

УДК 621.315.592

ФИЗИЧЕСКИЕ АСПЕКТЫ ВЫБОРА ТЕРМОМИГРАЦИИ В КАЧЕСТВЕ МЕТОДА ЛОКАЛЬНОГО ЛЕГИРОВАНИЯ КРИСТАЛЛОВ

Лозовский В.Н., Середин Б.М.

ФГБОУ ВПО «Южно-Российский государственный политехнический университет (НПИ) имени М.И. Платова», Новочеркасск, e-mail: seredinboris@gmail.com

Проведен анализ особенностей эффекта термомиграции как метода локального легирования полупроводниковых кристаллов в сравнении с легированием методом диффузии. Впервые учтены практически все факторы, определяющие и сопровождающие процесс термомиграции жидкого включения в кристалле. Выявлены и описаны геометрические, концентрационные, температурно-временные и другие условия, при которых выбор эффекта термомиграции в качестве метода локального легирования предпочтителен. Выполнено сравнение термомиграционного и диффузионного методов легирования. Показано, что метод термомиграции обладает значительными преимуществами. Он снижает температуру процесса легирования, увеличивает его скорость, повышает однородность распределения легирующей примеси и улучшает кристаллическое совершенство легированных слоёв. Однако по техническим причинам перечисленные преимущества могут использоваться в конкурентной технологии лишь при легировании слоёв, линейный размер сечения которых лежит в пределах 30–150 мкм, а глубина превышает 50 мкм. Количественные оценки, связанные с выявленными условиями, даны на примере системы алюминий – кремний. Для иллюстрации возможностей термомиграции как метода локального легирования при получении конкретных приборных структур проведено сравнение этого метода с альтернативным ему методом диффузии на примере промышленной технологии силовых кремниевых приборов, в разработке которой участвовали авторы.

Ключевые слова: эффект термомиграции, диффузия, легирование, полупроводниковые структуры, силовые кремниевые приборы

THE PHYSICAL ASPECTS OF THE CHOICE OF THERMOMIGRATION AS A LOCAL CRYSTAL DOPING METHOD

Lozovskiy V.N., Seredin B.M.

Platov South-Russian State Polytechnic University (NPI),
Novocherkassk, e-mail: seredinboris@gmail.com

The analysis of the features of the thermomigration effect as a local semiconductor crystal doping method have done in comparison to the diffusion doping method. Almost all of the factors defining and accompanying the thermomigration liquid inclusion in the crystal have accounted for the first time. The geometric, concentration, temperature, time and other conditions under which the selection effect thermomigration as a preferred local doping method have identified and described. The comparison the thermomigration and the diffusion doping methods has provided. It is shown that the thermomigration method has significant advantages. It reduces the temperature of the doping process, increases its speed and the homogeneity dopant distribution, improves the crystalline perfection of the doped layers. However, for technical reasons, these benefits can be used in competitive technologies only when the doping layer, the linear dimension of the cross section of which lies in the range of 30 to 150 μm , and the depth more than 50 μm . Quantitative calculations associated with the identified conditions are given in the Al-Si system. To illustrate the capabilities of the thermomigration as a local doping method to the alternative diffusion method we presented the comparison of those methods on the example of the industrial technology power silicon devices technology, which had developed by the authors.

Keywords: thermomigration effect, diffusion, doping, semiconductor structures, silicon power devices

Современная полупроводниковая электроника основана на использовании различных методов локального легирования кристаллов электрически активными примесями. Каждый метод легирования имеет свою нишу предпочтительного применения. В настоящей статье осуществлен анализ особенностей эффекта термомиграции как метода локального легирования полупроводниковых кристаллов и выявлены геометрические, концентрационные, температурно-временные и другие условия, при которых для легирования целесообразно использовать этот эффект. Выполнено сравнение термомиграционного и диффузионного методов легирования. Сравнение

метода термомиграции с альтернативным ему методом диффузионного легирования осуществлено также на примере технологии силовых кремниевых тиристориков.

Для анализа фундаментальных аспектов проблемы использован совокупный опыт многолетних физических исследований термомиграции жидких микровключений различной геометрии и состава в кристаллах, накопленный многочисленными исследователями, включая авторов настоящей статьи.

