

**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 лантаноидов в расплаве кремния.....	23
1.5. Прочностные свойства монокристаллов Si:РЗЭ.....	27
1.6. Электрофизические и фотоэлектрические свойства кремния, легированного лантаноидами.....	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 лантаноидов 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 $\gamma$ -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
$\mu_n$	–	холловская подвижность носителей заряда
$\rho$	–	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 светоблизирующих 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 2. ТЕРМИЧЕСКОЕ ДЕФЕКТООБРАЗОВАНИЕ В Si:P3Э

В кремнии, выращенном методом Чохральского, основной технологической примесью является кислород ( $N_O = 5 \cdot 10^{17} \dots 1 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$ ), пересыщенный твердый раствор которого распадается при температурах свыше  $300 \text{ }^\circ\text{C}$  [89]. При термообработке монокристаллического кремния в интервале температур  $300 \dots 500 \text{ }^\circ\text{C}$  образуются дефекты донорного типа – термодоноры (ТД) [90 – 94]. Максимальная эффективность генерации ТД наблюдается при  $450 \text{ }^\circ\text{C}$ . На кинетику образования ТД существенное влияние оказывают термическая предыстория кристалла и присутствие углерода в концентрации  $> 2 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$ . Термодонорам соответствуют энергетические уровни  $E_C - (0,02 \dots 0,07) \text{ эВ}$  и  $E_C - (0,12 \dots 0,16) \text{ эВ}$  [94]. Исследованиями эффекта Холла, ЭПР и ИК поглощения установлено, что термодонорами являются как минимум шестнадцать различных гелиеподобных центров с близкими энергиями активации. Многочисленные модели ТД [90 – 93] экспериментальные результаты в полном объеме, однако не объясняют.

При температурах свыше  $500 \text{ }^\circ\text{C}$  термодоноры отжигаются и образуются так называемые "высокотемпературные" термодоноры (ВТД) [94 – 96]. Их генерацию ускоряют присутствие углерода и проведение предварительной термообработки при температурах ниже  $500 \text{ }^\circ\text{C}$ . Согласно [96, 97], НТД, включающие в свой состав сотни атомов кислорода, являются ассоциатами типа  $\text{Si}_n\text{O}_m$  и  $\text{C}_n\text{O}_m$ , а их генерация происходит при преципитации кислорода. Авторы [95] предложили двухстадийную модель формирования НТД, в рамках которой на первой стадии образуются кислородные комплексы, на второй – атомы кислорода перераспределяются по узлам решетки. Углерод на первой стадии действует подобно катализатору реакций генерации ВТД, на второй – образует преципитаты.

Влияние термообработки не ограничивается формированием электрически активных центров: удаление кислорода из междоузельного положения после завершения формирования ВТД продолжается [97] и сопровождается уширением полосы ИК поглощения при  $9,1 \text{ мкм}$ . При высокотемпературных ТО образуются электрически пассивные преципитаты кислорода, центрами зарождения которых являются ТД, ВТД и углерод. При  $T_{\text{отж}} < 780 \text{ }^\circ\text{C}$  формируются малые ( $\sim 600 \text{ \AA}$ ) некристаллические преципитаты, при более высоких – кристаллитные выделения.

При быстром охлаждении кристаллов, подвергнутых нагреву в интервале температур 350...1350 °С, вводятся закалочные термодфекты (ЗТД) как донорного, так и акцепторного типа [98, 99]. Природа большинства из них не установлена. Однако в p-Si с помощью ЭПР идентифицирован имеющий симметрию  $T_d$  [99] междоузельный атом Fe в нейтральном зарядовом состоянии, вносящий в запрещенную зону уровень  $E_v + 0,40$  эВ, и обнаружена активация примеси Cr.

## 2.1. Генерация термодоноров в Si:P3Э

Типичные результаты исследований влияния термообработки при 450 °С на свойства Si:P3Э представлены на рис. 2.1, 2.2 и в табл. 2.1. С ростом  $N_{P3Э}$  от  $1,1 \cdot 10^{13}$  до  $2,3 \cdot 10^{17}$  см<sup>-3</sup> максимально достижимая концентрация термодоноров (см. табл. 2.1) уменьшается, а дальнейшее увеличение содержания лантанойдов не приводит к росту эффекта [73, 100]. Исследования температурных зависимостей концентрации носителей заряда показали, что в Si:P3Э вводятся только известные ТД с уровнями  $E_c - (0,05 \dots 0,07)$  и  $E_c - (0,12 \dots 0,16)$  эВ. В Si:P3Э, как и в контрольном материале [90], максимально достижимая концентрация ТД ( $N_{ТД}^{max}$ ) пропорциональна третьей, а начальная скорость введения -- четвертой степени концентрации кислорода [90]:

$$N_{ТД}^{max} \sim N_O^3. \quad (2.1)$$

$$\left. \frac{dN_{ТД}}{dt} \right|_{t \rightarrow 0} \sim N_O^4.$$

Из зависимости концентрации междоузельного кислорода от длительности ТО (см. рис. 2.2) видно, что в Si с  $N_{P3Э} \leq 10^{15}$  см<sup>-3</sup> и в контрольном материале скорости удаления кислорода практически не различаются (кривые 1, 2). Увеличение  $N_{P3Э}$  до  $2,3 \cdot 10^{17}$  см<sup>-3</sup> стимулирует процесс удаления кислорода (кривые 3, 4), при этом термодоноры вводятся в меньшей концентрации. Дальнейшее увеличение  $N_{P3Э}$  не оказывает дополнительного влияния на скорость удаления кислорода. В ходе термообработки при 450 °С заметного изменения концентрации углерода в положении замещения не наблюдается.

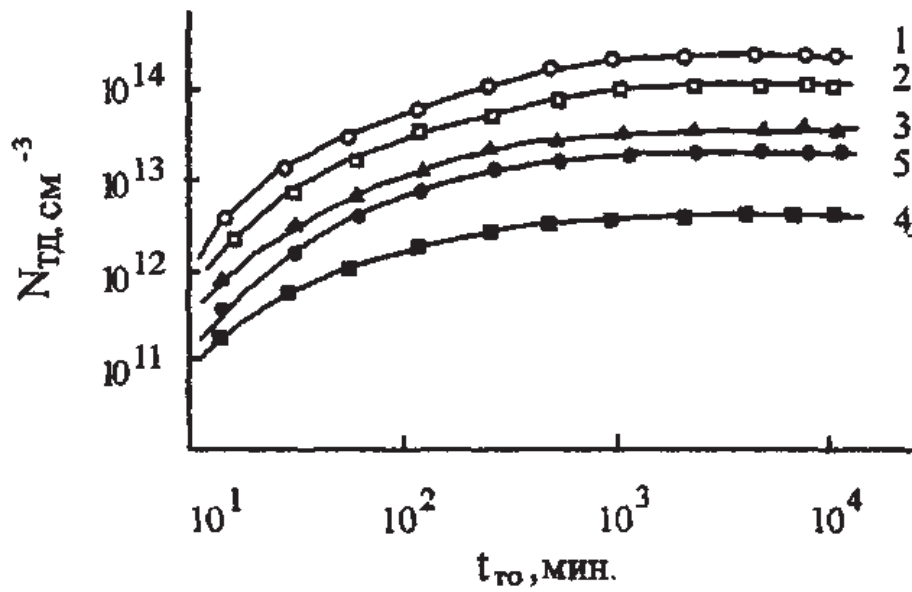


Рис. 2.1. Кинетические кривые генерации ТД в контрольном кремнии (1), в Si:Er (2-4) и в Si:Gd (5) при 450 °С.  
 $N_{Er} \cdot 10^{-17}, \text{ см}^{-3}$ : 1 - 0; 2 - 0,02; 3 - 0,52; 4 - 2,3; 5 - 11,0

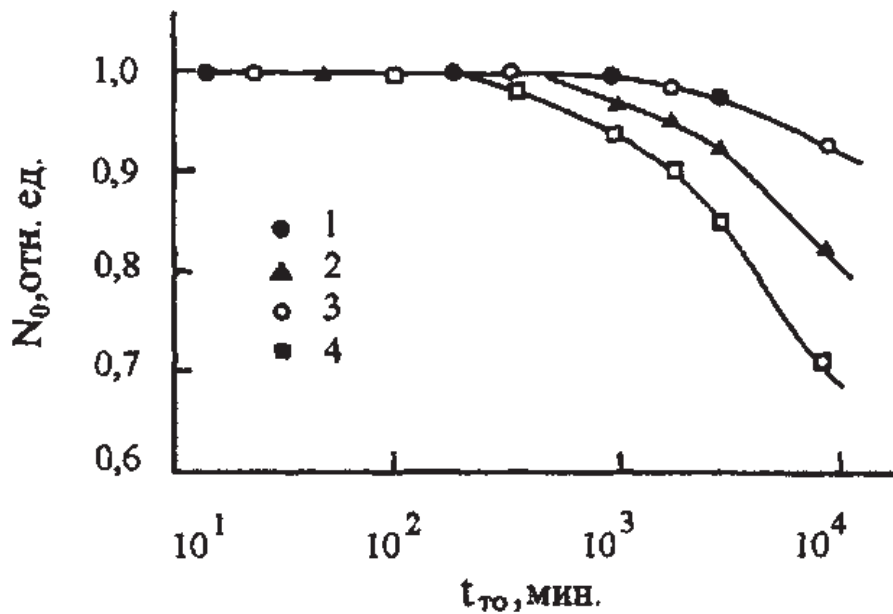


Рис. 2.2. Изменение концентрации межузельного кислорода в процессе ТО при 450 °С в контрольном кремнии (1) и в Si:Er (2-4).  
 $N_{Er} \cdot 10^{-17}$ : 1 - 0; 2 - 0,02; 3 - 0,52; 4 - 2,3

