

- [6] Каряев В.Н., Голубев Л.В., Шмарцев Ю.В., Шуппина И.Л., Веремеенко М.Д., Кригель В.Г. // Электронная техника, сер. Материалы. 1982. В. 8. С. 32-37.
- [7] Протопопов О.Д. Обзоры по электронной технике. Сер. 7. Технология, организация производства и оборудование. 1985, вып. 10 (1117).
- [8] Аристархова А.А., Бирюлин Ю.Ф., Волков С.С., Новиков С.В., Тимашев М.Ю., Шмарцев Ю.В. // Письма в ЖТФ. 1988. Т. 14. В. 19. С. 1794-1799.

Физико-технический
институт им. А.Ф. Иоффе
АН СССР,
Ленинград

Поступило в Редакцию
10 августа 1989 г.

Письма в ЖТФ, том 16, вып. 2

26 января 1990 г.

05.3; 07

© 1990

АНИЗОТРОПНОЕ ЛОКАЛЬНОЕ ПЛАВЛЕНИЕ ИМПЛАНТИРОВАННОГО КРЕМНИЯ: СТРУКТУРНЫЕ И ТЕРМОПЛАСТИЧЕСКИЕ ЭФФЕКТЫ

Я.В. Фаттахов, Т.Н. Васильева,
И.Б. Хайбулли

В последнее время большое внимание уделяется исследованию важного физического эффекта — анизотропного локального плавления поверхности полупроводников при облучении мощными импульсами света [1-3]. Интерес к эффекту обусловлен следующим. Во-первых, изучение механизма и закономерностей локального плавления позволяет получить ценную физическую информацию о свойствах полупроводника и процессах, протекающих в образце во время и после действия мощного импульса света. Во-вторых, эти исследования непосредственно связаны с решением важной прикладной проблемы — оптимизацией режимов импульсного светового отжига (ИСО) ионно-легированных слоев (ИЛС), а также кристаллизацией аморфных слоев на изолирующей подложке.

В настоящей работе впервые проведены систематизированные экспериментальные исследования локального плавления имплантированного кремния: влияния мощности и длительности светового импульса, дозы и энергии имплантации, типа иона на плотность, размеры и форму локальных областей плавления (ЛОП).

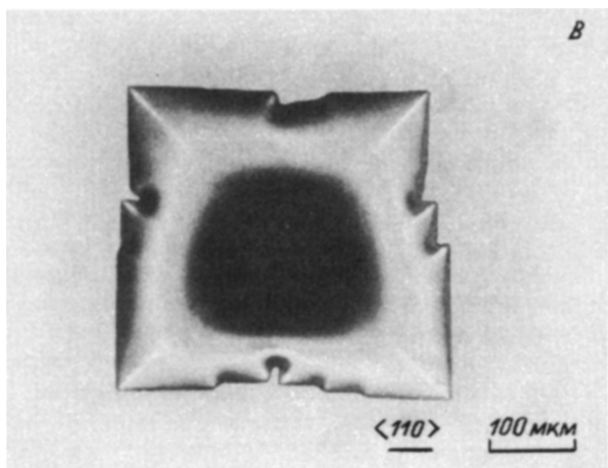
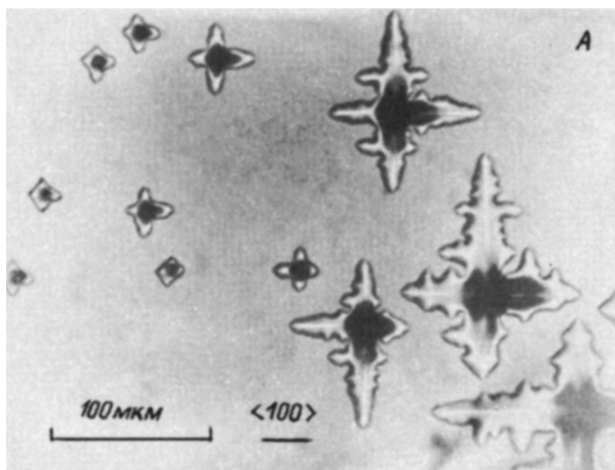


Рис. 1. Микрофотографии поверхности образцов имплантированного кремния, подвергнутых импульсному световому облучению в режиме локального плавления, $\tau_{\text{И}}$, с: а - 0,42, б - 1,60, в - 5,01, г - 0,60; E_0 , Вт/см²: а - 400, б - 120, в - 50, г - 290. ИЛС: ион - B^+ ; энергия - 40 кэВ, доза а-в - $4,4 \cdot 10^{15}$ см⁻², г - $1,2 \cdot 10^{16}$ см⁻².

