

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ И ТЕХНОЛОГИЯ. ПОЛУПРОВОДНИКИ

MATERIALS SCIENCE AND TECHNOLOGY. SEMICONDUCTORS

Известия высших учебных заведений. Материалы электронной техники. 2015. Т. 18, № 3. С. 179–188.
ISSN 1609-3577. DOI: 10.17073/1609-3577-2015-3-179-188

УДК 621.315.592

ОСОБЕННОСТИ ЛЕГИРОВАНИЯ КРЕМНИЯ МЕТОДОМ ТЕРМОМИГРАЦИИ

© 2015 г. В. Н. Лозовский, Л. С. Лунин, Б. М. Середин
Южно-Российский государственный
политехнический университет (НПИ) им. М. И. Платова,
ул. Просвещения, д. 132, Новочеркасск, Ростовская обл., 346428, Россия

Рассмотрены особенности легирования кристаллов электрически активными примесями методом термомиграции (ТМ) двух- и трехкомпонентных жидких зон в сравнении с диффузионным легированием (на примере кремния).

Установлено, что концентрационный диапазон легирования миграцией двухкомпонентной зоны значительно уже диапазона легирования диффузией. Введение в жидкую фазу третьего компонента позволяет расширить диапазон легирования термомиграцией до значений, превышающих диапазон легирования той же примесью методом диффузии. Применительно к кристаллам кремния указанная технологическая особенность метода ТМ обеспечивается при использовании трехкомпонентных зон $Ga_xAl_{1-x}Si$ и $Sn_xAl_{1-x}Si$.

Показано, что скорость легирования кристаллов методом ТМ в технологически значимых ситуациях на порядки превышает скорость легирования диффузией. Слои, легированные термомиграцией стабильно движущихся жидких зон, структурно более совершенны, чем диффузионные слои.

Показано, что легирование методом ТМ может быть реализовано в технологии получения полупроводниковых приборных структур при условии, что их планарные размеры и толщины составляют десятки микрометров и более.

Количественные результаты получены на примере миграции жидких зон в кремнии, но выявленные особенности ТМ как метода легирования справедливы и для других полупроводниковых материалов.

Ключевые слова: кремний, термомиграция, диффузия, легирование, полупроводниковая приборная структура, концентрация примеси.

Введение

В полупроводниковой технологии [1, 2] используют три основных метода легирования кристаллов: ионную имплантацию, диффузию и легирование в процессе выращивания кристаллов. Наиболее универсальным является метод диффузионного легирования. Легирование в процессе роста позволяет получать наиболее совершенные слои и приборные структуры. Метод термомиграции (ТМ) является одним из ростовых методов легирования.

Эффект ТМ заключается в перемещении жидкой зоны в кристалле под действием градиента температуры [3, 4]. В изотропной среде жидкая зона перемещается в направлении вектора градиента температуры (рис. 1, а). На более нагретой границе жидкой зоны 1 толщиной l вещество кристалла 2 непрерывно растворяется в жидкой фазе, диффузионно (конвективно) переносится в ней к менее

нагретым участкам межфазной границы, где кристаллизуется на затравке 4. Вдоль траектории движения зоны образуется перекристаллизованная область 3. Форма, состав и свойства этой области задаются условиями проведения ТМ. В простейшем случае зона может быть плоской (см. рис. 1, б), линейной (см. рис. 1, в) или точечной. В более сложных случаях [5, 6] она представляет собой комбинацию простейших зон, например сетку линейных или ансамбль точечных зон и т. д. Плоские зоны, как правило, погружаются в кристалл с помощью затравочного кристалла 4. Линейные зоны 5 шириной h легко могут погружаться без затравки (см. рис. 1, в).

Особенно широко ТМ используют для получения полупроводниковых приборных структур на основе кремния. При этом обычно применяют двухкомпонентные жидкие зоны «металл—кремний». Например, использование расплава Al—Si в качестве исходного

Лозовский Владимир Николаевич — заслуженный деятель науки РСФСР, доктор физ.-мат. наук, профессор, e-mail: loz_v_n@mail.ru; **Лунин Леонид Сергеевич** — заслуженный деятель науки РФ, доктор физ.-мат. наук, зав. кафедрой нанотехнологии в электронике, e-mail: lunin_ls@mail.ru; **Середин Борис Михайлович** — кандидат техн. наук, доцент, e-mail: seredinboris@gmail.com.

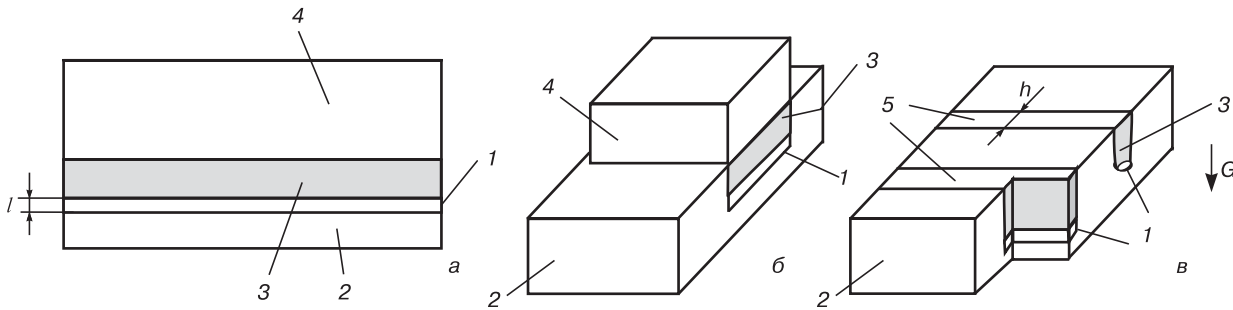


Рис. 1. Схематическое представление процесса ТМ. Композиция «кристалл—жидкая зона—перекристаллизованная область—кристалл» (а); примеры применения плоской зоны (б) и линейных зон (в):

1 — жидкая зона; 2 — кристалл — источник ростового вещества; 3 — перекристаллизованная область; 4 — кристалл-затравка; 5 — места входа линейных зон в кристалл 2; G — градиент температуры в твердой фазе

Fig. 1. Schematic of the TM process. (a) Crystal/Liquid Zone/Recrystallization Zone/Crystal Composition, (b) Flat Zone Application Examples and (c) Linear Zone Application Examples.

(1) Liquid Zone, (2) Growth Material Source Crystal, (3) Recrystallization Zone, (4) Seed Crystal, (5) Linear Zone Entrances in Crystal and (6) Solid Phase Temperature Gradient G

материала зоны позволило разработать промышленную технологию получения приборов силовой электроники [7—11], успешно конкурирующих с диффузионными приборами. Известен также другой опыт промышленного освоения метода ТМ [12]. Однако системный анализ условий предпочтительного применения метода ТМ отсутствует. Ниже всесторонне проанализированы особенности легирования кремния методом ТМ двух- и трехкомпонентных зон.

Общий анализ

Вопросы установления концентрационного и температурного диапазонов легирования кремния акцепторными примесями при производстве силовых полупроводниковых приборов (СПП) и выявления условий, при которых метод ТМ предпочтителен методу диффузии, в научной литературе практически не освещены. В работе [4] акцентируется внимание на технологически значимых результатах физического анализа особенностей ТМ. Было показано, что зависимость скорости миграции жидкой зоны от различных факторов определяет температурно-временной режим процесса формирования методом ТМ полупроводниковой приборной структуры, а распределение примесей — ее характеристики и качество [4].