Особенности эффекта термомиграции

При наличии внешнего стационарного градиента температуры G_s в жидком включении устанавливается некоторое

распределение температуры T и возникает её скачок $\Delta T = G\ell$, где G – модуль градиента температуры в жидкой фазе; ℓ – линейный размер включения вдоль вектора \mathbf{G} . На более нагретой границе включения происходит непрерывное растворение твёрдой фазы. В объеме включения растворённое вещество диффундирует к более холодной границе, где кристаллизуется. Кристаллизующиеся слои содержат атомы, входящие в состав вещества включения. Так происходит локальное легирование кристалла при миграции в нём включения. Геометрия легированных слоёв определяется конфигурацией включения и его траектории. Используются микровключения, ограниченные в трёх измерениях (точечные включения), в двух измерениях (линейные) и их комбинации (например, включения в виде плоской сетки). Важно отметить, что перекристаллизованные слои очищаются от тех примесей (первоначально входивших в кристалл), коэффициенты распределения которых меньше единицы. Кроме того, кристаллизация твёрдой фазы при термомиграции протекает в изотермических и равновесных условиях, при весьма малом кристаллизационном переохлаждении в жидкой фазе. Поэтому перекристаллизованные методом термомиграции области обычно имеют улучшенную кристаллическую структуру. Диффузионное легирование сопровождается, как правило, ухудшением кристаллической структуры легированных областей и возникновением термических дефектов.

На термомиграцию жидкого включения в твёрдом теле влияет (помимо градиента температуры \mathbf{G}) достаточно много различных процессов и факторов [1].

1. Растворение кристалла на более нагретой межфазной границе.
2. Диффузия атомов растворенного вещества в объеме жидкой фазы.
3. Их кристаллизация на более холодной стороне включения.
4. Испарение вещества жидкой фазы.
5. Проявление порогового эффекта межфазных процессов.
6. Присутствие в жидкой фазе инородных микровключений.
7. Проявление движущей силы, связанной с различием концентрации примесных атомов и/или структурных дефектов в растворяющемся и кристаллизующемся слоях.
8. Термомодифузия (эффект Core).
9. Тепловые эффекты на межфазных границах движущегося жидкого включения.
10. Диффузия вакансий и атомов растового вещества по границам включения.
11. Неравенство теплопроводностей соприлегающихся жидкой и твёрдой фаз.

12. Нестабильности формы включения.
13. Нестабильности траектории движения включения.

14. Анизотропия кристалла.

15. Особенности процесса погружения включения в кристалл.

16. Особенности процесса выхода жидкой фазы из кристалл.

17. Эффект кристаллизационного отщепления чужеродных атомов кристаллизующейся границей мигрирующего включения.

Условия предпочтительного использования термомиграции для локального легирования кристаллов не могут быть выявлены без адекватного учёта перечисленных факторов. Такой учёт пока никем не осуществлен. Следующие разделы настоящей статьи посвящены попытке учесть влияние перечисленных выше факторов на развитие технологического потенциала метода термомиграции в производстве полупроводниковых приборных структур.

Закономерности термомиграции жидких включений в кристаллах

Для выявления условий предпочтительного использования термомиграции в качестве метода локального легирования необходимо знать в первую очередь зависимость скорости термомиграции жидкого включения v от его толщины ℓ и температуры T . Эти же зависимости используются при отработке температурно-временных режимов легирования. Для оптимизации указанных выше условий и режимов должны быть учтены перечисленные в п. 1 факторы.

Основные особенности зависимости скорости термомиграции жидкого включения от его толщины и температур определяются факторами (1)–(3). На рис. 1 приведены примеры экспериментальных зависимостей $v(\ell)$ и $v(T)$ для некоторых систем [1]. На рис. 1, а видно, что с увеличением толщины зоны скорость её миграции увеличивается, стремясь к насыщению. Такая зависимость $v(\ell)$ присуща включениям любой конфигурации, если не проявляются факторы 4–7, 9, 10 и 12. На рис. 1, б приведены характерные зависимости скорости миграции жидкой зоны от температуры в координатах $(\ln v; 1/T)$ для различных систем при некоторых фиксированных значениях толщины слоя жидкой фазы и градиента температуры.

На рис. 1 видно, что скорости легирования методом термомиграции зависят от состава включения, экспоненциально изменяются с температурой и могут достигать многих сотен, а при высоких температурах и тысяч микрометров в час. Это значительно выше скорости легирования диффузией.

Большие скорости при термомиграции могут снижать воспроизводимость глубины легирования, что накладывает ограничение сверху на температуру термомиграции (T_{\max}) при её использовании в технологии легирования. Имеется и нижний предел температуры (T_{\min}). При $T < T_{\min}$ процесс термомиграции не возникает, даже если вещество включения перешло в жидкое состояние. Обычно это является следствием проявления фактора 6.

