

ЭВОЛЮЦИЯ ДИСЛОКАЦИЙ В КРЕМНИИ ПРИ ВОДОРОДНОЙ ПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКЕ

О.В.Мильчанин, П.И.Гайдук

НИИ прикладных физических проблем Белгосуниверситета, 220064, Минск, Курчатова, 7
Телефон: 2785116, e-mail: milchanin@rfe.bsu.unibel.by

С использованием метода просвечивающей электронной микроскопии проведены исследования структуры в содержащих дислокации р- и n-слоях кремния при водородной плазменной обработке. Обнаружено формирование трех типов водородо-индуцированных дефектов и исследована их эволюция в зависимости от режимов водородной обработки. Предложена модель дефектообразования в высоколегированных слоях кремния при обработке в водородной плазме.

I. Введение

Формирование мелких р-n-переходов с приемлемыми электрофизическими свойствами является важной задачей микроэлектроники в контексте создания сверхскоростных и ультрабольшой ИС. При этом существующие методы создания локальных легированных областей (в основном это имплантационные методы в сочетании с быстрыми термообработками) не позволяют получать слои, свободные от электрически активных дефектов структуры. Поэтому важными задачами являются поиск и оптимизация методов пассивации дефектов.

В последние годы в ряде исследований [1-2] продемонстрирована способность атомов водорода пассивировать электрически активные дефекты и мелкие уровни в кристаллах полупроводников. Разработан ряд методов низкотемпературной водородной пассивации, наиболее перспективным из которых является плазменная водородная обработка поверхности при умеренных (до 500°C) температурах. Вместе с тем, обнаружено, что обработка кристаллов Si в водородной плазме приводит к формированию специфических дефектов [1,3-5], связанных как с химической природой примеси (водорода), так и наличием радиационных повреждений.

К сожалению, механизмы формирования и эволюции водородо-индуцированных дефектов (ВИД) изучены недостаточно. Особенно это касается эволюции ВИД в слоистых полупроводниковых структурах, включающих границы раздела (например, структурах SiO₂/Si, Me/Si, силицид/Si), дефекты структуры (дислокации, дефекты упаковки и т.д.), сформированные на более ранних стадиях формирования ИС. Отдельного внимания заслуживают вопросы взаимодействия водородо-индуцированных дефектов с протяженными дефектами структуры, сформированными на более ранних стадиях формирования ИС.

II. Методика эксперимента

Пластины кремния р- и n-типа проводимости с (100) ориентацией поверхности имплантировали ионами В⁺ или Р⁺. Режимы имплантации (80-100 кэВ, 5-10¹⁵ см⁻²), а также последующего отжига в атмосфере сухого N₂ (30-60 минут, 1050°C) выбирали таким образом, чтобы результирующие n⁺

дислокационного типа, локализованные на глубине ~ 150-200 нм.

Последующая водородная обработка структур проводилась в плазме тлеющего разряда при напряжении 300 В и плотности ионного тока 15-20 мкА/см² в течение 30-480 минут. Для предотвращения процессов сильной пассивации водородом легирующей примеси [1-2] образцы во время обработки нагревались до температуры 350°C. Часть образцов после выдержки в водородной плазме отжигалась в атмосфере сухого азота при температурах 400-700°C в течение 30 минут.

Структура слоев исследовалась методом просвечивающей электронной микроскопии.

III. Результаты и обсуждение

На рис.1 и 2 представлены характерные ПЭМ изображения слоев р- и n-типа Si до и после обработки в водородной плазме. Исходные образцы содержали единичные дислокации и дислокационные петли (рис.1а,2а), слоевая концентрация которых была сравнима для р- и n-типа кремния и составляла ~3-5*10⁸ см⁻² (см. таблицу). Последующая обработка образцов в водородной плазме при 350°C приводит к сильному изменению типа и морфологии структурных дефектов (рис.1,2): образованию новых водородо-индуцированных дефектов, изменению формы и концентрации уже существующих дислокаций и дислокационных петель. В дополнение к данным, представленным на рис.1,2 и в таблице, основные результаты ПЭМ исследований можно обобщить следующим образом.