Для сравнения особенностей легирования кристаллов методами ТМ и диффузии воспользуемся схемой, представленной на рис. 2. В первую очередь сравнению подлежат концентрационные пределы легирования, в последующем — технологически приемлемые температурные пределы.

Для упрощения последующего анализа схемы (см. рис. 2) рассмотрим поэтапно ее фрагменты. Верхний предел легирования кристалла некоторой примесью определяется соответствующей линией солидуса. Для примесей в твердом кремнии растворимость носит обычно ретроградный характер и в координатах «концентрация — температура» (C—T) может быть схематически представлена кривой с

максимумом (кривая S—S'). Например, для системы Al—Si максимум кривой S—S' лежит в диапазоне температур ~1200 °C и соответствует концентрации алюминия ~2·10¹⁹ см⁻³ [3]. 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. Практически, 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

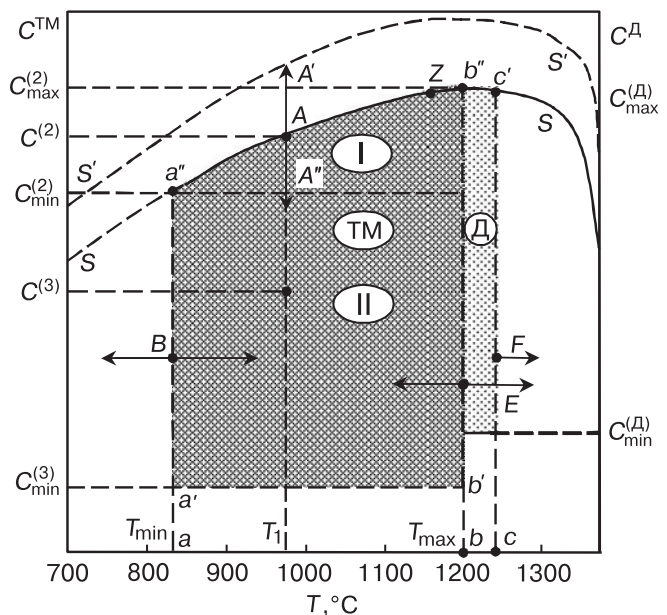


Рис. 2. Сравнение диапазонов легирования кремния методом ТМ с использованием двух и трехкомпонентных зон (поле концентраций «ТМ», области I и II соответственно) и методом диффузии (поле концентраций «Д»)

Fig. 2. Comparison of Silicon TM Doping Ranges for Two- and Three-Component Zones (Concentration Field TM, Zones I and II, Respectively) and for Diffusion Doping (Concentration Field «Д»)

в кристалле. На рис. 2 эта концентрация обозначена величиной $C_{\min}^{(D)}$ и относится к полю концентрации «Д».

Метод ТМ с использованием двухкомпонентной зоны позволяет легировать кристаллы атомами вещества–растворителя в сравнительно ограниченном диапазоне концентраций: в пределах от $C_{\max}^{(2)}$ до $C_{\min}^{(2)}$ (верхний индекс указывает количество компонентов в жидкой зоне). Нижнее значение концентрации $C_{\min}^{(2)}$ в этом диапазоне определяется наименьшей допустимой температурой T_{\min} процесса ТМ для используемой системы (точка *a* на оси абсцисс). Верхнее значение $C_{\max}^{(2)}$ характеризуется максимальной температурой ТМ T_{\max} (точка *b* на оси абсцисс). Обычно T_{\max} задается положением максимума на кривой солидуса (точка *b'*). Общий диапазон легирования при ТМ двухкомпонентной зоны относится к области I на рис. 2.

Используя трехкомпонентные зоны, можно как увеличивать концентрацию электрически активной примеси, так и уменьшать ее. Первый случай соответствует использованию электрически активной добавки с достаточно высокой растворимостью в кристалле (переход $A-A'$ на другую линию солидуса $S'-S''$). Примером добавки с более высокой растворимостью в Si по сравнению с Al является Ga. Во втором случае добавка должна быть электрически нейтральной (например, Sn). Разбавляя основной легирующий элемент двухкомпонентной жидкой фазы электрически нейтральным компонентом, можно снизить уровень легирования кристалла при ТМ теоретически до нуля. В технологии легирования ниже уровня фоновых примесей не применяют. Поэтому и для метода диффузии, и для метода ТМ нижний уровень легирования задается концентрацией фоновых примесей в области легирования. Однако при ТМ имеет место эффект зонной очистки кристалла от собственных примесей. В простейшем случае зонную очистку кристалла при ТМ можно описать выражением

$$C(x) = C_0 \left[1 - (1 - K\beta) e^{-K \frac{x}{l}} \right], \quad (1)$$

где x — координата, характеризующая текущее положение зоны; C_0 — исходная концентрация рассматриваемой примеси в кристалле; $C(x)$ — распределение этой же примеси в кристалле вдоль траектории зоны после ТМ; β — коэффициент, учитывающий разбавление примеси веществом зоны на ее «старте» ($\beta = 0 \div 1$); K — равновесный коэффициент распределения атомов примеси на границе кристалл–расплав. Если в формуле (1) $K < 1$, то перекристаллизованный слой всегда чище исходного кремния ($C(x) < C_0$). В случае $K\beta > 1$ может иметь место обратное неравенство ($C(x) > C_0$). В технологии кремниевых приборных структур используют примеси, для которых реализуется первый случай. Таким образом, в перекристаллизованных слоях концентрация

фоновых примесей всегда значительно меньше их концентрации в кристалле до ТМ. В этом одно из преимуществ ТМ как метода получения полупроводниковых приборных структур по сравнению с диффузионным методом.

Следовательно, нижняя концентрационная граница области легирования кристаллов методом ТМ расположена ниже аналогичной границы области диффузионного легирования (см. рис. 2), т. е. $C_{\min}^{(D)} > C_{\min}^{(3)}$. При этом $C_{\min}^{(3)}$ может быть меньше $C_{\min}^{(D)}$ на порядки.

Если двухкомпонентная зона движется при температуре T_1 , то концентрация примеси во всех частях внутри перекристаллизованного слоя одинакова и равна $C^{(2)}$ (см. точку *A* на рис. 2). Если используется трехкомпонентная зона, то концентрация примеси $C^{(3)}$ будет в общем случае или больше (направление $A-A'$), или меньше (направление $A-A''$) значения в точке *A*. Но она по-прежнему останется одинаковой во всей области, легированной методом ТМ. При легировании методом диффузии распределение примеси крайне неоднородно: ее концентрация довольно быстро убывает в глубь кристалла. Поэтому свойства электронно–дырочных 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 слоев требуются более высокие температуры. Выбор оптимальной температуры диффузионного легирования зависит также от значения коэффициента диффузии примесных атомов в кристалле D_s . Обычно температуры диффузионного легирования выше температур легирования методом ТМ. На рис. 2 это учтено расположением области диффузионного легирования «Д» правее области легирования методом ТМ «ТМ». Очевидная возможность перекрытия указанных областей отражена стрелками *F* и *E*.

