

на мысль о том, что определенную роль, возможно, играет эффект типа Ааронова—Бома.

Если действительно образуется сверхрешетка (СР), то минизонный характер спектра связан, по-видимому, как со слоистостью структуры, так и с потенциальными ямами для электронов в Sb в узлах упорядоченной сетки дислокаций несоответствия, учитывая малость минищели и ширин минизон, не свойственную одномерным СР. Выдвинутые гипотезы требуют тщательной проверки, пока же вопрос о природе наблюдаемых явлений остается открытым.

Авторы благодарят Ю. А. Богода и Ф. Г. Басса за стимулирующие дискуссии.

Л и т е р а т у р а

- [1] Федоренко А. И., Кондратенко В. В. Изв. АН СССР, сер. физич., 1977, т. 41, № 11, с. 2315—2318.
- [2] Кичигин Д. А., Раренко И. М., Тальянский Э. Б., Халамейда Д. Д. ФТП, 1985, т. 19, № 2, с. 263—267.
- [3] Bukshab E. I., Butenko A. V., Komnik Yu. F., Pilipenko V. V. Sol. St. Commun., 1985, vol. 53, N 4, p. 347—349.

Институт радиотехники
и электроники АН УССР
Харьков

Поступило в Редакцию
20 июля 1987 г.
В окончательной редакции
22 декабря 1987 г.

УДК 621.315.592 : 669.782

Физика твердого тела, том 30, в. 5, 1988
Solid State Physics, vol. 30, № 5, 1988

О ПРИРОДЕ В-ДЕФЕКТОВ В КРЕМНИИ

В. В. Высоцкая, С. Н. Горин, Ю. А. Сидоров

При росте бездислокационных монокристаллов кремния зонной плавки в так называемом «межузельном режиме» [1] в них обычно образуются А-дефекты (дислокационные петли междузельного типа [2, 3]) и В-дефекты, структура которых достоверно не установлена.

В настоящей работе А- и В-дефекты в пластинах кремния исследовались методом избирательного травления по Берневитцу (в стандартном травителе Сиртля при температуре +15 °С [4]). Для контроля распределения микродефектов по объему применялась рентгеновская топография по Лангу после насыщения образцов золотом (при этом выявляются только А-дефекты [5, 6]) или медью (при этом выявляются А- и В-дефекты одновременно [7]). Исследование проводилось на пластинах толщиной 800 мкм, вырезанных перпендикулярно или параллельно оси роста по плоскостям (111) или (112) соответственно после шлифовки и химической полировки как на исходном материале, так и после термообработки (ТО) в интервале температур 700—1200 °С, а также после окисления при 1200 °С во влажном кислороде или диффузии золота при 1100—1200 °С. Цель работы заключалась в исследовании А- и В-дефектов, их трансформации при ТО и в выяснении природы центров, на которых происходит зарождение окислительных дефектов упаковки (ОДУ), поскольку вопрос о том, на каких именно микродефектах образуются ОДУ, до конца неясен.

Были исследованы кристаллы кремния зонной плавки, один из которых (№ 1) содержал только В-дефекты (р-тип, сопротивление 1600 Ом·см), а другие (№ 2, 3, 4) А- и В-дефекты, имеющие различное распределение (все три — n-типа, сопротивление от 100 до 430 Ом·см).

В кристалле 1 вышеуказанными методами выявляются только равномерно распределенные В-дефекты. При травлении плоскости (111) этого

кристалла в начале травления появляются бугорки, а при дальнейшем травлении на них образуются ямки, обусловленные полным вытравливанием дефекта [4]. При травлении термообработанных пластин наблюдается иная картина. После ТО при $T=900^\circ\text{C}$ бугорки в начале травления не образуются, а сразу вытравливаются равномерно распределенные круглые темные ямки травления (КТЯТ), имеющие круглую форму как на поперечных, так и на продольных сечениях кристалла (рис. 1). Размер ямок растет с увеличением температуры отжига и с увеличением времени отжига при данной температуре. В то же время после ТО при 700 и 800°C наряду с очень мелкими круглыми ямками наблюдаются бугорки. О таком поведении микродефектов при ТО сообщалось ранее в [8].

