

## **Электродиффузионное стимулирование расщепления дислокаций в пластически деформируемых монокристаллах кремния**

Алиев М.А., Эльдаров М.Ч.

Махачкалинский филиал Московского Автомобильно-дорожного  
Института. Россия  
367029, Пр. И.Шамиля 1, г. Махачкала, Россия.  
Bukilal@mail.ru

Приведены результаты экспериментальных исследований особенностей структуроформирования в монокристаллах кремния при обеспечении неравновесных условий их протекания. Применен многопараметрический (синергетический) способ воздействия на пластически деформируемый кристалл, поместив его в постоянное электрическое поле, обеспечивая прохождение по образцу электрического тока высокой плотности. Одновременно с деформацией реализована диффузия и/или электроперенос примесных атомов. При определенных начальных и граничных условиях в процессе структуроформирования обнаружено расщепление краевых дислокаций на частичные составляющие, являющиеся источником торсионных полей.

### **1. Введение**

Актуальность проблемы связи "структура-состав-свойства" уходит своими корнями в глубокую древность, определив целые эпохи развития человечества [1]. Научные поиски названной проблемы углублялись по мере развития техники. Именно для их решения на более высоком научном уровне в семидесятых годах в стране создавались академические институты, призванные заниматься проблемами материаловедения, микроэлектроники и изучения особенностей строения реальных структур с целью понимания возможности структуроформирования кристаллов в увязке с прогнозируемыми свойствами.

Тематика структуроформирования находится на стыке нескольких научных направлений, что и потребовало для ее изучения совмещения нескольких специальностей. Все явления природы взаимосвязаны, протекают согласованно, и изучением этой согласованности занимается синергетика [2]. Универсальным и в структурном направлении считается синергетический подход. В Синергетике история возникновения более сложных структур – это история эволюции простых, интеграция простых элементов в более сложные. Как из многих мертвых молекул возникает нечто живое? Какие законы и правила управляют развитием сложного и как определить структуру и функцию сложных процессов и образований? Можно ли воздвигнуть мост между физикой живой и неживой? Может ли быть единый закон, подходящий для объяснения сложных структур физического, химического, биологического и социального происхождения? Применение принципов самоорганизации и эволюции ведется интенсивно в различных научных направлениях усилиями международного содружества исследователей.

Изучение закономерностей поведения нелинейных кооперативных процессов вдали от термодинамического равновесия, когда они неустойчивы, и главное, необратимы при наличии градиентов давления, концентрации, температуры и при синергетическом (многопараметрическом) воздействии на самовозбужденную систему (СВС) представляет научно-практический интерес. Таким объектом, удовлетворяющим требованиям синергетики, является пластически деформируемое твердое тело (ПДТТ), особенно при одновременной реализации протекания электрического тока высокой плотности через образец и одновременного диффузионного легирования разнорядовыми примесями, а также при одновременном воздействии и других параметров, таких как электрическое поле и излучение различных частот.

Современное развитие, несмотря на прогресс в микроэлектронике, вычислительной технике, средствах связи, новых материалах, энергетике, транспорте и т. д., свидетельствует о начале кризиса Суммы Технологий XX века. Микроэлектроника уже вышла на рубежи нанотехнологий, где дальнейшее уменьшение размеров элементов микроэлектронных приборов не может быть реализовано, так как напыленный полупроводник не может быть тоньше одноатомного слоя. Даже в оптических ЭВМ быстроедействие не может быть выше скорости света. Матричная архитектура ЭВМ не решает проблему в полной мере, так как влечет за собой увеличение объема вычислительных средств.

Гидроэнергетика исчерпала свои возможности и последние полвека развивалась за счет ущерба пахотным землям от водохранилищ и ущерба рыбному хозяйству из-за каскада плотин. Гигантские выбросы в атмосферу углекислого газа при сжигании топлива тепловыми электростанциями стали серьезным фактором экологического бедствия Планеты.

Очевиден глобальный экологический кризис нынешней Цивилизации. Несмотря на большие успехи в снижении материалоемкости, экономии потребления энергоресурсов (нефти, газа, угля и т. д.), прогнозируется, что уже в первой половине XXI века многие месторождения на Земле будут исчерпаны; а термоядерная энергетика пока не вышла из стадии разработок.

Таким образом, кризис технологий XX века очевиден. Если учесть, что идейный потенциал новых технологий черпается в фундаментальных науках, приходится признать, что, несмотря на впечатляющие идеи в фундаментальных науках последних лет, как и в конце XIX века, сейчас, в конце XX века наблюдается кризис в фундаментальных теоретических и экспериментальных науках - кризис общепринятой Научной Парадигмы. В дополнение к этому объем феноменологии - необъясненных явлений природы и наблюдаемых в экспериментах процессов не сокращается, а постоянно растет. Это свидетельствует, по меньшей мере, о неполноте современной науки.

По мере углубления кризиса технологий и кризиса фундаментальных знаний неотвратимо появятся концепции, которые приведут к пересмотру наших научных представлений, и на основе Новой Физики сформируется сумма технологий, не

имеющая корней ни в современном технологическом базисе, ни в традиционной науке. Однако без появления Новой Физической Парадигмы появиться технологиям на новых физических принципах было неоткуда.

В средние века была изобретена знаменитая дамасская сталь, клинки из которой разрубали металлические доспехи воинов. В наше время проблема прочности, износостойкости и надёжности машин и механизмов входит в первую пятёрку приоритетов научно-технического прогресса. Сравнение реальной прочности со значениями, полученными на основании теоретических расчётов, обнаруживает весьма существенные расхождения: теоретический предел прочности в десятки и даже в сотни раз превосходит значения полученные экспериментально. Процесс равновесной организации структуры кристаллов не несет информации об их эволюции в целом. Критерием перехода от организации к самоорганизации структуры кристаллов служит обеспечение протекания флуктуационных процессов в неравновесных условиях и наличие признаков открытости, неустойчивости и необратимости системы. Одной из перспективных и привлекательных идей для технологий структуроформирования в кристаллах является идея управления механическим поведением твердых тел и их структуры с помощью электрического поля [3]. Известно, что необычность структуры наноматериалов приводит к появлению у них принципиально новых физических и механических свойств [4]. Конструкции, выполненные из материалов, полученных в термодинамически равновесных условиях, обречены на практике на конфликт с неравновесными условиями эксплуатации окружающего пространства [5]. Характерной чертой нынешнего этапа развития науки о материалах является переход к получению и управлению свойствами материалов, используя реальные законы природы, далекие от равновесия, основанные на иерархичности и структурной упорядоченности материи, и ее структурных элементов в широком диапазоне масштабов. В материаловедении важной задачей считается выяснение различных механизмов протекания деформационных процессов, в частности, механизмов диссипации энергий и нахождение новых удачных способов воздействия на структуру кристаллов, обеспечивающих неразрушающий характер их структурообразования [6].