Низкотемпературная граница легирования методом ТМ (см. точку «*a*» на оси температур на 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 ТМ заметно выше температуры плавления вещества зоны. Причины этого будут обсуждены в дальнейшем на примере ТМ жидких зон в кремнии. Для систем на основе кремния низкотемпературная граница легирования методом ТМ расположена обычно выше 800 °С (см. рис. 2, пунктирная прямая «*a-a''*»). Высокотемпературная граница лежит вблизи 1200 °С (см. рис. 2, пунктирная прямая «*v-v''*»). Дальнейшее увеличение температуры нецелесообразно, так как не приводит к расширению диапазона

легирования методом ТМ и связано с технологическими трудностями (см. ниже). Возможность смещения низко- и высокотемпературных границ области «ТМ» отражена стрелками *B*, *E*, *F*. Это смещение зависит от выбора основного вещества жидкой зоны и условий проведения ТМ. Если, например, жидкая зона выбранного состава не способна стабильно или с технологически приемлемой скоростью мигрировать ни при каких температурах между T_{\min} и T_{\max} , то легирование методом ТМ данного состава невозможно.

Температурно–временной режим легирования методом ТМ определяется скоростью миграции. На скорость ТМ зоны в твердом теле влияет достаточно много различных факторов [3, 4].

1. Межфазные процессы на более нагретой границе зоны.
2. Диффузия атомов растворенного вещества в объеме жидкой фазы.
3. Межфазные процессы на более холодной границе включения.
4. Проявление порогового эффекта межфазных процессов.
5. Присутствие в жидкой фазе инородных микровключений.
6. Неравенство теплопроводностей жидкой и твердой фаз.
7. Испарение компонентов вещества жидкой фазы.
8. Анизотропия кристалла.
9. Тепловые эффекты на границах движущегося жидкого включения.
10. Термодиффузия (эффект Соре).
11. Проявление движущей силы, связанной с различием концентрации примесных атомов и (или) структурных дефектов в растворяющемся и кристаллизующемся слоях.
12. Нестабильность формы и траектории движения включения и ряд других.

Технологически значимыми являются факторы 1–8. Упрощенный вариант формулы для скорости миграции $v_{\text{ТМ}}$ двухкомпонентной жидкой зоны в кристалле, учитывающей эти факторы, может быть представлен в виде [3]

$$v_{\text{ТМ}} = \frac{G(l - l_{\text{к}})}{\rho_{\text{р}} + \rho_{\text{Д}} + \rho_{\text{к}}}, \quad (2)$$

где $\rho_{\text{Д}} = \frac{(l - l_{\text{к}})(C_0 - C)}{D} \frac{dT}{dC}$; $\rho_{\text{р}}$, $\rho_{\text{к}}$ — величины, характеризующие ограничения скорости ТМ, связанные с процессом диффузии ростового вещества в жидкой зоне $\rho_{\text{Д}}$ и с процессами его растворения и кристаллизации на ее межфазных границах — $\rho_{\text{р}}$ и $\rho_{\text{к}}$ соответственно; D — коэффициент диффузии атомов ростового вещества в жидкой фазе; $l_{\text{к}}$ — минимальная толщина включения l , при которой оно может мигрировать в кристалле при заданных значениях температуры и ее градиента G (неравенство ну-

лю величины $l_{\text{к}}$ отражает проявление фактора 4); C_0 , C — концентрация ростового вещества в перекристаллизованном слое и в жидкой фазе перед кристаллизующейся границей зоны соответственно; dT/dC — величина, равная тангенсу угла наклона линии ликвидуса используемой бинарной системы при температуре миграции.

Формулу (2) можно использовать для значений $l \geq l_{\text{к}}$. Если $l = l_{\text{к}}$, то $v = 0$, т. е. процесс ТМ не возникает. Наличие «порогового эффекта» физически означает, что межфазные процессы при ТМ могут проявиться лишь при увеличении скачков температуры на границах растворения и (или) кристаллизации ($\Delta T_{\text{р}}$ и $\Delta T_{\text{к}}$) до значений, больше некоторых критических ($\Delta T_{\text{р/кр}}$ и $\Delta T_{\text{к/кр}}$). 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 нем.

Для оптимизации температурно–временного режима процесса легирования кристалла методом ТМ, например в производстве СПП, особенно важны зависимости скорости миграции от температуры $v(T)$ и толщины $v(l)$ жидкой зоны, а для трехкомпонентных зон — от концентрации третьего компонента. На рис. 3 представлена зависимость $v(l)$, выраженная формулой (1), (сплошная линия) и изменение вида этой кривой с изменением температуры и ее градиента (пунктирные и штрихпунктирные линии соответственно).

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 значениям толщины жидкой зоны l , когда величины $\rho_{\text{р}}$ и (или) $\rho_{\text{к}}$ значительно больше $\rho_{\text{Д}}$. При

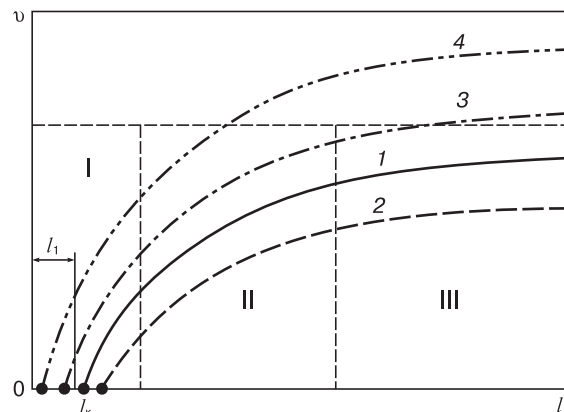


Рис. 3. Схематическое представление зависимости скорости ТМ от толщины жидкой зоны:

1 — расчет по формуле (2) T_1 , G_1 ; 2 — $T_2 < T_1$, $G_2 = G_1$;

3 — $T_3 = T_1$, $G_3 > G_1$; 4 — $T_4 > T_1$, $G_4 = G_1$

Fig. 3. Schematic of TM Rate as a Function of Liquid Zone Thickness: (1) Calculated with Eq. (2) T_1 and G_1 ; (2) $T_2 < T_1$ and $G_2 = G_1$; (3) $T_3 = T_1$ and $G_3 > G_1$; (4) $T_4 > T_1$ and $G_4 = G_1$

достаточно малой толщине зоны скорость ее миграции мала и чувствительна к изменениям l . Поэтому использовать область I в технологии легирования методом ТМ нецелесообразно. Предпочтительнее использовать диффузионный режим (область III), когда $\rho_D > \rho_p + \rho_k$. В этом случае скорость ТМ максимальна и практически не зависит от l . В диффузионном режиме формула (2) упрощается [3]:

$$v_{\text{ТМ}} = D \frac{dC}{dT} G(C_0 - C)^{-1}. \quad (3)$$

В формуле (3) градиент температуры задается экспериментатором. Остальные величины связаны со свойствами выбранной для ТМ системы. Они зависят от температуры и определяют выбор температурно-временного режима процесса ТМ.

В формуле (3) величина D имеет смысл эффективного коэффициента диффузии ростового вещества в жидкой зоне. Для двухкомпонентной зоны D можно представить с помощью формулы Даркена через коэффициенты диффузии D_1 и D_2 и концентрации отдельных компонентов жидкой фазы C_1 и C_2 :

$$D = D_1 C_2 + D_2 C_1.$$

Для трехкомпонентной зоны эффективный коэффициент диффузии зависит от коэффициентов диффузии отдельных компонентов D_i ($i = 1, 2, 3$), а также от концентрационных параметров гораздо сложнее [3]. Обычно значения D_i не известны. Поэтому при оптимизации температурно-временного режима легирования кристаллов методом ТМ необходимо использовать экспериментальные значения D . Второй и последний множители в формуле (3) определяются диаграммой состояния используемой двух- или трехкомпонентной системы.

