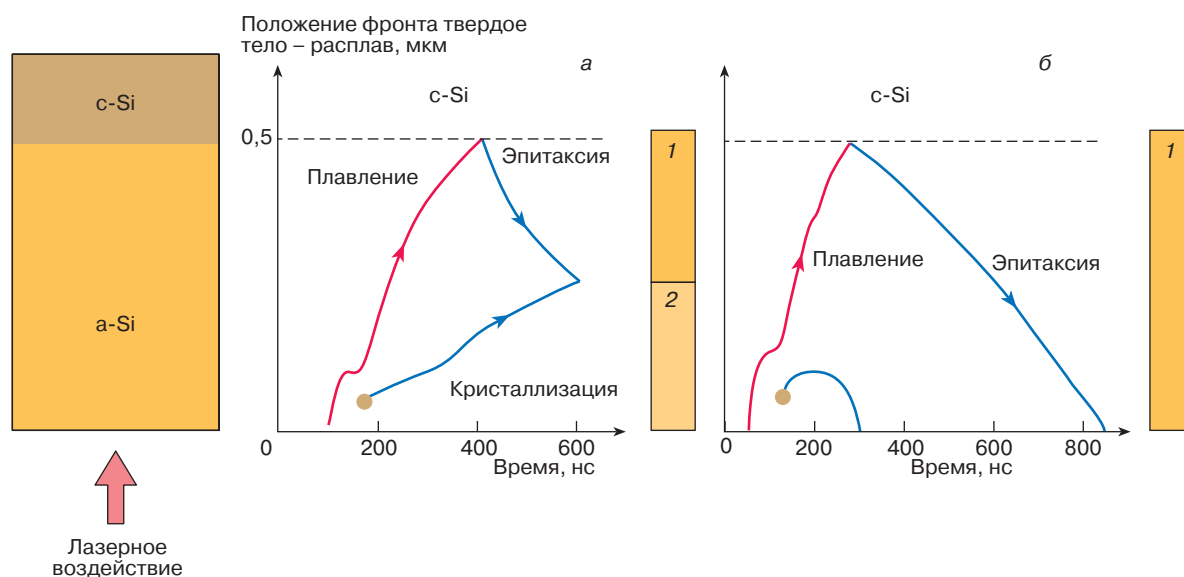


Рис. 2. Динамика структурных изменений от времени в аморфном слое кремния при импульсном лазерном отжиге с энергией E_1 (а) и E_2 (б) ($E_1 < E_2$). Стрелками показано движение фронта плавления (красная линия) и последующей кристаллизации (эпитаксии, синяя линия). Кружком обозначено место и время появления кристаллитов в расплаве. Пунктир – граница областей a-Si–c-Si в исходной структуре. 1 – монокристалл поле эпитак-сиальной кристаллизации, 2 – поликристалл

ся эпитаксиальная кристаллизация переохлажденного расплава. Таким образом, с какого-то момента времени фронты кристаллизации движутся навстречу друг другу. Конечная структура после затвердевания расплава включает мелкозернистый (результат образования кристаллических зародышей) и крупноблочный поликристалл (рис. 2, а, 2), а также частично кристаллизованный слой исходного аморфного Si (рис. 2, а, 1).

С практической точки зрения интерес представляет получение полностью монокристаллического слоя после лазерного отжига. Для этого необходимо увеличить плотность энергии лазерного импульса для снижения переохлаждения расплава и уменьшения скорости образования кристаллических зародышей. Интересно, что с повышением E существуют условия, при которых наблюдается явление промежуточной кристаллизации – образовавшиеся в расплаве кристаллиты плавятся продолжающимся воздействием излучения в пределах единичного импульса. Происходит это за счет изменения во времени коэффициентов отражения (поглощения) при фазовых переходах конденсированное состояние – жидкость. Если плавления кристаллитов завершается заметно раньше, чем процесс эпитаксии от кристаллической подложки, то конечная структура слоя после завершения структурных превращений является монокристаллической (рис. 2, б, 1).

Скорость движения фронта кристалл-расплав определяется переохлаждением расплава (уравнение (5)) и равна в каждый момент времени производной функции, описывающей процесс движение фронта твердое тело – расплав.

САМОПОДДЕРЖИВАЮЩАЯСЯ (ВЗРЫВНАЯ) КРИСТАЛЛИЗАЦИЯ

Существует еще одно интересное явление при перекристаллизации слоев аморфных полупроводников. Оно заключается в кристаллизации аморфной пленки за пределами области импульсного воздействия. и достаточно ярко наблюдается в условиях, когда аморфная пленка находится на теплоизолирующей (например, стеклянной) подложке или в свободном состоянии (нет подложки).

Типичный вид перекристаллизованной пленки аморфного кремния представляет периодическую последовательность областей мелко-крупнозернистого поликристалла (рис. 3, области отмеченные соответственно кружком или прямоугольником).

