

С. К. МАКСИМОВ, Т. И. ЛУКЬЯНЧУК, Д. И. ПИСКУНОВ

ДВА МЕХАНИЗМА ФОРМИРОВАНИЯ ДЕФЕКТНОЙ СТРУКТУРЫ В КРЕМНИИ ПРИ ИОННОМ ВНЕДРЕНИИ ПРИМЕСИ И ПОСЛЕДУЮЩЕМ ОТЖИГЕ

(Представлено академиком Г. В. Курдюмовым 3 IV 1975)

Ионное внедрение примеси в Si и последующий отжиг ведут к возникновению призматических дислокационных петель (п.д.п.), что объясняется гомогенной конденсацией радиационных дефектов, инициированных процессом имплантации (¹⁻³); однако в некоторых случаях вместо этих петель возникают дислокационные сетки (д.с.) (^{3, 4}).

Для выяснения причин, ведущих к формированию дефектной структуры двух разных типов, мы проводили электронно-микроскопические исследования структуры, возникающей в монокристаллическом бездислокационном кремнии, вырезанном по плоскости (111) *, при ионном внедрении P⁺ и последующем отжиге. Имплантацию проводили при 25° С в условиях, исключающих каналирование, при энергии P⁺ 40 и 50 кэВ и дозах облучения от 3 до 3000 мкк/см². Отжиг осуществляли при 1000, 1050, 1075, 1150° в сухом кислороде, азоте или аргоне продолжительностью 5, 15, 60, 120, 300 мин. Образцы для микроскопических исследований готовили химическим утонением со стороны, противоположной облученной. Исследовали слой от облученной поверхности и до глубины 1,0–1,5 мкм.

В зависимости от дозы облучения образцы можно разбить на три группы: к 1-й относятся образцы с дозой облучения 3–50 мкк/см², ко 2-й — 50–800 мкк/см², к 3-й — свыше 800–1000 мкк/см². В образцах первой группы после отжига при 1000–1150° дефекты структуры обнаружены не были. В образцах 2-й группы подобный отжиг ведет к формированию дефектов с контрастом полос смещения, интерпретированных в (^{3, 5}) как петли Франка (п.Ф.), стабилизированные примесными атмосферами; размеры этих дефектов в зависимости от дозы, температуры и продолжительности отжига изменялись от 200–300 Å (160 мкк/см², 5 мин., 1000°) до нескольких микрон (800 мкк/см², 120 мин., 1150°). В образцах третьей группы возникали преимущественно д.с. Указанные границы приближительны, меняя режим отжига или условия имплантации, можно получить п.Ф. при 1000 мкк/см² или сетку при 800 мкк/см²; однако общая закономерность, при которой с увеличением дозы имплантируемой примеси сначала возникали дефекты, по особенностям изображения близкие к п.Ф., а затем д.с., не зависит ни от среды, ни от температуры отжига.

Электронно-микроскопические изображения с контрастом полос смещения могут соответствовать либо п.Ф., либо когерентным (частично когерентным) выделениям. (Возможность появления выделений при отжиге Si, имплантированного P⁺, указывалась в (⁶).) Распределение интенсивности на изображениях с контрастом полос смещения в непоглощающих кристаллах при $s=0$ описывается выражением (⁷)

$$I = \cos^2(\alpha/2) \cos^2(\pi t/\xi_g) + \sin^2(\alpha/2) \cos^2(2\pi z/\xi_g), \quad (1)$$

где s — дифракционная ошибка, t — толщина фольги, ξ_g — экстинкционная длина для соответствующего отражения, $\alpha=2\pi(\mathbf{g} \cdot \mathbf{R})$ — изменение фазы при переходе через плоскость дефекта, $\mathbf{g}$ — дифракционный вектор, $\mathbf{R}$ — относительное смещение частей матрицы, разделенных дефектом, в направлении нормали к плоскости дефекта.

* В дальнейшем все особенности структуры индицируются в предположении, что направление [111] нормально поверхности образца и приблизительно антипараллельно пучку имплантированных ионов.

