

- [15] Берман Л. С., Ременюк А. Д., Толстобров М. Г. // Препринт ФТИ АН СССР им. А. Ф. Иоффе. Л., 1985. № 974.
- [16] Берман Л. С., Лебедев А. А. Емкостная спектроскопия глубоких центров в полупроводниках. Л., 1981. 176 с.

Физико-технический институт
им. А. Ф. Иоффе
РАН
Санкт-Петербург

Получено 19.02.1992
Принято к печати 4.03.1992

ФТП, том 26, вып. 8, 1992

ВЛИЯНИЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ ТЕРМООБРАБОТКИ НА ЭФФЕКТИВНОСТЬ ОБРАЗОВАНИЯ РАДИАЦИОННЫХ ДЕФЕКТОВ В БЕЗДИСЛОКАЦИОННОМ КРЕМНИИ

Луговых П. Ф., Лукьяница В. В.

При облучении и последующем отжиге бездислокационного зонного *n*-кремния в процессах образования и перестройки дефектов наблюдался ряд особенностей, которые связывались с наличием в объеме таких кристаллов не выявляемых селективным травлением включений или примесно-дефектных скоплений (ПДС) междоузельного типа, окруженных полями упругих напряжений [1, 2]. В работе исследовалось влияние предварительной высокотемпературной ($T > 800^\circ\text{C}$) обработки на эффективность образования компенсирующих радиационных дефектов (РД) в таком материале.

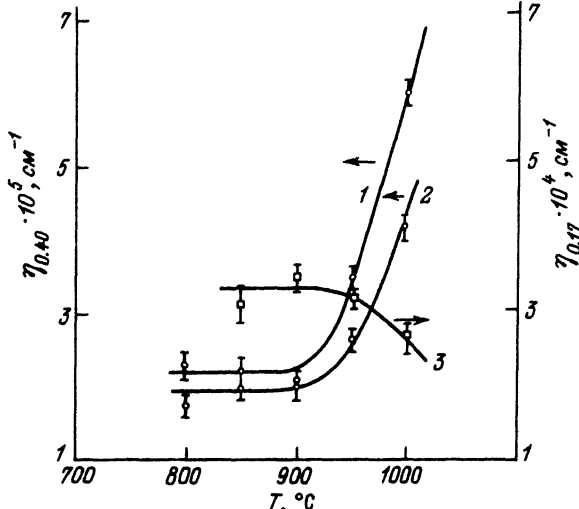
Используемые бездислокационные кристаллы *n*-Si диаметром 30 мм ($\rho \approx 100$ Ом·см) были получены (скорость $v_p = 3$ мм/мин) методом зонной плавки в атмосфере аргона и не содержали ростовых микродефектов, выявляемых селективным травлением (свирл-картина отсутствовала). Концентрации фоновых примесей (кислород, углерод), определенные по данным ИК спектроскопии, не превышали $(2+3) \cdot 10^{16}$ см⁻³.

Результаты получены из измерений температурных зависимостей коэффициента Холла (ТЗКХ) на различных этапах облучения ($T_{\text{обл}} < 50^\circ\text{C}$) гамма-квантами ⁶⁰Со и изохронного (15 мин) отжига образцов, подвергнутых предварительной термообработке (ПТО) в течение 1 ч в интервале температур $T_{\text{ПТО}} = 800 \div 1000^\circ\text{C}$.

Анализ ТЗКХ показал, что при всех $T_{\text{ПТО}}$ после облучения в исследуемых кристаллах наиболее эффективно образуются РД с уровнями $\sim E_c - 0.17$ эВ (*A*-центры и комплексы $C_i - C_s$) и $\sim E_c - 0.40$ эВ (прежде всего *E*-центры) [3-5].

