

ТЕРМОМИГРАЦИОННЫЕ P-КАНАЛЫ: РЕАЛЬНАЯ СТРУКТУРА И ЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА

© В. Н. Лозовский¹, А. А. Ломов², Б. М. Середин¹, С. Г. Симакин³, А. Н. Заиченко¹,
М. Б. Середина¹

¹Южно-Российский государственный политехнический университет (НПИ) имени М. И. Платова,
346428, г. Новочеркасск, ул. Просвещения, 132

²Физико-технологический институт Российской академии наук, 117218,
г. Москва, Нахимовский пр-т, 36/1

³Ярославский филиал физико-технологического института Российской академии наук,
150007, г. Ярославль, ул. Университетская, д. 21

В статье приводятся результаты исследований реальной структуры и электрических свойств сквозных термомиграционных р-каналов, необходимых для создания кремниевых приборов на токи до 100 А. Установлено, что реализация метода термомиграции в виде серии тонких прямоугольных сеток жидких алюминий-кремниевых зон приводит к образованию в кремниевых пластинах системы монокристаллических, однородно легированных каналов с достаточно высоким структурным совершенством. Электрические свойства р-п-переходов на основе р-каналов подтверждают эффективность использования метода термомиграции в технологии приборов силовой электроники.

Ключевые слова: термомиграция, диффузия, легирование, концентрация примеси, приборная структура

Сведения об авторах: Лозовский Владимир Николаевич, loz_v_n@mail.ru; Ломов Андрей Александрович, andlomov@mail.ru; Середин Борис Михайлович, seredinboris@gmail.com; Симакин Сергей Геннадьевич, simser@mail.ru; Заиченко Александр Николаевич, za_al@mail.ru; Середина Марина Борисовна, p1648@yandex.ru

Благодарность: Авторы выражают благодарность Шульпиной И. Л. за помощь, интерес к работе и полезные описания

THERMOMIGRATION P-CHANNELS: REAL STRUCTURE AND ELECTRICAL PROPERTIES

V. N. Lozovsky¹, A. A. Lomov², B. M. Seredin¹, S. G. Simakin³, A. N. Zaichenko¹,
M. B. Seredina¹

¹Platov South Russian State Polytechnic University, 346428, Novocherkassk, Prosvesheniya street, 132

²Institute of Physics and Technology of Russian Academy of Sciences, 117218, Moscow,
Nakhimovskiy prospekt, 36/1

³Yaroslavl branch of the Institute of Physics and Technology of Russian Academy of Sciences, 150007,
Yaroslavl, Universitetskaya street, 21

The article presents the results of investigations of real structure and electrical properties of end-to-end thermomigration p-channels required for creating silicon devices for currents up to 100 A. It was figured out that the implementation of thermomigration method in the form of a series of thin rectangular grids of liquid aluminum-silicon areas is leading to the formation in the silicon wafer of the monocrystalline, uniformly doped channel system with high structural perfection. The electrical properties of the p-n-junctions based on p-channels confirm the effectiveness of thermomigration method in the design of power electronics devices.

Keywords: thermomigration, diffusion, doping, impurity concentration, the device structure

Data of authors: Lozovsky Vladimir Nikolaevich, loz_v_n@mail.ru; Lomov Andrey Aleksandrovich, andlomov@mail.ru; Seredin Boris Mikhaylovich, seredinboris@gmail.com; Simakin Sergey Gennadievich, simser@mail.ru; Zaichenko Alexander Nikolaevich, za_al@mail.ru; Seredina Marina Borisovna, p1648@yandex.ru

Acknowledgements: Authors would like to express their gratitude to Shulpina I. L. for her assistance, interest in the research and useful information

Введение

Прогресс в создании новых типов и совершенствовании выпускаемых силовых полупроводниковых приборов (СПП) определяется возможностями технологии [1]. Для реализации большинства кремниевых приборов тиристорной группы на токи до 100 А необходим технологический метод, способный создавать в *n*-кремнии значительные по глубине залегания и различные по планарной геометрии области, легированные акцепторной примесью [2]. В этом случае нижний анодный *p-n* переход выводится по периметру прибора на верхнюю сторону *n*-пластины с помощью разделительных *p*-каналов. Такое техническое решение способствует повышению запирающих свойств силовых приборов, изготавливаемых по групповой технологии. Традиционно для создания каналов используется диффузионный метод. Однако увеличение диаметра пластин кремния и, соответственно, их толщин приводит к большой длительности ряда диффузионных высокотемпературных операций [3].

Высокими потенциальными возможностями создания *p*-каналов обладает метод термомиграции (ТМ) [4]. Метод ТМ позволяет формировать в полупроводнике локальные области различной формы и состава за счёт миграции жидкой зоны растворителя в направлении градиента температуры. Наиболее технологичным растворителем кремния для получения каналов, легированных акцепторной примесью, является алюминий [5, 6]. Структурные дефекты в перекристаллизованном кремнии, образуемые после миграции жидких зон, во многом определяют качество создаваемых *p-n* переходов СПП.