соответственно; D – коэффициент диффузии атомов ростового вещества в жидкой фазе, ℓ_k – минимальная толщина включения ℓ , при которой оно может мигрировать в кристалле при заданных значениях температуры и её градиента G (неравенство нулю величины ℓ_k отражает проявление фактора 5), C_0 – концентрация ростового вещества в эпитаксиальном слое, C – средняя концентрация ростового вещества в жидкой фазе,

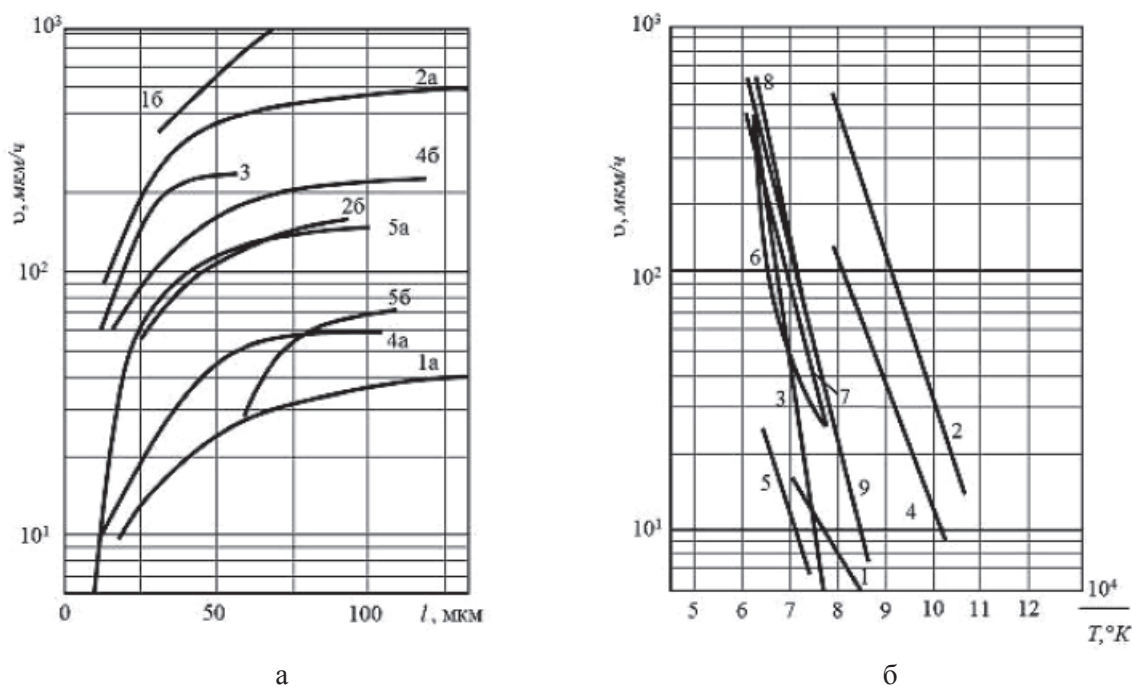


Рис. 1. Зависимости скорости миграции зон для различных систем от толщины слоя жидкой фазы при фиксированной температуре (а) и от температуры при фиксированной толщине (б): 1 – Si-Sn: 1а – 950 °С, 1б – 1200 °С; 2 – Si-Al: 2а – 1100 °С, 2б – 950 °С; 3 – Si-Au, 1250 °С; 4 – Si-Sn-Al, 800 °С: 4а – исходный состав зоны 80% Sn + 20% Al; 4б – 20% Sn + 80 Al; 5 – Si-Ag: 5а – 1300 °С, 5б – 1150 °С; 6 – Si-Pt; 7 – Si-Pd; 8 – Si-Ni; 9 – Si-Cu

Аналитическое выражение, описывающее зависимости $v(l)$ и $v(T)$ с учётом большинства рассмотренных ранее факторов, известно [1]. Если не учитывать проявление факторов 4, 6–10 и 12–14, то выражение для зависимости $v(l)$ упрощается до формулы (1), оставаясь достаточно эффективным инструментом дальнейшего анализа:

$$v = \frac{G(l - \ell_k)}{\rho_p + \rho_D + \rho_k}, \quad (1)$$

где $\rho_D = \frac{(l - \ell_k)(C_0 - C)}{D} \frac{dT}{dC}$, ρ_p , ρ_k – величины, характеризующие ограничения термомиграции, связанные с процессом диффузии ростового вещества в жидкой зоне (ρ_D) и процессами его растворения и кристаллизации на её межфазных границах – (ρ_p) и (ρ_k)

dC/dT – величина, равная котангенсу угла наклона линии ликвидус используемой бинарной системы при заданной температуре.