Кристалл 2 содержит слои *A*-дефектов и *B*-дефекты, распределенные равномерно, кристалл 3 — слоисто распределенные по всему объему *A*-

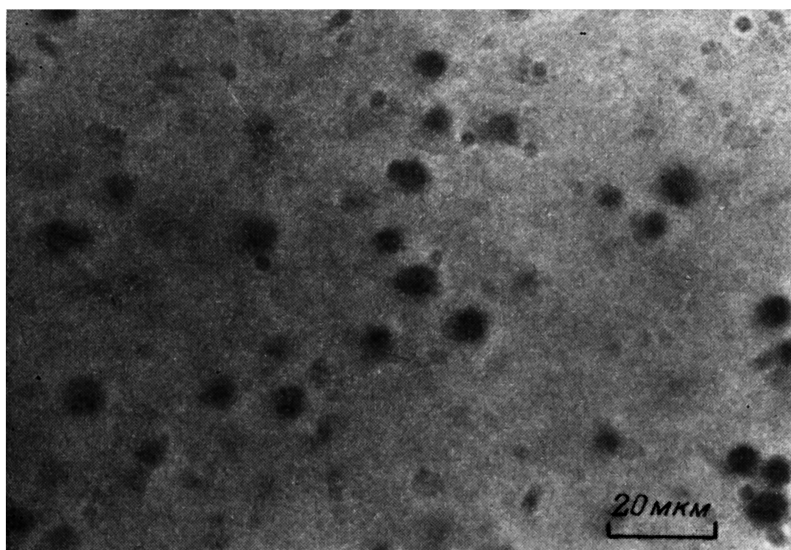


Рис. 1. Круглые темные ямки травления, выявленные в пластине из кристалла 1, содержащего *B*-дефекты, после отжига при 900°C . Время травления 8 мин.

и *B*-дефекты. В кристалле 4 слои *A*- и *B*-дефектов выявляются только на краю кристалла, а в центре — равномерно распределенные *B*-дефекты; между этими областями располагается так называемая «бездефектная зона», где индивидуальные дефекты не выявляются. Такое распределение часто называют «свирл по краю». Травление пластин всех этих кристаллов после ТО при $T \geq 900^\circ\text{C}$ показало, что КТЯТ выявляются в них только в областях существования *B*-дефектов, при этом характер распределения КТЯТ (равномерное или слоистое и период слоев) полностью совпадает с характером распределения *B*-дефектов.

Как указывалось выше, после диффузии золота в кристалл 1, не подвергавшийся ТО, дефекты в нем не выявляются, поскольку он не содержит *A*-дефектов, а *B*-дефекты этим методом не обнаруживаются; в кристаллах 2, 3 и 4 выявляются дислокационные петли с дефектом упаковки, представляющие собой трансформированные *A*-дефекты [5, 6]. Если диффузия золота проводится в пластины, термообработанные при $T \geq 900^\circ\text{C}$, в них кроме трансформированных *A*-дефектов выявляются также более мелкие дефекты упаковки (ДУ), характеризующиеся таким же распределением, какое имеют *B*-дефекты в исходном материале (рис. 2).

Совершенно аналогичные результаты были получены на пластинах, подвергавшихся окислению, т. е. наблюдалась трансформация *A*-дефектов в крупные ДУ при окислении пластин исходного материала и появление ДУ на *B*-дефектах при окислении термообработанных пластин, причем

в кристалле 4 ДУ наблюдались не только на краю кристалла и в центральной «безвирловой» области, но и в бездефектной зоне.

На основании полученных результатов можно высказать следующее предположение о структуре *B*-дефектов и их трансформации при термообработках в отсутствие и при наличии потока собственных межузельных атомов, возникающего при диффузии золота [9] или окислении [10].

Предполагается [11], что *B*-дефект представляет собой трехмерный агломерат атомов углерода и межузельных атомов кремния. При повышенных температурах прочность связей между атомами, составляющими дефект, ослабевает, а подвижность их возрастает, поэтому более подвижные межузельные атомы покидают дефект и уходят на поверхность. Оставшиеся менее подвижные атомы углерода создают поле напряжений «вакансионного типа» (поскольку атомы углерода меньше атомов кремния), что при-



Рис. 2. Дислокационные петли с дефектом упаковки, образовавшиеся после диффузии золота в пластине из кристалла 2, прошедшей предварительную термообработку при 900 °С.

В области I петли представляют собой разросшиеся *A*-дефекты, в области II петли образовались на видоизмененных *B*-дефектах.

водит к повышению скорости травления и образованию ямки. Чем выше температура отжига, тем быстрее протекает этот процесс, поэтому размер ямок травления растет с температурой обработки.