На рисунке представлены зависимости скоростей η образования РД ($\eta_{0.17}$ и $\eta_{0.40}$) от температуры предварительной термообработки. Как видно, скорости образования РД практически не изменяются при увеличении $T_{\text{ПТО}}$ до 900°C , а затем ($T_{\text{ПТО}} > 900^\circ\text{C}$) $\eta_{0.40}$ возрастает, а $\eta_{0.17}$ уменьшается. При этом абсолютные значения изменений $\eta_{0.40}$ и $\eta_{0.17}$ ($\Delta\eta_{0.40}$ и $\Delta\eta_{0.17}$) хотя и одного порядка, однако, согласно оценкам, $\Delta\eta_{0.17} > \Delta\eta_{0.40}$ примерно в 1.5 раза при фиксированном потоке облучения ($\Phi = \text{const}$, кривые 1, 3). Из рисунка видно также, что увеличение Φ на порядок не приводит к изменению характера полученных зависимостей (кривые 1, 2), а вызывает лишь незначительное уменьшение $\eta_{0.40}$.

В зависимости от условий выращивания (v_p , осевой температурный градиент вблизи фронта кристаллизации) бездислокационного кремния в его объеме образуются микродефекты различных типов [6], а в так называемых «бездефектных» кристаллах (свирл-картина отсутствует) — не выявляемые селективным трав-



Зависимости скоростей образования РД с уровнями $\gamma_{E_c} = 0.40$ эВ (1, 2) и $\sim E_c = 0.17$ эВ (3) от температуры предварительной обработки кристаллов.

$\phi, \text{см}^{-2}$: 1, 3 — $2.5 \cdot 10^{16}$; 2 — $2.2 \cdot 10^{17}$.

лением мелкие включения или ПДС [2, 7, 8]. Формирование ПДС происходит при получении бездислокационного кремния («междоузельный» режим роста) во время остывания кристалла от температуры плавления в условиях отсутствия внутренних стоков (прежде всего дислокаций) для избыточных собственных дефектов и примесей. Возможно, ПДС возникают при «замораживании» первичных междоузельных кластеров [9] и являются предшественниками или фрагментами известных свирлевых микродефектов (B- и D-типа) [10]. Как и последние, ПДС могут иметь атмосферу из фоновых примесей углерода и кислорода [11], причем локальная их концентрация здесь достаточно высока (по оценкам [8], не менее $1 \cdot 10^{17} \text{см}^{-3}$).

В кристаллической решетке кремния ПДС создают анизотропные знакопеременные поля упругих напряжений, под воздействием которых к ним при облучении направленно мигрируют вакансии и собственные междоузельные атомы, где они участвуют в комплексобразовании с примесными атомами кислорода и углерода. Поэтому по сравнению с малодислокационными (контрольными) кристаллами с плотностью ростовых дислокаций $N_D < 2 \cdot 10^4 \text{см}^{-2}$, где ПДС отсутствуют, в исследуемом бездислокационном кремнии скорость образования E-центров в матрице кристалла существенно ниже (до 50 раз), а A-центров, наоборот, достаточно велика [1, 8]. Что касается комплексов $C_i - C_s$, то эффективности их образования мало различаются в исследуемых и контрольных кристаллах [8].

При таких обстоятельствах приведенные на рисунке зависимости отражают по сути дела изменения с ростом $T_{\text{пто}}$ скоростей образования E- и A-центров. Как видно, увеличение $T_{\text{пто}}$ приводит к возрастанию η_E и одновременному уменьшению η_A . По нашему мнению, термообработка кристаллов при $T > 900^\circ\text{C}$ вызывает отжиг ПДС, который сопровождается снижением величины окружающих ПДС упругих напряжений, а следовательно, и их геттерирующих свойств. По этой причине эффективность захвата вакансий ПДС будет уменьшаться и, как следствие, η_A должна также уменьшиться, а η_E — возрасти, достигая в пределе (при $T > 1100^\circ\text{C}$) значения η_E в малодислокационных кристаллах.