Используя формулу (3) и выражение для «глубины проникновения» h_D диффундирующих атомов с поверхности в глубь кристалла ($h_D = \sqrt{D_S t}$) [13], можно оценить отношение времени получения легированных слоев толщиной h методом диффузии t_D и методом ТМ $t_{\text{ТМ}}$ при различных h , температурах и составах мигрирующих зон. Это отношение выражается формулой [4]

$$\frac{t_D}{t_{\text{ТМ}}} = hG \frac{D}{D_S} \frac{dC/dT}{C_0 - C} = h \frac{v_{\text{ТМ}}}{D_S}. \quad (4)$$

Проведенный выше анализ показал, что, используя трехкомпонентные зоны, можно расширить диапазон легирования кристаллов методом ТМ до значений, характерных для диффузионного легирования и более. При этом используемое для образования трехкомпонентной зоны вещество должно обеспечивать необходимый температурный диапазон проведения стабильной миграции зоны и технологически приемлемую скорость ее движения. Выбор третьего компонента требует, как правило, проведения дополнительных исследований, что далее демонстрируется для систем на основе кремния.

Результаты и их обсуждение

В качестве базовой двухкомпонентной системы выбрана система «кремний—алюминий». Эта система широко используется при получении методом ТМ кремниевых приборных структур. Для системы Si—Al нижней температурой процесса ТМ теоретически можно считать температуру плавления эвтектики (~ 577 °C) [14]. При этом минимальная концентрация легирования кремния алюминием определяется соответствующей точкой на линии солидуса системы Si—Al и равна примерно 10^{18} см $^{-3}$. Наибольшая концентрация $C_{\text{max}}^{(2)}$ достигается в области максимума растворимости алюминия в кремнии вблизи температуры 1200 °C. Практически диапазон легирования кремния алюминием двухкомпонентной зоной Si—Al значительно уже и составляет $(1-2) \cdot 10^{19}$ см $^{-3}$. Это связано с тем, что жидкая алюминиевая зона начинает стабильно мигрировать при температурах выше 800 °C. При более низких температурах она не вовлекается в процесс ТМ из-за порогового эффекта (см. выше). Причины этого явления две. Первая обусловлена высоким уровнем квазикристалличности вещества жидкой зоны из-за ее крайне малого перегрева относительно температуры плавления. В реальных температурных условиях ТМ указанный перегрев составляет примерно 0,01 К. Вторая причина связана с тем, что при любой методике формирования жидкой зоны она содержит нерастворенные при низких температурах инородные частицы, например частицы оксидной пленки. Обе причины существенно ослабляют процессы массопереноса в объеме и на границах жидкой зоны и резко снижают скорость ее движения.

Как видно из рис. 3, жидкая зона толщиной l_1 при температуре T_1 и градиенте G_1 остается неподвижной. Вызвать ее 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 ее объеме ослабевают. Это обеспечивает воспроизводимое и стабильное движение зоны. Воспроизводимое движение в кремнии алюминиевых зон, полученных в достаточно чистых условиях, имеет место при температурах выше 800 °C, как это показано на рис. 2. При добавлении в зону Si—Al третьего компонента низкотемпературная граница стабильной ТМ может измениться.

Высокотемпературная граница ТМ для каждой системы своя. Ее положение определяется началом интенсивного испарения компонентов зоны и переходом процесса миграции в область больших технологически трудноконтролируемых скоростей.

При выборе третьего компонента зоны следует стремиться максимально расширить диапазон ле-

гирования кремния электрически активными примесями. То есть расширить по вертикали области I и II на рис. 2, не ослабляя температурно–временные преимущества легирования метода ТМ. Таким образом, необходимо не увеличивать значительно температуру T_{\min} , не уменьшать T_{\max} и сохранять большую скорость миграции зоны.

Выше уже отмечалось, что добавление в жидкую зону третьего компонента может расширить диапазон легирования. Увеличивать 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 $4,5 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-3}$, бора — 10^{21} см^{-3} [14]. 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 $\text{Ga}_x\text{Al}_{1-x}\text{Si}$ от $x = 0$ до 1, что позволяет исследовать влияние галлия на миграцию трехкомпонентной зоны при любых его концентрациях. Поэтому для дальнейших исследований в качестве электрически активной добавки выбран галлий.

Понизить концентрацию акцепторов при ТМ алюминия в кремнии можно путем использования добавок нейтральных элементов, не создающих в кремнии мелких акцепторных уровней. Например, это могут быть элементы платиновой группы (Au, Ag, Pd, Pt) или редкоземельные элементы (Sc, Y, Ho, Gd, Yb и пр). Однако отнесение таких элементов к нейтральным растворителям условно. Эти элементы создают в кремнии глубокие примесные 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 состояния Si—Pb [14] не отвечает требованиям процесса ТМ. Поэтому свинец, как компонент жидкой зоны на основе Si—Al и как растворитель, не пригоден.

Для Sn и Ga имеется достаточно широкий интервал стабильной миграции в кремнии. Добавки галлия увеличивают концентрацию акцепторов в перекристаллизованном слое за пределы области I (см. рис. 2) до точек на линии солидуса $S'—S''$. Добавки олова расширяют уровень легирования в области низких концентраций (см. рис. 2, область II). Эффективность использования на практике указанных добавок зависит от того, сохраняют ли эти добавки необходимые скорости миграции трехкомпонентных зон $\text{Ga}_x\text{Al}_{1-x}\text{Si}$ и $\text{Sn}_x\text{Al}_{1-x}\text{Si}$ при изменении x от 0 до 1. Экспериментальные зависимости этих скоростей, полученные в диффузионном режиме ТМ, представлены на рис. 4 и 5 в координатах $\ln v_{\text{TM}}(1/T)$.

Толщину зон варьировали от 2 до 25 мкм. Этот диапазон включает все режимы ТМ для рассматриваемых систем, как следует из зависимости $v(l)$ (см. рис. 4, вставки).

На вставках к рис. 4 видно, что диффузионный режим ТМ для зон исходного состава наступает при толщине l , большей 7 мкм. Следовательно, все кривые на рис. 4 описывают зависимости v_{TM} в диффузионном режиме.

Из рис. 4, а следует, что температура начала стабильного движения зоны состава $\text{Ga}_x\text{Al}_{1-x}\text{Si}$ изменяется от $T_{\min}^0 \approx 950 \text{ }^\circ\text{C}$ ($x = 0$, точка А) до $T_{\min}^1 \approx 1100 \text{ }^\circ\text{C}$ ($x = 1$, точка В). Добавление галлия увеличивает температуру устойчивой миграции зоны. При этих условиях скорость миграции зоны лежит от ~ 40 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 $T_{\max}^0 = 1270 \text{ }^\circ\text{C}$ до $T_{\max}^1 = 1220 \text{ }^\circ\text{C}$ при граничных значениях $x = 0$ и 1 соответственно. Экспериментально установлено, что легирование методом ТМ технологично, если область легирования имеет глубину более ~ 10 мкм. Приведенные оценки максимальной и минимальной скоростей миграции показали, 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 $t_{\max} \approx 1$ ч (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 ч. Таким образом, практически весь диапазон времени легирования кремния с использованием зон состава $\text{Ga}_x\text{Al}_{1-x}\text{Si}$ лежит в интервале, приемлемом для реального технологического процесса.

