

05

Влияние постоянных магнитных полей на динамику расплавленных зон в поле структурной неоднородности кремния

© А.А. Скворцов, Д.Е. Пшонкин, М.В. Корячко, М.Р. Рыбакова

Московский политехнический университет, Москва, Россия
E-mail: SkvortsovAA2009@yandex.ru

Поступило в Редакцию 28 февраля 2018 г.

Рассматривается влияние постоянных магнитных полей на формирование и динамику расплавленных включений Al–Si в кремнии в поле структурной неоднородности кристалла (градиента концентрации дислокаций). Экспериментально зафиксированы скорости миграции жидких включений в кристаллах в условиях преобладания механизмов плавления-кристаллизации на межфазных границах расплава с матрицей до и после магнитной экспозиции. Обнаружено, что предварительная экспозиция дислокационных образцов кремния в постоянном магнитном поле приводит к увеличению скорости перемещения расплавленных зон в поле градиента концентрации.

DOI: 10.21883/PJTF.2018.11.46202.17269

Известно, что миграция вторых фаз в различных твердых телах может осуществляться в виде расплавленных включений [1]. В полупроводниковых кристаллах подобные объекты могут образовываться при росте сильнолегированных кристаллов [2], зонной плавке градиентом температуры [3], легировании [4], а также в условиях тепловой деградации структур на межфазных границах металл–полупроводник при высоких электрических нагрузках [5–7]. Известно также [1,8], что динамика расплавленных зон в кристаллах возможна не только в присутствии электрических и тепловых полей [1,2], но и в условиях неоднородного распределения структурных дефектов кристалла (вакансии, дислокации и т.д.).

Следует также отметить, что в полупроводниках (в частности, в монокристаллическом кремнии) наряду с миграцией расплавленных зон в поле градиента концентрации дислокаций [9] известны явления, связанные с влиянием постоянных магнитных полей на физико-механические

свойства (так называемые магнитоэластические эффекты). В частности, в монокристаллическом кремнии было обнаружено заметное влияние предварительной экспозиции образцов в постоянном магнитном поле на состояние подсистемы структурных дефектов (дислокации и точечные дефекты, в том числе атомы легирующей примеси). Это проявляется в магнитостимулированном увеличении подвижности дислокаций [10], диффузии примеси [11], скорости окисления поверхности Si [12] и т.д. Причина наблюдаемых изменений связывается со спин-зависимой релаксацией комплексов на основе легирующей примеси [13]. От атомарной структуры образовавшихся в результате релаксации комплексов сильно зависит эффективность их взаимодействия с движущимся дислокационным сегментом [14].

Поэтому цель настоящей работы состоит в выявлении влияния постоянных магнитных полей (МП) на динамику расплавленных зон типа металл–полупроводник в монокристаллическом кремнии в присутствии поля градиента плотности дислокаций.

Известно [1,4], что макроскопическое включение в кристалле может перемещаться как целое либо в поле градиента химического потенциала, поддерживаемого извне, либо под влиянием сил, внутренних по отношению к кристаллу. Это может происходить и в поле структурной неоднородности, в том числе дислокационной [8,9].

Пусть макроскопическое включение расположено в матрице вдоль неоднородного распределения дислокаций [8,9]. Пусть также на противоположных межфазных границах включения размером¹ l плотность дислокаций N_d различается на величину $\Delta N_d = (dN_d/dx)l$ и $l \gg N_d^{-1/2}$. Рассмотрим также ситуацию, когда диффузионная подвижность атомов матрицы в твердой фазе мала (что и реализуется в монокристаллах кремния), а атомы матрицы растворимы в расплаве. При этом через объем включения и будет реализована диффузия вещества [1,8,9].

При наличии градиента концентрации дислокаций движущей силой процесса миграции является изменение химического потенциала на межфазных границах $\Delta\mu_k = \varepsilon\omega_k(\partial N_d/\partial x)l$ (здесь и далее ε — энергия дислокации единичной длины, ω_k — атомный объем в твердой фазе). Наличие скачка химического потенциала и определяет динамику растворения вещества матрицы на „лобовой“ и осаждения на „тыльной“

¹ Под размером включения будем понимать наибольший размер зоны неоднородного распределения дислокаций. Например, для сферического включения радиуса R наибольший размер $l = 2R$.

