

Г. И. КРАПИВКО

Украина, Херсонский национальный технический университет
E-mail: uane@ukrcom.net

Дата поступления в редакцию
15.06 2004 г.

Оппоненты д. ф.-м. н. И. В. БЛОНСКИЙ
(Институт физики, г. Киев),
д. ф.-м. н. П. В. СЕРБА (ГПРТУ, г. Таганрог)

ЛАЗЕРНОЕ ТЕКСТУРИРОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТИ ПРЕДВАРИТЕЛЬНО НАГРЕТОГО МОНОКРИСТАЛЛА КРЕМНИЯ

Осуществлен метод лазерной обработки, основанный на эффективном изменении поверхности при текстурировании предварительно нагретого монокристалла кремния.

Одним из способов повышения КПД солнечных элементов на базе монокристалла кремния в диапазоне волн 200—1000 нм является фронтальное текстурирование поверхности с использованием твердотельных лазеров.

Воздействие на монокристаллический кремний, инициируемое лазерными импульсами, исследовалось во многих работах, например [1]. Как правило, для выяснения основных закономерностей лазерного воздействия решалась задача Стефана. Такой подход оправдан при слабой неравновесности протекающих процессов. Однако, как следует из экспериментальной работы [2], при облучении поверхности нагретого полупроводника лазерными импульсами миллисекундной длительности фазовые переходы протекают в условиях сильной неравновесности. В работе [3] моделирование лазерного отжига аморфизированных слоев кремния с учетом неравновесного характера протекающих процессов основано на рассмотрении фазового состояния ячейки облучаемого образца в зависимости от энтальпии и времени ожидания появления зародыша новой фазы. Другой подход [4] основан на решении задачи Стефана с привлечением нелинейной зависимости скорости движения границы раздела фаз от температуры.

В настоящей работе исследуется модель текстурирования предварительно нагретого монокристаллического кремния при воздействии на его поверхность миллисекундного излучения лазера, учитывающая кинетику фазовых превращений на основе уравнения А. Н. Колмогорова [5, с. 40].

$$V(t) = V_0 \left\{ 1 - \exp \left[- \int_0^t G(t) \phi(t) dt \right] \right\},$$

где V_0 — исходный объем;

$G(t)$ — скорость роста;

$\phi(t)$ — расплав, образовавшийся в момент времени t .

Аналогичный подход был ранее использован при численном моделировании лазерного отжига аморфизированного кремния [6, 7], где процесс кристаллизации сильно переохлажденного расплава определялся трехмерным механизмом роста готовых зародышей.

Здесь же предполагается, что как плавление, так и кристаллизация происходят в результате гомогенного зародышеобразования по двухмерному механизму послойного роста [8].

Изменение температуры монокристаллического кремния при воздействии на его поверхность наносекундного лазерного излучения с учетом предварительного нагрева образца до температуры плавления описывалось на основе одномерного уравнения теплопроводности

$$\rho c(T) \frac{\partial T}{\partial t} = E(x) + \frac{\partial}{\partial x} \left[k(x, T) \frac{\partial T}{\partial x} \right] + S(x, t) - pL \left(\frac{\partial \phi}{\partial t} - \frac{\partial \psi}{\partial t} \right) \quad (1)$$

с граничными и начальными условиями

$$\left. \frac{\partial T}{\partial x} \right|_{x=0} = 0, \quad T(x \rightarrow \infty, t) = T_{пл}, \quad T(x, t=0) = T_{пл}, \quad (2)$$

где p — плотность;

$c(T)$ — удельная теплоемкость;

$E(x)$ — первичный тепловой источник (печь), осуществляющий косвенный нагрев кристалла до температуры пластичности кремния;

$k(x, T)$ — коэффициент теплопроводности;

$S(x, t)$ — тепловой источник;

L — скрытая теплота фазового перехода;

$T_{пл}$ — начальная температура.

Тепловой источник $S(x, t)$ в (1) описывает выделение тепла за счет поглощения лазерного излучения:

$$S(x, t) = (1 - R) A(x, T) \tau \exp \left[- \int_0^x A(x, T) dx \right], \quad (3)$$

где R и $A(x, T)$ — коэффициенты отражения и поглощения;

τ и W — плотность энергии и длительность лазерного импульса, соответственно.