Пользуясь формулой (4), сравним отношение длительности легирования кремния при получении в нем полупроводниковых структур толщиной 100 мкм методом диффузии алюминия и методом ТМ. При температуре $T \approx 1270 \text{ }^\circ\text{C}$ для зон состава $\text{Ga}_x\text{Al}_{1-x}\text{Si}$ отношение $(t_{\text{д}}/t_{\text{TM}}) \geq 10^4$, а при $T \approx 950 \text{ }^\circ\text{C}$ $(t_{\text{д}}/t_{\text{TM}}) \geq 10^6$. Обычно при получении однотипных полупроводниковых структур методом диффузии используют более высокую температуру ($1300 \text{ }^\circ\text{C}$) [15], чем при получении таких же структур методом ТМ ($1170 \text{ }^\circ\text{C}$, см. точку Z на рис. 2). Поэтому для этого случая $(t_{\text{д}}/t_{\text{TM}}) \approx 10^3$. Следовательно, практически в любых ситуациях технология, основанная на методе ТМ, является менее затратной по времени при получении структур толщиной десятки микрометров и более.

Аналогичный вывод можно сделать и для трехкомпонентных зон типа $\text{Sn}_x\text{Al}_{1-x}\text{Si}$ (см. рис. 4, б) за тем исключением, что в этом случае имеет место эффект разбавления акцепторной примеси Al нейтральным элементом Sn (см. область II на рис. 2). В случае трехкомпонентной зоны $\text{Sn}_x\text{Al}_{1-x}\text{Si}$ диапазон начала движения зоны (см. рис. 4, б, линия АВ) лежит в пределах

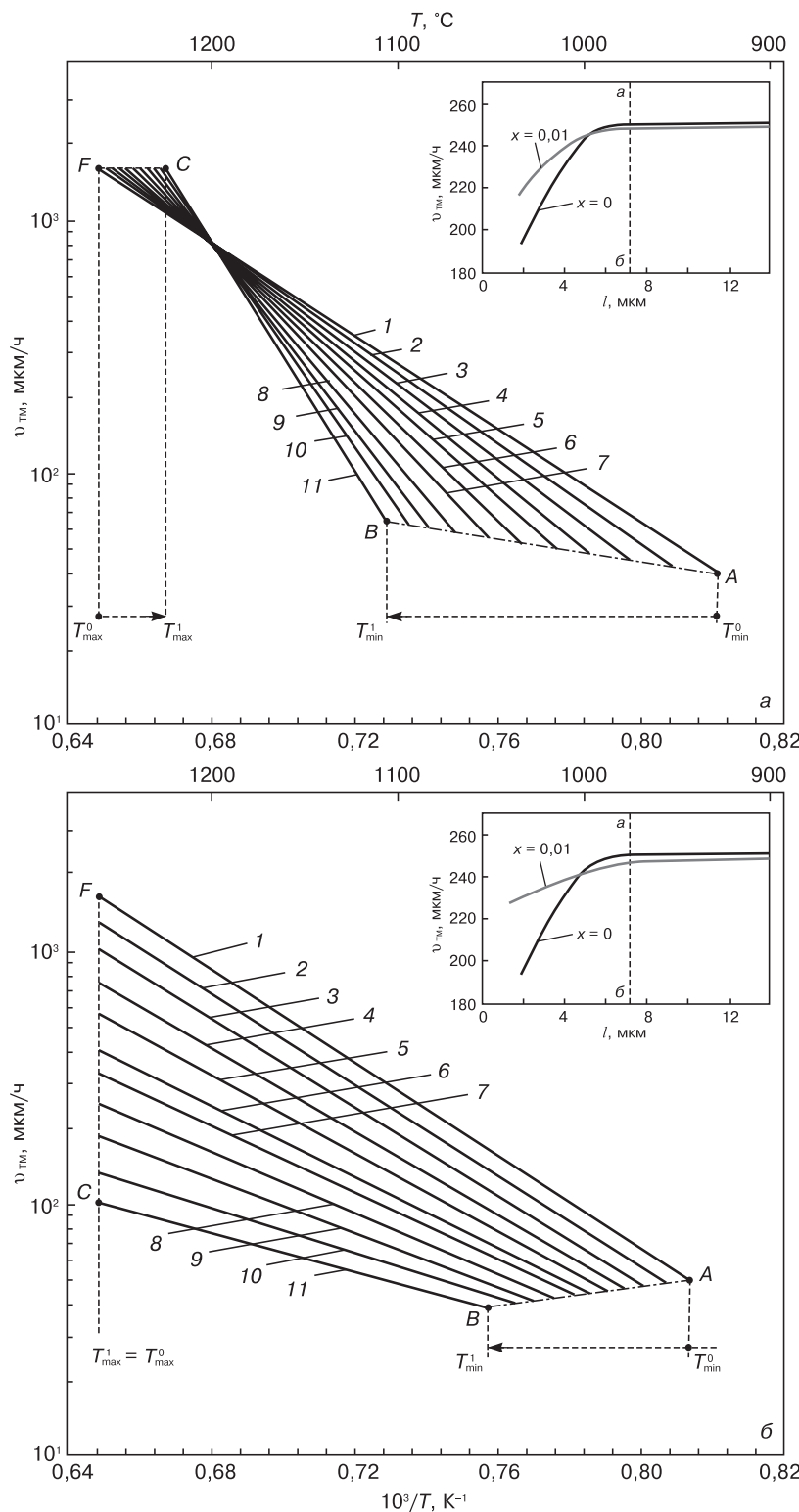


Рис. 4. Зависимости скорости миграции v_{TM} жидких зон состава $Ga_xAl_{1-x}Si$ (а) и $Sn_xAl_{1-x}Si$ (б) в кремнии от температуры в диффузионном режиме ТМ при различных концентрациях галлия x : 1—11 — $x = 0, 0,1, 0,2, \dots, 1,0$ соответственно. Вставка — зависимости v_{TM} от толщины l жидкой зоны при температуре $1080^\circ C$; область диффузионного режима ТМ расположена правее линии «а—б»

Fig. 4. Liquid Zone Migration Rates v_{TM} in Silicon for the (a) $Ga_xAl_{1-x}Si$ and (б) $Sn_xAl_{1-x}Si$ Compositions as a Function of Diffusion Mode TM Temperature for Different Gallium Concentrations x : (1—11) $x = 0, 0.1, 0.2, \dots, 1.0$, Respectively. Inset: v_{TM} as a Function of Liquid Zone Thickness l at $1080^\circ C$; the Diffusion Mode Zone TM is to the Right of the a—б Line

от $T_{min}^0 \approx 950^\circ C$ ($x = 0$, точка А) до $T_{min}^1 \approx 1050^\circ C$ ($x = 1$, точка В), когда скорости стабильного движения зоны составляют 35—45 мкм/ч. Верхний предел температуры проведения процесса ТМ ограничен значением $\sim 1270^\circ C$ для кривой 1 при скорости легирования $(1,5+1,7) \times 10^3$ мкм/ч (см. точку F на рис. 4, б). Наименьшее значение максимальной скорости 100 мкм/ч относится к случаю, когда $x = 1$, т. е. имеем двухкомпонентную зону Sn—Si, (см. точку С на рис. 4, б). Следовательно, температурно-временной режим легирования зоной $Sn_xAl_{1-x}Si$ так же, как и для $Ga_xAl_{1-x}Si$, приемлем для реальной технологии получения методом ТМ кремниевых приборных структур.