В последние годы на основе экспериментального материала сформированы новые подходы к проблеме пластичности и прочности, свидетельствующие о временной и пространственной неустойчивости пластической деформации и возникновении режимов самоорганизующейся критичности и детерминированного хаоса. Если термическое возбуждение в основном принимается всей атомной системой пластически деформированного твердого тела (ПДТТ), а механическое возбуждение только дефектами, являющимися пластическими составляющими, то совместное воздействие на кристалл в присутствии катализатора обнаруживает его уникальные свойства.

Поскольку ПДТТ является открытой системой, нелинейность его поведения в макромасштабе наиболее отчетливо проявляется при переходе в пластическую область. Именно в пластической области фиксируется прерывистость течения, на проявление которой в макромасштабе влияют направленный поток структурных элементов решетки и их интенсивность воздействия. Прерывистую текучесть можно рассматривать как динамическое состояние деформируемого кристалла в виде

диссипативной структуры. Один из механизмов диссипации подводимой энергии заключается в преобразовании ее в энергию образования дислокаций. Каждая вновь возникающая дислокация запасает определенную порцию энергии. Следующий механизм диссипации заключается в избавлении от части энергии, запасенной одиночными дислокациями за счет их перемещения и объединения. Если на масштабах отдельных дислокаций они приводят к формированию дисклинаций, то на больших масштабах в действие вступают коллективные эффекты. Особенностью коллективных эффектов является их умение действовать как единое целое и формировать более крупные и сложные структуры.

Использование направленного потока электронов в качестве управляющего параметра возбуждения дислокационной системы кристалла, как показали наши исследования, позволяет влиять на ориентацию, распределение и расщепление дислокационной структуры.

Генерируемые при электропластической деформации дислокации имеют более упорядоченную и однородно ориентируемую структуру, в отличие от получаемых другими методиками. Кроме этого, как показали эксперименты, диффузия различных примесей с поверхности кристалла в его объем вдоль дислокационных трубок существенно ускоряется (на 4 - 6 порядков), особенно при генерации дислокаций методом электропластической деформации, с одновременной реализацией процесса диффузии. Это дает возможность, помимо управления свойствами материала путем создания наноструктурных элементов на основе дислокаций, дополнительно влиять на различные свойства путем диффузионного наполнения дислокационных трубок различными примесями.

## 2. Методика эксперимента

В предлагаемой работе эксперимент проводился в специально сконструированной деформирующей машине с сапфировыми штоками и опорами, обеспечивающей режим «мягкого» нагружения. Такая методика «мягкого» нагружения, в отличие от «жесткой», позволяет устранить отрицательную обратную связь между машиной и образцом. При «жесткой» методике нагружения, инициированное внешним воздействием разупрочнение приводит к уменьшению нагрузки на образец и приостановке пластического течения, «замаскировывая» эффект разупрочнения. Основным преимуществом примененного нами методико-технологического приема в экспериментальном отношении является возможность изучения всех структурно-чувствительных свойств кристаллов на одном образце и с одной установки [8].

Объектами исследования были монокристаллы кремния р-типа проводимости, легированные галлием до различной степени чистоты.

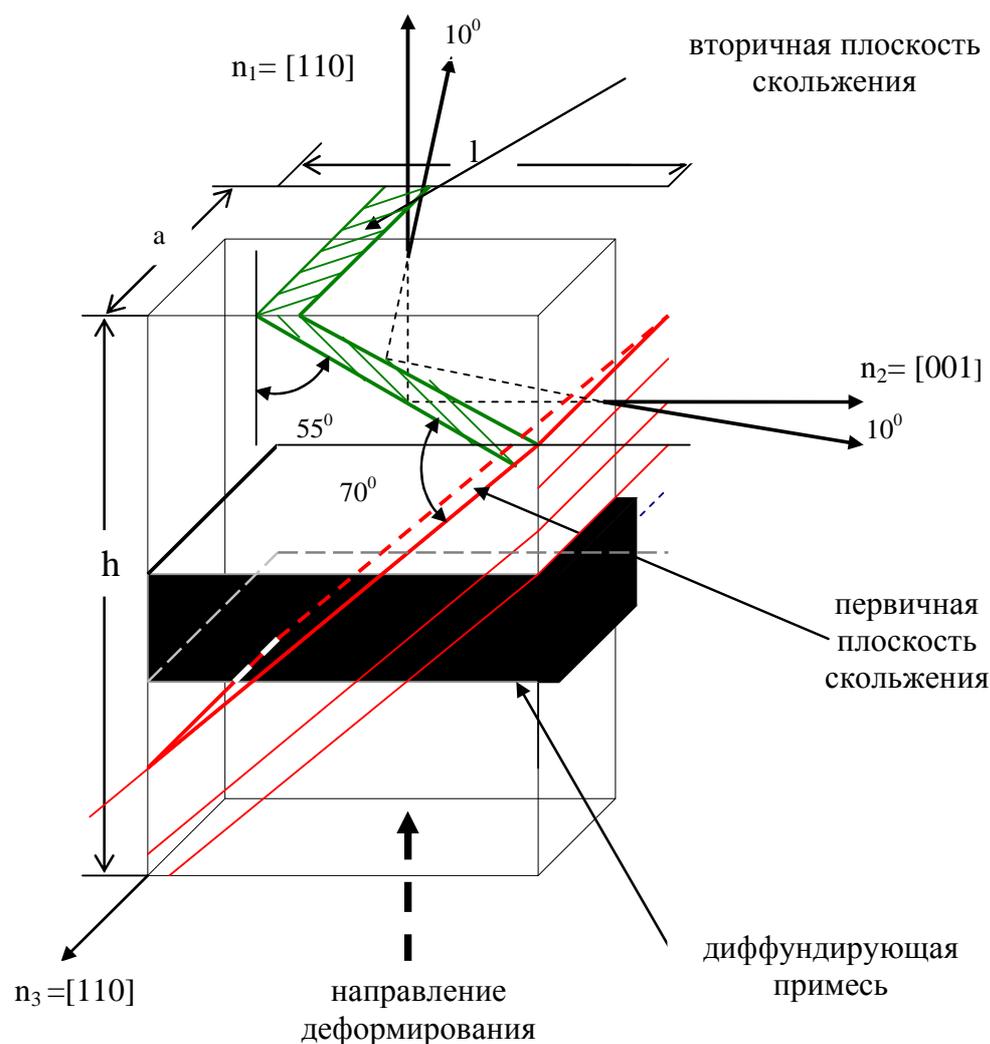


Рис.1. Схема ориентации образца

Образцы в виде параллелепипеда размерами  $15 \times 10 \times 5$  мм, ориентированы определенным образом как показано на рис. 1. Одна грань была параллельна плоскости  $(110)$ , а две другие отклонены на  $10^\circ$  от плоскостей  $(001)$  и  $(\bar{1}\bar{1}0)$ . Деформацию производили тремя способами: в условиях внешнего нагрева образца (термопластическая деформация - ТПД), в условиях прохождения электрического тока через образец (электропластическая деформация - ЭПД) в условиях одновременной с деформацией реализации электропереноса примесных атомов (электропереносопластическая деформация - ЭППД). Схематично все способы отражены на рис. 2.