поверхности включения и, таким образом, смещения включения как целого с некоторой скоростью w .

В работе [8] была получена размерная зависимость скорости миграции $w(l)$ расплавленной зоны

$$w = \frac{\bar{\beta} c D_i}{c D_i + \bar{\beta} \omega_i k T l} \left(\varepsilon \omega_k \frac{\partial N_d}{\partial x} l - \Delta \mu^* \right), \quad (1)$$

где $\Delta \mu^* = \Delta \mu_p^* + \Delta \mu_0^*$; $\Delta \mu_p^*$, $\Delta \mu_0^*$ — скачки химического потенциала на растворяющейся и растущей поверхностях включения; $\bar{\beta} = \frac{\beta_0 \beta_p}{\beta_0 + \beta_p}$; β_0 , β_p — нормированные на kT удельные потоки растворения и кристаллизации; D_i , ω_i , c — коэффициент диффузии, атомный объем и концентрация в объеме включения. Из (1) следует условие движения включения $\varepsilon \omega_k \frac{\partial N_d}{\partial x} l > \frac{\Delta \mu^*}{\varepsilon \omega_k}$ как целого. Оценки, проведенные в [8,9], показывают, что смещаться будут только те включения, у которых плотность дислокаций на лобовой и тыльной поверхностях различается на величину $\Delta N_d \sim 10^6 - 10^8 \text{ см}^{-2}$. Кроме того, известно [15,16], что на начальных стадиях контактного плавления появлению расплава предшествуют диффузионные процессы вблизи межфазных границ. Диффузия вещества в области контакта способствует образованию областей твердых растворов с концентрациями, близкими к пределу растворения примеси. Пересыщение этих областей связывают с дефектной подсистемой, в том числе с дислокациями, плотность которых в нашем случае весьма высока. Линейные дефекты служат диффузионными каналами, обеспечивающими интенсивный перенос вещества и насыщение этих каналов до концентраций, соответствующих стехиометрическому составу эвтектики. При последующем нагреве такие микрообласти переходят в жидкую фазу, разрастаясь с течением времени в сплошную эвтектическую зону [15,16].

Таким образом, состояние линейных дефектов (подвижность, число точек закрепления на единицу длины, наличие примесных атмосфер и т. д.) может существенно влиять на динамику расплавленных зон. Поэтому изменение состояния дислокационной структуры (например, с помощью постоянных магнитных полей) может отразиться на процессе формирования и миграции расплавленных зон в описанных выше условиях.

Экспериментальное изучение влияния постоянных магнитных полей на динамику расплавленных зон в поле структурной неоднородности

осуществлялось на кристаллах кремния *n*-типа ($\rho = 1 \Omega \cdot \text{cm}$) размером $3 \times 3 \times 15 \text{ mm}$. Как и ранее [9], градиент концентрации дислокаций создавался изгибом образцов при температуре 1323 К. Полученные образцы разрезались в месте максимального градиента, после чего между торцами образцов зажималась тонкая пленка алюминия и производился отжиг в инертной атмосфере в диапазоне температур $T = 800\text{--}1100^\circ\text{C}$. Методика проведения опытов детально изложена в [9,17]. Единственным отличием была предварительная экспозиция образцов перед отжигом в инертной атмосфере в постоянном магнитном поле, которое создавалось между полюсами постоянных магнитов с индукцией в зазоре $B = 0.7 \text{ Т}$. При экспонировании линии индукции магнитного поля были перпендикулярны длинной грани образца. Время экспонирования варьировалось от 5 до 120 min. Исследования показали, что основные изменения происходят в первые 10 min экспонирования в МП. Далее наблюдаемые изменения практически не зависели от времени экспонирования. Поэтому время выдержки образцов в магнитном поле составляло 30 min, а само экспонирование всегда проходило при комнатной температуре перед непосредственным отжигом образцов с введенными дислокациями.

Как и в предыдущих работах [9,15], возникновение расплавленных зон в объеме матрицы при изотермическом отжиге при температурах 1123–1273 К связано с процессами контактного плавления металлической пленки алюминия с монокристаллом Si на границе раздела металл–полупроводник (температура плавления эвтектики Al–Si составляет 850 К).