Физический механизм, приводящий к формированию такой структуры, основан на следующей последовательности структурных превращений. После импульсного лазерного воздействия (центральная часть рис. 3 диаметром ≈ 10 мкм) происходит плавление облученной области. Последующая кристаллизация рас-

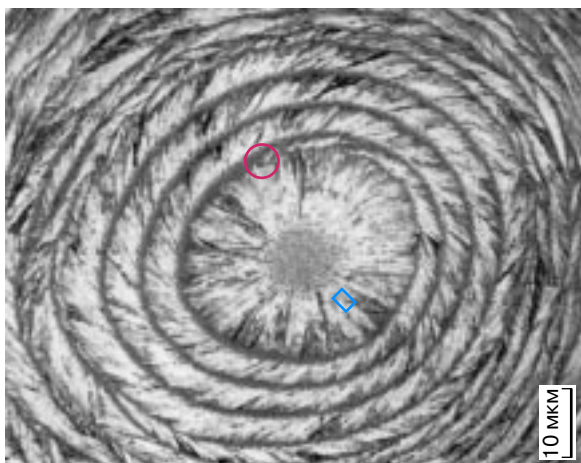


Рис. 3. Периодическая структура расположения кристаллитов, образующаяся при импульсном лазерном воздействии на пленку аморфного кремния на теплоизолирующей подложке (или свободно висющей пленки) [4]. Место воздействия – центральная часть концентрических окружностей. Кружком показана область мелкозернистого поликристалла, прямоугольником – крупнозернистого

плава (образование кристаллических зародышей и их рост) приводит к выделению скрытой теплоты, которой оказывается достаточно для плавления прилегающих областей аморфного кремния, не подвергавшихся воздействию лазерного импульса. На границе раздела кристаллиты-расплав продолжается рост кристаллов, выделяющаяся при этом теплота кристаллизации обеспечивает дальнейшее плавление аморфного материала.

Таким образом, жидкая прослойка радиально движется от места лазерного воздействия, образуя кольцо, внутри которого находятся кристаллиты, на периферии – аморфный кремний. В процессе такого движения часть тепла теряется за счет излучения (ухода в подложку для пленок на подложках), глубина переохлаждения расплава возрастает, что вызывает увеличение скорости образования кристаллических зародышей. Интенсивное зародышеобразование приводит к усилению выделения теплоты кристаллизации, что снижает переохлаждение расплава и переводит процесс кристаллизации к преимущественному разрастанию кристаллитов. Далее такие процессы повторяются несколько раз до полного затухания кристаллизации за счет необратимых потерь энергии. В результате области преимущественного зародышеобразования представляют собой по структуре мелкозернистый поликристалл, области преимущественного роста кристаллитов – крупнозернистый поликристалл.

Приведенное здесь качественное описание последовательности происходящих процессов кристаллиза-

ции – это лишь краткое изложение строгого подхода, включающего математическую модель, алгоритм решения задачи, пакеты программ для вычислительных экспериментов по кинетике кристаллизации аморфной пленки [3].

РАСТВОРИМОСТЬ ПРИМЕСЕЙ

Происходящие явления при кристаллизации легированных материалов рассмотрим также на примере кремния. Растворимость примесей в Si характеризуется ретроградным характером: максимум растворимости (равновесный предел растворимости) достигается для разных примесей в области температур 1200–1300°C, при дальнейшем понижении температуры растворимость падает. Элементы главных подгрупп III, IV и V групп Периодической системы Д.И. Менделеева являются в кристаллическом кремнии примесями замещения (находятся в узлах решетки), а многие элементы переходного ряда, элементы I и II групп – примесями внедрения (находятся в междоузельном положении).

В табл. 1 приведены значения растворимости некоторых элементов III, V групп в кремнии. Величины C_{s0} соответствуют равновесным условиям. C_{m0} – значения растворимости в слоях кремния, кристаллизация которых осуществлялась импульсным лазерным воздействием, обеспечивающим скорость движения фронта кристалл–расплав 4,5 м/с. Неравновесное значение C_{m0} для примесей As, Sb, Bi, Ga, In в Si превосходит равновесную величину в 3–500 раз (см. табл. 1). Наибольший рост растворимости происходит для элементов с малым равновесным значением коэффициента распределения k_0 . Коэффициент распределения есть отношение концентрации примеси в твердой фазе к концентрации в жидкой фазе: $k_0 = C_{s0}/C_m$, где C_m – концентрация примеси в жидкой фазе. В условиях импульсного лазерного воздействия неравновесный коэффициент распределения $k_m = C_{m0}/C_m$, стремится к единице при увеличении скорости кристаллизации.

