

# ЗАРУБЕЖНАЯ ЭЛЕКТРОННАЯ ТЕХНИКА

2

ФЕВРАЛЬ

1984

35

В НОМЕРЕ

ФИЗИЧЕСКИЕ МЕХАНИЗМЫ  
ДЕГРАДАЦИИ ПОЛУПРО-  
ВОДНИКОВЫХ ПРИБОРОВ

# ЗАРУБЕЖНАЯ ЭЛЕКТРОННАЯ ТЕХНИКА

СБОРНИК ОБЗОРОВ

2 (273)

## СОДЕРЖАНИЕ

Физические механизмы деградации полупроводни- ковых приборов .....	3
Резистивные материалы для низкоомных тонко- пленочных резисторов интегральных схем .....	47
Обзор новостей .....	81



# ФИЗИЧЕСКИЕ МЕХАНИЗМЫ ДЕГРАДАЦИИ ПОЛУПРОВОДНИКОВЫХ ПРИБОРОВ

СИНКЕВИЧ В.Ф., СОЛОВЬЕВ В.Н.

УДК 621.382.019.3

Исследованы основные причины и механизмы отказов, определяющие надежность дискретных полупроводниковых приборов, ИС, светонизлучающих приборов. Рассмотрены методы ускоренных испытаний и прогнозирования ресурса прибора.

## ВВЕДЕНИЕ

Сложность современной радиоэлектронной аппаратуры и значимость ее функций обуславливают высокие требования к надежности ее элементов.

На современном этапе решение основных задач по обеспечению и оценке надежности приборов полностью базируется на физических методах исследования. Основная роль принадлежит детальному исследованию физических процессов, вызывающих деградацию приборов, построению моделей отказов и количественному прогнозированию показателей надежности. Совершенствование технологии производства обуславливает особую актуальность исследований физических процессов, приводящих к деградации приборов.

К проблеме надежности полупроводниковых приборов относятся также и принципиальные физические задачи выяснения механизмов микроскопических, молекулярных процессов деградации, исследование механизмов образования и влияния на процессы деградации различных структурных дефектов, поиск зависимости показателей надежности от уровня организации системы, воздействия экстремальных условий на процесс деградации, построение адекватных методик ускоренных испытаний.

## КЛАССИФИКАЦИЯ ПРОЦЕССОВ ДЕГРАДАЦИИ ПОЛУПРОВОДНИКОВЫХ ПРИБОРОВ

### Отказы, связанные с технологией изготовления и режимом эксплуатации приборов

Особенности конструкции, технологии изготовления, режимов эксплуатации и условий работы приборов во многом определяют основные причины и механизмы их отказов.

Для любого класса приборов, например, кремниевых СВЧ мощных транзисторов можно построить схему, отражающую влияние различных факторов, связанных с технологией и режимами работы, на общую картину их деградации (рис. 1) [1, 2].

Полевые транзисторы на арсениде галлия с затвором типа барьер Шотки имеют существенные преимущества перед кремниевыми биполярными и полевыми транзисторами [3]. Их конструктивно-технологические особенности обусловлены необходимостью одновременного сочетания требуемых высокочастотных свойств, энергетических показателей и малых коэффициентов шума. Условия повышения частоты и снижение шума предъявляют противоречивые требования к конструктивно-технологическим параметрам транзистора. Например, для уменьшения сопротивления металлизации затвора увеличивают число контактных площадок. Однако при этом растет паразитная емкость затвора, зависящая также от концентрации носителей в буферном слое. Влияние этой емкости особенно сказывается на частоте свыше 18 ГГц, снижая усиление и увеличивая коэффициент шума. Для снижения паразитной емкости контактных площадок необходимо уменьшить их площадь и концентрацию носителей в буферном слое. СВЧ параметры транзисторов улучшаются с повышением концентрации носителей в канале. Однако увеличение уровня легирования в канале ограничено величиной напряжения пробоя барьера Шотки, которое тем меньше, чем выше концентрация носителей в канале. Рассмотренные особенности конструкции и технологии изготовления транзисторов на арсениде галлия определяют основные причины и механизмы отказов для данного класса приборов. К ним относятся электродиффузия материала контактной металлизации, взаимная диффузия на границе контактов различных материалов, дрейф ионов по поверхности полупроводника, захват носителей на глубокие уровни, образование интерметаллидов.

В МДП-транзисторах одним из главных факторов, определяющих надежность приборов данного класса, является технология изготовления подзатворного диэлектрика и нанесения металлизации затвора. При этом основными механизмами деградации являются процессы зарядовой неустойчивости диэлектрика и границы раздела  $\text{Si-SiO}_2$ , связанные с миграцией ионов и захватом носителей на поверхностные уровни, электродиффузия и взаимная диффузия на границе раздела металл-полупроводник [2].

Особое внимание уделяется исследованию условий возникновения и развития деградационных процессов в структуре биполярных и полевых транзисторов в зависимости от режима и условий их эксплуатации. С этой целью проводятся испытания приборов в различных режимах: СВЧ динамических, импульсных и т.д. Результаты таких исследований позволяют выявить преобладающие механизмы деградационных отказов и на этой основе разработать эффективные методы дальнейшего повышения надежности приборов в условиях, характерных для их эксплуатации.

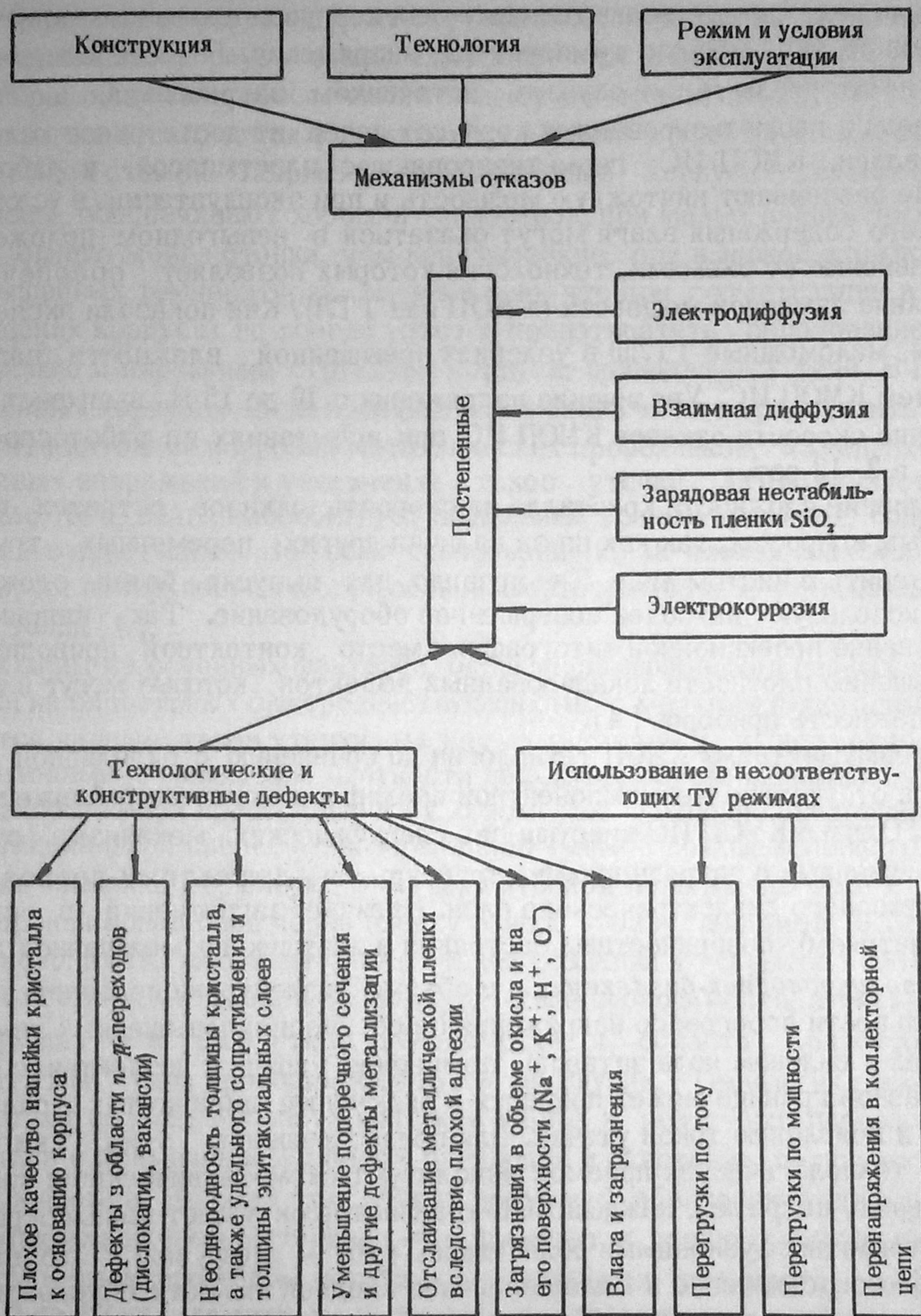


Рис. 1. Классификация механизмов отказов СВЧ транзисторов

Влияние технологии изготовления МОП ИС на их надежность показали, что для приборов, герметизированных пластмассой, главной причиной отказов является коррозия металла. Кроме выбора технологии (КМОП, *n*-МОП или *p*-МОП), следует учитывать и большое число других факторов: тип затвора, способ посадки кристаллов в корпус, тип пассивирующего слоя и подложки и др. Специфическими факторами, опреде-

ляющими надежность, являются материал корпуса, сложность кристалла, уровень экранировки, температура, напряжение. В частности, эпоксидные материалы могут служить источником загрязнения, а газовая среда в герметизированных корпусах содержит достаточное количество влаги. КМОП ИС, герметизированные пластмассой, в рабочем режиме рассеивают ничтожную мощность и при эксплуатации в условиях высокого содержания влаги могут оказаться в невыгодном положении по сравнению со схемами, технология которых позволяет обеспечить рассеяние заметной мощности (*n*-МОП или ТТЛ). Как показали эксперименты, маломощные ТТЛШ в условиях повышенной влажности надежнее, чем КМОП ИС. Увеличение напряжения с 10 до 15 В вызывает повышение скорости отказов КМОП ИС при испытаниях на работоспособность в 2–12 раз.

Влияние сложности кристалла на скорость отказов остается пока спорным вопросом, так как из-за наличия других переменных трудно его оценить в чистом виде. Как правило, для выпуска более сложных схем используют наиболее совершенное оборудование. Так, например, применение проекционной литографии вместо контактной приводит к уменьшению плотности локализованных дефектов, которые могут влиять на надежность приборов [4].

Преимуществами КМОП технологии по сравнению с биполярной являются отсутствие межкомпонентной изоляции и малое потребление мощности. Однако КМОП ИС присущи два специфических механизма отказов, связанные с загрязнениями структуры и дефектами-проколами подзатворного диэлектрического слоя. Наличие загрязнений (в основном, натрия), поверхностных состояний и ловушек на межфазной границе, *полупроводник-диэлектрик* и в объеме диэлектрика приводит к неустойчивости порогового напряжения (особенно при повышенных температурах в сильном поле затвора). Изменение заряда в диэлектрике и на межфазной границе может привести к включению паразитных транзисторов и появлению токов утечки. Для предотвращения этих явлений кроме технологических приемов используют схемотехнические и конструктивные, например, каждый МОП-транзистор окружают каналограничивающими диффузионными областями ("стоп" – диффузия). Большое входное сопротивление и малая величина входной емкости обуславливают высокую (по сравнению с биполярными транзисторами) чувствительность КМОП ИС к статическому электричеству, так как малый заряд может вызвать необратимый пробой затвора МОП-транзистора. Обычно для исключения пробоя на входах КМОП ИС ставят защитные резистивно-диодные цепи, ограничивающие напряжение на затворах, например, до 25 В. Наличие в КМОП-структурах паразитных тиристоров, состоящих из вертикального *n-p-n*-и горизонтального *p-n-p*-биполярных транзисторов, может привести, например, при нарушении режимов работы, к их включению и тем самым к катастрофическому отказу [5].

Технологически важным этапом производства приборов является их герметизация. Корпус в значительной степени определяет надежность прибора: он должен обеспечивать защиту от механических повреждений и от загрязнений, отвод выделяющегося тепла и электрический контакт с внешней схемой. Например, пластмассовые корпуса технологичны, дешевы, обеспечивают хороший теплоотвод при малых паразитных связях, однако менее стойки, чем керамические, при высокой влажности и повышенных температурах. Установлено, что при герметизации в керамических корпусах не всегда удается предотвратить образование микротрещин и нарушение структуры корпуса, приводящее к течи. В пластмассовых корпусах из-за проникновения влаги может происходить анодная или катодная коррозия металлических проводников, изменение пороговых напряжений и увеличение токов утечки МОП-транзисторов. Кроме того, влага способствует выделению ионных примесей, содержащихся в пластмассе. Во время прессования из-за плохой адгезии к некоторым поверхностям могут образовываться пустоты, ухудшающие отвод тепла [6].

