

НАУЧНЫЕ СТАТЬИ

УДК 539.37:537.221

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КРЕМНИЯ
В УСЛОВИЯХ НИЗКОИНТЕНСИВНЫХ ВОЗДЕЙСТВИЙ

© А.А. Дмитриевский

Ключевые слова: кремний; механические свойства; низкоинтенсивное облучение; радиационные дефекты; магнитные и электрические поля.

В работе изложены результаты исследований индивидуального и комбинированного влияния низкоинтенсивного бета-облучения, магнитных и электрических полей на механические свойства монокристаллов кремния. Предложена качественная модель преобразований подсистемы структурных дефектов в условиях низкоинтенсивного облучения.

1. Введение

Одним из направлений научно-исследовательской деятельности кафедры ТЭФ, зародившимся в 90-х гг. прошлого столетия и получившим новый толчок к развитию после создания лаборатории малодозовых эффектов, является исследование влияний слабых физических (радиационных, магнитных, электрических) полей на структурно-чувствительные свойства реальных кристаллов.

Актуальность подобных исследований очевидна. Все мы вместе с окружающими нас объектами живой и неживой природы находимся в условиях непрерывного действия внешних факторов Земного, космического и техногенного происхождения. При этом необходимо учитывать, что даже незначительные увеличения интенсивности физических воздействий могут приводить к заметным изменениям состояния объекта. Интуиция подсказывает, что величина эффекта (отклика материала на внешний раздражитель) пропорциональна интенсивности (дозе) внешнего воздействия. Во многих случаях такая пропорциональность действительно имеет место быть. Однако за последние 1,5–2 десятилетия биологами, химиками и физиками накоплен значительный опыт наблюдений аномальных изменений свойств самых разнообразных материалов в области малодозовых воздействий [1–3]. На рис. 1 представлены некоторые наиболее характерные дозовые зависимости. Это и так называемые «окна чувствительности», и инверсия знака эффекта, и насыщение, и «привыкание» к низкоинтенсивному фактору с исчезновением эффекта и др.

Как ни странно, человек наблюдает подобные эффекты, а зачастую и использует их испокон веков. Еще Парацельс утверждал: «...*Нет ядов и лекарств, их делают только дозы!*». К сожалению, систематические исследования так называемых малодозовых эффектов стали проводиться лишь в последние несколько лет.

Одним из необходимых условий проявления так называемых малодозовых эффектов является наличие у

объекта, подверженного низкоинтенсивному воздействию (вне зависимости от типа объекта и природы возбуждающего фактора), исходной неравновесности. Роль низкоинтенсивных воздействий в случае кристаллических тел сводится к выводу дефектной системы из квазиравновесного состояния, например, посредством снятия запрета на протекание спинзависимых реакций (магнитные поля) либо генерации незначительного количества (по сравнению с уже имеющимися) точечных (радиационных) дефектов. Обычно в конденсированных средах легко реализуются термодинамически неравновесные, метастабильные состояния, способные аккумулировать и сохранять большой запас свободной энергии практически бесконечно долго, что создает предпосылки для возникновения лавинных эффектов под влиянием слабых факторов. С этой точки зрения, проблема заключается в поиске «спусковых крючков» (выбор типа и параметров низкоинтенсивных воздействий), стимулирующих контролируемые релаксационные процессы, сопровождающиеся значительными изменениями свойств объекта, что и является основным предметом исследования лаборатории малодозовых эффектов.

В отличие от механических или термических воздействий (влияющих на объемные свойства материала), «полевые» воздействия (ионизирующее облучение, электрические и магнитные поля и др.) являются избирательными, т. е. действуют на определенные структурные элементы кристаллов, создавая дефекты или модифицируя их состояние. Первичные радиационные дефекты, диффундируя по объему кристалла, могут вступать в квазихимические реакции с другими (примесными и радиационными) дефектами с образованием более сложных и, как правило, менее подвижных комплексов вторичных дефектов. Физические свойства кристаллов во многом зависят от их качественного и количественного состава. Несмотря на то, что для широкого класса кристаллов подавляющее большинство вторичных радиационных дефектов надежно иденти-