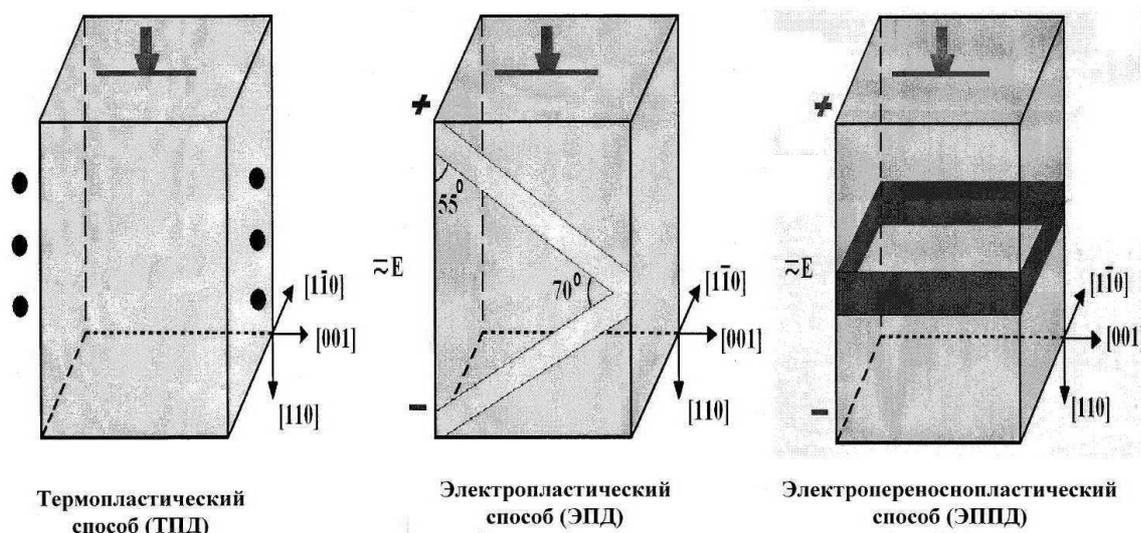


Рис.2. Схема деформации образца кремния.

Образцы после механической и химической полировки очищались ионно-плазменной чисткой. Затем широкими торцевыми поверхностями с нанесенным слоем диффузанта – углерода складываются попарно и зажимаются между пуансонами деформационной установки прессового типа. Плотность тока, проходящая по образцу в зависимости от температуры деформации, менялась в пределах  $1,0 \cdot 10^6 - 1,5 \cdot 10^6$  А/м<sup>2</sup>. Падение напряжения на образце при этом составляло 1,0 - 0,6 В. Мощность, выделяемая на образце, доходила до 100 W. Наша установка позволяла регулировать величину тока независимо от температуры деформации за счет скорости протекания хладагента (инертного газа) через систему.

При изучении механических свойств кристаллов определяли деформационные параметры с помощью датчиков. Датчиками служат: для записи усилия - тензодинамометр, для перемещения - индуктивный преобразователь. Сжатие производилось вдоль  $(\bar{1}\bar{1}0)$  при различных сдвиговых напряжениях, и температурах, регулируемых в широких пределах в течение определенного времени. В динамическом режиме сжатие длилось не более 20 мин., а иногда с переходом в статический режим длительностью до 30 мин. и в вакууме порядка  $10^{-4}$  Па. По окончании испытания анодная и катодная части образцов механически разделялись и из них вырезались полоски соответствующих размеров для измерения электрических и диффузионных характеристик. Механические свойства, определяемые по деформационным параметрам (величина деформации  $\varepsilon$ , коэффициент упрочнения  $\gamma = \frac{d\varepsilon}{d\sigma}$ , скорость деформации  $\dot{\varepsilon} = \frac{d\varepsilon}{dt}$ ) измерялись и записывались на самописце по ходу эксперимента.

Измерения коэффициента Холла и электропроводности проводились компенсационным методом на постоянном токе в магнитном поле 6000 G в металлическом криостате с автоматической регулировкой в пределах 4.2-300 K и точностью поддержания температуры  $\pm 1$  K. Контроль распределения примесей по глубине проникновения осуществляли последовательным снятием слоев и измерением концентрации диффундированных атомов методом Оже-спектроскопии.

Значительные успехи достигнуты в исследовании структуры дислокаций в монокристаллах полупроводников благодаря разработке и применению метода слабых пучков, позволившего значительно повысить разрешающую способность изображений. Для электронно-микроскопического исследования продеформированные образцы разрезали параллельно плоскости преимущественного скольжения (111). Полученные фольги исследовали в микроскопе JEM 200СХ. Расщепление изучали, используя изображение в слабых пучках типа 220. Величины расщепления определяли по изображениям в соответствующем слабом пучке, в котором для дислокаций выполнялось условие  $q\beta=2$  ( $q$ -дифракционный фактор).

При изучении механических свойств мы использовали уравнение, описывающее соотношение между приложенной к кристаллу величиной сдвиговой деформации и кинетическими структурными составляющими, которое имеет вид:

$$\sigma = \frac{U_0}{\gamma} \left( 1 - \frac{kT}{U_0} \ln \frac{\tau}{\tau_0} \right) \quad (1), \text{ где}$$

$\tau_0$  - период межатомных колебаний,  $U_0$ -энергия механических связей,

$\gamma$  -коэффициент активационного объема. Здесь  $\frac{U_0}{\gamma}$  - верхний предел прочности -

атермическая механофлуктуационная часть, а  $\left( 1 - \frac{kT}{U_0} \ln \frac{\tau}{\tau_0} \right)$  -термофлуктуационная

часть При постановке  $U_0 = \chi \frac{C_0}{\alpha}$ , где  $C_0$ -теплоемкость,  $\alpha$ -коэффициент линейного

расширения,

$\gamma$ -структурный коэффициент пропорциональности.

$$\sigma = 1 - \frac{\alpha T}{3\chi} \ln \frac{\tau}{\tau_0} = 1 - \beta \quad (\text{термофлуктуационная часть}). \text{ При } \alpha \rightarrow 0$$

$\beta$  исчезает. Основной упор в эксперименте сделан нами не на термофлуктуационную составляющую этого уравнения, а на ее механофлуктуационную компоненту. Также в наших экспериментах имел место случай, когда  $\alpha \neq 0$ , а  $\epsilon = 0$  при соответствующем армировании плоскостей скольжения. Следует подчеркнуть, что электростимулированный способ ПД п/п кристаллов привел к изменению практически всех структурно-чувствительных параметров и они резко отличается от параметров полученных при ТПД-способе Таким образом, изменяя структуру кристаллов пластическим деформированием с одновременным применением и электростимулирования, а для изменения состава, и электродиффузию, смогли получить широкий спектр свойств, вплоть до расщепления дислокаций, имеющих множество прикладных применений. В качестве примеси применен индий как имеющий большой атомный радиус, низкий потенциал ионизации.