Одним из основных факторов, ограничивающих выход годных в технологии биполярных быстродействующих ИС с мелкими переходами, является наличие токов утечки между эмиттерным и коллекторным переходами. Уменьшение плотности дефектов, обуславливающих утечки, достигается при изготовлении ИС с помощью ионного внедрения. На эпитаксиальной пленке  $n$ -типа толщиной 4 мкм с помощью ионного внедрения мышьяка формируют эмиттер глубиной порядка 0,5 мкм и путем внедрения ионов бора через пленку окисла — базу шириной 0,3 мкм. Технология ИС включает также стадии создания  $n^+$ -скрытого слоя внедрением ионов мышьяка в подложку  $p^+$ -типа проводимости, а также изолирующих областей  $p^+$ -типа проводимости и области коллекторного контакта  $n^+$ -типа проводимости путем диффузии. Технология также предполагает создание области контакта к базе и резистора проводимости  $p^+$ -типа с применением ионного внедрения и окисление полупроводниковой подложки. На всех этих этапах возможно образование дефектов в полупроводниковом материале, что приводит к утечкам между коллектором и эмиттером. Как показали исследования, количество дефектов от 2,0 до 0,2 на элементарный эмиттер соответствует выходу годных 20–80%. Дефекты упаковки (ДУ) образуются при окислении подложки. При формировании скрытого слоя путем внедрения ионов сурьмы или мышьяка с последующим термическим отжигом в среде с содержанием кислорода в газовой смеси от 0 до 30% число ДУ возрастает в случае внедрения ионов мышьяка и падает в случае внедрения ионов сурьмы. Дополнительным источником утечек и коротков между коллектором и эмиттером являются ростовые дислокации сдвига. Другим источником ДУ являются сильнолегированные области глубокого коллектора и диф-



фузионные изолирующие области. Уменьшение концентрации дислокационных петель в обеих областях обеспечивается снижением концентрации легирующей примеси (фосфора и бора) при их формировании. В результате проведенных исследований удалось снизить концентрацию ДУ примерно на два порядка и повысить выход годных тестовых структур до 80% [7].

В большинстве случаев надежность электронных компонентов увеличивается, если режимы их эксплуатации менее жесткие, чем номинальные [8]. К основным факторам, определяющим режим, относятся температура, напряжение, плотность тока и рассеиваемая мощность. Транзисторы, микросхемы, диоды весьма чувствительны к перечисленным факторам. Известно, что скорость многих процессов деградации увеличивается при повышении температуры в соответствии с уравнением Аррениуса. Напряжение питания и плотность тока также оказывают сильное влияние на срок службы ряда компонентов. Например, для конденсаторов интенсивность отказов пропорциональна пятой степени напряженности на обкладках, для транзисторов — плотности тока в степени  $n = 1-3$ , для КМОП ИС интенсивность отказов резко увеличивается с ростом напряжения питания. Кроме того, надежность дискретных полупроводниковых приборов и интегральных схем во многом определяется режимами их эксплуатации: обычно в динамических режимах процессы деградации развиваются медленнее, чем в статических. Рекомендуемые коэффициенты нагрузки для некоторых приборов приведены в табл. 1.

Т а б л и ц а 1 [8]

*Рекомендуемые режимы эксплуатации некоторых приборов*

Тип прибора	Снижаемый параметр	Коэффициент нагрузки, %
Постоянный резистор	Мощность	$\leq 80$
Переменный резистор	Ток	$\leq 80$
Транзистор	Мощность	$\leq 75$
Диод	Напряжение	$\leq 50$
Линейная ИС	Ток	$\leq 85$
Цифровая ИС	Нагрузочная способность по выходу	$\leq 80$
Термистор	Мощность	$\leq 50$
Конденсатор	Напряжение	$\leq 75$

## Микроскопические механизмы деградации полупроводниковых материалов и приборов на их основе

Материалы или изготовленные на их основе приборы редко находятся в основном состоянии, когда электронная и ядерная подсистемы — в равновесии. Как правило, в результате всевозможных флуктуаций происходит непрерывное возбуждение и релаксация как электронов, так и ядер, причем электронная подсистема (ЭП) возбуждается чаще, и спектр ее элементарных возбуждений — шире. Пути и механизмы релаксации элементарных возбуждений многочисленны и разнообразны. Некоторые их особенности до сих пор не выяснены [9]. Остановимся лишь на тех из них, для которых надежно установлена связь с процессами деградации приборов.

Обычно рассматриваются три пути рассеивания энергии электронных возбуждений (ЭВ): Оже-процессы, радиационная и фотонная (нерадиационная) эмиссия. В Оже-процессах энергетические носители возникают вследствие электронных переходов. Первоначально инициированный процесс может включать переходы в системе остовных электронов, что приводит к последующему возбуждению двух или более валентных электронов и, тем самым, к модификации барьеров для твердотельных реакций. Радиационные процессы расходуют избыточную энергию посредством излучения фотонов при прямом адиабатическом переходе и на процессах активации реакций не сказываются. Нерадиационные каналы различаются по своим конечным продуктам распада. Они могут проявляться в изменении люминесцентных свойств вещества, модифицировать время жизни носителей, приводить к образованию структурных дефектов, стимулировать диффузию атомов и т.п. Многофотонная эмиссия — основной рекомбинационный механизм в непрямозонных полупроводниках и для дефектов, вблизи которых сильно искажена кристаллическая решетка (как правило, это глубокие центры) [10].

Рассмотрим последний более детально.

Основная концепция рекомбинационно-стимулированных процессов (РСП) состоит в том, что локальные моды дефектов первоначально возбуждены, а затем релаксируют через испускание решеточных фононов (рис. 2). Энергия тепловых флуктуаций недостаточна для перевода де-

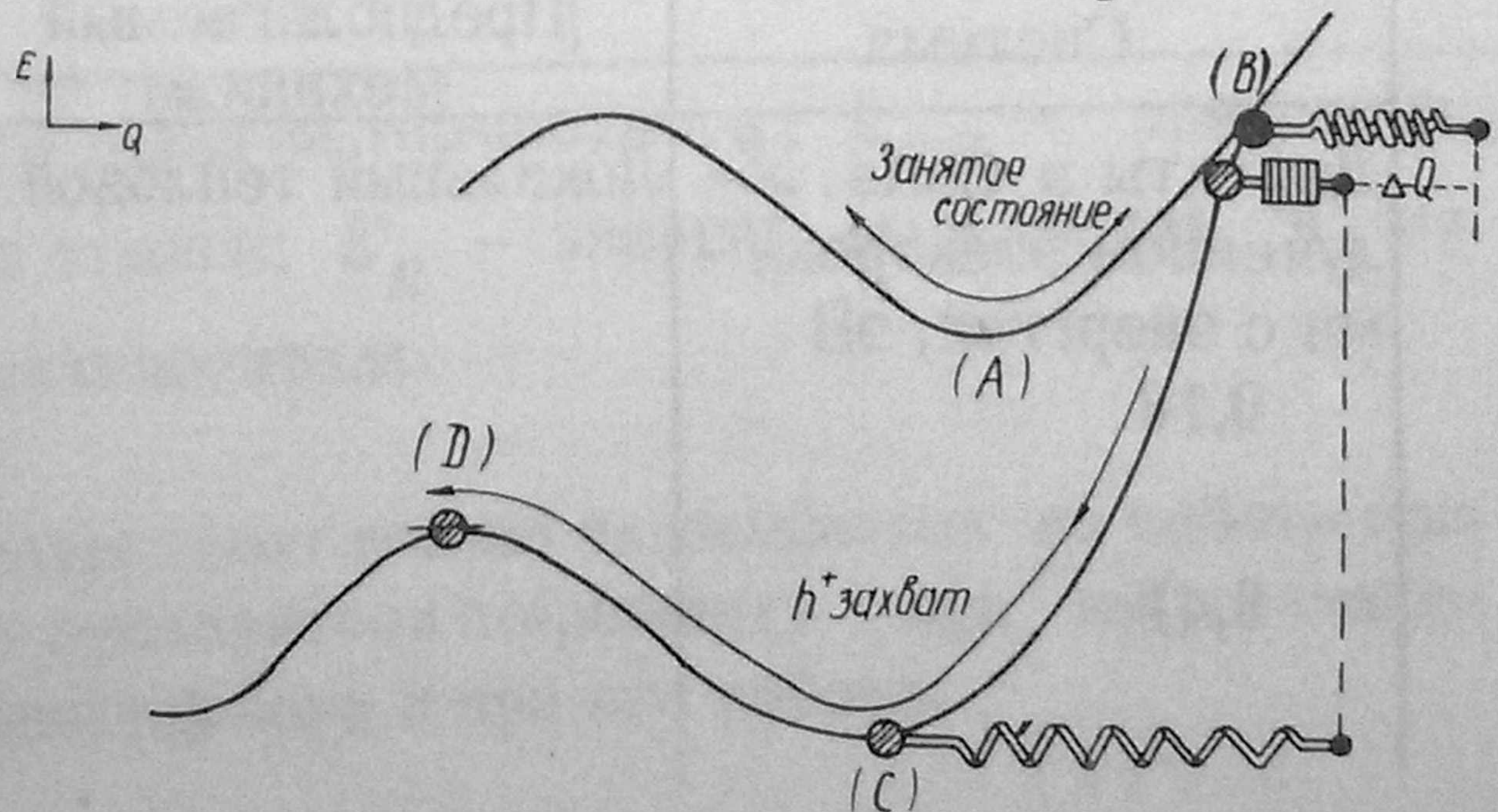


Рис. 2. Одномерное конфигурационное представление рекомбинационно-стимулированного перехода

фекта в новое состояние, поэтому реакция протекает следующим образом:

- 1) занятое состояние термически активируется из  $E(A)$  в  $E(B)$ ;
- 2) из состояния  $B$  электронный переход осуществляется, как только захватывается дырка;
- 3) новое дефектное состояние  $B$  (высоковозбужденное колебательное состояние) релаксирует к равновесному;
- 4) дефект осуществляет стимулированное перемещение, поскольку его энергия, равная сумме тепловой энергии  $[E_T = E_{\text{кин}} + E_B(B) + E(A)]$  и электронной  $[E_R = E(A) - E(C)]$ , больше, чем активационный барьер  $[E = E(D) - E(C)]$ .

Процесс рекомбинационно-стимулированного движения дефектов — нетермический или имеет слабую температурную зависимость.

РСР неоднократно обнаружены экспериментально. Так, установлено снижение энергии активации старения GaAs/Pt-структур с барьером Шотки, используемых в IMPATT-приборах, от 1,6 до 0,3 эВ. РСР ответственны за рост дислокационных петель и ускорение диффузии, что доказано при исследовании гетеролазеров и светоизлучающих приборов [11].

Механизмы РСР (табл. 2) можно разбить на три группы [9]:

1. Локальный тепловой, когда рекомбинационная энергия конвертируется в колебательную энергию в моды, относящиеся к координате реакции, отвечающей переходу в новое состояние.

2. Локальное возбуждение, когда рекомбинационная энергия переходит в степени свободы электрона. Дефект может быть возбужден в состояние с меньшей энергией активации.

3. Механизм Бургуэна-Корбета, контролирующий движение дефекта в различных зарядовых состояниях. Захват электрона или дырки переводит дефект в другое зарядовое состояние и одновременно двигает его по решетке.

Т а б л и ц а 2 [9]

Рекомбинационно-стимулированные процессы в некоторых приборах

Система	Предполагаемый механизм	Примечания
Дефекты в GaAs, облученном электронами с энергией, эВ 0,18  0,41	Локальный тепловой	Зависимости от зарядового состояния не обнаружено  $E = 1,75$ эВ; $E_R = 1,20$ эВ; $E_{RE} = 0,98$ эВ; $E = 1,40$ эВ; $E_R = 1,09$ эВ; $E_{RE} = 0,34$ эВ

Система	Предполагаемый механизм	Примечания
Дефекты в GaP, облученном электронами с энергией, эВ	Локальный тепловой	Зависимости от зарядового состояния не обнаружено $E$ , эВ $E_R$ , эВ $E_{RE}$ , эВ
0,14		1,7    2,15
0,23		1,3    2,1
0,32		1,3    2,0
0,48		1,7    1,8
0,62		1,3    0,62    0,62
0,74		2,1    1,5    0,83
GaP, имплантированный изотопами водорода	Не идентифицирован	Сильная немонотонная зависимость отжига дефектных центров от их зарядового состояния
GaP: Zn, O		Эффективная диссоциация надежно идентифицированных центров
Si: Al	Локальный тепловой	Зависимости от зарядового состояния не обнаружено
Si: B	Бургуэна-Корбета	Различные зарядовые состояния (+, 0, -) обнаружены с помощью ЭПР
SiC: H, Si	Локальный тепловой	Легкий примесный атом обеспечивает наличие локальных мод
KCl: экситон	Локальное возбуждение	Образование нейтральной вакансии и междоузельного атома
Междоузельный атом в алмазной решетке	Локальное возбуждение	

Примечание:  $E$  — энергия термоотжига;  $E_{RE}$  — энергия активации стимулированного отжига;  $E_R$  — энергия, выделяемая в результате захвата свободного носителя.

Нерадиационные переходы существенно сказываются на работе приборов (табл. 3). Они могут проявляться по-разному при выращивании кристалла, при изготовлении прибора и при его работе.

Т а б л и ц а 3 [9]

Роль нерадиационных переходов в деградации приборов

Тип прибора	Проявление деградации	Предполагаемый механизм
Лазеры, работающие в непрерывном режиме, лазеры для оптических линий связи	<p>Быстрое ухудшение параметров в течение нескольких часов при комнатной температуре</p> <p>Медленное — в течение года</p>	<p>Затравочные дислокации</p> <p>Дислокационные петли; переползание дислокаций в результате конденсации междоузельных атомов</p>
Инжекционные лазеры	Пульсации	Макроскопические области поверхности, стимулирующие нерадиационные процессы
ДГС-лазеры	<p>Дефекты темных пятен</p> <p>Дефекты темных линий</p> <p>Катастрофические отказы</p>	<p>Рекомбинация на поверхности раздела</p> <p>Рост сетки дислокаций. Переползание дислокаций в активной области и активация нерадиационной рекомбинации</p> <p>Локальное плавление от тепла, выделяемого в результате рекомбинации. Дефекты, обусловленные эпитаксиальной рекристаллизацией</p>
Светоизлучающие приборы	<p>Подавление люминесценции</p> <p>Дефекты темных линий</p> <p>Внезапное ухудшение параметров.</p> <p>Рекомбинация на дислокациях, активной поверхности и поверхности раздела</p>	<p>Диссоциация ZnO в GaP;          Центр 0,75 эВ в GaP          Центр 0,92 эВ в GaP</p> <p>Трехмерная сетка дислокационных диполей. Эпитаксиальная рекристаллизация материала нерадиационным путем. Образование дислокационных петель и других структур скольжения при высоких температурах.</p>

Тип прибора	Проявление деградации	Предполагаемый механизм
Туннельные диоды	Насыщение пикового тока в процессе работы	
IM РАТТ-приборы (GaAs / Pt с барьером Шотки)	Ухудшение параметров	Реакции на границе раздела при высоких температурах. Рекомбинационно-стимулированные реакции при низких температурах

В процессах, лимитируемых переносом носителей, необходим эффективный нерадиационный механизм, но его природа не очень существенна (дефекты темных пятен в ДГС лазерах).