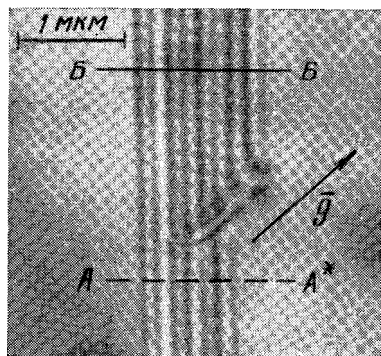


Рис. 1

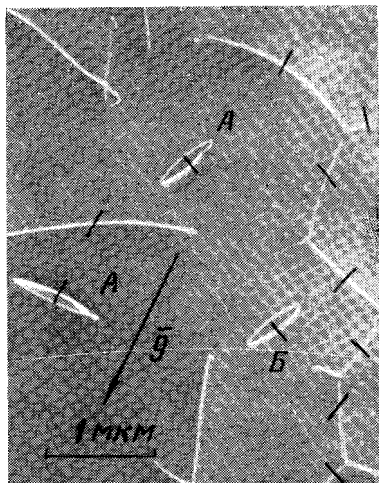


Рис. 3

Рис. 1. Петли Франка в фольге толщиной $3\xi_{\text{ср}}$, отражение $(02\bar{2})$, $s=0$

Рис. 3. Обрывки сетки несоответствия и петли с вектором Бюргерса $\frac{1}{2}\langle 110 \rangle$; темнопольное изображение, рефлекс $(02\bar{2})$, $s=0$. Отмечены направления векторов Бюргерса, A — петли с разрывом дислокационной линии, B — замкнутая петля

Дислокационные сетки, возникающие при постимплантационном отжиге, принадлежат к д.с. несоответствия, что подтверждается следующим: а) все дислокации в д.с. скользят в базисной плоскости (111); б) в сетках наблюдается большое количество краевых дислокаций; их доля возрастает с увеличением продолжительности отжига; в) с увеличением продолжительности отжига д.с. распространяются в глубь кристалла обычно в результате неконсервативного движения составляющих их дислокаций; г) присутствием в сетках дислокаций только одного знака.

При дозе 1000 мкк/см² и отжиге 60 мин. при 1000° наряду с д.с. обнаружены п.д.п. и полупетли (образования с разрывами дислокационной линии) (рис. 3). Они имели три вектора Бюргерса $\frac{1}{2} \langle 110 \rangle$, лежащие в базисной плоскости (111). Для определения плоскостей залегания и формы д.п. сопоставляли микрофотографии, полученные разворотом вокруг направления $\langle 211 \rangle$, лежащего в плоскости д.п. Микрофотографии соответствовали осям проекций типа [354] и [534] и отражениям ($\bar{3}11$) и ($\bar{1}3\bar{1}$) при $(g_1 \cdot b) = (g_2 \cdot b)$ и $(g \cdot b)s = \text{const}$. Плоскости залегания д.п. варьировались в очень широких пределах (рис. 4). Дислокационные петли были вытянуты, и протяженность участков, близких к краевым, превышала протяженность участков, близких к винтовым в 1,7–4,3 раза. Во всех случаях компонента вектора Бюргерса, нормальная плоскости петли, соответствовала д.п. внедренного типа.

При 1600 мкк/см² и отжиге 5–15 мин. при 1150° обнаружено сосуществование петель Франка и дислокационных сеток: петли лежали на глубине 500 Å, а д.с. — 1500–2500 Å. При увеличении продолжительности отжига до 60–300 мин. п.Ф. исчезали и оставались одни д.с.

Ионное внедрение сопровождается накоплением радиационных дефектов вплоть до аморфизации облученного слоя (^{1, 2}). При отжиге аморфизованный слой рекристаллизуется, а точечные дефекты разного знака аннигилируют. Данные по электросопротивлению (^{1, 2}) и характер изменения постоянной решетки кремния (²) свидетельствуют о том, что при отжиге имплантированный фосфор переходит в позиции замещения. При формировании раствора замещения расходуется часть вакансий, возникающих при облучении, и нарушается равновесие между числом последних и численностью атомов внедрения. Возможно, поэтому отжиг сопровождается преимущественным образованием п.Ф. внедренного типа. Отметим, что существует корреляция между числом точечных дефектов, попавших на формирование п.Ф., и числом имплантированных атомов фосфора.

При увеличении дозы имплантируемой примеси происходит уменьшение постоянной решетки легированного кремния. При дозах >1000 мкк/см² локальная объемная концентрация примеси $\geq 1 \cdot 10^{21}$ см⁻³ (²) и напряжения несоответствия превышают предел текучести кремния при температурах отжига (¹⁴). Релаксация этих напряжений происходит путем генерации д.с. несоответствия. Эта д.с. возникает в зоне максимального градиента имплантированной примеси и при отжиге движется вслед за диффузионным фронтом.

