

06

Формирование и структура термомиграционных кремниевых каналов, легированных Ga

© А.А. Ломов,¹ Б.М. Середин,² С.Ю. Мартюшов,³ А.Н. Заиченко,² И.Л. Шульпина⁴

¹ Физико-технологический институт им. К.А. Валиева РАН,
117218 Москва, Россия

² Южно-Российский государственный политехнический университет (НПИ) им. М.И. Платова,
346428 Новочеркасск, Россия

³ Технологический институт сверхтвердых и новых углеродных материалов,
108840 Троицк, Россия

⁴ Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН,
194021 Санкт-Петербург, Россия
e-mail: lomov@ftian.ru

Поступило в Редакцию 5 июля 2020 г.

В окончательной редакции 26 августа 2020 г.

Принято к публикации 8 сентября 2020 г.

Методом термомиграции локальных галлиевых зон в пластинах *c*-Si(111) при температуре 1450 К созданы сквозные вертикальные *p*-каналы Si(Ga). Для достижения этой цели предложена и реализована методика формирования локальных зон, состоящая в заполнении высокодисперсным порошком Ga вытравленных в пластине кремния линейных пазов шириной 60–100 мкм и глубиной 30–50 мкм. Показано, что высокий выход годных зон происходит при размере зерен порошка 5 мкм и температуре ~ 284 К. Полученные термомиграционные *p*-каналы Si(Ga) исследованы рентгеновскими методами двухкристалльных кривых дифракционного отражения и проекционной топографии. Характеризация структурного совершенства галлиевых *p*-каналов выполнена на основе их сравнения с особенностями строения термомиграционных каналов Si(Al), полученных вблизи „ретроградной“ температуры 1380 К. Показано, что типичным видом структурных дефектов на границах обоих термомиграционных каналов являются дислокационные полупетли, закрепленные своими концами на их границах. Определены величины деформации $(2-5) \cdot 10^{-5}$ и изгиба ($15''-30''$) кристаллических плоскостей вблизи границы канал–матрица пластины исследуемых образцов. Концентрация внедренных атомов алюминия и галлия в кристаллическую решетку кремниевых каналов образцов в модели Вегарда составила $C_{Al} \sim 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ и $C_{Ga} \sim 1.9 \cdot 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ соответственно.

Ключевые слова: термомиграция, локальное легирование, каналы, кремний, галлий, алюминий, рентгеновская топография, высокоразрешающая дифрактометрия.

DOI: 10.21883/JTF.2021.03.50525.220-20

Введение

Вертикальные сквозные *p*-каналы и их массивы в монокристаллических полупроводниковых пластинах представляют особый класс востребованных материалов для различных применений: силовых приборов на токи до 100 А, высоковольтных выпрямителей, ограничителей переменного тока, фотоэлектрических преобразователей, МЭМС, электрических изоляторов, биосенсоров [1–3]. Для создания сквозных *p*-каналов применяется метод термомиграции (ThM) жидких зон, известный также как метод зонной перекристаллизации градиентом температуры [4,5]. Метод ThM обладает по сравнению с методом диффузии рядом неоспоримых преимуществ. К ним нужно отнести постоянную концентрацию легирующей примеси по глубине канала, дециминутную длительность процесса ThM, резкость *p* – *n*-перехода на границе канала [6–9]. Сформированные ThM-каналы являются монокристаллическими с малым количеством структурных дефектов [10]. Изменением температуры, ее градиента, окружающей средой и временем про-

цесса ThM возможно управлять геометрией, структурным совершенством и величиной проводимости *p*-каналов [11–14].

Модификация свойств термомиграционных *p*-каналов в кремнии связана с возможностью варьирования в них величиной концентрации акцепторов за счет выбора материала-растворителя. При этом должна сохраняться высокая скорость ThM в качестве основной уникальной особенности процесса. Растворитель должен удовлетворять ряду требований: принадлежать к третьей группы периодической системы; растворять кремний при температурах, меньших, чем его температура плавления; смачивать кремний; не испаряться в условиях проведения процесса; минимально исказить параметры кристаллической решетки кремния. К третьей группе элементов относятся неметалл (В) и металлы (Al, Ga, In, Ta). Однако бор, входящий в третью группу элементов, не отвечает вышеуказанным требованиям, поэтому не используется.

Анализ диаграммы фазового состояния Ti–Si показывает, что таллий относится к таким легирующим

примесям, введение которых трудно реализуемо. Кроме этого, таллий летуч, токсичен, не смачивает кремний вплоть до температуры плавления последнего. Поэтому этот металл для термомиграции с использованием кремниевых подложек не используют. Применение индия в процессе ThM возможно. Но его использование затруднено по ряду причин: необходимость проведения процесса при высоких температурах (~ 1600 К), при которых кремний становится пластичным; значительное отличие в величинах ковалентных радиусов индия и кремния; высокое давления паров индия.

Наиболее технологичным металлом при формировании термомиграцией p -каналов в кремнии является алюминий [5,11–16]. Жидкий алюминий имеет низкое давление паров и хорошо смачивает кремний при температурах 1300–1500 К. Алюминий, находясь в позиции замещения, незначительно искажает кристаллическую решетку кремния из-за близости их ковалентных радиусов. В то же время растворимость алюминия в кремнии (с образованием твердого раствора) имеет ярко выраженный ретроградный характер с пределом $2 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-3}$ при температуре ~ 1530 К [5,12,17].