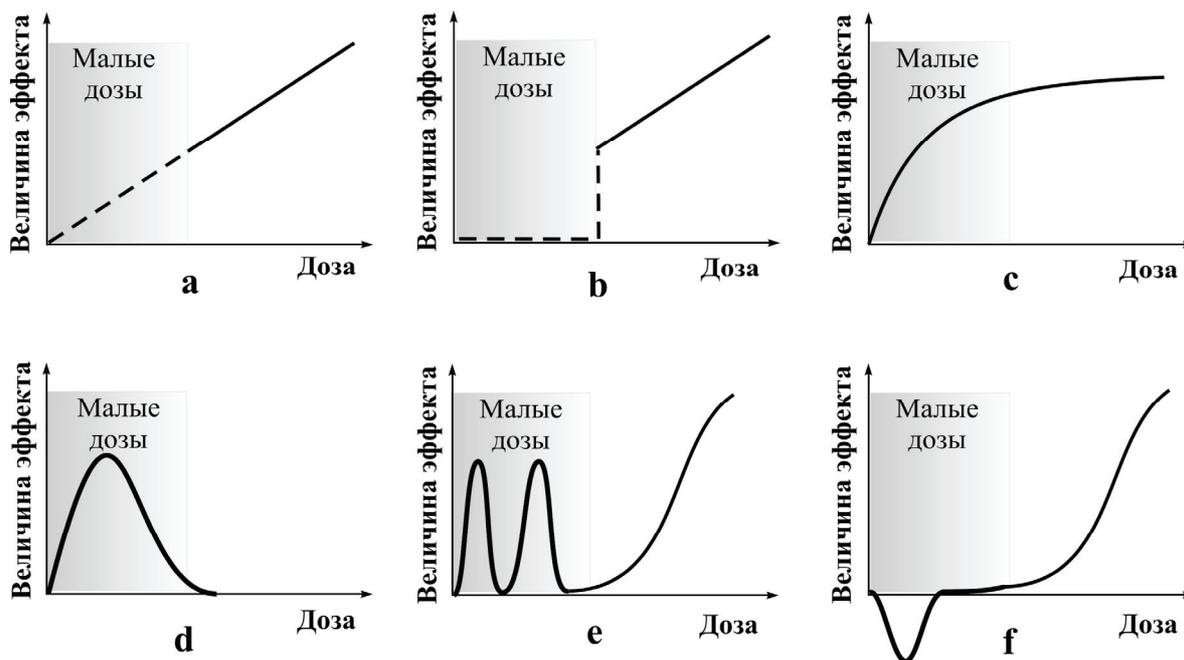


Рис. 1. Нетривиальные эффекты малых доз

фицировано и установлена их роль в формировании физических свойств, многие вопросы до сих пор остаются открытыми. Один из них связан с возможностью наблюдения аномальных (по амплитуде и характеру дозовой зависимости) откликов материала на малодозовые радиационные воздействия, когда концентрация исходных дефектов на несколько порядков величины превосходит концентрацию радиационных дефектов (РД), генерируемых облучением.

Пониманию природы подобных эффектов в значительной мере может способствовать информация о динамике изменений физических свойств реальных кристаллов в условиях низкоинтенсивного облучения или о стадийности формирования вторичных РД. При этом необходимо учитывать и целенаправленно варьировать исходные характеристики исследуемых материалов (тип химической связи, элементный и примесный состав и т. д.), а также параметры облучения (тип и энергия частиц, плотность потока, флюенс и др.) И, наконец, получению разноплановой информации может способствовать использование нескольких взаимодополняющих методик тестирования. Несмотря на то, что до сих пор не удается придать однозначный физический смысл понятию микротвердости, эта характеристика наиболее часто используется в качестве экспресс-анализа механических (поверхностных) свойств реальных кристаллов. При исследовании дефектной структуры большое значение играет тот факт, что твердость чувствительна если не ко всем дефектам, то, во всяком случае, к более широкому набору типов дефектов, чем, например, электрические или оптические характеристики. Следовательно, микротвердость может служить индикатором состояния собственных и радиационных (точечных) дефектов. В связи этим в качестве основной

характеристики механо-физических свойств кристаллов использовалась величина микротвердости.

В качестве основного исследуемого материала выбран монокристаллический кремний. Это обусловлено тем, что кремний, оставаясь материалом номер один в современной микроэлектронике, постепенно становится и конструкционным материалом для микромашин, сенсоров, микро- и наноэлектромеханических систем (МЭМС/НЭМС) и других гибридных продуктов нанотехнологий. В связи с этим даже небольшие изменения его механических свойств под действием различных низкоинтенсивных внешних факторов (в т. ч. радиационной и электромагнитной природы) становятся существенными, а их изучение – актуальным.

Для получения многопараметровой информации о состоянии приповерхностных слоев облученного кремния использовались независимые методики Рамановской спектроскопии, нестационарной емкостной спектроскопии глубоких уровней, атомно-силовой микроскопии, тестирования ползучести и электропроводности.

Ниже кратко представлены основные результаты научно-исследовательской деятельности лаборатории малодозовых эффектов, полученные за последние 5 лет.

2. Изменения физических свойств монокристаллов кремния, индуцируемые низкоинтенсивным потоком бета-частиц с энергией выше порога дефектообразования

Обнаружено немонотонное изменение микротвердости монокристаллов кремния, индуцируемое облучением бета-частицами с интенсивностью потока $I \sim 10^5 - 10^6 \text{ см}^{-2}\text{с}^{-1}$ и средней энергией $E \approx 0,5 \text{ МэВ}$ (рис. 2).

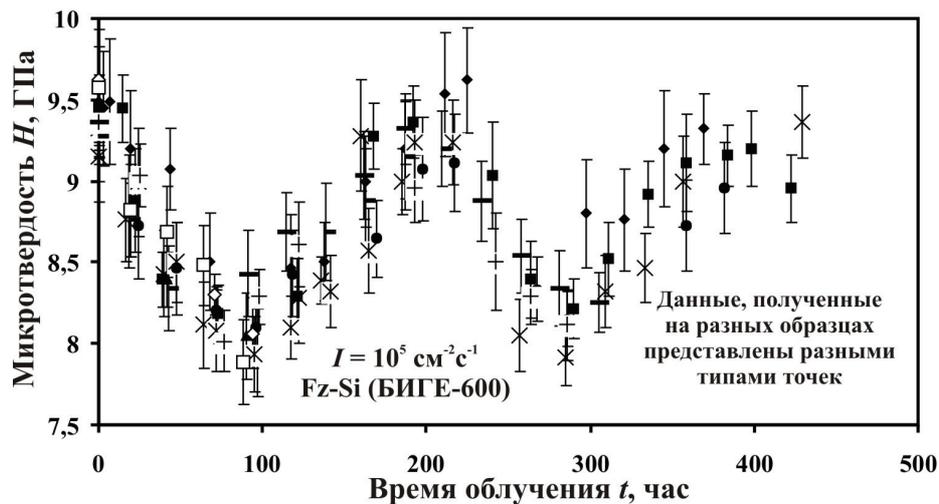


Рис. 2. Зависимость изменения микротвердости монокристаллов кремния, выращенных методом бестигельной зонной плавки Fz-Si (БИГЕ-600) от времени низкоинтенсивного бета-облучения