Таблица 2.1

Параметры исходных образцов и МДК термодоноров

№ образца	Тип проводимости	РЗЭ	$N_{РЗЭ}, \text{см}^{-3}$	КНЗ, $\text{см}^{-3}$	$N_O \cdot 10^{-17}, \text{см}^{-3}$	$N_C \cdot 10^{-17}, \text{см}^{-3}$	МДК, $\text{см}^{-3}$
1	п	—	—	$7,2 \cdot 10^{13}$	5,8	3,5	$3,1 \cdot 10^{15}$
2	п	—	—	$3,3 \cdot 10^{14}$	5,7	2,1	$5,5 \cdot 10^{15}$
3	п	Er	$2,3 \cdot 10^{14}$	$6,3 \cdot 10^{13}$	5,8	3,7	$2,5 \cdot 10^{14}$
4	п	Er	$1,1 \cdot 10^{13}$	$7,7 \cdot 10^{13}$	5,7	3,4	$5,2 \cdot 10^{14}$
5	п	Dy	$7,1 \cdot 10^{15}$	$1,1 \cdot 10^{14}$	5,1	2,9	$9,0 \cdot 10^{14}$
6	п	Gd	$1,1 \cdot 10^{18}$	$4,1 \cdot 10^{14}$	5,6	2,2	$1,6 \cdot 10^{14}$
7	р	—	—	$1,2 \cdot 10^{14}$	4,3	2,2	$2,5 \cdot 10^{15}$
8	р	—	—	$2,7 \cdot 10^{15}$	5,1	2,9	$3,9 \cdot 10^{15}$
9	р	Er	$5,2 \cdot 10^{16}$	$1,8 \cdot 10^{14}$	4,5	2,0	$3,1 \cdot 10^{14}$
10	р	Er	$2,3 \cdot 10^{17}$	$9,2 \cdot 10^{13}$	4,0	2,0	$4,1 \cdot 10^{13}$
11	р	Yb	$1,3 \cdot 10^{17}$	$3,3 \cdot 10^{15}$	5,0	2,8	$3,5 \cdot 10^{14}$
12	р	Lu	$1,0 \cdot 10^{14}$	$1,1 \cdot 10^{14}$	7,8	2,5	$3,2 \cdot 10^{15}$
13	р	Lu	$1,2 \cdot 10^{14}$	$1,2 \cdot 10^{14}$	4,2	2,3	$5,0 \cdot 10^{14}$
14	р	Dy	$9,2 \cdot 10^{16}$	$2,9 \cdot 10^{15}$	5,2	2,9	$4,9 \cdot 10^{14}$

Полученные экспериментальные результаты дают возможность предположить, что при термообработке при 450 °С имеет место активное взаимодействие РЗЭ с кислородом, а также получить выражение, учитывающее влияние примесей РЗЭ на генерацию ТД. Согласно [90]:

$$\begin{aligned}
 \frac{dN_2}{dt} &= a_1 N_O^2(t) - \frac{N_2}{\tau_2} - a_2 N_O(t) N_2 + \frac{N_3}{\tau_3}; \\
 \frac{dN_3}{dt} &= a_2 N_O(t) N_2 - \frac{N_3}{\tau_3} - a_3 N_O(t) N_3 + \frac{N_4}{\tau_4}; \\
 \frac{dN_4}{dt} &= a_3 N_O(t) N_3 - \frac{N_4}{\tau_4} - a_4 N_O(t) N_4 + \frac{P_5}{\tau_5},
 \end{aligned}
 \tag{2.2}$$

где  $N_n$ ,  $\tau_n$  и  $a_n$  — концентрация, время жизни и вероятность захвата атома кислорода комплексом, содержащим  $n$  атомов данной примеси;  $P_5$  — концентрация ассоциата, содержащего пять атомов кислорода;  $N_4$  — концентрация ТД;  $N_O$  — концентрация кислорода.

Согласно закону действующих масс [101], вследствие взаимодействия РЗЭ с кислородом  $N_O$  должна изменяться следующим образом:

$$\frac{dN_O}{dt} = kN_O^x(t)N_{PZЭ}^y \quad (2.3)$$

где  $k$  – константа скорости реакции;  $x$  и  $y$  определяют число атомов кислорода и РЗЭ в комплексе  $(PZЭ)_xO_y$ .

Численное решение уравнений (2.2), (2.3) с учетом экспериментальных данных позволило найти выражение для МДК термодоноров в Si:PЗЭ:

$$N_{TD}^{max} = kN_O^3 \left( 1 - \frac{m}{k} \frac{N_{PZЭ}^{0,051}}{N_O^{0,2}} \right), \quad (2.4)$$

где  $k = 3,1 \cdot 10^{-38} \text{ см}^6$ ;  $m = 1,31 \cdot 10^{-35} \text{ см}^{-5,556}$ ;  $N_O$  – содержание кислорода, измеренное до проведения термообработки.

Расчет выполнялся для  $N_O = (4,0 \dots 5,8) \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$  и  $N_{PZЭ} = (1,0 \cdot 10^{15} \dots 2,3 \cdot 10^{17}) \text{ см}^{-3}$ . Верхний предел для  $N_{PZЭ}$  выбирался с учетом того, что при больших значениях  $N_{PZЭ}$  в кристалле формируются крупные скопления лантаноидов и возрастает плотность дислокаций, которые могут влиять на генерацию термодоноров.

Проявляющееся при повышенных температурах взаимодействие лантаноидов с кислородом должно находить свое отражение и в поведении холловской подвижности носителей заряда. Для n-Si:PЗЭ аномальных изменений величины  $\mu_H$  при  $T_{пер.} = 300 \text{ К}$  не наблюдалось. Как видно из рис. 2.3, в образцах Si:(Er,B), не претерпевших p-n конверсии типа проводимости (см. табл. 2.1, обр. № 10), для  $t_{ТО} \geq 10$  часов уменьшение  $\mu_H$  происходило параллельно с интенсивным удалением кислорода (кривые 1,2), в то время как концентрация ТД практически не возросла (кривая 3).

По аналогии с областями разупорядочения в облученном кремнии [103] включения РЗЭ должны двояким образом влиять на  $\mu_H$ : геометрически, блокируя потоки основных носителей заряда, и электрически, проявляя себя заряженными дефектами, в поле которых происходит дополнительное рассеяние носителей заряда. В случае отсутствия перекрытия областей скоплений

$$\mu_H = \mu_H^0 (1 - \Delta_1 - \Delta_2), \quad (2.5)$$

где  $\mu_H^0$  – подвижность носителей в неотожженном материале;  $\Delta_1$  – фактор неоднородности;  $\Delta_2$  – фактор рассеяния.

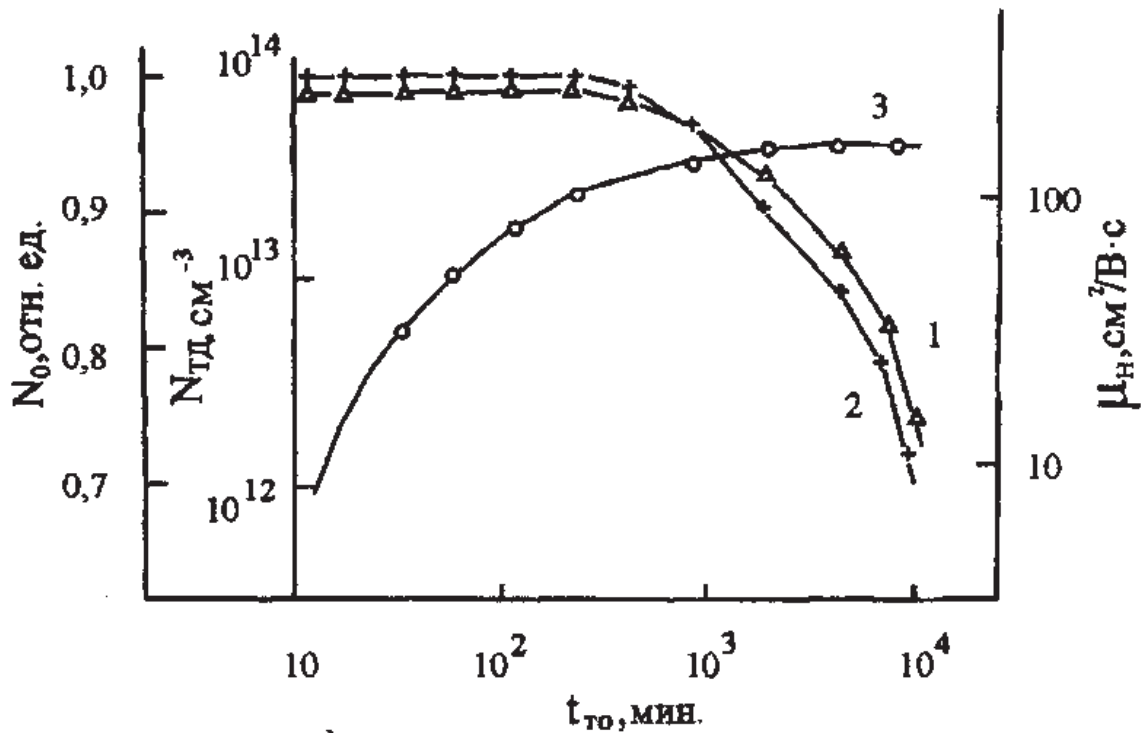


Рис. 2.3. Изменение концентрации кислорода (1), холловской подвижности носителей заряда (2) и концентрации термодоноров (3) в ходе термообработки Si(Er,B) при 450 °С.

$$N_{Er} = 2,3 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$$

Согласно [103], при температурах свыше 80 К,  $\Delta_1 \gg \Delta_2$  и

$$\mu_H = \mu_H^0 (1 - \Delta_1), \quad (2.6)$$

где

$$\Delta_1 = \frac{4}{3} \pi R^3 N \quad (2.7)$$

представляет собой суммарную долю объема, занятого областью пространственного заряда (ОПЗ);  $N$  – концентрация скоплений;  $R$  – радиус внешней границы слоя ОПЗ.

Объем включения сферической формы с ОПЗ имеет вид [104]:

$$V_{\text{вк}} = r_1 \left( \frac{\Delta E_F}{kT} \right) L_D^2, \quad (2.8)$$

где  $r_1$  – радиус включения;  $\Delta E_F$  – разница положений уровня Ферми во включении и в матрице (величина потенциального барьера на границе включения – матрица);  $L_D$  – длина экранирования Дебая в матрице.

Изменение концентрации носителей заряда при ТО определяет изменение  $\Delta E_F$  и  $L_D$ .  $\Delta E_F$  равно разности работ выхода из РЗЭ и из кремния: 0,7 эВ – для p-Si и 0,4 эВ – для n-Si [105]. Изменение  $V_{eg}$  при ТО может определяться изменением трех величин:  $\tau$ ,  $\Delta E_F$  и  $L_D$ . Для температурного интервала 77...350 К длина экранирования Дебая в n-Si имеет вид

$$L_D = \frac{1}{e} \sqrt{\frac{\epsilon\epsilon_0 kT}{n_0 + \frac{N_{TD}^{++}}{N_{TD}}}}, \quad (2.9)$$

где  $e$  – заряд электрона;  $\epsilon_0$  – электрическая постоянная;  $\epsilon$  – относительная диэлектрическая проницаемость кремния;  $n_0$  – концентрация свободных электронов;  $N_{TD}$  – суммарная концентрация ТД в однократно и двукратно положительном зарядовых состояниях.

