

## ОСОБЕННОСТИ ПОЛУЧЕНИЯ СИЛОВЫХ КРЕМНИЕВЫХ ПРИБОРОВ МЕТОДОМ ТЕРМОМИГРАЦИИ

© В. Н. Лозовский, Л. С. Лунин, Б. М. Середин

*Южно-Российский государственный политехнический университет (НПИ)  
им. М. И. Платова, г. Новочеркасск, ул. Просвещения, 132*

*Рассматриваются технологические возможности метода термомиграции, как альтернативы методу диффузионного получения кремниевых приборных структур с глубоким залеганием р-п-перехода. Показано, что силовые кремниевые приборы, анодный переход сложной конфигурации в которых получен методом ТМ, имеют меньшие значения прямых падений напряжения по сравнению с аналогичными приборами, полученными методом высокотемпературной диффузии.*

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

**Сведения об авторах:** Лозовский Владимир Николаевич, д.ф.-м.н., профессор, loz\_v\_n@mail.ru; Лунин Леонид Сергеевич, д.ф.-м.н., профессор, lunin\_ls@mail.ru; Середин Борис Михайлович, к.т.н., доцент, seredinboris@gmail.com

---

## THE FEATURES OF SILICON POWER DEVICES PRODUCTION BY THE THERMOMIGRATION

V. N. Lozovsky, L. S. Lunin, B. M. Seredin

*«Platov South-Russian State Polytechnical University (NPI)»,  
Novocherkassk, Prosvescheniya street, 132*

*Technological possibilities of the thermomigration method as an alternative to the diffusion method of obtaining of silicon device structures with a deep p-n-junction are considered. It is shown that silicon power devices with complex anode junctions obtained by the thermomigration method have smaller forward voltage drops than the similar devices produced by the high-temperature diffusion method.*

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

**Data of authors:** Lozovsky Vladimir Nikolaevich, Sc.D., professor, loz\_v\_n@mail.ru; Lunin Leonid Sergeevich, Sc.D., professor, lunin\_ls@mail.ru; Seredin Boris Mikhailovich, Ph.D., associate professor, seredinboris@gmail.com

### **Введение**

Одной из основных тенденций развития силовой полупроводниковой техники является замена дискретных приборов на модули, в которых структуры силовых полупроводниковых приборов (СПП) монтируются на изолирующем керамическом основании и герметизируются в пластмассовом корпусе [1]. Для реализации такого технического решения становится актуальной организация вывода анодного р-п-перехода на верхнюю

сторону чипа, что можно сделать с помощью разделительной р<sup>+</sup>-области по периметру активной части структуры (рис. 1). Разделительные р<sup>+</sup>-области 1 (на рис. 1 выделены пунктирными овалами) должны пронизывать насквозь кремниевую подложку п-типа, образуя в ней ячейки, одинаковые по своим планарным размерам. Заданная ширина разделительных р<sup>+</sup>-областей обеспечивается двухсторонней диффузией акцепторной примеси через окна требуемой

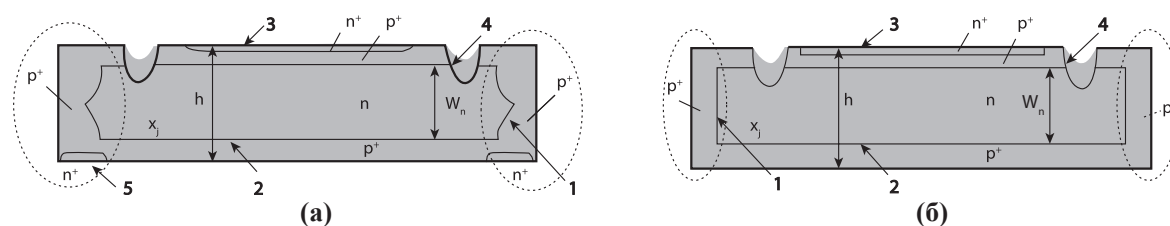


Рис. 1

**Структурная схема силового тиристора с разделительными  $p^+$ -областями, полученными двусторонней диффузией (а) и ТМ (б)**

конфигурации. Плоский анодный переход 2 формируют диффузией примеси того же типа по всей площади подложки. Катодную  $n^+$ -область 3, область управления, контакты получают по стандартной технологии. Перед разделением пластин на чипы вертикальные  $p$ - $n$ -переходы вскрывают химическим травлением со стороны катода. Затем полученные канавки 4 пассивируют стеклом.

Диффузионные разделительные  $p^+$ -области резко неоднородны по концентрации акцепторов и по толщине (рис. 1а), имеют повышенную дефектность (требуется дополнительное применение  $n^+$ -геттера 5 на аноде), поэтому воспроизводимость блокирующих свойств вертикальных  $p$ - $n$ -переходов невысока [2].

В процесс проектирования анодного перехода описанного типа модулей в настоящее время вмешиваются экономические факторы, связанные с увеличением диаметра и, следовательно, минимальной толщины  $h$  используемых кремниевых подложек. Из-за ограничений глубины легирования диффузией увеличение минимальной толщины используемых пластин приводит для ряда СПП, в частности низковольтных, к увеличению толщины  $W_n$   $n$ -базы выше расчётной (близкой к оптимальной, определяемой напряжением пробоя) и тем самым, к увеличению падения напряжения  $U_F$  при прямом токе. Кроме того, из-за большой длительности диффузии акцепторов анодный  $p$ - $n$ -переход не получается резким, эффективность эмиттера – низкой, что также увеличивает  $U_F$ .

В этой связи поиск и разработка менее высокотемпературных и долговременных методов получения анодных  $p$ - $n$ -переходов сложной конфигурации, способных обеспечить заданные параметры областей и слоёв структур, свободных от вы-

шеуказанных ограничений, является актуальной задачей. В настоящей статье рассматривается возможность использования для решения этой задачи метода термомиграции жидких зон в кремнии.

### Общий анализ

Для получения кремниевых  $p$ - $n$ -структур различного назначения наиболее широко используется метод диффузии. Этот метод универсален, но сопряжён с недостатками, усугубляющимися с увеличением толщины легируемого слоя. Покажем, что для больших толщин легируемых слоёв альтернативой диффузии является метод термомиграции (ТМ) жидких зон в кристалле.