Макроскопическая неоднородность возникает в результате того, что нерадиационные процессы в больших областях приводят к пульсации в инжекционных лазерах. Преципитаты и включения могут инжектировать точечные дефекты.

*Образование точечных дефектов.* В определенных случаях переползание дислокаций осуществляется настолько быстро, что не может обеспечиваться термической диффузией. В этих случаях надо постулировать механизм рекомбинационно-стимулированного образования дефектов.

*Рекомбинационно-стимулированная миграция* проявляется в различных формах: при переползании дислокаций, скольжении, в различных реакциях дефектов.

Таким образом, выяснение характера взаимодействия электронной и решеточной подсистем в реальных полупроводниках представляется одним из реальных путей исследования механизмов деградации приборов.

В основе деградации практически всех приборов лежат явления диффузии, дефектообразования и распада пересыщенных твердых растворов.

В приборах, содержащих *n-p*-переходы с высокими градиентами примеси, с течением времени будет наблюдаться деградация параметров, обусловленная расплыванием концентрационных профилей за счет диффузии [9]. Возникающий при этом поток атомов равен:

$$J = -D \frac{\partial N}{\partial x}, \quad (1)$$

а распределение концентрации примеси определяется как

$$\frac{\partial N}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left( D \frac{\partial N}{\partial x} \right). \quad (2)$$

Поскольку в реальных условиях диффузия в полупроводниковом приборе может осуществляться по различным механизмам, полный коэффициент диффузии равен:

$$D = \sum_i D_i \frac{\partial N_i}{\partial N}, \quad (3)$$

где  $N_i$  — концентрация примеси, диффундирующей по  $i$ -му механизму диффузии,  $D_i$  — соответствующий коэффициент диффузии,  $N = \sum_i N_i$  — полная концентрация примеси.

На диффузию примесей оказывают сильное влияние как внешние, так и внутренние электрические поля [12]. Напряженность внутреннего электрического поля, обусловленного неравномерностью распределения примеси в структуре прибора, когда одновременно существуют градиенты акцепторной  $\partial N_a / \partial x$  и донорной  $\partial N_d / \partial x$  примесей, может быть выражена формулой:

$$E \approx \frac{kT}{e} \frac{1}{N_d - N_a} \left( \frac{\partial N_d}{\partial x} - \frac{\partial N_a}{\partial x} \right), \quad (4)$$

где  $k$  — постоянная Больцмана,  $T$  — абсолютная температура,  $e$  — заряд электрона.

Влияние внутренней и внешней компонент электрических полей вызывает возникновение дополнительно к диффузионному еще и дрейфового потока атомов:

$$I_{др} = NV, \quad (5)$$

где  $V = \mu F$  — направленная скорость, приобретаемая примесными ионами под влиянием силы  $F$ , которая определяется воздействием внешних и внутренних полей на примесный ион. Кроме того, внешнее электрическое поле приводит к появлению дополнительной силы, обусловленной "электронным ветром" [13]:

$$F_e = (1 \pm n l \sigma) e \cdot E, \quad (6)$$

где  $n$  — концентрация электронов в единице объема,  $l$  — длина свободного пробега,  $\sigma$  — транспортное сечение рассеяния электронов на ионах примеси,  $E$  — напряженность внешнего электрического поля [14]. Следовательно, выражение (2) можно представить в виде:

$$\frac{\partial N}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left( D \frac{\partial N}{\partial x} \right) - \mu F N, \quad (7)$$

где  $\mu = D/kT$  — подвижность примесных ионов, а  $F$  — суммарная сила, действующая на ион.

Учитывая все рассмотренные факторы, имеющие место при работе приборов, и оценив значение коэффициента диффузии по уравнению (3) с помощью выражения (7), можно определить величину деформации концентрационного профиля и прогнозировать деградацию электрических характеристик прибора, связанных с профилем.

Стабильность работы приборов зависит от стабильности образующихся в процессе их изготовления твердых растворов [15]. Скорость распада твердых растворов определяется следующими факторами: степенью пересыщения; концентрацией центров распада (различного рода микро- и макродефектов, а также флуктуации плотности введенной в кристалл примеси); коэффициентом диффузии, который обуславливает скорость притока примесных атомов к центрам распада.

Рассмотрим влияние этого типа эффектов на примере старения приборов на основе кремния, содержащего остаточные примеси, в частности, углерод [15]. Обычно концентрация углерода в кремнии составляет  $10^{16} - 10^{17} \text{ см}^{-3}$ . Имея малый коэффициент сегрегации, углерод неоднородно распределен по образцу. Кроме того, он сильно модифицирует дефектные свойства кремния. При отжиге обогащенного углеродом кремния ( $2 \times 10^{16} \text{ см}^{-3}$ ), имплантированного фосфором, наблюдались аномалии в кинетике отжига: длиннопробежная диффузия примесей, стимулированная образованием дефектов, присущих только кремнию, содержащему углерод.

Углерод влияет на свирль-дефекты. Последние, как известно, могут быть двух типов [16]:

1. А-типа, состоящие из дислокационных петель междуузельных атомов размером 0,5–10,0 мкм;

2. В-типа. Природа этих более мелких дефектов мало изучена. Предполагается, что они представляют собой трехмерные алгомераты кремниевых междуузельных атомов и некоторых примесных атомов. С увеличением концентрации углерода их концентрация, скорость роста и стабильность возрастают. Наличие свирль-дефектов сказывается на параметрах приборов. Это влияние в большей степени зависит от типа прибора, исходного материала и процесса его получения.

Исследование деградации параметров силовых тиристоров, работающих в области токов до 2 кА и напряжений 5 кВ, показало, что она наблюдается при концентрации углерода в исходном кремнии  $5 \times 10^{16} \text{ см}^{-3}$  и наличии в нем свирль-дефектов. В бездефектном кремнии параметры приборов не меняются. В кремнии с низким содержанием углерода ( $5 \times 10^{16} \text{ см}^{-3}$ ) имеющиеся свирль-дефекты исчезают после проведения диффузии алюминия и галлия. В кремнии, содержащем углерод в концентрациях выше  $5 \times 10^{16} \text{ см}^{-3}$ , свирль-дефекты при этом не исчезают, а укрупняются. При последующих операциях окисления и диффузии фосфора они трансформируются в более сложные кристаллические дефекты и составляют ядро для индуцированных окислением дефектов упаковки. В таких приборах наблюдается аномальное поведение золота: оно концентрируется в области свирлей. Параметры тиристоров (как прямые, так и



обратные) изменяются на 40–50%. Силовые диоды, изготовленные на тех же образцах кремния, также подвержены деградации. В них индуцированные углеродом дефекты представляют преципитаты различных типов, а окисление, в отличие от тиристоров, не приводит к образованию дефектов упаковки [15].

Таким образом, дефекты образуются в приборах, для которых первый технологический этап производится в окислительной среде. С другой стороны, высокой концентрации углерода еще недостаточно для образования дефектов, приводящих к деградации параметров приборов. Дополнительными факторами являются наличие дефектного ядра критического размера, играющего решающую роль в образовании преципитатов, примеси кислорода и собственных точечных дефектов (вакансий, междоузельных атомов).

Природа дефектного ядра изучена не достаточно хорошо. Предполагается, что оно состоит из малого числа атомов углерода и кремниевых собственных междоузельных атомов  $I_{Si}$  [16]. Механизм образования

ядра не ясен. Кислород всегда присутствует в кремнии в форме междоузельных атомов в концентрации  $\sim 10^{17}$  см<sup>-3</sup> и участвует в образовании преципитатов. Собственные дефекты вводятся в кремний на различных стадиях формирования прибора: при окислении [17], диффузии фосфора [18] и др.

Интересно отметить, что в интегральных схемах, например, в динамических МОП ИС индуцированных углеродом дефектов не обнаружено. Это связано со спецификой получения ИС: в отличие от силовых приборов, при получении которых температура диффузионных отжигов выше 1473 К, а их длительность больше 20 ч, мелкие переходы в ИС формируются при  $T < 1473$  К в течение меньшего времени. При этом преципитаты углерода не образуются. Условия формирования активных слоев ИС также не способствуют образованию преципитатов кислорода. Эти факторы и определяют устойчивость МОП ИС к старению.

Исследования дефектов в кремнии, вызванных диффузией бора и окислением, показали, что высокие обратные токи биполярных транзисторов обусловлены дефектами и стимулированными ими процессами [19].

Таким образом, в процессе производства приборов закладываются "генетические" механизмы старения, срабатывающие при их эксплуатации. Изучение этих механизмов позволит скорректировать технологические условия получения приборов, обеспечивающих низкую эффективность действия микромеханизмов старения, и установить режимы эксплуатации приборов, минимизирующих их проявление.

### Отказы полупроводниковых приборов и интегральных схем, обусловленные воздействием статического электричества

Создание СВЧ и полевых транзисторов, увеличение степени интеграции элементов на полупроводниковом кристалле ИС, уменьшение его размеров и толщины изолирующих пленок способствуют снижению

электрической прочности полупроводниковых приборов и ИС. В связи с этим проблема воздействия статического электричества на приборы приобретает первостепенное значение [20].

Первые конструкции полупроводниковых приборов, такие как биполярные транзисторы, имели  $n-p$ -переходы достаточно большой площади и толстые электроды, что обеспечивало значительную их электрическую прочность. Современные приборы, особенно СВЧ и МОП, очень чувствительны к статическому электричеству. Известно, что МОП-приборы имеют высокое входное сопротивление, малые токи утечки при толщине окисной пленки 0,1 мкм, выдерживающей обычно напряженность электрического поля  $8 \times 10^6$  В/см. Поэтому электростатический потенциал, прикладываемый к входу прибора ( $\sim 100$  В), может разрушить изолирующий слой под затвором. Пробой оксидной пленки может происходить на области стока, истока и на подложку с образованием микроканалов. В результате либо постепенно ухудшаются характеристики прибора (снижается уровень пробивного напряжения, увеличивается ток затвора), либо наступает катастрофический отказ. Чувствительность различных дискретных приборов и ИС к электростатическим зарядам неодинакова [21]:

Полевой МОП транзистор	10–2000 В
Полевой транзистор с $n-p$ -переходом	140–1000 В
КМОП ИС	250–2000 В
ТТЛШ	300–2500 В
Биполярные транзисторы	380–7000 В
ЭСЛ ИС	500 В
Кремниевые тиристоры	680–1000 В

Уровень стойкости приборов одного и того же типа может заметно меняться в зависимости от конструкции и технологии производства, а также от длительности и формы импульса [21].

Обнаружен новый вид нестабильности порогового напряжения и крутизны МОП полевых транзисторов при приложении к окислу затвора электрического поля свыше 7 МВ/см [22]. Транзисторы формировали на (100) Si  $p$ -типа ( $\rho = 10$  Ом·см). Окисел толщиной 36 нм выращивали при температуре 1273 К в атмосфере кислорода с содержанием 3% HCl. Плотность подвижных зарядов в окисле не превышала  $1 \times 10^{10}$  см<sup>-2</sup>. Области истока и стока получены имплантацией сурьмы. Глубина перехода составляет 0,5 мкм, слоевое сопротивление – 30 Ом; длина канала – 3 мкм; ширина – 50 мкм. Статические характеристики приборов измеряли до и после электрического нагружения, включающего импульсную подачу напряжения  $\pm (20-36)$  В. Сдвиг порогового напряжения  $U_{\text{п}}$  нельзя объяснить дрейфом положительного заряда ввиду его малости. Прямая инжекция дырок с анода также маловероятна из-за высокого барьера у анода. Предполагается, что инжектируемые быстрые электроны индуцируют положительные и отрицательные заряды в окисле. Положительные заряды генерируются в процессе ударной ионизации и вызывают сдвиг  $U_{\text{п}}$  в

отрицательном направлении. Отрицательные заряды захватываются окисле вблизи катода и обуславливают положительный сдвиг  $U_p$ .

Экспериментальное исследование одной из серий КМОП БИС [23] дает основание считать, что основным механизмом их деградации является образование дефектов вследствие электростатических напряжений. Однако количественной теории отказов пока не существует.

Известно, что заряды статического электричества возникают в результате трения поверхностей различных материалов. Причиной этого явления является движение заряженных ионов в результате соприкосновения двух поверхностей, разности диэлектрических постоянных, тепловых, пьезоэлектрических эффектов и др. В настоящее время разработаны различные способы защиты полупроводниковых приборов от статического электричества. Они подразделяются на химические, физико-механические и технологические. Первый и второй способы основаны на предотвращении возникновения статического электричества и ускорении стекания зарядов, третий — на собственной защите приборов от опасных воздействий [24–25]. К первым двум способам относятся нанесение специальных защитных пленок, придание материалам антистатических свойств, создание электропроводящих путей, заземление, поддержание определенного уровня влажности, обдув ионизованным воздухом [26], к третьему — разработка специальных схем защиты [27].