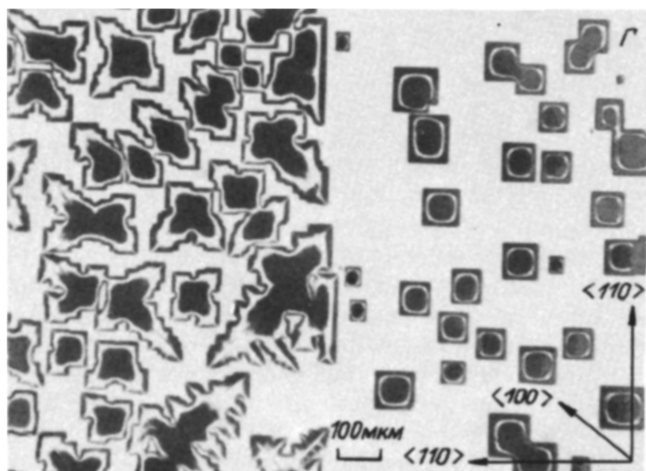
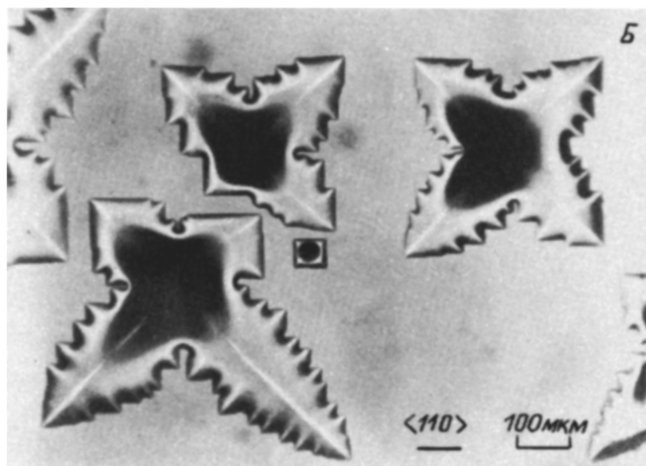


Рис. 1. (продолжение).

Подложка: ориентация поверхности (100), а-в - КЭФ-4.5; г - КДБ-10.
 У образца, приведенного на рис. г, имплантирована левая половина.
 Увеличение: а - $250\times$; б, в - $125\times$; г - $80\times$.

а

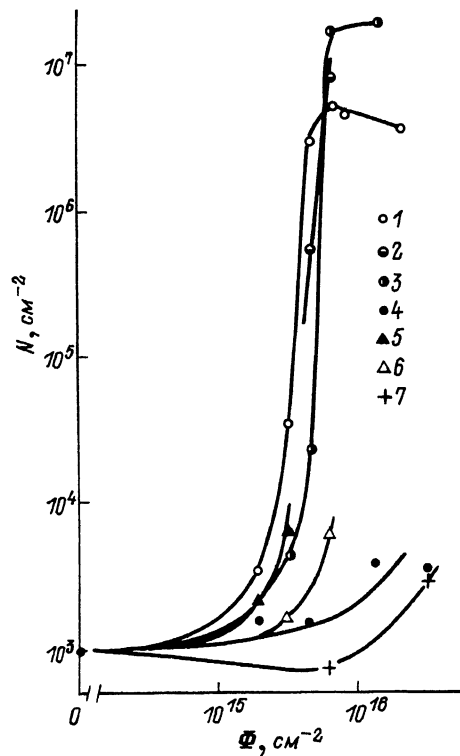
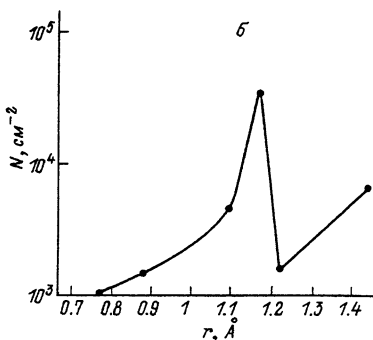


Рис. 2. Зависимость плотности N локальных областей плавления от дозы имплантации ионов (а) и тетраэдрического ковалентного радиуса имплантированных элементов (б). Ионы: 1 - Si^+ , 2 - P^{++} , 3 - P^+ , 4 - B^+ , 5 - In^+ , 6 - Ge^+ , 7 - C^+ . Энергия имплантации: 1, 3, 4, 6, 7 - 40 кэВ; 2 - 80 кэВ; 5 - 30 кэВ.