Формула (1) может использоваться для значений $l \geq \ell_k$. Если $l = \ell_k$, то $v = 0$, т.е. 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 (ΔT_p и ΔT_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 термомиграции локальные легированные области, сечение которых было бы менее нескольких микрон. Примерно при тех же размерах зон возрастает

влияние анизотропии кристалла и дефектов в нём на стабильность миграции жидких зон. Перечисленные факторы не позволяют обеспечить воспроизводимое легирование областей кристалла, размер которых менее некоторого критического, зависящего от используемой системы и условий проведения термомиграции.

На рис. 2 зависимость $v(\ell)$, выраженная формулой (1), графически представлена сплошной кривой. Изменение вида этой кривой с изменением температуры и её градиента изображены соответственно пунктирными и штрихпунктирной кривыми.

то увеличение скорости v с увеличением ℓ сменяется её уменьшением. Ухудшается также воспроизводимость скорости. Кроме того, испарение из жидкой фазы инициирует нестабильность процесса погружения включения со стартовой поверхности в кристалл и выхода из кристалла на его противоположной стороне. Устранить испарение можно полным погружением включения в кристалл или снижением температуры термомиграции. Предпочтителен второй приём, так как первый чреват увеличением дефектности перекристаллизованных слоёв из-за неравенства термических

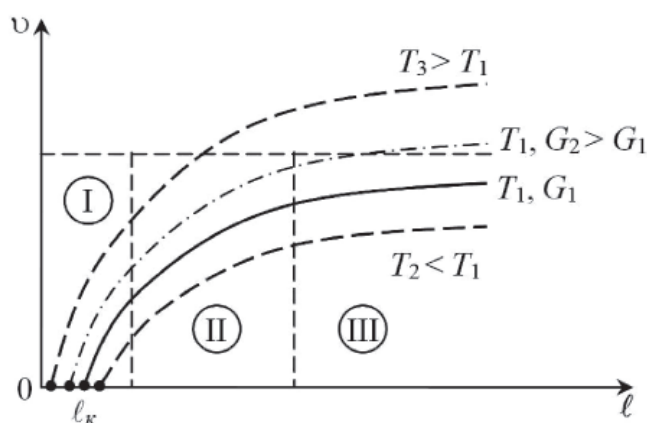


Рис. 2. Схематическое представление зависимости скорости термомиграции от толщины включения (пояснения в тексте)

Из формулы (1) следует, что зависимость $v(\ell)$ можно разделить на три части. На рис. 2 это области I, II и III. Первая область соответствует случаю, когда скорость термомиграции лимитируется межфазными кинетическими процессами. Этот случай относится к малым толщинам жидкой зоны ℓ , когда величины ρ_p и ρ_k больше ρ_D . При достаточно малых толщинах зоны скорость её миграции мала и чувствительна к изменениям ℓ . Использовать область I в технологии локального легирования методом термомиграции нецелесообразно. Для этой цели предпочтительнее использовать диффузионный режим термомиграции (область III). В этом случае $\rho_D > \rho_p + \rho_k$, т.е. процесс движения включения лимитируется диффузионным массопереносом растового вещества в жидкой фазе. Может быть использован также режим, для которого $\rho_D \gg \rho_p + \rho_k$ (область II).

Испарение компонентов жидкой фазы (фактор 4) может существенно изменить характер зависимостей $v(\ell)$ и $v(T)$. Например, если из жидкого включения испаряется растворённое в нём растовое вещество,

коэффициентов расширения жидкой фазы включения и кристалла. Фактор 5 (который может быть связан с факторами 6 и 14) определяет предел минимальной толщины включения ($\ell = \ell_k$), которое может мигрировать в кристалле при заданных значениях температуры и её градиента G . Фактор 7 увеличивает скорость миграции включения и её нестабильность при малых толщинах ℓ (левая часть области I). Это – ещё одна причина неиспользования тонких включений в технологии легирования методом термомиграции. Фактор 12 влияет на воспроизводимость сечения легированной области. Поэтому все стадии термомиграционной технологии локального легирования кристаллов должны обеспечивать стабильность формы включения, что вполне достижимо. Эффект Соре (фактор 8) практически не вносит заметного вклада в скорость миграции включения. Тепловыделение и теплопоглощение на границах движущегося включения (фактор 9) снижают скачок температуры в жидкой фазе и скорость миграции. Этот эффект становится значимым лишь при скоростях, существенно больших