Применение Ga для формирования p -каналов в кремнии методом ThM могло бы увеличить концентрацию акцепторов в ~ 2 раза по сравнению с лигатурой на основе алюминия. Свойства этого металла позволяют быть в качестве растворителя для проведения процесса термомиграции в кремнии. Поскольку ковалентный радиус галлия превосходит радиус кремния всего на ~ 0.01 nm, то можно ожидать достаточное совершенство формируемых структур. К недостаткам галлия надо отнести плохое смачивание и растворимость кремния при низких температурах. Поэтому температурный диапазон для практического применения процесса ТМ в кремнии на основе лигатуры галлия узок и равен 1400–1500 К. Однако доказательств формирования галлиевых каналов и достижения в них высоких концентраций до настоящей работы не представлено.

В [18] было показано, что в процессе ThM лигатуры галлия при температуре 1600 К концентрация акцепторов в слоях кремния может быть увеличена до $\sim 5 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-3}$. Это особенно важно для уменьшения потерь напряжения при прямом протекании тока через p - n -переход и повышения эффективности прибора. Особенность галлия в том, что он до температур 1200–1300 К слабее растворяет кремний (до 5 wt.%) [19] по сравнению с алюминием (до 40 wt.%) [20]). Поэтому для начала процесса ThM необходимо повысить за счет температуры концентрацию кремния в лигатуре галлия и увеличить глубину залегания расплава. Несмотря как на фундаментальный, так и на практический интерес к галлиевым ThM-каналам в кремнии, к настоящему времени отсутствуют сообщения о возможности их получения кроме предпринятой попытки в [21].

Получение p -канала осуществляется за счет локальной перекристаллизации монокристаллической пластины при направленном движении с постоянной скоро-

стью зоны расплава от фронтальной к более нагретой тыльной стороне пластины. Стабильное воспроизведение требуемых параметров ThM-каналов тесно связано с проблемой [5] формирования локальных жидких зон в объеме полупроводниковой пластины, что в ряде случаев не является тривиальной задачей. Для ее решения необходимо обеспечить локальное избирательное смачивание поверхности пластины жидкой лигатурой [15] и разработку вакуумного специализированного оборудования — устройства формирования локальных жидких зон [16].

Высокора разрешающая рентгеновская дифрактометрия и рентгеновская топография являются мощными инструментами для исследования реальной структуры кристаллов. В последние десятилетия многочисленное применение этих методик в основном ограничено характеристикой дефектов структуры в объеме полупроводниковых пластин, определением деформации, состава и дислокаций в эпитаксиальных слоях и многослойных гетероструктурах [22]. В то же время эти методики наиболее удобны для диагностики структурных особенностей ThM-каналов. Однако работ, посвященных исследованию особенностей структуры и дефектам даже в каналах Si(Al), за исключением [10,12,15,23,24], практически нет. Отметим, что структурная модель ThM-каналов необычна и достаточно сложна, экспериментальные результаты не допускают простой интерпретации [10,25]. Требуется проведение комплексных исследований с привлечением модельных образцов.

Целью настоящей работы является разработка методики локального легирования кремния галлием для формирования массива плоских p -каналов в монокристаллической пластине кремния и исследование особенностей их структуры в сравнении с ThM-каналами в кремнии, полученными на основе лигатуры алюминия.

1. Формирование локальных галлиевых зон

Для получения легированных галлием кремниевых каналов (рис. 1) нами предлагается использовать его высокодисперсный порошок. Порошок галлия расплагался в пазах глубиной h и шириной l_F , предварительно вытравленных на фронтальной поверхности пластины в местах будущих каналов. Пазы создавались кислотным травлением поверхности кремния благодаря вскрытым окнам в защитном покрытии из фоторезиста и диоксида кремния толщиной $h_0 l$. Для изотропного травления кремния использовалась смесь кислот HF : HNO₃ : CH₃COOH (2 : 9 : 4), что позволило достичь соотношения $l_F \geq h$. На следующем этапе (рис. 1, *b*) пластина (без фоторезиста) протягивалась со скоростью v под тиглем 2 со щелью шириной L_T ($L_T > l_F$) с находящимся в нем при температуре T_S порошком кристаллического галлия 3. Порошок 4 после протяжки под тиглем заполнял вытравленные пазы. Необходимо

