

**Д.И. Бринкевич, С.А. Вабищевич,
В.С. Просолович, Ю.Н. Янковский**

**РЕДКОЗЕМЕЛЬНЫЕ ЭЛЕМЕНТЫ
В МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ
КРЕМНИИ**

Новополоцк 2003

УДК 621.315.592:546.28

ББК 31.233

Р 33

Рецензенты

доктор физ.-мат. наук, профессор В.Б. Оджаяев,
доктор техн. наук А.Г. Дутов

Р 33 Редкоземельные элементы в монокристаллическом кремнии / Д.И. Бринкевич, С.А. Вабищевич, В.С. Просолович, Ю.Н. Янковский – Новополоцк: ПГУ, 2003. – 204 с.

ISBN 985-418-193-6

Приведен обзор поведения примесей редкоземельных элементов в монокристаллическом кремнии. Описаны процессы, протекающие при ионном внедрении лантаноидов и последующем отжиге ионно-имплантированных слоев. Освещены возможности использования редкоземельных элементов в технологии изготовления интегральных схем и дискретных полупроводниковых приборов.

Предназначена для специалистов в области материаловедения полупроводников и производства полупроводниковых приборов, а также аспирантов и студентов высших учебных заведений.

Табл. 26. Ил. 79. Библиогр.: 301 назв.

УДК 621.315.592:546.28

ББК 31.233

ISBN 985-418-193-6

© Д.И. Бринкевич, С.А. Вабищевич,
В.С. Просолович, Ю.Н. Янковский, 2003

ОГЛАВЛЕНИЕ

ПЕРЕЧЕНЬ УСЛОВНЫХ ОБОЗНАЧЕНИЙ.....	5
ВВЕДЕНИЕ	6
Глава 1. ПОЛУЧЕНИЕ И СВОЙСТВА МОНОКРИСТАЛЛОВ КРЕМНИЯ, ЛЕГИРОВАННЫХ РЕДКОЗЕМЕЛЬНЫМИ ЭЛЕМЕНТАМИ	9
1.1. Общая характеристика редкоземельных элементов	9
1.2. Выращивание монокристаллов кремния, легированных редкоземельными элементами	11
1.3. Структура и форма включений РЗЭ в монокристаллах кремния	16
1.4. Геттерирующая способность лантановидов в расплаве кремния.....	23
1.5. Прочностные свойства монокристаллов Si:РЗЭ.....	27
1.6. Электрофизические и фотоэлектрические свойства кремния, легированного лантановидами.....	31
1.6.1. Магнитосопротивление.....	32
1.6.2. Магнитная восприимчивость Si:Gd.....	35
1.6.3. Фотопроводимость	38
1.7. Оптическая поляризация ядер.....	41
Глава 2. ТЕРМИЧЕСКОЕ ДЕФЕКТООБРАЗОВАНИЕ В Si:РЗЭ.....	45
2.1. Генерация термодоноров в Si:РЗЭ.....	46
2.1.1. Взаимодействие лантановидов с кислородом при термообработке монокристаллов	53
2.1.2. Влияние предварительного нагрева, фоновых технологических примесей и дислокаций на процессы генерации термодоноров в Si:РЗЭ.....	55
2.2. Формирование высокотемпературных термодоноров в Si:РЗЭ.....	59
2.3. Поведение примесей кислорода и углерода при высокотемпературной обработке Si:РЗЭ	62
2.4. Термическое дефектообразование в кремнии, легированном одновременно германием и гадолинием	65
2.5. Закалочные термодфекты в кремнии, легированном редкоземельными элементами	67
Глава 3. ПОВЕДЕНИЕ Si:РЗЭ В ПОЛЯХ ИОНИЗИРУЮЩИХ ИЗЛУЧЕНИЙ.....	72
3.1. Облучение γ -квантами и электронами.....	72
3.1.1. Накопление радиационных дефектов.....	72
3.1.2. Отжиг радиационных дефектов в Si:РЗЭ, облученном гамма-квантами и быстрыми электронами	79
3.2. Влияние редкоземельных элементов на свойства нейтронно-облученного кремния.....	85
3.2.1. Подавление генерации "избыточных" доноров в нейтронно-облученном Si:РЗЭ	93
3.3. Радиационно-ускоренная диффузия редкоземельных элементов в кремнии.....	95

Глава 4. ИМПЛАНТАЦИЯ ЛАНТАНОИДОВ В КРЕМНИЙ	102
4.1. Процессы радиационного дефектообразования в кремнии при внедрении низкоэнергетичных ионов лантановидов	103
4.2. Отжиг радиационных дефектов в облученном низкоэнергетичными ионами РЗЭ кремнии	109
4.2.1. Перераспределение легирующих примесей и лантановидов в процессе отжига	113
4.2.2. Использование имплантации лантановидов для геттерирования фоновых технологических примесей	121
4.3. Высокоэнергетическая имплантация редкоземельных элементов ...	122
4.3.1. Электрофизические свойства имплантированных слоев Si:РЗЭ ...	126
4.3.2. Фотопомынесценция	130
Глава 5. ЭПИТАКСИАЛЬНЫЕ СЛОИ Si: РЗЭ	135
5.1. Жидкофазная эпитаксия	135
5.1.1. Эпитаксиальные слои Si:Er,In, выращенные из растворов-расплавов на основе индия	136
5.1.2. Эпитаксиальные слои Si:Yb, выращенные из растворов-расплавов на основе олова	139
5.1.3. Влияние облучения на свойства эпитаксиальных слоев Si:РЗЭ ...	147
5.2. Слои, выращенные молекулярно-лучевой эпитаксией	150
Глава 6. СТРУКТУРЫ И ПРИБОРЫ НА ОСНОВЕ КРЕМНИЯ, ЛЕГИРОВАННОГО РЕДКОЗЕМЕЛЬНЫМИ ЭЛЕМЕНТАМИ	158
6.1. Детекторы ионизирующих излучений на основе Si:РЗЭ	159
6.2. Р-п-структуры, созданные совместной имплантацией ионов лантановидов и основных легирующих примесей	164
6.3. Перспективы использования РЗЭ в базовой технологии изготовления КМОП-микросхем	170
6.4. Светодиоды на основе Si:РЗЭ	176
ЛИТЕРАТУРА	179

ПЕРЕЧЕНЬ УСЛОВНЫХ ОБОЗНАЧЕНИЙ

БМТП	–	быстродиффундирующая металлическая технологическая примесь
ВАХ	–	вольт-амперные характеристики
ВИМС	–	масс-спектроскопия вторичных ионов
ВТД	–	высокотемпературные термодоноры
ЗТД	–	закалочный термодфект
ИКП	–	инфракрасное поглощение
ДЦ	–	донорные центры
ЗТД	–	закалочные термодфекты
КМОП	–	комплиментарные металл-диэлектрик-полупроводник схемы
КНЗ	–	концентрация носителей заряда
МДК	–	максимально достижимая концентрация
МС	–	магнитосопротивление
МЛЭ	–	молекулярно-лучевая эпитаксия
МТ	–	микротвердость
ОПЗ	–	область пространственного заряда
ПТО	–	предварительная термообработка
РД	–	радиационные дефекты
РЗЭ	–	редкоземельный элемент
РЗЛМ	–	рентгеновский локальный зондовый микроанализ
ТД	–	термодонор
ТО	–	термообработка
ФЛ	–	фотолюминесценция
ЭЛ	–	электролюминесценция
ЭПР	–	электронный парамагнитный резонанс
ЭС	–	эпитаксиальный слой
DLTS	–	емкостная спектроскопия глубоких уровней
N_d	–	концентрация дислокаций
$N_{ЗТД}$	–	концентрация закалочных термодфектов
$N_{РЗЭ}$	–	концентрация редкоземельного элемента
N_{Au}	–	концентрация примеси золота
N_C	–	концентрация примеси углерода
N_{Cu}	–	концентрация примеси меди
N_{Ge}	–	концентрация германия
N_{Na}	–	концентрация примеси натрия
N_O	–	концентрация примеси кислорода
μ_n	–	холловская подвижность носителей заряда
ρ	–	удельное сопротивление

ВВЕДЕНИЕ

Возрастающая роль современной электроники в научно-техническом прогрессе обуславливает повышение требований к надежности полупроводниковых приборов как в обычном, так и микроинтегральном исполнении. Одним из основных путей решения данной задачи является поиск методов получения полупроводниковых материалов со специальными свойствами для использования их в качестве активных элементов новейших электронных систем. Электронные процессы в полупроводниковых структурах в значительной степени определяются как дефектами в объеме полупроводника, так и на поверхности и границах раздела. Нейтрализация их негативного влияния является одной из основных задач современной полупроводниковой электроники. В связи с этим в последние годы значительно возрос интерес к разработке методик управления дефектно-примесным взаимодействием в монокристаллах посредством легирования их редкоземельными элементами (РЗЭ) [1 – 5].

Основное преимущество РЗЭ определяется, прежде всего, тем, что непосредственно после выращивания монокристаллов они не проявляют электрической активности, однако могут существенно воздействовать на процессы дефектообразования и на состояние дефектно-примесного ансамбля кристалла в целом [2, 5 – 8]. Исследования, выполняемые в данной области, в основном ориентированы на решение вопросов повышения термической и радиационной стойкости полупроводников, на получение материалов с прецизионно контролируемыми и управляемыми свойствами, на изучение процессов взаимодействия РЗЭ с технологическими примесями в кремнии как при его выращивании из расплава, так и при последующих технологических обработках монокристаллов кремния.

Интерес к исследованию поведения редкоземельных элементов в полупроводниках обусловлен также перспективой создания на основе таких материалов светобизлучающих оптоэлектронных приборов в области $\sim 1,0$ и $1,54$ мкм [5, 9, 10], соответствующей минимуму потерь и минимальной дисперсии в волоконно-оптических линиях связи. Наилучшим способом достижения высокой концентрации лантаноидов в кристалле, необходимой для создания указанных выше приборов, является ионная имплантация. Поскольку основным материалом современной микроэлектроники является кремний, весьма актуально исследование процессов генерации, отжига и трансформации дефектов, поведения внедренных основных легирующих и технологиче-

ских примесей как при ионном внедрении РЗЭ в Si, так и при последующих высокотемпературных обработках ионно-имплантированных слоев.

Весьма актуальными с практической точки зрения являются исследования возможности использования РЗЭ в технологии изготовления больших интегральных микросхем, составными элементами которых являются р-п-переходы и МОП-структуры. Дефекты в исходном материале, их перегруппировка и размножение при производстве приборов в условиях уменьшения геометрических размеров элементов делают объем полупроводника активным участником деградационных процессов, оказывающих существенное влияние на надежность приборов. Одна из главных проблем в этом случае связана с возрастанием токов утечки, вызывающих нестабильность работы как биполярных, так и полевых приборов. С объемными эффектами связаны и так называемые "мягкие" ошибки или сбои в микросхемах памяти, возникающие в результате воздействия ядерных частиц, излучаемых радиоактивными элементами, содержащимися в материалах корпусов и конструктивных элементов приборов. Изучение механизмов деградации параметров приборов должно осуществляться с учетом как внутренних физических процессов, происходящих в них, так и внешних воздействующих факторов. В данном аспекте перспективно легирование кремния редкоземельными элементами на той или иной стадии производства полупроводниковых приборов. Для Республики Беларусь также весьма актуальна проблема разработки высокочувствительных детекторов ядерных излучений в связи с ликвидацией последствий аварии на Чернобыльской АЭС и необходимостью проведения постоянного мониторинга окружающей среды и качества продуктов питания и воды, что может быть осуществлено на основе кремния, легированного редкоземельными элементами.

Исходные монокристаллы, используемые для изготовления полупроводниковых приборов, не являются бездефектными. Точечные и объемные нарушения кристаллической решетки возникают в монокристалле еще при его выращивании. На последующих операциях производства приборов эти нарушения дополняются другими дефектами различных частей полупроводниковой структуры. Особо негативное воздействие на эксплуатационные параметры приборов оказывают технологические примеси, попадающие в материал на различных технологических стадиях производства приборов, включая процессы выращивания слитков кремния, обработки пластин, высокотемпературных термообработок и т.д. В этих условиях становится исключительно важной разработка способов целенаправленного

управления примесно-дефектным ансамблем полупроводниковых структур на основе монокристаллического кремния посредством введения РЗЭ.

Важное место в технологии изготовления полупроводниковых приборов занимают эпитаксиальные и МОП-структуры. Однако до настоящего времени окончательно не решена проблема структурного совершенства эпитаксиальных слоев, что обуславливает снижение эксплуатационных параметров изготавливаемых на эпислоях приборов. Надежность и стабильность работы МОП-структур ограничивается наличием поверхностных состояний на границах раздела и зарядами в окислах. Указанные выше проблемы могут быть решены использованием в качестве дополнительной легирующей примеси редкоземельных элементов.

Далее будут представлены результаты исследований поведения редкоземельных элементов в монокристаллическом кремнии, проведенных авторами настоящей монографии, а также другими исследователями.

Работа выполнена при частичной поддержке Фонда фундаментальных исследований Республики Беларусь (проект № Ф01-235).

ГЛАВА 1. ПОЛУЧЕНИЕ И СВОЙСТВА МОНОКРИСТАЛЛОВ КРЕМНИЯ, ЛЕГИРОВАННЫХ РЕДКОЗЕМЕЛЬНЫМИ ЭЛЕМЕНТАМИ

1.1. Общая характеристика редкоземельных элементов

Лантаноиды – это четырнадцать следующих за лантаном элементов, у которых к электронной конфигурации лантана последовательно добавляется четырнадцать 4f-электронов. Поскольку отличие в структуре атомов элементов семейства проявляется лишь в третьем снаружи электронном слое, мало влияющем на химические свойства элементов, лантаноиды очень сходны друг с другом. Электронная конфигурация атомов лантаноидов может быть выражена общей формулой $4f^{2-14}5s^25p^65d^{0-1}6s^2$ (табл. 1.1). Термин "лантаноиды" означает, что эти элементы образуют тесно связанную группу, типичным представителем которой по химическим свойствам является лантан, поэтому в нее обычно включают и сам лантан. К ним очень близок по своим свойствам иттрий, расположенный над лантаном в III группе Периодической системы. Он образует такой же трехзарядный катион с оболочкой инертного газа и обычно встречается в природе вместе с лантаноидами.

Благодаря особой близости свойств часто лантаноиды совместно с лантаном и иттрием объединяют в одно семейство – семейство редкоземельных элементов (РЗЭ). Оно получило свое название вследствие того, что указанные элементы в природе обычно встречаются в смесях окислов (или, как раньше говорили, земель). Однако это не такие уж редкие элементы. По содержанию в земной коре лантаноиды не уступают таким элементам, как йод, сурьма, медь, висмут, ртуть, кадмий или селен, т.е. таким элементам, которые обычно не считаются редкими. Их в 3 раза больше, чем цинка, в 10 раз больше, чем свинца. Но они очень рассеяны в природе. Известно, например, более 200 минералов, содержащих лантаноиды. Элементы этого семейства встречаются в природе всегда вместе друг с другом, а также с лантаном и иттрием. Наиболее важными минералами для извлечения РЗЭ являются *моноцит* ЭРО_4 , *бастнезит* ЭFCO_3 , и *лопарит* $(\text{Na,Ca,Э})_2(\text{Ti,Nb,Ta})_2\text{O}_6$ [11, 12]. Промышленное значение имеют также минералы иттриевой подгруппы – *ксенотим*, *гадолинит* и *эвксенит* [13]. Редкоземельные металлы – побочные продукты при выделении таких промышленно важных металлов, как уран, торий, ниобий, тантал, титан [14].

Существенное влияние на свойства лантаноидов оказывает *лантаноидное сжатие*. Это явление состоит в том, что размеры атомов и ионов указанных элементов значительно уменьшаются с увеличением атомного номера (табл. 1.1). Причиной лантаноидного сжатия является неполное экранирование одного электрона другим в 4f-оболочке. С увеличением атомного номера возрастает эффективный заряд ядра, воздействующий на каждый из 4f-электронов, что вызывает сокращение всей 4fⁿ-оболочки. Все эти последовательные сокращения и слагаются в общее лантаноидное сжатие. Различия в свойствах элементов семейства, связанные с лантаноидным сжатием и характером заполнения 4f-орбиталей, конечно, невелики. Однако на общем фоне поразительно большого сходства эти различия имеют важное значение, в частности для отделения лантаноидов друг от друга.

Таблица 1.1

Электронные конфигурации, атомные и ионные радиусы лантаноидов

Атомный номер	Элемент	Символ	Электронные конфигурации	Радиус атома, нм	Радиус иона Э ³⁺ , нм
57	Лантан	La	5d ¹ 6s ²	0,187	0,117
58	Церий	Ce	4f ¹ 5d ¹ 6s ²	0,183	0,115
59	Празеодим	Pr	4f ³ 6s ²	0,182	0,113
60	Неодим	Nd	4f ⁴ 6s ²	0,182	0,111
61	Прометий	Pm	4f ⁵ 6s ²	0,180	0,111
62	Самарий	Sm	4f ⁶ 6s ²	0,181	0,110
63	Европий	Eu	4f ⁷ 6s ²	0,202	0,109
64	Гадолиний	Gd	4f ⁷ 5d ¹ 6s ²	0,179	0,115
65	Тербий	Tb	4f ⁹ 6s ²	0,177	0,106
66	Диспрозий	Dy	4f ¹⁰ 6s ²	0,177	0,105
67	Гольмий	Ho	4f ¹¹ 6s ²	0,176	0,104
68	Эрбий	Er	4f ¹² 6s ²	0,175	0,103
69	Тулий	Tm	4f ¹³ 6s ²	0,174	0,102
70	Иттербий	Yb	4f ¹⁴ 6s ²	0,193	0,101
71	Лютеций	Lu	4f ¹⁴ 5d ¹ 6s ²	0,174	0,100

В виде простых веществ лантаноиды – тугоплавкие серебристо-белые металлы. По химической активности они уступают лишь щелочным и щелочно-земельным металлам. Лантаноиды активно взаимодействуют с кислородом, образуя окислы типа Э₂O₃; также легко реагируют с углеродом, азотом, фосфором, серой и галогенами при нагревании [11, 12, 15 – 17]. Редкоземельные металлы вступают в реакции и растворяются разбавленными и концентрированными кислотами, за исключением фтористой кислоты; взаимодействуют со щелочами.

Высокая химическая активность РЗЭ – основа их применения в качестве геттеров в вакуумных электронных лампах и раскислителей в сплавах на основе тугоплавких металлов. Редкоземельные элементы находят широкое применение в радио- и электротехнике, в атомной энергетике. В металлургии они применяются как легирующие добавки для улучшения механических свойств сплавов. Лантаноиды и их соединения используются в качестве катализаторов в органических и неорганических синтезах. Более подробно с физико-химическими свойствами РЗЭ можно ознакомиться в монографиях [13 – 23].

Исследованию влияния редкоземельных элементов на свойства монокристаллического кремния в последние годы посвящено большое количество работ [2, 7, 9, 24 – 26]. По указанной тематике было проведено несколько международных конференций [1, 27]. Перспективность легирования кремния лантаноидами определяется, прежде всего, возможностью повышения радиационной стойкости и термической стабильности основных эксплуатационных параметров материала [6, 28 – 30] и солнечных элементов на его основе [31 – 32], а также возможностью использования этих материалов для изготовления фото- и электролюминесцентных приборов, интегрируемых в кремниевую технологию [24, 33 – 34].

1.2. Выращивание монокристаллов кремния, легированных редкоземельными элементами

Получение монокристаллов Si:РЗЭ методом Чохральского на начальном этапе исследований осложнялось, прежде всего, отсутствием данных по коэффициентам распределения редкоземельных металлов в кремнии. В связи с этим для оценки величины равновесного коэффициента распределения K_0 были использованы корреляционные зависимости K_0 от стандартного электродного потенциала при 25 °С [35]. Оказалось, что значения K_0 лантаноидов в кремнии находятся в основном в интервале $\sim 10^{-5} - 10^{-6}$, что позволило оценить величины легирующих присадок РЗЭ в первых опытах по выращиванию легированных ими монокристаллов [36].

Экспериментальное определение эффективных коэффициентов распределения лантаноидов в кремнии проводили по соотношению

$$K = C/C_g, \quad (1.1)$$

где C – концентрация примеси в расплаве; C_g – концентрация примеси в кристалле при доле закристаллизовавшегося материала $g \ll 0,1$.

Полученные значения K (скорость роста 1,5 мм/мин) приведены в табл. 1.2.

Таблица 1.2

Значения эффективных коэффициентов распределения РЗЭ в кремнии

Примесь	Gd	Sm	Pt	Eu	Tb	Dy
К	$4,7 \cdot 10^{-7}$	$1 \cdot 10^{-7}$	$5,6 \cdot 10^{-6}$	$4,4 \cdot 10^{-8}$	$1,1 \cdot 10^{-8}$	$4 \cdot 10^{-8}$

Примесь	Ho	Er	Tm	Yb	Lu
К	$2 \cdot 10^{-7}$	$1,2 \cdot 10^{-6}$	$6,9 \cdot 10^{-7}$	$6 \cdot 10^{-8}$	$2 \cdot 10^{-7}$

Близкие к приведенным в табл. 1.2 значениям К были получены авторами [37] при анализе распределения примеси гадолиния по длине выращенных слитков кремния и построения известной зависимости $\lg(C_{\text{тв}}/C_0) = f(\lg(1 - g))$. Точность определения К зависела здесь в основном от точности анализа Gd в шайбах кремния (определения $C_{\text{тв}}$).

Метод Чохральского характеризуется прогрессивным убыванием объема расплава в ходе процесса роста кристалла. Так, концентрация гадолиния в расплаве, составляющая 0,1 – 1 вес.% в начальной стадии выращивания, возрастает примерно до 2...7 вес.% в конце. Поэтому следовало ожидать значительных расхождений величины эффективного коэффициента распределения РЗЭ для различных участков слитка, что характерно для примесей, имеющих малые значения К. С учетом этого обстоятельства авторами [37] были подробно исследованы концентрационная зависимость эффективного коэффициента распределения Gd в кремнии при различных скоростях роста (рис. 1.1) и зависимости К гадолиния от скорости роста (рис. 1.2) в условиях интенсивного перемешивания расплава. Для их построения монокристаллы выращивались из расплава, содержащего различную исходную концентрацию Gd (примерно от 0,5 до 1,5 вес.%). Одна серия слитков была получена при скорости роста 0,5 мм/мин при строгом контроле ее постоянства, а две другие – при скоростях 1,5 и 3 мм/мин.

Экстраполяция к нулевой скорости роста зависимостей эффективного коэффициента распределения К от скорости роста позволяет оценить величины K_0 лантаноидов в кремнии. Они составляют: для Gd $\sim 1 \cdot 10^{-7}$, Sm $\sim 1,2 \cdot 10^{-7}$, Ho $\sim 2,4 \cdot 10^{-7}$, Pt $\sim 7 \cdot 10^{-8}$, для других РЗЭ лежат в диапазоне $8 \cdot 10^{-7} - 1 \cdot 10^{-8}$.

Лантаноиды интенсивно испаряются из расплавленного кремния, что в конечном счете, затрудняет получение легированных ими монокристаллов и является причиной использования при выращивании атмосферы нейтрального газа при давлении в интервале 0,3...0,2 атм. (в зависимости от летучести легирующей примеси).