Эффект ТМ обусловлен процессами, возникающими на межфазных границах жидкой зоны в кристалле и в её объёме при наличии внешнего градиента температуры [3]. На более нагретой границе зоны кристалл непрерывно растворяется, растворённое вещество переносится через жидкую фазу к менее нагретой границе, где кристаллизуется. Слои твёрдой фазы, перекристаллизованные вдоль траектории миграции растворителя, легированы атомами, содержащимися в жидкой зоне. Мигрирующие зоны могут быть плоскими, линейными, точечными и образовывать их различные сочетания. Легирование пластины  $n$  кремния с помощью ТМ комбинации дискретных зон в виде квадратной сетки позволяет, например, формировать однородные по толщине и распределению примеси разделительные  $p^+$ -области для СПП. Соответствующая технология разработана с участием авторов настоящей статьи и освоена в ООО «Элемент-Преобразователь» [2, 4-6]. Извест-

стен положительный опыт создания подобных технологий другими авторами [7, 8].

Для уменьшения прямого падения напряжения в СПП предлагается использовать метод ТМ для формирования плоских р<sup>+</sup>-слоёв (рис. 1). При этом необходимо применение плоских зон растворителя. В этом случае создаётся композиция «источник-растворитель-подложка» из двух Si-пластин. Плоскопараллельный тонкий слой жидкого алюминия мигрирует от пластины-подложки к источнику в направлении градиента температуры. На подложке формируется эпитаксиальный слой, вблизи металлургической границы которого возникает резкий анодный р-п-переход. Полученная структура имеет вдвое большую толщину, чем альтернативная диффузионная структура. Последующей механической обработкой уменьшают n-область до оптимальной толщины  $W_n$  (рис. 1) n-базы при сохранении толщины р<sup>+</sup>-слоя (и механической прочности композиции в целом). Тем самым появляется возможность снизить прямые потери напряжения в структуре. Важно, что описанное преимущество эпитаксиальных структур обе-

спечивается при использовании исходных пластин кремния любого диаметра (практически исследован интервал от 44 до 150 мм) [9]. Таким образом, используя метод ТМ на плоских жидких зонах, можно избежать длительного высокотемпературного отжига, необходимого для получения плоской части анодного перехода методом диффузии, и повысить качество приборных структур.

Вопросы теории ТМ в общем случае включают два основных аспекта: описание кинетики процесса движения жидкой зоны в кристалле в поле температурного градиента и описание процесса перераспределения примесей в кристалле при ТМ. Зависимость скорости миграции жидкой зоны от различных факторов определяет температурно-временной режим процесса формирования методом ТМ полупроводниковой приборной структуры, а распределение примесей определяет её характеристики и качество.

Для анализа особенностей легирования кристаллов методом ТМ по сравнению с методом диффузии воспользуемся схемой, представленной на рис. 2. Эта схема позволяет рассмотреть зависимость уровня

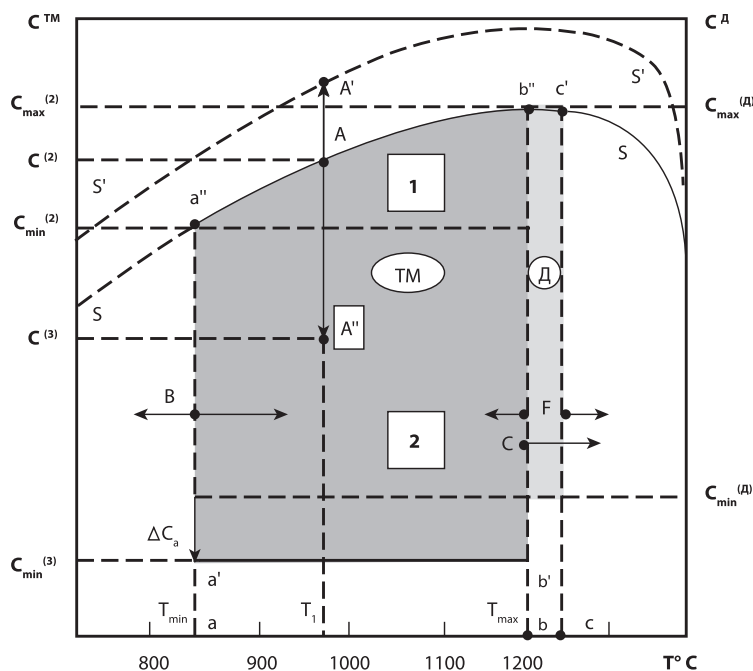


Рис. 2

Сравнение диапазонов легирования кремния методом ТМ с использованием двух и трёхкомпонентных зон (поле концентраций «ТМ», области 1 и 2) и методом диффузии (поле концентраций «Д»)

легирования кристалла от температуры и начальных условий при определённых концентрационных пределах легирования и температурных пределах технологически приемлемых значений скорости ТМ.

Верхний предел легирования кристалла некоторой примесью определяется соответствующей линией солидуса. Для примесей в твёрдом кремнии растворимость носит обычно ретроградный характер и в координатах «концентрация ( $C$ ) – температура ( $T$ )» может быть схематически представлена кривой с максимумом (кривая  $S-S$  на рис. 2). При этом изменять концентрацию примеси во всех точках диффузионной области можно, изменяя начальные условия диффузии. Так, уменьшая «мощность» источника диффузанта, можно уменьшить уровень легирования (теоретически) от концентраций, соответствующих кривой солидуса, до нуля. Однако, снижение рассматриваемого уровня ниже концентрации электрически активных фоновых примесей в легируемой области лишено смысла. Поэтому при диффузионном легировании минимальная концентрация вводимой примеси определяется уровнем фоновых примесей в кристалле. На рис. 2 эта концентрация обозначена величиной  $C_{\min}^{(D)}$ .

Метод ТМ с использованием двухкомпонентной зоны позволяет легировать кристаллы атомами вещества-растворителя в сравнительно ограниченном диапазоне концентраций – в пределах от  $C_{\max}^{(2)}$  до  $C_{\min}^{(2)}$  (точки  $b''$  и  $a''$  на рис. 2). Нижнее значение концентрации в этом диапазоне определяется наименьшей допустимой температурой  $T_{\min}$  процесса ТМ для используемой системы (точка «а»). Верхнее значение  $C_{\max}^{(2)}$  определяется максимальной температурой термомиграции  $T_{\max}$  (точка «b» на оси абсцисс). Обычно  $T_{\max}$  задаётся положением максимума на кривой солидуса (точка «b''»). Общий диапазон легирования обозначен на рис. 2 отрезком «a''-b''».