Из выражения (2.9) видно, что при увеличении длительности ТО  $L_D$  в n-Si должна уменьшаться вследствие увеличения  $n_0$  и концентрации термодоноров;  $\Delta E_F$  имеет тенденцию к уменьшению из-за смещения  $E_F$  к краю с-зоны. Таким образом, в n-кремнии  $V_{eg}$  в ходе ТО будет уменьшаться и аномальных изменений температурной зависимости  $\mu_n$  происходить не должно, что и наблюдается на эксперименте.

Для p-Si, не изменившего в процессе нагрева тип проводимости  $L_D$ , имеет следующий вид [50]:

$$L_D = \frac{1}{e} \sqrt{\frac{\epsilon\epsilon_0 kT}{p_0}}, \quad (2.10)$$

где  $p_0$  – концентрация свободных дырок.

При генерации ТД в p-Si величина  $L_D$  будет незначительно возрастать (для  $N_{TD} = 2,3 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$  – примерно в  $\sqrt{2}$  раз). Смещение уровня Ферми будет также невелико. Это позволяет заключить, что реальные изменения  $V_{eg}$  обусловлены увеличением эффективных размеров включений РЗЭ  $\tau_1$  и прилегающей к ним области, в которой преимущественно и локализуются комплексы лантаноидов с кислородом, формирование которых будет более подробно обсуждено в подразделе 2.1.1.

С учетом приведенных выше данных можно объяснить отсутствие аномального изменения  $\mu_n$  в Si:РЗЭ с  $p_0 = 3 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-3}$  (см. табл. 2.1, образцы № 11, 14). При условии равенства размеров включений лантаноидов  $L_D$  будет почти на порядок меньше, чем в образце № 10. Соответственно, меньшие значения примут  $V_{eg}$  и относительное изменение подвижности.

В n-Si:PЗЭ уменьшение  $L_D$  частично компенсируется увеличением размеров кластеров ( $r_I$ ). Указанные обстоятельства определяют стабилизацию значений  $V_{eg}$  и  $\Delta_I$  при проведении ТО.

Для термообработанного p-Si:PЗЭ, не изменившего тип проводимости, на температурной зависимости  $\mu_H$ , наряду с участком наклона с  $\alpha = -2,4$ , соответствующим рассеянию на акустических фононах, появляется участок с  $\alpha = -1,5$  (рис. 2.4, а). Увеличение  $t_{TO}$  смещало точку перегиба в высокотемпературную область. Несмотря на значительное изменение в процессе нагрева концентрации носителей заряда (рис. 2.4, б), вид температурных зависимостей  $\mu_H$  практически не изменяется, так как, согласно выражениям (2.7) и (2.9), в данном случае не должно было происходить существенного изменения  $L_D$  и размеров ОПЗ. Механизм рассеяния на акустических фононах продолжает доминировать, а появление участка с  $\alpha = -1,5$  отражает тот факт, что с увеличением размеров включений PЗЭ изменяется характер рассеяния при низких температурах.

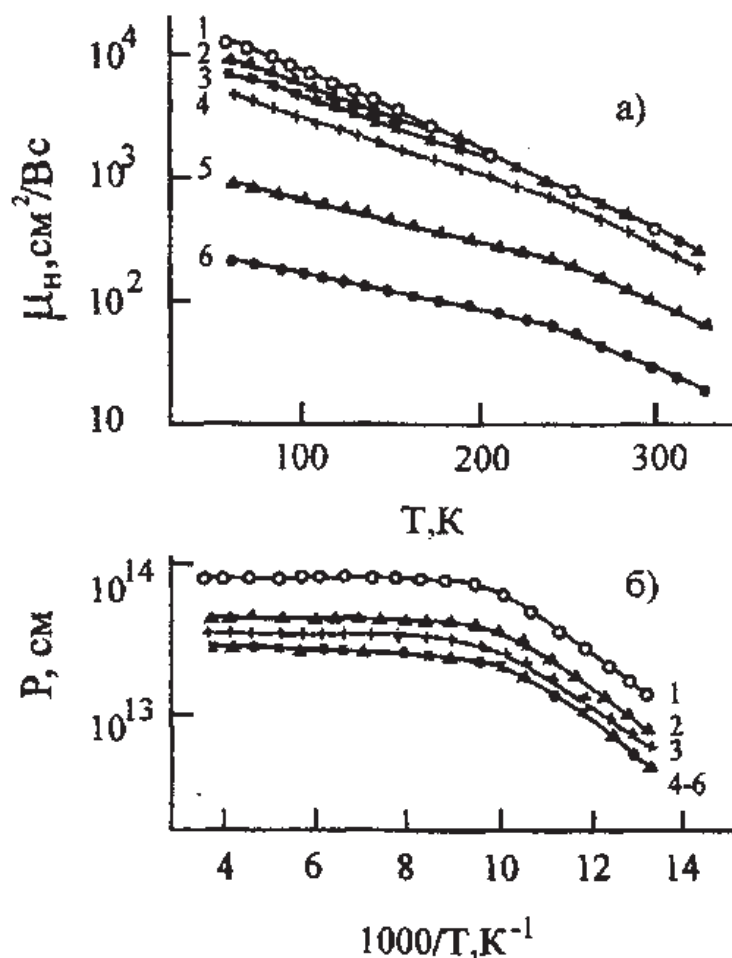


Рис. 2.4. Температурные зависимости холловской подвижности (а) и концентрации носителей заряда (б) в Si: (Er,B), подвергнутом ТО при 450 °С.  $t_{TO}$ , ч: 1-0; 2-8; 3-24; 4-32; 5-65; 6-152.  $N_{Er} = 2,3 \cdot 10^{17} \text{ cm}^{-3}$



### 2.1.1. Взаимодействие лантаноидов с кислородом при термообработке монокристаллов

С целью получения прямых экспериментальных доказательств взаимодействия редкоземельных элементов с примесью кислорода методом растровой электронной микроскопии в сочетании с рентгеновским локальным зондовым микроанализом (РЗЛМ) было проведено исследование трансформации профилей распределения кислорода вблизи включений лантаноидов в процессе термообработки [106].

Экспериментальные результаты (рис. 2.5) указывают на то, что с увеличением длительности термообработки при 450 °С концентрация кислорода вблизи включений редкоземельных элементов возрастает и при  $t_{\text{ТО}} > 40$  ч достигает своего предельного значения. При этом увеличиваются размеры зоны, обогащенной кислородом. В то же время для  $t_{\text{ТО}} > 40$  ч концентрация формирующихся в процессе отжига кислородсодержащих термодоноров выходит на насыщение (см. рис. 2.3, кривая 1), хотя  $N_{\text{O}}$  при этом заметно уменьшается (см. рис. 2.3, кривая 2). Происходит также резкое уменьшение холловской подвижности носителей заряда (см. рис. 2.3, кривая 3), отсутствующее в контрольных образцах.

Данный эффект может быть объяснен увеличением в процессе ТО эффективных размеров областей пространственного заряда, окружающих скопления РЗЭ. Их наличие связано с дополнительным формированием комплексов типа  $(\text{РЗЭ})_n\text{O}_m$ . Из рис. 2.5 видно, что подобное взаимодействие действительно имеет место. Кислород мигрирует к скоплениям РЗЭ, при этом общая концентрация кислорода вблизи них существенно увеличивается, достигая в процессе ТО предельного значения, зависящего и от  $N_{\text{O}}$ , и от содержания лантаноида.

Данный процесс лимитирован также "истощением" части примеси РЗЭ, локализованной во включении или в непосредственной близости от него, способной вступать в соответствующую реакцию. Однако атомы лантаноидов, находящиеся на достаточно большом расстоянии от границы скопления, по-прежнему имеют возможность взаимодействовать с кислородом, образуя комплексы типа  $(\text{РЗЭ})_n\text{O}_m$ . Это приводит к увеличению размеров областей пространственного заряда и, как следствие, к уменьшению величины холловской подвижности. В то же время образование комплексов типа  $(\text{РЗЭ})_n\text{O}_m$  приводит к уменьшению  $N_{\text{O}}$ , определяемой из измерений ИКП.

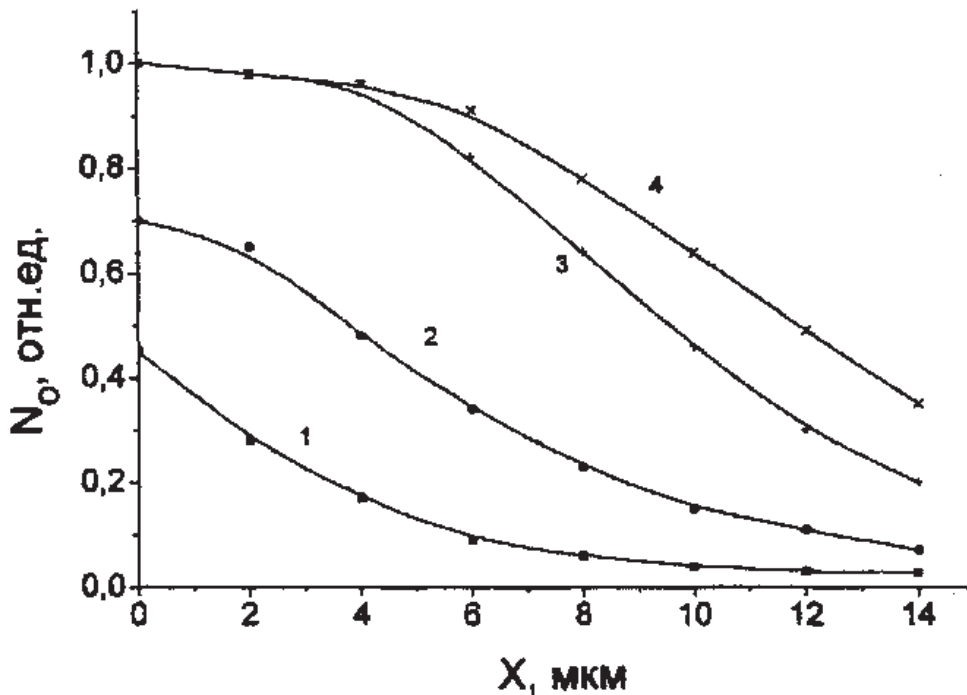


Рис. 2.5. Изменение нормированных профилей распределения кислорода вблизи скоплений РЗЭ в процессе термообработки при 450 °С. Длительность ТО, ч: 1 – 0; 2 – 16; 3 – 40; 4 – 64

Отсутствие плато на кривой 4 (см. рис. 2.5) при  $r > 4$  мкм обусловлено уменьшением  $N_{PЗЭ}$  при удалении от границы включения, что приводит к уменьшению концентрации комплексов типа  $(PЗЭ)_nO_m$  при увеличении  $r$ , а следовательно, и концентрации кислорода.