### 3 Результаты эксперимента

### 3.1 Механические свойства

На рис. 3 (кр.1-5) приведены кривые зависимости величины деформации от сдвигового напряжения  $\sigma(\varepsilon)$  для монокристаллов кремния р-типа проводимости, полученные при ЭПД – способе в режиме динамического нагружения для двух образцов. Для ТПД – способа кривые зависимости  $\sigma(\varepsilon)$  на рисунке не приведены ввиду отсутствия заметных для анализа величин деформаций ( $\varepsilon = 0,2\%$ ) при аналогичных условиях деформирования. Для термического способа нужны значительно большие величины нагрузки, температуры и времени деформирования. Как видно из рис. 3, характерными особенностями поведения всех кривых является появление постадийной ступенчатости в их ходе. Обращает внимание тот факт, что в таком малом интервале усилия появились по три участка, причем наблюдается постоянство коэффициента упрочнения на значительном расстоянии. На кр. 1 рис. 3 зависимости  $\sigma(\varepsilon)$  видно, что различие между первым и последним участком доходит до  $\gamma_1/\gamma_2=6.3$  раз ( $\gamma_1 = 4.1$  и  $\gamma_2 = 0.65$  соответственно). Это характерно для кристаллов, обработанных без диффузии. В отличие от кр.1 рис.3, на кр.2-5 рис.3, отражающих одновременный диффузионно-деформационный процесс, коэффициенты упрочнения значительно меньше, и отличаются только в 3 раза ( $\gamma_1=2.5$  и  $\gamma_2 = 0.8$  соответственно). При этом на всех кривых наблюдается постадийно-ступенчатый характер протекания процесса. Наибольший эффект пластификации наблюдается на образцах, деформированных ЭППД-способом, причем на анодной части эффект выражен ярче чем на катодной.

Как правило, упрочнение на начальных участках  $\sigma(\varepsilon)$  ступенчато переходит к разупрочнению на последующих. Как видно из рис. 4 (кр. 1, 2) зависимости  $\varepsilon(t)$ , скорость пластического деформирования на образце с диффузией (кр. 1) значительно больше, чем на образце без диффузии (кр. 2). Замечаем, что кр. 1 и 2 рис. 4 ( $\varepsilon(t)$ ) имеет также ступенчатый характер поведения. Характерной особенностью хода этих кривых является то, что имеет место смена последовательности изменения скоростей деформирования. В случае деформации без диффузии, скорость меньше на начальном участке, чем на конечном ( $\varepsilon_1/\varepsilon_2= 4.5$ ), тогда как на образце с диффузией наоборот ( $\varepsilon_2/\varepsilon_1 = 4.5$ ). Все вычисленные параметры из кривых рис. 3, 4 зависимостей  $\sigma(\varepsilon)$  и  $\varepsilon(t)$  представлены в таблице №1.

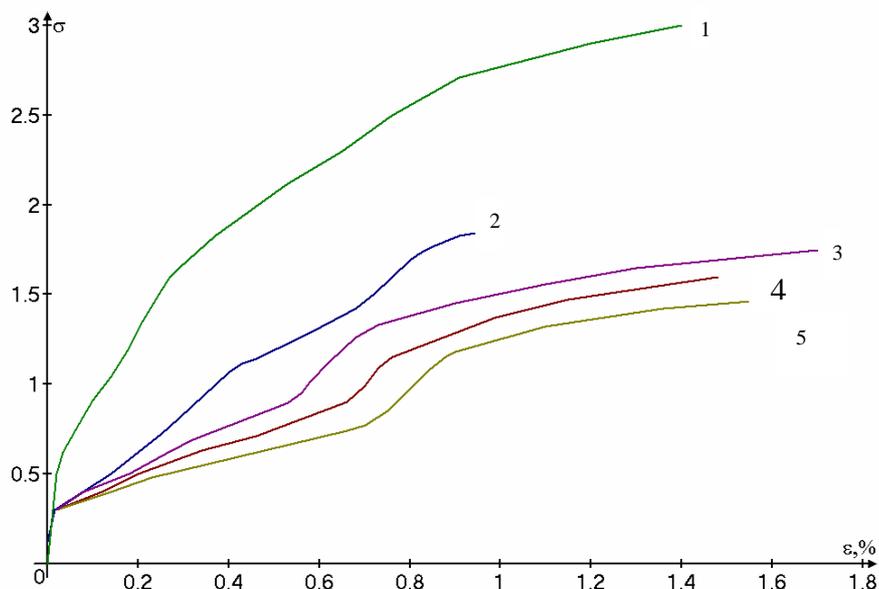


Рис. 3. Зависимость сдвиговое напряжение - деформация для образцов монокристаллического кремния, деформированных в режимах: 1. ЭПД без диффузии; 2. ЭПД с диффузией индия; 3. ЭПД с электропереносом индия (катод); 4. ЭПД с электропереносом индия (общая); 5. ЭПД с электропереносом индия (анод).

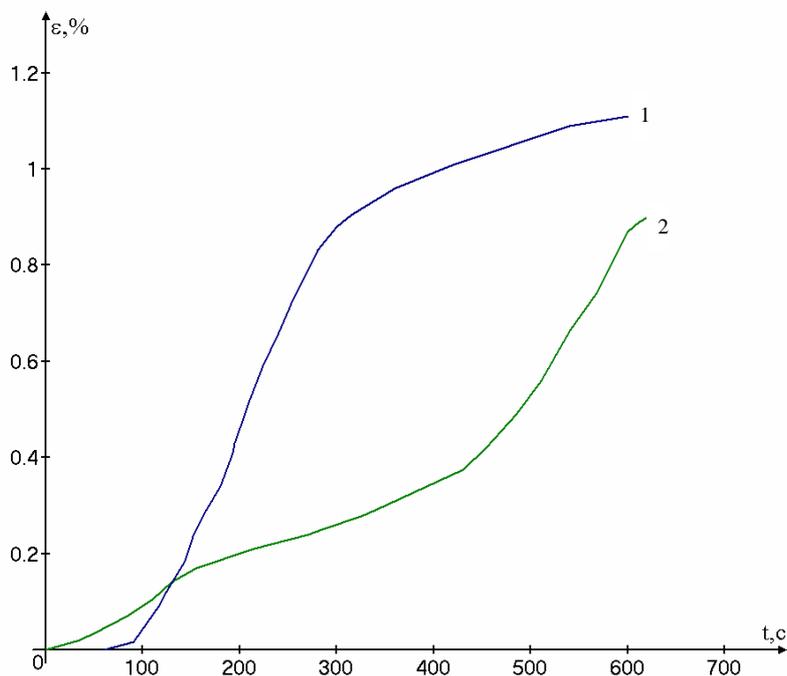


Рис. 4. Зависимость величины деформации от времени в режимах 1. ЭПД с диффузией индия; 2. ЭПД без диффузии.