Были имплантированы ионы элементов III, IV и V групп: B^+ , In^+ , Si^+ , C^+ , Ge^+ , P^+ с энергиями от 20 до 80 кэВ и дозами до $3.12 \times 10^{16} \text{ см}^{-2}$. В качестве подложек использовались пластины монокристаллического кремния КЭФ-4,5 и КДБ-10 ориентации (100). Импульсное световое облучение в режиме локального плавления проводилось при длительности светового импульса E_0 от 0.03 до 20 с и плотности мощности $\tau_{\text{и}}$ от 40 до 2000 Вт/см² [1, 4]. Остаточные дефекты отожженных ИЛС исследованы методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) на микроскопе ВБ-500. Определение ориентаций поверхностей пластин кремния и кристаллографических осей проводилось на дифрактометре ДРОН-2.

В результате исследования зависимости плотности, размеров и формы ЛОП от длительности светового импульса, приводящего к локальному плавлению, установлено, что увеличение $\tau_{\text{и}}$ (при соответствующем уменьшении E_0 [1, 4]) приводит к снижению плотности (количества на единицу площади) ЛОП ~ на 2 порядка величины, в то время как их размеры немонотонно возрастают. С увеличением $\tau_{\text{и}}$ форма ЛОП изменяется от дендритной [5] до почти правильной геометрической, соответствующей исходному монокристаллу (рис. 1).

Ниже приведены результаты исследований влияния режимов светового облучения и имплантации, а также типа подложки на наблюдаемые закономерности.

Показана идентичность всего исследованного диапазона $\tau_{и}$ с точки зрения электрической активации имплантированной примеси. Но при этом увеличение $\tau_{и}$ от 100 мс до 10 с (при максимальных температурах отжига, близких к температуре локального плавления) приводит к снижению плотности дислокаций в три раза. Для длительностей светового импульса $\tau_{и} \leq 1$ с основной вклад в процессы рекристаллизации [6] будет вносить задний фронт теплового импульса, определяемый механизмом охлаждения - теплоизлучением [7, 8]. В результате этого установленные различия в структуре оказываются еще более выраженными в момент окончания светового импульса, т.е. по окончании переднего фронта теплового импульса. Наблюдаемое уменьшение плотности ЛОП при увеличении $\tau_{и}$ с 0,1 до 10 с является следствием уменьшения дефектности ИЛС к моменту достижения температуры локального плавления.

При изучении влияния режимов имплантации установлено, что с ростом дозы ионов наблюдается увеличение в различной степени плотности ЛОП (рис. 2, а), что мы связываем с повышением плотности вторичных (остаточных) дефектов в ИЛС в результате отжига, протекающего до момента достижения температуры локального плавления. Проанализированы зависимости плотности ЛОП от тетраэдрического ковалентного радиуса имплантированных элементов (рис. 2, б). Рост плотности ЛОП в диапазоне r от 0,77 до 1,17 Å объясняется, в частности, увеличением массы иона, а значит, степени разупорядочения и, в конечном счете, остаточной дефектности. Резкое снижение $N(r)$ для Ge и In , по-видимому, связано либо с формированием менее дефектного слоя после твердофазной эпитаксиальной кристаллизации аморфизованного тяжелыми ионами ИЛС [9] в течение переднего фронта теплового импульса, либо с образованием в этих слоях специфических остаточных дефектов с низкой эффективностью как центров зародышеобразования жидкой фазы.

Впервые обнаружено, что дендритная форма ЛОП на имплантированном кремнии ориентации (100) наблюдается лишь при легировании ионами с ковалентными радиусами, значительно меньшими, чем у кремния (B^+ , C^+). Для других использованных ионов с ростом дозы происходит резкий переход от анизотропной формы ЛОП (квадратной) к изотропной (круглой). Характерная форма ЛОП сохраняется и на отожженных до операции локального плавления образцах легированных ионами B^+ и In^+ .

Сопоставление направлений роста дендритов, кристаллографических осей на поверхности кремния и направлений скольжения [10, 11] позволяет дать, по нашему мнению, следующее объяснение наблюдаемым эффектам. Как известно, импульсный (с различными $\tau_{и}$) нагрев излучением полупроводниковых пластин сопровождается появлением в них термоупругих напряжений, связанных с быстрым изменением температуры во времени и градиентами ее по поверх-