В настоящей работе приводятся результаты исследования реальной структуры и электрических свойств сквозных термомиграционных *p*-каналов, необходимых для

создания кремниевых приборов тиристорной группы на токи до 100 А. Для формирования каналов использованы близкие к оптимальным температурно-временным условия [5] и специально разработанное термическое оборудование [6]. Анализ качества каналов и близлежащих к ним областей основан на контроле: размеров, взаимного расположения и ортогональности к поверхности пластины, структурного совершенства (монокристалличности, величине деформации и концентрации дефектов на границах каналов), величины и однородности концентрации электрически активной примеси, а также электрических характеристиках *p-n* переходов.

Получение образцов и методы исследования

Для проведения исследований использовались монокристаллические пластины кремния марки ЭКЭФ с удельным сопротивлением 10-40 Ом·см; диаметром 100 мм; толщиной 400 мкм; ориентацией по плоскости (111). Концентрация оптически активного кислорода и углерода в используемом кремнии составляла 10^{18} см⁻³ и 10^{17} см⁻³ соответственно. Исходные пластины шлифовали порошком М14 (F600) и отмывали по стандартным методикам. В качестве растворителя применялся алюминий А5N. Заданную ширину вертикальных *p*-каналов обеспечивали фотолитографией сплошного слоя SiO₂, сформированного на фронтальной поверхности пластин (далее по тексту эта сторона пластины обозначена символом f). В слое SiO₂ толщиной 0,8-1,2 мкм создавали окна шириной от 5 до 150 мкм с шагом 5 мм. Жидкие зоны Al-Si формировали во вскрытых окнах избирательным смачиванием в вакууме

при температуре 800-850 °С. Скорость движения слайдера лежала в пределах 15-20 мм/с [6]. В процессе последующей термомиграции зоны выводились на тыльную поверхность пластин (далее по тексту для характеристики этой стороны использован символ b), после чего алюминий удалялся испарением. Процесс термомиграции жидких зон проводили в вакуумном термическом узле при температуре из диапазона 1050-1200 °С. Градиент температуры был направлен перпендикулярно поверхности кремниевой пластины и составлял 50-100 К/см. Типичная скорость миграции растворителя в зависимости от температуры процесса имела значения в диапазоне 400-700 мкм в час. Температурно-временной режим [5] обеспечивал 95 % воспроизводимость геометрических размеров каналов. При этом на фронтальной стороне пластин обеспечивалась ширина каналов с отклонением от заданной, не превышающей $\pm 10\%$. На тыльной стороне отклонение направления канала от нормали не должно превышать $\pm 10^\circ$. Другие области многослойных p^+-n-n^+ , $p^+-n-p^+-n^+$, $n^+-p^+-n-p^+-n^+$ -структур, соответственно, для диодных, тиристорных и симисторных приборов создавались с помощью диффузии необходимой примеси. При этом технологические операции изготовления «чипов» для тиристоров и симисторов в целом не отличались от диодных, за исключением операций по формированию управляющих областей. Вскрытие выпрямляющих переходов проводилось с катодной стороны приборов с помощью фотолитографии и глубокого травления в кислотном травителе. Полученные меза-канавки пассивировались стеклом [7, 8]. Омические контакты создавались послойным вакуумным напылением Ti-Ni-Ag.

Выявление геометрической формы каналов и других областей в кремнии проводили металлографическим анализом шлифов полученных образцов.

Для исследования микродефектов в перекристаллизованных каналах и прилегающим к ним областям использовалась стандартная методика послойного определения плотности

дислокаций с помощью селективного травителя на основе водного раствора хромового ангидрида в фтористоводородной кислоте.

Характеризация совершенства реальной структуры в окрестности р-каналов была выполнена с помощью рентгеновских дифракционных методик: двухкristальных кривых дифракционного отражения (КДО) и топографии (РТ). Запись КДО осуществлялась на автоматизированном рентгеновском спектрометре ТРС-1 (СКБ ИКАН) при использовании медного излучения и щелевого монохроматора с трёхкратным отражением Si (111). Для локализации рентгеновского пучка на поверхности образца выходные щели коллиматора имели размер 0,02 и 1 мм в плоскости рассеяния и перпендикулярно ей соответственно. Образец устанавливался так, чтобы полученные р-каналы были параллельны оси вращения гониометра. Рентгеновские топограммы (РТ) отражения от плоскости (440) снимались по методу Ланга на установке XRT100 ССМ фирмы Rigaku с серебряным анодом ($\lambda = 0,56 \text{ \AA}$). Параметр съёмки $\mu \cdot t = 0,36$, где μ – линейный коэффициент фотоэлектрического поглощения 8 см^{-1} , t – толщина образца. Полученные сведения сопоставляли с данными металлографического анализа.