## ФИЗИКА РАБОТЫ ПРИБОРОВ И ОСОБЕННОСТИ ИХ ДЕГРАДАЦИИ

### Дискретные приборы

Для обеспечения надежности интегральных схем необходимо исследовать механизмы отказов дискретных полупроводниковых приборов [28].

При изучении надежности дискретных приборов обычно используют два типа форсированных испытаний: со ступенчатой нагрузкой и постоянной. В первом случае приборы нагружают в течение 100 ч и измеряют их характеристики; затем нагрузку увеличивают и процедуру испытаний повторяют. В другом варианте испытаний приборы подвергаются постоянной нагрузке в течение длительного промежутка времени ( $\approx 1000$  ч). Результаты обрабатывают в предположении справедливости закона Аррениуса [29].

Ускоренное старение IMPATT-диодов проводили с использованием трех способов создания тепловой перегрузки: повышением температуры окружающей среды (хранение), увеличением рассеиваемой мощности генерации ВЧ мощности и без нее), повышением температуры окружающей среды с одновременным рассеиванием в диоде мощности, соответствующей его нормальным условиям работы. Для экспериментов использовали кремниевые диоды с рабочей частотой 10 ГГц с выходной мощностью 500 мВт, разработанные для радиорелейных систем, и прибор на арсениде галлия (табл. 4).

## Характеристики приборов, подвергнутых ускоренным испытаниям

Тип	Материал	Число меза-структур	Система металлизации	Тепловое сопротивление, град/Вт
A	Кремний	2	Ti — Au	18
B	Кремний	2	Cr — Pt — Au	22
C	Кремний	1	Cr — Au	17
D	Арсенид галлия	1	Ni — Au	25

Эксперименты показали, что первый метод испытаний не вызывает ускорения катастрофических отказов. Повышение температуры перехода путем увеличения мощности рассеивания на постоянном токе или в ВЧ режиме приводит к аномальным значениям температурного градиента и плотности тока, и, следовательно, возможности появления отказа при каждом изменении режима смещения. Поэтому для дальнейших исследований был выбран режим испытаний, в котором осуществлялось повышение температуры окружающей среды при рассеивании в диодах мощности, соответствующей нормальным условиям работы [30]. Исследовано распределение отказов для температур на переходе 529–585 К. Энергия активации, рассчитанная из наклона средней кривой (лежащей между кривыми Аррениуса для нижнего и верхнего пределов доверительного интервала с точностью 90%), равна 3–4 эВ. Усредненная долговечность при температуре на переходе 473 К — более  $10^6$  ч.

Приведенные выше результаты относятся к случаям катастрофических отказов, сопровождающихся коротким замыканием. Постепенные отказы ИМРАТТ-диодов часто связывают с локальным снижением пробивного напряжения, вызванным образованием генерационно-рекомбинационных центров вследствие диффузии золота из контактной металлизации в полупроводник. При исследовании отказавших диодов типа А (см. табл.4) обнаружено сильное взаимодействие металлизации на верхнем контакте, происходящее вследствие диффузии титана через золото. Проникновения золота в объем кремния обнаружить не удалось. Дальнейшее изучение механизма отказов выполняли, подвергая тепловой перегрузке тонкопленочные резисторы на основе  $\text{SiO}_2$ . Установлено, что электрическое сопротивление резистора увеличивается из-за взаимодействия между титаном и золотом, приводящего к образованию соединения с более высоким сопротивлением. Энергия активации этого процесса — 4 эВ. Для энергии активации изменений дифференциального прямого сопротивления этих диодов получено значение 2,7 эВ [30].

Изучение механизма формирования токов утечки прямосмещенных  $p^+ - n$ -переходов в кремнии выявило ухудшение характеристик для малых значений смещения, как и при наличии генерационно-рекомбинационных центров в обедненной области перехода. Для больших уровней

смещения эффекты генерационных токов становятся пренебрежимо малыми. Из температурной зависимости времени 50%-ного насыщения токов утечки определена энергия активации, равная 0,48 эВ. Масс-спектрометрия вторичных ионов показала наличие загрязняющей примеси меди в эпитаксиальном слое вблизи поверхности перехода. Это означает, что только медь имеет достаточную концентрацию для влияния на токи утечки. Полученные зависимости токов утечки от температуры и напряжения прямого смещения объясняются моделью диффузии примесей, усиленной электрическим полем. Определенная для этого механизма энергия активации хорошо согласуется с ранее известными значениями для диффузии меди в кремнии [31].

Для биполярных транзисторов доминируют два основных механизма деградации: электродиффузия и изменение коэффициента усиления по току ( $\beta$ ). Показано, что в некоторых структурах электродиффузия и  $\beta$ -деградация — связанные явления [32]. Исследования проводили на пассивированных окислом  $\text{SiO}_2$  и полиамидом  $n-p-n$ -дискретных кремниевых биполярных транзисторах, которые подвергали форсированным испытаниям при температуре 373–473 К и плотности тока  $(0,2 - 0,8) \times 10^6 \text{ А/см}^2$  в течение 3–10<sup>3</sup> ч (рис.3). Коэффициент  $\beta$  рассчитывали по формуле:

$$\beta = I_K / I_B = I_{\text{Э}} / I_B - 1.$$

Установлено, что для бескорпусного транзистора (результаты усреднены по шести идентичным приборам) коэффициент  $\beta$  существенно зависит от плотности тока: при больших  $j$  изменение  $\beta$  заметное. Однако, через ~100 ч исходное значение  $\beta$  восстанавливается. Увеличение температуры повышает степень деградации коэффициента усиления (см. рис.3 а). В транзисторах, защищенных пленкой  $\text{SiO}_2$ , величина  $\beta$  дегра-

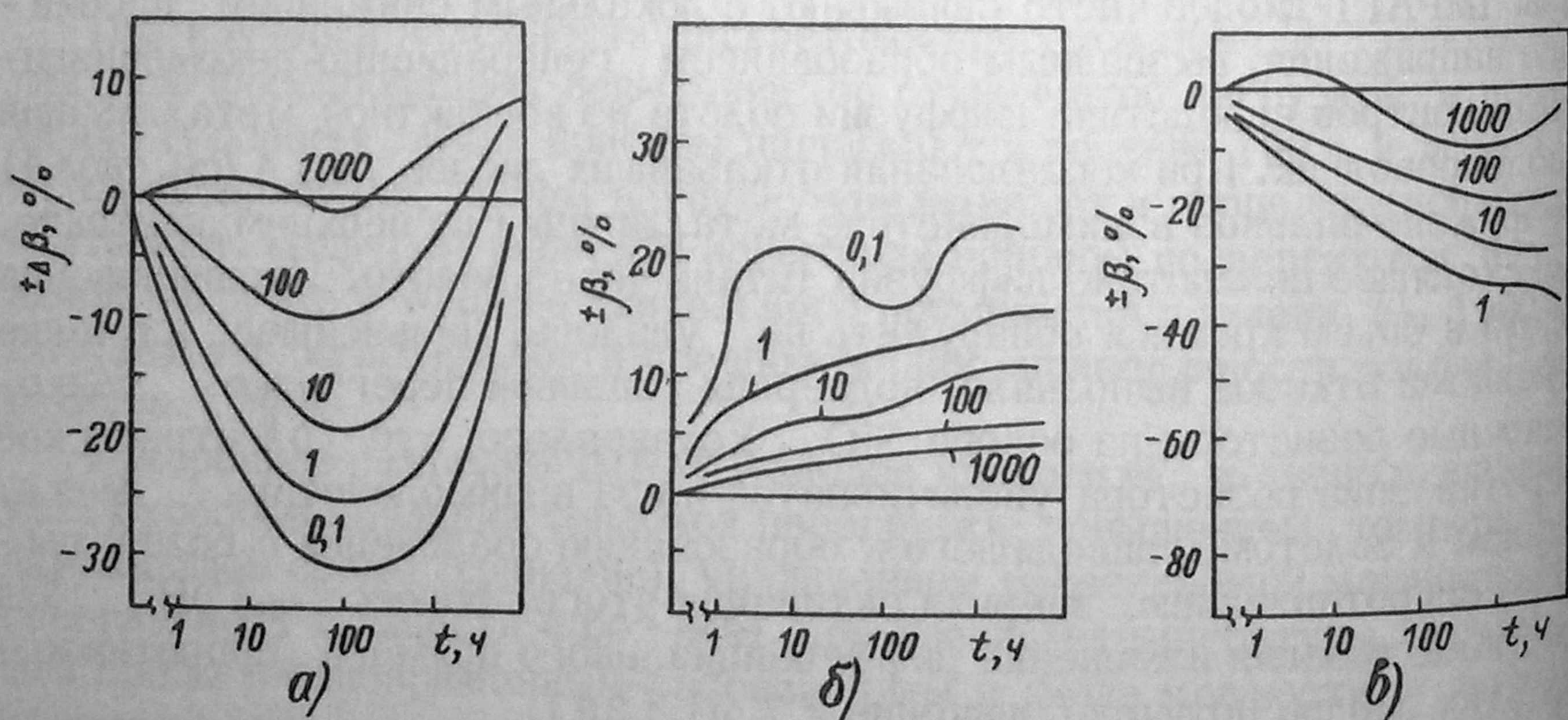


Рис. 3. Деградация коэффициента усиления бескорпусных (а), пассивированных слоем  $\text{SiO}_2$  (б) и в полиамидных корпусах (в) кремниевых биполярных транзисторов при температуре 348 К (а, б) и 323 К (в), токе эмиттера 40 мА (а), 30 (в) и 20 мА (б) при различной плотности тока

дирует только в положительном направлении, а значение  $\Delta\beta$  более чувствительно к температуре, чем к плотности тока (см. рис. 3 б). Для транзисторов в полиамидных корпусах коэффициент  $\beta$  не зависит от плотности тока, изменяется только в отрицательном направлении и не восстанавливается со временем (см. рис. 3 в). Полученные результаты можно объяснить явлениями электромиграции и возникновением механических напряжений в приконтактной области. Для незащищенного транзистора восстановление величины  $\beta$  при  $t \geq 100$  ч связано с переходом из напряженного состояния в пластическое, что приводит к появлению бугорков и экструдированию поверхности, обнаруживаемым в растровом микроскопе. Для транзисторов, защищенных  $\text{SiO}_2$ , доминирующим механизмом деградации является электромиграция по границам зерен.

В ряде случаев дискретные приборы при высоких электрических нагрузках могут иметь неоднородное распределение температуры. Поскольку большинство отказов активируется температурой, то очень важно знать фактическую температуру перехода. Предложены аналитические методы, позволяющие с приемлемой точностью рассчитывать распределение температуры [33].

Обработка биполярных транзисторов после формирования эмиттера существенно влияет на коэффициент усиления по току  $h_{FE}$ . Исследовались  $n-p-n$ - и  $p-n-p$ -структуры, изготовленные по стандартной интегральной технологии с диффузией бора и фосфора, отличающиеся материалом диэлектрического слоя ( $\text{SiO}_2$ ,  $\text{Si}_3\text{N}_4$ , ФСС под  $\text{SiO}_2$  и  $\text{Si}_3\text{N}_4$ ) и способом формирования диэлектрика (термическое окисление, химическое осаждение из газовой фазы, плазменное осаждение). После формирования окисла проводили геттерирование фосфора при  $T = 1173-1273$  К и отжиг в атмосфере сухого азота при  $T = 973-1248$  К, затем вскрывали контактные окна и осаждали слой алюминия с последующим сплавлением при 773 К в сухом азоте. Определен примесный профиль в  $n-p-n$ -структуре, из которого получены поверхностная концентрация примеси в эмиттере  $N_s = 2 \times 10^{20}$  см $^{-3}$ , глубина перехода — 2,5 мкм, пиковая концентрация примеси в базе —  $8 \times 10^{16}$  см $^{-3}$ , ширина базы — 1 мкм. Коэффициент усиления по току  $h_{FE}$  измеряли на трех стадиях обработки: после эмиттерной диффузии, перед сплавлением алюминия и после него. Установлено, что после эмиттерной диффузии в  $n-p-n$ -структурах нормализованное значение  $\Delta h_{FE} = h_{FE}(I_K) / h_{FE}(\text{макс})$  увеличивается от 0,1 — 0,3 до 1,0 при изменении коллекторного тока  $I_K$  от 100 нА до 1 мА. Последующие операции окисления, геттерирования, отжига и осаждения алюминия не влияли на величины  $\Delta h_{FE}$  и  $Q_E$ . После сплавления алюминия в  $n-p-n$ -структурах с диэлектриком в виде окислов, полученных химическим и плазменным осаждением, и ФФС +  $\text{Si}_3\text{N}_4$  величина  $\Delta h_{FE}$  возросла до значений  $\approx 0,85$  при  $I_K = 100$  нА и до 1,0 — при  $I_K = 1$  мА;  $Q_E$  увеличивался в два раза. Существенного изменения

параметров для структур с термическим окислом не наблюдали. Полученные результаты можно объяснить в предположении, что изменение  $h_{FE}$  определяется процессами рекомбинации Шокли-Рида-Холла в эмиттере и уменьшением ширины запрещенной зоны. При эмиттерной диффузии в области пространственного заряда и в объеме эмиттера образуются глубокие примесные центры, которые геттерируются при вплавлении алюминия. Различная степень увеличения  $h_{FE}$  для разных уровней тока обусловлена неоднородным распределением рекомбинационных центров в эмиттере. При высоких уровнях инжекции возможно совместное влияние Оже-рекомбинации и рекомбинации Шокли-Рида-Холла [34].

Большой класс хорошо изученных дискретных приборов составляют мощные СВЧ полевые и биполярные транзисторы. Наряду с внезапными отказами, связанными с неустойчивостью однородного токораспределения по структуре, выделены доминирующие механизмы постепенных отказов [31, 35].