- Зарегистрировано образование трех типов водородо-индуцированных дефектов, о которых уже сообщалось в литературе [3-6]: "пластинчатые" (ПЛ) дефекты (platelets), ПДП - "подобные дислокационным петлям" (loop-like defects) и ПДУ - "подобные дефектам упаковки" (fault-like defects) протяженные дефекты.

- Установлено, что ПЛ дефекты однородно (слоевая концентрация ~10⁹ см⁻²) распределены в областях свободных от линейных дислокаций и имеют средний размер ~40-60 нм, который практически не зависит от длительности обработки в Н-плазме. Образование ПЛ дефектов происходит уже на начальных этапах обработки в водородной плазме (30 минут). При появлении этих дефектов регистрируются

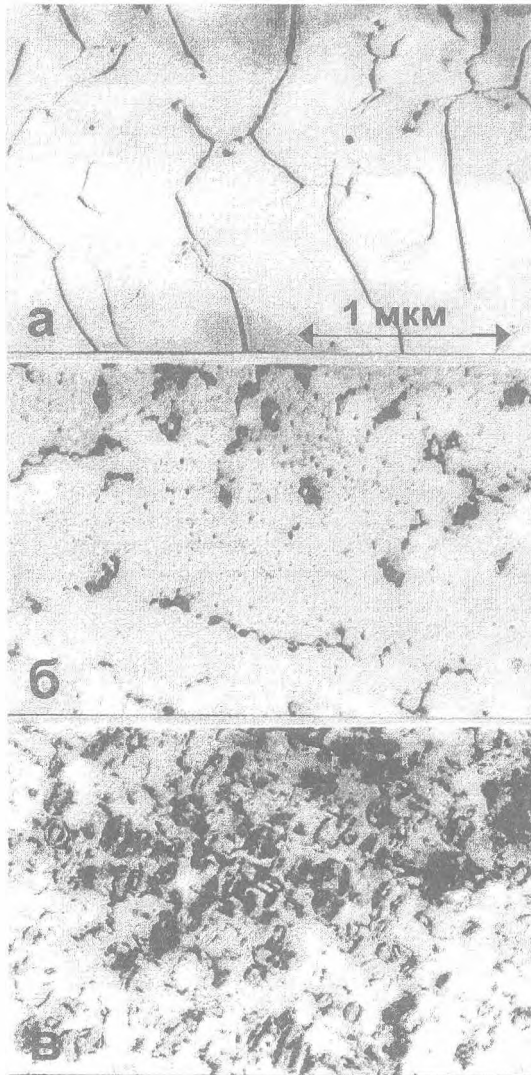


Рис.1. Светлопольные ПЭМ микрофотографии структуры монокристаллического n-Si, содержащего вторичные дислокации, после получения (а) и обработки в водородной плазме (350°C) в течение 60 (б) и 240 (в) минут.