Концентрацию примеси в перекристаллизованных каналах и прилегающих к ним областях исследовали на установке измерения профиля легирования WEP CVP-21, основанной электрохимическом травлении кристалла в совокупности с ёмкостным методом создания профиля распределения потенциала. При этом для построения поверхности концентраций использовано разрешение по глубине (y) легирования 50 нм, а шаг позиционирования электрохимической ячейки по поверхности (x) составлял 1 мкм. Распределение примеси в перекристаллизованном материале изучали также на время-пролётном вторично-ионном масс-спектрометре (ВИМС) TOF SIMS.

Вольт-амперные характеристики «чипов» приборов исследовались на параметрическом анализаторе B1500A фирмы Keysight Technologies.

Таблица 1

Плотность дислокаций N_k по глубине у перекристаллизованной области

Участок	I		II			III
y , мкм	0	50	100	300	350	400
N_k , см ⁻²	$5 \cdot 10^4$	10^2	10	10	10^2	10^3

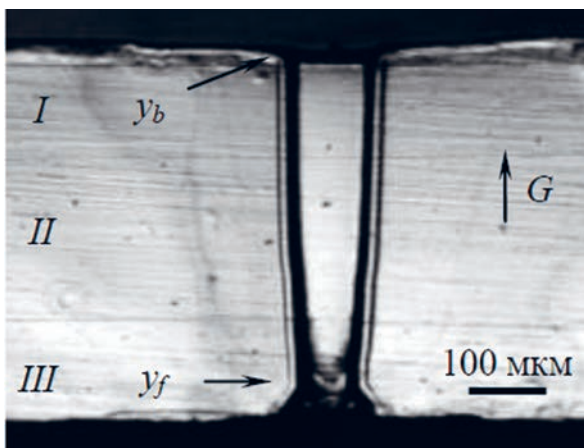
Результаты исследования

Металлографическим анализом шлифов полученных образцов установлено, что методом ТМ с использованием избирательного смачивания алюминием кремниевых пластин диаметром 100 мм воспроизводимо формируются сквозные каналы с планарным размером (x) в интервале от 10 до 200 мкм. Дальнейшее расширение интервала, направленное как на уменьшение, так и увеличение указанного размера, приводит к существенному снижению процента выхода годных «чипов» СПП. Глубина (y) каналов ограничивается при ТМ толщиной используемой полупроводниковой пластины. Ортогональность каналов в указанном диапазоне ширины каналов соответствует значению в интервале 8-9°, что обеспечивает проведение последующего дискового скайбирования по периметру «чипов».

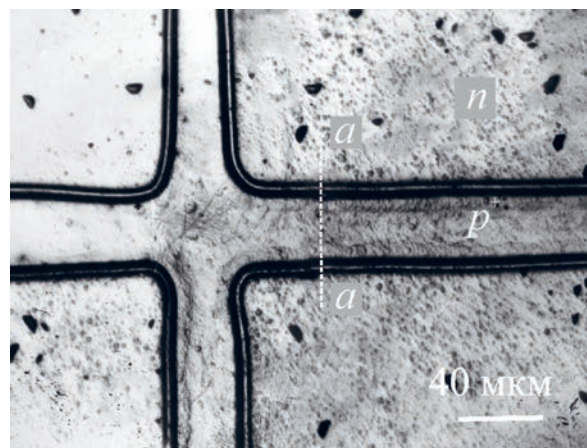
Селективным травлением полученных p -каналов, а также прилегающего к ним кремния, выявлено, что типичным видом

структурных дефектов в перекристаллизованных каналах являются дислокации (рис. 1а). Плотность дислокаций N_k в каналах связана с глубиной y (табл.). В глубине каналов выделяются три участка (рис. 1б). Первый (I) – участок погружения жидкой зоны в кристалл начинается при $y=0$. Он имеет толщину, приблизительно равную используемой толщине жидкой зоны. Этот участок имеет высокую плотностью дислокаций N_k . В нем значения N_k снижаются от $5 \cdot 10^4$ до 10^2 см⁻² вглубь пластины. Характерная глубина залегания дефектного участка имеет значение, приблизительно равное толщине используемой жидкой зоны.

Средний участок (II) p -канала – это участок стабильной миграции зоны. В нём плотность дефектов по всей глубине канала меньше, чем у исходного материала. Третий участок (III) канала, имеющий повышенные высокие значения плотности дефектов – это участок выхода жидкой зоны на финишную поверхность кристалла. Глубина этой части канала равна при-



(а)



(б)

Рис. 1

Микрофотографии поверхности n -пластины со сквозными p -каналами после ТМ (а) и поперечный шлиф (б) пластины по сечению «а-а» пластины. На фотографии микрошлифа p -канала демонстрируются вертикальные p - n переходы с координатами y_b и y_f соответственно на тыльной и фронтальной сторонах пластины

мерно половине толщины жидкой зоны. В ней плотность дислокаций монотонно увеличивается до значения $N_k \approx 10^3 \text{ см}^{-2}$ по мере роста координаты y в канале.