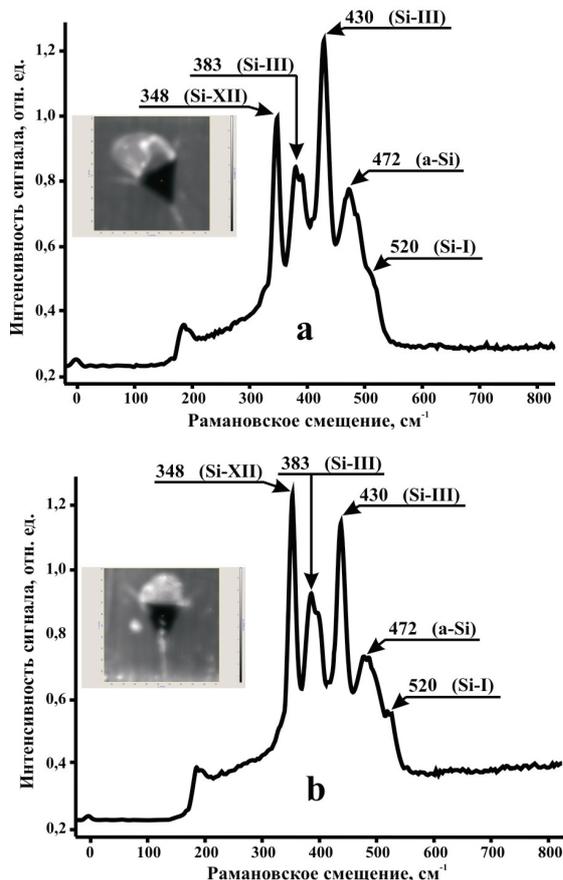


Рис. 3. Характерные спектры Рамана, регистрируемые в области отпечатков индентора, полученные до (а) и после (б) облучения в течение времени, соответствующего первому максимуму разупрочнения

На зависимости микротвердости кремния от времени облучения ярко выражены два максимума разупрочнения с промежуточным и повторным восстановлением микротвердости к исходному значению. Следует отметить, что дальнейшее облучение (после повтор-

ного восстановления) не приводит к заметным изменениям микротвердости образцов.

Число микротвердости в общем случае зависит от трех основных факторов: подвижности дислокаций, фазовых превращений под индентором и наличия и подвижности неравновесных точечных дефектов. При комнатной температуре (при которой было произведено большинство экспериментов) дислокации в кремнии неподвижны. Следовательно, роль дислокационной подвижности в процессе формирования отпечатка индентора можно минимизировать (исключить из рассмотрения). Для оценки роли фазовых превращений под индентором в процессе бета-индуцированного изменения микротвердости использовалась методика регистрации спектров Рамановского смещения в области отпечатка на характерных стадиях облучения (рис. 3). Качественное подобие спектров, полученных до и после (на стадии первого разупрочнения) облучения, свидетельствует в пользу того, что фазовые превращения под индентором не играют существенной роли в процессе *W*-образного бета-индуцированного разупрочнения кремния.

Этот вывод подтверждается наличием немонотонных изменений микротвердости арсенида галлия (материала, в котором не наблюдаются фазовые превращения под индентором), индуцируемых низкоинтенсивным бета-облучением (рис. 4).

Еще одним убедительным доказательством первоначальной роли точечных (радиационных) дефектов в процессе бета-индуцированного изменения микротвердости является обнаруженное семикратное увеличение скорости установившейся ползучести кремния на стадии облучения, соответствующей первому максимуму разупрочнения (рис. 5).

Таким образом, можно заключить, что наблюдаемые изменения микротвердости связаны с преобразованием подсистемы точечных дефектов.

Немонотонный характер бета-индуцированных изменений микротвердости свидетельствует о многостадийности процесса преобразования подсистемы структурных (собственных и радиационных) дефектов в условиях низкоинтенсивного облучения.

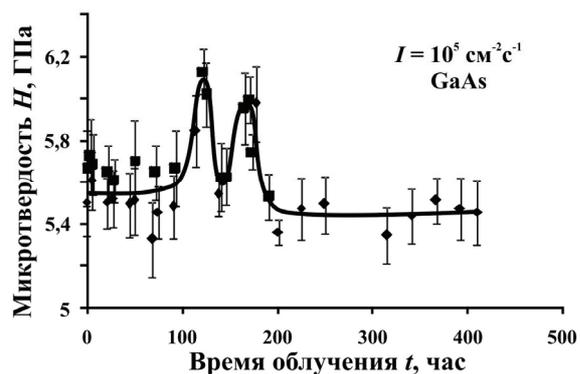


Рис. 4. Зависимость изменения микротвердости монокристаллов GaAs от времени облучения бета-частицами с плотностью потока $I \sim 10^5 \text{ см}^{-2} \text{ с}^{-1}$