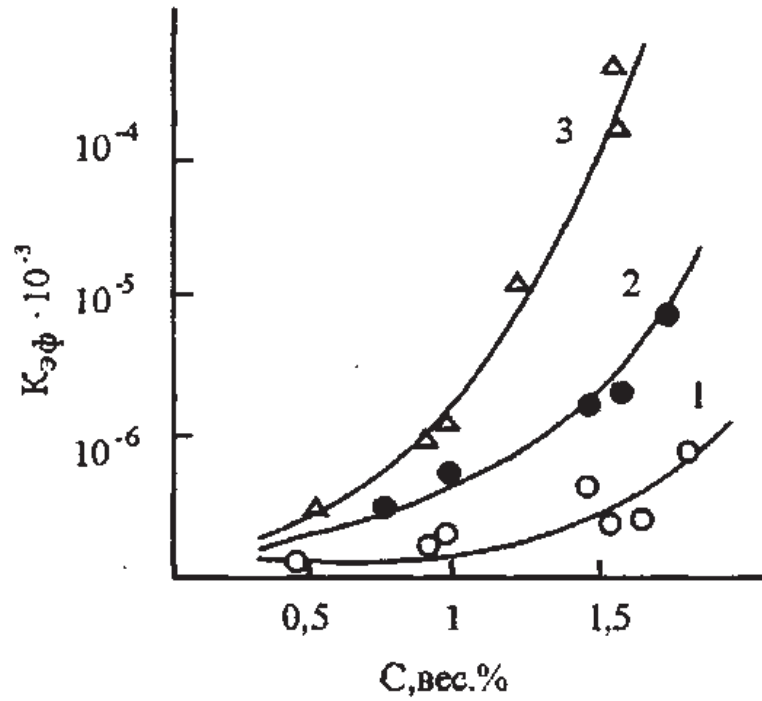


Рис. 1.1. Концентрационная зависимость эффективного коэффициента распределения гадолиния в кремнии при различных скоростях роста f , мм/мин: 1 – 0,5; 2 – 1,5; 3 – 3

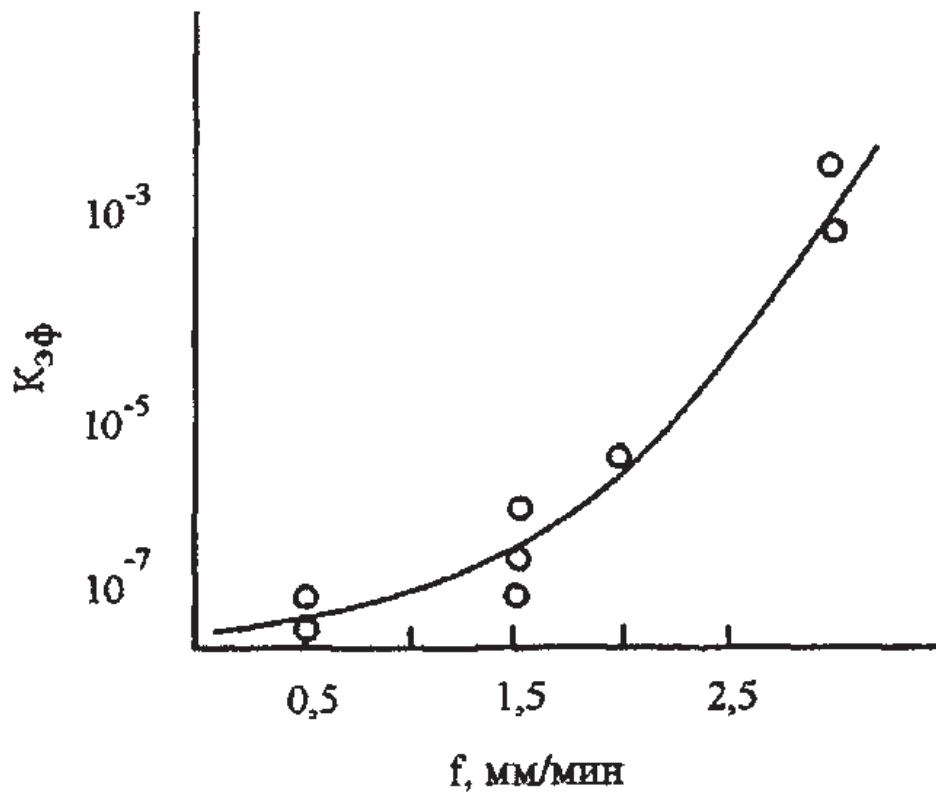


Рис. 1.2. Зависимость эффективного коэффициента распределения гадолиния в кремнии от скорости роста ($C_{Ga_{ин}} = 1,5$ вес.%)

Для определения эффективных коэффициентов испарения использовались методы остановок или кристаллизации легированного расплава в тигле после выдержки в течение заданного промежутка времени. Эффективные коэффициенты испарения РЗЭ, измеренные в атмосфере нейтрального газа (гелий), составляют $\sim (5 \dots 8) \cdot 10^{-4}$ см/с и превышают эффективный коэффициент испарения фосфора из расплава кремния в вакууме ($\sim 3,5 \cdot 10^{-4}$) [36].

Низкие значения коэффициентов распределения лантаноидов в кремнии в сочетании с интенсивным испарением из расплава требуют производить легирование расплава относительно большими присадками РЗЭ, что, как правило, приводит к интенсивным ссыпкам, затрудняющим получение монокристаллических слитков, и требует для воспроизводимого получения монокристаллов использования протока нейтрального газа.

Для определения предельной растворимости РЗЭ в кремнии при выращивании монокристаллов по методу Чохральского были получены сильно легированные слитки с границей раздела фазовых областей. Легирование расплава редкоземельными элементами осуществлялось с помощью кварцевой лигатурницы при давлении инертного газа (аргон, гелий), примерно на порядок превышающем его давление при последующем выращивании монокристалла. Для обеспечения бездислокационного роста применяли операции затравления, скоростного вытягивания перетяжки и выхода на постоянный диаметр, аналогичные используемым при выращивании монокристаллов Si, легированных стандартными примесями III и V групп Периодической системы. Величина температурного градиента по оси кристалла при этом составляла 80...90 град/см (скорость выращивания – 1,5 мм/мин). Для выявления области генерации дислокаций кристаллы после выращивания травили в хромовом травителе.

Визуальные исследования выращенных и протравленных монокристаллов Si:РЗЭ позволили сформулировать следующие их характерные особенности [38]:

- на поверхности расплава было обнаружено шлаковыделение, обусловленное, вероятнее всего, образованием тугоплавких окислов лантаноидов;

- у всех кристаллов, первоначально растущих бездислокационными, на длине, составляющей $\sim 70 \dots 80$ % от общей длины, наблюдается генерация дислокаций, т.е. имеет место так называемый срыв бездислокационного роста;

- ниже области генерации дислокаций продолжается монокристаллический рост до концентраций РЗЭ $\sim 10^{19} \text{ см}^{-3}$ (табл. 1.3), переходящий на определенной длине, зависящей от диаметра выращиваемого кристалла и его ориентации, в поликристаллический;

- включения второй фазы появляются в кристаллах Si:РЗЭ. намного раньше области начала поликристаллического роста, и предельная растворимость РЗЭ в монокристаллическом кремнии в условиях проведения экспериментов (до появления второй фазы) оказалась равной $8 \cdot 10^{14} \dots 3 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-3}$;

- у всех кристаллов Si:РЗЭ наблюдается фронт отрыва, типичный для слитков кремния, выращенных из сильно легированного расплава и характеризующийся наличием макроступеней роста;

- поскольку в области генерации дислокаций образования ячеистой структуры не наблюдается, можно заключить, что генерация дислокаций не вызвана нарушением гладкости фронта кристаллизации;

- исследования тигельного остатка, выполненные методом нейтронно-активационного анализа, показали, что концентрация РЗЭ в расплаве на конечной стадии процесса выращивания составляет 7...8 вес. %.

Таблица 1.3

Пределы легирования редкоземельными элементами
в монокристаллах кремния *

Примесь	Gd	Sm	No	Pr	Er	Yb	Lu
Предел легирования, см^{-3}	$1,4 \cdot 10^{19}$	$6,8 \cdot 10^{18}$	$7,8 \cdot 10^{18}$	$5,9 \cdot 10^{18}$	$8,7 \cdot 10^{18}$	$3,4 \cdot 10^{18}$	$7,5 \cdot 10^{18}$

* Для слитков диаметром 30 мм направление роста – [111].

При исследовании распределения редкоземельных элементов по длине выращенных кристаллов Si было выявлено резкое возрастание концентрации примеси, которое не описывается обычным Пфанновским распределением [36]. Такое anomальное распределение РЗЭ по длине монокристалла связано с переходом их в кристалл не только в атомарном виде, но и в виде кластеров атомов, причем образование кластеров происходит непосредственно вблизи фронта кристаллизации. Наличие кластеров в монокристаллах Si:РЗЭ было подтверждено в ряде работ [39 – 41]. Авторами [42] с помощью метода оптической поляризации ядер было оценено число атомов РЗЭ в кластере. Оно оказалось близким к 50.

1.3. Структура и форма включений РЗЭ в монокристаллах кремния

Структурное совершенство монокристаллов Si:РЗЭ исследовали методами селективного травления в сочетании с оптической микроскопией, электронной микроскопией, локальным рентгеноспектральным анализом, а также методом оптической поляризации ядер и измерениями температурных зависимостей магнитной восприимчивости [43 – 48].

В области слабого легирования ($< 10^{15} \dots 10^{16} \text{ см}^{-3}$ в зависимости от условий выращивания и вида РЗЭ) в кристалле присутствуют изолированные, невзаимодействующие между собой ионы редкоземельных элементов. При приближении их концентрации к пределу растворимости происходит образование примесных кластеров, в которых ионы связаны между собой обменным взаимодействием. При дальнейшем увеличении легирования наблюдается выпадение второй фазы, состав которой, в случае Gd, видимо, близок к интерметаллическому соединению GdSi_2 [39].

В сильнолегированных областях кристаллов (вблизи перехода от монокристаллического к поликристаллическому росту) после травления включения второй фазы выявляются в виде "треугольников" и "столбиков" с утолщенными краями размерами от 1...5 до 200 мкм и выше. Они содержат примерно от 25 до 70 масс.% редкоземельных элементов и обладают сложной мозаичной структурой. "Треугольники" характеризуются четко очерченным периметром со стороной 30...60 мкм. Протяженность "столбиков" составляет до 100 мкм и выше. "Столбики" вытянуты в направлении (110) и лежат в плоскости (111). Плотность дислокаций возрастает по мере приближения к дефектам, образуя характерную звездообразную форму [45]. Причем плотность указанных включений увеличивается по мере приближения к поликристаллической части слитка; образуются более сложные фигуры, состоящие из нескольких "треугольников" и "столбиков".

При травлении пластин, параллельных оси роста слитка (111), был выявлен еще один дефект, напоминающий "комету" с хвостом, обращенным к началу слитка, и ядром округлой формы. Начало хвоста кометы соответствует по размеру диаметру крупных треугольников в поперечной плоскости кристалла. Этот дефект также окружен плотным скоплением дислокаций.

Причиной образования этих включений является захват растущим кристаллом микрообъемов расплава кремния, обогащенного лантаноидами, чему способствует нарушение стабильности гладкого фронта кристал-

лизации. При этом адсорбированный микрообъем мог целиком зарости в процессе дальнейшей кристаллизации кремния или мог частично оставаться открытым для дальнейшей адсорбции примеси, в результате чего к горизонтальному столбику прирастал вертикальный (хвост кометы). Наличие включений второй фазы при охлаждении, благодаря различию коэффициентов термического расширения кремния и примесного включения, приводит к возникновению полей упругих напряжений, что стимулирует образование скоплений дислокаций и дислокационных петель.

В работе [46] методом оптической поляризации ядер была измерена концентрация РЗЭ Gd и Ho, а также легирующей примеси фосфора во включениях второй фазы. Оказалось, что концентрация лантаноидов в них достигает значений $(3...7) \cdot 10^{19} \text{ см}^{-3}$, а концентрация фосфора может существенно (в 5 – 10 раз) превышать среднюю концентрацию по образцу.

Фотографирование включений второй фазы в спектрах характеристического рентгеновского излучения подтвердило [40], что данные макроскопические дефекты достоверно являются скоплениями лантаноидов. Для всех РЗЭ было обнаружено два типа включений: скопления ячеистой структуры с размерами $> 1...5 \text{ мкм}$, имеющие четко очерченную границу (рис. 1.3, а) и размытые включения меньших размеров (рис. 1.3, б).

Следует отметить, что в кремнии, легированном Gd, Dy и Yb, скопления с размерами $> 1 \text{ мкм}$ проявлялись при $N_{\text{РЗЭ}} > 1,0 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-3}$, в то время как в Si с Er, Ho или Lu только при $N_{\text{РЗЭ}} > 1,0 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$. Учитывая значения коэффициентов испарения РЗЭ из расплава кремния и зависимости размеров включений лантаноидов от их концентрации, можно констатировать, что для легирования кремния наиболее перспективны примеси Er, Lu и Ho.

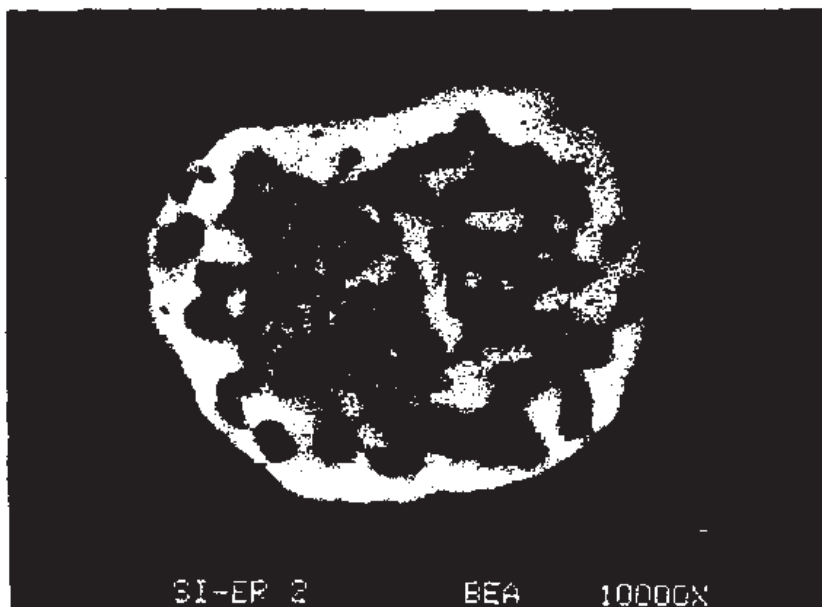
Индивидуальные особенности образования включений можно объяснить, приняв во внимание различия в температурах плавления ($T_{\text{пл}}$) этих примесей и кремния: $T_{\text{пл}}(\text{Gd, Yb, Dy}) < T_{\text{пл}}(\text{Si})$; для Er, Ho и Lu выполняется обратное соотношение. Учитывая данное обстоятельство, а также то, что коэффициент сегрегации всех лантаноидов существенно меньше единицы ($\sim 10^{-8}...10^{-7}$) [37], для последних трех примесей захват жидкой капли РЗЭ фронтом растущего кристалла будет менее вероятен, и скопления будут формироваться при более высоких концентрациях редкоземельных элементов.

Ранее предполагалось [41], что лантаноиды полностью локализованы в пределах видимой границы включения. Для выяснения этого вопроса с помощью метода рентгеновского локального зондового микроанализа (РЛЗМ) были определены профили распределения РЗЭ. Оказалось (рис. 1.4), что включения окружены протяженной "диффузионной" зоной, в которой концентрация лантаноидов достаточно велика. В предположении, что скопле-

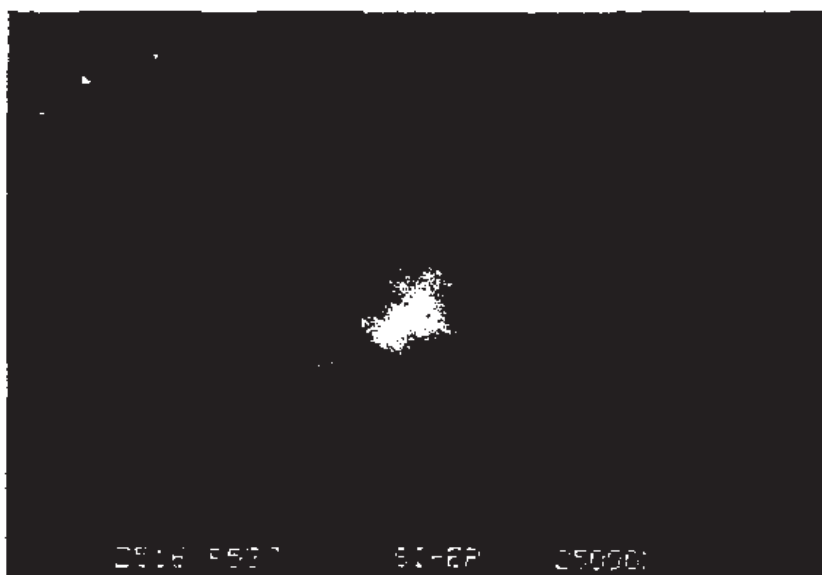
ния имеют сферическую форму, было найдено математическое выражение, описывающее профиль распределения РЗЭ в периферийной области скоплений, согласно которому

$$N_{РЗЭ} = N_{inc} \exp [-9,1 (r - r_0/r)^m], \quad (1.2)$$

где N_{inc} – концентрация РЗЭ во включениях; r – координата точки в периферийной части относительно центра включения с радиусом r_0 ; эмпирически определенный показатель степени m принимает значения 1,2...1,6 в зависимости от вида примеси и ее концентрации.

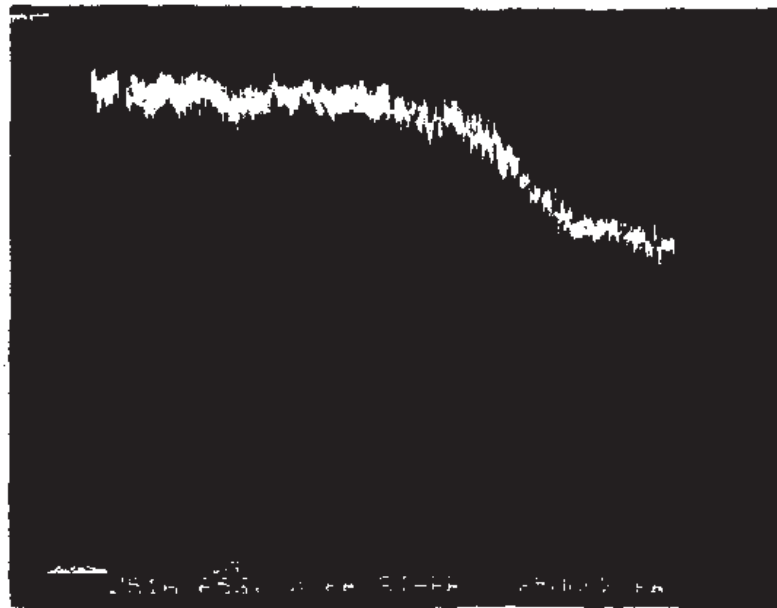


а)

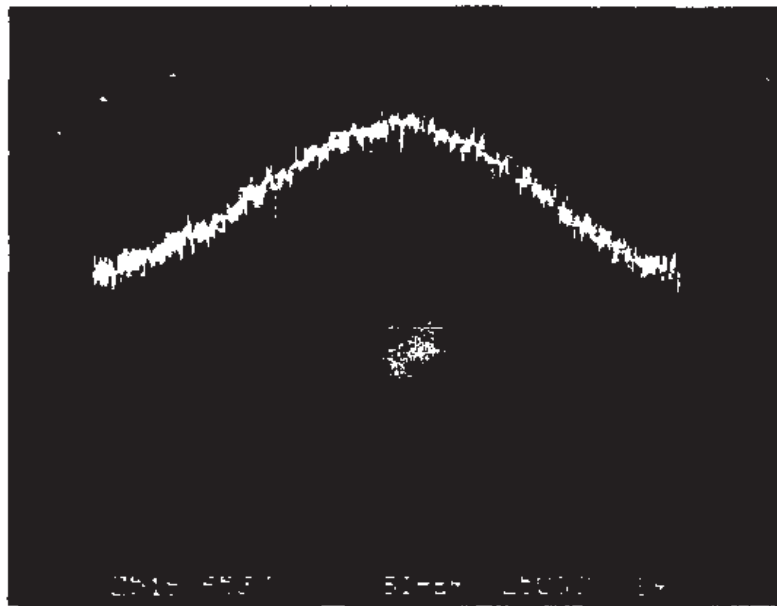


б)

Рис. 1.3. Включения эрбия в монокристаллах кремния



а)



б)

Рис. 1.4. Распределение эрбия внутри и вне включений металлической фазы

На расстояниях порядка нескольких микрон от видимой границы включения концентрация лантаноида по величине еще сравнима с концентрацией атомов основного вещества. Например, на расстоянии ~ 10 мкм от границы включения $N_{\text{РЗЭ}} \sim 5 \cdot 10^{21} \text{ см}^{-3}$. Таким образом, "диффузионная зона" может простираться на десятки микрон.

Изучение профилей распределения технологических примесей вблизи включения показало, что концентрация кислорода возрастает по мере приближения к границе включений (рис. 1.5, кривая 2), причем имеет ме-

сто корреляция с изменением $N_{P3Э}$ (см. рис. 1.5, кривая 1). Эти закономерности могут быть обусловлены двумя обстоятельствами. Во-первых, часть расплава, окружающая жидкую каплю P3Э, может быть насыщена кислородом вследствие его взаимодействия с лантаноидами в жидкой фазе кремния. Это предположение представляется весьма вероятным, поскольку по данным ИКП концентрации кислорода в междоузельном положении в Si:P3Э и в контрольном материале (Si:P, Si:B) практически совпадали. В то же время, присутствие лантаноидов в расплаве кремния приводит к более эффективному растворению кварцевого тигля [37], что должно способствовать увеличению концентрации кислорода в растущем монокристалле. Во-вторых, обогащение области, окружающей скопление P3Э, кислородом может быть обусловлено его миграцией к включениям в процессе остывания слитка. В пользу последнего предположения говорят особенности изменения локализации кислорода в процессе термообработки, которые будут рассмотрены ниже, во второй главе. Поля упругих напряжений, формирующиеся вокруг включений второй фазы, способствуют трансформации спектров фотолуминесценции. Так легирование кремния лантаноидами приводило к уширению и смещению в низкоэнергетическую область линий экситонов, связанных на мелких легирующих примесях (бор, фосфор).

Данный эффект может быть использован для измерения концентрации редкоземельных элементов по эмпирической формуле

$$N_{P3Э} = 1,3 \cdot 10^{17} (\Delta E_{P3Э} / \Delta E_0 - 1), \quad (1.3)$$

где ΔE_0 и $\Delta E_{P3Э}$ – полуширина линий фотолуминесценции связанных экситонов в контрольном нелегированном материале и Si:P3Э соответственно.

Аналогичные результаты были получены и для других полос люминесценции, в частности для А-полосы в облученном кремнии [50, 51]. Изменения тонкой структуры полос ИК поглощения, связанных с примесями кислорода и углерода в монокристаллическом кремнии, в Si:P3Э не обнаружено.

С наличием потенциального барьера на границе раздела вторая фаза – полупроводник связано также возрастание фоточувствительности образцов Si:P3Э (примерно в два раза при концентрации P3Э $\sim 2 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$). Возбужденные светом неравновесные носители заряда пространственно разделяются электрическим полем барьера, что приводит к увеличению их эффективного времени жизни, а следовательно, и к увеличению сигнала фотопроводимости. Кроме того, на образцах Si:Gd наблюдалась значительная объемно-градиентная фотоэдс. [43], свидетельствующая о наличии потенциальных барьеров.

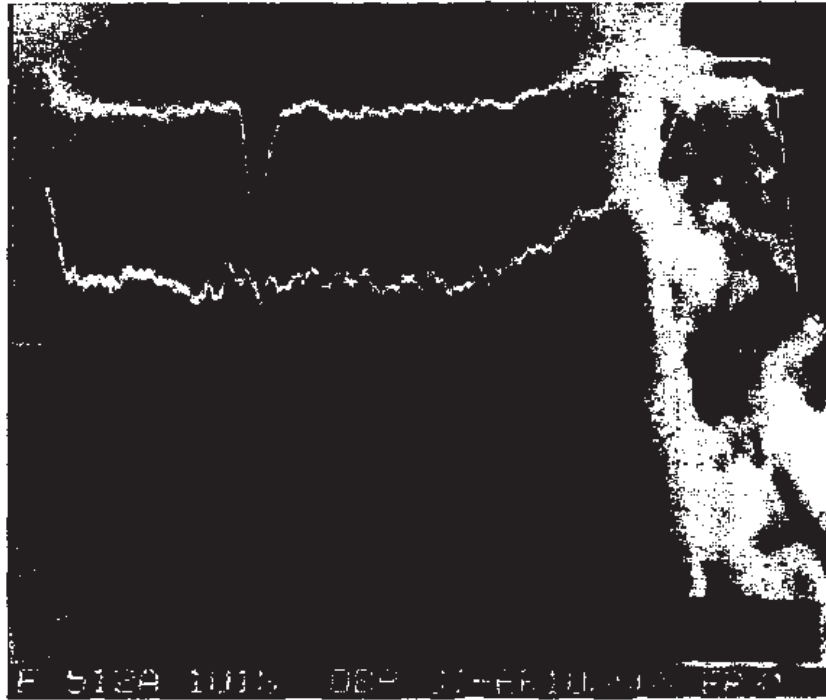


Рис. 1.5. Профиля распределения эрбия (1) и кислорода (2) вблизи включения в монокристалле Si после выращивания

Поля упругих напряжений в Si:Gd были исследованы [52, 53] методом ЭПР тензочувствительных парамагнитных зондов – междоузельных Fe^0 и Mn^0 , которые вводились диффузией при температуре 1200 °C на воздухе либо в атмосфере азота с последующей закалкой. В Si:Gd линия ЭПР Fe^0 значительно уширена по сравнению с контрольными образцами. Из угловой зависимости ширины линии ЭПР тензозонда согласно формуле (1.4) была определена суммарная плотность деформационных зарядов дефектов в Si:Gd. Оказалось, что она нелинейно зависит от концентрации гадолиния (рис. 1.6, а).

$$\Delta H_{pp} = \frac{2\sqrt{7}}{5} \pi^2 \frac{1}{g\beta} G_{11} \phi^{1/2} \sum_{i=1}^m n_i |A_i| + \Delta H_{pp}^0, \quad (1.4)$$

где $\phi = 1 - 3 \sin^2 \theta \left(1 - \frac{3}{4} \sin^2 \theta \right) \left[1 - \left(\frac{4G_{44}}{3G_{11}} \right)^2 \right]$; $\Delta H_{pp}^0 = 0,2$ мТ – изотропная

ширина линии ЭПР Fe^0 в кремнии; β – магнетрон Бора; G_{11} и G_{44} – спин-фононные константы; θ – угол между осью [100] и направлением магнитного поля; n_i – концентрация точечного дефекта типа i ; A_i – его средний деформационный заряд.