Ситуация, представленная на рис. 1, соответствует стабильной миграции (без нарушения целостности) дискретных зон, когда перекристаллизованный р-канал не содержит затвердевших частиц эвтектики. Для сравнения на рис. 2 приведён пример технологического брака в виде

образования дефектов вокруг затвердевшей в кристалле микрозоны с эвтектикой.

Заметное влияние на образование дислокаций в разделительных р-каналах оказывает концентрация дислокаций в исходной пластине. Результаты исследования плотности дефектов в перекристаллизованных областях, а также в областях к ним примыкающим, показаны на рис. 3. Видно, что N_k в перекристаллизованной области ниже, чем в исходной пластине. Кроме того, N_k зависит

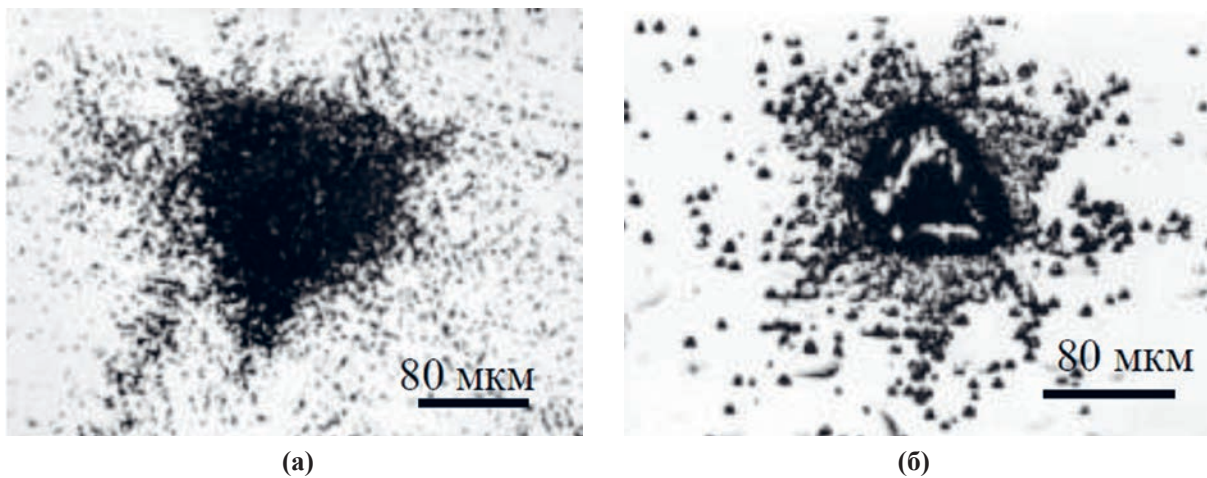


Рис. 2

Участки перекристаллизованного слоя с повышенной дефектностью, на которых алюминий-кремниевая микрозона «заморожена» в объёме пластины: а) на расстоянии 20-30 мкм от микрозоны; б) в месте расположения микрозоны

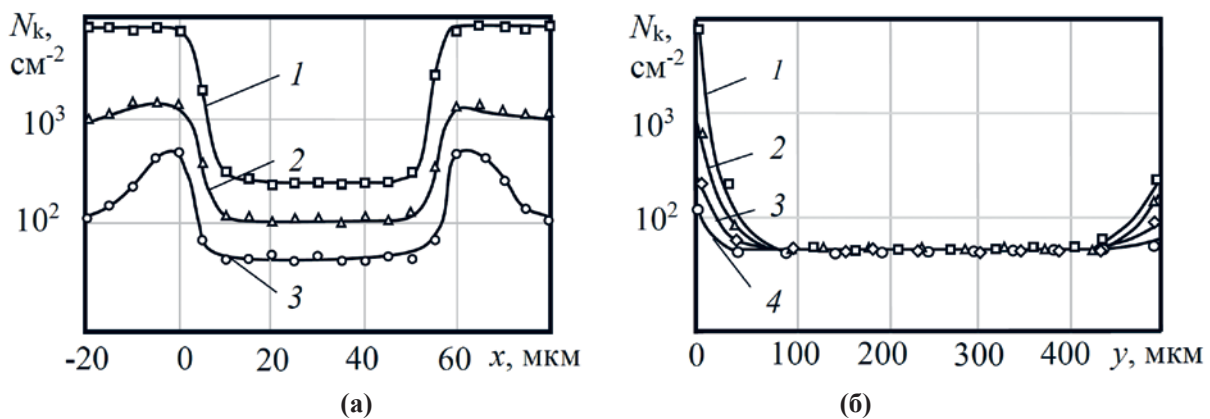


Рис. 3

Распределение плотности дислокаций N_k в перекристаллизованных р-каналах в зависимости от плотности дислокаций в исходной пластине (а) и от предварительной обработки поверхности пластины с $N_k = 10^2 \text{ см}^{-2}$ (б): 1 – шлифовка М20 (F500); 2 – шлифовка М10 (F800); 3 – шлифовка М10 (F800) и травление в 30 % КОН в течение 5 мин; 4 – шлифовка М10 (F800) и травление в СР 2:9:4 в течение 1 мин. Кривые получены вдоль прямой x по поверхности пластины перпендикулярно сечению р-канала (ширина 60 мкм, нуль соответствует левому краю зоны)

(а) и вглубь пластины вдоль р-канала (б)

от подготовки поверхности используемого материала. Исходя из необходимой минимизации дефектов в канале, использование шлифованных пластин кремния с N_k , меньшим 10^2 см^2 , следует считать достаточным.