Результаты, приведенные на рис. 4, соответствуют монотонному изменению скорости v_{TM} с концентрацией третьего компонента, т. е. отсутствию в трехкомпонентных системах соединений. Это демонстрируется сплошными и штриховыми кривыми на рис. 5. Если такие соединения возникают, тогда на концентрационной зависимости скорости ТМ появляются особые точки, в которых резко уменьшается скорость миграции. Примером может служить система $Au_xAl_{1-x}Si$ [3]. Концентрационная зависимость v_{TM} для этой системы представлена на пунктирной кривой с двумя минимумами (M_1 и M_2) на рис. 5. Скорости миграции зоны при таких составах могут оказаться неприемлемо малыми для технологических процессов.

Информация, приведенная на рис. 2, свидетельствует о том, что метод ТМ с использованием трехкомпонентных жидких зон позволяет изменять электропроводность полупроводниковых материалов в широких пределах. Это очевидно и не требует специальных доказательств для случая разбавления состава зоны электрически нейтральным компонентом в технологически значимом диапазоне концентраций примеси в слоях p -типа проводимости. Введение добавок атомов нейтральной примеси (Sn) приводит к монотонному уменьшению концентрации активной примеси (Al), вплоть до уровня фоновых примесей в исходном кристалле. Изменения удельного сопротивления кремния при введении добавок Ga в алюминиевую зону приведены в таблице.

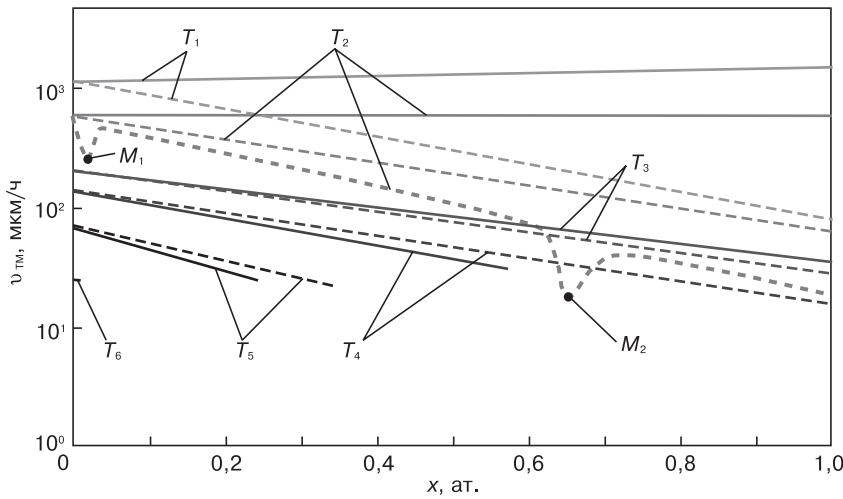


Рис. 5. Зависимости скорости движения жидких зон v_{TM} от состава x при различной температуре: сплошные линии — $Ga_xAl_{1-x}Si$; штриховые — $Sn_xAl_{1-x}Si$; пунктирная — $Au_xAl_{1-x}Si$ [3]; $T_1 = 1220\text{ }^\circ\text{C}$; $T_2 = 1200\text{ }^\circ\text{C}$; $T_3 = 1100\text{ }^\circ\text{C}$; $T_4 = 1050\text{ }^\circ\text{C}$; $T_5 = 1000\text{ }^\circ\text{C}$; $T_6 = 950\text{ }^\circ\text{C}$. Точки M_1 и M_2 соответствуют концентрациям золота в Si—Al-зоне, при которых резко уменьшается скорость миграции зоны

Fig. 5. Liquid Zone Migration Rates v_{TM} as a Function of Composition x for Different Temperatures: Solid Lines for $Ga_xAl_{1-x}Si$; Dotted Line for $Sn_xAl_{1-x}Si$; Dashed Line for $Au_xAl_{1-x}Si$ [3]; $T_1 = 1220\text{ }^\circ\text{C}$; $T_2 = 1200\text{ }^\circ\text{C}$; $T_3 = 1100\text{ }^\circ\text{C}$; $T_4 = 1050\text{ }^\circ\text{C}$; $T_5 = 1000\text{ }^\circ\text{C}$; $T_6 = 950\text{ }^\circ\text{C}$. The Points M_1 and M_2 Correspond to Gold Concentrations in the Si—Al Zone at Which Liquid Zone Migration Rate Drops Drastically

Значения удельного сопротивления (ρ) слоев, перекристаллизованных трехкомпонентной зоной $Ga_xAl_{1-x}Si$ [Resistivity (ρ) of Layers Recrystallized with Three-Component $Ga_xAl_{1-x}Si$ Zone]

x, мас. доля	ρ , Ом·см	
	$T_1 = 1100\text{ }^\circ\text{C}$	$T_2 = 1175\text{ }^\circ\text{C}$
0	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

Как следует из таблицы, с увеличением концентрации Ga в зонообразующем материале от 0 до 1 удельное сопротивление слоя монотонно снижается (в среднем в 2,5 раза).

Специальные исследования показали, что перекристаллизованные жидкой зоной области кристаллографически не менее совершенны, чем исходный кремний.

На рис. 6 приведены фотографии поверхностей и сечений кремниевых пластин с перекристаллизованными с помощью ТМ областями. На рис. 6 а и в показана перекристаллизованная область, полученная

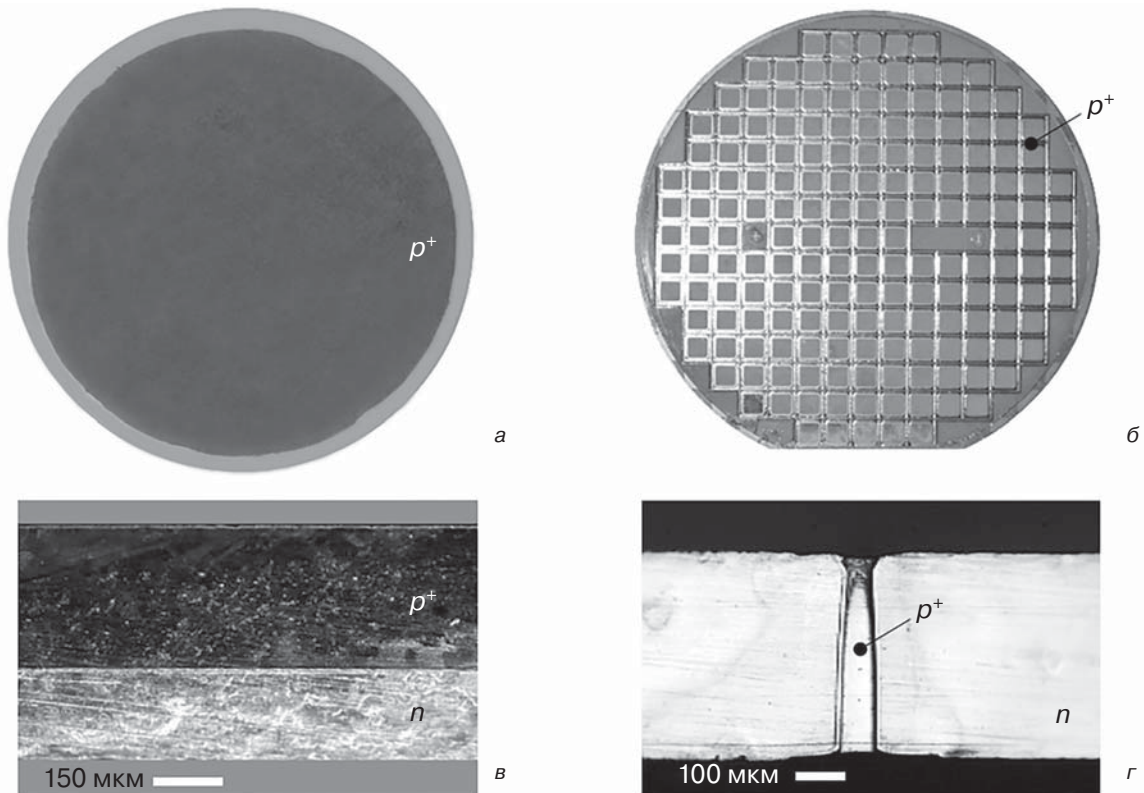


Рис. 6. Фотографии финишной поверхности пластин диаметром 100 мм со сформированными сплошным p^+ -слоем (а) и p^+ -областями в виде сетки (б), микрошлифы сечений «подложка—слой» (в) и разделительной p^+ -области (г) в n -подложке. p^+ -кремний перекристаллизован методом ТМ