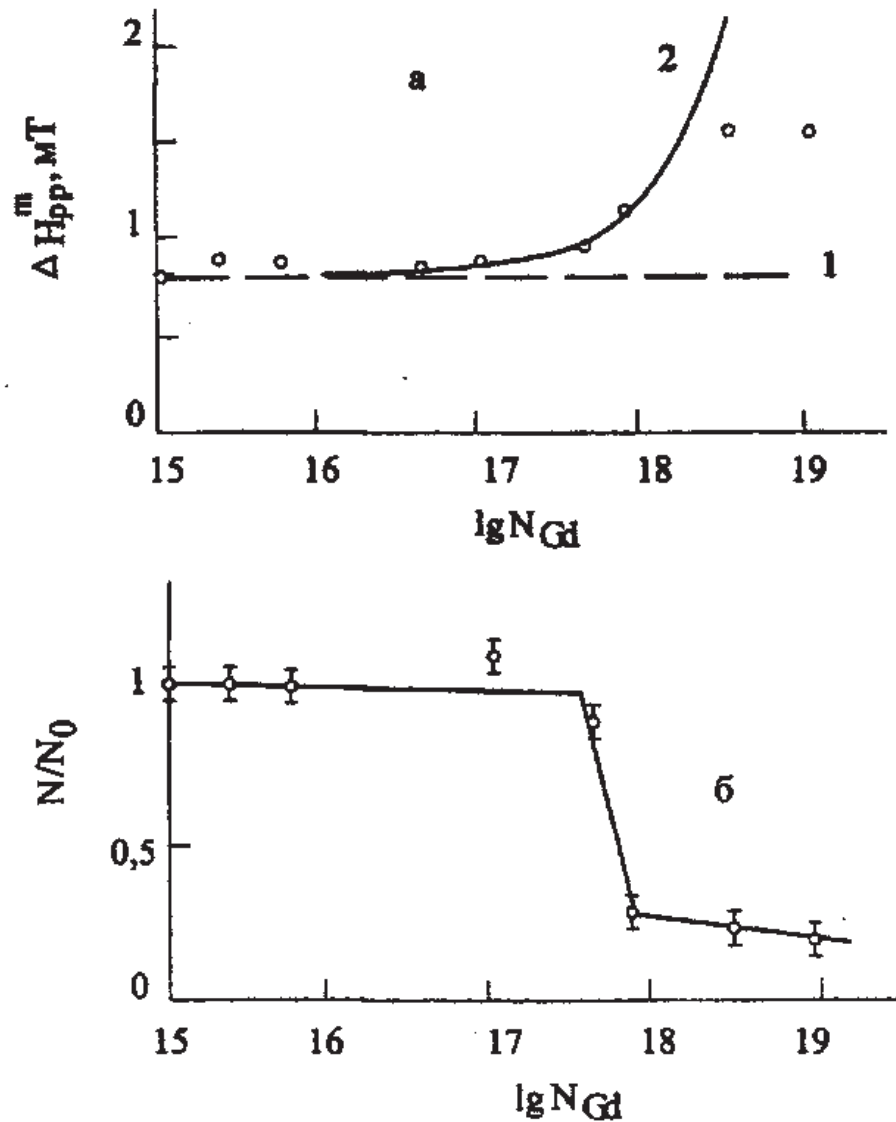


Рис. 1.6. Зависимость ширины линии ЭПР Fe^0 в Si от концентрации гадолиния: ($T = 30 \text{ K}$; $H \parallel [100]$); скорость закалки – более 10^3 K/c (а); зависимость относительной концентрации Fe^0 от содержания гадолиния в образце [$N_0 = (1,0 \pm 0,3) \cdot 10^{16} \text{ см}^{-3}$] (б); 1 – вклад в ширину линии ЭПР в Si, обусловленный наличием кислорода и углерода; 2 – рассчитанная зависимость $\Delta H_{pp} \text{Fe}^0$ от концентрации гадолиния в предположении его гомогенного распределения и деформационного заряда одного атома.
 $A_{Gd} = 1,5 \cdot 10^{-24} \text{ см}^3$ [52, 53]

При $N_{Gd} \geq 1 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$ поля упругих напряжений, вызванные наличием РЗЭ, начинают превышать упругие напряжения, обусловленные основными технологическими примесями углерода и кислорода. В диапазоне концентраций Gd от $1 \cdot 10^{17}$ до $1 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$ плотность деформационного заряда, связанная с наличием РЗЭ, линейно зависит от его концентрации, причем деформационный заряд одного дефекта $|A_{Gd}| = (1,5 \pm 0,3) \cdot 10^{-24} \text{ см}^{-3}$ может быть приписан одиночному атому Gd. В этом диапазоне концентраций РЗЭ

наблюдаемая линейная зависимость свидетельствует о дисперсном распределении большей части атомов Gd либо об аддитивном сложении деформационных зарядов одиночных атомов гадолиния при их скоплении в преципитаты.

При дальнейшем росте концентрации Gd концентрационная зависимость плотности деформационного заряда резко отклоняется от линейной (см. рис. 1.6, а), что связано с образованием крупных преципитатов Gd, которые выдавливают дислокационные петли, частично снимающие упругие напряжения. О том, что при $N_{Gd} \geq 5 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$ в Si:Gd имеются области с высокой плотностью дислокаций, которые окружают преципитаты PЗЭ, свидетельствует также значительное уменьшение концентрации парамагнитного Fe^0 (см. рис. 1.6, б). В этих областях происходит распад пересыщенного твердого раствора железа даже при самых высоких скоростях закалки. Оценки показывают, что даже при $N_{Gd} = 1 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-3}$ нарушенные области занимают 80...85 % объема кристалла и в материале есть участки с относительно совершенной структурой.

1.4. Геттерирующая способность лантаноидов в расплаве кремния

Технологические фоновые примеси в кремнии (кислород, углерод, быстродиффундирующие металлические примеси Au, Cu, Na и т.д.), накапливаясь в процессе выращивания, декорируют ростовые и образованные конденсацией дефекты на границах диффузионных и изолирующих областей, приводя к деградации элементов интегральных микросхем. В связи с вышесказанным весьма актуальна проблема их геттерирования. В качестве эффективных внутренних геттеров наибольшее распространение получили кислородные преципитаты, формирующиеся при проведении специальных термических обработок кремния [54]. Захватывая металлические примеси, они очищают "рабочую" область полупроводниковой пластины. Однако данный метод накладывает жесткие ограничения на допустимые значения концентрации кислорода в кремнии ($5 \dots 7 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$). При ином содержании кислорода эффективность очистки существенно снижается. Ниже представлены результаты исследования возможности достижения геттерирующего эффекта при добавлении в расплав кремния PЗЭ. Концентрации редкоземельных элементов и технологических примесей контролировались методом нейтронно-активационного анализа.

Присутствие в расплаве кремния лантаноидов приводило к геттерирующему эффекту по отношению к быстродиффундирующим металлическим технологическим примесям (БМТП) в монокристалле кремния (табл. 1.4). Видно, что вследствие малого значения коэффициента сегрегации лантаноиды в верхней части слитка (см. табл. 1.4, образцы 3, 4) присутствуют в весьма незначительных концентрациях. Однако содержание в них примесей Au, Cu, Na и W существенно меньше (в 3 – 12 раз) по сравнению с контрольными образцами, вырезанными из аналогичного места слитка материала (образец 1), выращенного без добавки в расплав навески РЗЭ. Концентрация углерода снижалась примерно на 20 %, а кислорода – изменялась незначительно.

В нижней части слитков Si:РЗЭ (см. табл. 1.4, образцы 5, 6) концентрация лантаноидов достигает значений $10^{17} \dots 10^{18} \text{ см}^{-3}$, что близко к пределу растворимости редкоземельных элементов в монокристаллическом кремнии. Концентрации углерода и БМТП существенно выше, чем в образцах, вырезанных из верхних частей слитков (см. табл. 1.4, образцы 1, 3, 4), и близки к значениям, характерным для образца 2 (см. табл. 1.4), вырезанного из нижней части контрольного слитка.

Таблица 1.4

Концентрации технологических примесей в образцах Si:РЗЭ и контрольного материала, вырезанных из различных частей слитков

№ образца	Концентрация и тип РЗЭ	$N_{Au} \cdot 10^{-11}, \text{ см}^{-3}$	$N_{Cu} \cdot 10^{-15}, \text{ см}^{-3}$	$N_{Na} \cdot 10^{-14}, \text{ см}^{-3}$	$N_O \cdot 10^{-17}, \text{ см}^{-3}$	$N_C \cdot 10^{-17}, \text{ см}^{-3}$
1	–	2,8	1,0	1,3	5,2	0,24
2	–	4,3	3,7	15,0	4,3	2,20
3	$<1 \cdot 10^{12}$ (Er)	0,9	0,08	0,13	4,9	0,20
4	$<1 \cdot 10^{12}$ (Gd)	0,8	0,11	0,12	5,0	0,19
5	$2,3 \cdot 10^{17}$ (Er)	3,6	4,2	13,1	4,0	2,06
6	$1,1 \cdot 10^{18}$ (Gd)	3,7	2,9	20,1	5,0	2,18

Примечание. Образцы 1, 3 и 4 вырезались из верхних частей слитков при выходе на диаметр; образцы 2, 5 и 6 – из нижних частей слитков вблизи места отрыва от расплава.

Полученные экспериментальные данные могут быть объяснены с учетом следующих обстоятельств [55 – 56]:

– связыванием в расплаве технологических примесей лантаноидами, сопровождающимся образованием интерметаллических соединений типа $Me_xPZЭ_y$, $PZЭ_nO_m$ и $PZЭ_rC_p$, оттесняющихся при выращивании в расплав и

выпадающих на дно тигля в виде шлака [57], что и было обнаружено при исследовании остатков материала в тигле после выращивания;

- возрастанием эффективности растворения кварцевого тигля, приводящим к дополнительной подпитке растущего монокристалла кислородом [37].

Углерод и БМТП заметного влияния на растворение тигля не оказывают и для них основной причиной, обуславливающей геттерирующий эффект, является взаимодействие их с лантаноидами. Для кислорода имеют место два компенсирующих друг друга механизма: как дополнительное растворение тигля, так и связывание с РЗЭ в расплаве. Образование нерастворимых соединений углерода и БМТП с лантаноидами и оттеснение их в расплав обуславливает повышенное содержание указанных примесей в нижних частях слитков Si:РЗЭ.

Аналогичные результаты были получены авторами [25, 58] при исследовании кремния, легированного одновременно германием и РЗЭ Gd. Концентрация гадолиния, измеренная методом нейтронно-активационного анализа, во всех образцах была $\leq 1 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-3}$, т.е. ниже предела обнаружения. Оказалось (табл. 1.5), что геттерирующий эффект более отчетливо выражен для лантаноида. Заметное снижение концентрации кислорода в легированных Ge и Gd образцах наблюдали только для нижних частей слитков. Следует отметить, что одновременное введение в расплав Ge и Gd существенно увеличивало степень очистки монокристаллов от углерода. Измерения профиля распределения кислорода показали, что во всех кристаллах вследствие испарения кислорода N_O снижалась по мере приближения к краю пластины. Введение в расплав Ge не изменяло радиальную однородность распределения кислорода: $\Delta N_O/N_O \approx 0,06$ в Si:Ge и контрольном материале. Добавление Gd приводило к ее уменьшению в Si:Ge ($\Delta N_O/N_O \approx 0,12$) и Si:Ge,Gd ($\Delta N_O/N_O \approx 0,30$). Радиальное распределение примеси углерода было весьма однородным ($\Delta N_C/N_C \approx 0,02$).

Описанное выше влияние Ge и РЗЭ может быть обусловлено рядом причин:

- изменением коэффициентов сегрегации кислорода и углерода;

- связыванием данных примесей в расплаве германием или лантаноидами, сопровождающимся образованием соединений типа $\text{Э}_x\text{O}_y$ и $\text{Э}_n\text{C}_m$ ($\text{Э} = \text{Ce}, \text{Gd}$), вытесняющихся в расплав и выпадающих на дно тигля в виде шлака;

- дополнительным растворением кварцевого тигля, приводящим к обогащению расплава кремния кислородом.

Исходные параметры слитков кремния

Слиток	Номера пластин*	$N_{Ge} \cdot 10^{-20}$, см ⁻³	$N_O \cdot 10^{-17}$, см ⁻³	$N_C \cdot 10^{-16}$, см ⁻³	$N_{Td}^P \cdot 10^{-14}$, см ⁻³
Контрольный	1В	—	8,6	6,7	1,53
	1С	—	6,5	16,0	—
	1Н	—	8,3	42,2	—
Si : Ge	2В	1,06	8,7	6,0	0,6
	2С	1,14	6,3	13,5	—
	2Н	1,27	7,8	35,3	—
Si : Gd	3В	—	8,6	5,1	0,2
	3С	—	6,4	7,4	—
	3Н	—	7,6	13,2	—
Si : (Ge,Gd)	4В	0,80	8,5	3,3	0,2
	4С	0,87	6,5	5,0	—
	4Н	0,94	7,1	7,5	—

*В – верх слитка; С – середина слитка; Н – низ слитка.

Согласно [37, 59] и приведенным выше данным, механизмы геттерирования в Si:Ge и Si:Gd должны различаться. Для Si:Ge доминирующим фактором является уменьшение величины коэффициентов сегрегации углерода и кислорода, так как заметного влияния на растворенные тигля германий не оказывал; не наблюдалось также образования и выпадения шлаков. Введение РЗЭ в расплав, увеличивая растворимость кварцевого тигля [37], способствует возрастанию N_O . С другой стороны, лантаноиды, связывая кислород и углерод в расплаве, препятствуют их вхождению в растущий кристалл, что обеспечивает геттерирующий эффект в Si:Gd. Его усиление и снижение концентрации германия в Si:(Ge,Gd) свидетельствует о взаимодействии в расплаве примесей Gd и Ge.

Возможность взаимодействия в расплаве легирующей примеси фосфора и редкоземельного элемента Но, приводящего к уменьшению коэффициента распределения Р и оттеснению его в расплав, отмечалась авторами [60] при выращивании сильно компенсированных монокристаллов. Действительно, РЗЭ активно взаимодействуют с элементами V группы с образованием соединений типа (РЗЭ)Р [11, 12, 15]. Образование указанных соединений наблюдалось также при отжиге имплантированных совместно Р и Yb монокристаллов кремния (глава 4). Однако следует отметить, что в более поздних работах [50, 56] заметного влияния лантаноидов на процессы вхождения в монокристаллы основных легирующих примесей (бор, фосфор) не наблюдалось.

1.5. Прочностные свойства монокристаллов Si:PЗЭ

В литературе существовали противоречивые данные о влиянии лантаноидов на прочностные характеристики полупроводников [41, 61 – 67]. Так, введение лантаноидов (Er, Dy) в зону расплава при выращивании кремния методом бестигельной зонной плавки приводило к снижению микротвердости монокристалла (рис. 1.7).

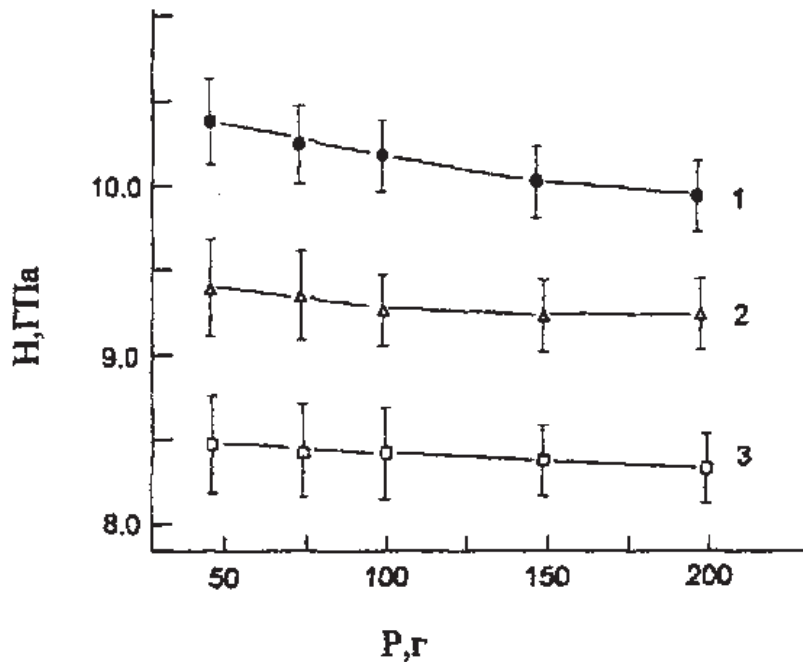


Рис. 1.7. Зависимость микротвердости Fz-Si от величины нагрузки для образцов: контрольного (1); Si:Dy (2); Si:Er (3)

В то же время при исследовании сильнолегированного Si:Gd, выращенного по методу Чохральского, обнаружено, что микротвердость возрастает по мере роста концентрации Gd в образцах [41]. Авторами [126], исходя из принципов металлохимии комплексного легирования, рассчитаны параметры межатомного взаимодействия атомов легирующей добавки с атомами кремния и показано, что легирование лантаноидами (как и некоторыми переходными металлами Au, Mo, Cr и др.) должно способствовать повышению прочности межатомных связей, а следовательно, и увеличению микротвердости. Указанные обстоятельства обусловили необходимость проведения более подробных исследований прочностных свойств Si:PЗЭ. В экспериментах исследовались слитки кремния, легированные редкоземельными элементами Dy, Er и Gd в процессе выращивания из расплава по методу Чохральского.

На рис. 1.8 и 1.9 представлены результаты измерения микротвердости (МТ) образцов кремния, вырезанных из различных частей слитков.

Зависимости МТ от нагрузки P на индентор для всех исследовавшихся образцов имели вид, характерный для непластичных (твердых) кристаллов: МТ уменьшалась на 2...5 % при увеличении нагрузки от 0,5 до 1,0 Н, а при дальнейшем возрастании нагрузки — практически не изменялась. Отмеченное уменьшение МТ эффективнее проявлялось в образцах с большей по абсолютному значению микротвердостью.

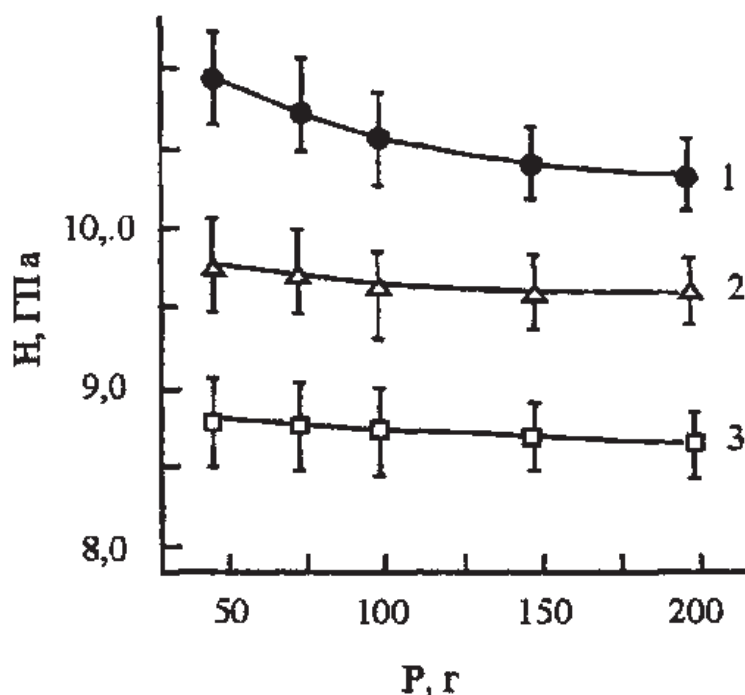


Рис. 1.8. Зависимость микротвердости Cz-Si от величины нагрузки для образцов, вырезанных из верхних частей слитков кремния: контрольного (1); Si:Dy (2); Si:Er (3)

Отметим существенные различия в характере влияния РЗЭ на прочностные свойства образцов кремния, вырезанных из верхних и нижних частей слитков. В первом случае (см. рис. 1.8) введение лантанондов в расплав приводило к существенному (10...12 %) уменьшению микротвердости. Во втором — легирование РЗЭ приводило к упрочнению монокристаллов кремния (см. рис. 1.9), причем значения МТ возрастали по мере роста концентрации РЗЭ (см. рис. 1.9, кривые 2, 3), что согласуется с результатами, представленными в работе [41].

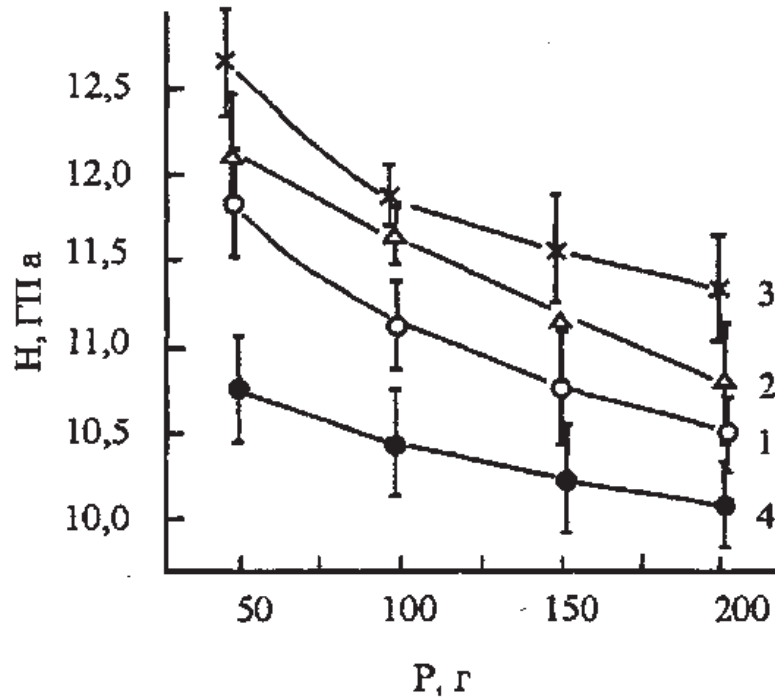


Рис. 1.9. Зависимость микротвердости Cz-Si от величины нагрузки для образцов, вырезанных из нижних частей слитков: Si:Gd ($N_{Gd} = 4 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-3}$) (1); Si:Er ($n^0 = 10^{15} \text{ см}^{-2}$; $N_{Er} = 2,3 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$) (2); Si:Er ($N_{Er} = 7 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$) (3); контрольного (4)

Поскольку для оценки стойкости полупроводниковых материалов к механической обработке важным параметром является микрохрупкость, был проведен качественный анализ микрохрупкости исследуемых образцов. Для определения данного параметра воспользовались стандартной методикой описанной ранее [68]. Экспериментальные результаты показали, что при легировании кремния редкоземельными элементами микрохрупкость ведет себя аналогично микротвердости. В образцах, вырезанных из верхних частей слитков, она снижается (табл. 1.6), а на пластинах из нижних частей – растет.

Таблица 1.6

Средние баллы микрохрупкости монокристаллов кремния

Материал	Балл микрохрупкости
Si	$4,2 \pm 0,4$
Si:Dy	$3,5 \pm 0,3$
Si:Er	$3,2 \pm 0,3$

Объяснить приведенные выше экспериментальные результаты, а также результаты работ [41, 63 – 66] можно со следующих позиций. Как известно [37], для РЗЭ характерны очень малые величины эффективных коэффициентов распределения в кремнии, что приводит к неравномерному распределению лантаноидов по кристаллу. В верхних частях слитков РЗЭ практически нет – их концентрация ниже предела обнаружения ($\sim 10^{14} \text{ см}^{-3}$) методом нейтронно-активационного анализа. В нижних частях монокристаллов их концентрация может достигать $(3 \dots 9) \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$ [6]. С другой стороны, как отмечалось ранее [69 – 70], микротвердость кремния чувствительна к наличию в материале технологических примесей, которые эффективно взаимодействуют с дислокациями, препятствуя их размножению при деформациях, что приводит к упрочнению кристаллов.