Совершенство структуры кремния в каналах и прилегающих к ним областях оценено по кривым дифракционного отражения (КДО), которые представлены на рис. 4 для фронтальной (1, 2), тыльной (3, 4) сторон образца и для эталонной подложки (5) кремния. Видно, что кривые (1, 3) от участков образца, расположенных между каналами, имеют один максимум, практически совпадающий с максимумом для эталонного кристалла кремния (5), а на кривых (2, 4) от границы область-канал их два. Угловое расстояние между ними для фронтальной и тыльной сторон образца $\Delta\vartheta = 14$ и 18 угловых секунд соответственно.

Наличие на кривой КДО со стороны меньших углов второго интенсивного и достаточно узкого максимума свидетельствует об образовании кристаллической области – слоя когерентного с матрицей подложки и увеличенным межплоскостным расстоянием (ковалентные радиусы для Si и Al равны $0,117$ и $0,121$ нм соответственно) на величину $\Delta d/d \approx (2-3,5) \cdot 10^{-4}$. Результаты эксперимента показывают, что межплоскостное расстояние в легированном алюминии ка-

нале увеличено, причём больше с тыльной стороны образца. Необходимо отметить, что при записи КДО равномерность распределения площади засветки пучка рентгеновского излучения по поверхности образца на границе двух зон не контролировалась. Поэтому сравнение интенсивности максимумов вблизи границы область-канал не может быть характеристикой относительного кристаллического совершенства соответствующих участков образца. Ширины максимумов от легированных алюминием каналов не превосходят двойную ширину КДО от эталонного образца (кривая 5 на рис. 4). Уширение КДО обусловлено возможными градиентами деформаций и структурными дефектами на границе двух областей. Можно утверждать, что канал, несмотря на наличие структурных искажений, является монокристаллом, а его кристаллические плоскости когерентны подложке. Поскольку ширина дифракционных пиков на КДО существенно не уширена, то каналы достаточно совершенны по структуре.

На рис. 5 представлена рентгеновская топограмма части образца с перекристаллизованными каналами в отражении 440 . Направление дифракционного вектора g перпендикулярно длинной стороне топограммы. Видно, что у границ каналов в подложке существует значительный градиент напряже-

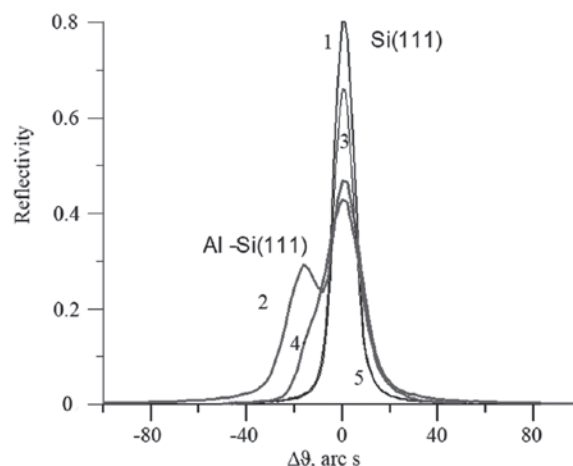


Рис. 4

Кривые дифракционного отражения от фронтальной (1, 2) и тыльной (3, 4) поверхности Si (111) подложки после создания в ней термомиграционных каналов, легированных алюминием; КДО 1, 3 – от участков n -подложки между каналами; 2, 4 – от участков вблизи границы с каналом; 5 – от совершенного кристалла кремния

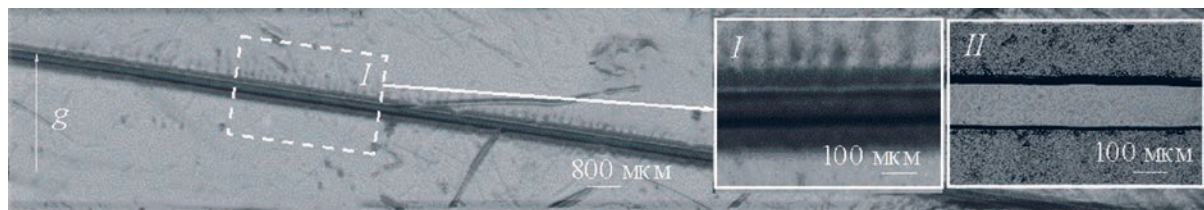


Рис. 5

Рентгеновская топограмма от перекристаллизованного кристалла, полученная по методу Ланга; 440 отражение; $AgK_{\alpha 1}$. На вставках приведены увеличенные изображения части топограммы (I) и для сравнения перекристаллизованной области (II) после селективного травления кристалла для выявления дислокаций