Fig. 6. Photographic Images of the Final Surface of 100 mm diam. Wafers with (a) Continuous p^+ Layer and (б) Grid-Shaped p^+ -ones, (в) Substrate/Layer Microsections and (г) Separating p^+ -one in the n Substrate. p^+ is TM recrystallized

миграцией плоской жидкой зоны состава $\text{Sn}_{0,1}\text{Al}_{0,9}$, в виде плоского p^+ -слоя. Этот слой для наглядности окрашен в темный цвет химическим травителем, и использована n -затравка меньшего диаметра (затравку на рис. 6, а и в не видно). На рис. 6, б и г продемонстрировано применение ТМ с использованием жидких линейных зон состава $\text{Ga}_{0,5}\text{Al}_{0,5}$. На фотографии и микрошлифе сечения пластины приведены выделенные (для наглядности) химической обработкой p^+ -области в виде сетки, пронизывающей n -подложку насквозь (см. рис. 6, б и г).

Особенности легирования кристаллов методом ТМ, продемонстрированные выше на примере легирования кремния, справедливы и для других кристаллов. Однако для различных кристаллов перечень технологически эффективных составов жидких зон будет представлен своим набором зонообразующих элементов. Например, если для кремния зонообразующих элементов, обеспечивающих высокие скорости легирования и достаточно широкий диапазон температур ($T_{\min} - T_{\max}$, см. рис. 2), только два (Al и Ga), а основная нейтральная примесь одна (Sn), то для германия элементов первой группы три (Al, Ga, In), второй — два (Sn, Pb). Двухкомпонентные полупроводники типа $A_{III}B_V$ и $A_{II}B_{VI}$ имеют один и два «истинно» нейтральных растворителя соответственно. Например, для GaAs — это Ga, а для CdPb — Cd и Pb. Таким образом, для двухкомпонентных полупроводников имеется свой набор эффективных электрически активных примесей. Выявление особенностей легирования полупроводниковых кристаллов методом ТМ можно осуществить на основе схемы, подобной той, которая представлена на рис. 2.

Для технологии легирования полупроводниковых материалов методом ТМ необходимо типичное для других полупроводниковых технологий вакуумное оборудование с давлением остаточных газов порядка 10^{-4} мм. рт. ст. и системой регулируемого электропитания мощностью в единицы киловатт.

Заключение

На примере кремния дан анализ особенностей легирования полупроводниковых материалов методом ТМ в сравнении с диффузионным легированием.

Установлено, что диапазон концентраций атомов примеси, вносимой в кремний при ТМ двухкомпонентной жидкой зоны, существенно уже диапазона легирования той же примесью методом диффузии.

Показано, что добавление третьего компонента в жидкую зону позволяет расширить диапазон легирования кремния методом ТМ до значений, превышающих диапазон легирования методом диффузии.

Метод ТМ обеспечивает получение кристаллографически более совершенных, однородно легированных полупроводниковых структур и более резких $p-n$ -переходов, чем диффузионный метод,

и совместим с их последующей диффузионной разгонкой.

Выявленные особенности метода ТМ могут быть реализованы в технологии получения полупроводниковых приборных структур при условии, что их планарные размеры и толщины составляют десятки микрометров и более. Получение методом ТМ миниатюрных структур затруднено характерными нестабильностями формы и траектории движения, возникающими на стадиях получения и миграции жидких зон размером менее 10 мкм.

Скорость легирования областей кристалла протяженностью более 10 мкм методом ТМ многократно превышает скорость диффузионного легирования, а температура легирования значительно ниже температуры легирования диффузией.

Использование ТМ основывается на применении типичного для современной полупроводниковой технологии высокотемпературного вакуумного оборудования.

Выявленные особенности относятся к ТМ жидких металлических зон в кремнии, но практически справедливы и для ТМ в других полупроводниковых материалах.

Библиографический список.

1. Кожитов, Л. В. Технология материалов микро- и нанoeлектроники / Л. В. Кожитов, В. Г. Косушкин, В. В. Крапунин, Ю. Н. Пархоменко. — М.: МИСиС, 2007. — С. 544.
2. Черняев, В. Н. Технология производства интегральных микросхем и микропроцессоров / В. Н. Черняев. — М.: Радио и связь, 1987. — 464 с.
3. Лозовский, В. Н. Зонная перекристаллизация градиентом температуры полупроводниковых материалов / В. Н. Лозовский, Л. С. Луин, Л. С. Попов. — М.: Металлургия, 1987. — 232 с.
4. Лозовский, В. Н. Физические аспекты выбора ТМ в качестве метода локального легирования кристаллов / В. Н. Лозовский, Б. М. Середин // *Фундаментальные исследования*. — 2015. — Т. 3. — С. 111—118.
5. Луин, Л. С. Физика градиентной эпитаксии полупроводниковых гетероструктур / Л. С. Луин, А. В. Благин, Д. Л. Алфинова, А. И. Попов, П. И. Разумовский. — Ростов-на-Дону: Изд-во СКНЦ ВШ, 2008. — 235 с.
6. Баранник, А. А. Физико-химические основы получения многокомпонентных полупроводников с заданной субструктурой / А. А. Баранник, Л. В. Благина, О. Е. Драка, Д. Г. Подшипков. — Ростов-на-Дону: Изд-во СКНЦ ВШ, 2009. — 204 с.
7. Лозовский, В. Н. Использование зонной перекристаллизации градиентом температуры в технологии полупроводниковых приборов / В. Н. Лозовский, А. С. Полухин, Н. П. Молибог, Ю. А. Евсеев // *Электротех. пром-ть. Сер. 05. Полупроводниковые силовые приборы и преобразователи на их основе: обзор информ.* — 1987. — Т. 6(16). — С. 1—48.
8. Полухин, А. С. Структуры с разделенными p^+ -областями для силовых полупроводниковых приборов на токи до 100 А. Кристаллизация и свойства кристаллов: / А. С. Полухин, А. В. Балюк, Л. М. Середин, Б. М. Середин. — Новочеркасск: Набл, 2003. — С. 120—124.
9. Полухин, А. С. Использование термомиграции в технологии структур силовых полупроводниковых приборов / А. С. Полухин, Т. К. Зуева, А. И. Солодовник // *Силовая электроника*. — 2006. — Т. 3(9). — С. 110—112.
10. Полухин, А. С. Термомиграция неориентированных линейных зон в кремниевых пластинах (100) для производства чипов силовых полупроводниковых приборов / А. С. Полухин // *Компоненты и технологии*. — 2008. — Т. 11. — С. 97—100.
11. Полухин, А. С. Анализ технологических факторов процесса термомиграции / А. С. Полухин // *Силовая электроника*. — 2013. — Т. 5(9). — С. 118—120.