*Отказы вследствие электромиграции.* При обычных режимах работы мощных транзисторов плотность тока в тонкопленочных проводниках металлизации составляет  $10^4 - 10^5$  А/см<sup>2</sup>. При этом становится существенным увеличение атомов электронами:

$$\bar{v} = (D/kT) z^* \rho \cdot \bar{j}, \quad (8)$$

где  $\rho$  — удельное сопротивление проводника;  $z^*$  — эффективный заряд атома в решетке;  $D$  — коэффициент диффузии;  $\bar{v}$  — скорость движения атомов. Подставляя это выражение в уравнение непрерывности для потока атомов и учитывая, что  $\text{div } \bar{j} = 0$ , получим:

$$\frac{dN}{dt} = -N \bar{j} \text{ grad } [(D/kT) z^* \rho], \quad (9)$$

где  $dN/dt$  — скорость изменения концентрации атомов в данном сечении,

$$D = D_0 \exp(-E_a/kT), \quad (10)$$

а  $E_a$  — энергия активации. Из уравнения (9) следует, что  $dN/dt = 0$ ,

если  $\text{grad} \left( \frac{D}{kT} z^* \rho \right) = 0$ , т.е. для однородного проводника любой геометрии в отсутствие градиентов температуры и при неизменном полном токе вдоль него не происходит образования пустот и накопления материала.

Если в некоторой области  $\text{grad} < 0$ , то происходит накопление вещества ( $dN/dt > 0$ ), и, наоборот — формирование пустот при  $\text{grad} > 0$ . Тогда время до обрыва проводника

$$t_H = cs (dN/dt)^{-1},$$

или

$$t_{\text{H}} = \frac{cs}{j} \left[ \text{grad} \left( \frac{D}{kT} t^* \rho \right) \right]^{-1}, \quad (11)$$

где  $s$  — сечение дорожки;  $c$  — коэффициент пропорциональности. Следовательно, время наработки на отказ дорожки определяется той областью, где  $\text{grad}$  имеет наибольшее значение. Такими участками в структуре мощного СВЧ транзистора являются:

области вблизи термокомпрессионного соединения контактной площадки и проволочного вывода, где соприкасаются проводники с различной структурой;

области контакта разнородных металлов;

ступенька окисла, на которой однородность структуры тонкопленочного проводника нарушается;

области неоднородного распределения температуры по структуре.

Таким образом, решая уравнение непрерывности с учетом конкретного механизма разрушения дорожки, можно определить время до возникновения отказа дорожки вследствие электромиграции.

Температурная зависимость времени наработки на отказ хорошо экстраполируется известной формулой Аррениуса, в которую введена степенная зависимость ( $n = 1-3$ ) от плотности тока:

$$t_{\text{H}}^{-1} = A j^n \exp(-E_a/kT). \quad (12)$$

Это соотношение получается из уравнения (11) с учетом экспоненциальной зависимости коэффициента диффузии от температуры. Оно часто используется для расчета времени проведения ускоренных испытаний транзисторов, когда преобладающим механизмом отказа является электромиграция [36].

Для уменьшения вклада электродиффузионных отказов в мелких  $n$ - $p$ -переходах используют металлизацию из сплава поликристаллического кремния с алюминием. Время наработки на отказ  $t_{\text{H}}$  описывается законом Аррениуса с  $E_a = 0,9$  эВ, а зависимость от плотности тока имеет вид  $j^{-10 \pm 1}$ . Кроме того, обнаружена зависимость  $t_{\text{H}}$  от квадрата глубины перехода  $x$  [37]. Более обнадеживающие результаты получаются для пленок, границы зерен которых перпендикулярны потоку, а размеры их сравнимы с линейными размерами металлизации [38]. Отжиг в кислороде при температуре 753К в течение 50 мин приводит к рекристаллизации и росту зерен до размера ширины дорожки, границы зерен становятся перпендикулярными поверхности проводника. Отсутствие протяженных границ раздела обеспечивает устойчивость к электропереносу. Добавление всего 0,5% меди в состав рекристаллизованной пленки алюминия увеличивает энергию активации электродиффузии до 1,2 эВ,



что соответствует диффузии по объему алюминия [39]. Увеличению срока службы металлизации способствует введение 2% Si, а также 4% Cu + 2% Si [40].

*Взаимная диффузия Al-Si.* Одним из возможных механизмов отказов мощных СВЧ транзисторов является взаимная диффузия в системе Al-Si. При протекании тока через границу раздела Al-Si взаимная диффузия заметно ускоряется. В результате растворения кремния в алюминии и последующей электромиграции кремния происходит обогащение им металлизации. Это является причиной роста бугорков, состоящих из алюминия с примесью кремния. Кроме того, большое количество примеси ведет к увеличению сопротивления базовой и эмиттерной металлизации, что и вызывает отказы приборов. Алюминий, в свою очередь, проникает в кристалл кремния, заполняя ямки травления. При повышенной температуре и высоких плотностях тока происходит углубление ямок травления, что может привести к короткому замыканию *эмиттер-коллектор* [32]. В многослойных системах металлизации на основе золота скорость электромиграции и склонность к окислению значительно меньше, чем у алюминия, а температура плавления выше [41].

Как уже отмечалось, отказы дискретных приборов могут быть вызваны коррозией металлизации.

Различают сухую и влажную коррозию металлов. Первая охватывает реакции между металлом и газами, вторая происходит при воздействии электролита или влажной атмосферы. Влажная коррозия бывает трех типов: гальваническая, концентрационная и электролитическая. Общим условием для всех трех типов коррозии является наличие двух электродов, раствора и перемещающей силы [42]. Алюминиевую металлизацию покрывает окисел, вызывающий гальваническую и концентрационную коррозию, когда на него воздействует электролит или примеси в электролите. Электролитическая коррозия возникает, если приложено напряжение. Электролитом может служить адсорбированная вода на поверхности окисла между двумя электродами. Ионы металла переносятся по загрязненной пленке, образующейся на поверхности диэлектрика. Одним из механизмов электрокоррозийных отказов является волокнистое или дендритное отложение материала. Основной перемещающей силой в этом случае является электродиффузия. Имеющаяся разность потенциалов между соседними проводниками вызывает движение стабильных ионов в пленке воды. Наличие в ней загрязнений приводит к образованию устойчивых соединений, которые тоже могут переноситься электрическим полем. Металл из этих соединений может отложиться и проникнуть через пленку окисла. При наличии активных участков на поверхности электрода электростатическим или химическим путем образуются острия и нити. Дендриты металла вырастают там, где химические реакции управляются диффузией. Они представляют собой скелетные монокристаллы, разрастающиеся на неоднородностях. С точки зрения влияния на надежность наиболее опасен направленный рост монокристалла. Сопротивление дендритной нити между электродами составляет сотни Ом.

Токи короткого замыкания достигают долей миллиампера. Если же дендриты не образуются, то происходит обычная поверхностная коррозия.

В МОП-приборах при температуре 398К обнаружен рост "усов" на участках, прилегающих к термокомпрессионным соединениям золотой проволоки с Al-Si-металлизацией. Образование "усов", в основном, стимулируется механическими напряжениями, возникающими при давлении инструмента в точке контакта проволоки с металлизацией. При испытании приборов с металлизацией без добавок кремния подобных отказов не наблюдается. Эффектом, компенсирующим сжимающие напряжения, возникшие в пленке при высокой температуре, может быть взаимная диффузия золота и алюминия, которая и приводит к формированию "усов". Для предотвращения отказов предлагается использовать Al-Cu- или Al-Cu-Si-металлизацию и ультразвуковую сварку, дающую меньшие давления, чем при термокомпрессионной [43].

В последние годы особое внимание уделяется вопросам обеспечения надежности транзисторов на GaAs с барьером Шотки [44]. Показано, что для повышения надежности омических контактов и барьера Шотки, особенно при высоких температурах, необходимо использовать системы W-Si, TiW-Si и Ni-Si. Пленки слоев W, TiW или Ni толщиной 50 нм, а затем - кремния толщиной 30 нм осаждают распылением. На следующем этапе проводят отжиг при температуре стекловарения и быстрое охлаждение. Ускоренные испытания таких структур, экстраполированные к рабочей температуре 373К, дали время наработки на отказ  $10^7$  ч при энергии активации 1,0-1,5 эВ. Для транзисторов на GaAs при  $T = 373$ К и энергии активации 0,7-2,3 эВ среднее время наработки составляет  $10^4 - 10^6$  ч [45].

Полевые GaAs-транзисторы с двумя типами затворов - Al и Al-TiPt-показали различные механизмы отказов [46]. В первом случае доминирующим механизмом отказов является электродиффузия ( $E_a = 1,1$  эВ), во втором - окисление и образование слоев окислов. Энергия активации окисления титана  $E_a = 2,0 - 2,3$  эВ. На основе результатов ускоренных испытаний проведен анализ интенсивности отказов улучшенных структур мощных полевых GaAs-транзисторов при максимально возможной температуре канала и нормальном режиме эксплуатации. Структуры изготавливались на полуизолирующих подложках GaAs, имеющих  $n^+$ -приконтактные области, алюминиевый затвор шириной 6 мкм и длиной 2 мкм, омический контакт в системе AuGeAu-TiPtAu, пассивированный  $Si_3N_4$ . Выходная мощность транзисторов - 5 Вт на частоте 4 ГГц. Исследовали 256 транзисторов с ВЧ нагревом и без нагрева при температуре канала 523,483 и 448 К. Для всех структур при наработке на отказ до  $1 \times 10^6$  ч не наблюдали катастрофических отказов. При максимальной температуре канала интенсивность отказов за счет выгорания не превышала  $1 \times 10^{-7}$  ч<sup>-1</sup>. Деградация электрических параметров - очень медленная даже при температуре канала 523 К. Свойства затворов и омических контактов не изменялись. Сделан вывод, что медленная деградация характеристик структур обусловлена ухудшением свойств материала канала [47].

В диодах Шотки обнаружен новый механизм отказов, связанный с металлизацией Al—Cu—Si [48]. Дegradaция определяется накоплением так называемых  $\text{CuAl}_2/\text{Si}$ -дефектов, представляющих собой преципитаты  $\text{CuAl}_2$  в области скопления кремния. Дефекты проявляются в накоплении макродефектов типа бугорков твердой фазы. Именно они ответственны за большие обратные токи ( $\approx 1$  мА) при смещениях  $\leq 1$  В.

Полевые транзисторы на InP с металлизацией  $\text{Al}_2\text{O}_3$  деградируют в результате появления дискретного уровня в запрещенной зоне, расположенного на 0,42 эВ ниже уровня Ферми [49].

Ускоренную деградацию полевых транзисторов на GaAs с барьером Шотки наблюдали при обратном смещении при малых токах в области канала. При этом инородный материал накапливается за  $\sim 100$  ч. Этот эффект объясняется окислением GaAs с участием фотореакций, т.е. окисление связано с эмиссией света в активном слое прибора. Дegradaция резко замедляется при наличии в структуре защитного слоя  $\text{SiO}_2$  [50].

В последние годы интенсивно исследуются механизмы деградации МОП-структур [51–54]. Наличие границы раздела Si— $\text{SiO}_2$  часто является источником нестабильности характеристик МОП-транзисторов. Главной ее причиной в настоящее время считается дрейф ионов натрия и водорода через пленку окисла при наличии напряжения на затворе [55]. Непрерывное стремление к уменьшению размеров МОП-транзисторов приводит к возрастанию электрических полей. Это, в свою очередь, активизирует процессы деградации, обусловленные высокоэнергетическими ("горячими") электронами в проводящем канале. Исследование деградации *n*-канальных МОП-транзисторов при низких температурах (77 К) показало, что все основные параметры транзисторов подвержены деградации. В отличие от традиционных механизмов деградации за счет захвата электронов границей раздела Si— $\text{SiO}_2$ , предлагается дополнительный механизм, связанный с образованием точечных дефектов в объеме полупроводника. В качестве возможных механизмов дефектообразования рассматриваются генерационно-рекомбинационные механизмы, стимулированные высокой плотностью тока и большими площадями [56].

## Интегральные микросхемы

Рост сложности и степени интеграции современных ИС приводит к необходимости проведения комплексных испытаний их надежности с большими временными и материальными затратами. Решение проблемы может быть осуществлено на основе ускоренных испытаний [57].

В большинстве работ по надежности ИС акцентируется внимание на их чувствительности к влажности, уязвимости к электростатическому смещению, отказах систем герметизации [4], электродиффузии [10]. Обращается также внимание на эффекты термического рассогласования усталости [3], пробой диэлектрика [3, 58].

Хотя отказы за счет нестабильности поверхностных зарядов все еще актуальны [3], основным механизмом деградации приборов в пластмассовых корпусах является гальваническая коррозия алюминиевой метал-

лизации. Процесс проникновения влаги имеет две составляющие: медленную и быструю. Быстрый перенос влаги связывают с влиянием водорода в органической эпоксидной матрице, а медленный — с проникновением через кремниевый наполнитель компаундов [59]. Процесс этот можно описать уравнением:

$$C = C_1[1 - \exp(-K_1 t)] + C_2[1 - \exp(-K_2 t)], \quad (13)$$

где  $C_1$  и  $C_2$  — характеризуют влажность при бесконечно длительном интервале времени для обеих составляющих процесса переноса;  $K_1$  и  $K_2$  характеризуют скорости протекания процессов. Процесс проникновения воды через корпус микросхемы не зависит от типа последней, а определяется величиной смещения и температурой. Для стандартной новолачной смолы срок службы изменяется от 109 лет при 293 К до 53 ч при 393 К, для силиконовой — от 188 лет при 303 К до 170 ч при 393 К. Качество корпуса непосредственно характеризуется энергией активации процесса. Выражение ожидаемого срока службы в зависимости от условий работы полимерного материала имеет вид:

$$t_H = \frac{1}{R_H} \cdot \frac{100 \ln^2}{4,388 \cdot 10^{10}} \exp - \frac{E_a}{kT}, \quad (14)$$

где  $R_H$  — относительная влажность;  $T$  — температура;  $E_a$  — энергия активации, равная 23,52 ккал·моль<sup>-1</sup> для силиконовой смолы и 22,43 ккал·моль<sup>-1</sup> — для новолачной. На примере новолачно-эпоксидной смолы исследованы молекулярные процессы, определяющие механизмы коррозионных повреждений. Несмотря на теплостойкую добавку в виде тетрабромбисфенола-А, при ускоренных испытаниях на старение в режиме обратного смещения при температуре 473 К герметизированные устройства имеют высокую интенсивность отказов. Показано, что теплостойкая добавка при данной температуре не оказывает существенного влияния на старение ИС при испытаниях в режиме обратного смещения. Возникающие отказы обусловлены наличием ионов  $Cl^-$  и воды, которая образуется при конденсации [60].