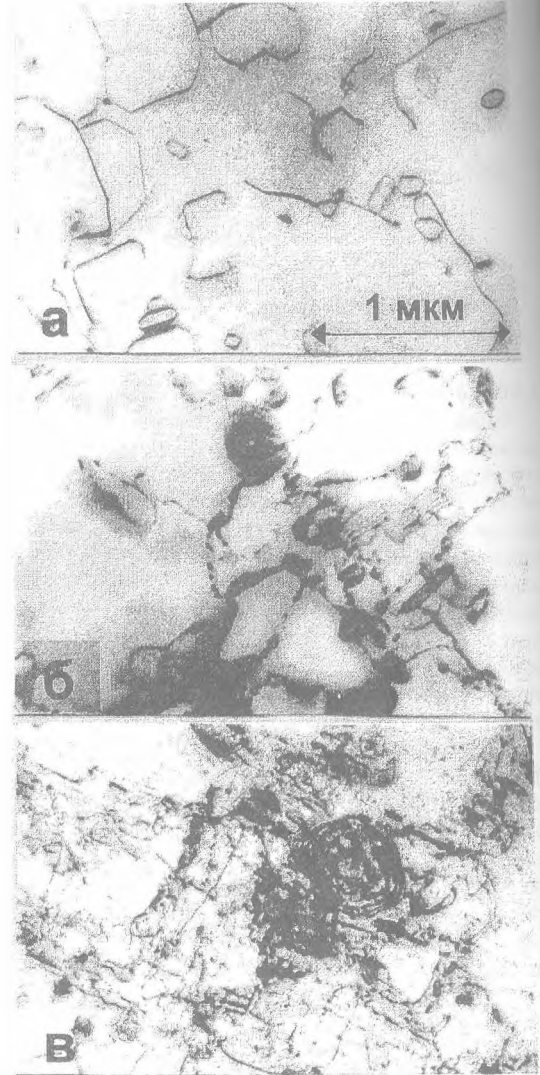


Рис.2. Светлопольные ПЭМ микрофотографии структуры монокристаллического p-Si, содержащего вторичные дислокации, после получения (а) и обработки в водородной плазме (350°C) в течение 60 (б) и 240 (в) минут.

- Установлено, что области формирования протяженных ПДП и ПДУ дефектов пространственно разделены по глубине кремния. Так, ПДУ дефекты зарегистрированы преимущественно в приповерхностных областях (50-150 нм) кремния, в то время как ПДП дефекты локализованы на глубине 200-400 нм от поверхности.

- Формирование ПДП дефектов происходит преимущественно вблизи уже существующих дислокаций, и размер этих дефектов монотонно увеличивается с увеличением времени экспозиции в водородной плазме. При этом, в центральной зоне большинства ПДП дефектов зарегистрировано появление области с характерным "гранулированным" контрастом, который был интерпретирован [6] как вклад от мелких кластеров дефектов вакансионного и междоузельного типа.

пузырьков и формирование каверн (пустот). Следует отметить, что при идентичных условиях обработки в водородной плазме, формируемые ПДП дефекты в n-Si имеют меньший размер и более высокую слоевую концентрацию, чем в случае p-Si (сравни рис.1б-2б и рис.1в-2в).

- В p-Si ПДУ дефекты появляются уже при 30 минутной экспозиции в H-плазме, и их размер практически не зависит от длительности обработки. В n-Si формирование этих дефектов обнаружено только при 240 минутной обработке.

- Существенные изменения при водородной обработке зарегистрированы в областях залегания ПДУ дефектов. Как в p-Si, так и в n-Si, в небольших временах обработки в водородной плазме в областях залегания ПДУ дефектов происходит

обнаружено значительное уменьшение плотности линейных дислокаций (рис.16) и их полная аннигиляция при длительном (120-480 минут) отжиге. В p-Si изменение концентрации дислокаций не наблюдается. Однако, при достаточно больших временах гидрогенизации (>240 минут) отмечается сильная деградация структуры, что связано с развалом ПДП дефектов (рис.2в) и генерацией большого количества линейных дислокаций и мелких кластеров дефектов.

Таблица

Размер и концентрация дефектов в зависимости от длительности обработки в водородной плазме ($T^{пл}$)

Тип Дефектов	Плотность дефектов, см ⁻²		Линейный размер дефектов, нм	
	n-Si	p-Si	n-Si	p-Si
Дисл.	4-5·10 ⁸	4-5·10 ⁸	-	-
Дисл.	6·10 ⁷	4-5·10 ⁸	-	-
Пл	~10 ⁸	нет	40-60	-
ПДП	~10 ⁸	7·10 ⁷	100	200-250
ПДУ	нет	5·10 ⁷	-	300-700
Дисл.	нет	4-5·10 ⁸	-	-
Пл	~10 ⁸	нет	40-60	-
ПДП	~6·10 ⁸	2·10 ⁸	150-250	300-500
ПДУ	нет	1,2·10 ⁸	-	300-700
Дисл.	нет	~10 ⁸	-	-
Пл	~10 ⁸	~10 ⁸	40-60	40-60
ПДП	6·10 ⁸	9·10 ⁷	350	500-700
ПДУ	4·10 ⁸	~10 ⁸	200-300	300-700

Таким образом, обработка в водородной плазме приводит к существенным изменениям в структуре кремния, содержащего вторичные дислокации и петли. Следует также отметить, что наблюдаются и качественные отличия в структуре в зависимости от типа легирования кремния.

