

МОДИФИКАЦИЯ СТРУКТУРЫ И ЭЛЕКТРИЧЕСКАЯ АКТИВАЦИЯ ПРИМЕСИ ПРИ НАНОСЕКУНДНОМ ЛАЗЕРНОМ ОТЖИГЕ ИМПЛАНТИРОВАННОГО КРЕМНИЯ

Баязитов Р. М., Ивлев Г. Д., Хайбуллин И. Б., Малевич В. Л.,
Сайнов Н. А.

Исследованы динамика изменения отражательной способности имплантированного кремния при наносекундном лазерном отжиге и ее связь со структурой и электрофизическими характеристиками сформированных слоев. Установлено, что в процессе моноимпульсного воздействия на аморфные слои кремния (a -Si) имеет место промежуточная полицентровая кристаллизация метастабильной жидкой фазы, возникающей вследствие плавления a -Si при повышенной относительно точки плавления монокристаллического Si температуре. Плотность энергии моноимпульсного облучения a -Si определяет механизм жидкофазной кристаллизации (эпитаксиальный рост, полицентровый рост из нормального и переохлажденного расплава), структуру и электрофизические характеристики рекристаллизованных слоев.

Жидкофазная кристаллизация разупорядоченных полупроводниковых слоев, имеющая место при наносекундной лазерной обработке, вызывает повышенный интерес исследователей и разработчиков приборов микроэлектроники. Однако, несмотря на уникальные возможности метода, заключающиеся в создании совершенных по структуре слоев с высокой степенью электрической активации примеси, закономерности протекающих при такой обработке процессов изучены недостаточно. Особенно это касается фазовых переходов при импульсной обработке аморфизированных полупроводниковых слоев.

Теоретические предсказания [1] и экспериментально обнаруженные особенности перераспределения примеси в пленках аморфного кремния (a -Si) при импульсных обработках [2] свидетельствуют о возможности образования расплава с температурой, значительно меньшей точки плавления монокристалла (c -Si). Дополнительным подтверждением этого являются особенности кристаллизации a -Si при лазерной обработке в режимах, близких к порогу плавления [3]. Однако экспериментальные исследования кристаллизации a -Si касаются в основном изучения конечных результатов импульсной обработки. В то же время совершенно ясно, что наиболее полное представление о закономерностях фазовых переходов в аморфных пленках может быть получено лишь с привлечением методов исследования динамики импульсного воздействия.

В данной работе исследовались динамика наносекундного лазерного отжига кремния, имплантированного фосфором, электрофизические характеристики сформированных слоев и их структура.

Пластины кремния p -типа с удельным сопротивлением 0.3 и 10 Ом·см имплантировались при температуре 300 К. Энергия ионов фосфора составляла 70 кэВ, а доза имплантации $2 \cdot 10^{15}$ см $^{-2}$. Толщина получаемого в этих условиях слоя a -Si была около 0.1 мкм. Пластины облучались моноимпульсами рубинового лазера ($\lambda = 0.69$ мкм), имеющими длительность на полувысоте 70 нс. Неравномерность распределения энергии моноимпульса по зоне облучения диаметром 0.5 см не превышала $\pm(5 \div 10)$ %. Плотность энергии световых импульсов W изменялась калиброванными нейтральными фильтрами.

Из осциллограмм временной зависимости коэффициента зеркального отражения $R(t)$ (рис. 1) следует, что при облучении с плотностью энергии выше 0.42 Дж/см^2 наблюдается связанное с плавлением кремния возрастание отражательной способности, причем длительность фазы повышенного отражения, т. е. время существования расплава увеличивается по мере увеличения плотности энергии. Характерной особенностью аморфизированных имплантацией образцов по отношению к предварительно отожженным или неимплантированным является немонотонное изменение R на начальной стадии процесса, установленное ранее [4]. Кратковременное понижение коэффициента отражения на начальной стадии процесса, имеющее место в исследованном интервале изменения W , не может быть связано с нагревом расплава, поскольку максимум температуры поверхности расплава достигается позже момента пиковой мощности лазерного излучения [5], тогда как рассматриваемая немонотонность наблюдается раньше.

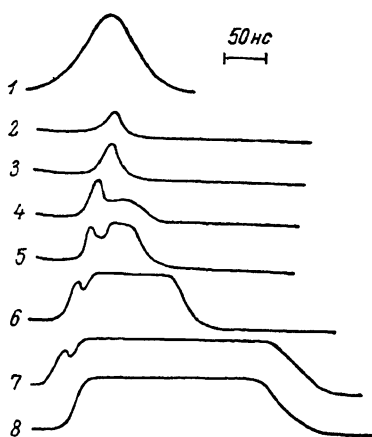


Рис. 1. Осциллограммы моноимпульса рубинового лазера (1) и отраженного зондирующего излучения при различной плотности энергии отжигающего импульса.