Используя трёхкомпонентные зоны, разбавляя основной легирующий элемент двухкомпонентной жидкой фазы третьим компонентом, можно как увеличить уровень легирования кристалла до предела

растворимости добавки (кривая  $S'-S'$  на рис. 2), так и снизить уровень легирования теоретически до нуля. В технологии легирования ниже уровня фоновых примесей не применяется. Поэтому и для диффузии, и для ТМ нижний уровень легирования задаётся концентрацией фоновых примесей в области легирования. Однако при ТМ имеет место эффект зонной очистки кристалла от собственных примесей. Поэтому нижняя концентрационная граница области легирования кристаллов методом термомиграции «ТМ» располагается ниже аналогичной границы области диффузионного легирования  $C_{\min}^{(D)}$  (рис. 2), то есть  $C_{\min}^{(D)} > C_{\min}^{(3)}$ . При этом вторая величина может быть меньше первой на порядки.

Если двухкомпонентная зона движется при температуре  $T_1$ , то концентрация примеси во всех частях внутри перекристаллизованного слоя одинакова и равна  $C^{(2)}$  (точка А на рис. 2). Если используется трёхкомпонентная зона, то концентрация примеси будет в общем случае либо больше (точка А'), либо меньше (точка А''), но по-прежнему одинаковая во всей области, легированной методом ТМ. При легировании методом диффузии распределение примеси крайне неоднородно – её концентрация довольно быстро убывает вглубь кристалла. Поэтому свойства переходов, созданных методами диффузии и ТМ, значительно разнятся.

Температурные границы области диффузионного легирования условны и зависят от решаемой прикладной задачи. Достаточно тонкие диффузионные слои могут получаться за технологически разумные интервалы времени при относительно низких температурах. Для получения толстых диффузионных слоёв требуются более высокие температуры. Выбор оптимальной температуры диффузионного легирования зависит также от величины коэффициента диффузии примесных атомов в кристалле  $D$ . Обычно температуры диффузионного легирования выше температур легирования методом ТМ, что на рис. 2 учтено расположением области диффузионного легирования «Д» правее области легирования методом термомиграции «ТМ».

Очевидная возможность перекрытия указанных областей отражена стрелками  $F$  и  $C$ .

Низкотемпературная граница легирования методом термомиграции (точка «а» на оси температур рис. 2) определяется температурой возникновения процесса миграции зоны ( $T_{\min}$ ). Теоретически эта температура равна температуре плавления вещества зоны (или температуре контактного плавления вещества зоны и кристалла). Практически низкотемпературная граница термомиграции заметно выше температуры плавления вещества зоны. Для систем на основе кремния низкотемпературная граница легирования методом ТМ расположена обычно выше 800 °С, что и отражено на рис. 2 пунктирной прямой «а-а'». Высокотемпературная граница лежит вблизи 1200 °С (пунктирная прямая «b-b'»). Дальнейшее увеличение температуры нецелесообразно, так как не приводит к существенному расширению диапазона легирования методом ТМ и связано с технологическими трудностями. Возможность смещения низко- и высокотемпературных границ области «ТМ» отражена стрелками  $B$ ,  $C$ ,  $F$ . Это смещение зависит от выбора основного вещества жидкой зоны и условий проведения ТМ.

Проведённый выше анализ показывает, что метод ТМ позволяет получить кристаллографически более совершенные, однородно легированные и очищенные от собственных примесей слои, но имеет по сравнению с методом диффузии более узкий интервал концентраций легирования. Диапазон возможного легирования определяется используемым при ТМ отрезком солидуса рассматриваемой системы. Используя трёхкомпонентные зоны, его можно расширить до значений, характерных для диффузионного легирования. При этом, однако, используемое для образования трёхкомпонентной зоны вещество должно обеспечивать необходимый температурный диапазон приведения стабильной миграции зоны и технологически приемлемую скорость её движения.

### Основы термомиграционной технологии получения СПП

В качестве базовой двухкомпонентной системы выбрана система кремний-алюми-

ний. Эта система широко использовалась при получении методом ТМ кремниевых приборных структур. Для системы Si-Al нижней температурой процесса термомиграции теоретически можно считать температуру плавления эвтектики (~577 °С) [10]. При этом минимальная концентрация легирования кремния алюминием определяется соответствующей точкой на линии солидуса системы Si-Al и равна примерно  $10^{18}$  см<sup>-3</sup>. Наибольшая концентрации  $C_{\max}^{(2)}$  достигается в области максимума растворимости алюминия в кремнии около температуры 1200 °С. Практически диапазон легирования кремния алюминием двухкомпонентной зоной Si-Al значительный уже и составляет  $10^{19}$  см<sup>-3</sup> –  $2,2 \cdot 10^{19}$  см<sup>-3</sup>. Это связано с тем, что жидкая алюминиевая зона начинает стабильно мигрировать при температурах выше 800 °С. При более низких температурах она не вовлекается в процесс термомиграции из-за порогового эффекта. Причины две. Первая обусловлена высоким уровнем квазикристалличности вещества жидкой зоны из-за её крайне малого перегрева относительно температуры плавления. В реальных температурных условиях ТМ указанный перегрев равен примерно 0,01 °К. Вторая причина обусловлена тем, что при любом методе формирования жидкой зоны она содержит нерастворённые при низких температурах инородные частицы, например, частицы окисной плёнки. Обе причины существенно ослабляют процессы массопереноса в объёме и на границах жидкой зоны и резко снижают скорость её движения.

Упрощённый вариант формулы для скорости миграции ( $v_{TM}$ ) двухкомпонентной жидкой зоны в кристалле может быть представлен в виде:

$$v_{TM} = \frac{G(l - l_k)}{\rho_p + \rho_D + \rho_k}, \quad (1)$$

где  $\rho_D = \frac{(l - l_k)(C_0 - C)}{D} \frac{dT}{dC}$ ,  $\rho_p$ ,  $\rho_k$  – величины, характеризующие ограничения ТМ, связанные с процессом диффузии ростового вещества в жидкой зоне ( $\rho_D$ ) и процессами

его растворения и кристаллизации на её межфазных границах –  $\rho_p$  и  $\rho_k$  соответственно;  $D$  – коэффициент диффузии атомов кремния в жидкой фазе,  $l_k$  – минимальная толщина зоны  $l$ , при которой она может мигрировать в кристалле при заданных значениях температуры и её градиента  $G$ ,  $C_0$  – концентрация ростового вещества в перекристаллизованном слое,  $C$  – концентрация ростового вещества в жидкой фазе перед кристаллизующейся границей зоны,  $dT/dC$  – величина, равная тангенсу угла наклона линии ликвидуса используемой системы при температуре миграции. Формула (1) может использоваться для значений  $l \geq l_k$ . Если  $l = l_k$ , то  $v = 0$ , то есть процесс термомиграции не возникает. Наличие «порогового эффекта» физически означает, что межфазные процессы при термомиграции могут проявиться лишь при увеличении скачков температуры на границах растворения и (или) кристаллизации ( $\Delta T_p$  и  $\Delta T_k$ ) до значений, больше некоторых критических  $(\Delta T_p)_{кр}$  и  $(\Delta T_k)_{кр}$ . Пороговый эффект – одна из важных причин принципиальной невозможности воспроизводимо создавать методом ТМ локальные легированные области размером менее 10 мкм. Примерно при тех же размерах зон возрастает влияние на стабильность миграции жидких зон анизотропии кристалла и дефектов в нём.