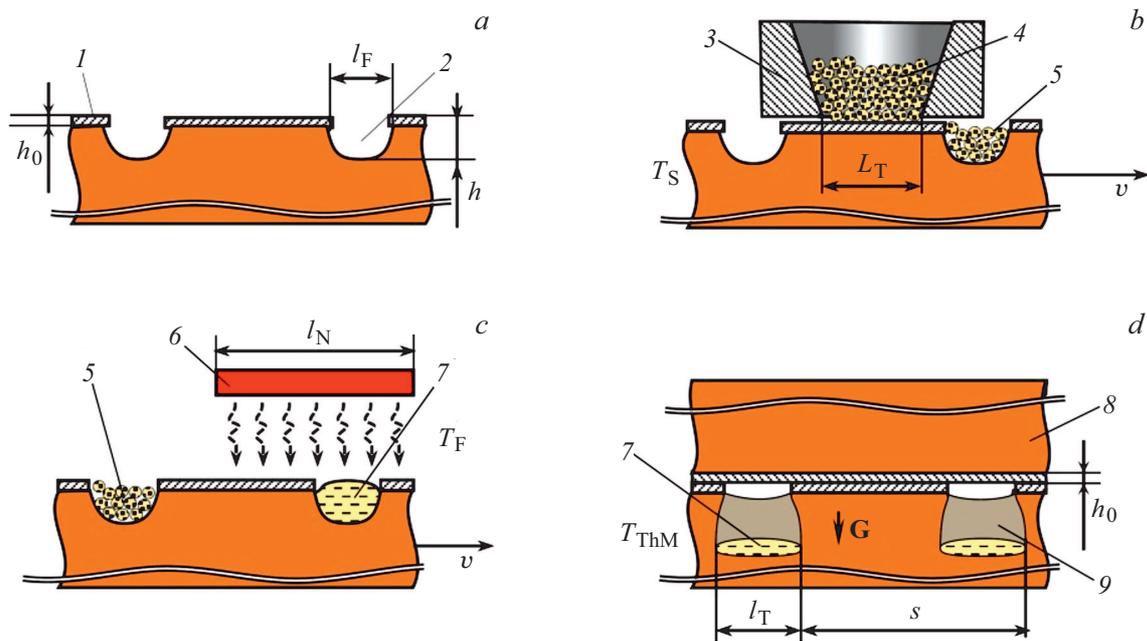


Рис. 1. Последовательность операции формирования локальных зон: 1 — слой маскирующего покрытия на пластине Si; 2 — паз; 3 — тигель; 4 — галлиевый порошок; 5 — порошок в пазах; 6 — нагреватель; 7 — жидкая зона; 8 — окисленная пластина-спутник; 9 — термомиграционный канал Si(Ga), G — градиент температуры.

отметить, что размер зерен (диаметр шариков d) порошка должен быть меньше l_F и h . После перемещения пластины кремния с осажденным порошком галлия 5 в нагревательный узел 6 (рис. 1, *c*) происходило его расплавление при температуре (T_F) и заполнение пазов расплавом 7. Плавление предназначалось для „закрепления“ галлия в пазах на фронтальной поверхности пластины кремния и облегчения старта ThM-процесса.

Отработка технологии формирования галлиевых зон проводилась на пластинах Si(111) n -типа с удельным сопротивлением (ρ) $4.5 \Omega \cdot \text{cm}$. На поверхности пластин создавался слой термического оксида толщиной $h_0 = 1 \mu\text{m}$. В защитном слое формировали параллельные пазы (рис. 1, *d*) с топологическим размером $s = 3 \text{ mm}$, шириной $l_F = 60\text{--}100 \mu\text{m}$ и глубиной $h = 30\text{--}50 \mu\text{m}$. В качестве порошка использовался галлий Ga5N в виде шариков диаметром $d = 5\text{--}50 \mu\text{m}$. Шаг варьирования технологических параметров l_F , h , d составлял $5 \mu\text{m}$. Для получения порошка галлия требуемого диаметра он загружался в экструдер, где доводился до жидкого состояния. В дальнейшем расплав галлия впрыскивали на водоохлаждаемую изложницу. Диаметр шариков галлия определялся подбором сечения экструдера, его температуры и давления впрыска расплава. Заполнение пазов порошком галлия и его расплавление проводилось в вакууме при $T_S = 280\text{--}300 \text{ K}$ и $T_F = 350\text{--}450 \text{ K}$ соответственно. В дальнейшем пластину переносили в камеру процесса ThM (рис. 1, *d*). С целью предотвращения испарения галлия на начальном этапе движения расплава сквозь пластину фронтальная поверхность пластины с

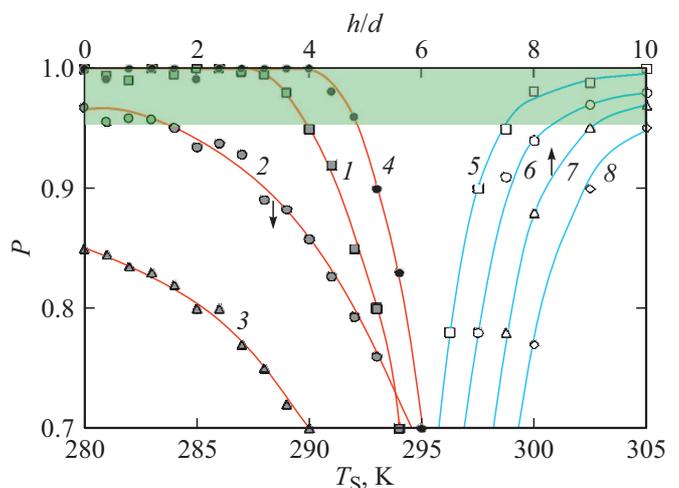


Рис. 2. Температурные (1–4) и аспектные h/d (5–8) зависимости выхода P -годных галлиевых зон соответственно: 1–3 — для $h/d = 10$; 6; 4 и $v = 0.3 \text{ m/s}$; 4 — $h/d = 10$; $v = 0.2 \text{ m/s}$; 5–8 — для $v = 0.2$; 0.3; 0.34; 0.38 m/s при $T_S = 287 \text{ K}$.

пазами закрывалась отдельными полосками кремния или дополнительной пластиной кремния 8.

Экспериментальные условия получения галлиевых зон на пластине кремния показаны на рис. 2.

Из представленных на рис. 2 зависимостей качества P локальных галлиевых зон видно, что при заданной топологии каналов заполнение галлием пазов без разрывов

($P \geq 0.95$) критично к температуре формирования T_S , скорости протягивания v , соотношению h/d . Выход годных локальных зон в пределах опытной партии обрабатываемых пластин оценивался по величине $P = N_i/N$, где N_i и N — количество зон, имеющих полное заполнение, и общее количество зон на пластине соответственно. Критерием полного заполнения углубления порошком являлось его заполнение по ширине и глубине более чем на 90%. Контроль качества заполнения каналов проводили с помощью оптической микроскопии.