Дисперсия плоскостей залегания д.п. с вектором Бюргерса $\frac{1}{2} \langle 110 \rangle$, наклонным к плоскости петли, и их эксцентриситет не соответствуют указанным параметрам для полных п.д.п., возникших из п.Ф. (^{12, 13}) (рис. 4). Возникновение этих петель невозможно также объяснить с помощью других механизмов формирования п.д.п. с вектором Бюргерса $\frac{1}{2} \langle 110 \rangle$ (¹³). Предлагается следующий механизм их формирования: а) дислокации, формирующие зарождающуюся д.с., скользят в плоскости (111) под действием внешних (например, термических) или внутренних, связанных с неоднородностью строения сетки, напряжений; б) при огибании препятствия за

Таблица 1

Продолжительность отжига, мин	Количество дислокаций, %		Глубина залегания сетки, Å
	краевых	60°-ных	
5	65–70	35–30	1500–2000
120	80–85	20–15	>3500

скользящей дислокацией остается петля или полупетля, лежащая в (111); в) на дислокации, формирующие сетку, действует осмотическая сила, обусловленная избытком точечных дефектов одного знака, что ведет к их переползанию и развороту плоскости петли или полупетли; г) в процессе разворота полупетли отрываются от породивших их дислокаций, формируя замкнутые петли.

Экспериментально обнаружены все стадии этого механизма от образования «зигзага» на дислокационной линии до формирования петли, близкой к краевой. Кремний практически изотропен и удельная энергия винтовой дислокации меньше, чем краевой⁽¹⁴⁾. Разворот плоскости петли сопровождается возрастанием ее энергии, поскольку ориентация всех ее участков приближается к краевой. Осмотическая сила приложена к участкам, имеющим краевую компоненту вектора Бюргерса; сила, препятствующая развороту, обусловлена наличием участков с винтовой компонентой. При данном уровне пересыщения точечными дефектами возможность разворота конкретной петли определяется соотношением протяженности участков в винтовой и краевой ориентациях. П.д.п. с плоскостями залегания, ближайшими к (111), (очевидно, возникшие на более поздних стадиях процесса, т. е. при меньшем пересыщении точечными дефектами) имеют наибольший эксцентриситет (рис. 4). Возникновение подобных петель свидетельствует о том, что: а) до 1000–1150° облученный объем пересыщен точечными дефектами; б) эти дефекты активно участвуют в формировании сетки несоответствия. Петля, скользящая в (111), разворачивается с образованием призматической компоненты внедренного типа, что возможно только при пересыщении объема атомами внедрения. Исчезновение п.Ф. с увеличением продолжительности отжига, очевидно, происходит потому, что в результате стока точечных дефектов к д.с. нарушается равновесие между п.Ф. и точечными дефектами в окружающей их матрице.

Отжиг точечных дефектов, инициированных в Si ионным внедрением P^+ при 1000–1150°, происходит двумя разными путями: при первом наблюдается гомогенное зарождение петель Франка, а при втором возникновение сетки несоответствия и стекание точечных дефектов к этой сетке. Переход от одного механизма к другому зависит от уровня напряжений на границе между легированным слоем и матрицей и, следовательно, от дозы имплантированной примеси.

Московский институт
стали и сплавов

Поступило
31 III 1975

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

- ¹ J. F. Gibbons, Proc. IEEE, v. 60, 1062 (1972). ² Дж. Мейер, Л. Эрикссон, Дж. Дэвис, Ионное легирование полупроводников, М., «Мир», 1973. ³ С. К. Максимов и др., Сб.: Дефекты структуры в полупроводниках, Новосибирск, 1973, стр. 227. ⁴ С. С. Горелик и др., Электронная техника, сер. 2. Полупроводниковые приборы, 6 (88), 48 (1974). ⁵ В. Д. Вернер, С. К. Максимов и др., ФТТ, т. 16, 10, 3039 (1974). ⁶ K. Se-shan, J. Washburn, Rad. Eff., v. 14, 267 (1972). ⁷ П. Хирш и др., Электронная микроскопия тонких кристаллов, М., «Мир», 1968. ⁸ A. K. Head et al., Computer Electron Micrographs and Defect Identification, Amsterdam — London, 1973. ⁹ С. К. Максимов, Г. В. Акулова, ФТТ, т. 15, 11, 322 (1973). ¹⁰ С. К. Максимов, Сб.: Дефекты структуры в полупроводниках, Новосибирск, 1973, стр. 156. ¹¹ S. Prussin, J. Appl. Phys., v. 32, 10, 1876 (1961). ¹² D. J. Bacon, R. Bullough, J. R. Willis, Phil. Mag., v. 22, 31 (1970). ¹³ G. Thomas, J. Washburn, Rev. Mod. Phys., v. 35, 992 (1963). ¹⁴ Дж. Хирт, Й. Лоте, Теория дислокаций, М., Атомиздат, 1972.