Уменьшение микротвердости образцов Si:РЗЭ, вырезанных из верхних частей слитков, может быть обусловлено геттерированием лантаноидами технологических примесей в расплаве [25, 40]. Присутствие РЗЭ в расплаве приводит также к снижению концентрации ростовых В-дефектов в монокристаллах. Более низкие значения МТ в Si:Er обусловлены тем обстоятельством, что наилучшие результаты по очистке кремния следует ожидать при легировании элементами, имеющими более низкие коэффициенты испарения из расплава и температуру плавления выше, чем у кремния. Это может быть обусловлено тем, что такие РЗЭ, например Er, не только менее интенсивно испаряются из расплава, но и в данном случае менее вероятен захват капли жидкой примеси фронтом растущего кристалла, что приводит к более равномерному распределению лантаноидов в кристалле и более эффективному геттерированию ими технологических примесей.

В нижних частях монокристаллов, где концентрация РЗЭ существенна, эффект геттерирования не наблюдается [59]. Это может быть обусловлено тем, что технологические примеси в расплаве связываются РЗЭ и вместе с ними попадают в кристалл. Их концентрация в данных частях слитка близка к значению для контрольных образцов, а иногда даже превышает ее вследствие оттеснения примесей в расплав фронтом растущего кристалла. Таким образом, ожидать связанного с очисткой от технологических примесей уменьшения микротвердости в образцах из нижних частей слитков не следует. С другой стороны, атомы редкоземельных элементов (или их скопления) тормозят движение дислокаций в кремнии, что и приводит к упрочению кремния.

Следует отметить, что детальный анализ влияния редкоземельных элементов на прочностные характеристики полупроводников затруднен следующими обстоятельствами. Во-первых, эффективно взаимодействуя с фоновыми технологическими примесями как в расплаве, так и в твердой фазе, лантаноиды активно изменяют дефектно-примесный состав полупроводников [57, 71, 72]. Причем характер этого изменения зависит не только от концентрации РЗЭ в расплаве, но и в большей степени от условий выращивания и последующих термических обработок [25, 73]. С другой стороны, примеси (как и дефекты) эффективно влияют на прочностные характеристики полупроводников, причем одни из них, например кислород и азот в кремнии, упрочняют кристалл, другие же (Ge в кремнии) снижают микротвердость.

1.6. Электрофизические и фотоэлектрические свойства кремния, легированного лантаноидами

Непосредственно после выращивания лантаноиды в кремнии не проявляют электрической активности [44]. Однако они способны принимать участие в формировании электрически активных центров при отжиге облученного кремния. Следует отметить, что авторы работы [60] предполагали, что редкоземельный элемент Но является электрически активной примесью и создает в запрещенной зоне кремния глубокий акцепторный уровень $E_v + 0,35$ эВ. Однако более поздние исследования [6, 50, 74] не подтвердили этого предположения.

Исследование температурной зависимости холловской подвижности $\mu_H(T)$ показало, что во всех образцах непосредственно после выращивания ее ход соответствует зависимости, характерной для контрольных (нелегированных РЗЭ) образцов. Из экспериментальных данных и соотношения $\mu_H = AT^\alpha$ была получена для кремния р-типа проводимости величина показателя степени $\alpha = -2,4$, которая близка к значениям α , характерным для контрольного нелегированного РЗЭ монокристалла, и соответствует рассеянию носителей заряда на акустических фононах. В то же время в образцах, легированных лантаноидами, ее величина была ниже примерно на 10...20 %, чем в контрольном нелегированном материале. Авторами [28] разработана модель, согласно которой в легированных редкоземельными элементами образцах Si имеет место дополнительное рассеяние носителей заряда, обусловленное включениями лантаноидов (раздел 3.1.1).

1.6.1. Магнитосопротивление

Исследования магнитосопротивления Si:PЗЭ (Er,Gd,Ho) [75 – 77] проводились на образцах, содержащих включения второй фазы двух видов: в Si:Er ($N_{Er} = 2,3 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$) – скопления ячеистой структуры с размерами 1...2 мкм, имеющие четко очерченную границу, и в Si:Gd ($N_{Gd} = 1 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-3}$) – бесформенные размытые включения меньших ($\sim 100 \text{ \AA}$) размеров. В Si:Ho ($N_{Ho} = 3 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-3}$) размеры включений были еще меньше.

Магнитополевые зависимости магнитосопротивления (МС) контрольных (нелегированных РЗЭ) монокристаллов имеют близкую к квадратичной зависимость от магнитного поля как при 300, так и при 77 К (рис. 1.10, кривая 1; рис. 1.11, кривая 1)

$$(\Delta\rho/\rho_0) \sim b_r (\mu_H B)^\gamma, \quad (1.5)$$

где $\gamma = 1,8 \dots 1,9$.

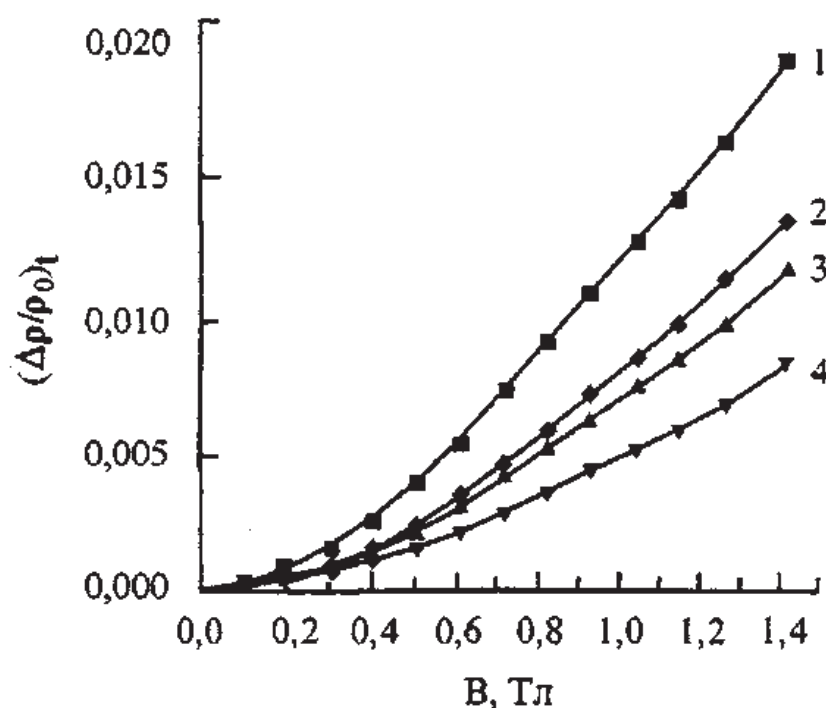


Рис. 1.10. Магнитополевая зависимость магнитосопротивления контрольного (1) и легированных Ho (2), Gd (3) и Er (4) образцов кремния при комнатной температуре

Во всем исследованном интервале магнитных полей выполнялся критерий классически слабого ($\mu_H B \ll 1$) магнитного поля, а величина коэффициента МС лежала в пределах $b_r = 0,2 \dots 0,4$, что близко к теоретической величине b_r , характерной для рассеяния носителей заряда акустическими фононами $b_r^{\text{фон}} = 0,27$. Несколько завышенная величина b_r может

вызываются дополнительным вкладом геометрического эффекта в МС из-за закорачивания эдс Холла токовыми контактами. Отметим также, что закорачивание холловских контактов при измерении магниторезистивного эффекта приводит к увеличению его величины до 15 % и свидетельствует о лоренцевском механизме положительной компоненты МС.

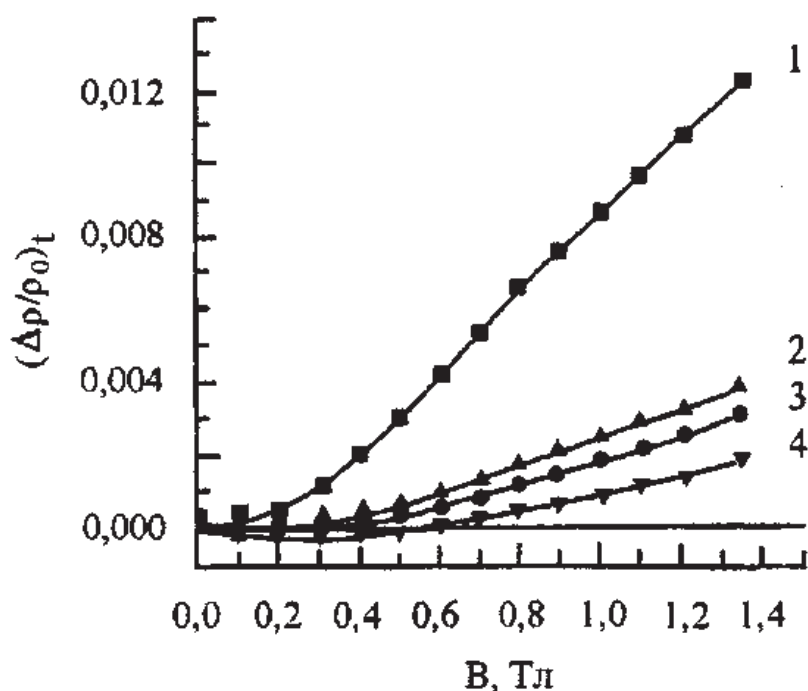


Рис. 1.11. Магнитополевая зависимость магнитосопротивления контрольного (1) и легированных Ho (2), Gd (3) и Er (4) образцов кремния при $T = 77$ К

В результате исследований обнаружено, что легирование лантаноидами не изменяет общего вида зависимости магнитосопротивления от магнитного поля при $T = 300$ К (см. рис. 1.10), однако величина магниторезистивного эффекта для всех легированных РЗЭ образцов меньше. В то же время коэффициент МС в них становится большим, чем максимальная теоретическая величина, характерная для рассеяния носителей ионами примеси ($b_{ион} = 0,57$), и в ряде случаев (для Si:Er) превышает единицу. Последнее свидетельствует о существенной неоднородности данных образцов, что обусловлено наличием скоплений РЗЭ.

Как видно из рис. 1.11, при температуре жидкого азота в легированных лантаноидами образцах в слабом магнитном поле ($B < 0,5$ Тл) магниторезистивный эффект отрицателен и достигает максимальной величины в поле $B \approx 0,25$ Тл. Отрицательное МС не проявляет тенденции к насыщению и в полях $B > 0,3$ Тл, начинает уменьшаться и переходит в область по-

ложительного магнитосопротивления. Положительное магнитосопротивление при всех температурах и во всех образцах также не проявляет тенденции к насыщению. Отрицательное магнитосопротивление при $T = 77\text{ K}$ в Si:PЗЭ не может быть вызвано увеличением концентрации свободных носителей заряда. Об этом свидетельствует тот факт, что постоянная Холла в кремнии, легированном лантаноидами, практически не зависит от магнитного поля.

Как видно из характера магнитополевой зависимости магнитосопротивления Si:PЗЭ при 77 K (см. рис. 1.11), измеряемый магниторезистивный эффект представляет собой алгебраическую сумму отрицательной и положительной компонент:

$$\Delta\rho_{\Sigma} = \Delta\rho_{-} + \Delta\rho_{+}, \quad (1.6)$$

причем в области слабых полей доминирует отрицательная, а в области сильных – положительная лоренцевская компонента магниторезистивного эффекта. Отрицательное магнитосопротивление полупроводников, наблюдаемое обычно в области температур жидкого гелия и интерпретируемое в рамках модели [78], в случае равномерного распределения атомов примеси по кристаллу не зависит от вида легирующей примеси – магнитная или немагнитная. Наблюдаемый при $T = 77\text{ K}$ отрицательный магниторезистивный эффект в Si:PЗЭ обусловлен, вероятнее всего, наличием магнитных включений в полупроводниковой матрице, т.е. гигантским магниторезистивным эффектом.

Сопротивление образца в отсутствие магнитного поля обусловлено как рассеянием носителей заряда на акустических фонах, так и их рассеянием на магнитных кластерах со случайной ориентацией магнитных моментов. Согласно модели гигантского МС [79], внешнее магнитное поле ориентирует магнитные моменты кластеров по направлению поля, что приводит к уменьшению рассеяния носителей заряда (сопротивления образца), т.е. к отрицательному МС. Малость величины отрицательного магнитосопротивления в исследованных образцах Si:PЗЭ обусловлена тем, что условия наблюдения гигантского МС далеки от оптимальных, когда размеры изолированных магнитных кластеров и расстояния между ними порядка длины свободного пробега носителей. Кроме того, на отрицательное МС накладывается положительное лоренцевское МС, быстро увеличивающееся с ростом магнитного поля. Последнее не характерно для метал-

лической матрицы, но присуще полупроводниковой матрице, содержащей магнитные кластеры.

Наиболее близкие к оптимальным условия наблюдения отрицательного МС, обусловленного рассеянием на магнитных кластерах, реализуются в образцах, легированных эрбием в концентрации $2,3 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$. Размеры включений Ег в них достигали 5 и более мкм, а расстояния между ними превышали 20 мкм. Уменьшение концентрации РЗЭ приводит к уменьшению размеров включений лантаноидов и, в конечном итоге, к уменьшению отрицательной МС (см. рис. 1.10, кривые 2 – 4).

Дополнительным подтверждением данного механизма отрицательной компоненты МС при $B < 0,6 \text{ Тл}$ может служить и независимость постоянной Холла от величины магнитного поля, что не характерно для зонного механизма переноса и "традиционных" механизмов рассеяния носителей заряда, для которых холл-фактор с ростом магнитного поля в классических магнитных полях уменьшается.

1.6.2. Магнитная восприимчивость Si:Gd

Магнитные свойства монокристаллов Si:РЗЭ зависят от зарядового состояния и формы нахождения редкоземельных ионов в кристалле. В связи с этим магнитная восприимчивость исследовалась на образцах, вырезанных из различных частей слитка, выращенного по методу Чохральского [39, 80]. Нумерация образцов соответствовала местоположению в слитке и возрастала по мере удаления от верха к низу слитка. Концентрация Gd по данным нейтронно-активационного анализа изменялась от начала к концу слитка от 10^{14} до 10^{20} см^{-3} . Вклад в восприимчивость примесных атомов гадолиния χ_{Gd} рассчитывался как разность между измеряемой величиной и восприимчивостью решетки кремния, которая хорошо описана в литературе [39]. Вкладом свободных носителей заряда в суммарную восприимчивость пренебрегали, поскольку их концентрация была $< 10^{15} \text{ см}^{-3}$.

Магнитная восприимчивость примеси гадолиния в образцах из начала слитка (образцы № 1, 2) описывается законом Кюри $\chi_{Gd} = C/T$ (рис. 1.12). Совместный анализ температурной зависимости магнитной восприимчивости и полевой зависимости намагниченности примеси Gd указывает на то, что РЗЭ присутствует в кремнии в виде одиночных ионов Gd^{3+} (электронная конфигурация $4f^7$).

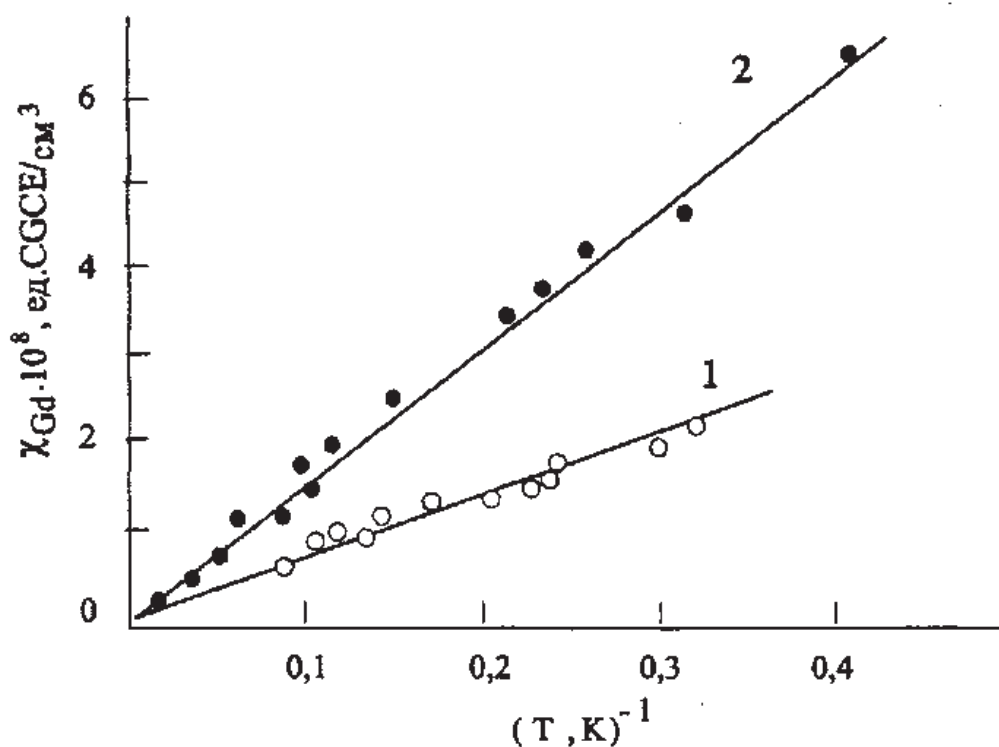


Рис. 1.12. Температурная зависимость магнитной восприимчивости ионов гадолиния в образцах кремния, слаболегированных гадолинием [39]

На кривых температурных зависимостей магнитной восприимчивости образцов, вырезанных из конца слитка (образцы № 5, 6), четко проявляется максимум вблизи температур 26...30 К (рис. 1.13). Данный максимум связан с присутствием в образцах антиферромагнитно-упорядочиваемой фазы. Присутствие включений второй фазы подтверждается также данными металлографического анализа. Следует отметить, что антиферромагнитное интерметаллическое соединение $GdSi_2$ имеет точку Нееля ~ 27 К. Антиферромагнитное упорядочение в этом соединении осуществляется за счет косвенного обменного взаимодействия через электроны проводимости между ионами Gd^{3+} [39]. Учитывая, что температура, при которой наблюдается максимум (см. рис. 1.13), весьма близка к температуре Нееля $GdSi_2$, было предположено, что включения второй фазы по составу близки к соединению $GdSi_2$. В области высоких температур восприимчивость данной группы образцов описывается законом Кюри – Вейсса. Определенная по наклону температурной зависимости концентрация ионов Gd^{3+} хорошо согласуется с данными нейтронно-активационного анализа.

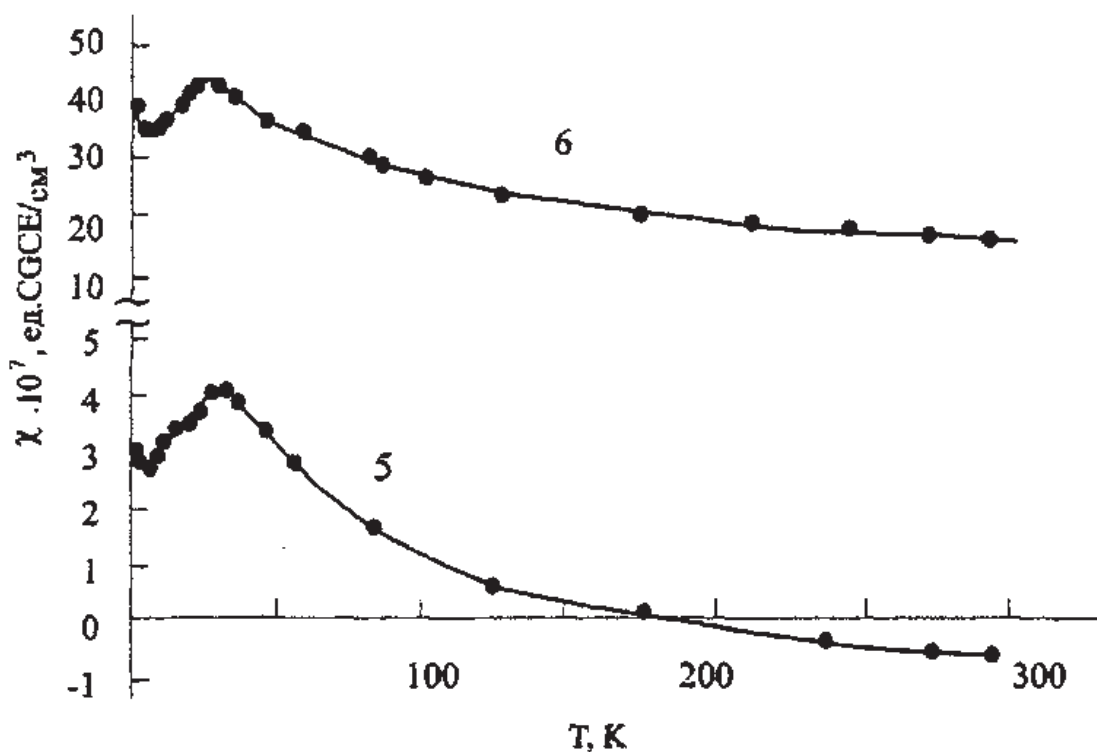


Рис. 1.13. Температурная зависимость магнитной восприимчивости образцов Si<Gd>, содержащих включения второй фазы [39]

Восприимчивость ионов гадолиния в образцах из средней части слитка (образцы № 3, 4) с промежуточными значениями концентрации Gd подчиняется в области высоких температур закону Кюри-Вейсса с отрицательными значениями Θ (рис. 1.14). Наклон данной зависимости дает концентрации ионов Gd^{3+} , разумно согласующиеся с аналитическими данными. Однако при понижении температуры кривая $\chi^{-1} = f(T)$ отклоняется от зависимости Кюри – Вейсса и стремится к началу координат. Такое поведение наблюдалось ранее для ряда полупроводников $A^{II}B^{VI}$, содержащих в качестве примеси парамагнитные ионы Mn^{2+} [81]. Объяснение подобных зависимостей было дано в рамках модели примесных кластеров, в которых ионы примеси связаны между собой обменным взаимодействием, а взаимодействие между кластерами считается пренебрежимо малым. Образование кластеров в системе Si:Gd носит не статистический характер, а является результатом подготовки системы к формированию предвыделений второй фазы [80], что и проявляется в установлении ближнего порядка для примесных атомов.

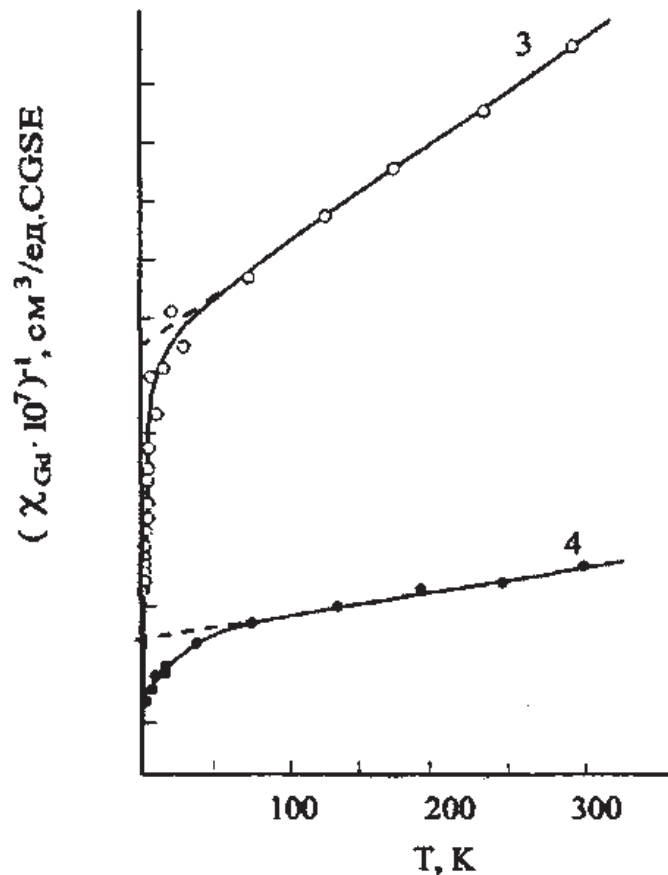


Рис. 1.14. Температурная зависимость магнитной восприимчивости ионов гадолиния в образцах кремния с промежуточным уровнем легирования [39]

1.6.3. Фотопроводимость

Измерения величины сигнала стационарной фотопроводимости при освещении монокристаллов светом из области собственного поглощения показали, что при концентрации лантаноида $\sim 2 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$ в кремнии р-типа фоточувствительность $\Delta\sigma / \sigma I$ (где σ – темновая проводимость; $\Delta\sigma$ – изменение проводимости при освещении; I – интенсивность освещения) образцов Si:PЗЭ примерно в 2 раза превышает соответствующую величину для нелегированного кремния. Указанный эффект возрастает с увеличением концентрации лантаноида, однако при $N_{PЗЭ} \geq 3 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$ имеет место его уменьшение и при $N_{PЗЭ} \geq 1 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$ фоточувствительность Si:PЗЭ становится ниже, чем в контрольных образцах.