Последние два члена в правой части уравнения (1) описывают мощность тепловых стоков и источников при плавлении и кристаллизации кремния. Здесь $\phi(x, t)$ — доля расплава, образовавшегося в точке x к моменту времени t после начала плавления; $\psi(x, t)$ — доля закристаллизовавшегося расплава в точке x к моменту времени t после начала кристаллизации, причем должно выполняться условие

$$\phi(x, t) + \psi(x, t) + \gamma(x, t) = 1,$$

где $\gamma(x, t)$ — доля монокристалла, не расплавившегося в точке x к моменту времени t .

В рамках теории фазовых переходов доля образовавшейся новой фазы выражается через частоту зародышеобразования $J(t)$ и скорость роста $G(t)$ [8, с. 74] —

$$\varphi(x, t) = 1 - \exp \left\{ \beta \int_{t_0}^t J(t) \left[\int_{\tau}^t G(t^i) dt^i \right]^n dt \right\}, \quad (4)$$

где β — константа формы;

t_0 — время начала зародышеобразования в точке x ;

$J(t)$ — функция, вид которой определяется механизмом зародышеобразования.

В настоящей работе кинетика плавления и кристаллизации рассматривается в рамках модели послойного роста [9, с. 117], т. е. предполагается, что рост новой фазы происходит за счет наращивания последовательных слоев. Формирование каждого слоя идет путем двухмерного роста зародышей (показатель степени в (4) $n=2$), причем зародыши нового i -го слоя могут возникать лишь на закристаллизовавшихся участках предыдущего $(i+1)$ -го слоя. В этом случае выражение для частоты зародышеобразования имеет вид [8, с. 75]

$$J(t) = N \frac{kT}{h} \exp \left(-\frac{U}{kT} \right) \exp \left(-\frac{\pi a \sigma^2 T_r}{kT \Delta T} \right), \quad (5)$$

где $N = N_0 f(x, t)$;

N_0 — число атомов на границе раздела;

$f(x, t)$ — доля монокристаллической фазы предыдущего слоя, на котором могут возникать центры кристаллизации очередного слоя, $f(x, t) = \psi(x+a, t) + \gamma(x+a, t) = 1 - \varphi(x+a, t)$;

h — глубина плавления.

При плавлении центры жидкой фазы могут возникать только на кристаллических участках данного слоя, и в этом случае $f(x, t) = 1 - \varphi(x, t)$ [8, с. 76], U — энергия активации перехода атома через границу раздела фаз, a — межатомное расстояние (высота монослоя), σ — поверхностная энергия границы раздела фаз, $\Delta T = T - T_r$ при плавлении и $\Delta T = T_r - T$ при кристаллизации, T_r — температура плавления.

Для скорости роста использовалось выражение [9, с. 117]

$$G(t) = a \frac{kT}{h} \exp \left(-\frac{U}{kT} \right) \left[1 - \exp \left(-\frac{L \Delta T}{kT_r T} \right) \right], \quad (6)$$

где L — теплота плавления в расчете на один атом.

В переходной зоне, состоящей из расплава и кристалла кремния, параметры задачи определялись следующим образом [6]:

$$\alpha(x, t) = \varphi(x, t) \alpha_l(x, t) + [1 - \varphi(x, t)] \alpha_s(x, t), \quad (7)$$

где индексы l и s относятся к жидкой и кристаллической фазам, соответственно.

Параметр	Кристаллический кремний	Расплав
ρ , г/см ³	2,329	2,53
c , Дж/гК	0,844	1,04
L , Дж/г	1780	—
k , Вт/см К	0,3	0,585
R	0,35	0,72
α , см ⁻¹	4478	10 ⁶
σ , эрг/см ²	300	—
U , эВ	1,12	—

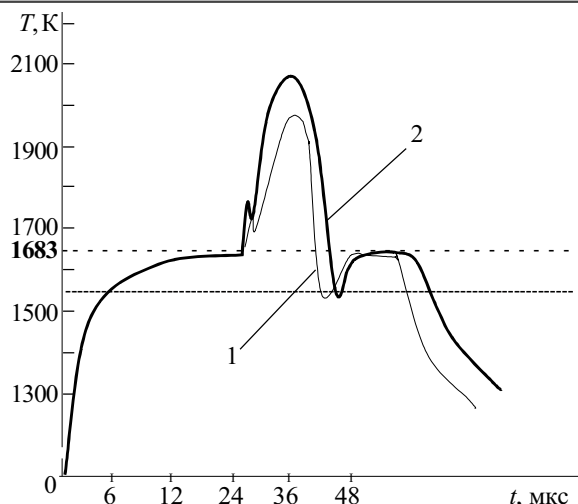


Рис. 1. Зависимость температуры поверхности кремния от времени при плотности энергии лазерного облучения $W=0,8$ Вт/см² (1) и $1,1$ Вт/см² (2)