Полученные результаты наводят на мысль, что *B*-дефекты в растущем кристалле не являются раз и навсегда сформировавшимися образованиями, как полагают авторы известной модели [11]. Поскольку считается, что зародышами *B*-дефектов являются кластеры атомов углерода, в области этих кластеров должна существовать деформация растяжения. Компенсация этой деформации происходит благодаря конденсации собственных межузельных атомов кремния, имеющихся в кристалле при данной температуре в условиях роста в «межузельном режиме». Если бы температура оставалась постоянной, эта конденсация происходила бы до полной компенсации деформации и получился бы *B*-дефект, стабильный при этой температуре. Но поскольку температура кристалла непрерывно понижается, структура *B*-дефектов (т. е. количество межузельных атомов в нем) изменяется таким образом, чтобы упругое поле кластеров¹ атомов

¹ Возможные причины образования пространственно обособленных кластеров атомов углерода мы обсудим в следующей работе.

углерода все время было скомпенсированным. Это означает, что при достаточно медленных изменениях внешних условий V -дефект непрерывно «подстраивается» к решетке.

Образование ДУ при окислении или диффузии золота на видоизмененных при ТО V -дефектах можно объяснить тем, что такие V -дефекты становятся стоками для межузельных атомов, инжектируемых в объем при окислении или диффузии золота. При этом сильное пересыщение по межузельным атомам приводит не только к залечиванию V -дефектов, но и к их коллапсу в дислокационные петли с дефектом упаковки. Можно предположить, что аналогично образуются A -дефекты и в процессе роста кристаллов при взаимодействии эмбрионов V -дефектов с потоком собственных межузельных атомов кремния, инжектируемых в объем кристалла, например, при оплавлении в процессе вращения в асимметричном тепловом поле.

Специально проведенный эксперимент показал, что в условиях меньшего пересыщения по межузельным атомам (диффузия золота в предварительно термообработанную пластину при нагреве до 1100°C со скоростью $2.5^\circ/\text{мин}$) происходит лишь залечивание V -дефектов, а ДУ не возникают.

Таким образом, если в объем пластины кремния, содержащей A - и V -дефекты, каким-либо способом вводится высокая концентрация собственных межузельных атомов кремния (например, в процессе окисления), то в пластинах исходного материала это приводит к образованию ДУ только на A -дефектах, а в пластинах термообработанного материала ДУ образуются также на видоизмененных в процессе ТО V -дефектах.

Л и т е р а т у р а]

- [1] Voronkov V. V. J. Cryst. Growth., 1982, vol. 59, N 3, p. 625—643.
- [2] Föll H., Kolbesen B. O. Appl. Phys. (Berlin), 1975, vol. 8, N 4, p. 319—331.
- [3] Petroff P. M., de Kock A. J. R. J. Cryst. Growth., 1975, vol. 30, N 1, p. 117—124.
- [4] Bernemitz L. I., Mayer K. R. Phys. St. Sol., 1973, vol. 16A, N 2, p. 579—583.
- [5] Iizuka T., Kanasaki K., Kikuchi M. Japan J. Appl. Phys., 1963, vol. 2, N 5, p. 443—445.
- [6] Зарифьянц З. А., Милевский Л. С. Кристаллография, 1971, т. 16, № 3, с. 583—586.
- [7] De Kock A. J. R. Philips Res. Rep., 1973, Suppl. N 1, p. 1—105.
- [8] Фалькевич Э. С., Веселкова А. А., Неймарк К. Н. Кремний и германий. Сб. ст. М.: Металлургия, 1970, вып. 2, с. 42—46.
- [9] Dash W. C. J. Appl. Phys., 1960, vol. 31, N 12, p. 2275—2283.
- [10] Hu S. M. J. Appl. Phys., 1974, vol. 45, N 4, p. 1567—1573.
- [11] Föll H., Gösele U., Kolbesen B. O. J. Cryst. Growth., 1977, vol. 40, N 1, p. 90—108.

Институт металлургии
им. А. А. Байкова АН СССР
Москва

Поступило в Редакцию
22 сентября 1987 г.
В окончательной редакции
22 декабря 1987 г.

СВЕРХПРОВОДЯЩИЕ ТОКИ В МЕТАЛЛОКСИДАХ La—Sr—Cu—O и Y—Ba—Cu—O

Ю. Ф. Ревенко, Н. А. Дорошенко, О. В. Григуть, В. М. Свиштунов,
В. Ю. Таренков

В новом классе металлооксидов на основе купритов редкоземельных элементов высокотемпературная сверхпроводимость реализуется в структурах, имеющих слоистые перовскитоподобные решетки типа K_2NiF_4 в случае La—Sr—Cu—O с критической температурой $T_c \sim 35\text{ K}$ и новый