Для оптимизации температурно-временного режима процесса легирования кристалла методом ТМ особенно важны зави-

симости скорости миграции от температуры  $v(T)$  и от толщины  $v(l)$  жидкой зоны, а для трёхкомпонентных зон от концентрации третьего компонента. На рис. 3 зависимость  $v(l)$ , выраженная формулой (1), графически представлена сплошной кривой. Изменение вида этой кривой с изменением температуры и её градиента изображены пунктирными и штрихпунктирными кривыми.

Из формулы (1) следует, что зависимость  $v(l)$  можно разделить на три области. На рис. 3 это области I, II и III. Область I соответствует случаю ограничения скорости ТМ межфазными процессами (кинетический режим ТМ). Этот случай относится к малым толщинам жидкой зоны  $l$ , когда величины  $\rho_p$  и (или)  $\rho_k$  значительно больше  $\rho_D$ . При достаточно малых толщинах зоны скорость её миграции мала и чувствительна к изменениям  $l$ . Поэтому использовать область I в технологии легирования методом ТМ не целесообразно. Предпочтительнее использовать диффузионный режим (область III), когда  $\rho_D > \rho_p + \rho_k$ . В этом случае скорость ТМ максимальна и не зависит от  $l$ . В диффузионном режиме формула (1) упрощается:

$$v_{TM} = D \frac{dC}{dT} G (C_0 - C)^{-1} \quad (2)$$

В этой формуле градиент температуры  $G$  задаётся экспериментатором. Остальные множители в формуле (2) связаны со

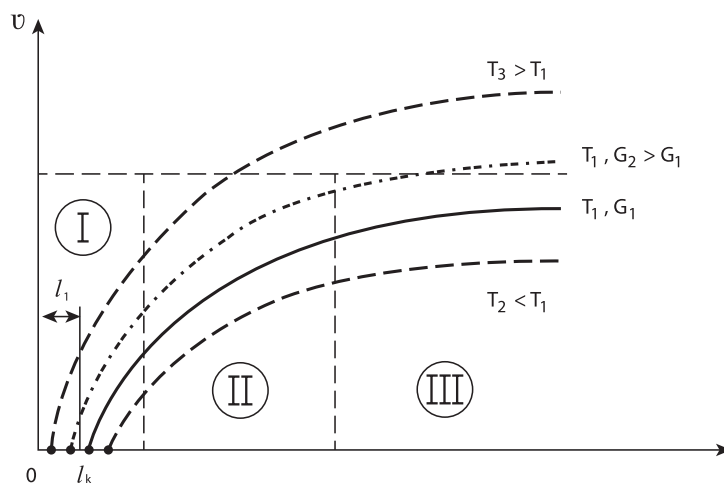


Рис. 3

Схематическое представление зависимости скорости термомиграции от толщины жидкой зоны

свойствами выбранной для термомиграции системы. Они зависят от температуры и определяют выбор температурно-временного режима процесса ТМ. В формуле (2) величина  $D$  имеет смысл эффективного коэффициента диффузии кремния в жидкой зоне. Для двухкомпонентной зоны его можно представить через коэффициенты диффузии и концентрации отдельных компонентов в жидкой фазе  $D_1$  и  $D_2$  с помощью формулы Даркена:  $D = D_1 C_2 + D_2 C_1$ , где  $C_1$  и  $C_2$  – концентрации в зоне диффундирующих составляющих. Для трёхкомпонентной зоны эффективный коэффициент диффузии зависит от коэффициентов диффузии отдельных компонентов  $D_1$ ,  $D_2$  и  $D_3$ , а также от концентрационных параметров [3]. Так как частичные коэффициенты диффузии  $D_i$  обычно не известны, то при оптимизации температурно-временного режима легирования кристаллов методом ТМ необходимо использовать экспериментальные значения  $D$ .

Как видно из рис. 3, жидкая зона толщиной  $l_1$  при температуре  $T_1$  и градиенте  $G_1$  остаётся неподвижной. Вызвать её миграцию можно, увеличивая значения перечисленных параметров. Практически наиболее эффективен метод, связанный с повышением температуры. При повышении температуры степень квазикристалличности жидкой фазы уменьшается, инородные включения растворяются, затруднения для молекулярных процессов на границах жидкой фазы и в её объёме ослабевают, чем обеспечивается воспроизводимое и стабильное движение зоны. Воспроизводимое движение в кремнии алюминиевых зон, полученных в достаточно чистых условиях, имеет место при температурах более 800 °С, как это показано на рис. 2. При добавлении в зону Si-Al третьего компонента низкотемпературная граница стабильной термомиграции может измениться.

Высокотемпературная граница термомиграции для каждой системы своя и определяется началом интенсивного испарения компонентов зоны и переходом процесса миграции в температурную область больших, технологически трудно контролируемых, скоростей. Имеются и

другие причины нецелесообразности применения температур миграции, приближающихся к температуре плавления кремния.

При выборе третьего компонента зоны следует стремиться максимально расширить диапазон легирования кремния электрически активными примесями, то есть расширить по вертикали области 1 и 2 на рис. 2, не снижая температурно-временные преимущества легирования метода ТМ, то есть не увеличивая значительно температур  $T_{\min}$ , не уменьшая  $T_{\max}$  и сохраняя большую скорость миграции зоны.

Уже отмечалось, что добавление в жидкую зону третьего компонента может расширить диапазон легирования, как увеличивая, так и уменьшая концентрацию электрически активных примесей в перекристаллизованной области. Увеличивать эту концентрацию может третий компонент, обладающий достаточно высокой растворимостью в кристалле и тем же типом электрической активности, что и второй компонент. Для этой цели потенциально пригодны бор и галлий, растворимости которых в кремнии превышают растворимость алюминия. Максимальная растворимость галлия составляет  $4,5 \cdot 10^{19}$  см<sup>-3</sup>, бора –  $10^{21}$  см<sup>-3</sup> [10]. Однако бор не является зонообразующим материалом для кремния и не позволяет получать жидкие зоны на основе расплава Si-Al с достаточно высокой концентрацией бора. Галлий является хорошим зонообразующим материалом и может использоваться для изменения состава зоны  $Ga_x Al_{1-x} Si$  от  $x = 0$  до  $x = 1$ , что позволяет исследовать влияние галлия на миграцию трёхкомпонентной зоны при любых его концентрациях. Поэтому для дальнейших исследований выбран в качестве электрически активной добавки галлий.