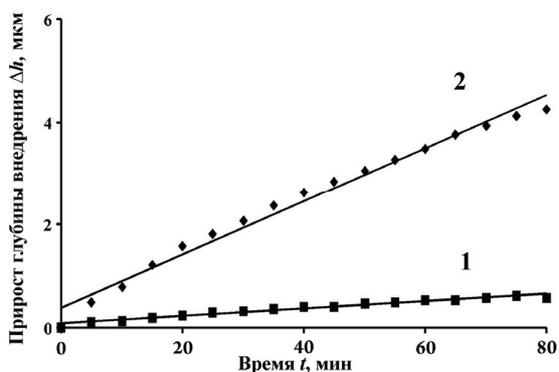


Рис. 5. Зависимость прироста глубины внедрения индентора в кремний от времени выдержки при постоянной нагрузке 0,5 Н: 1 – до облучения, 2 – на стадии первого максимума разупрочнения

Методом изохронного отжига образцов кремния, предварительно подвергавшихся низкоинтенсивному бета-облучению в течение характерных времен (когда наблюдались первый и второй максимумы разупрочнения соответственно), установлено, что первый пик разупрочнения связан с появлением комплексов $V_2\text{-O-C}$ и/или $V_2\text{-O}_2$, за второй пик отвечают комплексы V_2 и/или $C_1\text{-C}_s$ (здесь V – вакансия, O – атом кислорода, C_1 и C_s – междоузельный атом углерода и атом углерода, находящийся в узле кристаллической решетки, соответственно). Анализ зависимости скорости относительного изменения микротвердости кремния от интенсивности бета-облучения также указывает на то, что преимущественную роль в процессе радиационно-стимулированного разупрочнения кремния играют комплексы, включающие две вакансии. Методом нестационарной емкостной спектроскопии глубоких уровней исследовано влияние низкоинтенсивного бета-облучения на концентрацию радиационных дефектов как донорного, так и акцепторного типов. Показана корреляция немонокотонной зависимости микротвердости и концентрации электрически активных дефектов с энергетическими уровнями $E_c - 0,11 \text{ эВ}$ и $E_c - 0,18 \text{ эВ}$, а также $E_v + 0,43 \text{ эВ}$ и $E_v + 0,36 \text{ эВ}$ от времени облучения с интенсивностью $I = 10^6 \text{ см}^{-2} \text{ с}^{-1}$ (рис. 6).

Это подтверждает первостепенность роли комплексов вторичных радиационных дефектов $V_2\text{-O-C}$ и $C_1\text{-C}_s$

и/или $C_1\text{-O}_i$ в процессе радиационно-индуцированного немонокотонного изменения микротвердости кремния (первый и второй максимумы соответственно).

Таким образом, к настоящему времени, посредством косвенных методов, из всего многообразия радиационных дефектов выделены несколько, которые, очевидно, играют определяющую роль в процессе радиационно-стимулированного разупрочнения кремния.

Исследования динамики радиационно-стимулированного изменения микротвердости кремния при различных интенсивностях облучения показали, что максимумы разупрочнения достигаются при разных значениях флюенса (для различных плотностей потоков частиц). Это свидетельствует о существенной роли миграционной способности вторичных радиационных дефектов в процессе формирования дефектной структуры в условиях низкоинтенсивного облучения.

Методом послойного химического травления и промежуточного тестирования микротвердости на стадии первого максимума бета-индуцированного разупрочнения произведена оценка толщины приповерхностного слоя, в котором наблюдаются изменения числа

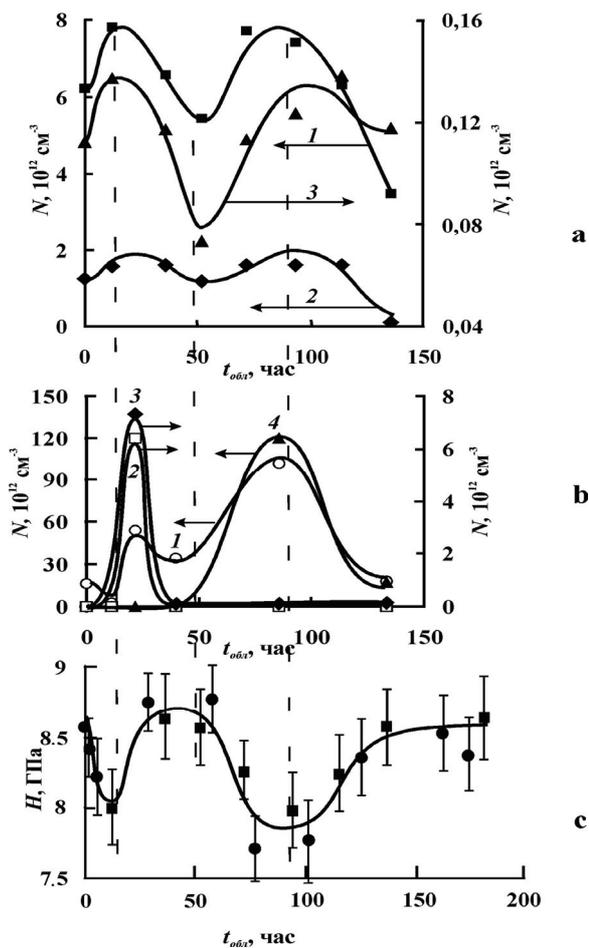


Рис. 6. Зависимость изменения концентрации РД: а) акцепторного типа (1 – $E_{c1} - 0,11 \text{ эВ}$, 2 – $E_{c2} - 0,13 \text{ эВ}$ и 3 – $E_{c3} - 0,18 \text{ эВ}$); б) донорного типа (1 – $E_{v1} + 0,43 \text{ эВ}$, 2 – $E_{v2} + 0,24 \text{ эВ}$, 3 – $E_{v3} + 0,36 \text{ эВ}$ и 4 – $E_{v4} + 0,53 \text{ эВ}$) и в) микротвердости кремния от времени низкоинтенсивного ($I = 9 \cdot 10^5 \text{ см}^{-2} \text{ с}^{-1}$) бета-облучения