W , Дж/см²: 2 — 0.42, 3 — 0.62, 4 — 0.76, 5 — 1.0, 6 — 1.6, 7 — 2.4, 8 — 2.2 при повторном облучении.

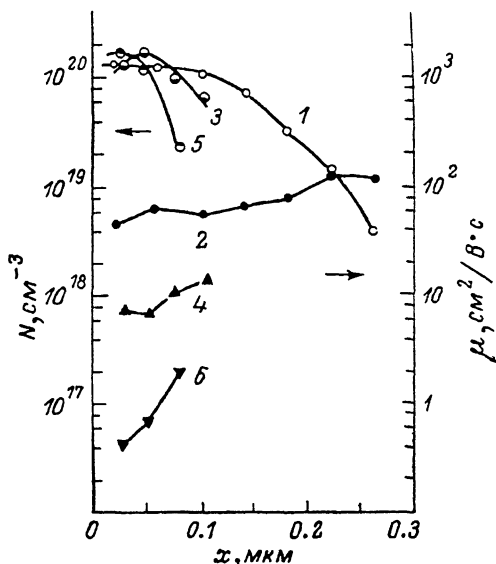


Рис. 2. Профили распределения концентрации (1, 3, 5) и подвижности носителей заряда (2, 4, 6) по глубине имплантированного кремния (P^+ , $E=70 \text{ кэВ}$, $D=2 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$) после лазерного отжига при различных плотностях энергии.

W , Дж/см²: 1, 2 — 2.9; 3, 4 — 1.10; 5, 6 — 0.42.

В свете представлений о пониженной температуре плавления α -Si уместно считать, что начальная стадия повышенного отражения связана с образованием метастабильной жидкой фазы, в которой, хотя тепловое воздействие лазерного излучения продолжается, может развиваться полицентровая кристаллизация, приводящая к кратковременному уменьшению отражательной способности. Затем отражательная способность вновь возрастает в связи с плавлением поликристалла.

Были исследованы структура и электрофизические параметры слоев, кристаллизованных из переохлажденного расплава ($W=0.42 \text{ Дж/см}^2$), из нормального расплава, когда его фронт, согласно расчетам, не достигает границы раздела α -Si— c -Si (1.0 Дж/см^2), и расплава, максимальная глубина которого превышает толщину слоя α -Si (2.9 Дж/см^2).

Ширина профилей распределения концентрации носителей в кристаллизованных слоях в значительной степени зависит от величины W (рис. 2), что связано с различной глубиной проплавления. При этом ширина профиля для $W=2.9 \text{ Дж/см}^2$ определяется диффузией примеси в расплаве, расчетная максимальная толщина которого составляет 0.6 мкм . Ширина профилей для меньших энергий определяется только глубиной проплавления, которая для энергий 0.42 и 1.0 Дж/см^2 не превышает толщины слоя α -Si. В отличие от слабой зависимости максимальной концентрации носителей в слое от плотности энергии.

импульса наблюдается резкое изменение подвижности: в случае высокой плотности энергии она соответствует подвижности для диффузионных слоев, а в случае низких энергий ($W \leq 1.0$ Дж/см²) резко падает.

Аналогичный вывод следует из зависимостей поверхностного (слоевого) сопротивления отожженной области и эффективной подвижности электронов от плотности энергии облучения (рис. 3), на которых вблизи $W=1.5$ Дж/см² (расчетная толщина расплава и ширина профиля близки к толщине слоя *a*-Si) наблюдается характерный перегиб. Указанная величина совпадает с определенным в [4] порогом отжига.

Как показали электронографические измерения, если при отжиге максимальная глубина расплава заведомо превышает толщину слоя *a*-Si ($W > 1.6$ Дж/см²), эпитаксиальная жидкофазная кристаллизация приводит к образованию совершенных монокристаллических слоев. При энергии ~ 1 Дж/см² реализуется поли-

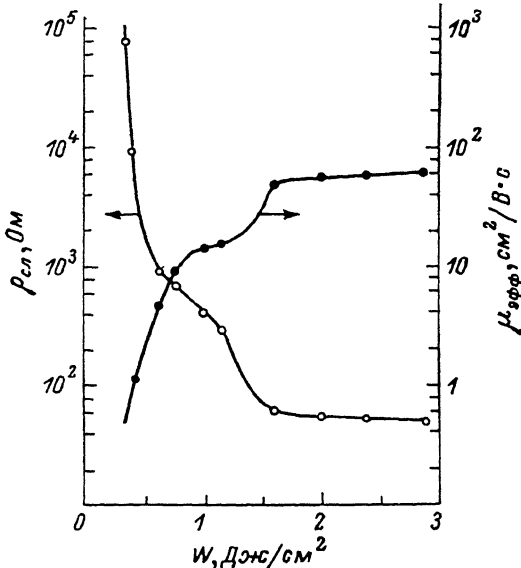


Рис. 3. Зависимость слоевого сопротивления и эффективной подвижности носителей заряда в имплантированном кремнии (после лазерного отжига) от плотности энергии облучения.