ний, что проявляется в большой ширине изображения областей кремния, прилегающих к границам каналов. В этих областях возможно образование дислокаций из-за релаксации напряжений на границах. Изображения этих дислокаций на топограммах частично маскируются изображениями напряжений и выглядят как бахрома. Предположительно бахрому образуют полупетли дислокаций, закрепленные своими двумя концами на границах канала (вставка I на рис. 5). Полупетли лежат в поверхностных слоях обеих сторон образца. Их разбег от границы каналов соизмерим с шириной канала.

Полупетли не выявляются травителем, за исключением мест их закрепления на границах каналов в виде дислокационных ямок травления, но видны на топограммах, снятых в геометрии прохождения рентгеновских лучей. Сами каналы свободны от дислокаций. Эти факты подтверждаются картинками избирательного травления двух сторон образца. На вставке II рис. 5 видны скопления дислокаций. Таким образом, выводы, сделанные на основании топографических и дифрактометрических исследований, согласуются.

Помимо дефектообразования важным параметром качества *p*-каналов является концентрация электрически активной примеси пределах и во вне следа мигрирующей зоны, а также перераспределение примесей в канале после процесса термомиграции.

На рис. 6 приведена реконструкция поверхности распределения разностной концентрации электрически активной примеси в области расположения канала. На рисунке усреднённый профиль с координатами залегания *p-n* перехода (x_p ; y_p)

соответствует фронтальной поверхности пластины (после удаления дефектного участка I), а усреднённый профиль с координатами (x_b ; y_b) – тыльной её стороне (после удаления дефектного участка III). Видно, что при перекристаллизации кремния жидкой кремний-алюминиевой зоной, кроме локального легирования пластины алюминием происходит диффузионное легирование кремния из перекристаллизованных каналов. За время миграции жидкой зоны и формирования *p*-канала примыкающий к нему *p-n* переход смещается в сторону от канала: от координаты x_{jb} к координате x_{jp} , уменьшая градиент концентрации примеси у вертикального *p-n*-перехода от 10^{20} до 10^{18} см⁻⁴. Также существует диффузионное легирование перекристаллизованного канала примесями из остальной части кристалла [4], но оно трудно определяемо, поскольку их концентрация (в частности, фосфора) в исходном кремнии низка. Относительная роль каждого из перечисленных процессов демонстрируется на рис. 7, где приведено распределение концентрации примесей (в относительных единицах) в области расположения *p*-канала, полученное с помощью ВИМС. В пределах канала наблюдается плавное изменение распределения основной легирующей примесью – алюминия. Обнаруживается эффект очистки кремния от ряда фоновых примесей: углерода и кислорода, концентрация которых в канале незначительно снижается. На границах канала фиксируется рост содержания в кремнии кислорода и углерода. Полученные кривые существенно не

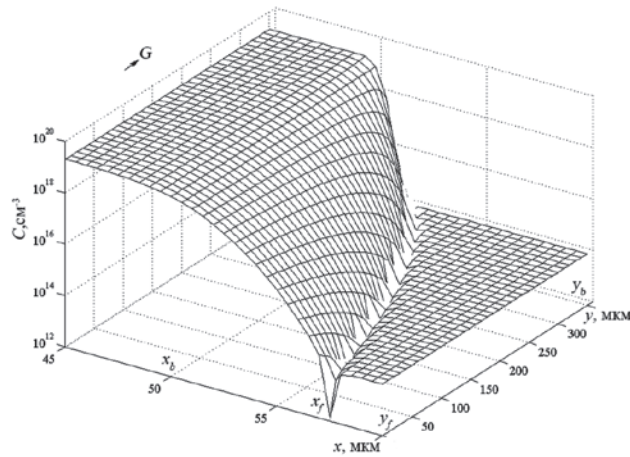


Рис. 6

Сглаженные поверхности (реконструкция по экспериментальным данным) распределения разностной концентрации примеси, определяющей электропроводность в окрестности p -канала после термомиграции дискретной жидкой зоны при температуре процесс $1100\text{ }^\circ\text{C}$ в течение 1 часа. Экспериментальные данные по концентрации примеси вглубь и по поверхности пластины получены

меняют своего вида при более глубинном анализе кремния (в рамках возможностей ВИМС).

Качество СПП с разделительными p -каналами оценивали по изучению вольт-амперных характеристик (ВАХ) приборов. Полученные «чипы» диодов и тиристоров (симисторов) имели малый (менее 10 %) разброс параметров в пределах партии по импульсному прямому напряжению U_{FM} и импульсному напряжению в открытом состоянии U_{TM} , а также по повторяющемуся импульсному обратному напряжению U_{RRM} и напряжению прямого запирания U_{DRM} . На-

грузочная способность при прямом протекании тока испытываемых «чипов» выше (более 10 %), чем у диффузионных аналогов.