Для отработки методов защиты от проникновения влаги проводятся испытания во влажной атмосфере при повышенной температуре. По результатам термополевых испытаний с учетом ускоряющих факторов, полученных из анализа имеющихся данных по коррозии алюминия с использованием модели Эйринга, предсказан стабилизирующий эффект пассивирующих покрытий ИС и рассчитаны кривые, позволяющие оценить скорость отказов типичных МОП-приборов с алюминиевой разводкой при любых сочетаниях температуры и влажности [61]. Испытания показали высокую надежность динамических МОП ЗУ с алюминиевой металлизацией в пластмассовом корпусе в условиях высоких влажности и температуры. Например, МОП ЗУ емкостью 4К бит в наихудших условиях характеризуется скоростью отказов 0,01% за 10<sup>3</sup> ч [62].

Интегральные микросхемы на кремнии исследовали в условиях стандартного теста ( $T = 358 \text{ K}$ ,  $R_H = 85\%$ ), но в присутствии хлора, являющегося агрессивной коррозионной средой [63]. Старение проводили на схемах в течение 2664 ч в корпусах из различных материалов и не герметизированных с подачей смещения +10, -10 и 0 В. Для приборов в корпусах параметры изменялись медленно. Отказы наблюдали только для бескорпусных схем. В худшем случае срок службы корпусированных схем составил, по оценке, свыше 30 млн. ч. Таким образом, кремнийорганическую смолу марки СЗ-6650 фирмы Dow Corning, отверждающуюся при комнатной температуре, можно считать подходящим материалом корпуса, который обеспечивает защиту схемы от коррозии в среде увлажненного хлора при высокой температуре.

С наличием влаги на поверхности приборов связан и обнаруженный новый вид нестабильности КМОП ИС — вторичный слабый захват. Он проявляется в сдвиге порогового напряжения при отрицательном смещении и зависит от температуры, условий подачи смещения и длины проводящего канала. Энергия активации деградации составляет 1,0–1,2 эВ. Исследованные структуры имели три пары *p*- и *n*-канальных транзисторов: активные с затвором из поликремния и паразитные с алюминиевыми и поликремниевыми затворами. Длина затвора в обоих случаях составляла 3 мкм, эффективная длина канала — 2 мкм. Приборы пассивировали ФСС и герметизировали в керамический корпус. Механизм вторичного слабого захвата, вероятно, связан с наличием паров воды в пассивирующей окисле. Вода активирует реакции взаимодействия атомов кремния с гидроксильными группами, что приводит к перераспределению зарядов и, в конечном счете, к сдвигу порогового напряжения [64].

Один из характерных отказов динамических МОП ЗУ заключается в деградации времени хранения информации. Ранее экспериментально было доказано, что такая деградация обусловлена избыточными неосновными носителями в объеме полупроводника на краях полевых МОП транзисторов (ПТ) в режиме насыщения и сводится к лавинной ионизации на краях обедненной области и инжекции неосновных носителей в объем подложки. Однако, недавно [65] экспериментально установлено, что ток избыточных носителей является результатом инжекции электронов *n*<sup>+</sup> — *p*-переходом, индуцированной током дырок в подложке, который возникает под действием лавинной ионизации в соседнем МОП ПТ с коротким каналом или в смежном *n*<sup>+</sup> — *p*-переходе.

Электромиграция остается одним из доминирующих механизмов деградации вследствие возрастания плотности тока. Энергия активации электродиффузионных отказов зависит от размера зерен и варьируется от 0,4 эВ для мелкозернистой до 0,8 эВ для крупнозернистой алюминиевой металлизации. Медианная долговечность обратно пропорциональна корню квадратному из плотности тока примерно до величины  $2 \times 10^{10} \text{ A/cm}^2$  [1,6].

Обработка большого статистического материала по надежности СБИС

позволила сделать вывод, что при плотности тока свыше  $2 \times 10^5$  А/см<sup>2</sup> электродиффузия является основным механизмом отказов. Время наработки на отказ описывается стандартным законом Аррениуса ( $n = 1,5-2,0$ ) [66]. Обнаруженный большой разброс энергий активации электродиффузии в алюминии (0,5–1,0 эВ), не согласующийся с достаточно однородными границами зерен, свидетельствует о том, что имеются и другие параметры, сильно влияющие на энергию активации [67]. Показано, что ими являются температура и плотность тока, т.е.  $E_a = f(T, j)$ . Так, температурная зависимость энергии активации имеет вид:

$$E_a(T) = E_a(1 - 1,81 \cdot 10^{-3} T).$$

Адекватная теория электродиффузионных отказов должна воспроизводить экспериментально наблюдаемые соотношения между сроком службы и такими параметрами, как состав материала, плотность тока, температура испытаний, геометрические размеры и теплопроводность проводника. Такая сложная задача никогда не рассматривалась в целом. Обычно используют соотношение между медианным временем отказа  $t_{50}$ , плотностью тока и температурой проводника:

$$t_{50} = A j^{-n} \exp(E_a/kT), \quad (15)$$

или несколько иного вида

$$t_{50} = ATj^{-n} \exp(E_a/kT). \quad (16)$$

В уравнении (16) множитель  $T$  учитывает зависимость параметров электродиффузии от температуры проводника. Коэффициент пропорциональности  $A$  является характеристикой проводника: он зависит от статистического распределения неоднородностей, которыми обусловлена отличная от нуля дивергенция потока, от структуры пленки и геометрии образца. Если  $A = \text{const}$ , то решение задачи по определению соотношения между  $t_{50}$ ,  $n$  и  $E_a$  сводится к анализу тепловых факторов, который проводится в соответствии с теорией первой группы. Теории второй группы основаны на статистическом анализе таких факторов, как размеры зерна, длина и ширина проводников и связывают эти факторы с распределением времени наработки на отказ [68].

Для повышения надежности металлизации относительно электродиффузии принимаются следующие меры [3]: увеличение размеров зерна в тонкопленочных проводниках; нанесение диэлектрических покрытий; замена чистого металла сплавами.

Во многих ИС механизмы отказов контролируются эффектами термического рассогласования. Для БИС в пластмассовых корпусах обнаружены нарушения пассивирующей пленки в результате воздействия термоиндуцированного напряжения на поверхности, растрескивание пассивирующих пленок. Наличие фосфора в стекле пассивирующей пленки в концент-

рации 2,5% приводит к образованию трещин, в то время как при его со-  
держании ~ 1,8% обеспечивается удовлетворительная надежность схем.  
Избыток фосфора (свыше 5%) приводит к образованию его окислов, а в  
присутствии влаги — к коррозии. Зависящий от времени пробой диэлект-  
рика представляет собой основную моду деградации МОП-приборов с про-  
странственно локализованными скрытыми дефектами в слое диэлектри-  
ка. Зависимость времени отказов от температуры дает значение энергии  
активации 0,35 эВ, хотя имеются указания на более широкий разброс ее  
значений (0,60–2,12 эВ) для различных структур. В МОП ЗУ и магнитных  
накопителях сбои появляются в результате облучения  $\alpha$ -частицами, обра-  
зующимися при использовании изолирующих материалов, содержащих ра-  
диоактивные примеси. Ошибки имеют место, если число возникаемых при  
этом электронно-дырочных пар сравнимо с зарядом, определяющим бит  
памяти [3].

Проведены испытания на надежность больших выборок КМОП ИС, из-  
готовленных на различных предприятиях. При оценке надежности приня-  
ты следующие допущения: выполняется закон Аррениуса, частота отка-  
зов постоянна во времени, применима "кривая обучения", отражающая ха-  
рактер зависимости отказов от технологии. Первая серия испытаний на  
надежность, проведенная в 1976 г., состояла из более  $10^4$  КМОП ИС ма-  
лой и средней степени интеграции. Проводилась она в течение более  $10^3$  ч  
в динамическом режиме при тактовой частоте 200 кГц, напряжении пи-  
тания 10 В, температуре 291–299 К и влажности 45–65%. В среднем ча-  
стота отказов составляла  $10^{-6}$  ч<sup>-1</sup>, что почти в 10 раз меньше прогнози-  
руемой по результатам ускоренных испытаний. Для схем в пластмассо-  
вых корпусах она была в 1,3–1,6 раза выше, чем в керамических из-за  
большого числа отказов, вызванных коррозией. Однако у отказавших  
ИС в керамических корпусах основной механизм отказов также связан  
с коррозией (около 80%). Во второй серии длительных (более  $10^4$  ч) испы-  
таний, проведенных в 1977 г., учитывались результаты предыдущих.

Хотя отмечено уменьшение частоты отказов, доминирующим механиз-  
мом отказов осталась коррозия. Третья серия испытаний (1979 г., более  
 $10^4$  ч) подтвердила тенденцию уменьшения частоты отказов. В исследо-  
ванных ИС основные механизмы отказов были вызваны коррозией (63%),  
загрязнениями (16%), короткими замыканиями затворов (7%) и перегруз-  
ками (3%). В остальных отказавших ИС (5%) механизмы отказов не иден-  
тифицированы [3].

Повышенная коррозия КМОП ИС, как уже отмечалось выше, в отли-  
чие от других, например, ТТЛ ИС, связана с малой потребляемой мощ-  
ностью этих схем, что увеличивает конденсацию влаги на поверхности  
кристалла. Обычно корродируют металлические шины, находящиеся под  
отрицательным потенциалом. Кроме того, общими механизмами отказов  
для МОП ИС являются загрязнения (или нестабильности, связанные с на-  
личием ионов щелочных металлов); пробой окисла под затвором; неста-

бильности, обусловленные медленным захватом примесей; пробой диэлектрической изоляции в многослойной разводке между металлом и поликремнием; дефекты металлизации; дефекты фотолитографии; дрейф поверхности ионов; влияние отрицательного заряда; обрыв проволочных соединений или повреждения корпуса [1].

Современные КМОП ИС более надежны, чем *n*- и *p*-МОП ИС, однако в условиях повышенной влажности они уступают маломощным ТТЛШ ИС (табл. 5, 6).

В жестких температурных условиях (298–613 К) коммерческие ТТЛШ ИС с диэлектрической изоляцией нормально функционируют вплоть до температур перехода 523 К, стандартные ТТЛ ИС, легированные золотом, устойчивы до температур 523 К, И<sup>2</sup>Л – до 523–548 К, КМОП ИС – до 553–583 К [12].

Т а б л и ц а 5 [ 3 ]

Надежность МОП ИС

Тип прибора	Скорость отказов, %/10 <sup>3</sup> ч 125°С	Энергия активации, эВ
Экранированное ЗУ емкостью 1К бит	—	0,7
Статическое ЗУ* емкостью 4К бит	4,9	—
Экранированный микропроцессор модели 8080	—	0,5
Статические ЗУ емкостью 1К и 4К бит	—	0,3–1,0
Статическое ЗУ модели 6800	0,25	—
Статическое ЗУ модели 2102 емкостью 1К бит	1,0	—
ЗУ емкостью 4К бит с металлическим затвором		
в пластмассовом корпусе	1,6	—
в керамическом корпусе	0,74	—
ЗУ модели МК4027Р емкостью 4К бит в керамическом корпусе	1,2	—
Микропроцессор серии F-8	7,1	—
Микропроцессор серии Z-80	1,4	—
Экранированный микропроцессор модели TMS 1000	—	0,4

\*Температура испытаний – 428 К, для остальных приборов – 398К.



## Надежность КМОП ИС

Тип прибора	Температура испытаний, К	Скорость отказов, %/10 <sup>3</sup> ч	Энергия активации, эВ
СР, в пластмассовом корпусе	398	—	1,0
в керамическом корпусе	473	0,300	1,0
экранированный	—	1,400	1,0
неэкранированный	—	0,900	1,0
Герметичные CD4000, 38510, класс А	398	0,140	—
ЗУ емкостью 1К бит, герметизированные, экранированные	398	0,270	1,1
Серия CD4000, экранированные, радиационностойкие	398	0,071	1,1
Серия MIL-M-38510, герметичные, класс А	398	0,030—0,440	0,3
Серия CDP1800, герметичные	—	—	1,1
Серия 4000D герметичные	398	0,076	—
Серия 4000С в керамическом корпусе	398	0,088—0,495	—
Серия 4000Е в пластмассовом корпусе	398	0,168—1,400	—
ЗУ емкостью 1К, 4К бит в пластмассовом корпусе, экранированные	—	—	0,8

Данные по надежности маломощных ТТЛШ разных изготовителей, но с одинаковой металлизацией PtSi—Ti/W—Al [73] свидетельствуют о том, что отказы наблюдались на ИС лишь одного типа и связаны с взаимодействием алюминия с кремнием при температуре свыше 573 К через слой Ti/W в случае неоднородности слоя платины на кремнии. Металлизация деградирует в результате диффузии алюминия через барьер Ti/W [74].