12. Morillon, B. Etude de la thermomigration de l'aluminium dans le silicium pour la réalisation industrielle de murs d'isolation dans les composants de puissance bidirectionnels: These ... Doct. Micro and nanotechnologies/Microelectronics / B. Morillon. – Toulouse: INSA de Toulouse, 2002. – 222 p. URL: <https://tel.archives-ouvertes.fr/tel-00010945/> (дата обращения 05.11.2014).

13. Малкович, Р. Ш. Математика диффузии в полупроводниках / Р. Ш. Малкович. – СПб.: Наука, 1999. – 389 с.

14. Диаграммы состояний двойных металлических систем: Справочник в 3 т. / Под ред. Н. П. Лякишева. – М.: Машиностроение, 1996. – Т. 1.

15. Евсеев, Ю. А. Силовые полупроводниковые приборы / Ю. А. Евсеев, П. Г. Дерменжи. – М.: Энергоатомиздат, 1981. – 472 с.

Статья поступила в редакцию 31 августа 2015 г.

ISSN 1609–3577 Izvestiya vuzov. Materialy elektronnoi tekhniki = Materials of Electronic Technics. 2015, vol. 18, no. 3, pp. 179–188.

Features of Silicon Doping by the Thermomigration Method

Vladimir N. Lozovsky¹ — Dr. Sci. (Phys.–Math.), Professor (loz_v_n@mail.ru); Leonid S. Lunin¹ — Dr. Sci. (Phys.–Math.), Head of the Department of Nanotechnology in Electronics (lunin_ls@mail.ru); Boris M. Seredin¹ — Cand. Sci. (Eng.), Associate Professor (seredinboris@gmail.com).

¹South-Russian state Polytechnic University, 132 Prosveshcheniya Ul., Novocherkassk, Rostov region 346428, Russia

Abstract. Characteristics of crystal doping with electrically active impurities by the thermomigration method for two- and three-component liquid zones in comparison with diffusion alloying (for the example of silicon) have been analyzed.

We have found that the concentration range of doping for the two-component migration zone is much narrower than the range of diffusion doping. Introduction of a third component into the liquid phase allows extending the range of doping thermomigration to values exceeding the diffusion doping range for the same impurity. For silicon crystals this technological advantage of thermomigration is achieved with the use of three zones, Ga_xAl_{1-x}Si and Sn_xAl_{1-x}Si.

We show that the speed of crystal doping by the thermomigration method in technologically relevant situations is by orders of magnitude higher than that of diffusion alloying. Thermomigration doped layers with steadily moving liquid zones have higher structural perfection than diffusion doped layers.

We show that the thermomigration alloying method can be used in the technology of semiconductor device structures, provided that their planar dimensions and thickness are tens micrometers or more.

Quantitative results obtained for the example of liquid zone migration in silicon, but the features of thermomigration as a doping method are true for other semiconductor materials.

Keywords: silicon, thermomigration, diffusion, doping, semiconductor device structure, the concentration of impurities.

References

1. Kozhitov L. V., Kosushkin V. G., Krapuhin V. V., Parhomenko Yu. N. *Tehnologiya materialov mikro- i nanoelektroniki* [Materials technology of micro- and nanoelectronics]. Moscow: MISiS, 2007. 544 p. (In Russ.)
2. Chernjaev V. N. *Tehnologiya proizvodstva integral'nykh mikroshem i mikroprocessorov* [Technology of production of integrated circuits and microprocessors]. Moscow: Radio i svjaz', 1987. 464 p. (In Russ.)
3. Lozovskiy V. N., Lunin L. S., Popov V. P. *Zonnaja perekristallizatsiya gradientom temperatury poluprovodnikovyykh materialov* [Temperature-gradient zone recrystallization of semiconductor materials]. Moscow: Metallurgy, 1987. 232 p. (In Russ.)
4. Lunin L. S., Blagin A. V., Alfimova D. L., Popov A. I., Razumovskij P. I. *Fizika gradientnoj jepitaksii poluprovodnikovyykh geter-*

ostruktur [Physics gradient epitaxy of semiconductor heterostructures]. Rostov-na-Donu: Izd-vo SKNC VSh, 2008. 235 p. (In Russ.)

5. Barannik A. A., Blagina L. V., Draka O. E., Podshhipkov D. G. *Fiziko-himicheskie osnovy poluchenija mnogokomponentnykh poluprovodnikov s zadannoj substrukuroj* [Physico-chemical principles of the multicomponent semiconductors with a given substructure]. Rostov-na-Donu: Iz-vo SKNC VSh, 2009. 204 p. (In Russ.)

6. Lozovskij V. N., Poluhin A. S., Molibog N. P., Evseev Ju. A. *Ispol'zovanie zonnogo perekristallizatsii gradientom temperatury v tehnologii poluprovodnikovyykh priborov* [Use of zone recrystallization temperature gradient in the technology of semiconductor devices]. *Jelektrotehn. prom-st'. Ser. 05. Poluprovodnikovyye silovyye pribory i preobrazovateli na ih osnove: obzor. inform.* 1987, vol. 6 (16), pp. 1–48. (In Russ.)

7. Polukhin A. S., Baljuk A. V., Seredin L. M., Seredin B. M. *Struktury s razdelennymi p⁺-oblastjami dlja silovykh poluprovodnikovyykh priborov na toki do 100 A* [Patterns with separated p⁺-regions for semiconductor power devices at currents up to 100 A]. *Kristallizatsiya i svoystva kristallov. Mezhevuz. sb. nauch. tr. Platov South-Russian State Polytechnic University (NPI). Novocherkassk: Nabla, 2003. Pp. 120–124. (In Russ.)*

8. Polukhin A. S., Zueva T. K., Solodovnik A. I. The use of thermomigration in technology structures of power semiconductor devices. *Silovaya elektronika*. 2006, vol. 3(9), pp. 110–112. (In Russ.)

9. Polukhin A. S. Thermomigration undirected linear zones in silicon wafers (100) to manufacture chips of power semiconductor devices. *Komponenty i tekhnologii*. 2008, vol. 11, pp. 97–100. (In Russ.)

10. Poluhin A. S. Analysis of the technological factors of the thermomigration process. *Silovaya elektronika*. 2013, vol. 5, pp. 118–120. (In Russ.)

11. 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* (accessed 5 November 2014).

12. Malkovich R. Sh. *Matematika diffuzii v poluprovodnikakh* [Mathematics of diffusion in semiconductors]. SPb: Nauka, 1999. 389 p. (In Russ.)

13. Lozovskiy V. N., Seredin B. M. The physical aspects of the choice of thermomigration as a method local doping of crystals. *Fundamental'nye issledovaniya*. 2015, vol. 3, pp. 111–118. (In Russ.)

14. *Diagrammy sostojanij dvojnnykh metallicheskih sistem: Spravochnik* [Statecharts binary metallic systems]. V 3 tomach. Pod red. N. P. Ljakisheva. Moscow: Mashinostoroenie, 1996. (In Russ.)

15. Evseev Ju. A., Dermenzhi P. G. *Silovyye poluprovodnikovyye pribory* [Power semiconductor devices]. Moscow: Jenergoatomizdat, 1981. 472 p. (In Russ.)

Received August 31, 2015