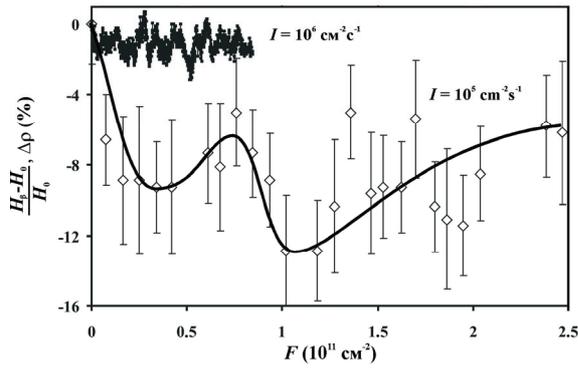


Рис. 7. Зависимость относительного изменения микротвердости и проводимости образцов кремния толщиной 1 мм от флюенса низкоинтенсивного бета-облучения

твердости. Показано, что удаление приповерхностного слоя толщиной порядка 3 мкм приводит к полному исчезновению наблюдаемого эффекта. Следовательно, процесс преобразования дефектной подсистемы кремния, индуцируемый низкоинтенсивным бета-облучением, наиболее активно протекает в тонких приповерхностных слоях. По-видимому, этим обстоятельством объясняется отсутствие заметных изменений проводимости сравнительно толстых (1 мм) образцов кремния в условиях низкоинтенсивного облучения (рис. 7). Изменения дефектной подсистемы в приповерхностных слоях (~ 3–5 мкм), которые могли бы привести к изменению проводимости, «экранируются» объемом материала, структура которого остается в условиях низкоинтенсивного облучения практически без изменений. Верификация этого предположения требует специальных исследований. Тем не менее, очевидно, что микротвердость, по крайней мере, в определенных условиях является более чувствительной характеристикой по сравнению с проводимостью по отношению к действию низкоинтенсивной радиации.

Показано, что на динамику формирования вторичных радиационных дефектов, ответственных за наблюдаемые изменения микротвердости, заметное влияние оказывает тип и концентрация легирующей примеси (рис. 8). Установлено, что повышение концентрации примеси фосфора на пять порядков величины (Si-1 → Si-2) приводит к замедлению процессов промежуточного восстановления и повторного разупрочнения (рис. 8а). Изменение типа легирующей (донорной)

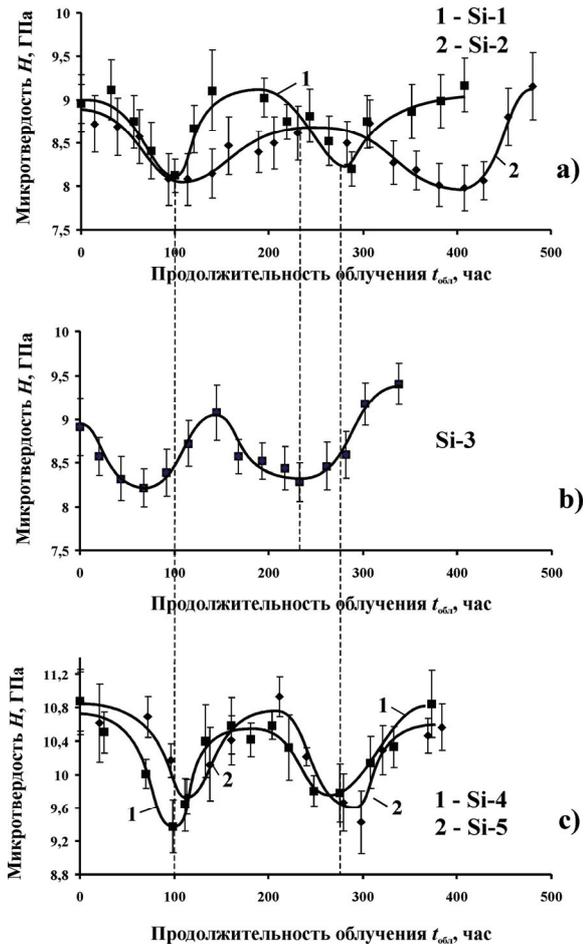


Рис. 8. Зависимость микротвердости монокристаллов кремния с примесью а) фосфора в концентрации $N_p = 5,5 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-3}$ – 1 и $N_p = 3 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$ – 2; б) сурьмы в концентрации $N_{sb} = 3 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$; в) бора в концентрации $N_b = 6,5 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-3}$ – 1 и $N_b = 3 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-3}$ – 2 от времени бета-облучения с интенсивностью $I = 10^5 \text{ см}^{-2} \text{ с}^{-1}$. Вертикальным пунктиром указаны характерные времена, при которых наблюдаются максимумы разупрочнения

примеси с фосфора (Si-2) на сурьму (Si-3) (при равных концентрациях $N_p \approx N_{sb} = 3 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$) приводит к уменьшению характерных времен облучения (флюенсов), при которых наблюдаются максимумы разупрочнения с промежуточным восстановлением (рис. 8а, кривая 2 и рис. 8б).