1000 мкм/ч. Однако такие скорости, как показано в п. 2, нецелесообразно использовать при термомиграционном легировании. Поверхностная (межфазная) диффузия вакансий и атомов ростового вещества в приграничных слоях включения (фактор 10) проявляется при столь малых его размерах l , при которых вклад поверхностной диффузии в общий массоперенос во включение, вызванный градиентом концентрации ростового вещества, соизмерим с вкладом объёмной диффузии. Однако указанная ситуация наступает при $l < l_k$, когда процесс термомиграции в принципе не осуществим. Увеличение теплопроводности включения приводит к уменьшению его скорости (фактор 11). Этот эффект мал и не может использоваться для технологически значимого регулирования скорости миграции включения. Проявление нестабильности формы мигрирующего жидкого включения и его траектории (факторы 12 и 13) создает основные проблемы при разработке способов использования термомиграции для различных целей. Эти проблемы частично связаны с проявлением анизотропии скорости растворения кристаллов в жидкой фазе (фактор 14). Этапы погружения включения в кристалл и выхода из него жидкой фазы (факторы 15 и 16) неразрывно связаны с эффектом термомиграции и должны включаться в виде отдельных стадий в термомиграционную технологию локального легирования полупроводников (см. п. 3). Это обстоятельство усложняет указанную технологию.

Предельный уровень равновесного легирования кристалла при термомиграции двухкомпонентного включения задаётся соответствующим участком линии солидус используемой системы. При необходимости уменьшить концентрацию вводимой электрически активной примеси следует

использовать разбавление вещества включения третьим (электрически неактивным) элементом. Например, для кремний-алюминиевого включения это может быть олово. Следует учитывать, однако, что введение третьего компонента может существенно изменить скорость термомиграции включения. Так, олово уменьшает скорость движения кремний-алюминиевой зоны в разы (см. рис. 1, а, кривые 4а и 4б).

Пока не создана технология термомиграционного локального легирования кристаллов, в которой было бы оптимизировано влияние перечисленных выше факторов на процесс термомиграции. Поэтому резервы термомиграции как метода легирования кристаллов ещё не исчерпаны.

Сравнение термомиграционного и диффузионного методов легирования

Демонстрация конкретных особенностей термомиграционного метода локального легирования и его сравнение с диффузионным методом выполнена на примере технологии силовых полупроводниковых приборов (СПП) на кремнии [2–7]. В производстве СПП указанные методы конкурируют при формировании так называемых разделительных p^+ -областей. Назначение разделительных p^+ -областей – увеличить пробивное напряжение высоковольтных p - n -переходов СПП. Разделительные p^+ -области должны пронизывать насквозь кремниевую пластину n -типа, образуя в ней ячейки, одинаковые по своим планарным размерам. На рис. 3, а приведен пример одностенных квадратных ячеек для силовых кремниевых тиристоров на токи до 100 А, технология которых разрабатывалась с участием авторов статьи [2, 6, 7]. Система ячеек получена миграцией перпендикулярно плоскости пластины жидкого кремний-алюминиевого включения в форме плоской сетки.

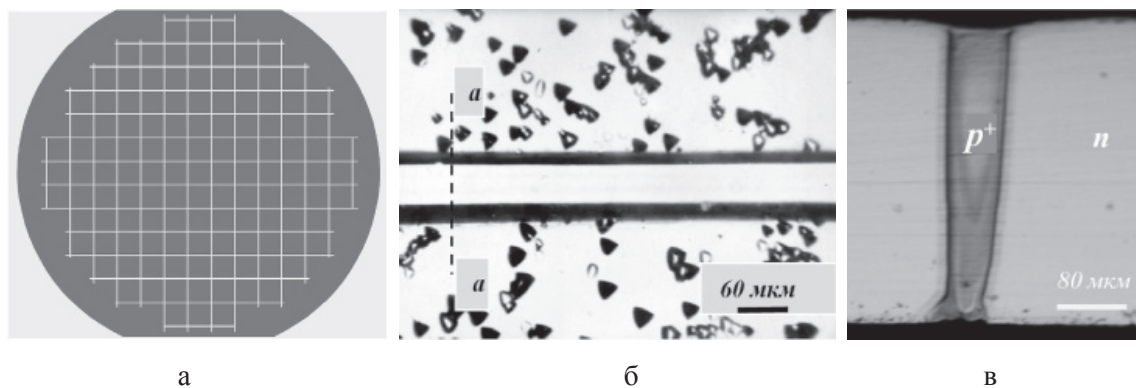


Рис. 3. Вид поверхности кремниевой пластины с p^+ -областями в виде одностенной сетки (а), микрофотографии шлифов финишной поверхности (б) и сечения «а-а» разделительной p^+ -области (в); p^+ -области получены методом термомиграции