Миграция кислорода к скоплениям лантаноидов обусловлена наличием вокруг них полей упругих напряжений. Так как лантаноиды имеют значительно больший, чем у кремния атомный радиус (1,8...1,95 и 1,18 Å [107] соответственно), то существующие вблизи включений поля упругих напряжений будут частично сниматься при локализации вблизи скоплений примеси кислорода, атомный радиус которого 0,56 Å. При этом может иметь место формирование устойчивых при 450 °С комплексов типа  $(PЗЭ)_nO_m$ . Частичное исключение примеси кислорода из реакций образования ТД определяет как подавление генерации последних, так и увеличение скорости удаления кислорода из междоузельного положения в Si:PЗЭ.

Наличие эффективного взаимодействия лантаноидов с кислородом было также подтверждено авторами [24, 108 – 110] при исследовании кремния, легированного РЗЭ методом ионной имплантации и в процессе жидкофазной эпитаксии.

### 2.1.2. Влияние предварительного нагрева, фоновых технологических примесей и дислокаций на процессы генерации термодоноров в Si:PЗЭ

Предварительная высокотемпературная обработка (1100 °С; 24 ч) уменьшает эффективность образования термодоноров в контрольном Si и практически полностью подавляет их генерацию в Si:PЗЭ (табл. 2.2), хотя в обоих материалах уменьшение  $N_0$  совпадало и составляло 40 % от исходного значения. В первом случае доминировал распад центров зародышеобразования ТД; во втором – дополнительное влияние оказывало взаимодействие кислорода с PЗЭ.

После проведения ПТО при 800 °С наблюдался обратный эффект: в контрольном материале подавление генерации ТД было выражено значительно сильнее, чем в Si:PЗЭ. Предварительная термообработка практически не влияет на удаление кислорода в Si:PЗЭ, а в контрольном материале приводит к уменьшению  $N_O$  до величины  $\sim 2 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-3}$ . В кремнии, содержащем лантанонид, кислород и после проведения ПТО мог принимать участие в реакциях образования ТД; в контрольном он исключался из данного процесса вследствие формирования преципитатов.

Для слитков Si, выращенных методом Чохральского, характерен так называемый термодонорный эффект [112], обусловленный термодонорами, сформировавшимися при остывании кристалла в процессе выращивания. Присутствие в расплаве PЗЭ подавляет процесс их образования (табл. 2.2).

Как было ранее показано, включения PЗЭ окружены дислокационными областями, образующимися при охлаждении выращиваемого монокристалла вследствие различий в величинах коэффициентов термического расширения примесного скопления и матрицы кремния [41]. Для изучения роли дислокаций в процессах генерации термодоноров в Si:PЗЭ были проведены исследования образцов, вырезанных из частей слитка, имеющих различную плотность "ростовых" дислокаций [59]. Исследовались выращенные методом Чохральского слитки Si:PЗЭ n-типа проводимости и контрольные монокристаллы, выращенные в идентичных условиях без добавки в расплав лантанонидов. Концентрация носителей заряда во всех исследовавшихся образцах была  $\sim 2,2 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-3}$ . Плотность дислокаций ( $N_D$ ) измерялась металлографическим микроскопом EPIGNOST-2 по ямкам травления, образовавшимся после обработки образцов в селективном травителе Сиртла.

Таблица 2.2

## МДК термодоноров и концентрация "ростовых" термодоноров в Si:PЗЭ

№ образца	РЗЭ	$N_{PЗЭ}, \text{см}^{-3}$	ПГО		МДК, $\text{см}^{-3}$	$N_{ТД}^P, \text{см}^{-3}$
			T, °C	t, ч		
2	—	—	—	—	$5,5 \cdot 10^{15}$	—
7	—	—	—	—	$2,5 \cdot 10^{15}$	—
6	Gd	$1,1 \cdot 10^{18}$	—	—	$1,6 \cdot 10^{14}$	—
10	Er	$2,3 \cdot 10^{17}$	—	—	$4,1 \cdot 10^{13}$	—
2	—	—	800	200	$4,8 \cdot 10^{13}$	$1,8 \cdot 10^{14}$
7	—	—	800	200	$1,2 \cdot 10^{13}$	$6,2 \cdot 10^{13}$
6	Gd	$1,0 \cdot 10^{18}$	800	200	$8,5 \cdot 10^{13}$	$3,3 \cdot 10^{13}$
10	Er	$2,3 \cdot 10^{17}$	800	200	$2,2 \cdot 10^{13}$	$< 2 \cdot 10^{12}$
2	—	—	1100	24	$5,7 \cdot 10^{14}$	$2,4 \cdot 10^{14}$
7	—	—	1100	24	$2,7 \cdot 10^{13}$	$8,1 \cdot 10^{13}$
6	Gd	$1,1 \cdot 10^{18}$	1100	24	$< 1 \cdot 10^{13}$	$3,8 \cdot 10^{13}$
10	Er	$2,2 \cdot 10^{17}$	1100	24	$< 2 \cdot 10^{12}$	$< 2 \cdot 10^{12}$

Примечание. Нумерация образцов та же, что и в табл. 2.1.

Как известно, "ростовые" дислокации окружены примесными атмосферами Коттрела [113], наличие которых может препятствовать взаимодействию атомов кислорода со скоплениями РЗЭ. В то же время дислокации, захватывая атомы кислорода, могут оказывать существенное воздействие на процессы генерации термодоноров. Для выяснения возможности этого эффекта исследовались монокристаллы, содержащие пластические дислокации, не окруженные примесными облаками. Пластические дислокации плотностью до  $10^7 \text{ см}^{-2}$  вводились с помощью изгиба образцов при  $750^\circ \text{C}$  в течение 5 минут. Учитывая, что проведение предварительной термообработки может повлиять на генерацию термодоноров, часть образцов подвергали нагреву в указанном режиме без приложения давления.

В табл. 2.3 приведены параметры исходных образцов и значения максимально достижимой концентрации (МДК) термодоноров. Видно, что присутствие "ростовых" и пластических дислокаций не оказывало заметного влияния на эффективность образования ТД (образцы 1 – 3, табл. 2.3). Величина их МДК определялась только содержанием кислорода и совпадала с расчетными значениями, полученными на основании модели Кайзера [90]. Исходя из полученных экспериментальных результатов, можно заключить, что подавление генерации термодоноров в Si:PЗЭ не может быть обусловлено влиянием дислокаций, а определяется взаимодействием РЗЭ с кислородом.

Таблица 2.3

МДК термодоноров в Si:PЗЭ  
и контрольных материалов с различной плотностью дислокаций

№ образцов	$N_{PЗЭ}, \text{см}^{-3}$	$N_O \cdot 10^{-17}, \text{см}^{-3}$	$N_C \cdot 10^{-16}, \text{см}^{-3}$	$N_{\text{дислок}} \text{см}^{-2}$	$N_{\text{д.ш.}} \text{см}^{-2}$	МДК ТД $\cdot 10^{-14}, \text{см}^{-3}$
1	—	5,2	2,4	$2,3 \cdot 10^2$	—	48
2	—	6,3	4,2	$4,8 \cdot 10^3$	—	65
3	—	4,3	22	$3,0 \cdot 10^4$	—	25
1	—	5,0	2,4	$2,2 \cdot 10^2$	$1,5 \cdot 10^5$	40
1	—	5,2	2,4	$2,3 \cdot 10^2$	$9,5 \cdot 10^5$	47
1	—	4,9	2,3	$2,1 \cdot 10^2$	$1,8 \cdot 10^7$	41
1*	—	5,1	2,4	$2,1 \cdot 10^2$	—	45
4	$< 1 \cdot 10^{12}$	5,3	2,3	$1,9 \cdot 10^2$	—	4,3
5	$2,3 \cdot 10^{17}$	4,0	20	$5,3 \cdot 10^5$	—	0,41
6	$1,1 \cdot 10^{18}$	5,6	21	$2,1 \cdot 10^7$	—	1,6

Примечание. Образец 1\* подвергался такой же термической обработке, что и образцы, в которые вводились пластические дислокации.

Как было показано ранее (см. раздел 1.4), лантаноиды являются эффективными геттерами для фоновых технологических примесей в расплаве кремния. В верхних частях слитков Si:PЗЭ, где вследствие геттерирующего эффекта концентрация быстродиффундирующих примесей понижена, наблюдалось и уменьшение эффективности генерации ТД по сравнению с контрольным материалом (образцы 1 и 3 табл. 2.4). В образцах, вырезанных из нижней части слитка (образцы 2, 4 и 5), концентрации фоновых примесей практически не отличаются, однако максимально достижимая концентрация термодоноров также выше в контрольном материале.

Таблица 2.4

МДК термодоноров в материалах с различным содержанием PЗЭ  
и технологических примесей

№ образца	$N_{PЗЭ}, \text{см}^{-3}$	$N_{Au} \cdot 10^{-11}, \text{см}^{-3}$	$N_{Cu} \cdot 10^{-15}, \text{см}^{-3}$	$N_{Na} \cdot 10^{-14}, \text{см}^{-3}$	$N_O \cdot 10^{-17}, \text{см}^{-3}$	$N_C \cdot 10^{-17}, \text{см}^{-3}$	МДК ТД $\cdot 10^{-14}, \text{см}^{-3}$
1	—	2,8	1,0	1,3	5,2	0,24	48
2	—	4,3	3,7	15,0	4,3	2,2	25
3	$< 1 \cdot 10^{12}$	0,9	0,08	0,13	4,9	0,20	4,3
4	$2,3 \cdot 10^{17}$	3,6	4,2	13,1	4,0	2,1	0,41
5	$1,1 \cdot 10^{18}$	3,7	2,9	20,1	5,0	2,2	1,6

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

Подавление генерации термодоноров в верхней части слитка Si:PЗЭ, где концентрация лантаноида ниже предела обнаружения методом нейтронно-активационного анализа (образец 3), может быть обусловлено следующими обстоятельствами:

1. Фоновые металлические примеси являются центрами зарождения термодоноров [114], поэтому снижение концентрации указанных примесей приводит к подавлению эффективности введения ТД и, соответственно, к уменьшению их максимально достижимой концентрации.