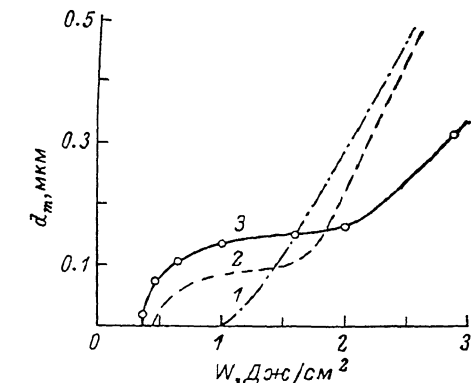


Рис. 4. Зависимость максимальной глубины расплава и глубины залегания *p-n*-перехода от плотности энергии при лазерном отжиге имплантированного аморфного кремния.

1 — расчетная глубина расплава без учета различия теплофизических параметров *a*-Si и *c*-Si, 2 — расчетная глубина расплава с учетом пониженной теплопроводности (0,02 Вт/см·К) *a*-Si с толщиной 0,1 мкм, 3 — глубина локализации *p-n*-перехода в имплантированном кремнии.

кристаллическая структура с толщиной слоя 80÷100 нм. При более низких энергиях облучения дифракционные кольца от поликристалла размываются, что свидетельствует об уменьшении среднего размера зерна и приводит к уменьшению подвижности носителей заряда из-за рассеяния на границах зерен (рис. 3). Данные электронно-микроскопических исследований на просвет в поперечном [6] и продольном слое [3] направлениях указывают на изменение размеров зерна при уменьшении плотности энергии облучения. Так, в работе [6] при аналогичных условиях отжига установлено, что при воздействии моноимпульса с $0.5 \leq W < 1.5$ Дж/см² размер зерна изменяется в пределах от 5÷10 до 80÷100 нм, а в [3] при отжиге излучением рубинового лазера толстых слоев *a*-Si (0,5 мкм) обнаружена резкая граница между мелкозернистым поликристаллом (со средним размером зерна до 10 нм) и крупнозернистым (с размерами, соизмеримыми с толщиной слоя *a*-Si), что свидетельствует о различных физических условиях формирования крупно- и мелкозернистого поликристаллов.

Характерной особенностью лазерной обработки аморфных слоев по сравнению со слабо разупорядоченными (доза имплантации меньше порога аморфизации) является очень низкий порог плотности энергии, при которой наблюдается эффект кристаллизации (ср. 0,4 для аморфных и 1 Дж/см² для слабо раз-

упорядоченных). Возможными причинами этого являются высокий ($5 \cdot 10^4 \text{ см}^{-1}$) коэффициент поглощения света аморфным материалом, а также пониженная температура плавления $a\text{-Si}$. Однако, как показали численные расчеты, эти факторы не могут привести к столь существенному различию. Проведенный анализ показал, что основной причиной сдвига порога плавления (кристаллизации) является низкая теплопроводность $a\text{-Si}$, которая почти на 2 порядка ниже, чем у $c\text{-Si}$ [7], что препятствует эффективному теплоотводу в подложку.

Как следует из ряда экспериментов, промежуточная полицентровая кристаллизация в условиях продолжающегося нагрева происходит далеко не всегда.

Так, например, уменьшение толщины слоя $a\text{-Si}$ до 50 нм при тех же условиях импульсного отжига уже не позволяет наблюдать этот эффект. Такой процесс, по-видимому, возможен, если за время существования метастабильного (переохлажденного) расплава, которое определяется скоростью нагрева, успевает сформироваться мелкозернистый поликристалл.

Если исходить из концепции готовых зародышей твердой фазы [8], не распадающихся при температуре плавления аморфизированного кремния, то время кристаллизации будет определяться скоростью роста отдельного центра, которая в нашем случае (характерный размер центра порядка нескольких нанометров) определяется не теплоотводом, а кинетикой перехода атомов через границу раздела двух фаз. Существенным здесь является также поверхностное натяжение, которое приводит к понижению температуры плавления растущего центра и тем самым затрудняет его рост.

Исходя из выражения для скорости роста сферического кристалла в переохлажденном расплаве, учитывающего оба вышеуказанных фактора [9], можно оценить характерное время кристаллизации

$$\tau \sim \frac{NhR_0^3}{\sigma d} \exp\left(\frac{E}{kT}\right)$$

где N — число атомов в единице объема, h — постоянная Планка, E — энергия активации перехода атома через границу раздела фаз, d — размер атома, T — температура расплава, σ — удельная поверхностная энергия границы раздела кристалл—расплав, R_0 — размер критического зародыша, k — постоянная Больцмана.