ности и объему. При превышении предела упругости материала эти напряжения релаксируют (в плоскостях скольжения) с образованием структурных дефектов. В монокристаллах кремния плоскость скольжения совпадает с плоскостью (111), а направление его в этой плоскости - $\langle 110 \rangle$ (направление моноскольжения). Когда напряжение превышает предел упругости на $\sim 20\%$, может происходить скольжение одновременно в двух системах скольжения [10], так называемое двойное скольжение (на (100) Si - в результирующем направлении типа $\langle 100 \rangle$). Относительное превышение механических напряжений над пределом упругости можно создать двумя способами. Первый - путем повышения величины генерируемых импульсом света напряжений (за счет уменьшения τ_i при соответствующем увеличении E_0) при неизменных механических свойствах образца. Второй - путем снижения каким-либо способом предела упругости материала. Нами реализованы оба этих способа. В частности, имплантация B^+ и C^+ создает в решетке растягивающие напряжения, снижающие предел упругости, приводя к тому, что при тех же величинах индуцируемых светом напряжений реализуется механизм двойного скольжения, что и будет приводить к дендритной форме ЛОП (рис. 1, г). При легировании другими ионами либо возникают растягивающие напряжения ниже пороговых, либо, наоборот, возникают сжимающие. В этом случае термопластические эффекты в описанном виде не проявляются.

Таким образом, наблюдаемые закономерности локального плавления имплантированного кремния при импульсном световом облучении в диапазоне длительностей от 10^{-1} до 10 с объясняются проявлением (и взаимодействием) процессов рекристаллизации и термопластических эффектов (как индуцированных светом, так и обусловленных имплантацией).

В заключение авторы выражают благодарность Е.М. Мисюрёву, М.Л. Блатту, В.А. Шустову за помощь в проведении экспериментов.

С п и с о к л и т е р а т у р ы

- [1] Ф а т т а х о в Я.В., Х а й б у л л и н И.Б., Б а я з и т о в Р.М., М и с ю р ё в Е.М. // Письма в ЖТФ. 1988. Т. 14. В. 16. С. 1474-1478.
- [2] Д е м ч у к А.В., Д а н и л о в и ч Н.И., Л а б у н о в В.А., П р и с т р е м А.М. // Поверхность. Физика, химия, механика. 1988. № 1. С. 106-114.
- [3] В е р х о д а н о в С.П., Г е р а с и м е н к о Н.Н., М я с н и к о в А.М. // Поверхность. Физика, химия, механика. 1988. № 5. С. 69-73.
- [4] F a t t a c h o v Ya.V., B a y a z i t o v R.M., K h a i b u l l i n I.B., M i s y u r o v E.M., M c h i t a r o v M.A. Physical Research, v. 8. Energy Pulse and Particle Beam Modification of Materials. Berlin: Akademie-Verlag, 1988, p. 259-261.

- [5] H e i n i g K.-H. Internat. Conf. on Energy Pulse Modification of Semiconductors and Related Materials, Dresden (DDR), 25-28 Sept., 1984, p. 265-279.
- [6] Н и д а е в Е.В., С м и р н о в Л.С. // Электронная техника. Сер. Полупроводниковые приборы. 1981. В. 5. С. 50-59.
- [7] M c M a h o n R.A., A h m e d H., D o b - s o n R.M., S p e i g h t J.D. // Electron. Lett. 1980. V. 16. N 8. P. 295-297.
- [8] K l a b e s R., M a t t h ä i J., V o e l s k o w M., K a c h u r i n G.A., N i d a e v E.V., B a r t s c h H. // Phys. Stat. Sol. (a). 1981. V. 66. N 1. P. 261-266.
- [9] T h o r n t o n J., H e m m e n t P.L.F., W i l s o n I.H. // Nucl. Instrum. and Meth. in Phys. Res. Sect. B. 1987. V. 19/20. Pt. 1. P. 307-311.
- [10] B e n t i n i G., C o r r e r a L., D o n o l a t o C. // J. Appl. Phys. 1984. V. 56. N 10. P. 2922-2929.
- [11] Б о р и с е н к о В.Е., Ю д и н С.Г. // Зарубежная электронная техника. 1989. № 1 (332). С. 67-82.

Казанский физико-технический институт

Поступило в Редакцию
31 августа 1989 г.

Письма в ЖТФ, том 16, вып. 2

26 января 1990 г.

05.1

© 1990

О СОХРАНЕНИИ МЕТАСТАБИЛЬНЫХ ФАЗ
ВЫСОКОГО ДАВЛЕНИЯ
ПРИ УДАРНОМ СЖАТИИ

С.С. Б а ц а н о в, Л.Г. Б о л х о в и т и н о в,
А.И. М а р т ы н о в

Фазы высокого давления, образующиеся при ударном сжатии, часто отжигаются при высоких температурах, возникающих в образцах после прохождения по ним интенсивных ударных волн. Для снижения остаточной температуры используют криогенные жидкости перед или в процессе взрывного воздействия, запрессовку тонкого слоя образца между массивными металлическими блоками, добавление воды в обжимаемую систему, диспергирование и разлет вещества в процессе взрыва.

Сохранение метастабильных фаз возможно и другим путем - уменьшением отжига за счет удержания в исследуемой системе высокого давления в течение достаточно длительного времени. Разра-