Понизить концентрацию акцепторов при термомиграции алюминия в кремнии можно путём использования добавок элементов, не создающих в кремнии мелких акцепторных уровней, например, элементов платиновой группы (Au, Ag, Pd, Pt) или редкоземельных элементов (Sc, Y, Ho, Gd, Yb и пр.). Отнесение таких элементов к нейтральным растворителям условно, так как они создают в кремнии глубокие при-

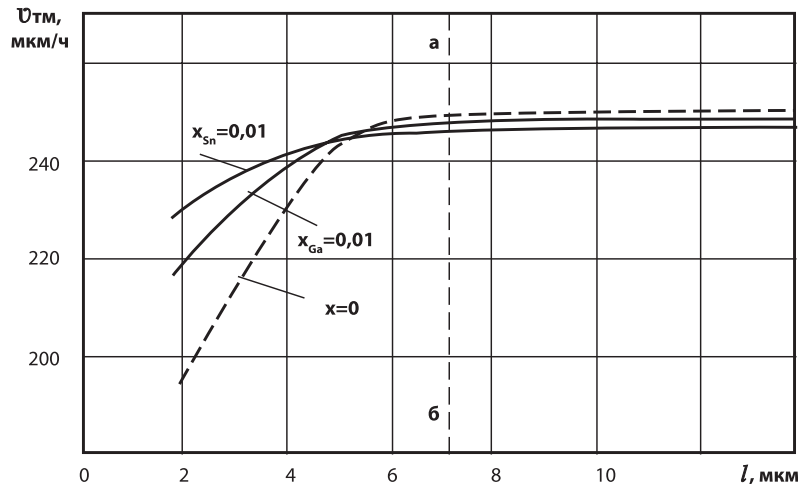


Рис. 4

Зависимости  $v_{TM}$  от толщины  $l$  жидкой зоны на основе Al-Si и добавок Sn и Ga (при температуре 1080 °C); область диффузионного режима ТМ расположена правее линии «а-б»

месные уровни, уменьшающие время жизни носителей зарядов в кремнии. К истинно нейтральным растворителям алюминиевой зоны в системе на основе кремния можно отнести олово и свинец. Однако диаграмма состояний Si-Pb [10] не отвечает требованиям процесса ТМ, поэтому свинец, как компонент жидкой зоны на основе Si-Al и как разбавитель, не пригоден.

Для Sn и Ga имеется достаточно широкий интервал температур стабильной миграции в кремнии. Поэтому для дальнейших исследований выбраны в качестве третьих компонентов алюминиевой зоны Sn и Ga. Добавки Ga увеличивают концентрацию акцепторов в перекристаллизованном слое за пределы области 1 до точек на линии солидуса  $S'-S'$  системы Ga-Si. Добавки Sn расширяют уровень легирования в области низких концентраций (область 2 на рис. 1). Рассматриваемые добавки приемлемы для значительного расширения диапазона легирования акцепторами при использовании в качестве базовой жидкой зоны Al-Si. Эффективность их использования на практике зависит от того, сохраняются ли необходимые скорости миграции трёхкомпонентных зон  $Ga_xAl_{1-x}Si$  и  $Sn_xAl_{1-x}Si$  при изменении  $x$  от 0 до 1 в диффузионном режиме ТМ.

Как следует из рис. 3, для выявления толщин зон, для которых реализуется диффузионный режим рассматриваемых систем, необходимы экспериментальные

исследования. На рис. 4 приведены результаты исследования в виде зависимости скорости  $v(l)$  от толщины зоны для систем Al-Si,  $Ga_xAl_{1-x}Si$  и  $Sn_xAl_{1-x}Si$ . Видно, что диффузионный режим для зон рассматриваемого состава наступает при толщинах  $l$ , больших 7 мкм (линия «а-б» на рис. 4).

Экспериментальные зависимости скоростей, полученные в диффузионном режиме миграции зон  $Ga_xAl_{1-x}Si$  и  $Sn_xAl_{1-x}Si$ , представлены на рис. 5. Результаты соответствуют монотонному изменению скорости  $v_{TM}$  с концентрацией третьего компонента, то есть отсутствию в трёхкомпонентных системах соединений. Если такие соединения возникают, тогда на концентрационной зависимости скорости термомиграции появляются особые точки, в которых резко уменьшаются скорости миграции [3]. Скорости миграции зоны при таких составах могут оказаться неприемлемо малыми для технологических процессов.

Обнаружено, что температура начала стабильного движения зоны состава  $Ga_xAl_{1-x}Si$  изменяется от 950 °C до 1100 °C. Добавление галлия увеличивает температуру устойчивой миграции зоны. При этих условиях скорость миграции зоны лежит в интервале от ~45 мкм/ч до ~65 мкм/ч. Максимальная скорость легирования методом ТМ ограничена технологически величиной  $(1,7 \div 1,8) \cdot 10^3$  мкм/ч, которая реализуется в диапазоне температур от 1270 °C до 1250 °C



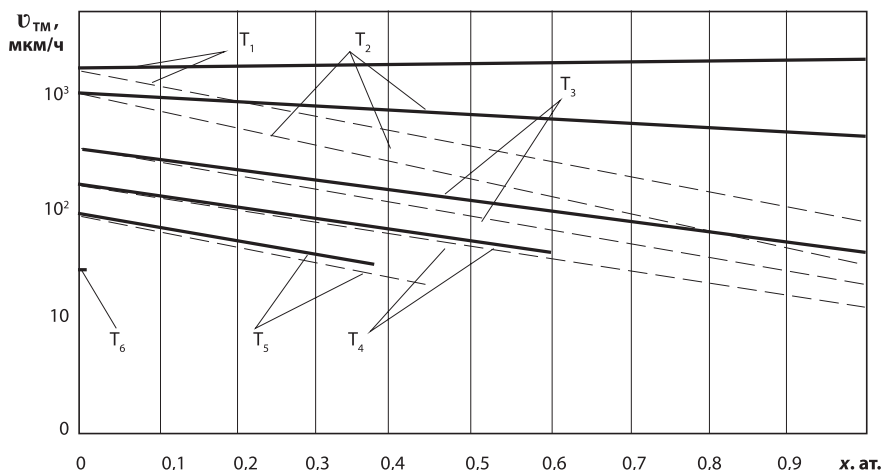


Рис. 5

Зависимости скоростей  $v$  миграции жидких зон от состава компонентов  $x$  при различных температурах  $T$ : сплошная линия – состав  $Ga_xAl_{1-x}Si$ ; штриховая линия – состав  $Sn_xAl_{1-x}Si$ ;  
 $T_1 = 1220\text{ }^\circ\text{C}$ ;  $T_2 = 1200\text{ }^\circ\text{C}$ ;  $T_3 = 1100\text{ }^\circ\text{C}$ ;  $T_4 = 1050\text{ }^\circ\text{C}$ ;  $T_5 = 1000\text{ }^\circ\text{C}$ ;  $T_6 = 950\text{ }^\circ\text{C}$