Размер и глубина проникновения включений в матрицу от границы определялись при последовательной шлифовке слоев через каждые $5\text{--}10 \mu\text{m}$ с последующей идентификацией включений при помощи оптического микроскопа [9]. Размер включений после кристаллизации находился в диапазоне $20\text{--}100 \mu\text{m}$ (рис. 1).

Типичные результаты исследований приведены на рис. 2. Нетрудно видеть, что, как и ранее, размерные зависимости скорости движения включений, зарегистрированные при температурах 1123 и 1173 К, носят линейный характер. Это подтверждает кинетический режим движения включений, т.е. движение расплавленных зон в поле градиента концентрации дислокаций определяется процессами плавления-кристаллизации на межфазных границах расплав–кристалл.

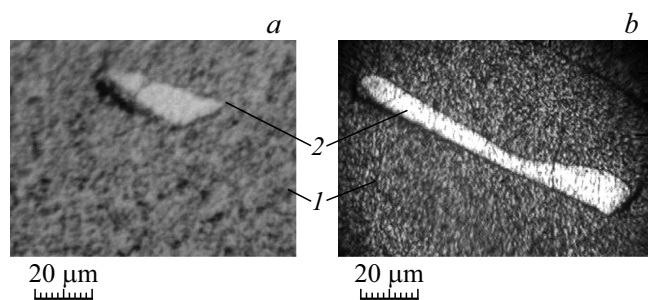


Рис. 1. Фотографии закристаллизованного включения Al–Si после миграции в образце, подвергнутом предварительной экспозиции в постоянном магнитном поле при $B = 0.7$ Т в течение 30 min при комнатной температуре (а), и образце-свидетеле без магнитной экспозиции (b). 1 — поверхность кремния, 2 — закристаллизованное включение.

В этом случае размерная зависимость скорости миграции имеет вид [9,15]

$$w = \bar{\beta}\omega_k \left(\varepsilon\omega_k \frac{\partial N_d}{\partial x} l - \Delta\mu^* \right). \quad (2)$$

Обращает на себя внимание то, что экспозиция дислокационных образцов кремния в постоянном МП перед отжигом приводит к изменению размерной зависимости скорости w (рис. 2). Увеличение угла наклона может происходить в результате изменения $\bar{\beta}$ и $\frac{\partial N_d}{\partial x}$ после экспонирования кристаллов в МП. Полученные результаты согласуются с известными ранее данными по магнитоэластическим эффектам в кремнии [10–12].

Более того, было обнаружено, что наиболее сильное влияние предварительной экспозиции в МП проявляется при отжиге кристаллов при температуре $T = 1123$ К. Увеличение температуры вплоть до 1200 К приводит к исчезновению магнитоэластических изменений. Наблюдаемый температурный порог гашения эффекта согласуется с результатами, полученными ранее при изучении магнитоэластической диффузии в монокристаллах кремния [11], и связывается нами с распадом магниточувствительных центров, оказывающих сильное влияние на дислокационную динамику в полупроводнике. Обращает на себя

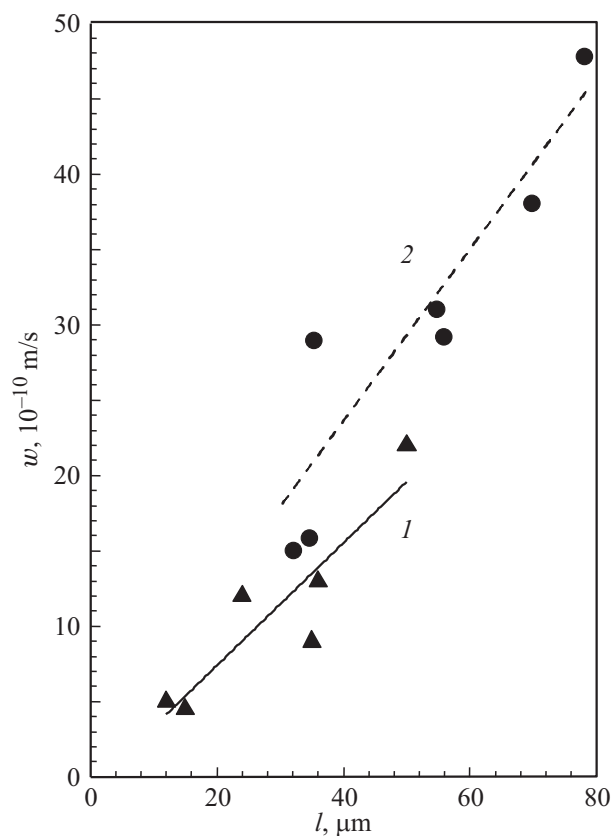


Рис. 2. Размерная зависимость скорости движения включений при температуре изотермического отжига кристаллов кремния $T = 1123 \text{ K}$. 1 — образцы без экспозиции в магнитном поле, 2 — образцы с предварительной экспозицией в постоянном магнитном поле $B = 0.7 \text{ T}$ в течение 30 min при комнатной температуре.