Алюминий растворяется в слое PtSi с образованием  $Al_2Pt$ , что приводит к вспучиванию объема и изменению барьера Ti/W [69]. Кроме того, на поверхности Al-Ti/W образуется соединение  $Al_2W$ . Кремний растворяется в металлизации с образованием  $WSi_2$  и  $Ti_x W_{1-x} Si_2$ . Наличие кислорода на поверхности Al-Ti/W замедляет деградацию даже при температуре 823 К. Деградация металлизации проявляется в изменении электрических характеристик ИС. Высота барьера Шотки уменьшается с 0,86 (PtSi на *n*-Si) до 0,6 эВ при образовании  $Al_2Pt$ . Отжиг частично восстанавливает величину барьера (0,7 эВ) [70].

Несмотря на высокую стоимость, золото остается предпочтительным материалом контактов, так как оно предотвращает коррозию алюминия, замедляет реакции Al-Si и Al-SiO<sub>2</sub>, повышает устойчивость систем к электродиффузии [1]. Для снижения расхода золота стараются уменьшить его толщину или заменяют сплавами с палладием или другими благородными металлами. Тонкие пленки золота наносят на тугоплавкий подслои никеля, который предотвращает диффузию меди в золото.

Различные загрязнения на поверхности сильно влияют на образование интерметаллических соединений Al-Au. Новые низкотемпературные ультразвуковые методы монтажа, такие как соединение шариком и клином, приклеивание кристалла к подложке эпоксидной смолой снижают вероятность нерегулируемого образования интерметаллидов, например, типа "пурпурной чумы". В настоящее время этому вопросу снова уделяется большое внимание, так как образование интерметаллидов отмечено и при температуре 398 К, при которой производится тренировка изделий повышенной надежности [71].

В последние годы исследуются интегральные схемы на других материалах, которые лучше кремния по ряду параметров [75], в частности, на соединениях группы АIII В V [76]. Предполагается, что СБИС на данных материалах будут значительно превосходить существующие схемы как по степени интеграции, так и по надежности [77-79].

### Светоизлучающие приборы

Деградация рабочих параметров светоизлучающих приборов (СИП) в процессе эксплуатации сдерживает их применение в тех областях, где необходима высокая стабильность интенсивности излучения (в качестве опорных источников излучения, элементов аналоговых преобразователей и др.).

Существуют различные точки зрения на механизмы деградации СИП [8]. Однако в большинстве случаев можно утверждать, что срок службы СИП определяют следующие процессы [72]:

- нерадиационное изменение спектра глубоких уровней в *n-p*-переходах;
- квазихимические реакции точечных дефектов;
- диффузионно-дрейфовое перераспределение подвижных примесей и дефектов в *n-p*-переходах;

образование дислокаций и макродефектов.

Эксперименты показали, что в процессе деградации СИП в области объемного заряда меняется концентрация глубоких уровней. Так, методом емкостной спектроскопии глубоких уровней в СИД на основе GaAsP обнаружены [80] две ловушки ( $E = E_c - 0,20$  эВ и  $E = E_c - 0,40$  эВ), ответственные за их деградацию. При деградации СИП не возникает новых полос люминесценции, т.е. квантовая эффективность их уменьшается за счет безызлучательной рекомбинации. В образовании глубоких уровней могут участвовать легирующие примеси, например, цинк, кислород, кремний, остаточные примеси (кремний, медь, железо, кислород) и собственные дефекты. Большинство глубоких уровней, возникающих при деградации СИП, не идентифицированы. Поэтому вопрос о природе дефектов, ответственных за деградацию полупроводников группы  $A^{III}B^V$ , является одним из наиболее актуальных [8].

Прямые доказательства протекания квазихимических реакций дефектов в полупроводниках группы  $A^{III}B^V$  получены методом емкостной спектроскопии глубоких уровней [81, 82]. Еще ранние работы показали, что электронная бомбардировка в  $n$ -GaAs вводит пять электронных ловушек и одну дырочную. При отжиге особый интерес вызывает поведение одной из них:  $E_3 = E_c - 0,31$  эВ. Энергия активации отжига в несмещенном  $p$ - $n$ -переходе  $e_3 = 1,4$  эВ, а при пропускании прямого тока  $e_3^T = 0,34$  эВ. Разность  $e_3 - e_3^T = 1,06$  эВ соответствует энергии  $E_p = 1,09$  эВ, выделяющейся при захвате дырки на уровень  $E_3$ . Это подтверждает, что причиной ускорения отжига является фононный удар, т.е. быстрая передача энергии захватываемой дырки колебательной подсистеме ловушки. Примеры проявления рекомбинационно-стимулированных процессов для других уровней дефектов приведены выше (см. табл. 2).

В ряде экспериментов [81] показано, что ни генерация и рекомбинация неосновных носителей заряда, ни оптический поток, ни разогрев активной области кристалла в определенных условиях не являются основной причиной деградации СИП. Ей может быть изменение электрического поля в  $p$ - $n$ -переходе. Напряженность поля при прямом смещении недостаточна для непосредственного разрушения примесных комплексов, устойчивых при комнатной температуре, но может вызвать существенное диффузионное перераспределение подвижных носителей и дефектов в  $p$ - $n$ -переходах. Найдена корреляция между характеристиками лавинного фотодиода (ЛФД) и диффузионными профилями распределения примесей, используемых при его получении. Исследования проводили на InP-ЛФД,  $p$ - $n$ -переход формировали диффузией цинка или кадмия. Обнаружена аномально большая диффузионная длина для цинка, с которой связан мягкий пробой в ЛФД [83].

Деградация солнечных элементов (СЭ) вызвана их нестабильностью относительно диффузии примесей. Так, деградация параметров СЭ с контактной системой на Ni-Cu-металлизации обусловлена диффузией

никеля в кремний [84]. Обнаружено [85] старение кремневых СЭ, содержащих примеси металлов из-за недостаточной очистки (железо, медь, титан, молибден), взаимодействия кремния с контактами и электродами (хром, медь, серебро, никель), с оборудованием, работой при высоких температурах (молибден, ниобий). Ряд металлов влияет на КПД СЭ вследствие образования глубоких уровней, приводящих к уменьшению времени жизни носителей (титан, молибден). Медь влияет на рекомбинационный ток, а никель, хром, серебро и железо обуславливают и снижение времени жизни, ухудшение свойств перехода. Деграцию СЭ на арсениде галлия изучали на структурах типа Au-промежуточный слой окисла — GaAs. Подложкой служил легированный теллуром эпитаксиальный GaAs (100) с концентрацией носителей  $5 \times 10^{15} \text{ см}^{-3}$ , промежуточным слоем — окислы  $\text{GeO}_2$ ,  $\text{Sb}_2\text{O}_3$ ,  $\text{Bi}_2\text{O}_3$ ,  $\text{SnO}_2$  и смесь собственных окислов  $\text{As}_2\text{O}_3 + \text{Ga}_2\text{O}_3$ . На поверхности СЭ обнаружены атомы металлов из промежуточного слоя (Ge, Sb, Bi, Sn). Таким образом, в процессе деграции GaAs-МДП СЭ определяющую роль играет диффузия атомов металла из промежуточного слоя к поверхности, вызывающая снижение напряжения холостого хода и коэффициент заполнения [86].

Существенная роль в процессе деграции СИП, и особенно гетеролазеров, принадлежит так называемым дефектам темных пятен (ДТП), в частности дефектам темных линий и темных точек. Они наблюдаются как пятна различной формы с пониженной яркостью фото-, катодо- или электролюминесценции. Природа ДТП в однородных кристаллах и гетероструктурах на соединениях  $\text{A}^{\text{III}}\text{B}^{\text{V}}$  хорошо изучена с использованием просвечивающей электронной микроскопии. Обычно ДТП представляют собой трехмерные скопления дислокаций, содержащие диполи длиной до 1–5 мкм, дислокационные петли размером 20–300 мкм и геликоидальные дислокации [9]. Детальный анализ показал, что в ДТП дислокационные диполи и петли имеют не вакансионный характер, а характер внедрения. Следовательно, вероятным механизмом их размножения является движение не вакансий, а междоузельных атомов. ДТП образуются не только при быстрой деграции гетеролазеров на основе GaAs и GaAlAs, но и при постепенной деграции гомофазных структур, в частности GaP-СИД [87]. ДТП развиваются из дислокаций, принизывающих гетероструктуру, царапин, трещин, дефектов упаковки, преципитатов, дефектов поверхности кристалла [88].

Исследование старения двух типов электролюминесцентных диодов на GaAlAs — планарных диффузионных, полученных диффузией цинка, и эпитаксиальных с гетеропереходом — показало существенно разную кинетику деграции [87]. Диффузионные диоды деградируют достаточно быстро. Для непрерывной работы при токе  $550 \text{ А/см}^2$  (100 мА) их ресурс не превышает  $10^4$  ч. Эпитаксиальные диоды работают свыше  $10^5$  ч. Обнаружено, что быстрая деграция диффузионных диодов связана с ростом ДТП, представляющих собой дислокационные диполи междоузельного типа, образующиеся из имеющихся дислокаций и царапин. Эпитак-

сиальные же диоды практически не содержат дислокаций. С помощью традиционной микроскопии и емкостной спектроскопии глубоких уровней [88] показано, что деградация квантового выхода GaP: N связана с образованием глубокого центра с энергией активации 0,49 эВ, представляющего собой вакансионный кластер.

### Ускоренные испытания и прогнозирование ресурса приборов

В связи с повышением функциональной сложности современных электронных систем требования к надежности полупроводниковых приборов и интегральных схем постепенно ужесточаются. Нереально большие объемы испытаний и длительность их проведения при малых уровнях нагрузки, характерных для нормальных условий эксплуатации, значительно усложняют проведение ресурсных испытаний [58]. Это приводит, зачастую, к необоснованному отказу от использования новейших достижений электронной техники в разрабатываемой аппаратуре. Отсутствие оперативной информации о надежности полупроводниковых приборов и ИС является также препятствием на пути дальнейшего прогресса в технологии изготовления этих изделий и методов контроля [89].

В связи с этим возникла необходимость разработки методов ускоренных испытаний (УИ). Суть этих испытаний состоит в том, что они проводятся в форсированных режимах, в которых ускоряется протекание физико-химических процессов, приводящих к отказам. Использование дополнительной информации о закономерностях изменения функции распределения отказов при испытаниях в форсированных и нормальных режимах позволяет экстраполировать результаты ускоренных испытаний к нормальным условиям эксплуатации [90].

Основным требованием, накладываемым на выбор форсированных режимов испытаний, является неизменность механизмов отказов в нормальных и форсированных режимах работы приборов [91].

Таким образом, для прогнозирования надежности с помощью УИ необходимо определить основные механизмы отказов; установить закономерности протекания процессов, обуславливающих отказы; выявить факторы, ускоряющие процесс возникновения отказов; выбрать форсированный режим испытаний; установить соотношение между результатами испытаний в форсированном и нормальном режимах.

Основными ускоряющими факторами, используемыми для проведения УИ, являются температура, мощность рассеяния и плотность тока.

Применение повышенных температур для ускорения испытаний привлекает особое внимание исследователей [92]. Уравнение Эйринга или его упрощенный вариант — уравнение Аррениуса — являются основой для нахождения энергии активации процесса деградации. Уравнение Аррениуса описывает температурную зависимость константы скорости химической реакции:

$$r = A \exp(-E_a/kT), \quad (17)$$

где  $k$  — постоянная Больцмана,  $E_a$  — энергия активации,  $T$  — температура,  $A$  — коэффициент пропорциональности, не зависящий от температуры. Если активационный процесс описывается уравнением (17), то время  $\tau_x$  до наступления заданного количества отказов  $x$  обратно пропорционально  $\tau$ :

$$\tau_x = C \cdot A^{-1} \cdot \exp(E_a / kT).$$

В этом случае коэффициент ускорения протекания процесса  $m$  определяется из уравнения

$$m = \exp[(E_a / k)(1/T_H - 1/T_{\text{уск}})],$$

где  $T_H$ ,  $T_{\text{уск}}$  — соответственно, температура в нормальном и ускоренном режимах.

Иногда процессы деградации лучше описываются другими уравнениями:

$$\tau = a \cdot 2^{\theta/\Delta}, \quad (18)$$

$$\tau_x = c \cdot 2^{-\theta/\Delta}, \quad (19)$$

где  $\Delta$  — температурный инкремент удвоения  $\tau$  или уменьшения  $\tau_x$  в два раза:

$$\Delta = (\ln 2)/b = 0,69/b;$$

$b = 0,69/8$ , а константы  $a$  и  $c$  зависят от типа материала. Из уравнений (18) и (19) следует простое эмпирическое правило, часто используемое для прогнозирования ресурса: скорость процесса деградации удваивается с повышением температуры на каждые  $8^\circ\text{C}$  [58]. В табл. 7 приведены известные значения энергии активации различных процессов, определяющих нестабильность работы приборов. Относительно приведенных здесь значений  $E_a$  необходимо сделать следующие замечания:

все они получены при достаточно высоких температурах (порядка  $440\text{--}470\text{ K}$ ), где доминирующими могут оказаться высокотемпературные механизмы отказов;

идентичные приборы другого изготовителя дают другие значения энергии активации;

изменения ускоряющих факторов приводят к изменению  $E_a$ .