Анализ данных (рис. 2, кривые 1–3) о влиянии температуры формирования T_S на P показывает, что для обеспечения высокого выхода годных локальных зон $P \leq 0.95$ (область окрашена) величина T_S не должна превышать 284 К. Отметим, что приближение температуры заполнения каналов шариками к температуре плавления галлия (302 К) приводит к неработоспособности методики.

Выход p -годных галлиевых зон растет с увеличением аспектного отношения h/d . Уменьшение h/d до 4 резко снижает эффективность методики (кривая 3). Для стабильной термомиграции зон в кремнии обычно выбирают h в диапазоне 30–50 μm [15,16]. В этих условиях необходимо использовать порошок диаметром менее 5 μm , который получить в экструдере технологически сложнее. В этой связи приемлемыми с учетом температуры порошка являются значения h/d больше 6.

Скорость v протягивания тигля над пластиной также оказывает заметное влияние на величину P . Сравнительная зависимости 5–8, видно, что уменьшение скорости протягивания пластины увеличивает эффективность методики получения качественных галлиевых зон (кривая 5). Этот вывод подтверждается ходом кривой 4 ($v = 0.2$ м/с), которая смещена правее кривой 1 ($v = 0.3$ м/с).

2. Образцы и методы исследования

Образцы легированных алюминием и галлием методом ThM-каналов в матрице (рис. 1, $d, 9$) пластины кремния Si(111) (толщиной $t = 0.45$ мм, n -типа, с удельным сопротивлением 4.5 Ωcm) были получены в вакууме. Каналы Si(Al) перекристаллизовались при температуре $T_{\text{ThM}} = 1380$ К и градиенте $G = 50$ –100 К/см, реализованным посредством графитового нагревателя, размещенного в водоохлаждаемой камере [15], а каналы Si(Ga) — формировались на основе предлагаемой выше методики при $h/d = 4$ и 8, $T_{\text{ThM}} = 1400$ –1500 К и $G = 50$ –100 К/см в течение 60 мин (в условиях [15]).

Анализ структурного совершенства ThM каналов Si(Ga) был выполнен рентгеновскими методами проекционной топографии и двухкристалльных кривых дифракционного отражения (КДО). Рентгенотопографические исследования были проведены методом Ланга на установке XRT100CCM (Rigaku Co.) с использованием излучения от 12-kW вращающегося серебряного анода.

Величина линейного коэффициента фотоэлектрического поглощения в кремнии $\mu = 8\text{cm}^{-1}$. Для регистрации дифракционного изображения использовалась рентгеновская фотопленка.

Кривые дифракционного 111 и 333 отражения в геометрии Брэгга записывались на трехкристалльном рентгеновском спектрометре ТРС (СКБ ИКАН РАН) при параллельном бездисперсионном расположении кристаллов с плоским кристаллом-монокристаллом Si(111). Источником излучения служила рентгеновская трубка с медным анодом и видимым размером фокуса в плоскости (горизонтальной) дифракции 0.05 мм и 10 мм перпендикулярно к ней. Размеры выходных щелей коллиматора были равны 0.06 и 2 мм соответственно. При записи КДО от образца с каналами возникает проблема его адекватной юстировки. В случае рассеяния от кристаллической пластины с однородным планарным эпитаксиальным слоем площади засветки слоя и подложки равны. При наличии сквозного вертикального канала в матрице образца вклады от него и от матрицы пластины в интенсивность отраженного рентгеновского пучка будут пропорциональны площадям их засветки. Малая ширина канала предопределяла узость первичного пучка и дополнительную настройку образца. При установке образца с ThM-каналом в отражающее положение он проходил предварительную и окончательную юстировку. На первом этапе азимутальным вращением вокруг нормали к поверхности образца достигалось расположение канала параллельно вертикальной оси гониометра. После обнаружения на КДО двух пиков (засветка области вблизи канала) образец дополнительно юстировался по максимальному провалу между ними.

3. Результаты и обсуждение

3.1. Вертикальные Si(Al)-каналы

На рис. 3 представлен фрагмент проекционной топограммы образца кремния с двумя p -каналами Si(Al), полученными методом ThM при $T = 1380$ К. Каналы с границами хорошо видны в виде параллельных полос переменного контраста.

Более светлая часть (pK) полосы шириной 0.08 мм соответствует центральной части канала Si(Al). Широкие черные полосы $p2$ и $p3$ шириной 0.11–0.12 мм, окаймляющие канал по обе его стороны, соответствуют переходным областям вблизи границ канала. Эти области характеризуются значительными искажениями кристаллической решетки из-за релаксации напряжений на вертикальной стенке канала. Несмотря на это центральные части каналов на основе лигатуры алюминия являются совершенными монокристаллическими областями с низкой плотностью дислокаций. Центральная часть канала светлая, что говорит о динамическом характере рассеяния в объеме канала. В поверхностных слоях образца вдоль обеих границ каналов лежат дислокационные полупетли (HL). Своими концами они