внимание также размер l движущихся включений: в экспонированных в МП образцах он заметно выше (рис. 2).

Таким образом, в работе рассмотрено влияние предварительной экспозиции образцов Si в постоянном МП на процессы миграции рас-

плавленных включений Al–Si в монокристаллах кремния при наличии в нем дислокационной неоднородности. Обнаружено, что возникающие расплавленные зоны движутся в поле градиента концентрации дислокаций в область с большей концентрацией, а лимитирующей стадией миграции зон являются процессы плавления-кристаллизации на межфазных границах расплава с матрицей. Экспериментально зафиксировано влияние предварительной экспозиции дислокационных образцов Si в постоянном магнитном поле на размерную зависимость скорости миграции, а также на размер мигрирующей зоны.

Работа выполнена в рамках проекта Министерства образования и науки РФ № 9.8392.2017/8.9.

Список литературы

- [1] Гегузин Я.Е., Кривоглаз М.А. Движение макроскопических включений в твердых телах. М.: Металлургия, 1971. 344 с.
- [2] Abe T., Takahashi T., Shirai K. // J. Cryst. Growth. 2017. V. 459. P. 87–94.
- [3] Грабов В.М., Комаров В.А., Каблукова Н.С., Демидов Е.В., Крушельницкий А.Н. // Письма в ЖТФ. 2015. Т. 41. В. 1. С. 20–27.
- [4] Рейви К. Дефекты и примеси в полупроводниковом кремнии. М.: Мир, 1984. 475 с.
- [5] Demireva D., Ziffudin L., Barbova M. // Semicond. Sci. Technol. 1998. V. 13. Iss. 11. P. 1290–1293.
- [6] Skvortsov A.A., Zuev S.M., Koryachko M.V., Glinskiy V.V. // Microelectron. Int. 2016. V. 33. Iss. 2. P. 102–106.
- [7] Скворцов А.А., Каленков С.Г., Корячко М.В. // Письма в ЖТФ. 2014. Т. 40. В. 18. С. 24–32.
- [8] Дзюба А.С. // ФТТ. 1977. Т. 19. В. 1. С. 78–82.
- [9] Скворцов А.А., Зувев С.М., Корячко М.В., Волошинов Е.Б. // Письма в ЖТФ. 2017. Т. 43. В. 15. С. 42–48.
- [10] Макара В.А., Стебленко Л.П., Плющай И.В., Курилюк А.Н., Калинин Д.В., Крит А.Н., Науменко С.Н. // ФТТ. 2014. Т. 56. В. 8. С. 1531–1537.
- [11] Скворцов А.А., Каризин А.В. // ЖЭТФ. 2012. Т. 141. В. 1. С. 96–100.
- [12] Коплак О.В., Дмитриев А.И., Моргунов Р.Б. // ФТТ. 2014. Т. 56. В. 7. С. 1391–1396.
- [13] Осипьян Ю.А., Моргунов Р.Б., Баскаков А.А., Орлов А.М., Скворцов А.А., Инкина Е.Н., Танимото Й. // Письма в ЖЭТФ. 2004. Т. 79. В. 3. С. 158–162.

- [14] Моргунов Р.Б. // УФН. 2004. Т. 174. № 2. С. 131–157.
- [15] Ахкубеков А.А., Орквасов Т.А., Созаев В.А. Контактное плавление металлов и наноструктур на их основе. М.: Физматлит, 2008. 152 с.
- [16] Хайруллаев М.Р. // Расплавы. 2009. № 2. С. 68–74.
- [17] Skvortsov A.A., Khripach N.A., Zaletov D.V., Pshonkin D.E. // Res. J. Pharm. Biol. Chem. Sci. 2016. V. 7. N 6. P. 998–1003.