2. Согласно [93], эффективный коэффициент диффузии кислорода может существенно возрасть вследствие его комплексообразования с другими несовершенствами решетки. Именно такими несовершенствами могут являться фоновые быстродиффундирующие примеси. Сформировавшиеся комплексы, обладающие значительно большим эффективным коэффициентом диффузии по сравнению с междоузельным кислородом, ускоряют перемещение последнего к центрам зарождения ТД.

В рассматриваемом случае вероятнее всего превалирует второе обстоятельство, поскольку суммарная концентрация быстродиффундирующих примесей была ниже МДК термодоноров.

В нижней части слитка Si:PЗЭ содержание фоновых технологических примесей весьма незначительно отличается от контрольного материала. В этом случае доминирующую роль в уменьшении эффективности образования ТД играет взаимодействие PЗЭ с кислородом. Анализ табл. 2.4 показывает, что при увеличении концентрации PЗЭ от  $2,3 \cdot 10^{17}$  до  $1,1 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$  (образцы 4 и 5) максимально достижимая концентрация термодоноров возрастает. Данный эффект можно объяснить тем, что при  $N_{PЗЭ} > 1 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$  появляются примесные скопления лантановидов, имеющие размеры  $> 15 \text{ мкм}$ . Эти включения окружены дислокациями [41], присутствие которых приводит к компенсации полей упругих напряжений, определяющих величину направленного к ним диффузионного потока атомов кислорода, и в конечном итоге уменьшает эффективность взаимодействия последнего с PЗЭ, что ускоряет генерацию ТД. Следует также отметить, что уменьшение МДК ТД в контрольном материале в нижней части слитка по сравнению с верхней обусловлено как снижением концентрации кислорода, имеющего коэффициент сегрегации 1,25, так и увеличением концентрации углерода, также замедляющего генерацию термодоноров.

## 2.2. Формирование высокотемпературных термодоноров в Si:PЗЭ

Как было установлено авторами [100,118], PЗЭ эффективно подавляют генерацию "высокотемпературных" термодоноров в Si: в заметной концентрации они вводятся только после 15-часового прогрева (рис. 2.6). Для образцов, прошедших предварительную термообработку при 450 °С, на начальных этапах наблюдалось уменьшение  $N_{TD}$ , связанное с отжигом термодоноров (кривые 2,2'; 3,3'). Увеличение длительности ПТО стимулировало процессы генерации ВТД в обоих материалах, но не оказывало существенного влияния на величину их максимально достижимой концентрации. Длительная задержка формирования высокотемпературных термодоноров в Si:Er,B свидетельствует о подавлении лантаноидами процесса образования центров зарождения ВТД, которые формируются при низкотемпературной термообработке [95].

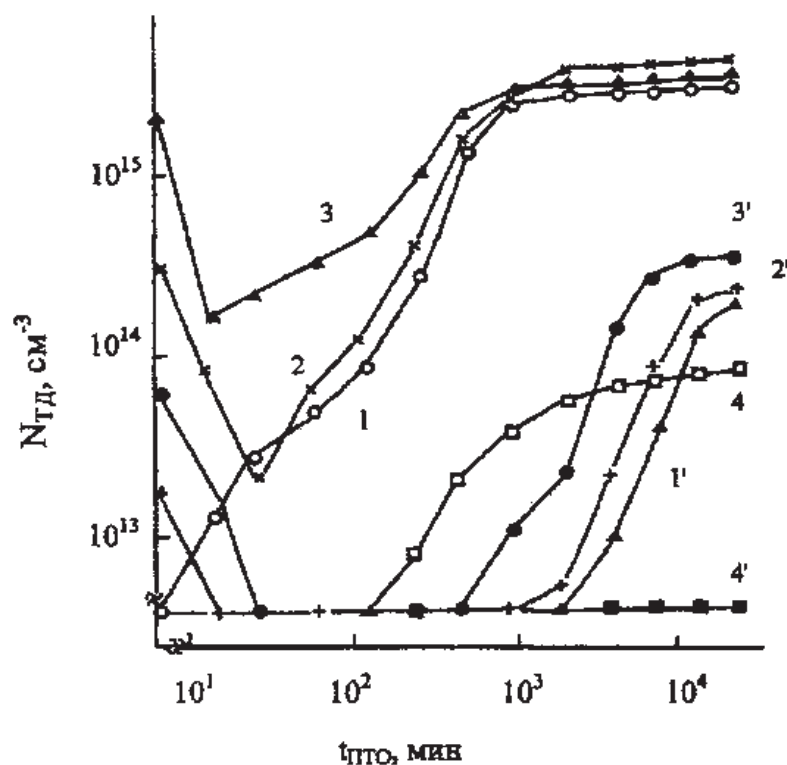


Рис. 2.6. Кинетические кривые генерации донорных центров при 650 °С (в контрольном материале (1...4), в Si: (Er,B) (1'...3') и в Si: (Gd,B) (4')).  
 $N_{Er} = 2,3 \cdot 10^{17} см^{-3}$ ,  $N_{Gd} = 1,1 \cdot 10^{18} см^{-3}$ ;  $t_{ПТО}$  при 450 °С, ч: 1,1' – 0; 2,2' – 40; 3,3' – 210.  
 $t_{ПТО}$  при 1100 °С – 24 ч (кривые 4,4')

Предварительная термообработка при температурах свыше 1000 °С "стабилизирует" параметры Si и уменьшает эффективность образования

ВТД при 650 °С. Из сравнения кривых 4, 4' видно, что после проведения предварительной термообработки при 1100 °С эти дефекты в Si:PЗЭ практически не вводились, в то время как в контрольном материале данная ПТО не приводила к полному растворению зародышей образования ВТД. Как известно [116,117], с увеличением температуры эффективность образования преципитатов кислорода возрастает, а эффективность генерации высокотемпературных термодоноров – снижается. Сравнение кривых 1, 1' (рис. 2.6 и 2.7) показывает, что это заключение справедливо и для Si:PЗЭ.

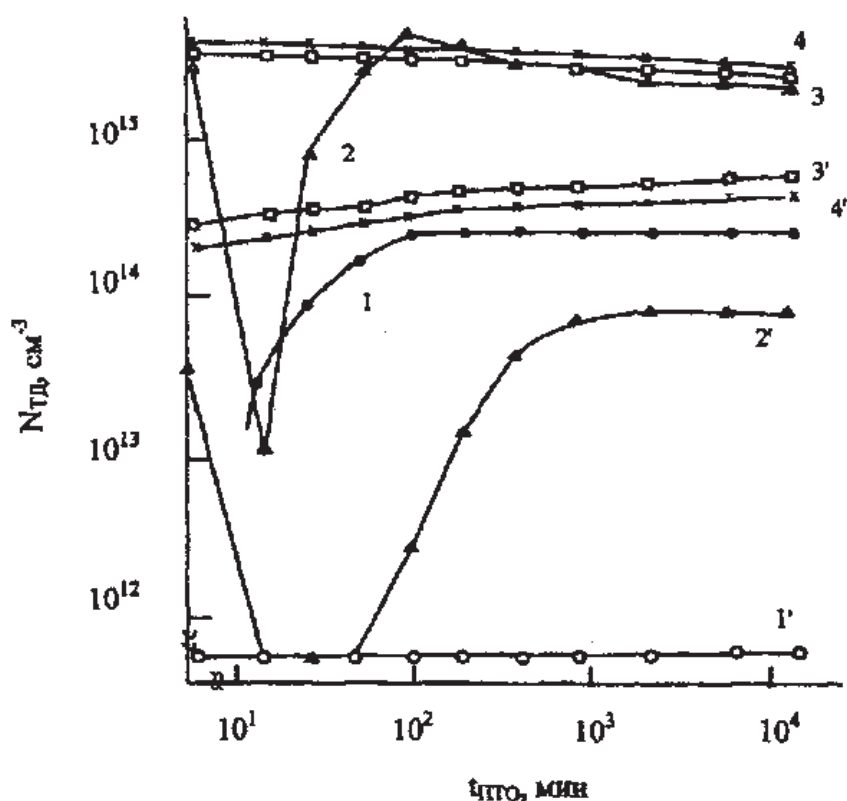


Рис. 2.7. Кинетические кривые генерации донорных центров при 800 °С в контрольном материале (1 – 4) и в Si:(Er,B) (1' – 4'):  $N_{Er} = 2,3 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$ . Режим ПТО: 2, 2' – 450 °С (210 ч); 3, 3' – 650 °С (200 ч); 4, 4' – 450 °С (210 ч) + 650 °С (200 ч)

Из анализа рис. 2.7 можно сделать вывод, что PЗЭ подавляют также генерацию высокотемпературных термодоноров при 800 °С, а предварительная термообработка при 450 °С стимулирует их образование в обоих материалах. В Si:PЗЭ имеет место заметная временная задержка процессов накопления донорных центров. Сформировавшиеся в ходе ПТО при 650 °С (200 ч) в комбинированной ПТО (450 °С; 210 ч → 650 °С; 200 ч) высокотемпературные термодоноры достаточно устойчивы при 800 °С (см. рис. 2.7,



кривые 3,3' и 4,4'). Однако, если в Si:B при этой температуре имеет место незначительное уменьшение концентрации донорных центров, то в Si:PЗЭ наблюдается ее увеличение (кривые 3,4), хотя она по-прежнему меньше, чем в контрольном материале. Термообработка при 800 °C Si и Si:PЗЭ, подвергнутых предварительному 24-часовому нагреву при 1100 °C, не приводила к генерации ВТД. Характерно, что в ходе отжига при 650 °C, 800 °C и 1100 °C не наблюдалось аномальных изменений холловской подвижности.

Нагрев при 1100 °C не приводит к формированию в заметной концентрации в обоих материалах донорных центров [100]. Незначительное изменение концентрации основных носителей заряда в контрольном n-и p-Si связано с отжигом "ростовых" ТД. В Si:PЗЭ концентрация носителей заряда практически не изменялась. Кратковременный отжиг при 1100 °C кристаллов, прошедших любую из использовавшихся ПТО, приводила к восстановлению исходных свойств контрольного Si. После проведения различных высокотемпературных термообработок центров, включающих в свой состав атомы редкоземельных элементов, обнаружено не было.