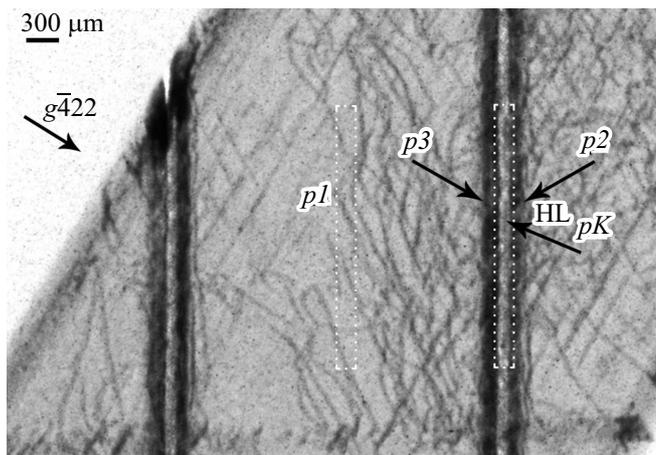


Рис. 3. Фрагмент рентгеновской проекционной топограммы пластины Si(111) с массивом каналов Si(Al). $AgK\alpha$ -излучение, $\mu \cdot t = 0.36$. HL — дислокационные полупетли; pK — канал, $p1$ — область между каналами, $p2$ и $p3$ — границы канала (точками выделена область засветки пластины при записи кривых дифракционного отражения, рис. 4).

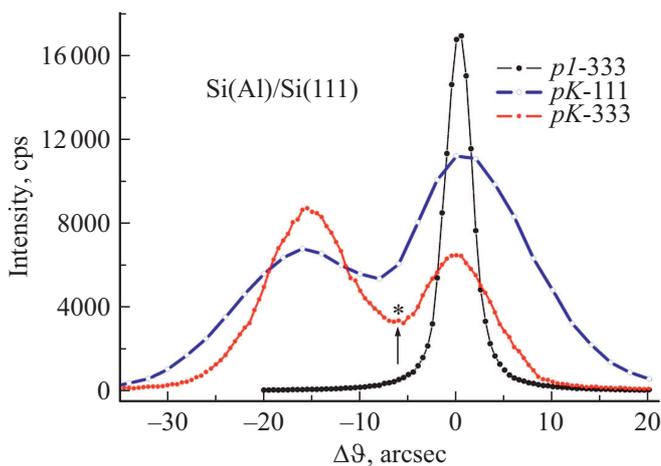


Рис. 4. Двухкристальные кривые дифракционного отражения от различных участков пластины Si(111) с ThM p -каналом Si(Al) шириной 0.1–0.12 мм: вдали ($p1$ -333) и в области p -канала (pK -111, pK -333); * — отражение от центральной части Si(Al)-канала. $CuK\alpha$ -излучение, 111 и 333 отражения.

закреплены на границах каналов. Их разбег от границ каналов составляет 2–3 ширины канала и зависит от температуры ThM-процесса. Дополнительно наблюдаются не связанные с каналами дислокации (сравни левый и правый каналы). Релаксация напряжений вблизи поверхности образца на границе каналов происходит за счет изгиба кристаллических плоскостей, а не за счет диффузии алюминия на границе канал–матрица пластины [23]. Проведенные ранее рентгенодифракционные исследования ThM-слоев Si(Al)/Si ($C_{Al} \sim 10^{19} \text{ cm}^{-3}$, $T = 1350 \text{ K}$) с толщиной до $60 \mu\text{m}$ показывают, что появление дислокаций несоответствия на границе кана-

лов маловероятны [19]. В матрице образца присутствуют единичные дислокации и полосы скольжения вдоль „011“, образующиеся из-за температурных напряжений и уменьшении величины модуля Юнга при высоких температурах.

На рис. 4 показаны двухкристальные кривые дифракционного 111 и 333 отражений в геометрии Брэгга от образца с p -каналами Si(Al)/Si, записанные от участков поверхности в точках $p1$ и pK (рис. 3) в зависимости от $\Delta\vartheta = \vartheta - \vartheta_B$ (ϑ_B — угол Брэгга).

Видно, что в зависимости от места засветки (рис. 3) и порядка отражения рентгеновского пучка на кривых дифракционного отражения наблюдаются один пик (кривая $p1$), два пика (кривая pK -111) или два пика и максимум (кривая pK -333). Пик на дифракционной кривой $p1$ -333 (участок поверхности между каналами) имеет полуширину 3.5 arcsec, что близко к значению 2.63 arcsec для совершенного кристалла кремния согласно динамической теории рассеяния [22]. Дополнительное уширение $\sim 0.8 \text{ arcsec}$ связано с незначительной мозаичностью, изгибом образца после приготовления и аппаратными искажениями. На кривых КДО от участка поверхности с каналом Si(Al) в общем случае наблюдаются два более широких пика. Угловое расстояние $\Delta\vartheta$ между этими пиками на КДО обусловлено как деформацией $\Delta d/d$, так и разориентацией Ψ участков поверхности: $\Delta\vartheta = \Delta\vartheta(\Psi) + \Delta\vartheta(\Delta d/d)$. На представленных кривых КДО от 111 и 333 отражений (рис. 4) видно, что величина $\Delta\vartheta$ не меняется и равна 16 arcsec. Это показывает, что пики обусловлены развернутыми относительно друг друга участками матрицы вблизи границ канала Si(Al), а не с изменением межплоскостного расстояния кристаллических плоскостей (111) в канале. Отметим, что полуширины этих пиков зависят как от порядка отражения, так и от ширины засветки поверхности образца и равны 18 и 8 arcsec для 111 и 333 отражений соответственно. Переход на 333 отражение позволил наблюдать на КДО появление при $\Delta\vartheta = 4.5 \text{ deg}$ слабого максимума (звездочка на рис. 4). Выполненные ранее авторами исследования методом ВИМС элементного состава в канале Si(Al) показали, что концентрация алюминия вблизи поверхности равна $0.85 \cdot 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ [25]. Результаты топографических исследований, симметричная архитектура канала и наличие в нем атомов алюминия позволяют предположить, что этот максимум связан с изменением межплоскостного расстояния в канале. Величина концентрации алюминия, восстановленная с учетом тетрагональных искажений в модели внедрения атомов в узлы кристаллической решетки кремния $C_{Al} = K(\Delta d/d)(1/\beta_{Al})$ равна $\sim 10^{19} \text{ cm}^{-3}$, где: $\beta_{Al} = [1/(3C_{Si})] \cdot [(r_{Al}/r_{Si})^3 - 1]$, а $C_{Si} = 5 \cdot 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ — концентрация атомов кремния, $K \approx 0.695$ для Si(111) и $r_{Si} = 0.117 \text{ nm}$, $r_{Al} = 0.126 \text{ nm}$ ковалентные радиусы атомов кремния и алюминия соответственно [26].