Величина сигнала стационарной фотопроводимости в общем случае записывается в виде

$$\Delta\sigma = e\beta k l (\mu_n \tau_n + \mu_p \tau_p), \quad (1.7)$$

где e – заряд электрона; μ_n , μ_p – подвижности неравновесных электронов и дырок, соответственно; β – квантовый выход; k – показатель поглощения света; τ_n , τ_p – время жизни неравновесных электронов и дырок соответственно.

Поскольку ϵ , β , k , I , μ_n , μ_p для Si:PЗЭ и нелегированного кремния практически не различаются, то величина фотопроводимости будет определяться временами жизни неравновесных носителей заряда. Согласно модели [28], включения РЗЭ создают неоднородности потенциального рельефа (барьеры в области контакта металл-полупроводник). Возбужденные светом неравновесные носители заряда (электроны и дырки) пространственно разделяются электрическим полем барьера, что приводит к увеличению их эффективного времени жизни и, следовательно, к возрастанию сигнала фотопроводимости. Увеличение концентрации лантаноида обуславливает появление крупных включений, окруженных областями с большой плотностью дислокаций [41]. В связи с этим, вероятно, происходит увеличение концентрации рекомбинационных центров в Si:PЗЭ и соответственно уменьшение τ и величины сигнала фотопроводимости. Введение в монокристаллы Gd не изменяло спектра примесной фотопроводимости кремния, обусловленной легирующими примесями фосфора и мышьяка [82]. В этом случае не наблюдалось также смещения длинноволновой границы и минимумов, обусловленных междолинным рассеянием, что свидетельствует о том, что при введении Gd изменения энергии активации примесных уровней P и As не происходит.

Аномальное поведение фотопроводимости Si:Gd, измеренной при 77 К, наблюдалось в диапазоне $h\nu = 0,4 \dots 1,2$ эВ [83 – 84]. При малых концентрациях РЗЭ ($10^{13} \dots 10^{16}$ см⁻³) примесная фотопроводимость отсутствовала, наблюдалась только собственная фотопроводимость кремния. Примесная фотопроводимость появлялась, практически, "скачком" при концентрациях Gd свыше 10^{16} см⁻³. При дальнейшем увеличении N_{Gd} наблюдается резкое исчезновение примесной фотопроводимости и существует только фотопроводимость, связанная с межзонными переходами (рис. 1.15).

Отсутствие примесной фотопроводимости при $N_{Gd} < 10^{16}$ см⁻³ связано с малым сечением захвата электронов из зоны проводимости на обменный примесный уровень из-за δ -функционального вида потенциала обменного взаимодействия электрона в зоне проводимости с f-электронами примеси. Поэтому захват электрона из зоны проводимости на обменный уровень происходит при участии мелкой донорной примеси (P): электрон сначала захватывается из с-зоны на уровень фосфора, а затем переходит на уровень примеси РЗЭ. Примесный фототок I_ϕ пропорционален числу фотозлектрически активных центров P + Gd (N_a):

$$N_a = N_P [1 - \exp(-N_{Gd}V)], \quad (1.8)$$

где N_P , N_{Gd} – концентрации фосфора и РЗЭ соответственно;

$$V = 4\pi r_{np}^3 / 3, \quad (1.9)$$

где $r_{\text{фр}}$ – расстояние между примесями Р и Gd, при котором захваченный на центр фосфора электрон успеет перейти на обменный уровень РЗЭ за время периода модуляции примесной подсветки.

Расчетная зависимость в случае примесного поглощения света ($n = N_{\text{P}}$) приведена на рис. 1.16. На этом же рисунке показаны экспериментальные результаты [83].

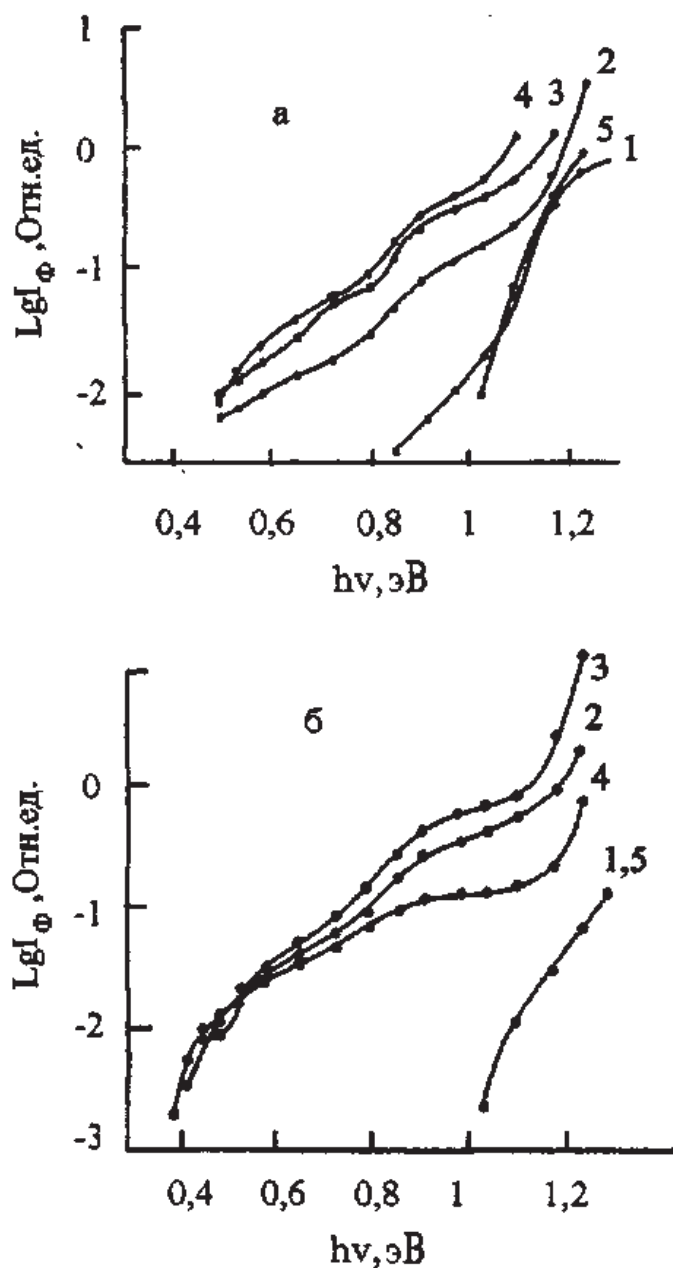


Рис. 1.15. Спектральные зависимости величины фототока для образцов кремния, легированных примесями РЗЭ: а – кремний, легированный гадолинием: 1 – $N(\text{Gd})$ от 10^{13} см^{-3} до 10^{16} см^{-3} ; 2 – $5 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-3}$; 3 – $3 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$; 4 – $5 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$; 5 – $3 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$ (концентрация фосфора во всех образцах $2 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-3}$); б – кремний, легированный празеодоллом: 1 – $N(\text{Pr})$ от 10^{13} см^{-3} до 10^{16} см^{-3} ; 2 – 10^{17} см^{-3} ; 3 – 10^{18} см^{-3} ; 4 – $5 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$; 5 – $5 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-3}$ (концентрация фосфора во всех образцах $5 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-3}$)

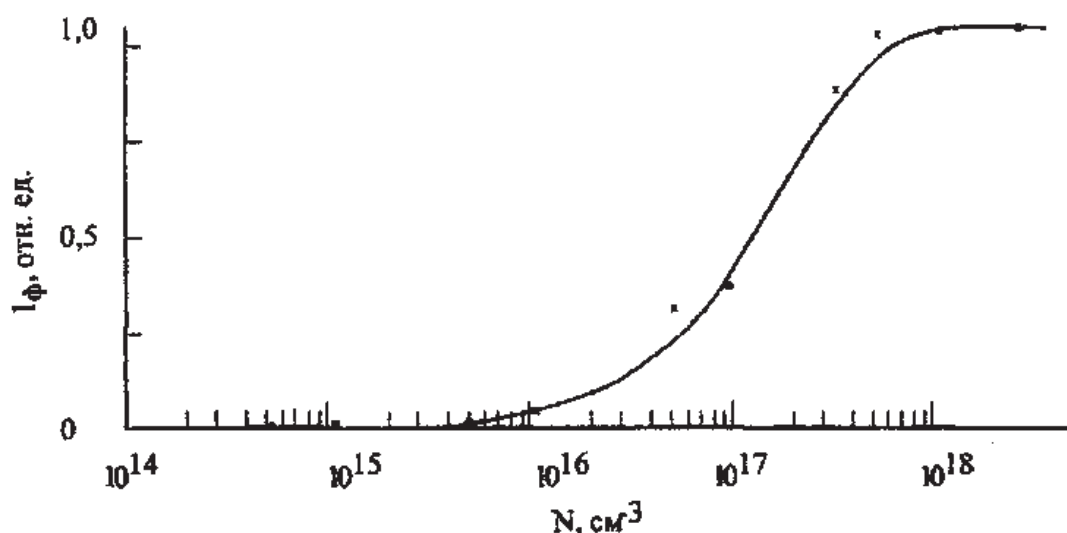


Рис. 1.16. Зависимость примесного фототока от концентрации PЗЭ:

- x – для кремния, легированного гадолинием;
- – для кремния, легированного празеодолимом;
- сплошная кривая – расчетная зависимость

Примесная фотопроводимость исчезает при концентрациях, когда наблюдается образование второй фазы. Электроны начинают интенсивно захватываться этими областями, энергия которых также понижена относительно дна зоны проводимости из-за s - f -обменного взаимодействия. Населенность глубоких обменных центров, связанных с фосфором (P + Gd), стремится к нулю, что, естественно, приводит к наблюдающемуся на эксперименте исчезновению примесной фотопроводимости.

Межзонная подсветка индуцирует появление примесной фотопроводимости в Si:Gd уже при $N_{Gd} \approx 5 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-3}$. Это связано с возрастанием темпа захвата электронов из зоны проводимости на обменный примесный уровень через фосфор при увеличении концентрации электронов в s -зоне, что обуславливает увеличение r_{np} и соответственно возрастание концентрации фотозлектрически активных центров N_a [84].

1.7. Оптическая поляризация ядер

Si:PЗЭ оказался хорошим объектом для получения высокой степени поляризации ядер ^{29}Si при оптической накачке [46, 85 – 87]. Использование оптической поляризации ядерных моментов в кремнии и исследования с помощью ядерного магнитного резонанса позволили получить важную информацию о поведении примесей.

При межзонном поглощении циркулярно поляризованного света в зоне проводимости возбуждаются электроны со спиновой ориентацией. При захвате на различные примесные центры эти электроны взаимодействуют с ядрами решетки, что приводит к их динамической поляризации. Величина, направление и скорость установления ядерной намагниченности определяются свойствами центров, на которых локализованы оптически ориентированные электроны, что позволяет эффективно изучать указанные свойства данным методом.

На рис. 1.17 представлены зависимости степени динамической поляризации (P_n) ядер ^{29}Si от времени освещения в магнитном поле кристаллов кремния, легированных Ho, Yb и Gd в концентрациях $\sim 10^{17} \text{ см}^{-3}$ [86]. Видно, что в Si:PЗЭ достигается большая степень ядерной поляризации, чем в контрольном материале n-типа. Наибольший эффект достигался при легировании Gd.

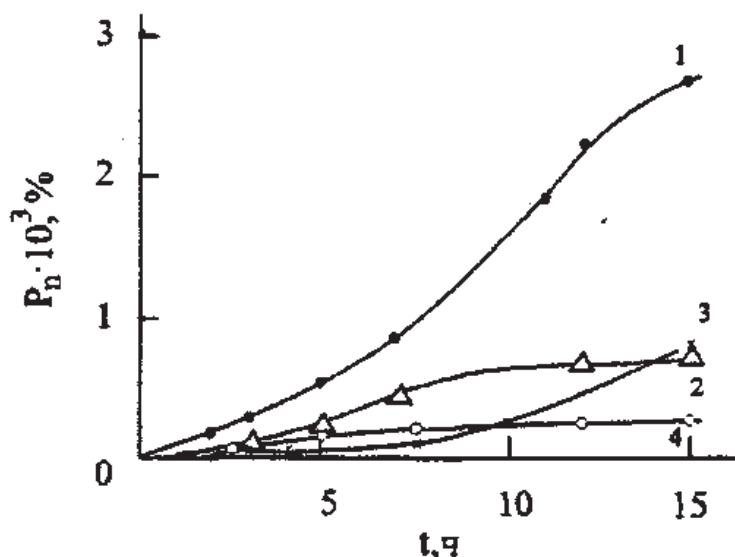


Рис. 1.17. Зависимость степени поляризации ядер ^{29}Si от длительности светового облучения кристаллов Si, легированных Gd (1), Yb (2), Ho (3) и Si, содержащего только атомы P (4)

Экспериментальные зависимости степени оптической поляризации ядерных моментов и времени ядерной спин-решеточной релаксации (T_1) от содержания Gd в монокристаллах кремния с концентрацией фосфора $N_p \approx 2 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-3}$, полученные при оптической накачке в магнитном поле $H_0 = 7,5 \text{ Э}$, представлены на рис. 1.18. PЗЭ в концентрации ниже 10^{16} см^{-3} не оказывал влияния на оптическую поляризацию ядер — величины P_n и T_1 точно такие же, как и в контрольном кремнии с аналогичным содержанием фосфора. В этом случае фотовозбужденные в зону проводимости оптические

ски ориентированные электроны захватываются на примесные центры фосфора, где взаимодействуют с окружающими ядрами решетки кремния.

Захват электрона из с-зоны на обменный уровень РЗЭ возможен лишь при участии мелкой донорной примеси (в данном случае фосфора). С возрастанием $N_{\text{РЗЭ}}$ уменьшается расстояние между атомами Р и Gd и увеличивается вероятность образования парных центров Р + Gd. С указанным обстоятельством связан плавный рост степени оптической поляризации P_{\parallel} ядер и времени релаксации T_1 при концентрациях лантаноида $10^{16} < N_{\text{Gd}} < 3 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$ (рис. 1.18), который появляется синхронно с возникновением примесной фотопроводимости [83].

В области концентраций $N_{\text{Gd}} > 3 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$ наблюдается исчезновение примесной фотопроводимости. Синхронно с этим происходит гигантский скачок степени оптической поляризации и времени спин-решеточной релаксации ядер в Si:Gd (см. рис. 1.18). Следует отметить, что при указанных концентрациях гадолиния формируются крупные включения второй фазы, в которых наблюдаются процессы магнитоупорядочения [39]. Внутри включений второй фазы возникают локальные области с магнитным порядком – ферроны [87]. Фотовозбужденные электроны проводимости интенсивно локализуются на областях второй фазы с образованием ферронов, что приводит к наблюдаемому в эксперименте аномальному возрастанию степени оптической поляризации ядер.

Указанным методом был исследован также распад твердого раствора золота в Si:Gd с концентрацией гадолиния $\sim 10^{16} \text{ см}^{-3}$ [88]. Концентрация примеси Au в выращенных по методу Чохральского монокристаллах варьировалась, согласно данным нейтронно-активационного анализа, от $5 \cdot 10^{14}$ до $1 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-3}$. Оказалось, что зависимость времени спин-решеточной релаксации ядер ^{29}Si от величины магнитного поля H_0 одинакова для всех образцов Si:Gd,Au. Введение лантаноида не приводило к уменьшению времени ядерной релаксации. Анализ зависимостей времени ядерной релаксации от величины внешнего магнитного поля при оптической накачке позволяет утверждать, что все атомы золота в Si:Gd,Au находятся в активном состоянии (в виде одиночных атомов), в отличие от контрольного материала Si:Au, в котором при $N_{\text{Au}} > 10^{15} \text{ см}^{-3}$ большая часть золота находится в виде скоплений (примесных групп атомов).

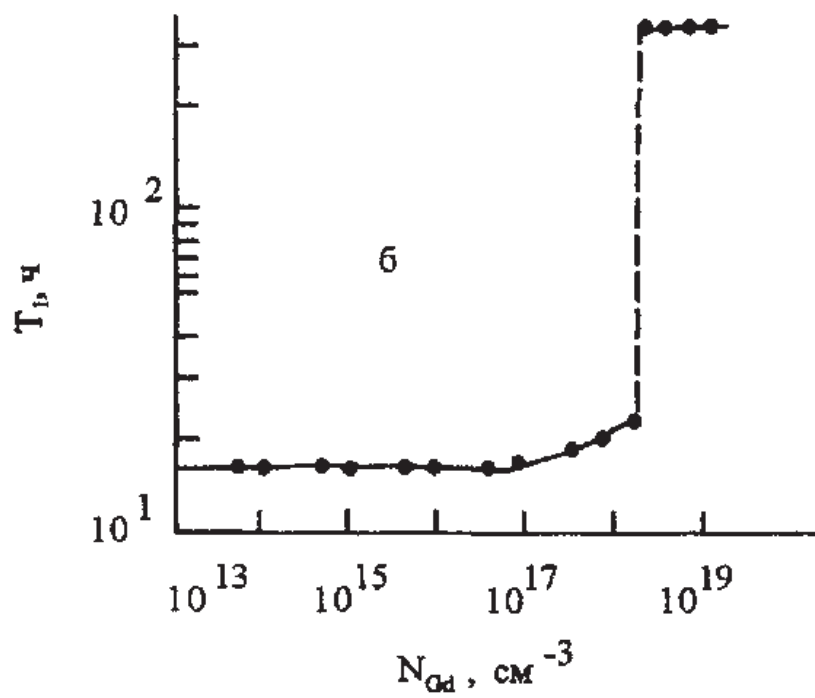
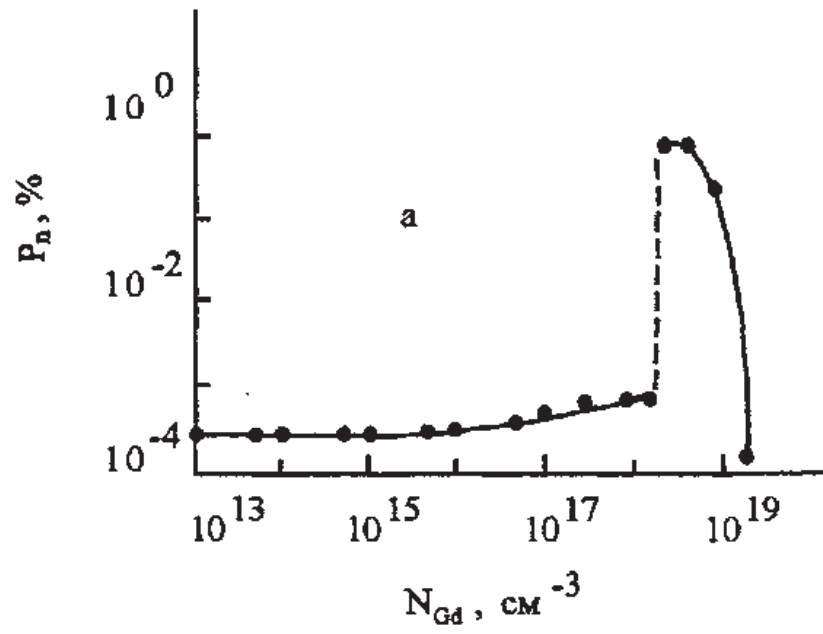


Рис. 1.18. Зависимости P_n (а) и T_1 (б) от полной концентрации гадолиния N_{Gd} в образцах кремния, содержащих фосфор с $N_P \approx 2 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-3}$ при оптической накачке циркулярно поляризованным светом в магнитном поле $H_0 = 7,5 \text{ Э}$

ЛИТЕРАТУРА

1. Rare Earth Doped Semiconductors // Mat. Res. Soc. Symp. Proc. / Ed. Pomrenke G.S. et al. – Pittsburgh, Pennsylvania, 1993. – V. 301. – 418 p.
2. Назыров Д.Э., Регель А.Р., Куликов Г.С. Кремний, легированный редкоземельными элементами. – Л., 1987. – 52 с. – (Препринт / Физико-технический институт АН СССР; № 1122).
3. Мастеров В.Ф. Электронная структура примесей редкоземельных элементов в соединениях A^3B^5 // Физика и техника полупроводников. – 1993. – Т. 27, № 9. – С. 1435 – 1452.
4. Захаренков Л.Ф., Козловский В.В. Влияние редкоземельных элементов на свойства объемных кристаллов A^3B^5 // Неорганические материалы. – 1995. – Т. 31, № 8. – С. 997 – 1006.
5. Мастеров В.Ф., Захаренков Л.Ф. Редкоземельные элементы в полупроводниках A^3B^5 // Физика и техника полупроводников. – 1990. – Т. 24, № 4. – С. 610 – 630.
6. Просолович В.С. Радиационные и термодфекты в кремнии с редкоземельными элементами: Автореф. дис....канд. физ.-мат. наук: 01.04.10 / Бел. гос. ун-т. – Минск, 1987. – 15 с.
7. Неймац В.Б., Шаховцов В.И., Шиндич В.Л. Внутренние геттеры и радиационное дефектообразование в Si. – Киев, 1987. – 55 с. – (Препринт / Институт физики АН УССР; № 25)
8. Шаховцов В.И., Шиндич В.Л. Особенности поведения в полях ядерной радиации кремния, легированного редкоземельными элементами // Радиационные эффекты в твердых телах. – Киев: Наукова думка, 1977. – С. 88 – 102.
9. Мильвидский М.Г. Полупроводниковые материалы в современной электронике. – М.: Наука, 1986. – 144 с.
10. Соболев Н.А., Бреслер М.С., Гусев О.Б., Макавийчук М.И., Паршин Е.О., Шек Е.И. Влияние условий отжига на интенсивность фотолуминесценции в Si:Er // Физика и техника полупроводников. – 1994. – Т. 28, № 11. – С.1995 – 2000.
11. Ахметов Н.С. Общая и неорганическая химия. – М.: Высшая школа, 1998. – С. 698 – 707.
12. Коттон Ф., Уилкинсон Дж. Современная неорганическая химия. Ч. 3. Химия переходных элементов. – М.: Мир, 1969. – С. 500 – 524. (Cotton F.A., Wilkinson G. Advanced inorganic chemistry. A comprehensive text)
13. Кремерс Г.Э. Металлургия редкоземельных металлов – М.: Иностранная литература, 1962. – С. 8.
14. Савицкий Е.М., Терехова В.Ф. Металловедение редкоземельных металлов. – М.: Наука, 1975. – 271 с.