На основании приведенных выше экспериментальных результатов можно заключить, что при температурах > 500 °C также имеет место взаимодействие лантаноидов с кислородом, однако поведение примеси O и отсутствие аномальных изменений  $\mu_H$  свидетельствует о нестабильности образующихся комплексов типа  $(PЗЭ)_nO_m$ . В данном случае влияние PЗЭ на процессы генерации ВТД можно рассматривать по аналогии с действием ингибиторов в химических реакциях, которое описывается в рамках теории промежуточных соединений [115]. Быстропротекающие реакции (образование ВТД) могут значительно замедляться, если они идут "обходным" путем, через распадающиеся промежуточные соединения реагирующих элементов с реакционно-способным ингибитором. В ходе ТО при 500...800 °C из-за взаимодействия PЗЭ с кислородом последний частично исключается из реакций образования ВТД, а центры типа  $(PЗЭ)_nO_m$  при  $T > 500$  °C распадаются с выделением реагентов: лантаноидов и кислорода.

Длительная высокотемпературная обработка не оказывает воздействия на форму и размеры включений PЗЭ. Профили распределения примесей лантаноидов и кислорода в матрице кремния также не претерпевали заметных изменений. При весьма длительном отжиге генерация ВТД в Si:PЗЭ все же наблюдалась: ингибитор не полностью подавлял соответствующие реакции, а лишь значительно замедлял их. Уменьшение концентрации этих центров в подвергнутом различным ПТО контрольном Si в ходе

нагрева при 800 °С длительностью свыше 4 ч (см. рис. 2.7, кривые 2 – 4) обычно связывают с частичным распадом термодфектов, сформировавшихся при меньших температурах. В Si:PЗЭ при этом наблюдается небольшое увеличение концентрации ВТД (кривые 2 – 4). В предположении действия PЗЭ как ингибитора данный эффект объясняется замедлением процесса удаления кислорода из междоузлий. Его наличие в достаточной концентрации после ПТО при 650 °С способствует генерации ВТД в ходе последующего нагрева при 800 °С.

### 2.3. Поведение примесей кислорода и углерода при высокотемпературной обработке Si:PЗЭ

На рис. 2.8 представлены зависимости концентрации междоузельного кислорода (а) и углерода в положении замещения (б) от длительности термообработки при 650 °С. В начальный момент времени во всех образцах, прошедших ПТО при 450 °С, наблюдалось увеличение  $N_O$ , обусловленное освобождением атомов кислорода при распаде ТД. Замедление этого процесса в Si:PЗЭ (кривые 3,3') связано с формированием комплексов типа  $(PЗЭ)_nO_m$ . Возрастание концентрации кислорода в контрольном кремнии до величины, превышающей ее значение, определенное до проведения ПТО, обусловлено отжигом "ростовых" термодоноров. В ходе термообработки при 650 °С концентрация кислорода в Si:PЗЭ постепенно достигала исходного значения, измеренного до проведения ПТО. В кристаллах Si:PЗЭ, не прошедших ПТО, концентрация кислорода практически не изменялась, а в контрольном – вследствие отжига "ростовых" термодоноров несколько возросла (кривые 1, 1').

Увеличение концентрации углерода в положении замещения, наблюдающееся на начальном этапе термообработки, можно связать с отжигом кислородно-углеродных комплексов [116]. В Si:PЗЭ оно было менее выражено, что можно объяснить подавлением генерации данных центров как в ходе предварительной термообработки, так и при выращивании. Отжиг этих дефектов на начальных этапах ТО также вносил вклад в увеличение концентрации кислорода. Дальнейшая термообработка контрольного Si приводила к резкому уменьшению  $N_O$  и  $N_C$ . Данный эффект обычно связывают с преципитацией кислорода и с образованием кислородоуглеродных ассоциатов [116, 117]. В Si:PЗЭ длительная ТО при 650 °С не вызывала значительных изменений  $N_O$  и  $N_C$ . Предварительная термообработка при 1100 °С приводила к исчезновению различий между Si:PЗЭ и контрольным материалом.

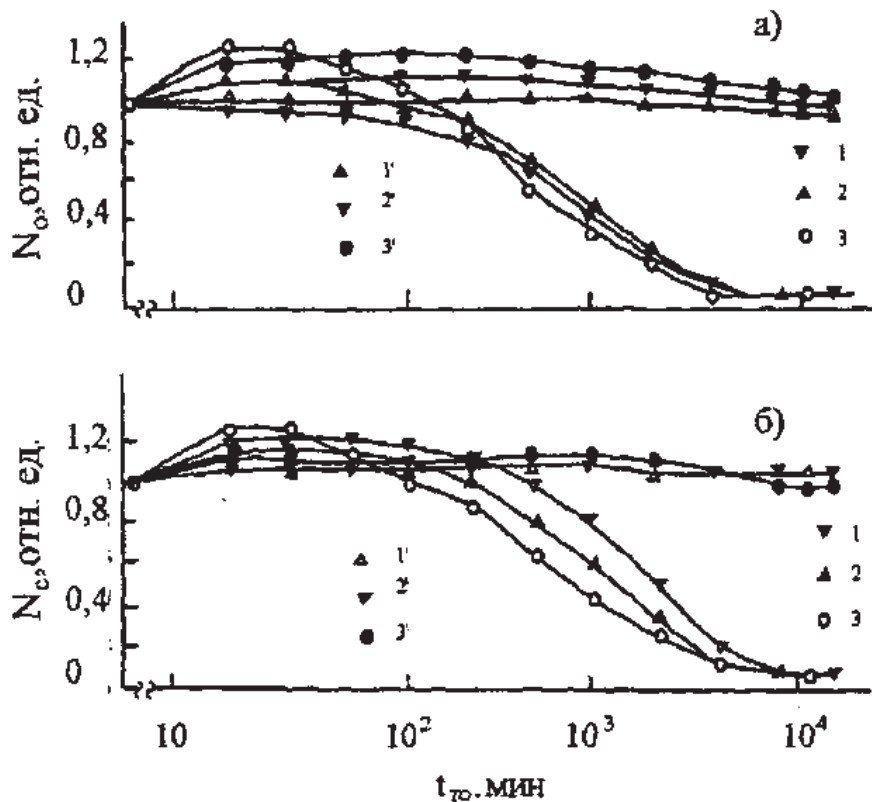


Рис. 2.8. Изменение концентрации кислорода (а) и углерода (б) в ходе ТО (650 °С).  
 1 – 3 – Si:B; 1' – 3' – Si:(Er,B).  $t_{\text{ТО}}$  при 450 °С, ч: 1, 1' – 0; 2, 2' – 40; 3, 3' – 210.  
 $N_{\text{Er}} = 2,3 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$

В ходе ТО при 800 °С концентрации кислорода и углерода (рис. 2.9) изменялись более интенсивно. РЗЭ подавляли указанный процесс (кривые 1, 2 и 1', 2'). После проведения предварительной термообработки при 650 °С имело место заметное удаление кислорода в контрольном Si до значений  $< 2 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-3}$ , что ниже предела обнаружения методом ИК поглощения. Указанное обстоятельство не позволяло исследовать их изменение в процессе ТО при 800 °С (кривые 3, 4). Поскольку предварительная термообработка при 650 °С не приводила в Si:PЗЭ к сильному изменению  $N_O$  и  $N_C$ , то в них в ходе термообработки наблюдалось заметное удаление кислорода и углерода (кривые 3', 4').

ПТО при 1100 °С не оказывала заметного влияния на распад пересыщенных твердых растворов кислорода и углерода: в обоих материалах  $N_O$  и  $N_C$  уменьшались незначительно. Нагрев при этой температуре образцов, подвергнутых ПТО при 450, 650 и 800 °С, восстанавливал исходные значения  $N_O$  и  $N_C$ .

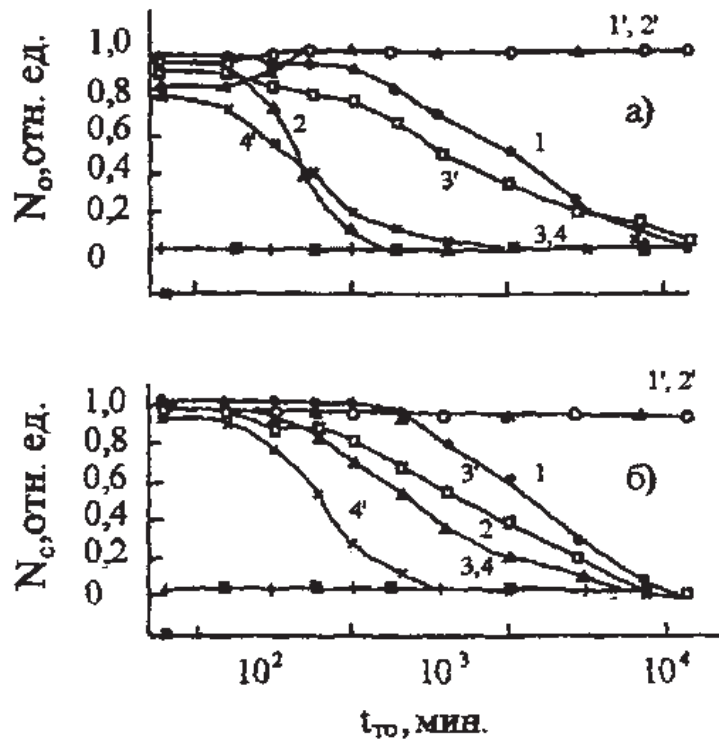


Рис. 2.9. Изменение концентрации кислорода (а) и углерода (б) в ходе ТО (800 °С):  
 1, 1' – без предварительного отжига.  
 Режим ПТО: 2, 2' – 450 °С (210 ч); 3, 3' – 650 °С (200 ч); 4, 4' – 450 °С (210 ч) + 650 °С (200 ч).  
 $N_{Cr} = 2,3 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$

Характерно, что при увеличении концентрации РЗЭ эффект подавления лантанондом процесса распада твердых растворов кислорода и углерода снижался, что связано с частичной компенсацией дислокациями полей упругих напряжений, создаваемых крупными включениями лантанондов. Вид примеси РЗЭ заметного влияния на изменения  $N_O$  и  $N_C$  не оказывал.

Представленные на рис. 2.8 и 2.9 результаты хорошо аппроксимируются экспоненциальным законом

$$\frac{N_O(t) - N_{OS}}{N_O(0) - N_{OS}} = \exp[-(t/\tau)^n], \quad (2.11)$$

где  $N_O(0)$  и  $N_O(t)$  – концентрация междуузельного кислорода, измеренная до ТО и после отжига длительностью  $t$ ;  $N_{OS}$  – предел растворимости кислорода при данной температуре отжига;  $\tau$  – характеристическое время формирования "критических" зародышей;  $n$  – показатель порядка реакции.