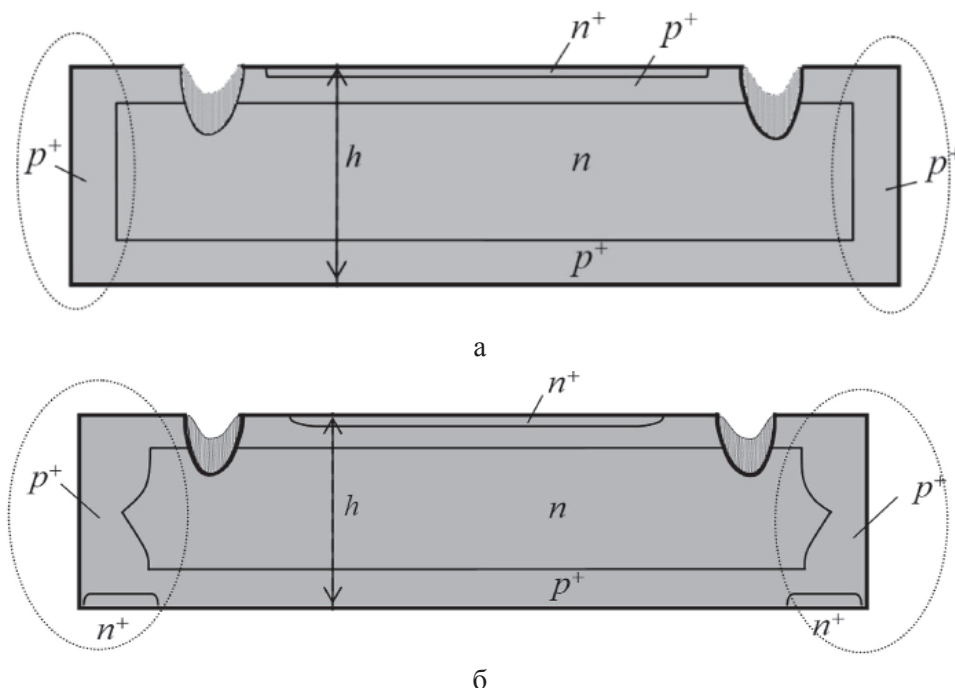


Рис. 4. Схематическое представление разделительных p^+ -областей в составе силового тиристора, полученных термомиграцией (а) и двусторонней диффузией (б)

Заданная ширина разделительных p^+ -областей обеспечивается литографией сплошного слоя SiO_2 , нанесённого на пластину кремния. В слое SiO_2 формируются окна требуемой конфигурации, через которые в кристалл либо погружается жидкий алюминий (термомиграционный метод), либо диффундируют атомы акцептора – обычно бора (диффузионный метод). Разделительные p^+ -области, образующиеся при использовании термомиграции, примерно однородны по концентрации акцепторов ($\sim 2 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-3}$) и по толщине (см. рис. 3, в – шлиф). Концентрация дислокаций в этих областях обычно не превышает таковую в исходной кремниевой пластине (см. рис. 3, б). Аналогичные диффузионные области резко неоднородны по концентрации акцепторов и по толщине (см. рис. 4, б), имеют повышенную дефектность (требуется дополнительное применение геттера n^+ на аноде). Расположение разделительных p^+ -областей в структуре силового тиристора показано на рис. 4 (p^+ -области выделены пунктирными овалами).