Наблюдаемые на основе анализа КДО особенности искажения кристаллической решетки вблизи канала и найденная концентрация алюминия в нем характеризуют

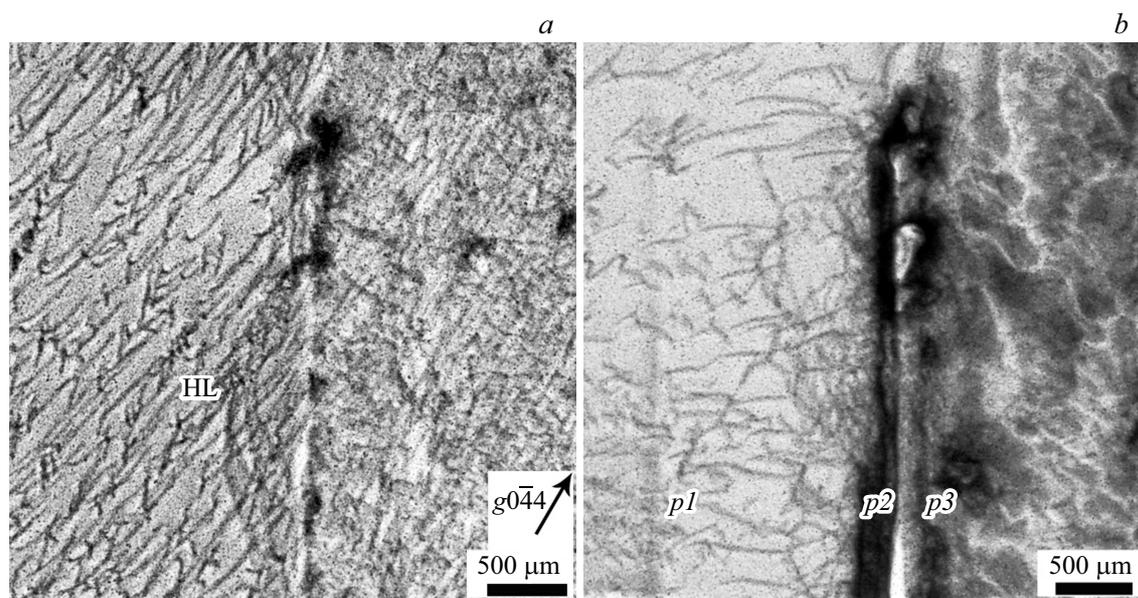


Рис. 5. Фрагменты рентгеновской проекционной топограммы пластины Si(111) с первыми ThM-каналами на основе лигатуры галлия Si(Ga), полученные при $h/d = 8$ (a) и $h/d = 4$ (b); $AgK_{\alpha 1}$ -источник, $\mu \cdot t = 0.36$. HL — дислокационные полупетли; $p1$ – $p3$ — участки записи кривых дифракционного отражения.

канал только в приповерхностном слое пластины толщиной 10–15 μm , определяемой глубиной экстинкции [22]. Поэтому хорошее совпадение величины концентрации САI в канале Si(Al) с данными ВИМС и с восстановленными по КДО от слоев Si(Al) [19] не закрывает вопрос о концентрации алюминия в глубине канала, искажениях кристаллической решетки на его границах с матрицей пластины. Для изучения возможности определения структурных искажений по глубине канала должны быть проведены дифракционные измерения в геометрии Лауэ. Полученные результаты о величине деформации в приповерхностных слоях канала Si(Al) были подтверждены результатами исследований, выполненных методом трехкристалльной рентгеновской дифрактометрии, и будут представлены в дальнейшем.

3.2. Вертикальные Si(Ga)-каналы

На рис. 5 представлены фрагменты рентгеновской проекционной топограммы от пластины кремния с изображением первых термомиграционных каналов на основе лигатуры галлия. Анализ изображений каналов показывает, что они прошли различные стадии процесса ThM (выхода зоны расплава на тыльную сторону пластины). По-видимому, процесс ThM на различных участках образца проходил с различной скоростью и динамикой.

Канал Si(Ga) (рис. 5, a) окружен дислокационными полупетлями HL (аналогично полупетлям вблизи канала Si(Al) на рис. 3), сосредоточенными вдоль границы канала. Этот канал формировался с аспектным соотношением $h/d = 8$. Отметим, что процесс ThM длился менее часа и, видимо, начался с большой задержкой.

В силу этого, формирование канала закончилось на ранней стадии — он не достиг тыльной поверхности пластины.