Уравнения (1)–(7) решались методом прогонки. Форма лазерного импульса задана функцией [10, с. 184]

$$W(t) = 25 [\exp(-10^5 t) - \exp(-2 \cdot 10^5 t)] \tau(t).$$

Приведенные в таблице значения параметров кремния взяты из [11].

На рис. 1 показаны временные зависимости температуры поверхности монокристаллического кремния при плотности энергии $W=0,8$ Вт/см² и $1,1$ Вт/см². Видно, что на начальном этапе нагрева наблюдается узкий пик на температурной кривой. Данный пик возникает к моменту начала плавления кремния и соответствует перегреву приповерхностного слоя. Величина градиента T перед плавлением достигает значений $\Delta T=100$ К как при $W=0,8$ Вт/см², так и при $1,1$ Вт/см². За время $\Delta t < 1$ мкс в приповерхностном слое толщиной $\Delta x=0,075$ мкм (рис. 2) возникают зародыши жидкой фазы, которые при $\Delta T=100$ К начинают расти с высокой скоростью. Из-за большой величины скрытой теплоты фазового перехода кремния L возникновение зародышей расплава и их рост приводят к уменьшению перегрева на переднем фронте двухфазной зоны, охлаждению

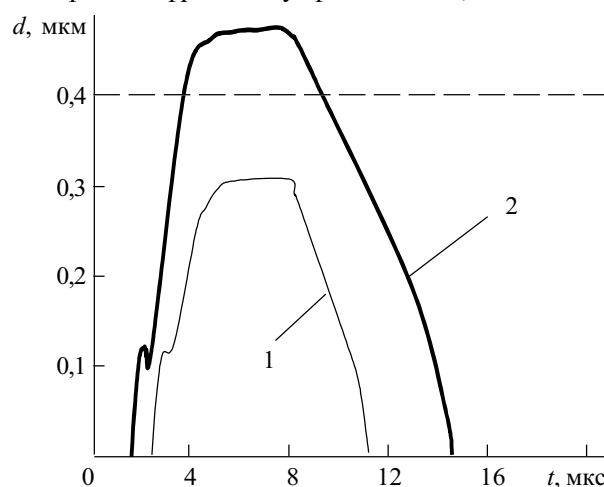


Рис. 2. Зависимость глубины текстурирования кремния от времени при плотности энергии облучения $W=0,8$ (1) и $1,1$ Вт/см² (2)

прилегающих кристаллических областей и существенному замедлению скорости распространения переднего фронта. При медленно продвигающейся вглубь образца передней границе на поверхности происходит увеличение доли расплава и формирование задней границы переходной зоны, т. е. сплошного слоя жидкой фазы. Таким образом, на начальном этапе плавления монокристаллического кремния за время $\Delta t = 1$ мкс на поверхности образуется слой расплава толщиной $\Delta x = 0,07 \dots 0,08$ мкм с достаточно узкой переходной зоной $\Delta x = 0,015$ мкм (рис. 2).

Дальнейший нагрев кремния лазерным излучением приводит вновь к увеличению перегрева и скорости движения переднего фронта, которые достигают на данном этапе своих максимальных значений. По мере продвижения расплава вглубь образца и уменьшения поступления световой энергии происходит постепенное снижение перегрева и скорости распространения, а к моменту окончания воздействия лазерного излучения продвижение расплава вглубь полупроводника прекращается и двухфазная зона остается неподвижной в течение $\Delta t = 6$ мкс (рис. 2). За это время в результате оттока тепла в объем образца, который уже не компенсируется лазерным излучением, перегрев полностью исчезает и расплав переохлаждается в районе переходной зоны до $\Delta T = 90$ К, а на поверхности — до 80 К (рис. 1).