Типичный вид ВАХ диода в режиме обратного запирания показан на рис. 8. Запирающая способность приборов зависит от того, какой стороной тыльной или фронтальной ориентирована пластина в технологической последовательности операций создания плоского анодного p - n -перехода. Линия 1 соответствует формированию анодного перехода диффузией бора со стороны погружения жидких зон в объём пластины, т.е. с фронтальной стороны, а линия 2 – с тыльной.

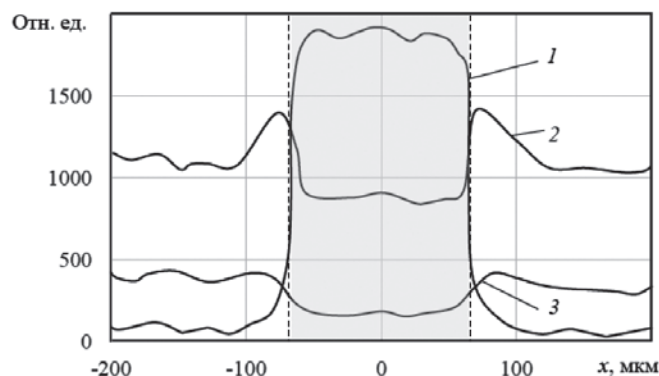


Рис. 7

Усредненные ВИМС-данные о распределении примесей в области расположения канала со стороны фронтальной поверхности пластины: 1 – Al; 2 – O; 3 – C. Место расположения канала выделено пунктиром

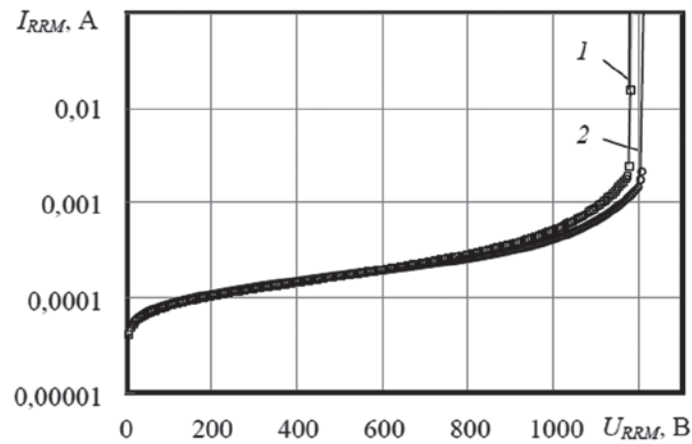


Рис. 8

Типичный вид ВАХ диодов, полученных с применением метода ТМ. Плоский анодный *p-n* переход формируется диффузией бора на фронтальной (1) или тыльной (2) стороне пластины

поверхность пластины, то есть на тыльной стороне, а линия 2 – на фронтальной. Видно, что значения обратного напряжения U_{RRM} для диодов, у которых анодный переход расположен на фронтальной стороне пластины, смещаются в сторону больших значений. Это объясняется более благоприятным профилем меза-канавки в месте вскрытия анодного *p-n* перехода (стрелка А на рис. 9) и меньшим значением градиента распределения примеси у разделительного *p*-канала.

Подобное увеличение U_{DRM} (I_{DRM}) и U_{RRM} (I_{RRM}) наблюдается и для тиристоров и симисторов.

Заключение

Разделительные *p*-каналы, использованные для создания СПП прямой полярности на токи до 100 А, позволяют организовать в условиях групповой технологии защиты приборов от поверхностного пробоя и достичь запирающего напряжения, близкого к теоретическому. Этому способствует использование метода ТМ жидких зон дискретной формы на основе алюминия.

Перекристаллизованные *p*-каналы монокристалличны, а плотность дислокаций в них на один-два порядка ниже, чем используемом кремнии. На границе канала

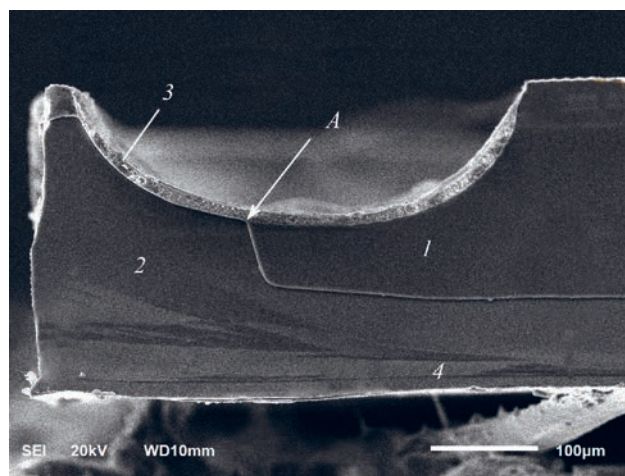


Рис. 9

РЭМ – изображение фрагмента шлифа «чипа» тиристора: 1 – *n*-кремний; 2 – перекристаллизованный *p*-канал; 3 – слой стеклопассивации; 4 – диффузионный анодный *p*-слой