Подставляя численные значения параметров для кремния, найдем $\tau \sim 10^{-8}$ с. Таким образом, существует критическая скорость нагрева метастабильного расплава от температуры плавления аморфного (T_a) до температуры плавления кристаллического (T_m) кремния $(\partial T/\partial t)_c \sim (T_m - T_a)/\tau \sim 10^{10}$ К/с, выше которой мелкозернистый поликристалл не образуется из-за того, что готовые зародыши фактически не успевают «следовать» за уменьшающимся переохлаждением и переходят из надкритической области в подкритическую.

Нами проведены расчеты температурных полей с учетом пониженных на 200 К температуры плавления и коэффициента теплопроводности $a\text{-Si}$ (0.02 Вт/см·К). Время существования метастабильного расплава, согласно расчетам (без учета выделения теплоты промежуточной кристаллизации), составляет $20 \div 90$ нс ($W = 2.5 \div 1.2$ Дж/см²), что вполне достаточно для полицентровой кристаллизации.

Сравнение расчетных данных (порог кристаллизации и зависимость глубины проплавления от энергии облучения) с результатами эксперимента (рис. 4) свидетельствует о существенной роли пониженной теплопроводности $a\text{-Si}$. Расчетная зависимость $d_m(W)$ качественно коррелирует с аналогичной экспериментальной зависимостью глубины локализации p — n -перехода. Отклонение экспериментальных точек от расчетной кривой обусловлено неадекватностью глубины расплава глубине локализации p — n -перехода.

Результаты проведенных исследований позволяют сделать вывод, что в процессе наносекундного лазерного отжига аморфизованных слоев кремния имеет место промежуточная полицентровая кристаллизация метастабильной жидкой фазы, образующейся вследствие плавления $a\text{-Si}$ при пониженной температуре. Плотность энергии моноимпульсного облучения в значительной мере определяет условия жидкофазной кристаллизации кремния, от которых зависят структура и электрофизические характеристики сформированных слоев.

В заключение необходимо отметить также, что вывод о промежуточной полицентральной кристаллизации метастабильного расплава, протекающей при наносекундном лазерном нагреве, согласуется с результатами численного моделирования [10] процесса импульсного электронно-лучевого отжига.

Л и т е р а т у р а

- [1] Bagley B. G., Chen H. S. — In: *Laser-Solid Interaction and Laser Processing* / Ed. by S. D. Ferris, H. J. Leamy, J. M. Poate. N. Y., 1979, p. 97—101.
- [2] Baeri P., Foti G., Poate J. M., Cullis A. G. — *Phys. Rev. Lett.*, 1980, v. 45, N 25, p. 2036—2039.
- [3] Narayan J., White C. W. — *Appl. Phys. Lett.*, 1984, N 1, v. 44, p. 35—37.
- [4] Ивлев Г. Д. Динамика отжига ионно-легированного кремния моноимпульсным излучением рубинового лазера. — *Письма ЖТФ*, 1982, т. 8, в. 8, с. 468—472.
- [5] Пилюпович В. А., Ивлев Г. Д., Жидков В. В., Малевич В. Л. Пирометрические измерения температуры кремния при наносекундном лазерном отжиге. — *Письма ЖТФ*, 1983, т. 9, в. 10, с. 594—598.
- [6] Ивлев Г. Д., Моргун Ю. Ф., Романова Н. И., Чапланов А. М. Структурные превращения в имплантированном кремнии, отжигаемом моноимпульсом рубинового лазера. — В кн.: *Тез. докл. Межд. конф. «Ионная имплантация в полупроводниках и других материалах»*. Вильнюс, 1983, с. 191—192.
- [7] Goldsmid H. J., Kaila M. M., Paul G. L. — *Phys. St. Sol.*, 1983, v. A76, N 1, p. K31—K33.
- [8] Ивлев Г. Д., Малевич В. Л. О фазовых переходах, стимулированных наносекундным лазерным нагревом аморфизированного кремния. — В кн.: *Тез. докл. VII конф. по процессам роста и синтеза полупроводниковых кристаллов и пленок*. Новосибирск, 1986, т. 1, с. 203—204.
- [9] Кукушкин С. А. Кинетика роста островковых пленок при кристаллизации расплава. — *Поверхность, Физика, химия, механика*, 1986, № 10, с. 53—60.
- [10] Balandin V. Yu., Dvurechenskii A. V., Aleksandrov L. N. — *Phys. St. Sol.*, 1986, v. 93(a), N 2, p. K105—K109.

Казанский
физико-технический институт
КФ АН СССР

Получена 30.12.1986
Принята к печати 18.05.1987