В пользу предлагаемого объяснения полученных результатов свидетельствуют и другие экспериментальные факты: 1) «пороговый» характер зависимостей $\eta_{0.40}$ и $\eta_{0.17}$ от $T_{\text{пто}}$; 2) «одновременность» изменений $\eta_{0.40}$ и $\eta_{0.17}$ (они начинаются и происходят в одном и том же интервале изменений $T_{\text{пто}}$); 3) независимость вида полученных кривых от дозы облучения; 4) соотношение $\Delta\eta_{0.17} > \Delta\eta_{0.40}$, из которого следует, что с ростом $T_{\text{пто}}$ происходит уменьшение плотности примесной атмосферы ПДС при их отжиге.

Таким образом, не выявляемые селективным травлением ПДС (или включения) междоузельного типа стабильны до $T_{\text{пто}} \approx 950^\circ\text{C}$, при более высоких температурах они отжигаются (трансформируются или «растворяются»), а окружающие их поля упругих напряжений при этом уменьшаются, что приводит к наблюдаемым на опыте особенностям в образовании РД. Отметим также, что при $T > 900^\circ\text{C}$, как правило, отжигается большинство известных микродефектов [6].

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- [1] Лугаков П. Ф., Лукьяница В. В. // ФТП. 1990. Т. 24. В. 10. С. 1721—1725.
- [2] Колковский И. И., Лугаков П. Ф., Шуша В. В. // ФТП. 1989. Т. 23. З. 5. С. 885—887.
- [3] Литвинко А. Г., Макаренко Л. Ф., Мурин Л. И., Ткачев В. Д. // ФТП. 1980. Т. 14. В. 4. С. 776—780.
- [4] Вопросы радиационной технологии полупроводников / Под ред. Л. С. Смирнова. Новосибирск, 1980. 294 с.
- [5] Корбетт Дж., Бургуэн Ж. // Точечные дефекты в твердых телах. М., 1979. С. 9—162.
- [6] Рейви К. Дефекты и примеси в полупроводниковом кремнии. М., 1984. 472 с.
- [7] Junichi C. // Def. prop. semicond.: Def. Eng. Symp. Def. Qual. Semicond. Tokyo, 1987. P. 143—153.
- [8] Казакевич Л. А., Лугаков П. Ф. // ФТП. 1991. Т. 25. В. 1. С. 110—113.
- [9] Voronkov V. V. // J. Cryst. Growth. 1982. V. 59. P. 625—643.
- [10] Шейхет Э. Г., Червоный И. Ф., Фалькевич Э. С. // Высокочистые вещества. 1989. № 2. С. 50—55.
- [11] Критская Т. В., Неймарк К. Н., Шкляр Б. Л. // Изв. АН СССР. Неорг. матер. 1986. Т. 22. В. 6. С. 1038—1039.

Научно-исследовательский институт
прикладных физических проблем
им. А. Н. Севченко при БГУ
им. В. И. Ленина
Минск

Получено 22.10.1991
Принято к печати 20.03.1992

ФТП, том 26, вып. 8, 1992

СОСТОЯНИЕ ОБОРВАННЫХ СВЯЗЕЙ В ПСЕВДОЛЕГИРОВАННОМ АМОРФНОМ ГИДРИРОВАННОМ КРЕМНИИ $\alpha\text{-Si:H}$

Голикова О. А., Сорокина К. Л.

Псевдолегирование, позволяющее изменять в широких пределах положение уровня Ферми ϵ_F в щели подвижности E_g $\alpha\text{-Si:H}$ без введения легирующей компонент, является в настоящее время перспективным методом управления фотоэлектрическими свойствами материала. Как было показано, значительного перемещения ϵ_F можно добиться, варьируя смещение на сетке и импеданс цепи сетки в триодной системе ВЧ разложения силана [1] или температуру осаждения, скорость прокачки газовой смеси [2], состав газовой смеси и смещение на подложке [3, 4] в диодной системе. В результате без введения легирующих примесей удалось получить образцы $\alpha\text{-Si:H}$, аналогичные по свойствам пленкам $\alpha\text{-Si:H}$, легированным донорной примесью [5].