На фрагменте топограммы (рис. 5, b) видно изображение канала Si(Ga), который получен из локальной зоны галлия, сформированной при аспектном соотношении $h/d = 4$. Процесс ThM при данном условии проходил интенсивно. Отметим, что тонкие зоны имеют меньшие скорости термомиграции и склонны к разрывам на фрагменты [5]. Поэтому отдельные части канала значительно углублены в пластину, а другие — вышли на тыльную поверхность. В результате кроме характерных дислокационных полупетель вдоль границы канала наблюдаются обширные дефектные области. Хорошо виден участок „подтрава“ матрицы (белая полоса). Исходя из полученных данных, следует, что отношение h/d необходимо выбирать максимально возможным, чтобы исключить фрагментацию жидкой зоны на ее старте.

Для изучения структурного совершенства образца вблизи канала Si(Ga) (рис. 5, b), вышедшего на тыльную поверхность пластины, были записаны кривые дифракционного отражения от различных участков $p1$ – $p3$ (рис. 6). Видно, что вид КДО в зависимости от участка засветки пластины вблизи канала меняется по аналогии с кривыми отражения вблизи канала Si(Al) (рис. 4).

Вдали от канала на кривой наблюдается один узкий пик, а вблизи канала его ширина увеличивается и появляются дополнительные максимумы при углах, меньших угла Брэгга. Максимумы при угле $\Delta\vartheta = -23, -33$ arcsec появляются из-за изгиба кристаллических плоскостей вблизи канала. Однако размеры приграничной области не резкие (рис. 5, b) и на хвосте основного максимума

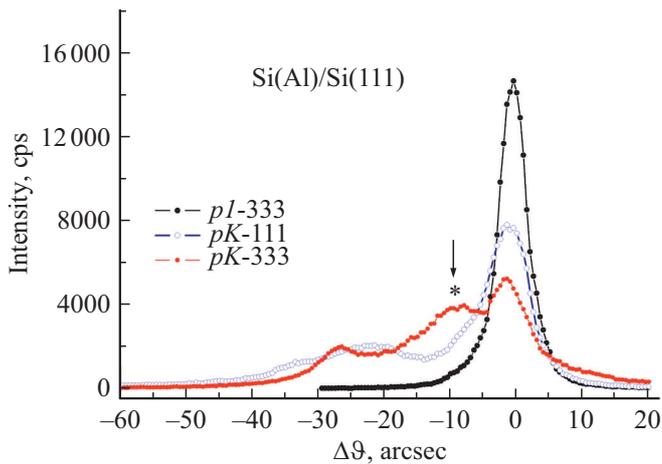


Рис. 6. Двухкристальные кривые дифракционного 333 отражения от различных участков $p1-p3$ (рис. 5, b) тыльной поверхности пластины Si(111) с ThM-каналом Si(Ga): $p1$ — вдали от канала, $p2$ — на границе с каналом, $p3$ — в области канала; * — отражение от канала. $CuK_{\alpha 1}$ -излучение.

наблюдается слабый горб при угле $\Delta\vartheta = -9$ arcsec. Этот горб превращается в максимум при записи КДО от участка $p3$. Угловое положение максимума относительно пика от матрицы пластины соответствует величине деформации $\Delta d/d = 5 \cdot 10^{-5}$ и связано с вхождением галлия в решетку кремния. На основании данных [27] зависимости концентрации галлия в ThM-слоях кремния от температуры можно оценить концентрацию галлия в канале как $\sim 1.9 \cdot 10^{19} \text{ cm}^{-3}$. Надо отметить, что эта величина заметно уступает концентрациям галлия в тонких слоях Si(Ga), которые можно получить жидкофазной эпитаксией [28] и диффузией [29]. В [27] показано, что процесс ThM при 1600 К позволяет увеличить концентрацию галлия в кремнии в 2–3 раза. Однако повышение T_{ThM} приводит к образованию большого количества структурных дефектов в объеме пластины кремния.

Заключение и выводы

Предложен новый подход к процессу получения стабильных локальных галлиевых зон на поверхности кремниевых пластин. Формирование галлиевых зон основано на создании углублений в защитных слоях кремниевой пластины, заполненных микрошариками Ga. Установлены оптимальная температура 284 К для формирования зон, диапазон аспектного соотношения глубины паза к диаметру галлиевых шариков $h/d = 6-10$ и скорость движения тигля при формировании зоны 0.2–0.3 м/с.

Методом термомиграции галлия при температуре 1450 К в пластине Si(111) n -типа получен массив плоских p -каналов. Исследования реальной структуры полученных каналов проведены рентгеновскими методами двухкристальных кривых дифракционного отражения в геометрии Брэгга и проекционной топографии (по ме-

тоду Ланга). Показано, что на границах каналов типичным видом структурных дефектов являются дислокационные полупетли. Определены величина деформации ($\sim 5 \cdot 10^{-5}$) в канале, изгиб (20–30 arcsec) кристаллических плоскостей на границе канала вблизи его выхода на поверхность пластины и оценена концентрация галлия равная $C_{\text{Ga}} \sim 1.9 \cdot 10^{19} \text{ cm}^{-3}$.

Показано, что механизм формирования p -каналов на основе галлия и алюминия аналогичен. Закономерность этого состоит в равенстве ковалентных радиусов галлия и алюминия и квазиравновесного характером межфазных процессов растворения и кристаллизации при термомиграции. Показано, что при прочих равных условиях концентрация акцепторной примеси в p -канале галлия выше, чем в случае алюминия.