### 3.2 Электрические свойства

Исследовано влияние специфики реконструирования и специфики формирования центров рассеяния в структурах, полученных в процессе электропластической деформации монокристаллов кремния на его электрические свойства. Изучено

влияние характера взаимодействия и взаимовлияния деформационных и примесных дефектов на эффекты рассеяния основных носителей заряда (ОНЗ) в монокристаллах кремния, обработанных одновременно и электрическим стимулятором. На рис. 5 (кр. 1-5) в двойном логарифмическом масштабе приведены результаты экспериментальных исследований температурной зависимости подвижности дырок  $\mu(T)$  в образцах P-Si в интервале температур 77-300 К. Как видно из рисунка, величина и температурный ход подвижности всех деформированных образцов различаются между собой и это различие проявляется при  $T < 200$  К. Наибольшее рассеяние наблюдается на образце прошедшем обработку в ТПД - режиме, наименьшее - на образце, вырезанном из его анодной части, хотя величины деформации одинаковые и равны  $\varepsilon = 1,2\%$ . Однако по данным электронно-микроскопических исследований плотность дислокаций в образцах из ТПД-режима на порядок выше, чем на образцах анодной части из ЭППД-режима. Как видно из рис. 5, для слабых деформаций ( $\varepsilon = 1,2\%$ ) без диффузии примеси углерода существовало сильное рассеяние (кр. 3), а в присутствии продиффундировавшей примеси углерода произошло увлечение  $\mu$  и на катодной (кр. 2) и еще в большей степени на анодной (кр. 2) частях кристалла. На основании приведенных сравнений можно было бы предположить, что в обоих случаях деформации кристаллов генерируются одинаковые источники рассеяния заряженных носителей. Однако структурное формирование и количественные характеристики для разных режимов различны. Так, в случае ЭППД-режима все участвующие в деформационно-диффузионном процессе структурные частицы взаимодействуют между собой в динамическом потоке и в определенном направлении движения. Можно также допустить, что образовавшиеся в процессе эволюции структуры дефектные центры отличаются и по таким свойствам, как тепло-, электро- и химическая активность. Как видно из приведенных на рис. 5 кривых 2-4, наибольшее рассеяние наблюдается на образце, вырезанном из бездиффузионной части слитка, а наименьшее рассеяние основных носителей заряда происходит на анодной части образца, куда прошла электропереносная диффузия примесных атомов углерода, хотя то же самое должно было наблюдаться и на катодной части образца. Однако на катоде величина подвижности больше, чем на анодной части. Рассеяние на образце, вырезанного из слитка, прошедшего обработку ТПД-способом, наибольшее и отличается от исходного почти на порядок.

Рис. 5. Температурная зависимость подвижности дырок образцов p-Si, деформированных на  $\varepsilon = 1,2\%$ :

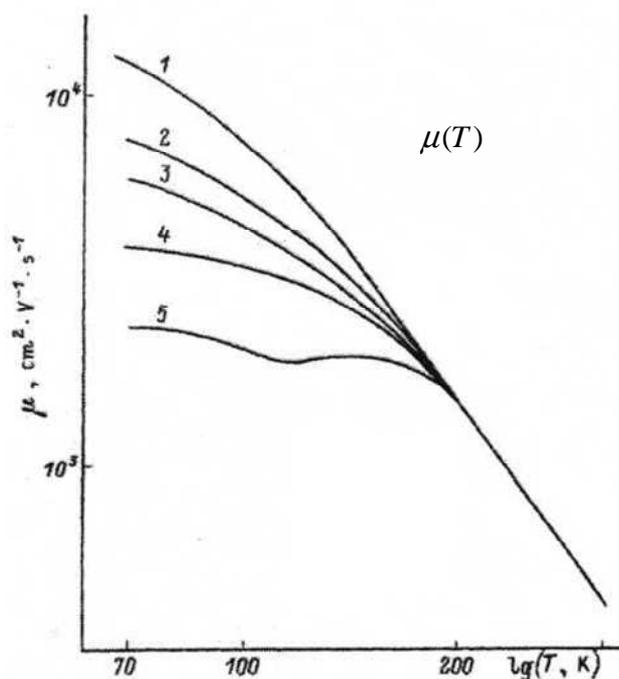
1-контрольный, без деформации,

2-ЭППД-способ, анодная часть с диффузией углерода,

3-ЭППД-способ, катодная часть с диффузией углерода,

4-ЭПД-способ без диффузии примеси,

5-ТПД-способ без диффузии примеси.



### 3.3 Диффузионные свойства

Экспериментально исследовано влияние электродиффузионно-пластической деформации на явления электропереноса примесных атомов углерода в монокристаллах кремния и обнаружены эффекты преимущественного их увлечения в сторону анода и ускоренного проникновения в глубь кристалла. На рис. 6 (кр. 1-3) приведены кривые концентрационных распределений примесных атомов углерода по глубине их проникновения в анодной и катодной части монокристалла дырочного кремния, прошедшего обработку в режиме ЭППД-способа. Как видно из кривых, электродиффузия сопровождается преимущественным переносом углерода к аноду. Заметно также ускоренное проникновение примеси в глубь кристалла (35 мкм) по сравнению с объемной диффузией, которое при  $T=1500$  К не составляет заметной величины проникновения за время  $t = 30$  min. Диффузионный поток примесей по структурным дефектам не подчиняется закону Фика. Как видно из рис. 6, логарифм концентрации примеси пропорционален первой степени глубины проникновения.

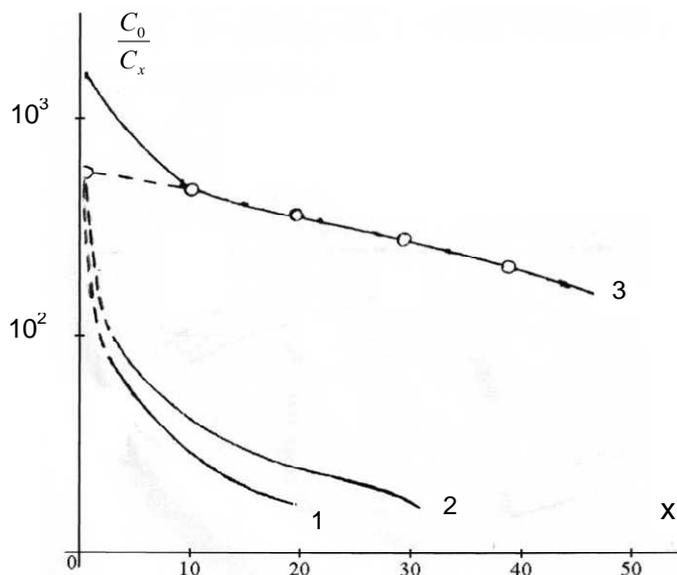


Рис. 6. Распределение концентрации примесных атомов углерода по глубине их проникновения в образцах кремния, деформированных ЭПД-способом:  
 1 - катодная часть,  
 2 - анодная часть,  
 3 - объемная диффузия при  $T=1500^{\circ}$   
 $K$  и  $t=10^5$   
 $C_0$ -исходная поверхностная концентрация примеси,  
 $C_x$  - концентрация примеси на глубине  $x$ .