Таблица 1. Сравнение предельной равновесной растворимости C_{s0} с неравновесным значением C_{m0} после жидкофазной кристаллизации легированного кремния импульсным лазерным воздействием. Здесь же приведен равновесный коэффициент распределения k_0

Легировующий элемент	$C_{s0}, \text{см}^{-3}$	$C_{m0}, \text{см}^{-3}$	k_0
As	$1,5 \cdot 10^{21}$	$6 \cdot 10^{21}$	0,3
Sb	$7 \cdot 10^{19}$	$1,3 \cdot 10^{21}$	0,023
Bi	$8 \cdot 10^{17}$	$4 \cdot 10^{20}$	0,0007
Ga	$4,5 \cdot 10^{19}$	$5 \cdot 10^{20}$	0,008
In	$8 \cdot 10^{17}$	$1,5 \cdot 10^{20}$	0,0004

Для элементов переходного ряда Периодической системы (Fe, Cr, Zn, Si, Mn) концентрация C_{m0} не превышала $10^{18} - 10^{19} \text{ см}^{-3}$ и величина неравновесного коэффициента сегрегации была меньше 10^{-2} при аналогичных условиях кристаллизации (скорость кристаллизации 4,5 м/с). Примесь вытеснялась на поверхность по мере движения фронта кристаллизации из объема к поверхности.

Превышение предела растворимости происходит в результате захвата примеси из расплава в растущий кристалл. Для захвата примеси необходимо, чтобы время ее диффузионного перемещения на толщину одного монослоя превышало время роста одного монослоя. Поскольку междоузельные атомы примеси в кремнии имеют высокий коэффициент диффузии ($10^{-4} - 10^{-7} \text{ см}^2/\text{с}$ при T_m) по сравнению с коэффициентом диффузии примесей, находящихся в узлах решетки ($< 10^{-10} \text{ см}^2/\text{с}$ при T_m), то для их захвата в кристалл требуются большие скорости кристаллизации. Максимальная величина скорости движения фронта кристаллизации, при которой еще сохраняется кристаллическая структура, составляет для кремния 15 м/с. Выше этой скорости процесс затвердевания приводит к аморфному состоянию.

Учитывая, что концентрация примеси в расплаве C_m в равновесных и неравновесных условиях кристаллизации имеет одинаковое значение, то $C_{m0} = (C_{s0}/k_0)k_m$. Отсюда предел растворимости примеси при импульсном отжиге будет стремиться к величине C_{s0}/k_0 .

При твердофазной кристаллизации аморфного слоя отмечалось увеличение концентрации примеси в узлах решетки в несколько раз по сравнению с равновесным пределом растворимости. Увеличение растворимости связывалось с высокой концентрацией неравновесных дефектов при перекристаллизации аморфного слоя, что обеспечивало встраивание легирующих элементов в узлы решетки.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Эффект импульсного (лазерного) отжига составил основу нового направления в физике конденсированного состояния. Это направление включает исследования структурных быстропротекающих превращений, процессов захвата примесей, формирования новых фаз, а также управление профилями пространственного распределения легирующих элементов по глубине. С

позиций технологических применений исключительно привлекательными являются возможности модификации приповерхностных слоев и пленок без изменения свойств объема. Кратковременность воздействия позволяла осуществлять локальные изменения свойств выбранной части поверхности, сохраняя неизменными свойства других областей системы. Значительный прогресс достигнут в решении важных проблем микроэлектроники: получении тонких легированных полупроводниковых слоев (для электрических контактов, областей исток/сток в полевых транзисторах), кристаллизации полупроводниковых пленок на аморфных диэлектрических подложках, упрочнении поверхностного слоя металлических сплавов. В исследование эффекта лазерного отжига внесли вклад ученые из разных стран. Впервые отжиг ионнолегированных слоев импульсами лазерного излучения предложен группой сотрудников Физико-технического института Казанского филиала АН СССР [1]. Независимо аналогичные работы начались в Институте физики полупроводников Сибирского отделения АН СССР (Новосибирск). Широкое практическое применение получили прежде всего системы быстрого термического отжига на основе воздействия световых импульсов секундного и миллисекундного диапазонов длительностей.

ЛИТЕРАТУРА

1. Хайбуллин И.Б., Штырков Е.И., Зарипов М.М. и др. // Физика и техника полупроводников, 1977. Т. 11, вып. 2. С. 330–334.
2. Двуреченский А.В., Качурин Г.А., Нидаев Е.В., Смирнов Л.С. Импульсный отжиг полупроводниковых материалов. М.: Наука, 1982. 208 с.
3. Александров Л.Н. Кинетика кристаллизации и перекристаллизации полупроводниковых пленок. Новосибирск: Наука, 1985. 224 с.
4. Bostanjoglo O. // Phys. status solidi. 1982. Vol. 70, № 2. P. 473–481.

Рецензент статьи Л.Н. Рашкович

* * *

Анатолий Васильевич Двуреченский, доктор физико-математических наук, профессор кафедры физики полупроводников физического факультета Новосибирского государственного университета, заведующий лабораторией неравновесных полупроводниковых систем Института физики полупроводников СО РАН. Лауреат государственной премии СССР. Область научных интересов – физика неупорядоченных и низкоразмерных полупроводниковых систем. Автор трех монографий и более 180 статей.