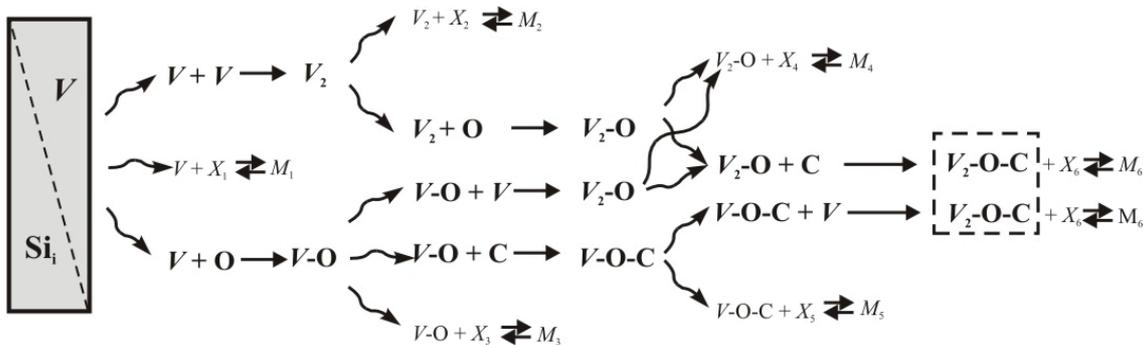


Рис. 9. Возможные квазихимические реакции в подсистеме структурных дефектов, конечным продуктом которых является комплекс $V_2\text{-O-C}$

Сравнение зависимостей микротвердости от времени облучения, полученных на кристаллах с донорной (фосфор) и акцепторной (бор) примесью в приблизительно равных концентрациях ($N_p \approx N_B < 10^{14} \text{ см}^{-3}$), не позволяет выявить существенных отличий (рис. 8а, кривая 1 и рис. 8в, кривая 1).

Анализ полученных данных позволил предложить качественную модель квазихимических реакций с участием разделившихся компонент пар Френкеля (первичных радиационных дефектов) и атомов легирующей и фоновой примеси, конечным продуктом которых является комплекс $V_2\text{-O-C}$.

Таким образом, на рис. 9 предложена последовательность возможных квазихимических реакций в подсистеме структурных дефектов, конечным продуктом которых является наиболее сложный из рассматриваемых нами комплексов $V_2\text{-O-C}$, где $X_1 - X_6$ – всевозможные компоненты альтернативных реакций (не приводящих в конечном итоге к формированию комплекса $V_2\text{-O-C}$); $M_1 - M_6$ – продукты соответствующих реакций (например, $V + P \rightarrow V - P$; $V_2 - O + O \rightarrow V_2 - O_2$ и др.).

3. Изменения микротвердости кремния в условиях комбинированного действия низкоинтенсивного облучения и слабых электромагнитных полей

При исследовании малодозовых эффектов необходимо учитывать, что на любой объект в реальных условиях эксплуатации всегда действует одновременно несколько факторов Земного, космического и техногенного происхождения. При этом индивидуальное действие даже слабых электромагнитных полей способно значительно изменять физические (механические) свойства кремния [2]. Подавляющее большинство радиационных дефектов кремния являются парамагнитными и характеризуются определенными зарядовыми состояниями. Это позволяет предполагать, что на многостадийный процесс преобразования подсистемы вторичных радиационных дефектов (индуцируемый низкоинтенсивным облучением) значительное влияние может оказывать «наложение» магнитных и/или электрических полей. Следует учитывать, что при комбинированном действии нескольких факторов принцип аддитивности может не выполняться. Несомненный интерес вызывает поочередное действие перечисленных факторов, поскольку существует принципиальная возможность изменения эффективности протекания тех или иных альтернативных квазихимических реакций в подсистеме радиационных дефектов (на характерных стадиях облучения) посредством магнитных или электрических полей.

Коллективом лаборатории малодозовых эффектов обнаружено ингибирующее действие слабых магнитных полей (индукция $B = 0,28 \text{ Тл}$) на процесс преобразования подсистемы структурных (собственных и радиационных) дефектов кремния, индуцируемый облучением бета-частицами (рис. 10).

«Наложение» электрического поля (ЭП) также может изменять динамику процесса преобразования подсистемы структурных (собственных и радиационных) дефектов, отражающегося на величине микротвердости Si и индуцируемого низкоинтенсивным бета-облучением (рис. 11).