Таким образом, во время действия лазерного луча изменение во времени перегрева кристаллического кремния и переохлажденного расплава носит немотонный характер и определяется кинетикой фазовых превращений. Максимальные значения перегрева и переохлаждения достигаются соответственно на начальных стадиях плавления и кристаллизации и примерно равны 100 К. При $W = 0,8$ Вт/см² наблюдается текстурирование в виде перевернутого усеченного конуса. При $W = 1,1$ Вт/см² полный прожиг образца d составляет 0,4 мм.

Заключение

Представленное моделирование процесса текстурирования предварительно нагретого монокристаллического кремния при воздействии на его поверхность

излучения лазера с учетом кинетики фазовых превращений подтверждено экспериментом.

Регистрация фазовых переходов проводилась с помощью двухмерного механизма зародышеобразования и роста новой фазы. Определено, что временные зависимости степени перегрева монокристалла и переохлаждения жидкой фазы соответственно на стадиях плавления и кристаллизации кремния носят немотонный характер и определяются кинетикой фазовых превращений. Пиковые значения степени перегрева и переохлаждения составляют 80—90 К. Фазовые переходы протекают в условиях сильной неравновесности.

Показано, что для прожигания кремния на переходе фаз необходим лазер с импульсной мощностью намного меньшей, чем в твердой фазе.

ИСПОЛЬЗОВАННЫЕ ИСТОЧНИКИ

1. Пилипович В. А., Малевич В. Л. Перекристаллизация монокристаллов кремния при квантовом воздействии // ИФЖ.— 1985.— Т. 48, № 2.— С. 306—312.
2. Аверьянова М. Ю., Карпов С. Ю., Ковальчук Ю. В. и др. Условия процесса изменения поверхности полупроводников при воздействии наносекундных лазерных импульсов // Письма в ЖТФ.— 1986.— Т. 12, вып. 18.— С. 1119—1123.
3. Баландин В. Ю., Двуреченский А. В., Александров Л. Н. Улучшение поверхности кремния за счет лазерного отжига // Поверхность. Физика, химия, механика.— 1986.— № 1.— С. 53—60.
4. Cemy R, Sasik R., Lukes I., Chab V. Laser production and deposition of light-emitting silicon nanoparticles // Phys. Rev. B.— 1991.— Vol. 44, N 9.— P. 4097—4102.
5. Лазерная техника и технология. Кн. 4. / Под ред. А. Г. Григорянц.— М.: Высш. школа, 1988.
6. Жавый С. П. Лазерный отжиг аморфизированного кремния // ЖПС.— 1989.— Т. 50, № 4.— С. 589—595.
7. Жавый С. П., Садовская О. Л. Моделирование процесса кристаллизации кремния // Поверхность. Физика, химия, механика.— 1990.— № 11.— С. 101—106.
8. Беленький В. З. Геометрико-вероятностные модели кристаллизации.— М.: Наука, 1989.
9. Скрипов В. П., Коверда В. П. Спонтанная кристаллизация переохлажденных жидкостей.— М.: Наука, 1984.
10. Баскаков С. И. Радиотехнические цепи и сигналы. Руководство к решению задач.— М.: Высш. школа, 1987.
11. <http://www.ioffe.ru/>.

НОВЫЕ КНИГИ

Медведев А. Печатные платы. Конструкции и материалы.— М.: Техносфера, 2005.— 304 с.

Печатный монтаж — основное средство межсоединений в электронике. И от его совершенства зависят основные характеристики электронных устройств. Технологии печатного монтажа развиваются вслед за увеличением интеграции элементной базы так, чтобы использовать все ее преимущества в увеличении плотности компоновки электронных узлов и блоков. Электроника — наиболее быстро развивающаяся область науки и техники, одно поколение сменяет другое каждые три—пять лет. Меняются и технологии печатных плат, сборки и монтажа компонентов, составляющих основу печатного монтажа. Базовые технологии печатных плат обрывают новыми приемами и операциями, расширяются их возможности за счет использования прецизионного оборудования, более качественных материалов.

В книге известного российского специалиста описаны схемы процессов, технологические операции, материалы, принципы тестирования и технологического обеспечения надежности межсоединений. Она предназначена для технологов, специализирующихся в производстве печатных плат. Будет полезна и конструкторам, чтобы они могли осознанно выбирать проектные нормы конструирования, исходя из реального технологического состояния производства. Положительно скажется ее прочтение и на уровне управления производством. Преподаватели технических университетов и коллег могут рекомендовать ее в качестве учебного пособия по курсу "Конструирование и технология производства электронной аппаратуры".