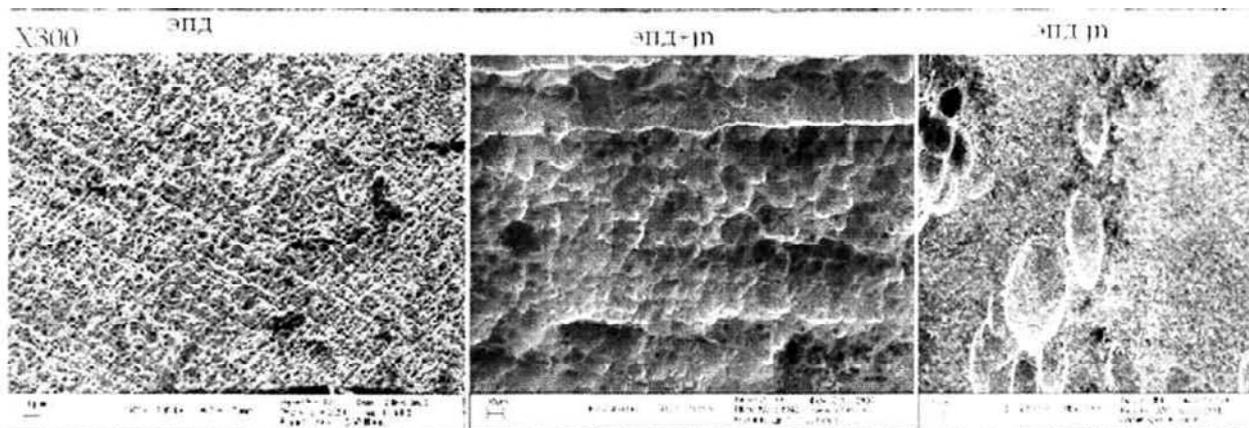


Рис.7. Микроструктура поверхности образцов кремния, обработанных в режимах 1. ЭПД; 2. ЭПД с электропереносом индия; 3. ЭПД с диффузией индия.

Полученное в эксперименте концентрационное распределение углерода, как это видно из рис. 6, имеет простой характер. Правда, при грубой обработке поверхности исходные концентрации разнятся на порядок. Для сравнения, на рис. 4 приведена кривая концентрационного распределения углерода в кремнии, полученная авторами работы при проведении обычной объемной диффузии при температуре деформации  $T_d = 1400^{\circ}\text{C}$  и времени деформирования  $t_d = 4.32 \cdot 10^5$  сек. А наш эксперимент проводился при  $T_d = 700^{\circ}\text{C}$  и  $t_d = 1.2 \cdot 10^3$  сек. Диффузия атомов углерода в деформированных образцах проходит ускоренно и с эффектом увлечения примесных атомов «электронным ветром». Характерные особенности микроструктурных изменений образца представлены на рис.7. Как видно из рис. 7, рельеф микроструктур поверхностей образцов заметно отличаются между собой. Процесс структурирования

и состояние кристалла влияет на примесь-дислокационное взаимодействие и характер распределения примесных атомов вокруг полей их действий. Возможно, при ЭППД-способе образуются нанокристаллические фазы, которые обеспечивают реакцию замещения атомов кремния на краю экстраплоскости индием. При ЭПД-способе индий диффундирует преимущественно по междоузлиям.

Анализируя морфологию микроструктур, замечаем, что от способа вхождения примеси – диффузионного или электропереносного – зависит рельеф поверхности. Как видно из рис. 7, для каждого из способов деформации есть свои особенности морфологии структуры:

- 1) Для ЭПД-способа характерна однородность распределения дефектной микроструктуры по всей поверхности;
- 2) Для ЭППД-способа с электропереносным характером вхождения примеси происходит когерентная перестройка следов плоскостей скольжения и их выстраивание в параллельный ряд;
- 3) Для ЭПД-способа с обычным диффузионным вхождением примесных атомов индия в решетку деформируемого кристалла в микрорельефе появляются глубокие борозды в локальных областях как результат взаимодействия деформационно-диффузионных процессов.

### 3.4 Структурные свойства

На рис. 8 (а-б) приведены типичные картины расщепления дислокаций. Как видно из рис. 8 (б) полная скользящая краевая дислокация расщепляется на две частичные  $60^\circ$ -ные. Расщепление происходит в той плоскости, для которой энергия дефекта упаковки наименьшая. Для структуры алмаза это  $[111]$ , которая является и плоскостью скольжения. Было обнаружено, что дислокации движутся и в расщепленном виде электрон (дислокация) проявляет себя как классический спин, и как следствие, спиновое поле влияет на процесс самой пластической деформации.

Свойства структур кристаллов со спиновым расщеплением только начали экспериментально изучать. Расщепленные составляющие дислокации (типа спинов) объединяются в энергетически выгодную конфигурацию типа дефектов упаковки. На расщепленных дислокационных изображениях имеются локальные сужения и расширения как это видно из рис. 8. Характер расщепления дислокаций (нормальный и аномальный) определяется по характеру дефекта упаковки (внедрения или вычитания). Экспериментально показано, что монокристаллы при электропластической деформации сокращаются не непрерывно, а скачкообразно, что приводит кривую зависимости  $\sigma(\epsilon)$  к ступенчатому ходу, характерному для волнообразного процесса пластической деформации. Проведенные нами электронно-микроскопические исследования в структурированных выше названным способом кристаллах показали, что при определенном режиме электропластической деформации наблюдается расщепление краевых дислокаций на частичные, открывая новые каналы диссипации с поглощением избыточной энергии.

Результаты измерения расстояний между частичными дислокациями Шокли для изолированных дислокаций проведены на Рис. 10. Вычислены величины расщепления

дислокаций различной ориентации, определяемой углом между линией дислокации и ее полным вектором Бюргерса. Величины расщепления лежат внутри области, ограниченной кривыми 1 и 2. Она соответствует энергии дефекта упаковки  $\gamma = 64 + 10$  эрг/см<sup>2</sup>. На Рис. 9 видно как частичные дислокации объединяются в дефекты упаковки с энергетически выгодной конфигурацией.