15. Соединения редкоземельных элементов: гидриды, бориды, карбиды, фосфиды, пниктиды, халькогениды, псевдогалогениды / Под ред. А.А. Елисеева. – М.: Наука, 1983. – 270 с.
16. Физика и химия редкоземельных элементов: Справочник / Под ред. К. Гшнайнднера, Л. Айринга. – М.: Металлургия, 1982. – 336 с.
17. Лантаноиды и актиноиды / Под ред. К.У. Бэгналла. – М.: Атомиздат, 1977. – 287 с.
18. Следдинг Ф., Даан А. Редкоземельные металлы. – М.: Мир, 1965. – 610 с.
19. Гшнейнднер К. Сплавы редкоземельных металлов. – М.: Мир, 1965. – 426 с.
20. Бандуркин Г.А., Джурицкий Б.Ф., Тананаев И.В. Особенности кристаллохимии соединений редкоземельных элементов. – М.: Наука, 1984. – 229 с.
21. Трифонов Д.Н. Редкоземельные элементы. – М.: АН СССР, 1965.
22. Шямон Л.Л. Эффективные сечения возбуждения и ионизации атомов редкоземельных элементов. – М.: Энергоиздат, 1994. – 144 с.
23. Спицын В.И., Вохмин В.Г., Ионова Г.В. Внутрiryadная периодичность ионных радиусов лантанидов и актинидов // Журнал неорганической химии. – 1983. – Т. 28, № 4. – С. 819 – 829.
24. Мастеров В.Ф., Насредин Ф.С., Серегин П.П., Теруков Е.И., Мездригина М.М. Примесные атомы эрбия в кремнии // Физика и техника полупроводников. – 1998. – Т. 32, № 6. – С. 708 – 711.
25. Borschensky V.V., Brinkevich D.I., Petrov V.V., Prosolovich V.S. Monocrystal dislocationless Si:Ge, grown from the melt with Gd impurity // Mater. Res. Soc. Symp. Proc. V. 301. Rare Earth Doped Semicond. – Pittsburgh, 1993. – P. 73 – 78.
26. Александров О.В., Николаев Ю.А., Соболев Н.А. Перераспределение гольмия при твердофазной эпитаксиальной кристаллизации аморфизированных слоев кремния // Физика и техника полупроводников. – 2000. – Т. 34, № 1. – С. 3 – 7.
27. Rare Earth Doped Semiconductors II // Mat. Res. Soc. Symp. Proc. / Ed. Pomrenke G.S. et al. – Pittsburgh, Pennsylvania. – 1997. – V. 422. – 384 p.
28. Антоненко Р.С., Карпов Ю.А., Шаховцов В.И., Шиндич В.Л., Шпинар Л.И., Ясковец И.И. Электрофизические свойства облученного p-Si с примесью гадолиния // Физика и техника полупроводников. – 1978. – Т. 12, № 9. – С. 1707 – 1713.
29. Баграев Н.Т., Власенко Л.С., Волле В.М., Воронков В.Б., Грехов И.В., Карпов Ю.А., Туровский Б.М. Термостабильность кремния, легированного примесями РЗЭ при выращивании методом Чохральского // Журнал технической физики. – 1984. – Т. 54, № 1. – С. 207 – 208.
30. Петров В.В., Просолович В.С., Ткачев В.Д., Цырулькевич Г.С., Карпов Ю.А. Термодоноры в кремнии, легированном эрбием // Физика и техника полупроводников. – 1985. – Т. 19, № 4. – С. 767 – 769.

31. US patent 3409554. Кл. 252-62.3, 1968 // Gd or Sm doped silicon semiconductor composition / Mandelkorn J., Heights C.
32. Mandelkorn J., Schwartz L., Broder J., Kautz H., Ulman R. Effect of impurities on radiation damage of silicon solar cells // *Journal of Applied Physics*. – 1964. – V. 35, № 7. – P. 2258 – 2260.
33. Александров О.В., Николаев Ю.А., Соболев Н.А. Модель перераспределения эрбия в процессе твердофазной эпитаксиальной кристаллизации кремния // *Физика и техника полупроводников*. – 1998. – Т. 32, № 12. – С. 1420 – 1423.
34. Александров О.В., Захарьин А.О., Соболев Н.А., Шех Е.И., Маковийчук М.И., Паршин Е.О. Образование донорных центров при отжиге кремния, имплантированного диспрозием и гольмием // *Физика и техника полупроводников*. – 1998. – Т. 32, № 9. – С. 1029 – 1032.
35. Вигдорович В.Н. Очистка металлов и полупроводников кристаллизацией. – М.: Металлургия, 1969. – 296 с.
36. Мильвидский М.Г., Карпов Ю.А., Туровский Б.М., Воронков В.В., Ковалева Т.А. Монокристаллический кремний, легированный некоторыми редкими и переходными элементами // *Легированные полупроводниковые материалы*. – М.: Наука, 1985. – С. 97 – 102.
37. Бочкарев Э.П., Гришин В.П., Карпов Ю.А., Марунина Н.И. О сегрегации гадолиния при выращивании монокристаллов методом Чохральского // *Свойства легированных полупроводников*. – М.: Наука, 1977. – С. 88 – 90.
38. Туровский Б.М., Головин Б.И., Карпов Ю.А., Чесноков С.А. О получении бездислокационных монокристаллов кремния, легированных редкоземельными элементами // *Получение и исследование полупроводниковых материалов. Сб. науч. трудов. Т. 133*. – М.: Изд-во Гиредмета, 1986. – С.3-7.
39. Андрианов Д.Г., Бочкарев Э.П., Гришин В.П., Карпов Ю.А., Савельев А.С. Магнитные свойства и взаимодействие примесей в кристаллах Si<Gd> // *Физика и техника полупроводников*. – 1978. – Т. 12, № 3. – С. 511 – 519.
40. Гусаков В.Е., Петров В.В., Просолович В.С., Чесноков С.А., Янковский Ю.Н. Особенности структуры кремния, легированного редкоземельными элементами // *Электронная техника. Сер. Материалы*. – 1989. – № 4. – С. 29 – 32.
41. Дранчук С.Н., Карпов Ю.А., Шаховцов В.И., Шиндич В.Л. Особенности структуры кремния, легированного гадолинием // *Известия АН СССР. Неорганические материалы*. – 1981. – Т. 17, № 5. – С. 757 – 761.
42. Баграев Н.Т., Власенко Л.С. Оптическая поляризация ядер в полупроводниках с магнитными примесями // *Расширенные тезисы докл. VI междунар. конф. по росту кристаллов*. – М.: ВИНТИ, 1980. – Т. IV. – С. 285 – 286.

43. Гришян В.П., Карпов Ю.А., Корнюшин С.И., Лапкарев Г.В., Матвеев В.Т., Шаховцов В.И., Шевченко А.Д., Шиндич В.Л. Некоторые свойства кремния, легированного гадолинием // Украинский физический журнал. – 1976. – Т. 21, № 2. – С. 334 – 336.
44. Антоненко Р.С., Неймаш В.Б., Соснян М.Г., Шаховцов В.И., Шиндич В.Л. Дефектообразование в p-кремнии с примесью иттербия // Вопросы атомной науки и техники. Сер. Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение. – 1982. – Вып. 4 (23). – С. 38-39.
45. Бочкарев Э.П., Воронкова Г.И., Иглицын М.И., Салманов А.Р., Гришян В.П., Карпов Ю.А. Включения второй фазы в кремнии, легированном самарием // Научные труды Гиредмета. – 1975. – Т. 65. – С. 61 – 65.
46. Баграев Н.Т., Власенко Л.С., Карпов Ю.А., Туровский Б.М. Определение концентрации примесей в областях второй фазы в кремнии // Физика твердого тела. – 1981. – Т. 23, № 1. – С. 302 – 304.
47. Аюпов К.С., Зайнабидинов С.З., Карпов Ю.А., Фистуль В.И. Барический распад преципитатов гадолиния в кремнии // Физика и техника полупроводников. – 1987. – Т. 21, № 4. – С. 764 – 765.
48. Гусаков В.Е., Петров В.В., Просолович В.С., Чесноков С.А., Янковский Ю.Н. Особенности структуры кремния, легированного редкоземельными элементами // Тез. докл. VI Всесоюз. конф. по физико-химическим основам полупроводниковых материалов: Сб. материалов. – М.: Наука, 1988. – С. 111 – 112.
49. Брянкевич Д.И., Просолович В.С., Янковский Ю.Н. Структуры на основе кремния, легированного редкоземельными и изовалентными примесями / Бел. гос. ун-т. – Минск, 2001. – 22 с. – Деп. в БелИСА 13.06 2001, № Д200147 // Реферативный сборник непубликуемых работ. Вып. 2 (21), 2001.
50. Петров В.В. Примесно-дефектное взаимодействие в кремнии, легированном лантаноидами, алюминием и изовалентными примесями: Дисс...доктора физ.-мат. наук: 10.04.10 / Бел. гос. ун-т. – Минск, 1999. – 356 с.
51. А. с. № 1384121 СССР. МКИ Н 01 L 21/66. Способ контроля содержания лантаноидов в кремнии / Быковский В.А., Дутов А.Г., Комар В.А., Петров В.В., Просолович В.С./ Бел. гос. ун-т; Ин-т физики твердого тела и полупроводников АН БССР – № 4041743/31-25 от 24.01.86; опубл. 22.11.1987.
52. Бугай А.А., Кустов В.Е., Семенов Ю.Г., Шаховцов В.И., Шиндич В.Л. ЭПР тензозондов в кремнии, легированном гадолинием // Физика твердого тела. – 1985. – Т. 27, № 6. – С. 1824 – 1829.
53. Кустов В.Е., Трипачко Н.А., Чесноков С.А., Шаховцов В.И., Шиндич В.Л. Внутренние упругие напряжения в кремнии, легированном гадолинием // Физика и техника полупроводников. – 1988. – Т. 22, № 12. – С. 2220 – 2223.

54. Бринкевич Д.И., Вабищевич Н.В., Просолович В.С. Поведение металлических примесей при геттерирующей термообработке кремния // Микроэлектроника. – 1997. – Т. 26, № 5. – С. 392 – 395.
55. Дутов А.Г., Комар В.А., Петров В.В., Просолович В.С., Чесноков С.А., Янковский Ю.Н. Геттерирование технологических примесей редкоземельными элементами в кремнии // Материалы 7-й междунар. конф. по микроэлектронике. – Минск, 1990. – Т. 1. – С. 34 – 36.
56. Петров В.В., Просолович В.С., Чесноков С.А. Исследование процессов геттерирования технологических примесей в кремнии, легированном редкоземельными элементами // Электронная техника. Сер. 6. Материалы. – 1991. – № 6 (260) – С. 36 – 38.
57. Салманов А.Р., Александрова Г.И., Воронкова Г.И., Ильин М.А., Гришин В.П., Карпов Ю.А. Взаимодействие примесей редкоземельных элементов с углеродом в кремнии // Известия АН СССР. Неорганические материалы. – 1978. – Т. 14, № 1. – С. 85 – 88.
58. Борщевский В.В., Бринкевич Д.И., Горбачева Н.И., Петров В.В., Просолович В.С. Влияние легирования германием и гадoliniем на термостабильность монокристаллического бездислокационного кремния // Высокочистые вещества. – 1991. – № 4. – С. 61 – 64.
59. Дутов А.С., Карпов Ю.А., Комар В.А., Петров В.В., Просолович В.С., Туровский Б.М., Чесноков С.А., Янковский Ю.Н. Особенности генерации термодоноров в дислокационном кремнии, легированном редкоземельными элементами // Известия АН СССР. Неорганические материалы. – 1989. – Т. 25, № 10. – С. 1589 – 1592.
60. Воронкова Г.И., Иглицын М.И., Салманов А.Р. Поведение гольмия в кремнии // Физика и техника полупроводников. – 1974. – Т. 8, № 8. – С. 1607 – 1609.
61. Кулиш У.М., Гамидов З.С., Кузнецова И.Ю., Петкеева Л.Н., Борликова Г.В. Микротвердость эпитаксиальных слоев GaAs, легированного PЗЭ // Известия АН СССР. Неорганические материалы. – 1989. – Т. 25, № 10. – С. 1741 – 1743.
62. Арбенина В.В., Кабанова Е.Г. Прочностные характеристики эпитаксиальных слоев арсенида галлия, легированного различными примесями // Неорганические материалы. – 1999. – Т. 35, № 12. – С. 1420 – 1424.
63. Бринкевич Д.И., Вабищевич С.А., Петров В.В. Влияние примесей ШВ и IV групп на микротвердость монокристаллического кремния // Микроэлектроника. – 1997. – Т. 26, № 4. – С. 297 – 300.
64. Вабищевич С.А., Бринкевич Д.И., Вабищевич Н.В., Явид В.Ю. Микротвердость кремния и германия, выращенных из содержащих редкоземельные примеси расплавов // Физика процессов деформации и разрушения и прогнозирование механического поведения материалов. Труды XXXVI международного семинара "Актуальные проблемы прочности". – Витебск, 2000. – Ч. 1. – С. 150 – 153.

65. Бринкевич Д.И., Вабищевич С.А. Микротвердость кремния, легированного редкоземельными и изовалентными примесями // Неорганические материалы. – 1994. – Т. 30, № 5. – С. 599 – 602.
66. Бринкевич Д.И., Вабищевич С.А., Петров В.В. Микротвердость кремния, легированного редкоземельными и изовалентными примесями // Тез. докл. I Всерос. конф. по материаловедению и физико-химическим основам технологий получения легированных кристаллов кремния. – М., 1996. – С. 45.
67. Бринкевич Д.И., Вабищевич С.А., Вабищевич Н.В., Просолович В.С., Янковский Ю.Н., Явид В.Ю. Микротвердость ковалентных полупроводников, легированных редкоземельными примесями // Вестник БГУ. Сер. Физика, математика, информатика. – 2002. – № 1. – С. 53 – 56.
68. Концевой Ю.А., Литвинов Ю.М., Фаттахов Э.А. Пластичность и прочность полупроводниковых материалов и структур. – М.: Радио и связь. – 1982. – 240 с.
69. Harada H., Sumino K. Indentation rosettes and dislocation locking by oxygen in silicon // Journal of Applied Physics. – 1982. – V. 53, № 7. – P. 4838 – 4842.
70. Sumino K. Interaction of dislocations with impurities and its influence on the mechanical properties of silicon crystals // Defect Semiconductors symp., Boston, Mass., Nov., 1982. – N.Y.e.a., 1983. – P. 307 – 321.
71. Головин Б.И., Карпов Ю.А., Петров В.В., Просолович В.С., Туровский Б.М., Чесноков С.А. Влияние примеси лютетия на дефектообразование в кремнии // Получение и исследование полупроводниковых материалов. Науч. тр. Гиредмета. – М.: Наука, 1986. – Т. 133. – С. 121 – 124.
72. Алимов О.М., Петров В.В., Харченко Т.Д., Явид В.Ю. Особенности легирования германия фосфором в присутствии неодима // Неорганические материалы. – 1996. – Т. 32, № 10. – С. 1165 – 1167.
73. Карпов Ю.А., Мазуренко В.В., Петров В.В., Просолович В.С., Ткачев В.Д. О взаимодействии атомов редкоземельных элементов с кислородом в кремнии // Физика и техника полупроводников. – 1984. – Т. 18, № 2. – С. 368 – 369.
74. Воронкова Г.И., Иглицын М.И., Салманов А.Р. Энергетические уровни в термообработанном кремнии, легированном самарием // Физика и техника полупроводников – 1975. – Т. 9, № 3. – С. 499 – 502.
75. Бринкевич Д.И., Лукашевич М.Г., Просолович В.С., Скрипка Д.А., Янковский Ю.Н. Влияние редкоземельных примесей на магниторезистивный эффект в монокристаллическом кремнии // Неорганические материалы. – 2002. – Т. 38, № 7. – С. 775 – 777.
76. Бринкевич Д.И., Лукашевич М.Г., Петров В.В., Просолович В.С., Скрипка Д.А., Янковский Ю.Н. Гигантский магниторезистивный эффект в кремнии, легированном редкоземельными элементами // Весці НАН Беларусі. Сер. фіз.-мат. навук. – 2002. – № 2. – С. 102 – 104.

77. Бринкевич Д.И., Лукашевич М.Г., Петров В.В., Просолович В.С., Скрипка Д.А., Янковский Ю.Н. Магнитные свойства кремния, легированного редкоземельными элементами // Тезисы лекций и докладов Второй Российской школы ученых и молодых специалистов по материаловедению и технологиям получения легированных кристаллов кремния ("Кремний. Школа-2001"). 2 – 6 июля 2001 г., М.: МИСиС. 2001. – С. 20 – 21.
78. Toyozawa Y. Theory of Localized spins and Negative Magnitoresistance in Metallic Impurity Conduction // J. Phys. Soc. Japan. – 1962. – V. 17, № 6. – P. 986 – 1024.
79. Berkowitz A.E., Mitchell J.R., Carey M.J., Yung A.P., Zhang S., Spada F.E., Parker F.T., Hutten A., Thomas G. Giant magnitoresistance in heterogeneous Cu-Co alloys // Physical Review Letters. – 1992. – V. 68, № 25. – P. 3745 – 3748.
80. Андрианов Д.Г., Бочкарев Э.П., Гришин В.П., Карпов Ю.А., Савельев А.С. Магнитная восприимчивость кремния, легированного гадолинием // Физика и техника полупроводников. – 1974. – Т. 8, № 3. – С. 499 – 502.
81. Андрианов Д.Г., Гимельфарб Ф.А., Купшир П.И., Лопатинский И.Е., Папковский М.В., Савельев А.С., Фистуль В.И. Магнитные свойства твердых растворов в системе $Hg_{1-x}Mn_xTe$ // Физика и техника полупроводников. – 1976. – Т. 10, № 1. – С. 111 – 115.
82. Баграев Н.Т., Власенко Л.С., Житников Р.А., Иванов-Омский В.И., Лебедев А.А., Малькова А.А., Карпов Ю.А. Исследование фотопроводимости кремния n-типа с примесью гадолиния // Физика и техника полупроводников. – 1979. – Т. 13, № 2. – С. 365 – 367.
83. Баграев Н.Т., Власенко Л.С., Меркулов И.А., Лебедев А.А., Юсупов П. Аномалии фотопроводимости в полупроводниках, легированных магнитными примесями // Письма в журнал экспериментальной и теоретической физики. – 1980. – Т. 32, № 3. – С. 212 – 216.
84. Баграев Н.Т., Власенко Л.С., Лебедев А.А., Меркулов И.А., Юсупов П. Индуцированная фотопроводимость в полупроводниках с обменными примесными уровнями // Физика и техника полупроводников. – 1981. – Т. 15, № 4. – С. 803 – 805.
85. Баграев Н.Т., Власенко Л.С., Житников Р.А. Влияние глубины залегания донорных уровней на степень оптической ориентации ядер ^{29}Si в кремнии // Письма в журнал экспериментальной и теоретической физики. – 1976. – Т. 24, № 7. – С. 401 – 403.
86. Баграев Н.Т., Бочкарев Э.П., Власенко Л.С., Гришин В.П., Житников Р.А., Карпов Ю.А. Исследование поведения примесей Ho, Gd, Yb в кремнии // Известия АН СССР. Неорганические материалы. – 1978. – Т. 14, № 4. – С. 614 – 617.

87. Баграев Н.Т., Власенко Л.С., Меркулов И.А. Оптическая поляризация ядер в полупроводниках с магнитными примесями // Журнал экспериментальной и теоретической физики. – 1981. – Т. 81, № 6. – С. 2160 – 2174.
88. Баграев Н.Т., Власенко Л.С., Гришин В.П., Карпов Ю.А., Туровский Б.М. Влияние гадолиния на распад твердого раствора золота в кремнии // Легирование полупроводников. – М.: Наука, 1982. – С. 249 – 252.
89. Бабич В.М., Блецкая Н.И., Венгер Н.Н. Кислород в монокристаллах кремния. – Киев: Интерпресс-ЛТД, 1997. – 233 с.
90. Kaiser W., Frisch H.L., Reiss H. Mechanism of the formation of donor states in heat-treated silicon // Physical Review. – 1958. – V. 112, № 5. – P. 1546 – 1554.
91. Henry P.M., Farmer J.W., Meese J.M. Symmetry and electronic properties of the oxygen thermal donor in pulled silicon // Applied Physics Letters. – 1984. – V. 45, № 4. – P. 454 – 456.
92. Gosele U., Tan T.Y. Oxygen diffusion and thermal donor formation in silicon // Applied Physics A. – 1982. – V. 28, № 1. – P. 79 – 82.
93. Ourmazd A., Schrofer W., Bourret A. Oxygen-related thermal donors in silicon: A new structural and kinetic model // Journal of Applied Physics. – 1984. – V. 56, № 6. – P. 1670 – 1681.
94. Wruck D., Gaworzewski P. Electrical and infrared spectroscopic investigations of oxygen-related donors in silicon // Physica Status Solidi. – 1979. – V. 56A, № 2. – P. 557 – 564.
95. Kanamori A., Kanamori M. Comparison of two kinds of oxygen donors in silicon by resistivity measurements // Journal of Applied Physics. – 1979. – V. 50, № 12. – P. 8095 – 8101.
96. Батавин В.В., Кочина Э.А., Сальник З.А. О механизме образования термодоноров в содержащем кислород кремнии // Физика и техника полупроводников. – 1985. – Т. 19, № 4. – С. 692 – 696.
97. Shimura F., Tsuya H., Kawamura T. Precipitation and redistribution of oxygen in Czochralski-grown silicon // Applied Physics Letters. – 1980. – V. 37, № 6. – P. 483 – 486.
98. Leskoschek W., Feichtinger H., Vidrich G. Thermally induced defects in n-type and p-type silicon // Physica Status Solidi. – 1973. – V. 20A, № 2. – P. 601 – 610.
99. Lee Y.H., Kleinhenz R.L., Corbett J.W. EPR studies on quenched-in defects // Defects and Radiation Effects in Semiconductors. – Bristol, London, 1979. – P. 521 – 527.
100. Petrov V.V., Prosolovich V.S. Thermal defects in silicon doped with rare-earth elements // Physica Status Solidi. – 1989. – V. 112A, № 2. – P. 561 – 568.
101. Ормонт Б.Ф. Введение в физическую химию и кристаллохимию полупроводников. – М.: Высшая школа, 1982. – 528 с.

102. Коковина В.Н., Фролова Т.Н. Исследование многокомпонентной диффузии примесей в кремний // Известия Ленингр. электротехн. ин-та. – 1978. – Вып. 228. – С. 131 – 134.
103. Шик А.Я. Проводимость облученных полупроводников // Физика и техника полупроводников. – 1977. – Т. 11, № 9. – С. 1758 – 1764.
104. Садигов В.П. Электрические свойства кремния, облученного частицами высоких энергий: Автореф. дис....канд. физ.-мат. наук: 01.04.10. – Киев, 1973. – 10 с.
105. Norde H., de Sousa Pires J., d'Heurle F., Pesavento F., Petersson S., Tove P.A. The Schottky-barrier height of the contacts between some rare-earth metals (and silicides) and p-type silicon // Applied Physics Letters. – 1981. – V. 38, № 11. – P. 865 – 868.
106. Петров В.В., Просолович В.С., Янковский Ю.Н. Поведение примесей кислорода в кремнии, легированном эрбием // Известия вузов. Материалы электронной техники. – 2002. – № 1. – С. 19 – 22.
107. Физико-химические свойства элементов / Под ред. Г.Е. Самсонова. – Киев: Наукова думка, 1965. – 808 с.
108. Binetti S., Pizzini S., Cavallini A., Fraboni B. Erbium doped silicon epilayers grown by liquid phase epitaxy // Физика и техника полупроводников – 1999. – Т. 33, № 6. – С. 642 – 643.
109. Emtsev V.V., Emtsev V.V. jr., Poloskin D.S., Shek E.I., Sobolev N.A., Michel J., Kimerling L.C. Oxygen and erbium related donor centers in Czochralski grown silicon implanted with erbium // Физика и техника полупроводников. – 1999. – Т. 33, № 10. – С. 1192 – 1195.
110. Ильин Н.П., Мастеров В.Ф. Электронная структура комплекса Er-O₆ в кремнии // Физика и техника полупроводников. – 1997. – Т. 31, № 9. – С. 1037 – 1043.
111. Головин Б.И., Карпов Ю.А., Петров В.В., Просолович В.С., Туровский Б.М., Чесноков С.А. Влияние примеси лютетия на дефектообразование в кремнии // Получение и исследование полупроводниковых материалов. Сб. науч. тр. Т.133. – М.: Изд-во Гиредмета, 1986. – С. 121 – 124.
112. Сальник З.И., Смылова А.Г., Смирнов Б.В., Федулов Ю.П. Термодонорный эффект в монокристаллах кремния, выращенных методом Чохральского // Науч. тр. Гиредмета. – М.:Изд-во Гиредмета, 1980. – Т. 102. – С. 123 – 129.
113. Хирт Дж., Лоте И. Теория дислокаций. – М.:Атомиздат,1972. – 600 с.
114. Бринкевич Д.И., Крюков В.Л., Петров В.В., Соколов Е.Б., Фурманов Г.П. Влияние быстродиффундирующих примесей на генерацию термодоноров в кремнии // Письма в журнал технической физики. – 1991. – Т. 17, № 1. – С. 14 – 16.
115. Некрасов Б.В. Основы общей химии. – М.: Химия, 1969. – Т. 1. – 518 с.