В рассматриваемом случае имеет место реакция первого порядка ( $n = 1$ ). Замедление процесса распада пересыщенного твердого раствора

кислорода в Si:PЗЭ обусловлено увеличением длительности инкубационного периода образования критических зародышей, содержащих от 5 до 10 атомов кислорода [50].

Присутствие лантаноидов замедляет преципитацию кислорода, подавляя формирование зародышей критических размеров. В общем случае  $\tau$  является суммой двух величин:  $\tau_1$ , описывающей длительность протекания реакции преципитации, и  $\tau_2$ , характеризующей среднее время, необходимое для перехода атома кислорода через границу матрица – зародыш. Учитывая ингибиторные свойства лантаноидов в реакциях образования кислородсодержащих дефектов, можно заключить, что для Si:PЗЭ  $\tau_1$  должно быть больше, чем для контрольного материала. Согласно [6, 50]

$$\tau_1 = \frac{N_o^*}{N_{oc}^* V_o} \exp \frac{\Delta E}{kT}, \quad (2.12)$$

где  $N_o^*$  и  $N_{oc}^*$  – количество атомов кислорода внутри и на поверхности критического зародыша;  $V_o$  – частота тепловых колебаний;  $\Delta E$  – энергия образования зародыша критического размера.

Так как вблизи PЗЭ возникают напряжения сжатия, то величина энергетического барьера для образования комплексов, состоящих из нескольких атомов кислорода, создающих дополнительные упругие напряжения, должна возрастать. Данное обстоятельство определяет увеличение  $\tau_2$ . Таким образом, возрастание инкубационного периода образования критических зародышей может быть обусловлено двумя причинами: взаимодействием кислорода с лантаноидами и увеличением  $\Delta E$  при изменении величины полей упругих напряжений. Эти факторы определяют в конечном итоге уменьшение концентрации центров преципитации и замедление распада пересыщенного твердого раствора кислорода в Si:PЗЭ.

#### 2.4. Термическое дефектообразование в кремнии, легированном одновременно германием и гадолинием

В работах [58, 124] исследовалась генерация термодфектов в бездислокационных монокристаллах n-Si, выращенных по методу Чохральского из расплава, содержащего примеси Ge и Gd. Концентрация PЗЭ во всех образцах была ниже предела обнаружения ( $< 1 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-3}$ ) методом нейтронно-активационного анализа. Образцы для исследований вырезались из разных мест (Н – низ, В – верх) слитков, выращенных в идентичных условиях. Исходные параметры слитков (см. табл. 1.5). Основные осо-

бенности генерации термодоноров, вводимых при 450 °С (табл. 2.5) сводятся к следующему:

1. В нижних частях слитков концентрация ТД была значительно меньше, чем в верхних, что обусловлено повышенной концентрацией углерода [116].

2. Параметры, характеризующие процесс введения ТД (максимально достижимая концентрация и начальная скорость введения), были минимальны в случае легирования Ge. Подавление генерации термодоноров наблюдалось и в Si:Ge,Gd. Более низкую эффективность подавления введения ТД в данном материале по сравнению с Si:Ge можно объяснить тем, что в последнем германий содержится в большей концентрации.

3. "Ростовые" термодоноры, образующиеся в процессе выращивания кристаллов, в заметной концентрации наблюдали лишь в верхних частях слитков (см. табл. 1.5). Их концентрация была максимальна в контрольном материале. Присутствие Ge и Gd подавляло генерацию "ростовых" ТД.

4. Стабилизирующий 30-минутный отжиг (СО) при 650 °С, необходимый для удаления "ростовых" ТД, уменьшал начальную скорость введения термодоноров. Наиболее отчетливо его влияние проявлялось в контрольном материале. Учитывая, что данный эффект обусловлен отжигом центров зарождения ТД [125], можно заключить, что в Si:Ge они содержатся в меньшей концентрации.

Таблица 2.5

Начальные скорости введения и максимально достижимые концентрации ТД и ВТД

Номер пластин	ТД				ВТД		
	-		СО		-	ПТО 450° С 85 ч	СО + ПТО 450° С 85 ч
	НСВ·10 <sup>-13</sup> , см <sup>3</sup> /ч	МДК·10 <sup>-11</sup> , см <sup>-3</sup>	НСВ·10 <sup>-13</sup> , см <sup>3</sup> /ч	МДК·10 <sup>-14</sup> , см <sup>-3</sup>	МДК·10 <sup>-14</sup> , см <sup>-3</sup>		
1В	11,0	16,57	0,32	6,34	1,62	4,14	5,58
1Н	~0,1	2,6	-	~1,0	6,2	8,08	10,80
2В	0,6	2,73	-	<1,0	2,15	4,51	5,06
2Н	-	<0,8	-	<1,0	5,1	6,96	7,6
3В	12,0	12,33	0,65	6,24	0,54	1,61	2,34
3Н	~0,1	2,4	-	~1,0	2,8	6,04	8,62
4В	3,8	6,28	0,28	3,57	0,56	1,54	1,92
4Н	-	<0,9	-	<1,0	0,3	1,10	1,4

Иначе вели себя исследуемые примеси в ходе термообработки при 650 °С (см. табл. 2.5). Обращает на себя внимание следующее:

1. Введение в расплав примеси Gd приводит к замедлению накопления ВТД, причем этот эффект наиболее отчетливо наблюдается для одновременного легирования Gd и Ge.

2. Примесь Ge при концентрации  $\sim 1 \cdot 10^{20}$  см<sup>-3</sup> не оказывала заметного влияния на процессы генерации ВТД.

3. Повышенное содержание углерода в образцах, вырезанных из нижних частей слитков, способствует ускорению генерации ВТД. Предварительная термообработка при 450 °С усиливала генерацию ВТД, особенно в контрольных образцах, вырезанных из верхней части слитка.

4. Проведение стабилизирующего отжига ускоряло процесс генерации ВТД (см. табл. 2.5). Наиболее отчетливо указанный эффект проявлялся в Si:Gd (возрастание МДК примерно на 45 %) и контрольном материале (примерно на 35 %). На образцы, легированные Ge, стабилизирующий отжиг практически не оказывал влияния. Вероятнее всего стабилизирующий отжиг способствует формированию центров зарождения ВТД, причем примесь Ge подавляет процесс их введения. Эти центры не являются ТД, так как стабилизирующий отжиг, как отмечалось ранее, снижает их концентрацию.

Экспериментальные результаты говорят о том, что монокристаллический бездислокационный Si:Ge,Gd обладает повышенной термостабильностью по сравнению с контрольным материалом, причем это наблюдается при всех видах ТО как в образцах, вырезанных из нижних частей слитков, так и из верхних. Такого эффекта в образцах, легированных одной примесью, достичь не удастся. Так в Si:Ge с концентрацией германия  $\sim 1 \cdot 10^{20}$  см<sup>-3</sup> имеет место подавление генерации ТД при 450 °С, однако при температурах свыше 600 °С германий теряет свои положительные свойства.

## **2.5. Закалочные термодфекты в кремнии, легированном редкоземельными элементами**

Дефекты, формирующиеся при закалке, существенно отличаются от обычных термодфектов. Они обусловлены в основном взаимодействием вакансий и междоузельных атомов с технологическими дефектами в монокристалле [98, 99, 120 – 123].

Из представленных экспериментальных результатов (табл. 2.6) для выращенного методом Чохральского кремния можно сделать вывод, что

присутствие РЗЭ подавляет эффект генерации закалочных термодиффектов (ЗТД) в монокристаллах как р-, так и n-типа [57, 121]. Подавление введения закалочных термодиффектов наблюдалось также авторами [157] при исследовании n-Si:Er методами изотермической релаксации емкости. Увеличение концентрации лантаноидов приводило к уменьшению концентрации закалочных дефектов. Тип примеси РЗЭ не оказывает существенного влияния на процессы, протекающие при закалке. Аналогичные результаты получены [120] и для Si:Gd, выращенного методом бестигельной зонной плавки.

Таблица 2.6

Концентрация закалочных термодиффектов в Si:РЗЭ и в контрольных материалах

№ образцов	Тип проводимости	n, см <sup>-3</sup>	РЗЭ	N <sub>РЗЭ</sub> , см <sup>-3</sup>	N <sub>ЗТД</sub> , 10 <sup>13</sup> , см <sup>-3</sup>			
					t <sub>эм</sub> , °С			
					800	900	1000	1100
1	n	7,2·10 <sup>13</sup>	—	—	1,1	2,8	3,7	4,4
2	p	2,1·10 <sup>14</sup>	—	—	5,7	8,4	20	21
3	p	2,7·10 <sup>15</sup>	—	—	15	45	70	120
4	n	6,5·10 <sup>13</sup>	Er	2,3·10 <sup>14</sup>	0,40	0,74	1,1	1,7
5	n	9,5·10 <sup>13</sup>	Er	8,6·10 <sup>15</sup>	0,12	0,28	0,83	1,2
6	p	1,8·10 <sup>14</sup>	Er	5,0·10 <sup>16</sup>	1,9	2,8	14	16
7	p	3,3·10 <sup>15</sup>	Yb	1,4·10 <sup>17</sup>	8,5	13	23	45
8	p	1,3·10 <sup>15</sup>	Gd	1,5·10 <sup>17</sup>	7,6	9,0	18	33
9	p	2,9·10 <sup>15</sup>	Dy	9,5·10 <sup>16</sup>	10	18	34	50

Методами измерения температурных зависимостей эффекта Холла, спектров ИК поглощения, изотермической релаксации емкости, фотопроводимости и фотолуминесценции дефектов, обусловленных редкоземельными элементами, непосредственно после закалки и в процессе последующего отжига обнаружено не было. Наблюдались лишь ранее известные центры [98 – 99] с энергетическими уровнями E<sub>v</sub> + 0,41 и E<sub>v</sub> + 0,21 эВ в n-Si и E<sub>v</sub> + 0,41, E<sub>v</sub> + 0,52, E<sub>v</sub> + 0,26, E<sub>c</sub> – 0,47, E<sub>c</sub> – 0,36 и E<sub>c</sub> – 0,14 эВ в кремнии p-типа. Следует отметить, что авторами [74] при закалке Si:Sm n-типа от температур 1000...1100 °С наблюдались глубокие уровни E<sub>c</sub> – 0,28 и E<sub>v</sub> + 0,45 эВ, однако возможная связь их с примесью РЗЭ не обсуждалась.