При обсуждении результатов работы учитывалось, что обработка в водородной плазме приводит к одновременному введению атомарного водорода и радиационных дефектов в большой концентрации. Моделирование (TRIM-95), исходя из условий гидрогенизации данной работы, показывает, что количество генерированных точечных дефектов (ТД) составляет ~20% от концентрации введенного водорода (что составляет величину ~7·10¹⁵ см⁻² для 60 минут обработки в плазме). С другой стороны, в ряде работ [1-2,7-8] было показано, что водород присутствует в кремнии, как правило, в связанном состоянии, образуя подвижные комплексы с примесями и (ТД). Согласно модели, предложенной С.М.Ну [9], при отжиге слоев радиационно-поврежденного кремния происходит образование подвижных (при определенной температуре) комплексов ТД с примесями

(бор, фосфор и т.д.). Диффузия и распад этих комплексов приводит к переносу радиационных дефектов из области генерации пар Френкеля, как в сторону поверхности, так и вглубь кристалла, что приводит к существенному увеличению времени рекомбинации ТД и ускоренной диффузии легирующей примеси. Мы предлагаем подобную модель для интерпретации результатов данной работы. В образцах p⁺- и n⁺-Si при гидрогенизации из плазмы происходит формирование промежуточных, подвижных, комплексов с участием водорода, примеси и ТД. Их последующая диффузия и развал приводят к переносу водорода, вакансий и междоузельных атомов кремния из зоны радиационной генерации ТД. Другими словами - формируются потоки водорода и ТД как вглубь кристаллов, так и к поверхности. Последние, диффундируя вдоль протяженных дефектов, приводят к их интенсивному развитию и формированию ПДП и ПДУ дефектов. Результаты детального анализа структуры ПДП и ПДУ дефектов, представленные в [6], также хорошо согласуются с нашими предположениями. Отличия же в структуре p⁺- и n⁺-Si вероятно связаны с различным влиянием фосфора и бора на процессы образования и диффузии подвижных промежуточных комплексов ТД с примесями.

IV. Заключение.

В настоящей работе исследованы основные закономерности процессов формирования водородо-индуцированных дефектов и эволюции протяженных дефектов структуры в высоколегированных слоях кремния в зависимости от режимов плазменной водородной обработки.

Список литературы.

1. S.J.Pearton, J.W.Corbett, M.Stavola. Hydrogen in Crystalline Semiconductors. - Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 1992. - 367 p.
2. S.M.Myers, M.I.Baskes, H.K.Birkbaum et.al. // Rev. of Modern Physics. - 1992. - V.64. - P.559.
3. C.T.Sah, J.Y.C.Sun, J.J.T.Tzou. // Appl. Phys. Lett. - 1983. - V.43. - №2. - P.204.
4. S.J.Jeng, G.S.Oehrlein, G.J.Scilla. // Appl.Phys.Lett. - 1988. - V.53. - №18. - P.1735.
5. M.Singh, J.Weber, T.Zundel et.al. // Mater.Sci.Forum. - 1989. - V.39-41. - P.1033.
6. M.F.Beaufort, H.Garem, J.Lepinoux. // Philosophical Magazine. - 1994. - V.69. - №5. - P.881.
7. S.Romani and J.H.Evans. // Nuclear Instruments and Methods in Physics Research. - 1990. - B44. - P.313.
8. N.M.Johnson, C.Herring et.al. // Mater.Sci.Forum. - 1992. - V.83-87. P.33.
9. S.M.Hu. // Materials Science and Engineering. - 1994. - R13. - Nos.3-4. - P.105.

EVOLUTION OF DISLOCATIONS IN SILICON DURING HYDROGEN PLASMA TREATMENT

O.V.Milchanin, P.I.Gaiduk

Institute of Applied Physics Problems, Minsk, Belarus

Structure changes in semiconductors caused by hydrogen plasma treatment are the subject of great interest due to passivation of defect levels in the gap. On the other hand the reactions between extended and hydrogen-induced defects in silicon are interested for the development of new defect engineering concepts. In this paper the processes of defects formation and evolution in p⁺- and n⁺-type crystalline silicon during hydrogen plasma treatment are investigated by transmission electron microscopy. Three types of hydrogen-induced defects are observed during hydrogen plasma treatment in both samples. At the same time the great distinctions in structure of pre-existing extended and hydrogen-induced defects in p-Si in comparison with n-Si. A model is proposed wherein the observed structure changes are formation, diffusion and decay of the complexes which consist of hydrogen, dopant and point defects.