при граничных значениях  $x = 0$  и  $x = 1$  соответственно. Более высокие скорости вызывают трудности управления толщиной перекристаллизованного слоя. Приведённые оценки максимальной и минимальной скоростей миграции показывают, что соответствующее время легирования слоя кремния толщиной 50 мкм зонами рассматриваемого состава лежит в диапазоне от  $t_{\min} \approx 100$  с (при  $T = 1270\text{ }^\circ\text{C}$ ) до  $t_{\max} \approx 1$  часа (при  $T \approx 950\text{ }^\circ\text{C}$ ). Если пластину кремния необходимо легировать на всю толщину, например, 400 мкм, то временной диапазон смещается в область от 13 мин до 8 часов. Видно, что практически весь диапазон времен легирования кремния с использованием зон состава  $Ga_xAl_{1-x}Si$  лежит в интервале, приемлемом для реальной технологии.

Аналогичный вывод можно сделать и для трёхкомпонентных зон типа  $Sn_xAl_{1-x}Si$  за тем исключением, что в этом случае имеем дело с эффектом разбавления акцепторной примеси Al нейтральным элементом Sn (область 2 на рис. 1). В случае трёхкомпонентной зоны  $Sn_xAl_{1-x}Si$  диапазон начала движения зоны лежит в пределах от  $950\text{ }^\circ\text{C}$  до  $1050\text{ }^\circ\text{C}$ , когда скорости стабильного движения зоны составляют  $35\div 45$  мкм/ч. Верхний предел температуры проведения процесса ТМ технологически ограничен значением  $\sim 1270\text{ }^\circ\text{C}$  при скорости легирования  $(1,7\div 1,8)\cdot 10^3$  мкм/ч. Наименьшее значение максимальной скорости относится к случаю, когда  $x = 1$ , то есть имеем двухкомпонентную зону Sn-Si, и равно 100 мкм/ч. Следовательно, темпера-

Таблица

Значения удельного сопротивления  $p^+$ -слоёв в системе  $Ga_xAl_{1-x}Si$

x, (массовая доля)	$\rho$ , Ом·см	
	$T_1, 1100\text{ }^\circ\text{C}$	$T_2, 1175\text{ }^\circ\text{C}$
0,00	0,0193	0,0156
0,02	0,0190	0,0153
0,20	0,0176	0,0126
0,50	0,0133	0,0098
1,00	0,0077	0,0059

турно-временной режим легирования зоной  $\text{Sn}_x\text{Al}_{1-x}\text{Si}$ , так же как и для  $\text{Ga}_x\text{Al}_{1-x}\text{Si}$ , приемлем для реальной технологии получения методом ТМ кремниевых приборных структур.

Введение добавок Ga и Sn изменяет электрофизические свойства перекристаллизованных слоёв. В таблице приведены результаты измерений удельного сопротивления  $\rho$  выращенных слоёв при различных составах зонообразующего материала Al-Ga.

Из таблицы видно, что с увеличением концентрации добавки Ga в зонообразующий материал от 0 до 1 величина удельного сопротивления  $\rho$  слоя монотонно снижается (в среднем в 2,5 раза).

Введение добавок атомов нейтральной примеси (Sn) приводит к монотонному уменьшению концентрации активной примеси (Al) и увеличению  $\rho$  перекристаллизованных слоёв.

Изложенное показывает, что для легирования кремния акцепторами в диапазоне концентраций от фоновой примеси в используемом кремнии до  $\sim 4 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-3}$  удаётся подобрать третий компонент в качестве добавки в двухкомпонентную зону Al-Si, позволяющий либо увеличить (Ga), либо уменьшить (Sn) содержание акцепторов в кристалле, сохраняя преимущества ТМ как метода легирования. Слои перекристаллизованного методом ТМ кремния толщиной более 10 мкм требуют на порядки меньше времени при легировании методом диффузии при тех же температурах. На практике диффузионное легирование проводится при температурах более высоких, чем термомиграционное легирование. Однако, и в таких условиях время диффузионного легирования значительно превышает время легирования методом ТМ. Использование метода ТМ открывает возможность создания предпочтительных для ряда приборов профилей распределения примеси в р-п-структурах. Ниже приводится пример использования регулирования концентрации примеси при получении структур СПП.

### **Структура СПП с плоским анодным переходом**

Для проведения анализа эффективности получения с помощью метода ТМ плоской части анодного перехода и воз-

можности регулирования концентрации активной примеси в р-эмиттере рассмотрены диодные  $n^+n\text{-}p^+$ -структуры, имеющие напряжение пробоя  $U_{br} = 700 \text{ В}$  и время восстановления  $t_{rr} = 0,2 \text{ мкс}$ . Анализ проведён с помощью расчёта с применением программы ЭВМ «Исследование» [11], основанного на численной модели СПП [12]. Для рассматриваемого анализа использованы также необходимые экспериментальные данные. Распределение примесей в образцах принималось различным.