3.3. Финансирование работы

Работа выполнена в рамках Государственного задания ФТИАН им. К.А. Валиева РАН по теме № 0066-2019-0004 и частично поддержана РФФИ, грант № 19-07-00306. Работа И.Л. Шутьпиной выполнена в рамках госзадания Отделения физики диэлектриков и полупроводников ФТИ им. А.Ф. Иоффе РАН.

Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

Список литературы

- [1] G. Gautier, L. Ventura, R. Jérision, S. Kouassi, C. Leborgne, B. Morillon, M. Roy. *Appl. Phys. Lett.*, **88**, 2501 (2006).
- [2] C.C. Chung, M.G. Allen. *J. Microelectromech. Systems*, **15**, 1131 (2006).
- [3] A.K. Samarao, F. Ayazi. *IEEE Int. Electron Dev. Meet. (IEDM09)*, 789 (2009).
- [4] W.G. Pfann. *Zone-melting*. 236 (John Wiley and Sons, NY, 1958)
- [5] В.Н. Лозовский, Л.С. Луин, В.П. Попов. *Зонная перекристаллизация градиентом температуры полупроводниковых материалов* 232 (Металлургия, М., 1987)
- [6] H.E. Cline, T.R. Anthony. *J. Appl. Phys.*, **47** (6), 2332 (1976).
- [7] Э.Ю. Бучин, Ю.И. Денисенко, В.И. Рудаков. Письма в ЖТФ, **28** (24), 75 (2002). [E.Y. Buchin, Y.I. Denisenko, V.I. Rudakov. *Tech. Phys. Lett.*, **28** (12), 1058 (2002).]
- [8] S.I. Garmashov, V.Yu. Gershanov. *J. Cryst. Gr.*, **311** (2), 413 (2009).
- [9] В.Н. Лозовский, В.П. Попов, Б.М. Середин. ВАНТ Сер. Физ. радиац. возд. на радиоэлектрон. аппарат. **3**, 57 (2015).
- [10] А.А. Ломов, Л.С. Луин, Б.М. Середин, Ю.М. Чесноков. *ФТП*, **51** (3), 297 (2017).
- [11] Б.В. Молчанов, В.И. Рудаков. *ПТЭ*, **2**, 155 (1996).
- [12] Benjamin Morillon. *Etude de la thermomigration de l'aluminium dans le silicium pour la réalisation industrielle de murs d'isolation dans les composants de puissance bidirectionnels. Micro et nanotechnologies/Microélectronique*. Thesis. INSA de Toulouse, Français. <https://tel.archives-ouvertes.fr/tel-00010945>. (2002).

- [13] А.С. Полухин. Компоненты и технологии, **11**, 97 (2008).
- [14] С.Ю. Князев, В.Н. Лозовский, В.С. Лозовский, Б.М. Середин. Письма в ЖТФ, **42** (10), 49 (2016). [S.Y. Knyazev, V.N. Lozovskii, V.S. Lozovskii, B.M. Seredin. Tech. Phys. Lett. **42** (10), 1045 (2016).]
- [15] В.Н. Лозовский, Л.С. Лунин, Б.М. Середин. Электрон. техн. Сер. 2, Полупр. приборы, **2–3** (236), 103 (2015).
- [16] В.Н. Лозовский, Б.М. Середин, А.С. Полухин, А.И. Солодовник. Электрон. техн. Сер. 2, Полупр. приборы, **5** (239), 65 (2015).
- [17] T. Yoshikawa, K. Morita. J. Elect. Chem. Soc., **150** (8), G465–G468 (2003).
- [18] B.M. Seredin, V.V. Kuznetsov, A.A. Lomov, A.N. Zaichenko, S.Y. Martuyshov. J. Phys.: Conf. Ser. **1400** (4), 044012 (2019).
- [19] B. Girault, F. Chevrier, A. Joullie, G. Bougnot. J. Cryst. Gr. **37**, 169 (1977).
- [20] L. Murray, A.J. McAlister. J. Phase Equilibria, **1**, 74 (1984).
- [21] H.E. Cline, T.R. Anthony. J. Appl. Phys., **48** (6), 2196 (1977).
- [22] D.K. Bowen, B.K. Tanner. *High resolution X-ray diffraction and topography*. 252 (Taylor and Francis, London, 1998.)
- [23] В.Н. Лозовский, А.А. Ломов, Б.М. Середин, С.Г. Симакин, А.Н. Заиченко, М.Б. Середина. Электрон. техн. Сер. 2, Полупр. приборы. **2** (245), 29 (2017).
- [24] Э.Ю. Бучин, Ю.И. Денисенко, С.Г. Симакин. Письма в ЖТФ, **30** (5), 70 (2004).
- [25] A. Lomov, A.Yu. Belov, B. Seredin, A. Tatarintsev, S. Simakin. *Proceed. Intern. Conf. „Micro- and Nanoelectronics“ 2018* 139 (Moscow-Zvenigorod, Russia, 2018)
- [26] L. Pauling. *The Nature of the Chemical Bond*, (3rd ed., Cornell University Press, Ithaca, 1960)
- [27] А.А. Ломов, Б.М. Середин, С.Ю. Мартюшов, А.Н. Заиченко, С.Г. Симакин, И.Л. Шульпина. Письма в ЖТФ, **46** (6), 27 (2020).
- [28] K.L. Kavanagh. Phys. Rev. B, **45** (7), 3323 (1992).
- [29] S. Haridoss, F. Beniere, M. Gaunean, A. Rupert. J. Appl. Phys., **51**, 5833 (1980).