116. Bean A.R., Newman R.C. The effect of carbon on thermal donor formation in heat treated pulled silicon crystals // *J. Phys. Chem. Solids.* – 1972. – V. 33, № 2. – P. 255 – 268.
117. Lerouelle J. Influence of carbon on oxygen behaviour in silicon // *Physica Status Solidi.* – 1981. – V. 67A, № 1. – P. 177 – 181.
118. Петров В.В., Просолович В.С., Цырулькевич Г.С., Карпов Ю.А. Поведение кремния, легированного эрбием, при высокотемпературной обработке // *Известия АН СССР. Неорганические материалы.* – 1987. – Т. 23, № 8. – С. 1386 – 1387.
119. Нейман В.Б., Сирацкий В.М., Шаховцов В.И., Шиндич В.Л., Чесноков С.Н. Термическое дефектообразование в кремнии с примесью гадолиния // *Украинский физический журнал.* – 1987. – Т. 32, № 10. – С. 1550 – 1552.
120. Баграев Н.Т., Власенко Л.С., Волле В.М., Воронков В.Б., Грехов И.В., Добровенский В.В., Шагун А.И. Возможности повышения термостабильности монокристаллического кремния для мощных полупроводниковых приборов // *Журнал технической физики.* – 1984. – Т. 54, № 5. – С. 917 – 928.
121. Петров В.В., Просолович В.С., Ткачев В.Д., Карпов Ю.А. Закалочные дефекты в кремнии, легированном редкоземельными элементами // *Доклады АН БССР.* – 1986. – Т.30, № 3. – С.227-229.
122. Feichtinger H. Influence of additional gold doping on the Fe-solid solution in silicon // *Defects and Radiation Effects in Semiconductors.* – Bristol, London, 1979. – P.533-538.
123. Muller S.N., Sprenger M., Silverts E.G., Ammerlaan C.A.J. EPR spectra of heat-treatment centers in oxygen rich silicon // *Solid State Communications.* – 1978. – V. 25, № 4. – P. 887 – 890.
124. Бринкевич Д.И., Горбачева Н.И., Петров В.В., Просолович В.С. Термическое дефектообразование в кремнии, легированном германием и гадолинием // *Электронная техника. Сер. 6. Материалы.* – 1991. – № 6. – С. 58 – 61.
125. Бринкевич Д.И., Маркевич В.П., Мурин Л.И., Петров В.В. Кинетика образования термодоноров в кристаллах Si:(Ge,O) // *Физика и техника полупроводников.* – 1992. – Т.26, № 4. – С. 682 – 690.
126. Глазов В.М., Потемкин А.Я., Тимошина Г.Г., Михайлова М.С. О возможности повышения термостабильности Si путем его легирования переходными либо редкоземельными металлами // *Физика и техника полупроводников.* – 1997. – Т. 31, № 9. – С. 1025 – 1028.
127. *Физические процессы в облученных полупроводниках* /Под ред. Л.С. Смирнова. – Новосибирск: Наука, 1977. – 254 с.
128. Вавилов В.С., Ухин Н.А. Радиационные эффекты в полупроводниках и полупроводниковых приборах. – М.: Атомиздат, 1969. – 312 с.

129. Конозенко И.Д., Семенюк А.К., Хиврич И.В. Радиационные эффекты в кремнии. – Киев: Наукова думка, 1974. – 199 с.
130. Вавилов В.С., Кекелидзе Н.П., Смирнов Л.С. Действие излучений на полупроводники. – М.: Наука, 1988. – 191 с.
131. Антоненко Р.С., Корнюшин С.И., Шаховцов В.И., Шиндич В.Л., Ясковец И.И. Радиационные эффекты в кремнии, легированном гадолинием // Физика и техника полупроводников. – 1976. – Т. 10, № 8. – С. 1583 – 1586.
132. Шиндич В.Л. Исследование процессов радиационного дефектообразования в кремнии, легированном редкоземельными элементами: Автореф. дис. ... канд. физ.-мат. наук: 01.04.07 / Ин-т физики АН УССР. – Киев, 1982. – 19 с.
133. Карпов Ю.А., Петров В.В., Просолович В.С. Фотопроводимость и электрические свойства $\text{Si}\langle\text{Er}\rangle$, облученного γ -квантами ^{60}Co // Физика и техника полупроводников. – 1982. – Т. 16, № 9. – С. 1676 – 1678.
134. Ахметов В.Д., Болотов В.В., Васильев А.В., Карпов Ю.А., Шаховцов В.И., Шиндич В.Л. О радиационном дефектообразовании в кремнии, содержащем гадолиний // Физика и техника полупроводников. – 1977. – Т. 11, № 11. – С. 2243 – 2245.
135. Карпов Ю.А., Петров В.В., Просолович В.С., Ткачев В.Д. Радиационные дефекты в кремнии, легированном эрбием // Физика и техника полупроводников. – 1983. – Т. 17, № 8. – С. 1530 – 1532.
136. Гришин В.П., Карпов Ю.А., Корнюшин С.И., Стась В.Ф., Шаховцов В.И., Шиндич В.Л. Влияние облучения электронами на концентрацию и подвижность носителей в Si , легированном Sm // Украинский физический журнал. – 1977. – Т. 22, № 6. – С. 1037 – 1039.
137. Неймаш В.Б., Соснин М.Г., Шаховцов В.И., Шиндич В.Л. Дефектообразование в n -кремнии с примесью гадолиния // Физика и техника полупроводников. – 1981. – Т. 15, № 4. – С. 786 – 788.
138. Петров В.В., Просолович В.С., Ткачев В.Д. Природа и температурная устойчивость донорных центров в кремнии с эрбием // Доклады АН БССР. – 1984. – Т. 28, № 3. – С. 219 – 221.
139. Коршунов Ф.П., Кожекина Т.В., Кудин А.И. Влияние электронного облучения и отжига на электрические свойства кремния p -типа, легированного гадолинием // Весці АН БССР. Сер. фіз.-мат. навук. – 1979. – № 4. – С. 114 – 117.
140. Petrov V.V., Prosolovich V.S., Tkachev V.D., Karpov Yu.I., Millvidskii M.G. Donor centers in irradiated Si doped with rare-earth elements // Physica Status Solidi. – 1985. – V. A88, № 2. – P. K141 – K144.
141. Lee Y.H., Corbett J.W., Brower K.L. EPR of a carbon-oxygen-divacancy complex in irradiated silicon // Physica Status Solidi. – 1977. – V. 42A, № 2. – P. 637 – 647.

142. Акулович Н.И., Петров В.В., Ткачев В.Д. Фотопроводимость кремния, обусловленная различными зарядовыми состояниями дивакансии // Физика и техника полупроводников. – 1976. – Т. 10, № 6. – С. 1038 – 1044.
143. Cherki M., Kalma A.H. Photoconductivity studies of defects in p-type silicon: Boron interstitial and aluminium interstitial defects // Physical Review B: Condensed Matter. – 1970. – V. 1, № 2. – P. 647 – 657.
144. Бургуэн Ж., Ланно М. Точечные дефекты в полупроводниках. Ч. 2. Экспериментальные аспекты. – М.: Мир, 1985. – 304 с.
145. Болтакс Б.И. Диффузия и точечные дефекты в полупроводниках. – Л.: Наука, 1972. – 384 с.
146. Петров В.В., Просолович В.С., Карпов Ю.А., Харченко В.А. Поведение редкоземельных элементов в нейтронно-облученном кремнии // Физика и техника полупроводников. – 1976. – Т. 20, № 7. – С. 1339 – 1342.
147. Петров В.В., Просолович В.С. ИК-поглощение в нейтронно-облученном кремнии, легированном редкоземельными элементами // Журнал прикладной спектроскопии. – 1987. – Т. 47, № 6. – С. 1021 – 1024.
148. Hoffmann H.J. Defect level analysis of semiconductors by a new differential evolution of $n(1/T)$ characteristics // Journal of Applied Physics. – 1979. – V. 19, № 1. – P. 307 – 312.
149. Дамаск А., Дин Дж. Точечные дефекты в металлах. – М.: Мир, 1977. – 290 с.
150. Whan R.E. Oxygen-defect complexes in neutron irradiated silicon // Journal of Applied Physics. – 1966. – V. 37, № 9. – P. 3378 – 3382.
151. Мазуренко В.В., Петров В.В., Ткачев В.Д. ИК поглощение в облученном нейтронами кремнии, подвергнутом предварительной термообработке // Доклады АН БССР. – 1984. – Т. 28, № 5. – С. 409 – 412.
152. Акулович Н.И., Мороховец М.А. Об избыточных донорах в трансмутационно-легированном кремнии, выращенном по методу Чохральского // Физика и техника полупроводников. – 1984. – Т. 18, № 9. – С. 1642 – 1646.
153. Греськов И.М., Соловьев С.П., Харченко В.А. Ядерное легирование полупроводников: Обзор информ. / НИИ технико-экономических исследований Министерства химической промышленности. – М., 1982. – 34 с. (Химическая промышленность. Сер. Радиационная стойкость органических материалов).
154. Литвиняко А.Г., Мурын Л.И., Ткачев В.Д. Особенности изменения подвижности в облученном нейтронами кремнии // Физика и техника полупроводников. – 1977. – Т. 11, № 8. – С. 1586 – 1589.
155. Усков В.А., Родионов А.И., Власенко Г.Т., Федотов А.Б. Диффузия редкоземельных элементов в кремнии // Легированные полупроводниковые материалы. – М.: Наука, 1985. – С. 80 – 83.

156. Петров В.В., Просолович В.С., Карпов Ю.А., Харченко В.А. Поведение редкоземельных элементов в нейтронно-облученном кремнии // Физика и техника полупроводников. – 1986. – Т. 20, № 7. – С. 1339 – 1342.
157. Власов С.И., Назыров Д.Э., Иминов А.А., Худайбердиев С.С. Свойства термообработанного кремния, легированного эрбием при выращивании // Письма в журнал технической физики. – 2000. – Т. 26, № 8. – С. 28 – 31.
158. Карпов Ю.А., Мильвидский М.Г., Петров В.В., Просолович В.С. Влияние эрбия на процессы образования и отжига радиационных дефектов в кремнии р-типа // Легированные полупроводниковые материалы. – М.: Наука, 1985. – С. 168 – 173.
159. Назыров Д.Э., Куликов Г.С., Малкович Р.Ш. Диффузия эрбия и тулия в кремнии // Физика и техника полупроводников. – 1991. – Т. 25, № 9. – С. 1653 – 1654.
160. Бахадырханов М.К., Талипов Ф.М., Султанова Н.В., Джурабеков У.С., Шасаидов Ш.Ш., Лютович А.С., Касымов А.А. Исследование диффузии и растворимости иттербия в кремнии // Известия АН СССР. Неорганические материалы. – 1990. – Т. 26, № 3. – С. 458 – 461.
161. Зайнабидинов С., Назиров Д.Э., Акбаров А.Ж., Иминов А.А., Топгемиров Т.М. Диффузия эрбия в кремнии // Письма в журнал технической физики. – 1998. – Т. 24, № 2. – С. 68 – 71.
162. Борисенко А.И., Волокобинский Ю.М., Коковина В.Н., Трошина Е.П., Чепик Л.Ф., Фролова Т.Н. Легирование кремния редкоземельными элементами из кремнеземных пленок // Доклады АН СССР. – 1982. – Т. 262, № 6. – С. 1409 – 1412.
163. Агеев В.В., Аксенова Н.С., Коковина В.Н., Трошина Е.П. Применение элементов третьей группы Периодической системы Д.И. Менделеева в кремниевой планарной технологии // Известия Ленингр. электротехн. ин-та. – 1977. – Вып. 211. – С. 80 – 85.
164. Коршунов Ф.П., Кожекина Т.В., Модорский Б.М., Юшкин Н.П. Исследование характеристик кремниевых р-п-переходов, полученных диффузией гадолиния. // Весті АН БССР. Сер. фіз.-мат. навук. – 1977. – № 6. – С. 108 – 111.
165. Талипов Ф.М. Влияние иттербия на радиационное дефектообразование в кремнии // Физика и техника полупроводников. – 1997. – Т. 31, № 6. – С. 728 – 729.
166. Александров О.В., Емцев В.В., Полоскин Д.С., Соболев Н.А., Шек Е.И. Мелкие акцепторные центры, образующиеся при диффузии эрбия в кремний // Физика и техника полупроводников. – 1994. – Т. 28, № 11. – С. 2045 – 2048.

167. Асатрян Г.Г. Оптические исследования кремния, легированного редкоземельными элементами // Известия Ленингр. электротехн. ин-та. – 1981. – Вып. 281. – С. 139 – 142.
168. Козлов А.Г. Исследование электрофизических свойств слоев кремния, легированных редкоземельными элементами // Известия Ленингр. электротехн. ин-та. – 1984. – Вып. 338. – С. 79 – 82.
169. Талипов Ф.М., Султанова Н.В., Джурабеков У.С. Влияние низкотемпературного нагрева на электрические свойства Si<Yb> // Эффекты влияния внешних воздействий в полупроводниках и полупроводниковых приборах. – Ташкент, 1985. – С. 93 – 96.
170. Соболев Н.А., Емельянов А.М., Николаев Ю.А., Вдовин В.И. Влияние ориентации кремниевой подложки на свойства лавинных Si:Er:O излучающих структур // Физика и техника полупроводников. – 1999. – Т. 33, № 6. – С. 660 – 663.
171. Соболев Н.А., Шек Е.И., Емельянов А.М., Вдовин В.И., Югова Т.Г. Влияние собственных точечных дефектов на формирование структурных дефектов и оптически активных центров при отжиге кремния, имплантированного эрбием и диспрозием // Физика и техника полупроводников. – 1999. – Т. 33, № 6. – С. 656 – 658.
172. Tang Y.S., Jingping Z. Recrystallization of erbium implantation-induced amorphous silicon on insulator by rapid thermal annealing // Journal of Crystal Growth. – 1990. – V. 102, № 2. – P. 681 – 684.
173. Custer J.S., Polman A., van Pinxteren H.M. Erbium in crystal silicon: Segregation and trapping during solid phase epitaxy of amorphous silicon // Journal of Applied Physics. – 1994. – Vol. 75, № 6. – P. 2809 – 2817.
174. Polman A., Custer J.S., Zagwijn P.M., Molenbroek A.M., Alkemade P.F.A. Segregation and trapping of erbium at a moving crystal-amorphous Si interface // Journal of Applied Physics. – 1997. – V. 81, № 1. – P. 150 – 153.
175. Polman A., Custer J.S., Snoeks E., van den Hoven G.N. Incorporation of high concentrations of erbium in crystal silicon // Applied Physics Letters. – 1993. – V. 62, № 5. – P. 507 – 509.
176. Емцев В.В., Емцев В.В. (мл), Полоскин Д.С., Соболев Н.А., Шек Е.И., Михель Й., Кимерлинг Л.С. Примесные центры в кремнии, легированном редкоземельными примесями диспрозием, гольмием, эрбием и иттербием // Физика и техника полупроводников. – 1999. – Т. 33, № 6. – С. 649 – 651.
177. Александров О.В., Николаев Ю.А., Соболев Н.А., Сахаров В.И., Серенков И.Т., Кудрявцев Ю.А. Перераспределение эрбия при кристаллизации скрытых аморфных слоев кремния // Физика и техника полупроводников. – 1999. – Т. 33, № 6. – С. 652 – 655.
178. Бреслер М.С., Грегоркевич Т., Гусев О.Б., Соболев Н.А., Теруков Е.И., Ясневич И.Н., Захарченя Б.П. Механизмы возбуждения и темпера-

- турного гашения люминесценции ионов эрбия в кристаллическом и аморфном кремнии // Физика твердого тела. – 1999. – Т. 41, № 5. – С. 851 – 855.
179. Tang Y.S., Zhang Jingping, Heasman K.C., Sealy B.J. Lattice locations of erbium implants in silicon // Solid State Communications. – 1989. – V. 72, № 10. – P. 991 – 993.
180. Tang Y.S., Heasman K.C., Gilin W.P., Sealy B.J. Characteristics of rare-earth element erbium implanted in silicon // Applied Physics Letters. – 1989. – V. 55, № 5. – P. 432 – 433.
181. Александров О.В., Николаев Ю.А., Соболев Н.А. Влияние условий имплантации на перераспределение эрбия при твердофазной эпитаксиальной кристаллизации кремния // Физика и техника полупроводников. – 1999. – Т. 33, № 1. – С. 114 – 118.
182. Александров О.В., Захарьин О.А., Соболев Н.А., Николаев Ю.А. Влияние электрически неактивных примесей на образование донорных центров в слоях кремния, имплантированных эрбием // Физика и техника полупроводников. – 2000. – Т. 34, № 5. – С. 526 – 529.
183. Александров О.В., Захарьин О.А., Соболев Н.А., Николаев Ю.А. Электрофизические свойства слоев кремния, имплантированных ионами эрбия и кислорода в широком диапазоне доз и термообработанных в различных температурных режимах // Физика и техника полупроводников. – 2002. – Т. 36, № 3. – С. 379 – 382.
184. Ammerlaan C.A.J., Thao T.D.X., Gregorkiewicz T., Sobolev N.A. Photoluminescence of erbium-doped silicon: excitation power dependence // Физика и техника полупроводников. – 1999. – Т. 33, № 6. – С. 644 – 648.
185. Александров О.В., Захарьин О.А. Модель образования донорных центров в слоях кремния, имплантированных ионами эрбия и кислорода // Физика и техника полупроводников. – 2002. – Т. 36, № 11. – С. 1291 – 1296.
186. Соболев Н.А., Емельянов А.М., Николаев Ю.А. Влияние дозы имплантации ионов эрбия на характеристики (111) Si:Er:O-светодиодных структур, работающих в режиме пробоя р-п-перехода // Физика и техника полупроводников. – 2000. – Т. 34, № 9. – С. 1069 – 1072.
187. Соболев Н.А., Емельянов А.М., Николаев Ю.А. Влияние температуры отжига на электролюминесценцию ионов эрбия в Si:(Er:O)-диодах: диоды с ориентацией подложки (111) // Физика и техника полупроводников. – 2001. – Т. 35, № 10. – С. 1224 – 1227.
188. Емельянов А.М., Соболев Н.А., Якименко А.Н. Вольт-фарадные характеристики р-п-структур на основе (111) Si, легированного эрбием и кислородом // Физика и техника полупроводников. – 2001. – Т. 35, № 3. – С. 330 – 334.

189. Петров В.В., Просолович В.С., Коварский А.П., Янковский Ю.Н. Имплантация кремния ионами фосфора и иттербия // Электронная техника. Сер. 6. Материалы. – 1991. – № 6. – С. 40 – 42.
190. Петров В.В., Просолович В.С., Коварский А.П., Янковский Ю.Н. Особенности поведения фосфора в кремнии, предварительно имплантированном иттербием // Поверхность. Физика, химия, механика. – 1993. – № 1. – С. 86 – 88.
191. Назыров Д.Э., Гончаров С.А., Суворов А.В. Ионное легирование кремния иттербием // Письма в журнал технической физики. – 2000. – Т. 26, № 8. – С. 24 – 27.
192. Александров О.В., Захарьин О.А., Соболев Н.А. Электрофизические свойства слоев кремния, имплантированных ионами иттербия // Физика и техника полупроводников. – 2002. – Т. 36, № 2. – С. 134 – 137.
193. Вопросы радиационной технологии полупроводников. / Под ред. Л.С. Смирнова. – Новосибирск: Наука, 1980. – С. 199 – 225.
194. Dvurechensky A.V., Gerasimenko N.N., Romanov S.I., Smirnov L.S. High dose effects in ion implantation // Radiation Effects. – 1976. – V. 30, № 2. – P. 69 – 72.
195. Герасименко Н.Н., Двуреченский А.В., Романов С.И., Смирнов Л.С. Об эффектах при больших дозах внедренных в полупроводники ионов // Физика и техника полупроводников. – 1973. – Т. 7, № 11. – С. 2195 – 2199.
196. Комаров Ф.Ф., Новиков А.П., Соловьев В.С., Ширяев С.Ю. Дефекты структуры в ионно-имплантированном кремнии. – Минск: Университетское, 1990. – 318 с.
197. Клячко Д.В., Угаров В.В. Вопросы количественного анализа микропримесей методом масс-спектропии вторичных ионов // Поверхность. Физика, химия, механика. – 1991. – № 8. – С. 5 – 16.
198. Tanaka T., Homma Y., Okamoto H. Oxygen effect on secondary ion emission of impurities in GaAs // Journal of Vacuum Science and Technology – 1988. – Vol. A6, № 2. – P. 204 – 209.
199. Оджаев В.Б. Генерация, взаимодействие и отжиг радиационных дефектов в кремнии, арсениде галлия и высокомолекулярных соединениях при последовательной ионной имплантации: Дис...-ра физ.-мат. наук: 01.04.10. – Минск, 1999. – 313 с.
200. Csepregi L., Kennedy E.F., Mayer J.W., Sigmon T.W. Substrate-orientation dependence of the epitaxial regrowth rate from Si-implanted amorphous Si // Journal of Applied Physics. – 1978. – Vol. 49, № 7. – P. 3906 – 3911.
201. Малкович Р.Ш., Назыров Д.Э. Геттерирование быстро диффундирующих примесей в кремнии редкоземельными элементами // Письма в журнал технической физики. – 1989. – Т. 15, № 4. – С. 38 – 40.

202. Андреев Б.А., Соболев Н.А., Курицын Д.И., Маковийчук М.И., Николаев Ю.А., Паршин Е.О. Низкотемпературная фотолюминесценция кремния, легированного гольмием // Физика и техника полупроводников. – 1999. – Т. 33, № 4. – С. 420 – 422.
203. Соболев Н.А., Емельянов А.М., Николаев Ю.А. Лавинные светодиодные структуры на основе монокристаллического Si:Ho:O, работающие при комнатной температуре // Физика и техника полупроводников. – 1999. – Т. 33, № 8. – С. 931 – 932.
204. Назыров Д.Э., Усачева В.П., Куликов Г.С., Малкович Р.Ш. Диффузия празеодима в кремнии // Письма в журнал технической физики. – 1988. – Т. 14, № 12. – С. 1102 – 1104.
205. Moutonnet D., L'Haridon H., Favennec P.N., Salvi M., Gauneau M., Arnaud D'Avitaya F., Chroboczek J. 1,54 μm photoluminescence of erbium-implanted silicon // Materials Science and Engineering B. – 1989. – V. 4, № 1 – 4. – P. 75 – 77.
206. Priolo F., Coffa S., Franzo G., Spinella C., Camera A., Bellani V. Electrical and optical characterization of Er-implanted Si: The role of impurities and defects // Journal of Applied Physics. – 1993. – Vol. 74, № 8. – P. 4936 – 4942.
207. Александров О.В., Соболев Н.А., Шек Е.И., Меркулов А.В. Образование донорных центров при отжиге кремния, имплантированного эрбием // Физика и техника полупроводников. – 1996. – Т. 30, № 5. – С. 876 – 883.
208. Przybylinska H., Jantsch W., Suprun-Belevitch Yu., Stepikhova M., Palmetshofer L., Hendorfer G., Kozanecki A., Wilson R.J., Searly B.J. Optically active erbium centers in silicon // Physical Review B: Condensed Matter. – 1996. – V. 54, № 4. – P. 2532 – 2547.
209. Андреев А.А. Собственная и активированная примесями Zn, Ce, Tb, Er, Sm и Eu фотолюминесценция псевдоаморфных тонких пленок GaN и InGaN // Физика твердого тела. – 2003. – Т. 45, № 3 – С. 395 – 402.
210. Anderson F.G. Role of codopants in the luminescent output from Si:Er // Applied Physics Letters. – 1996. – V. 68, № 17. – P. 2421 – 2423.
211. Carey J.D., Barklie R.C., Donegan J.F., Priolo F., Franzo G., Coffa S. Electron paramagnetic resonance and photoluminescence study of Er-impurity complexes in Si // Physical Review B: Condensed Matter. – 1999. – V. 59, № 4. – P. 2773 – 2782.
212. Terrasi A., Franzo G., Coffa S., Priolo F., D'Acapito F., Mobilio S. Evolution of the local environment around Er upon thermal annealing in Er and O coimplanted Si // Applied Physics Letters. – 1997. – V. 70, № 13. – P. 1712 – 1714.
213. Андреев А.А. Особенности сверхъяркой фотолюминесценции ионов Er^{3+} в псевдоаморфных тонких пленках GaN // Физика твердого тела. – 2002. – Т. 44, № 2 – С. 239 – 245.