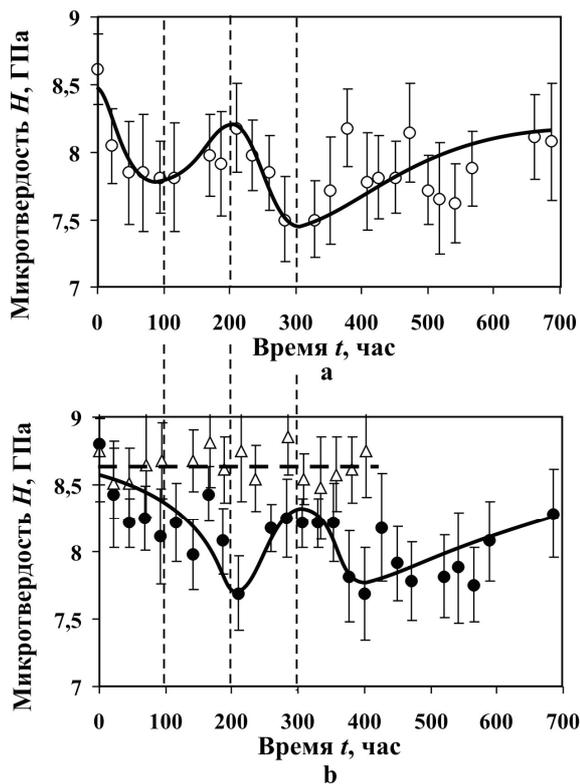


Рис. 10. Зависимость микротвердости монокристаллов кремния, выращенных методом Чохральского Cz-Si (КЭФ-10), от времени а) бета-облучения с интенсивностью $I = 10^5 \text{ см}^{-2}\text{с}^{-1}$; б) экспозиции в МП с индукцией $B = 0,28 \text{ Тл}$ (пунктирная линия) и комбинированного действия облучения и магнитного поля (сплошная линия)

Показано, что «знак» эффекта зависит от взаимной ориентации вектора напряженности электрического поля и направления потока заряженных частиц. Так, комбинирование облучения с электрическим полем в конфигурации, когда вектор напряженности поля сонаправлен потоку бета-частиц, приводит к «замедлению» процесса изменения микротвердости. Если вектор напряженности ЭП противоположен потоку бета-частиц – наблюдается незначительное «ускорение» указанного процесса.

Установлен пороговый характер влияния электрического поля на динамику бета-индуцированного изменения микротвердости кремния. Электрическое поле с напряженностью $E < 350 \text{ В/см}$ не оказывает заметного влияния на динамику преобразования подсистемы радиационных дефектов.

Предложен механизм влияния электрического поля на процесс формирования вторичных радиационных дефектов, ответственных за наблюдаемые изменения микротвердости кремния. Предлагаемый механизм влияния электрического поля на динамику преобразований радиационных дефектов основан на изменении эффективности стока отрицательно заряженных вакансий к поверхности (рис. 12).

При взаимной ориентации радиационного и электрического полей, показанной на рис. 12а, в тестируемой области кристалла (глубина проникновения индентора

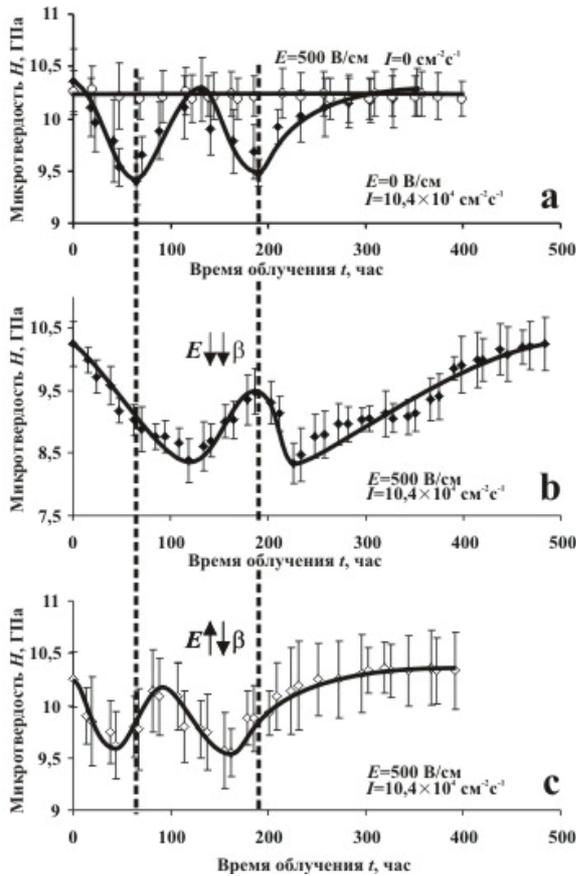


Рис. 11. Зависимость микротвердости кремния от времени: а) экспозиции в поле бета-частиц, б) комбинированного действия низкоинтенсивного облучения и электрического поля ($E = 500$ В/см) в конфигурации, когда вектор напряженности ЭП сонаправлен потоку бета-частиц, в) комбинированного действия низкоинтенсивного облучения и ЭП ($E = 500$ В/см) в конфигурации, когда вектор напряженности ЭП противоположен направлению потока бета-частиц. Горизонтальная линия отражает зависимость микротвердости от времени в нормальных условиях (без внешних воздействий)

$h \sim 2$ мкм) концентрация свободных вакансий уменьшается, что приводит к пропорциональному уменьшению скорости накопления дефектов, ответственных за наблюдаемое разупрочнение. Изменение полярности (рис. 12, б) способствует диффузии отрицательно заряженных вакансий, интенсивно генерируемых в области границы раздела кремний – оксид кремния (1 порядка сотых долей мкм) в объем материала. Следствием чего является увеличение скорости накопления комплексов V_2 -О-С и, соответственно, несколько ускоренное изменение микротвердости.

4. Основные выводы

1. Обнаружено и исследовано немонотонное изменение микротвердости монокристаллов кремния под действием низкоинтенсивного ($I_3 \sim 10^6$ см⁻²·с⁻¹) бета-облучения.

2. Обнаружено семикратное увеличение скорости установившейся ползучести кремния, на стадии бета-облучения, соответствующей первому максимуму разупрочнения.