В диффузионной структуре (в дальнейшем – ГД-структура) глубина залегания  $p^+$ -эмиттера составляла  $x_{j1} = 190 \text{ мкм}$ , что соответствует максимально достигнутому к настоящему времени значению глубины эмиттерного перехода (одновременная диффузия бора и алюминия в течение 150 часов при температуре  $1200 \text{ }^\circ\text{C}$ ). Глубина  $n^+$ -эмиттера принималась равной стандартному значению 15 мкм и соответствовала продолжительности отжига при температуре  $1200 \text{ }^\circ\text{C}$  в течение 2 часов. При толщине кремниевой пластины 275 мкм это приводило к толщине базового слоя 70 мкм. Поверхностные концентрации бора и фосфора в эмиттерных слоях принимались равными  $N_a = N_d = 10^{20} \text{ см}^{-3}$ , а алюминия –  $N_{Al} = 10^{19} \text{ см}^{-3}$ . Распределение примесей в такой ГД-структуре считается диффузионным (диффузия из бесконечного источника [13]) и показано на рис. 6 (кривая 1). Для достижения значений  $U_{br} = 700 \text{ В}$  и  $t_{rr} = 0,2 \text{ мкс}$  оказалось необходимым, чтобы уровень легирования фосфором базового слоя составлял  $4,5 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-3}$  и  $\tau_{\text{вжж}} = 0,34 \text{ мкс}$  (здесь  $\tau_{\text{вжж}}$  – время жизни носителей заряда при высоком уровне инжекции). Расчётная прямая ветвь вольт-амперной характеристики выбранной структуры показана на рис. 7 (кривая 1). Аналогичная структура диода создавалась методом ТМ плоской жидкой зоны с использованием  $\text{Sn}_x\text{Al}_{1-x}\text{Si}$  (в дальнейшем ТМ-структура). Распределения примесей в ТМ-структуре показаны на рис. 6 (кривая 2 и 3). Они существенно отличаются от распределения примесей в ГД-структуре. При расчёте профиля легирования учитывалась диффузия алюминия

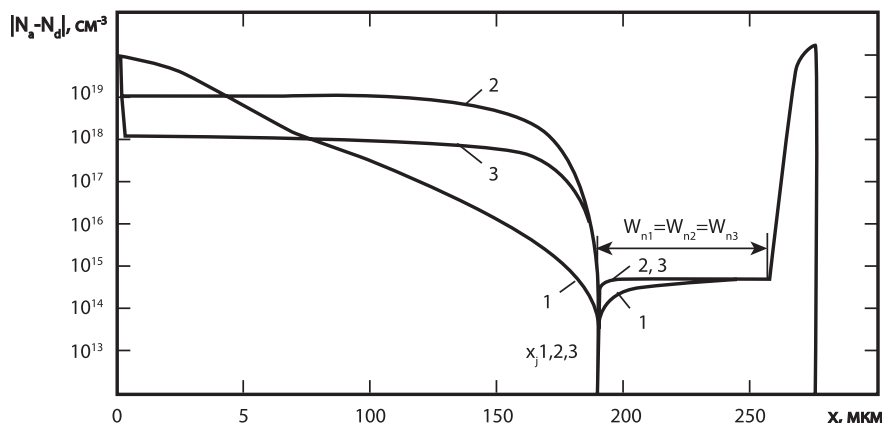


Рис. 6

Распределение примесей в диодных ГД- и ТМ-структурах: распределение 1 относится к диффузионной структуре, а 2, 3 – к структуре, полученной методом ТМ

из полубесконечного пространства за время термомиграции [13] и кратковременная диффузия бора для снижения переходного сопротивления с контактом на катоде. В процессе формирования р<sup>+</sup>-слоя и диффузии фосфора для получения п<sup>+</sup>-слоя диффузионное размытие концентрации алюминия составляет ~20 мкм. Толщина базового п-слоя – 70 мкм. Указанные значения соответствуют общей длительности процесса термомиграции в 1 час при температуре 1150 °С и последующей диффузии фосфора в п-слой при температуре 1200 °С в течение 2 часов.

Для оценки влияния уровня легирования р<sup>+</sup>-слоя на прямое падение напряжения в структуре проводились расчёты при разной концентрации акцепторов. Расчётные вольт-амперные характеристики ТМ-структуры показаны на рис. 7. Видно, что при одина-

ковых значениях напряжения пробоя  $U_{br}$  и времени восстановления  $t_{rr}$  ГД-структура (кривая 1) оказывается хуже ТМ-структуры (кривые 2 и 3). Так, например, при плотности прямого тока 100 А/см<sup>2</sup> (что соответствует рабочей плотности тока большинства СПП) значение прямого напряжения ГД-структуры составляет 0,98 В, в то время как для ТМ-структур, имеющих концентрацию электрически активной примеси 10<sup>18</sup> см<sup>-3</sup> и 10<sup>19</sup> см<sup>-3</sup> – 0,93 В и 0,9 В. При увеличении плотности прямого тока тенденция завышения значений прямых падений напряжений для ГД-структур сохраняется.

Основная причина завышенных значений прямого падения напряжения структур, полученных по диффузионной технологии, связана с особенностями распределения акцепторных примесей в р<sup>+</sup>-эмиттере.

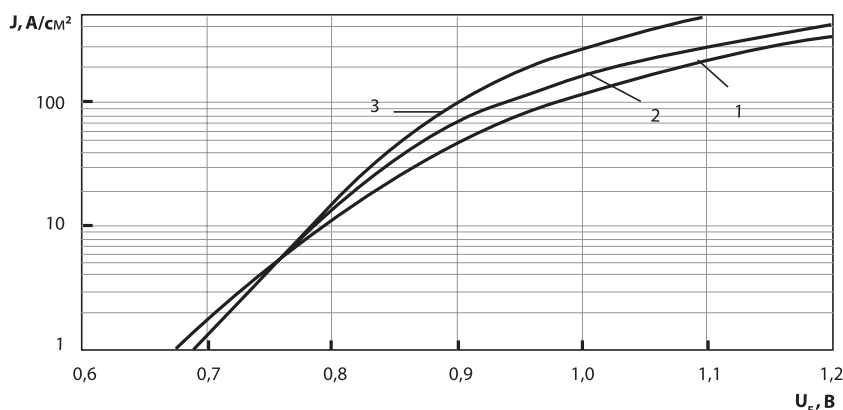


Рис. 7

Расчётные прямые ветви вольт-амперных характеристик ГД-структур (кривая 1) и ТМ-структур (кривые 2 и 3) при концентрации акцепторов 10<sup>18</sup> см<sup>-3</sup> и 10<sup>19</sup> см<sup>-3</sup>

В ТМ-структурах это распределение является более резким (рис. 6), что обеспечивает меньшее сопротивление р<sup>+</sup>-эмиттера при протекании через структуру тока большой плотности. Именно этот фактор определяет основное преимущество термомиграции по сравнению с методом глубокой диффузии в области больших плотностей тока.

### Выводы

1. С увеличением толщины слоёв, легированных методом диффузии, усиливается проявление недостатков этого метода: высокая температура и большая длительность технологического процесса; геометрическая и концентрационная неоднородность распределения примеси; дефектность легированных слоёв, энергозатратность технологии при изготовлении анодных переходов силовых полупроводниковых приборов.

2. Перспективным и альтернативным методу диффузии формирования полупроводниковых приборов структур, геометрические размеры которых превышают десятки микрометров, может служить метод термомиграционного легирования.