214. Coffa S., Priolo F., Franzo G., Polman A., Libertino S., Saggio M., Carnera A. Materials issues and device performances for light emitting Er-implanted Si // Nuclear Instrum and Methods Phys. Res. B. – 1995. – V. 105, № 1 – 4. – P. 386 – 392.
215. Priolo F., Franzo G., Coffa S., Carnera A. Excitation and nonradiative de-excitation processes of Er^{3+} in crystalline Si // Physical Review B: Condensed Matter. – 1998. – V. 57, № 8. – P. 4443 – 4455.
216. Gregorkiewicz T., Thao D.T.X., Langer J.M. Role of shallow bound states in emission processes of rare-earth doped semiconductors // Physica Status Solidi. – 1998. – V. 210B, № 2. – P. 737 – 745.
217. Gregorkiewicz T., Thao D.T.X., Langer J.M., Bekman H.H.P.Th., Bresler M.S., Michel J., Kimerling L.C. Energy transfer between shallow centers and rare-earth ion cores: Er^{3+} ion in silicon // Physical Review B: Condensed Matter. – 2000. – V. 61, № 8. – P. 5369 – 5375.
218. Carey J.D., Donegan J.F., Barklie R.C., Priolo F., Franzo G., Coffa S. Electron paramagnetic resonance of erbium doped silicon // Applied Physics Letters. – 1999. – V. 85, № 4. – P. 2093 – 2099.
219. Ennen H., Schneider J., Pomrenke G., Axmann A. 1,54- μm luminescence of erbium-implanted III-V semiconductors and silicon // Applied Physics Letters. – 1983. – V. 43, № 10. – P. 943 – 945.
220. Palm J., Gan F., Zheng B., Michel J., Kimerling L.C. Electroluminescence of erbium-doped silicon // Physical Review B: Condensed Matter. – 1996. – V. 54, № 24. – P. 17603 – 17615.
221. Таблицы параметров пространственного распределения ионно-имплантированных примесей (теория, метод расчета, таблицы) / А.Ф. Буренков, Ф.Ф. Комаров, М.А. Кумахов, М.М. Темкин. – Мн.: Изд-во БГУ, 1980. – 352 с.
222. Vdovin V.I., Yugova T.G., Sobolev N.A., Shek E.I., Makovijchuk M.I., Parshin E.O. Extended defects in Si wafers implanted with ions of rare-earth elements // Nuclear Instrumentts and Methods Phys. Res. B. – 1999. – V. 147, № 1 – 4. – P. 116 – 121.
223. Sobolev N.A., Gusev O.B., Shek E.I., Vdovin V.I., Yugova T.G., Emel'yanov A.M. Photoluminescence and structural defects in erbium-implanted silicon annealed at high temperature // Applied Physics Letters. – 1998. – V. 72, № 25. – P. 3326 – 3328.
224. Sobolev N.A., Emel'yanov A.M., Filin Yu.N., Melekh B.T., Nikolaev Yu. A., Yakimenko A.N. Infrared photoluminescence from holmium ions in single-crystal silicon and holmium oxide // Semiconductor Science and Technology. – 2000. – V. 15, № 6. – P. 511 – 513
225. Suyver J.F., Kik P.J., Kimura T., Polman A., Franzo G., Coffa S. Optical and electrical doping of silicon with holmium // Nuclear Instrumentts and Methods Phys. Res. B. – 1999. – V. 148, № 1 – 4. – P.497 – 501.

226. Libertino S., Coffa S., Mosca R., Combia E. The electrical properties of terbium ions in crystalline Si // *Journal of Applied Physics*. – 1999. – Vol. 85, № 4. – P. 2093 – 2099.
227. Tang Y.S. A lineshape analysis of the near 1,54 μm emission band of Er^{3+} in silicon // *Physica Status Solidi*. – 1989. – V. 156B, № 2. – P. K153 – K156.
228. Widdershoven E.P., Naus J.P.M. Donor formation in silicon owing to ion implantation of the rare earth metal erbium // *Materials Science and Engineering B*. – 1989. – V. 4, № 1 – 4. – P. 71 – 74.
229. Уфимцев В.Б., Акчурин Р.Х. Физико-химические основы жидкофазной эпитаксии. – М.: Металлургия, 1983. – 220 с.
230. Андреев В.М., Долгинов Л.М., Третьяков Д.Н. Жидкостная эпитаксия в технологии полупроводниковых приборов. – М.: Советское радио, 1975. – 328 с.
231. Kresse F., Baumann G.G., Jantsch O., Habberger K. Liquid phase epitaxy of silicon at low temperatures // *Journal of Crystal Growth*. – 1990. – V. 104, № 3. – P. 744 – 747.
232. Baliga B.J. Silicon liquid phase epitaxy // *Journal of Electrochem. Society*. – 1986. – V. 133, № 1. – P. C5 – C14.
233. Baliga B.J. Buried-grid field-controlled thyristors fabricated using silicon liquid-phase epitaxy // *IEEE Trans. Electron. Devices*. – 1980. – V. 27, № 11. – P. 2141 – 2145.
234. Лозовский В.Н., Колесниченко А.И. Рост кремния из слоя движущегося растворителя, обогащенного редкоземельными металлами // *Известия вузов. Физика*. – 1982. – Т. 25, № 1. – С. 13 – 17.
235. Pizzini S., Donghi M., Binetti S., Wagner G., Bersani M. Luminescence from epi layers grown by liquid-phase epitaxy // *Journal of Electrochem. Society*. – 1998. – V. 145, № 1. – P. L8 – L11.
236. Cavallini A., Fraboni B., Pizzini S. Deep levels in Er-doped liquid phase epitaxy grown silicon // *Applied Physics Letters*. – 1998. – V. 72, № 4. – P. 468 – 470.
237. Галченков Д.В., Меерович Л.А., Фомин И.А., Фурманов Г.П. Получение и исследование структур кремния, легированного иттербием // Тез. докл. 7-й конф. по процессам роста и синтеза полупроводниковых кристаллов и пленок. – Новосибирск, 1986. – Т. 2 – С. 15 – 16.
238. Бринкевич Д.И., Быковский В.А., Петров В.В. Фотолуминесценция эпитаксиальных слоев кремния, легированных оловом и иттербием // *Журнал прикладной спектроскопии* – 1989. – Т. 50, № 4. – С. 675 – 678.
239. Бринкевич Д.И., Казючиц Н.М., Крюков В.Л., Петров В.В., Фурманов Г.П. Эпитаксиальные слои кремния, полученные кристаллизацией из растворов-расплавов на основе олова // *Неорганические материалы*. – 1992. – Т. 28, № 3. – С. 472 – 475.

240. Бринкевич Д.И., Казючич Н.М., Крюков В.Л., Петров В.В., Фурманов Г.П. Фотолюминесценция эпитаксиальных слоев $\text{Si}(\text{Sn}, \text{Yb})$, облученных электронами // Известия АН СССР. Неорганические материалы. – 1991. – Т. 27, № 10. – С. 2191 – 2193.
241. Бринкевич Д.И., Быковский В.А., Казючич Н.М., Крюков В.Л., Меевич Л.А., Петров В.В., Фурманов Г.П. Фотолюминесценция эпитаксиальных слоев кремния, легированных оловом и РЗЭ / Бел. гос. ун-т. – Минск, 1988. – 16 с. – Деп. в ВИНТИ 12.08.88. – № 6565-В88.
242. Brinkevich D.I., Kazuchits N.M., Petrov V.V. Epitaxial layers $\text{Si}:(\text{Sn}, \text{Yb})$ produced by the crystallization from the melt-solution on the basis of Sn // Mat. Res. Soc. V. 301. Rare-earth doped semiconductors. – Pittsburgh, 1993. – P. 79 – 84.
243. Соловьева Е.В., Лазарева Г.В., Лейферов Б.М., Лотоцкий А.Г., Мильвидский М.Г., Рытова Н.С., Твинова Э.А. Особенности дефектообразования в кремнии, содержащем изовалентную примесь олова // Физика и техника полупроводников. – 1984. – Т. 18, № 9. – С. 1573 – 1576.
244. Tajima M., Kalamori A., Iizuka T. Photoluminescence spectra of thermal donors in silicon // Japan Journal of Applied Physics. – 1979. – V. 18, № 7. – P. 1401 – 1402.
245. Лопатин А.Б., Покровский Я.Е. Исследование неупорядоченности в сплавах германий-кремний методом спектроскопии связанных экситонов. // Физика твердого тела. – 1986. – Т. 28, № 8. – С. 2373 – 2378.
246. Кустов В.Е., Мильвидский М.Г., Семенов Ю.Г., Туровский Б.М., Шаховцов В.И., Шиндич В.Л. Деформационные заряды изовалентных примесей в кремнии. // Физика и техника полупроводников. – 1986. – Т. 20, № 2. – С. 270 – 274.
247. Абросимов Н.В., Абросимов В.Н., Баженов А.В., Ерофеева С.А. Влияние легирования гадолинием на электрические и оптические свойства профилированных кристаллов кремния // Известия АН СССР. Неорганические материалы. – 1986. – Т. 22, № 2. – С. 181 – 185.
248. Дроздов Н.А., Патрин А.А., Тхачев В.Д. Рекомбинационное излучение на дислокациях в кремнии // Письма в журнал экспериментальной и теоретической физики. – 1976. – Т. 23, № 11. – С. 651 – 653.
249. Осипьян Ю.А., Ртищев А.М., Штейман Э.А. Исследование спектров дислокационной фотолюминесценции при отжиге деформированных образцов кремния // Физика твердого тела. – 1984. – Т. 26, № 6. – С. 1772 – 1776.
250. Сафронов Л.Н. Низкотемпературная фотолюминесценция облученного кремния // Радиационные эффекты в полупроводниках. – М., 1979. – С. 101 – 129.
251. Мильвидский М.Г., Рытова Н.С., Соловьева Е.В. Влияние упругой деформации, создаваемой примесями, на концентрацию и поведение

- собственных точечных дефектов в полупроводниках // Проблемы кристаллографии. – М., 1987. – С. 215 – 232.
252. Андреев А.Ю., Андреев Б.А., Дроздов М.Н., Кузнецов В.П., Красильник З.Ф., Карпов Ю.А., Рубцова Р.А., Степихова М.В., Ускова Е.А., Шмагин В.Б., Ellmer H., Palmetshofer L., Piplits K., Hutter H. Оптически активные слои кремния, легированного эрбием в процессе сублимационной молекулярно-лучевой эпитаксии // Физика и техника полупроводников. – 1999. – Т. 33, № 2. – С. 156 – 160.
253. Rogers J.L., Andry P.S., Varhue W.J., Adams E., Lavoie M., Klein P.B. Erbium-doped silicon films grown by plasma-enhanced chemical-vapor deposition // Journal of Applied Physics. – 1995. – V. 78, № 10. – P. 6241 – 6248.
254. Ennen H., Pomrenke G., Axmann A., Eisele K., Haydl W., Schneider J. 1,54- μm electroluminescence of erbium-doped silicon grown by molecular beam epitaxy // Applied Physics Letters. – 1985. – V. 46, № 4. – P. 381 – 383.
255. Duteil F., Du C.-X., Joelsson K.B., Persson P.O.A., Hultman L., Pozina G., Ni W.-X., Hansson G.V. Luminescence and microstructure of Er/O co-doped Si structures grown by MBE using Er and SiO evaporation // Mater. Science Semicond. Process. – 2000. – V. 3, № 5 – 6. – P. 523 – 528.
256. Joelsson K.B., Hultman L., Ni W.-X., Gardenas J., Svensson B.G., Olsson E., Hansson G.V. Er doping of Si and $\text{Si}_{0,83}\text{Ge}_{0,12}$ using Er_2O_3 and ErF_3 evaporation during molecular beam epitaxy: A transmission electron microscopy study // Journal of Crystal Growth. – 1999. – V. 196, № 1. – P. 97 – 110.
257. Markmann M., Neufeld E., Sticht A., Brunner K., Abstreiter G., Buchal Ch. Enhancement of erbium photoluminescence by substitutional C alloying of Si // Applied Physics Letters. – 1999. – V. 75, № 17. – P. 2584 – 2586.
258. Scalese S., Franzo G., Mirabella S., Re M., Terrasi A., Priolo F., Rimini E., Spinella C., Carnera A. Effect of O:Er concentration ratio on the structural, electrical and optical properties of Si:Er:O layers grown by molecular beam epitaxy // Journal of Applied Physics. – 2000. – V. 88, № 7. – P. 4091 – 4096.
259. Кузнецов В.П., Рубцова Р.А. Особенности метода сублимационной молекулярно-лучевой эпитаксии Si и его возможности при получении структуры Si:Er/Si // Физика и техника полупроводников. – 2000. – Т. 34, № 5. – С. 519 – 525.
260. Светлов С.П., Чалков В.Ю., Шенгуров В.Г., Ускова Е.А., Максимов Г.А., Андреев Б.А., Красильник З.Ф., Степихова М.В., Ellmer H. Легирование слоев кремния из сублимирующего источника эрбия в процессе молекулярно-лучевой эпитаксии // Письма в журнал технической физики. – 2000. – Т. 26, № 1. – С. 84 – 89.

261. Андреев Б.А., Красильник З.Ф., Кузнецов В.П., Солдаткин А.О., Бреслер М.С., Гусев О.Б., Ясневич И.Н. Особенности фотолюминесценции эрбия в кремниевых структурах, полученных методом сублимационной молекулярно-лучевой эпитаксии // Физика твердого тела. – 2001. – Т. 43, № 6. – С. 979 – 984.
262. Шенгуров В.Г., Светлов С.П., Чалков В.Ю., Максимов Г.А., Красильник З.Ф., Андреев Б.А., Степихова М.В., Шенгуров Д.В., Palmeshofer L., Ellmer H. Солегирирование эрбием и кислородом кремниевых слоев в процессе молекулярно-лучевой эпитаксии // Физика и техника полупроводников. – 2001. – Т. 35, № 8. – С. 954 – 959.
263. Шенгуров В.Г., Светлов С.П., Чалков В.Ю., Максимов Г.А., Красильник З.Ф., Андреев Б.А., Степихова М.В., Шенгуров Д.В. Сегрегация эрбия в слоях кремния, выращенных молекулярно-лучевой эпитаксией // Неорганические материалы. – 2002. – Т.38, № 5. – С.519-523.
264. Шмагин В.Б., Андреев Б.А., Антонов А.В., Красильник З.Ф., Кузнецов В.П., Кузнецов О.А., Ускова Е.А., Ammerlaan C.A.J., Pensl G. Электрически активные центры в светоизлучающих слоях Si:Er, полученных методом сублимационной молекулярно-лучевой эпитаксии // Физика и техника полупроводников. – 2002. – Т. 36, № 2. – С. 178 – 182.
265. Шенгуров В.Г., Светлов С.П., Павлов Д.А., Хохлов А.Ф., Красильник З.Ф., Кариус Э., Вагнер Х. Светоизлучающие легированные эрбием кремниевые слои, выращенные сублимационной МЛЭ с приложением потенциала к подложке // Известия АН. Сер. физическая. – 1999. – Т. 63, № 2. – С. 406 – 410.
266. Шенгуров В.Г., Светлов С.П., Чалков В.Ю., Максимов Г.А., Красильник З.Ф., Андреев Б.А., Степихова М.В., Палметшофер Л., Элмер Х. Влияние условий роста на встраивание легирующего редкоземельного элемента в слой кремния в процессе молекулярно-лучевой эпитаксии // Известия АН. Сер. физическая. – 2001. – Т. 65, № 2. – С. 289 – 291.
267. Шмагин В.Б., Андреев Б.А., Антонов А.В., Красильник З.Ф., Степихова М.В., Кузнецов В.П., Ускова Е.А., Кузнецов О.А., Рубцова Р.А. Определение электрически активных примесей в светоизлучающих слоях Si:Er/Si, полученных методом сублимационной молекулярно-лучевой эпитаксии // Известия АН. Сер. физическая. – 2001. – Т. 65, № 2. – С. 276 – 279.
268. Кузнецов Б.А., Бреслер М.С., Гусев О.Б., Красильник З.Ф., Кузнецов В.П., Солдаткин А.О., Ясневич И.Н. Особенности фотолюминесценции однородно и селективно легированных структур Si:Er/Si, полученных в процессе сублимационной молекулярно-лучевой эпитаксии // Известия АН. Сер. физическая. – 2001. – Т. 65, № 2. – С. 271 – 275.
269. Шенгуров В.Г., Светлов С.П., Чалков В.Ю., Ускова Е.А., Красильник З.Ф., Андреев Б.А., Степихова М.В. Фотолюминесценция на длине

- волны 1,54 мкм в слоях кремния, выращенных методом сублимационной молекулярно-лучевой эпитаксии и легированных эрбием и кислородом // Известия АН. Сер. физическая. – 2000. – Т. 64, № 2. – С. 353 – 357.
270. Андреев Б.А., Андреев А.Ю., Гапонова Д.М., Красильник З.Ф., Кузнецов В.П., Новиков А.В., Степихова М.В., Шмагин В.Б., Ускова Е.А., Ланцершторфер С. Оптически активные центры в кремнии, легированном эрбием в процессе сублимационной молекулярно-лучевой эпитаксии // Известия АН. Сер. физическая. – 2000. – Т. 64, № 2. – С. 269 – 272.
271. Светлов С.П., Чалков В.Ю., Шенгуров В.Г. Устройство для сублимационного молекулярно-лучевого осаждения слоев кремния, легированных эрбием // Приборы и техника эксперимента. – 2000. – № 4. – С. 141 – 143.
272. Андреев А.Ю., Андреев Б.А., Дроздов М.Н., Элмер Х., Кузнецов В.П., Калугин Н.Г., Красильник З.Ф., Карпов Ю.А., Пальметсхофер Л., Пиллитц К., Рубцова Р.А., Степихова М.В., Ускова Е.А., Шмагин В.Б., Хуттер Х. Электрические и оптические характеристики кремния, легированного эрбием в процессе сублимационной молекулярно-лучевой эпитаксии // Известия АН. Сер. физическая. – 1999. – Т. 63, № 2. – С. 392 – 399.
273. Wortman D.E., Morrison C.A., Bradshaw J.L. Optical spectra and analysis of Er^{3+} in silicon with C, O and N impurities // Journal of Applied Physics. – 1997. – V. 82, № 5. – P. 2580 – 2583.
274. Ni W.-X., Joelsson K.B., Du C.-X., Buyanova I.A., Pozina G., Chen W.M., Hansson G.V., Monemar B., Gardenas J., Svensson B.G. Er/O and Er/F doping during molecular beam epitaxial growth of Si layers for efficient 1,54 μm light emission // Applied Physics Letters. – 1997. – V. 70, № 25. – P. 3383 – 3385.
275. Ni W.-X., Joelsson K.B., Du C.-X., Pozina G., Buyanova I.A., Chen W.M., Hansson G.V., Monemar B. Incorporation and luminescence properties of Er_2O_3 and ErF_3 doped Si layers grown by molecular beam epitaxy // Thin Solid Films. – 1998. – V. 321. – P. 223 – 227.
276. Neufeld E., Sticht A., Brunner K., Abstreiter G., Bay H., Buchal Ch., Holzbrecher H. Luminescence from erbium- and oxygen-doped SiGe grown by molecular beam epitaxy // Thin Solid Films. – 1998. – V. 321. – P. 219 – 222.
277. Шенгуров В.Г., Светлов С.П., Чалков В.Ю., Андреев Б.А., Красильник З.Ф., Бэр Б.Я., Дроздов Ю.Н., Яблонский А.Н. Световлучающие слои твердого раствора кремний-германий, легированные эрбием в процессе молекулярно-лучевой эпитаксии // Физика и техника полупроводников. – 2002. – Т. 36, № 6. – С. 662 – 665.

278. Miyashita K., Shiraki Y., Houghton D.C., Fukatsu S. Incorporation kinetics of rare-earth elements in Si during molecular beam epitaxy // *Applied Physics Letters*. – 1995. – V. 67, № 2. – P. 235 – 237.
279. Фролова Т.Н. Исследование приповерхностных слоев кремния, легированных редкоземельными элементами с целью повышения радиационной стойкости полупроводниковых структур: Автореф. дис. ...канд. физ.-мат. наук: 01.04.10 / Ленингр. электротехн. ин-т. – Ленинград, 1980. – 12 с.
280. Афанасьева Н.П., Бринкевич Д.И., Просолович В.С., Янковский Ю.Н. Легирование кремния лантаноидами как способ оптимизации параметров детекторов ионизирующих излучений // *Приборы и техника эксперимента*. – 2002. – № 3. – С. 24 – 26.
281. Бринкевич Д.И., Просолович В.С., Янковский Ю.Н. Эпитаксиальные слои кремния, легированные германием и лутецием // *Вестник БГУ. Сер. Физика, математика, информатика*. – 2002. – № 2. – С. 53 – 55.
282. Бринкевич Д.И., Просолович В.С., Янковский Ю.Н. Применение лантановидов в планарной технологии изготовления СВЧ-приборов // 12-я межд. Крымская конф. "СВЧ-техника и телекоммуникационные технологии "КрыМиКо-2002", 9-13 сент. 2002 г. Материалы конф. – Севастополь: Вебер, 2002. – С. 429 – 430.
283. Matsuoka M., Tshno S. Electroluminescence of erbium-doped silicon films as grown by ion beam epitaxy // *Applied Physics Letters*. – 1997. – V. 71, № 1. – P. 96 – 98.
284. Reitinger A., Stimmer J., Abstreiter G. Influence of the erbium and oxygen content on electroluminescence of epitaxially grown erbium-doped silicon diodes // *Applied Physics Letters*. – 1997. – V. 70, № 18. – P. 2431 – 2433.
285. Емельянов А.М., Соболев Н.А., Трищенко М.А., Хакуашев П.Е. Туннельные светодиоды на основе Si:(Er,O) с малыми временами нарастания электролюминесценции ионов Er^{3+} в режиме пробоя // *Физика и техника полупроводников*. – 2000. – Т. 34, № 8. – С. 965 – 969.
286. Емельянов А.М., Николаев Ю.А., Соболев Н.А. Природа краевого пика электролюминесценции в режиме пробоя Si:(Er,O)-диодов // *Физика и техника полупроводников*. – 2002. – Т. 36, № 4. – С. 453 – 456.
287. Neufeld E., Markmann M., Vorckel A., Brunner K., Abstreiter G. Optimization of erbium-doped light-emitting diodes by p-type counterdoping // *Applied Physics Letters*. – 1999. – V. 75, № 5. – P. 647 – 649.
288. Libertino S., Coffa S., Saggio M. Design and fabrication of integrated Si-based optoelectronic devices // *Mater. Sci. Semicond. Process.* – 2000. – V. 3, № 5 – 6. – P. 375 – 381.
289. Franzo G., Priolo F., Coffa S., Polman A., Carnera A. Room-temperature electroluminescence from Er-doped crystalline Si // *Applied Physics Letters*. – 1994. – V. 64, № 17. – P. 2235 – 2237.

290. Coffa S., Franzo G., Priolo F., Pacelli A., Lacaia A. Direct evidence of impact excitation and spatial profiling of excited Er in light emitting Si diodes // *Applied Physics Letters*. – 1998. – V. 73, № 1. – P. 93 – 95.
291. Борисенко А.И., Новиков В.В., Приходько Н.Е. Тонкие неорганические пленки в микроэлектронике. – Л.: Наука, 1972. – 216 с.
292. Акимов Ю.К., Игнатъев О.В., Калинин А.И., Кушнирук В.Ф. Полупроводниковые детекторы в экспериментальной физике. – М.: Энергоатомиздат, 1989. – 344 с.
293. Дирнли Дж., Нортроп Д. Полупроводниковые счетчики ядерных излучений. – М.: Мир, 1966. – 359 с. (Deamaley G., Northrop D.C. Semiconductor counters for nuclear radiations. – London: E.&F.N. SPON Ltd, 1964).
294. Афанасьев В.Ф., Строкан Н.Б., Тиснек Н.И. О потерях заряда в счетчиках сильно ионизирующих излучений // *Физика и техника полупроводников*. – 1971. – Т. 5. № 4. – С. 789 – 791.
295. Строкан Н.Б. Физические основы полупроводниковой ядерной спектроскопии: Дисс. ...д-ра физ.-мат. наук. – Л., 1978. – 238 с.
296. Васильев А.В., Вербицкий Е.М., Еремин В.К., Строкан Н.Б. Прецизионное определение потерь заряда в полупроводниковых детекторах с переменной емкостью // *Приборы и техника эксперимента*. – 1985. – № 5. – С. 56 – 58.
297. Жуков В.А., Фролова Т.Н. Кремниевый преобразователь давления с диффузионными тензорезисторами на основе редкоземельных элементов // *Известия Ленингр. электротехн. ин-та*. – 1979. – Вып. 250. – С. 92 – 98.
298. Sobolev N.A., Emel'yanov A.M., Shtel'makh K.F. Avalanche breakdown-related electroluminescence in single crystal Si:Er:O // *Applied Physics Letters*. – 1997. – V. 71, № 14. – P. 1930 – 1932.
299. Coffa S., Franzo G., Priolo F. High efficiency and fast modulation of Er-doped light emitting Si diodes // *Applied Physics Letters*. – 1996. – V. 69, № 14. – P. 2077 – 2079.
300. Chang Shoon-Jinn, Nayak Deepak K., Shiraka Jasuhiro. 1,54 μm electroluminescence from erbium-doped SiGe light emitting diodes // *Journal of Applied Physics*. – 1998. – V. 83, № 3. – P. 1426 – 1428.
301. Emel'yanov A.M., Sobolev N.A., Yakimenko A.N. Anjmalous temperature dependence of erbium-related electroluminescence in reverse biased silicon p-n junction // *Applied Physics Letters*. – 1998. – V. 72, № 10. – P. 1223 – 1225.