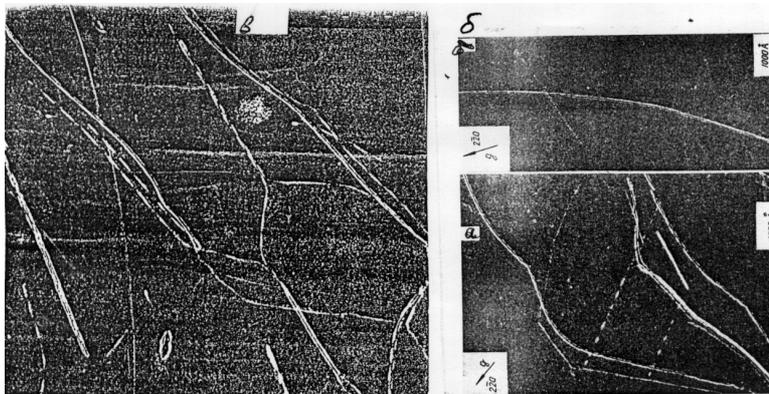


Рис. 8. Расщепление краевых дислокаций на частичные в p-Si при  $T_d = 700^\circ\text{C}$  и  $\varepsilon = 1.2\%$  для:

- а - ТПД-способа
- б - ЭППД-способа

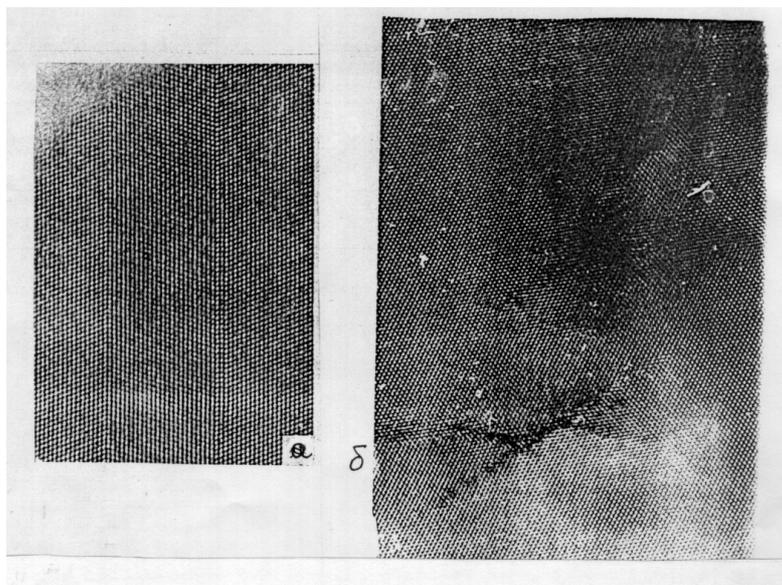


Рис. 9. Изображение дефектов упаковки: а) при ТПД, б) при ЭППД-способах.

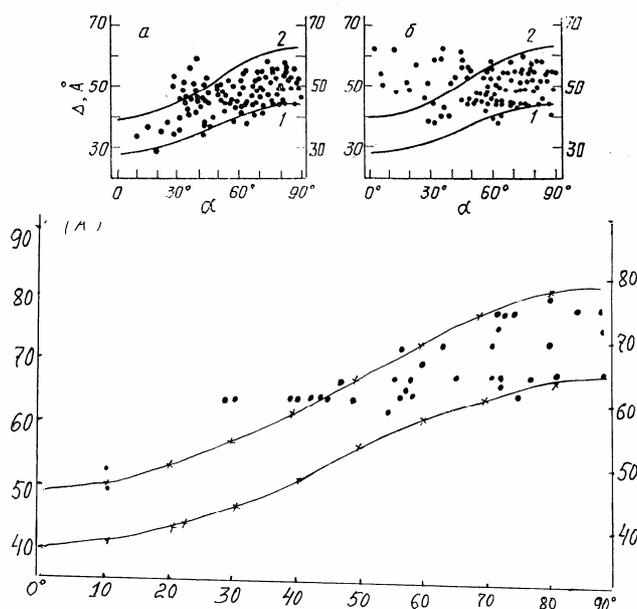


Рис 10. Величины расщепления краевых дислокаций на частичные  $60^\circ$ -ные. а, б) ЭПД-способ; в) ЭППД-способ.

#### 4. Обсуждение

При изучении механических свойств обнаружена возможность существенного повышения пластичности при специальной методике деформирования сжатием совместно с легированием и электропереносом. Наблюдаемые особенности поведения пластичности кристаллов кремния в случае ЭДПД - способа объясняются, на наш взгляд, следующими факторами. Если в процессе ТПД электрон-фононное и электрон-дислокационное взаимодействия присутствуют как независимые факторы, то в случае электропластических ЭПД и ЭППД-способов все структурные носители перестраиваются в динамические потоки и силы определенного направления. При больших плотностях тока, проходящего через деформируемые образцы, стимулирующих перемещение заряженных дефектов, деформация ускоряется, что и наблюдается в эксперименте. В электрическом поле на дислокацию действует двойная сила - механическая и электрическая, и высота потенциального барьера оказывается пониженной, для преодоления ее требуется меньшая энергия активации.

Нанося диффундирующую примесь на анодно-катодные поверхности деформируемого кристалла специальным образом, как показано на рис. 1, можно добиться прочного их закрепления в течение времени, достаточного для формирования такого поверхностного слоя, который начнет работать как источник генерации дефектов с диффузионной накачкой.

Сопротивление деформации кристаллической структуры определяется распределением препятствий движению дефектов различной природы. Эти препятствия могут преодолеваются как термоактивационным, так и механоактивационным способами. В случае ЭППД-способа удастся снизить термический вклад, увеличив атермическую компоненту. При применении ЭППД-способа структура кремния испытывает довольно сложную эволюцию, зависящую от

многих факторов, включая эволюцию и самих дефектов, сопровождающуюся изменением и размеров и энергии.

При деформации кристаллов в электрическом поле на заряженные дислокации, помимо механических напряжений, будет действовать дополнительная сила, равная  $F = e \cdot E$ , где  $e$  - эффективный заряд дислокаций,  $E$  - напряженность электрического поля. При наличии вышеперечисленных условий эксперимента, возможно, реализуются следующие ситуации: дислокации заряжаются и приобретают преимущественное направление перемещения с более высокой подвижностью, чем нейтральные. В условиях реализации диффузионного электропереноса может произойти перераспределение примесных ионов в окрестности дислокаций и по эффекту преимущественного их увлечения в сторону анода, воздействовать на динамику последних. Необходимо отметить, что все участвующие в диффузионно-деформационном процессе структурные частицы (примесные и собственные атомы, заряженные носители подсистемы - дырки и одновременно генерируемые дислокации) взаимодействуют между собой в динамическом потоке и в определенном направлении движения. Таким образом, при ЭДПД - режиме условия деформации кристалла облегчены присутствием дополнительного фактора возмущения дислокационной системы в виде электродиффузии примесных атомов. При больших плотностях тока, проходящих через деформируемые образцы, стимулирующих перемещение заряженных дефектов, деформация вполне может ускориться, что и наблюдается в нашем эксперименте. Использование направленного потока электронов в качестве управляющего параметра возбуждения дислокационной системы кристалла, как показали наши исследования, позволяет влиять на ориентацию и характер распределения дислокационной структуры.