3. Метод ТМ характеризуется более низким диапазоном температур, меньшей длительностью, однородностью распределения примеси и сечения легированной области, сохранением её кристаллического совершенства, высокими параметрами формируемых приборных структур.

4. Для силовых кремниевых приборов достоинство метода ТМ проявляется в возможности получения приборов с малым прямым падением напряжения при использовании кремниевых пластин любого диаметра (практически исследован интервал 44-150 мм).

### Литература

- Blunt P. Reliable thyristors and triacs in TO220 plastic packages // *Electron Components and Applications*, 1979, № 2 (1), pp. 53-57.
- Полухин А. С., Балюк А. В., Середин Л. М., Середин Б. М. Структуры с разделёнными р<sup>+</sup>-областями для силовых полупроводниковых приборов на токи до 100 А. Кристаллизация и свойства кристаллов // Межвуз. сб. науч. тр. ЮРГПУ (НПИ). – Новочеркасск: Набла, 2003. – С. 120-124.
- Лозовский В. Н., Лунин Л. С., Попов Л. С. Зонная перекристаллизация градиентом температуры полупроводниковых материалов. – М.: Металлургия, 1987. – 232 с.
- Полухин А. С., Зуева Т. К., Солодовник А. И. Использование термомиграции в технологии структур силовых полупроводниковых приборов // *Силовая электроника*. – 2006. – № 3 (9). – С.110-112.
- 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.
- Полухин А. С. Анализ технологических факторов процесса термомиграции // *Силовая электроника*. – 2013. – № 5 (9). – С. 118-120.
- Chang M., Kennedy R. The application of temperature gradient zone melting to silicon wafer processing // *J. Electrochem. Soc.*, 1981, № 128 (10), pp. 2193-2198.
- 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 and nanotechnologies/ Microelectronics*. INSA de Toulouse, 2002, 222 p. URL: <https://tel.archives-ouvertes.fr/tel-00010945> (дата обращения: 05.11.2014).
- Середин Б. М., Благин А. В. Исследование процессов деформации плоских слоёв растворителя при термомиграции через кремниевые подложки // *Изв. вузов. Сев.-Кав. регион. Технические науки*. – 2014. – № 1 (176). – С. 122-127.
- Диаграммы состояний двойных металлических систем: справочник: в 3 т. // Под ред. Н. П. Лакишева. – М.: Машиностроение, 1996. – 992 с.
- Свид-во 2006610837 Российская Федерация. «Исследование»: свидетельство об официальной регистрации программы для ЭВМ / Юрков С. Н., Мнацаканов Т. Т., Ростовцев И. Л.: заявитель и правообладатель Гос. унитарное предприятие «Всероссийский электротехнический институт им. В. И. Ленина». – № 2006610081; заявл. 10.01.2006; зарегистрировано в реестре программ для ЭВМ 28.02.2006.
- Григоренко В. П., Дерменжи П. Г., Кузьмин В. А., Мнацаканов Т. Т. Моделирование и автоматизация проектирования силовых полупроводниковых приборов. – М.: Энергоатомиздат, 1988. – 279 с.
- Малкович Р. Ш. Математика диффузии в полупроводниках. – СПб.: Наука, 1999. – 389 с.

## References

1. Blunt P. Reliable thyristors and triacs in TO220 plastic packages // *Electron Components and Applications*, 1979, № 2 (1), pp. 53-57.
2. Polukhin A. S., Balyuk A. V., Seredin L. M., Seredin B. M. Structures with divided p<sup>+</sup>-regions for semiconductor power devices for currents up to 100 A. Crystallization and crystal properties. *Mezhvuzovskiy sbornik nauchnykh trudov YuRGPU NPI* [Interuniversity collection of scientific papers South Russian State Polytechnical University], Novocherkassk, Nabla Publ., 2003, pp. 120-124.
3. Lozovsky V. N., Lunin L. S., Popov L. S. *Zonnaya perekristallizatsiya gradientom temperatury poluprovodnikovyykh materialov* [Zone recrystallization by temperature gradient of semiconductor materials]. Moscow, Metallurgy Publ., 1987, 232 p.
4. Polukhin A. S., Zueva T. K., Solodovnik A. I. Thermomigration in semiconductor power devices structure technology. *Silovaya elektronika* [Power Electronics], 2006, № 3 (9), pp.110-112.
5. Polukhin A. S. Thermomigration of non-oriented linear regions of silicon wafers (100) for semiconductor power devices chips production. *Komponenty i tekhnologii* [Components and technologies], 2008, № 11, pp. 97-100.
6. Polukhin A. S. Analysis of technological factors of thermomigration. *Silovaya elektronika* [Power Electronics], 2013, № 5 (9), pp. 118-120.
7. Chang M., Kennedy R. The application of temperature gradient zone melting to silicon wafer processing // *J. Electrochem. Soc.*, 1981, № 128 (10), pp. 2193-2198.
8. 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 (Study of thermomigration of aluminum in the silicon for the industrial production of insulation in bidirectional power components). *Micro and nanotechnologies / Microelectronics. INSA de Toulouse*, 2002, 222 p. URL: <https://tel.archives-ouvertes.fr/tel-00010945> (accessed 5 November 2014).
9. Seredin B. M., Blagin A. V. Researching the processes of deformation of solvent's flat layers during the thermomigration through the silicon substrates. *Izvestiya vuzov. Severo-Kavkazskiy region. Tekhnicheskie nauki* [University News. North-Caucasian Region. Technical Sciences Series], 2014, № 1 (176), pp. 122-127.
10. *Diagrammy sostoyaniy dvoynykh metallicheskiykh system* [State diagrams of binary metal systems]. Moscow, Engineering Publ., 1996, 992 p.
11. «Research»: certificate on official registration of computer program: certificate № 2006610837 Russia; Yurkov S. N., Mnatsakanov T. T., Rostovtsev I. L.; the applicant and owner of rights: State Enterprise «All-Russian Electrotechnical Institute named after V. I. Lenin». № 2006610081; application 10.01.2006; registered in register of computer programs at 28.02.2006.
12. Grigorenko V. P., Dermenzhi P. G., Kuzmin V. A., Mnatsakanov T. T. *Modelirovaniye i avtomatizatsiya proektirovaniya silovykh poluprovodnikovyykh priborov* [Simulation and automatization of semiconductor power devices design]. Moscow, Energoatomizdat Publ., 1988, 279 p.
13. Malkovich R. Sh. *Matematika diffuzii v poluprovodnikakh*. [Mathematics of diffusion in semiconductors]. St. Petersburg, Nauka Publ., 1999, 389 p.