При изохронном отжиге кремния n-типа проводимости (рис. 2.10) в области температур до 400 °С наблюдается так называемый "отрицательный" отжиг – уменьшение концентрации свободных носителей заряда, обусловленное образованием акцепторных центров. Измерения спектров



фотопроводимости показали, что в температурных интервалах 150...200 и 350...400 °С имеет место дообразование акцепторных центров  $E_V + 0,41$  и  $E_V + 0,21$  эВ соответственно. Исходные свойства в Si и Si:PЗЭ восстанавливаются к 800 °С.

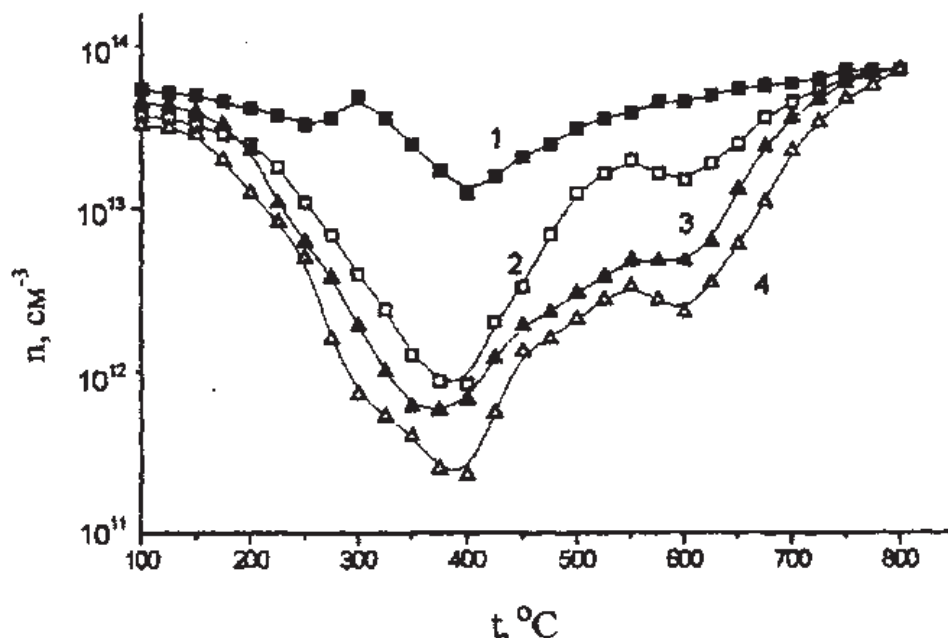


Рис. 2.10. Отжиг концентрации носителей заряда в p-кремнии.

$t_{\text{отж}}, ^\circ\text{C}$ : 1, 2 — 1000; 3, 4 — 1100.  
1, 3 — Si:Er,P; 2, 4 — Si:P.  $N_{Er} = 8,6 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-3}$

В Si:PЗЭ стадия "отрицательного" отжига выражена значительно слабее, чем в контрольных образцах. С увеличением температуры, от которой производилась закалка, эти различия постепенно стираются (кривые 1, 2 и 3, 4, см. рис. 2.10).

В монокристаллах p-типа проводимости (рис. 2.11) восстановление исходных свойств Si:PЗЭ происходит при более высоких температурах (450...650 °С), чем в контрольном материале (~ 350 °С). При уменьшении температуры закалки стадия отжига ЗТД в Si:PЗЭ смещается в сторону более низких температур.

При анализе экспериментальных данных следует принимать во внимание различия в механизмах дефектообразования в кремнии с разными типами проводимости [121]. Так при закалке n-Si доминирующими нарушениями являются дефекты вакансионного типа. Поскольку включения PЗЭ являются эффективными стоками для вакансий, то при закалке часть вакансий захватывается на данные стоки, что уменьшает концентрацию вводимых в n-Si ЗТД. Проявляющиеся при отжиге центры акцепторного

типа формируются в результате распада вакансионных скоплений, которые непосредственно после закалки являются электрически нейтральными. Их концентрация в Si:PЗЭ согласно вышесказанному также будет меньше, чем в контрольном материале. Это, в конечном счете, приводит к уменьшению концентрации генерируемых при отжиге центров акцепторного типа.

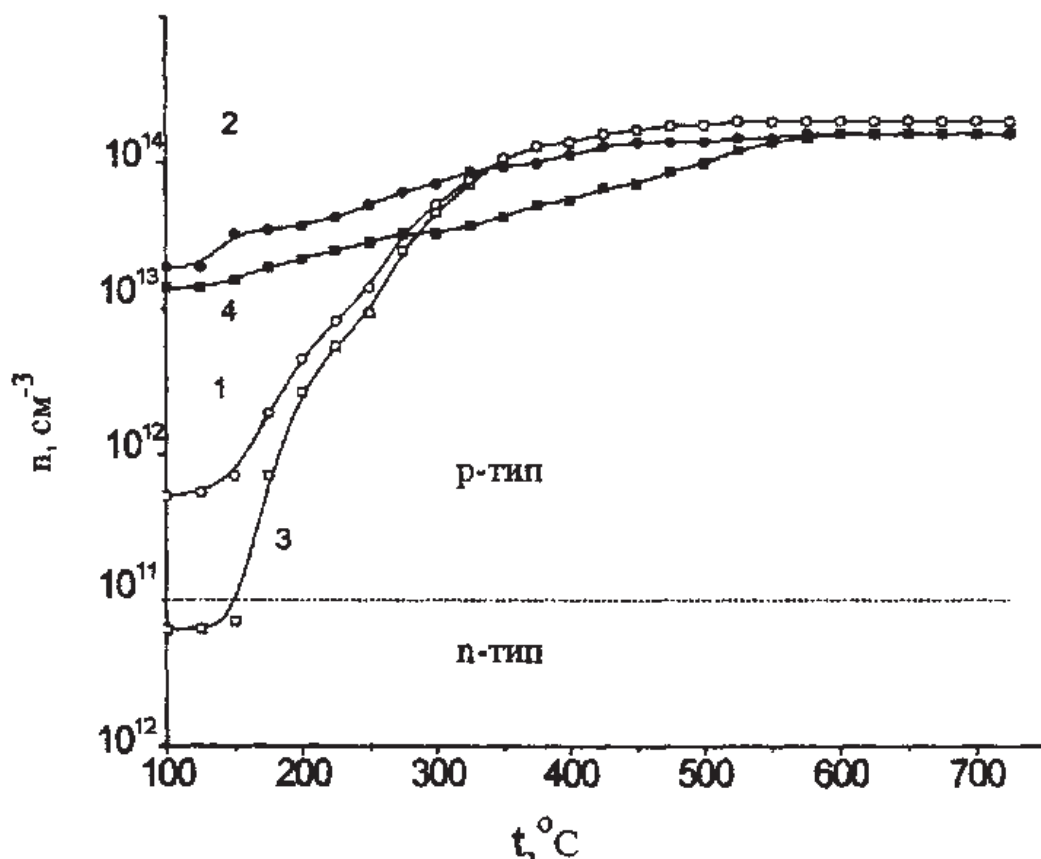


Рис. 2.11. Отжиг концентрации носителей заряда в р-кремнии.

$t_{\text{отж}}, ^\circ\text{C}$ : 1,2 – 1000; 3,4 – 1100.

1,3 – Si:B; 2, 4 – Si:Er,B.  $N_{\text{Er}} = 5,0 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-3}$ .

В р-кремнии доминирующую роль в образовании закалочных дефектов играет активация технологической примеси железа, переходящего из узлового положения в междоузлие с симметрией  $T_d$  [99]. При этом возникают деформации того же знака, что и поля упругих напряжений вокруг скоплений PЗЭ – деформации сжатия, что приводит к появлению дополнительного энергетического барьера для формирования электрически активного центра  $\text{Fe}_i$  в Si:PЗЭ. Кроме того, необходимо также учитывать геттерирующую роль лантаноидов в отношении технологической примеси железа. Повышение температуры отжига данного центра в материале, содержащем редкоземельные элементы, обусловлено пространственным разделе-

нием полями упругих напряжений междоузельных атомов железа и вакансий, являющихся центрами аннигиляции для данных дефектов при отжиге.

Поведение междоузельного железа при закалке Si:Gd изучалось методом ЭПР в работе [51]. Обнаружено, что легирование РЗЭ приводит к уширению линии ЭПР  $Fe^0$ . Ее форма в Si:Gd была промежуточной между гауссовой и лоренцевой, приближаясь к лоренцевой. При уменьшении скорости закалки (переход от закалки в воду к закалке в этиленгликоль) ширина линии  $Fe^0$  в Si:Gd уменьшается, в то время как для контрольных образцов она практически не меняется. При дальнейшем уменьшении скорости закалки (сброс на асбест) снижается концентрация  $Fe^0$  в Si:Gd вследствие частичного распада пересыщенного твердого раствора железа. При низкотемпературных отжигах (150...250 °С) происходило уменьшение концентрации  $Fe^0$ , но ни ширина, ни форма линии ЭПР при этом не изменялись. Ни до, ни после отжигов в Si:Gd не наблюдались неизвестные линии, которые можно было бы приписать одиночным атомам гадолия.

Уширение линии ЭПР  $Fe^0$  в кремнии, легированном РЗЭ, обусловлено полями упругих напряжений, создаваемыми скоплениями атомов Gd (см. раздел 1.3). Снижение концентрации  $Fe^0$  в результате низкотемпературного отжига связано с распадом пересыщенного твердого раствора железа в Si:Gd (отжигом закалочных дефектов), что свидетельствует о наличии в таком материале значительного количества внутренних стоков для междоузельных атомов.

## 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., ИONOVA Г.В. Внутривидовая 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., Мездрогина 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., Лапкарёв 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 р-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 гадолия 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-O<sub>6</sub> 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., Silvert 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  $\gamma$ -квантами  $^{60}\text{Co}$  // 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  $\text{Si}$ , легированном  $\text{Sm}$  // 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  $\mu\text{m}$  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  $\text{Er}^{3+}$  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  $\text{Er}^{3+}$  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:  $\text{Er}^{3+}$  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- $\mu\text{m}$  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  $\mu\text{m}$  emission band of  $\text{Er}^{3+}$  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., Palmeshofer 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- $\mu\text{m}$  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  $\text{Er}_2\text{O}_3$  and  $\text{ErF}_3$  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 С.А.Ј., Pensi 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  $\text{Er}^{3+}$  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  $\mu\text{m}$  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  $\text{Er}_2\text{O}_3$  and  $\text{ErF}_3$  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  $\mu\text{m}$  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.