Обнаруженные различия в ходе кривых 1-4 (рис. 3, 4) связаны с тем, что если в случае ТПД-способа электрон-фононное и электрон-дислокационное взаимодействия присутствуют как независимые факторы, то при ЭППД-способе все структурные носители пластически деформируемого кристалла перестраиваются в динамические потоки и силы определенного направления, которые значительно облегчают деформационный процесс. Наибольшее рассеяние в образце при ТПД-режиме (рис. 5, кр. 5) объясняется более высокой плотностью дислокаций. Что касается различия в величинах подвижности для образцов из анодной и катодной частей кристалла (рис. 5, кр. 2-3), то оно обусловлено взаимодействием диффундирующей примеси с подвижными дислокациями.

В существующих теориях диффузии по дислокациям роль дислокаций сводилась к образованию областей с повышенной концентрацией вакансий. Вакансии ускоряют диффузию примесей замещения. В случае ЭППД-режима дислокации прямо могли влиять на электронную структуру атома углерода. Изменения структуры примесных атомов облегчены при диффузии по междоузлиям. Междоузельные атомы притягиваются к области недостающей полуплоскости как разряженной и требующей меньшей энергии активации. Таким образом, эксперимент подтверждает тезис о том, что дислокации представляют облегченные пути для подвижной миграции атомов по сравнению с объемной диффузией в решетке (рис. 6, кр. 1-3).

В динамическом режиме деформирования кристаллов подводимый поток энергии может достичь такой интенсивности, что на определенном этапе механизм диссипации уже не может справиться с ним и системе грозит разрушение. В таких случаях кристалл может произвести внутреннюю перестройку своих элементов структуры таким образом, чтобы процесс рассеяния энергии пошел бы более интенсивно. Такая внутренняя перестройка приводит к образованию фрагментированных диссипативных структур. С открытием каналов диссипации поток энергии в системе продолжится без разрушения деформируемого кристалла, что и подтверждает проведенные нами электронно-микроскопические исследования. Наибольший эффект диссипации подводимой энергии от механизма объединения дислокаций можно достичь в том случае, когда все дислокации будут параллельны друг другу.

Достижение значений очередной критической плотности дислокаций приводит к тому, что границы структуры становятся неустойчивыми и дальнейший сток возникающих дислокаций в эти границы невозможен. Произведенная перестройка структуры кристалла приводит к возникновению продольно-поперечной полосовой структуры. В кристаллах р-кремния, деформируемых именно ЭПД-способом при определенном режиме - начальных и граничных условиях, наблюдается расщепление краевых дислокаций на частичные, открывая новые каналы диссипации с поглощением избыточной энергии, как это показано на рис.8(б). Как показали эксперименты, свойства примесей на дислокациях стала интересной фундаментальной проблемой с очевидным прикладным применением не только в нанотехнологии, но и в производстве солнечных батарей, в кремниевой электронике. Сейчас появилась возможность экспериментально, на наноразмерном уровне изучить эффект изменения пластичности полупроводниковых кристаллов при воздействии электрического тока.

Макроскопические свойства материалов, как сейчас предполагают, обусловлены процессами, происходящими в наноразмерных объемах. В частности, пластичность кристаллов может возникнуть не только в результате зарождения и перемещения дислокаций, а как результат фазового превращения, инициированного наноразмерными изменениями кристаллической структуры. Необычность формирования структуры наноматериалов приводит к появлению у них принципиально новых физико-механических свойств.

Структура, полученная в результате расщепления краевых дислокаций на частичные составляющие является уникальным объектом, являющимся перспективным в отношении практического применения. В ближайшие годы метод волнового воздействия на процессы структуроформирования может оказаться единственно возможным и спиновая структура будет незаменима, в особенности при обеспечении резонансного эффекта. Можно создать условия для резонансного воздействия хотя бы для локальной группы атомов, преобразующейся затем в кластер, который послужит зародышем для распространения структуры на всю кристаллическую матрицу. Таким агентом, воздействующим на структурный каркас кристаллической решетки так, чтобы топологии их стали подобными, является торсионное поле, порожденное спином.

Есть надежда, что примененный новый методико-технологический подход многопараметрического воздействия при структуроформировании кристаллов и изучение его влияния на физические свойства, обусловленные совместным коллективным поведением системы и подсистемы, даст возможность получения новых материалов с управляемыми свойствами.

## 5. Выводы

1. Изучены экспериментально закономерности влияния на пластические свойства кремния различных способов (ЭПД, ЭППД и ТПД), разных режимов (безпримесный, с диффузией и электропереносом изовалентных примесей) деформирования, включая динамический и статический, с вариацией нагрузочных, температурных и временных параметров.
2. Показано появление разупрочнения (пластификации) кристалла при прохождении по нему электрического тока высокой плотности при постоянных величинах сдвигового напряжения и температуры.
3. Выявлены экспериментально возможности существенного понижения величин стартового напряжения сдвига, уменьшения величины упругой области в зависимости от размерных факторов, способов и режимов деформирования, степени легирования.
4. Обнаружена возможность значительного понижения величин основных деформационных параметров внешнего воздействия на кристалл при ЭППД-способе: напряжения сдвига, температуры и времени по сравнению с традиционным термопластическим способом деформирования.
5. Установлено, что при равных с ЭПД-режимом условиях по нагрузке и температуре, добиться заметной величины пластичности в процессе ТПД невозможно.
6. Подтвержден междисциплинарный и объединительный характер исследования структурно-зависимых свойств кристаллических тел для дисциплин естественно-технического профиля.
7. Предложено, что изменение пластичности кристаллов на наноразмерных уровнях может быть обусловлено фазовым превращением, инициированным наноразмерными изменениями кристаллической структуры.

## Список литературы

1. Малыгин Г.А. Процессы самоорганизации дислокаций и пластичность кристаллов. У Ф Н т.169, №9, 979-1008.
2. Хакен. Г. Синергетика: Иерархия неустойчивостей в самоорганизующихся системах М.: Мир, 1985.-419с.
3. Баранов Ю.В, Троицкий О.А, Аврамов Ю.С, Шляпин А.Д.: Физические основы электроимпульсной и электропластической обработок и новые материалы. МГИУ. М.2001.-850с.
4. Валиев Р.З. Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией. М.: Логос, 2000. – 271с.

5. Конева Н.А. Классификация, эволюция и самоорганизация дислокационных структур в металлах и сплавах // Соросовский образовательный журнал. 1996 № 6 с. 99-107.
6. Алиев М.А., Велиханов А.Р.. Самоорганизация структуры монокристаллов кремния при деформационно-диффузионных процессах. Вестник ВГТУ, серия «Материаловедение», 2004, В. 1.15, с. 43-46.
7. Гуэлью Ж. Дислокации – наноструктуры // J Phys. Condens. Matter. 2004.V. 16. P. 7941-7946.
8. Алиев М.А., Селезнев В.В. Электропластический способ деформации полупроводниковых кристаллов. Препринт ИФ ДНЦ РАН. Махачкала, 1989, - 6 с.