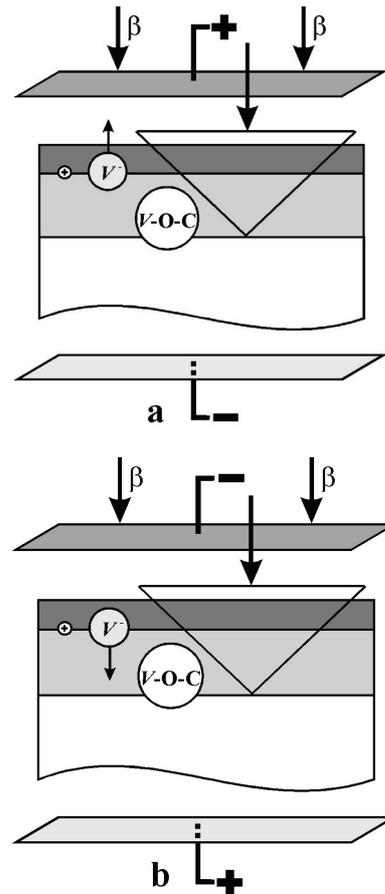


Рис. 12. Схематичное изображение преимущественного направления диффузии отрицательно заряженных вакансий, наиболее эффективно генерируемых в области раздела кремний-оксид кремния в условиях низкоинтенсивного облучения, в конфигурациях, когда а) вектор напряженности ЭП сонаправлен потоку бета-частиц, б) вектор напряженности ЭП противоположен направлению потока бета-частиц

3. Показана преимущественная роль неравновесных точечных (собственных и радиационных) дефектов в наблюдаемом изменении микротвердости.

4. Показана многостадийность процесса преобразования подсистемы радиационных дефектов.

5. Установлены значения температур, при которых происходит отжиг дефектов, ответственных за характерные стадии радиационно-стимулированного изменения микротвердости, что позволяет выбрать группу дефектов, ответственных за выделенные стадии изменения микротвердости.

6. Обнаружено, синхронное с изменением микротвердости, изменение концентрации электрически активных дефектов как донорного, так и акцепторного типов, индуцируемые низкоинтенсивным облучением.

7. Обнаружено и исследовано влияние типа и концентрации легирующей примеси на динамику бета-индуцированного преобразования дефектной подсистемы, сопровождающегося немонотонными изменениями микротвердости.

8. Идентифицированы радиационные дефекты, ответственные за изменения микротвердости на разных стадиях низкоинтенсивного облучения.

9. Предложена качественная модель, описывающая процесс формирования комплексов вторичных

радиационных дефектов, доминирующих на характерных стадиях низкоинтенсивного облучения.

10. Обнаружено влияние слабых магнитных полей на процесс бета-стимулированного преобразования подсистемы структурных дефектов кремния, сопровождающийся немонотонными изменениями микротвердости. Показана возможность управления динамикой радиационно-пластического эффекта в кремнии посредством магнитного поля.

11. Обнаружено влияние электрических полей на процесс преобразования подсистемы радиационных дефектов, ответственных за изменение микротвердости кремния. Показана возможность (в условиях низкоинтенсивного облучения) повышения радиационной стойкости кремния.

12. Предложен механизм влияния электрических полей на эффективность образования (скорость накопления) комплексов вторичных радиационных дефектов, ответственных за изменения микротвердости кремния, индуцируемых низкоинтенсивным бета-облучением.

5. Благодарности

Проведенная работа была выполнена при финансовой поддержке РФФИ (гранты № 06-02-96321-р_центр_а, № 08-02-97512-р_центр_а и № 09-02-97541-р_центр_а), а также ФЦП «Интеграция» (проекты № 30475/1558, № РИ-111/001/064).

В заключение, коллектив лаборатории малодозовых эффектов выражает искреннюю благодарность член-корреспонденту РАН В.В. Кведеру, к.ф.-м.н. В.И. Ор-

лову, к.ф.-м.н. М.В. Бадyleвичу и всему коллективу лаборатории спектроскопии дефектных структур ИФГТ РАН за обсуждение результатов, ряд полезных советов и помощь при проведении экспериментов в части, касающейся регистрации спектров DLTS; коллективу УИЦ «Нанотехнологии и наноматериалы» за плодотворное сотрудничество и помощь, оказанную при проведении части экспериментов; д.ф.-м.н., профессору НИФТИ НГУ Д.И. Тетельбауму за полезные дискуссии; а также всему коллективу кафедры теоретической и экспериментальной физики ТГУ им. Г.Р. Державина за всестороннюю помощь, поддержку и интерес, проявленные к деятельности лаборатории.

6. Литература

1. Бурлакова Е.Б. // Российский химический журнал. 1999. Т. 43. № 5. С. 3.
2. Головин Ю.И., Дмитриевский А.А. // Журнал функциональных материалов. 2007. Т. 1. № 1. С. 11.
3. Тетельбаум Д.И., Баякин В.Я. // Природа. 2005. Т. 4. С. 248.

Поступила в редакцию 3 июня 2009 г.

Dmitrievskii A.A. Mechanical properties of silicon in conditions of low-flux influences. In work the results of researches of the individual and combined influence of low-flux beta-irradiations, magnetic and electric fields on silicon single crystals mechanical properties are stated. The qualitative model of structural defects transformations in conditions of low-flux irradiations is offered.

Key words: Silicon; mechanical properties; low-flux irradiation; radiating defects; magnetic and electric fields.