Если толщина пластины равна h , то такой же путь проходит при термомиграции легирующее включение. Если сквозные разделительные p^+ -области получены двусторонней диффузией, то глубина диффузии равна $h/2$. Глубина проникновения диффундирующих атомов в кристалл h_D обычно оценивается (по порядку величины) соот-

ношением $h_D = \sqrt{D_s t}$, где D_s – коэффициент диффузии рассматриваемых атомов в кристалле, t – время диффузии. Если $h_D = h/2$, то время диффузионного формирования разделительной p^+ -области (t_D) определится соотношением

$$t_D = h^2 / 4D_s. \quad (2)$$

В технологии, основанной на легировании кремния методом термомиграции, обычно используется диффузионный режим, когда $\rho_p + \rho_n < \rho_D$ (области III на рис. 2). Поэтому из формулы (1) можно получить следующее выражение для времени термомиграционного легирования t_T :

$$h_T = v t = t D_L G_L \left[\left(\frac{dC}{dT} \right) / (C_0 - C) \right]. \quad (3)$$

Используя выражения (2) и (3), можно оценить отношение времени t_D получения разделительных слоёв, выполненных на пластинах кремния (толщиной h), методом диффузии и методом термомиграции t_T :

$$t_D / t_T = h G_L \left(\frac{D_L}{D_s} \right) \left[\frac{dC/dT}{C_0 - C} \right]. \quad (4)$$

В соотношении (4) множитель при h измеряется в обратных линейных единицах (например, мкм^{-1}) и всегда гораздо больше

единицы. Последнее связано с тем, что коэффициент диффузии в жидкой фазе много больше коэффициента диффузии в кристалле. В качестве примера сравним отношение t_D/t_T для двух вариантов реальной технологии кремниевых тиристорных, в которых разделительные слои получаются либо диффузией бора (за время t_D , при 1300°C), либо термомиграцией алюминия (за время t_T при 1170°C и градиенте температуры $G_T = 10$ град/см). Конечный результат расчета по формуле (4) может быть представлен (по порядку величины) в виде

$$t_D/t_T \approx h, \quad (5)$$

где h – измеряется в микрометрах. Из соотношения (5) следует, что для легирования слоёв кремния толщиной 1 мкм величина t_D/t_T по порядку величины равна единице, то есть требуется примерно одинаковое время как для диффузии бора (при 1300°C), так и для термомиграции алюминиевых зон (при 1170°C). Если же $h = 350$ мкм, что соответствует существующей технологии, то время диффузионного легирования бором слоя кремния указанной толщины в 350 раз превышает время легирования такого же слоя алюминия методом термомиграции. Этот результат находится в удовлетворительном согласии с соотношением скоростей получения разделительных p^+ -слоёв для кремниевых СПП приборов методами диффузии и термомиграции в реальном технологическом процессе.

Таким образом, использование термомиграционного метода легирования вместо диффузионного позволяет создавать более эффективную технологию локального легирования полупроводниковых кристаллов. Данное преимущество термомиграционного метода ярко выражено для достаточно протяженных областей легирования и теряется при глубинах легирования примерно менее 50 мкм. Это ограничение связано не только с соотношением (4). Свой вклад в ограничение размеров области локального легирования вносят, как указывалось ранее, факторы 5, 6, 12 и 13, а также фактор 15. Роль последнего фактора не обсуждалась. Однако она очевидна – процесс погружения жидкого образования внутрь кристалла не может нарушать поверхностных слоёв в зоне погружения. Размер этой зоны соизмерим с первоначальным объёмом жидкой фазы и нарушенные ею поверхностные слои для ряда приборных структур должны удаляться, что всегда усложняет технологию.

Заключение

Термомиграция жидких включений, подобно диффузии, может служить достаточно эффективным методом локального легирования кристаллов электрически активными примесями и позволяет создавать разнообразные приборные полупроводниковые структуры.

К преимуществам термомиграционного легирования относятся: доступность сравнительно низких температур и высоких скоростей легирования, практическая неограниченность глубины легированной области, однородность распределения в ней концентрации примесного элемента, высокое совершенство легированной области, возникновение качественных (ростовых) p - n -переходов. Недостатки термомиграционного метода: ограниченность минимальной глубины легирования (примерно 50 микрометрами), методические трудности, возникающие при легировании примесями с высокой (в условиях термомиграции) летучестью, наличие дополнительной, технологически значимой стадии – погружение жидкого включения в объём кристалла с его поверхности, необходимость устранять неустойчивости процесса термомиграции.

Термомиграция в кристалле жидких включений определяется и сопровождается значительно большим количеством процессов и факторов, чем диффузия. Их влияние на результаты локального легирования кристаллов методом термомиграции исследовано ещё недостаточно. Между тем именно эти процессы и факторы определяют условия предпочтительного применения термомиграционного легирования и обеспечивают данному методу перечисленные выше преимущества. Поэтому в отличие от диффузионного легирования резервы дальнейшей оптимизации метода термомиграционного легирования пока не исчерпаны. Ряд авторов продолжают эту работу [5–8].