с исходным кремнием выявлено относительное изменение параметра решётки величиной $(2,0-3,5) \cdot 10^{-4}$. В прилегающих к границе областях возможна частичная релаксация напряжений за счёт генерации дислокационных полупетель, закреплённых концами на границах каналов. Разбег полупетель от границ каналов в подложку можно оценить в две ширины канала. Механические напряжения в структурах имеют значения, которые не оказывают отрицательного влияния на электрические параметры формируемых *p-n* переходов.

Полученные СПП имели малый (не более 10 %) разброс параметров в пределах партии, важный для работы приборов при параллельном включении, по импульсному прямому напряжению и импульсному напряжению в открытом состоянии, а также по повторяющемуся импульсному обратному напряжению. Нагрузочная и запирающая способность испытываемых «чипов» на 10 % выше, чем у диффузионных аналогов.

Литература

1. Грехов И. В. Силовая полупроводниковая электроника и импульсная техника // Вестник Российской академии наук. – 2008. – Т. 78, № 2. – С. 106-115.
2. Блихер А. Физика тиристоров / Под ред. И. В. Грехова; Пер. с англ. – Л.: Энергоатомиздат, 1981. – 315 с.
3. Лозовский В. Н. Основы технологии силовых кремниевых приборов с использованием термомиграции / В. Н. Лозовский, А. С. Полухин, Б. М. Середин. – Ростов-на-Дону: Terra Don, 2016. – 146 с.
4. Лозовский В. Н. Зонная перекристаллизация градиентом температуры полупроводниковых материалов / В. Н. Лозовский, Л. С. Лунин, В. П. Попов. – М.: Металлургия, 1987.
5. Лозовский В. Н. Особенности получения силовых кремниевых приборов методом термомиграции / В. Н. Лозовский, Л. С. Лунин, Б. М. Середин // Электронная техника. Сер. 2. Полупроводниковые приборы. – 2015. – № 2-3 (236-237). – С. 105-115.
6. Оборудование для получения кремниевых структур методом термомиграции / В. Н. Лозовский, Б. М. Середин, А. С. Полухин, А. И. Солодовник // Электронная техника. Сер. 2. Полупроводниковые приборы. – 2015. – № 5 (239). – С. 65-76.
7. Полухин А. С. Термомиграция неориентированных линейных зон в кремниевых пластинах (100) для производства чипов силовых полупроводниковых приборов // Компоненты и технологии. – 2008. – № 11. – С. 97-100.
8. Полухин А. С. Анализ технологических факторов процесса термомиграции // Силовая электроника. – 2013. – № 5 (9). – С. 118-120.

References

1. Grekhov I. V. Power semiconductor electronics and pulse technology. *Vestnik Rossiyskoy akademii nauk* [Bulletin of the Russian Academy of Sciences], 2008, vol. 78, № 2, pp. 106-115.
2. Bliher A. Physics of Thyristors. Ed. I. V. Grehova; Trans. With the English. Leningrad, Energoatomizdat Publ., 1981, 315 p.
3. Lozovsky V. N., Polukhin A. S., Seredin B. M. *Osnovy tekhnologii silovykh kremniyevykh priborov s ispol'zovaniyem termomigratsii* [Fundamentals of the technology of power silicon devices using thermomigration]. Rostov-on-Don, Terra Don Publ., 2016, 146 p.
4. Lozovsky V. N., Lunin L. S., Popov V. P. *Zonnaya perekristallizatsiya gradiyentom temperatury poluprovodnikovykh materialov* [Zone recrystallization by a temperature gradient of semiconductor materials]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1987.
5. Lozovsky V. N., Lunin L. S., Seredin B. M. Features of obtaining power silicon devices by thermomigration. *Elektronnaya tekhnika. Ser. 2. Poluprovodnikovyye pribory* [Electronic engineering. Ser. 2. Semiconductor devices], 2015, № 2-3 (236-237), pp. 105-115.
6. Lozovsky V. N., Seredin B. M., Polukhin A. S., Solodovnik A. I. Equipment for obtaining silicon structures by thermo-migration. *Elektronnaya tekhnika. Ser. 2. Poluprovodnikovyye pribory* [Electronic engineering. Ser. 2. Semiconductor devices], 2015, № 5 (239), pp. 65-76.
7. Polukhin A. S. Thermomigration of non-oriented linear zones in silicon wafers (100) for the production of power semiconductor chip chips. *Komponenty i tekhnologii* [Components and technologies], 2008, № 11, pp. 97-100.
8. Polukhin A. S. Analysis of technological factors in the process of thermomigration. *Silovaya elektronika* [Power electronics], 2013, № 5 (9), pp. 118-120.