Список литературы

1. Лозовский В.Н., Лунин Л.С., Попов В.П. Зонная рекристаллизация градиентом температуры полупроводниковых материалов. – М.: Металлургия, 1987. – 232 с.
2. Полухин А.С., Балюк А.В., Середин Л.М., Середин Б.М. Структуры с разделенными p^+ -областями для силовых полупроводниковых приборов на токи до 100 А // Кристаллизация и свойства кристаллов: межвуз. сб. науч. тр. / Юж.-Рос. гос. техн. ун-т (НПИ). – Новочеркасск: Набл., 2003. – С. 120–124.
3. 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.
4. 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.

5. Полухин А.С. Анализ технологических факторов процесса термомиграции // Силовая электроника. – 2013. – № 5(9). – С. 118–120.

6. Середин Л.М., Середин Б.М., Князев С.Ю. Исследование причин невоспроизводимого формирования дискретных зон избирательным смачиванием // Изв. вузов. Сев. Кав. регион. Технические науки, 2014. – Вып. 1(176). – С. 125–130.

7. Середин Б.М. Исследование кинетики термомиграции при введении добавок Ga в зонообразующий материал Si-Al. // Изв. вузов. Сев. Кав. регион. Технические науки. – 2014. – Вып. 1(176). – С. 103–109.

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. Micro and nanotechnologies / Microelectronics. INSA de Toulouse, 2002, 222p. URL: <https://tel.archives-ouvertes.fr/tel-00010945>. (accessed 5 November 2014)

References

1. Lozovskiy V.N., Lunin L.S., Popov V.P. *Zonnaja perekristallizacija gradientom temperatury poluprovodnikovyh materialov* [Temperature-gradient zone recrystallization of semiconductor materials]. Moscow, Metallurgy, 1987. 232 p.

2. Poluhin A.S., Baljuk A.V., Seredin L.M., Seredin B.M. *Struktury s razdelenymi p⁺-oblastjami dlja silovykh poluprovodnikovyh priborov na toki do 100 A* [Structure with separated p⁺-regions for semiconductor power devices at currents more than 100 A]. Crystallization and Properties Crystals, Novocherkassk: South-Rus. state techn. Univ., Nabla, 2003. pp. 120–124.

3. Poluhin A.S., Zueva T.K., Solodovnik A.I. *Ispol'zovanie termomigracii v tehnologii struktur silovykh poluprovodnikovyh priborov* [Using thermomigration in technology structures of power semiconductor devices]. Power Electronics, 2006, Vol. 3, pp. 110–112.

4. Poluhin A.S. *Termomigracija neorientirovannykh linejnykh zon v kremnievykh plastinakh (100) dlja proizvodstva chipov silovykh poluprovodnikovyh priborov* [On the non-oriented linear

zones thermomigration through (100) silicon wafers for power devices fabrication]. Components and technologies, 2008, Vol. 11, pp. 97–100.

5. Poluhin A.S. *Analiz tehnologicheskikh faktorov processa termomigracii* [Analysis of the technological factors of the thermomigration process]. Power Electronics, 2013, no. 5. pp. 118–120.

6. Seredin L.M., Seredin B.M., Knjazev S.Ju. *Issledovanie prichin nevosproizvodimogo formirovaniya diskretnykh zon izbiratel'nym smachivaniem*. [The study of reasons for non-reproducible generation of discrete zones election wetting]. Izv. vuzov. Sev. Kав. регион. Tehnical Scienses, 2014, Vol. 1. pp. 125–130.

7. Seredin B.M. *Issledovanie kineniki termomigracii pri vvedenii dobavok Ga v zonoobrazujushhij material Si-Al* [The study of kinetics of the thermomigration with the introduction of additives in Ga shoobridge material Si-Al.]. Izv. vuzov. Sev. Kav. регион. Tehnical Scienses, 2014, Vol. 3. pp. 103–109.

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. Micro and nanotechnologies/Microelectronics. INSA de Toulouse, 2002, 222 p. Available at: <https://tel.archives-ouvertes.fr/tel-00010945> (accessed 5 November 2014).

Рецензенты:

Лунин Л.С., д.ф.-м.н., профессор, заведующий отделом, ФГБУН «Южный научный центр» Российской академии наук, г. Ростов-на-Дону;

Сысоев И.А., д.т.н., доцент, директор научно-образовательного центра фотовольтаики и нанотехнологии, ФГАОУ ВПО «Северо-Кавказский федеральный университет», г. Ставрополь.

Работа поступила в редакцию 09.02.2015.