Данные об энергии активации деградации противоречивы. Так, при исследовании надежности КМОП ИС для процесса нестабильности порогового напряжения получено значение  $E_a = 0,83\text{--}1,55$  эВ. Однако экст-

## Энергия активации процессов деградации различных полупроводниковых приборов

Тип прибора	Возможный механизм деградации	Энергия активации, эВ
Биполярные	Аккумуляция поверхностного заряда на границе раздела Si-SiO <sub>2</sub>	1,00–1,05
		1,20–1,35
МОП	Медленная инжекция захваченного заряда	1,30
МОП		0,50–1,20
Металлизация	Электромиграция	0,30–0,60
	Коррозия (химическая, гальваническая, электролитическая)	1,00–1,05
	Рост интерметаллической фазы Al-Au	
N-канальные динамические МОП ЗУ	Слабый захват	1,00
	Загрязнения	1,40
	Поверхностный заряд	0,5–1,0
	Поляризация	1,00
	Электромиграция	1,00
	Дефекты окисла	0,30
Полевые транзисторы	Потеря заряда	0,80
		1,40
ТТЛ ИС	—	1,00
Транзисторы в пластмассовых корпусах	—	0,50
СВЧ транзисторы на GaAs	Миграция металла контакта	2,30
Полупроводниковые лазеры	—	0,70–1,00
Углеродные композиционные резисторы	—	0,56
Светоизлучающие диоды	—	0,42
Фототранзисторы	—	1,30

раполяция результатов УИ к нормальному режиму эксплуатации часто дает ошибочные результаты. Например, частота отказов ИС отличалась от прогнозируемой на порядок [5].

Прогнозирование надежности по результатам УИ не дало также однозначных результатов по выявлению корреляционных связей и оценке коэффициентов ускорения. Это связано с трудностями проведения таких исследований вследствие низкой частоты отказов в нормальных условиях эксплуатации. Принимая стандартные условия УИ (358 К, 85% влажность или 313 К, 93% влажность), для экстраполяции к нормальным условиям (328 К, 15% влажность, рабочий режим ИС) получаем данные по коэффициентам ускорения, сильно различающиеся между собой (160, 500 и др.) [6]. Недавно опубликованы данные [58] исследования процессов старения приборов в нормальных режимах эксплуатации. Анализ этих результатов показывает, что в действительности энергия активации может быть ниже, чем найденная из результатов форсированных испытаний (см. табл. 7). Кроме того, температура удвоения скорости деградаци  $T_2$  во многих случаях отличается от ожидаемого значения. В связи с этим предпринимаются попытки усовершенствовать методику ускоренных испытаний [93]. Прибор сначала функционально контролируется при номинальном напряжении, а затем подвергается статическому смещению при  $U_{DD}$  в течение короткого времени. Функциональный тест при номинальном напряжении повторяется на следующем этапе, но с увеличением напряжения на 1 В (рис. 4). Процедура продолжается до обнаружения неисправности прибора или до момента превышения определенного значения напряжения. Значение  $U_{DD}$ , при котором отказывает прибор, отмечается и затем испытывается следующий прибор. Время, в течение которого прибор находится под напряжением  $U_{DD}$ , не превышает 1–2 с.

Температурная зависимость медианной долговечности аппроксимируется простым уравнением Аррениуса, которое в данном случае записывается в виде:

$$t_{50}(U, T) = \exp [ 11605 E_a ( 1/(273 + T) - 1/(273 + T_0) ) ] \times \\ \times \exp \{ \beta [ U_{50}(t_2) - U ] \} t_2 = t_2 \cdot f_1(T, T_0) \cdot f_2(U),$$

где  $E_a$  – энергия активации (эВ),  $T_0$  – температура теста (°С), при которой определяется  $U_{50}(t_2)$ ,  $\beta = \ln(t_2/t_1) / [ U_{50}(t_1) - U_{50}(t_2) ]$  (В<sup>-1</sup>),

где  $U_{50}(t_1)$  и  $U_{50}(t_2)$  – 50%-ные уровни напряжения, при которых отказывают 50% приборов, для двух значений времени  $t_1$  и  $t_2$ .

Обнаружен спектр энергий активации (от 0,3 до 2,1 эВ) для динамических ЗУ емкостью 4К бит (набор различных исследуемых приборов составил ~ 3 тыс. шт.). Образцы испытывали с помощью предлагаемой методики при нескольких значениях температуры от 298 до 448 К (рис.5).



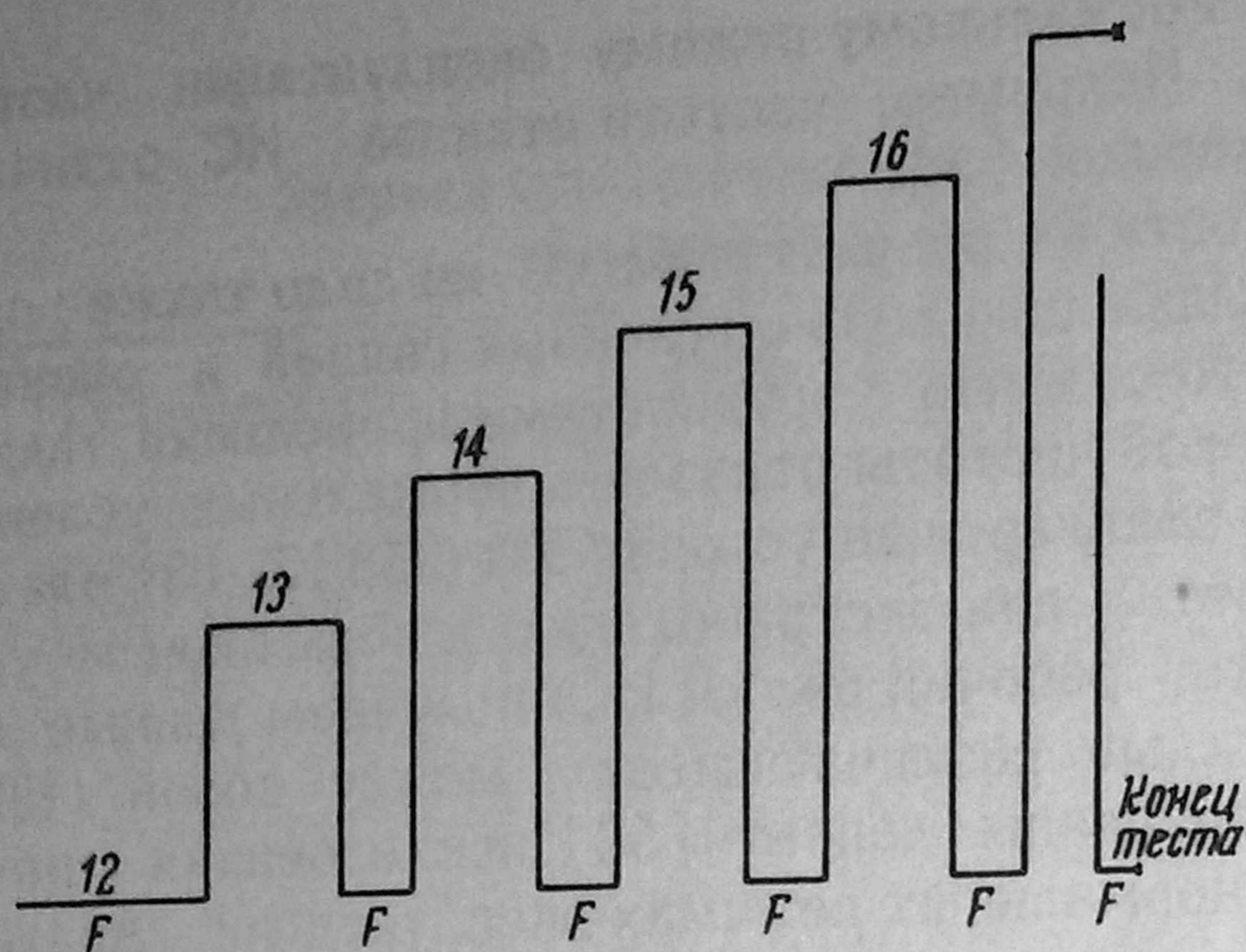
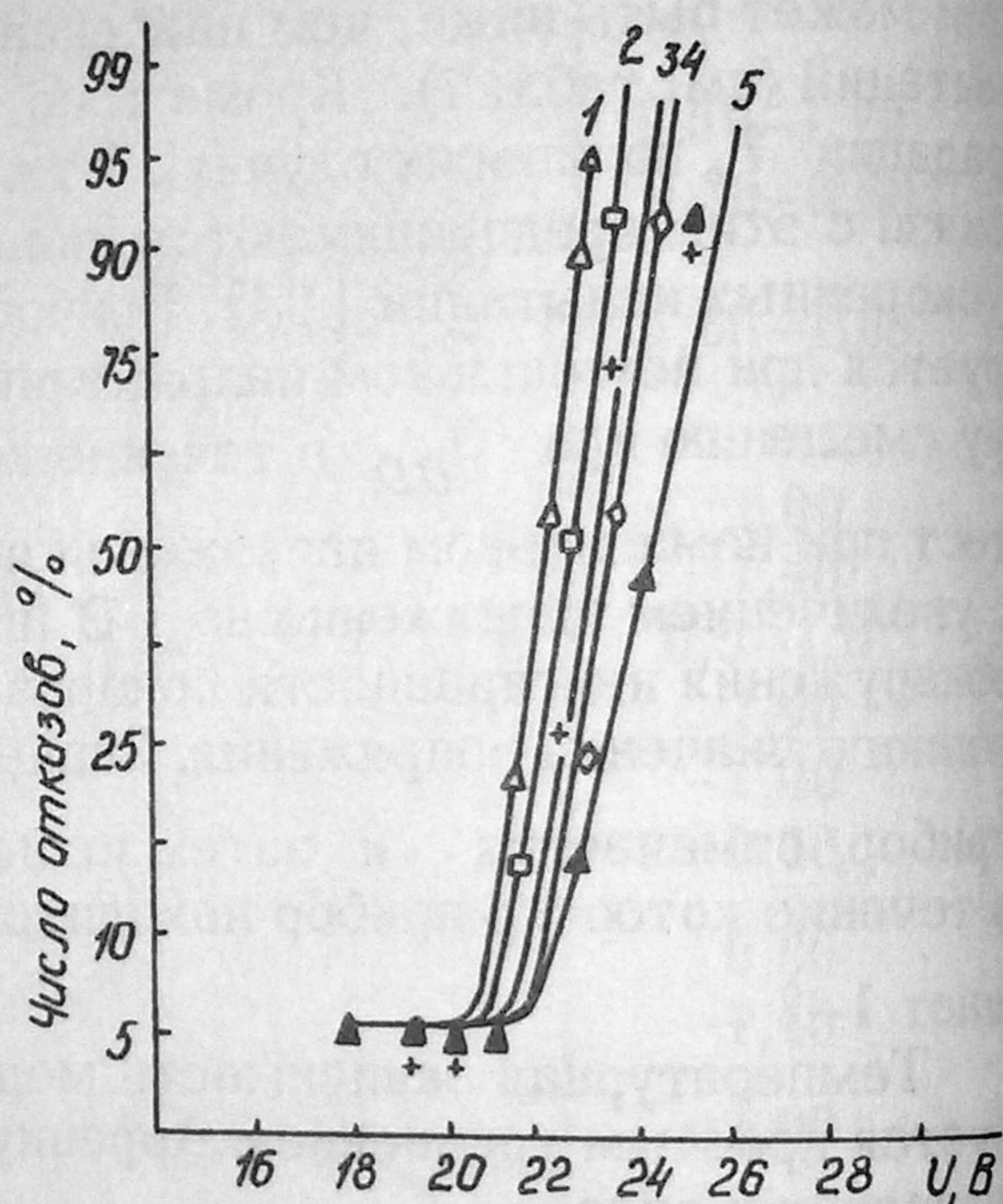


Рис. 4. Экспрессная методика ускоренных испытаний [93]. Начальное значение  $U_{DD} = 12 \text{ В}$

Рис. 5. Экспериментальные результаты УИ динамических ЗУ при температурах 298 К (кривая 1), 333 (кривая 2), 373 (кривая 3), 423 (кривая 4) и 448 К (кривая 5) [94]



Сравнение с обычными высокотемпературными испытаниями дает коэффициент ускорения  $\sim 10^7$ . Образцы испытывали по новой методике, комбинирующей воздействие температуры, влажности и напряжения (HAST). Использованы четыре разновидности HAST: при влажности 81% и напряжении +70 В температура испытаний составляла 358К, 388, 403 и 423 К. Влажность и напряжение фиксированы для определения энергии активации. Результаты экспериментов, проведенных для ИС в пластмассовых корпусах (табл.8), свидетельствуют о том, что при одной и той же относительной влажности температура является фактором, ускоряющим коррозию напыленного алюминия. При этом механизм коррозии и, следовательно, виды отказов ИС остаются неизменными [94]. Анализ результатов экспериментов основан на модели Аррениуса:

$$R(t) = e^{A - B/T},$$

где  $A$  и  $B$  — эмпирические константы,  $R(t)$  — скорость деградации. В рассматриваемом случае  $R(t)$  измеряется величиной  $t_{50}$ , а  $B = E_a/k$ . Тогда, логарифмируя уравнение (20), получаем:

$$\ln t_{50} = A - E_a/kT,$$

где  $E_a$  определяется из графика зависимости  $\ln t_{50}(1/T)$ .

Таблица 9 [94]

Результаты испытания ИС по HAST-методике

Температура испытаний, К	Медианная долговечность, ч	Коэффициент ускорения
358	3300	1,0
388	446	7,4
403	85	38,8
423	12,4	266,0

Полученное по результатам испытаний значение энергии активации ( $E_a = 1,1$  эВ) соответствует энергии активации коррозии ИС в пластмассовых корпусах (рис. 6). Динамические ЗУ на МОП транзисторах оказались значительно более подверженными коррозии ( $E_a = 0,3$  эВ), что объясняется различной степенью пассивации двух исследуемых систем. Методика HAST предлагается в качестве методики УИ на коррозионную стойкость дискретных приборов и ИС, так как при производстве больших и сверхбольших ИС высокая степень интеграции, стоимость приборов и уровень требований к надежности делают обычные методы испытаний непригодными.

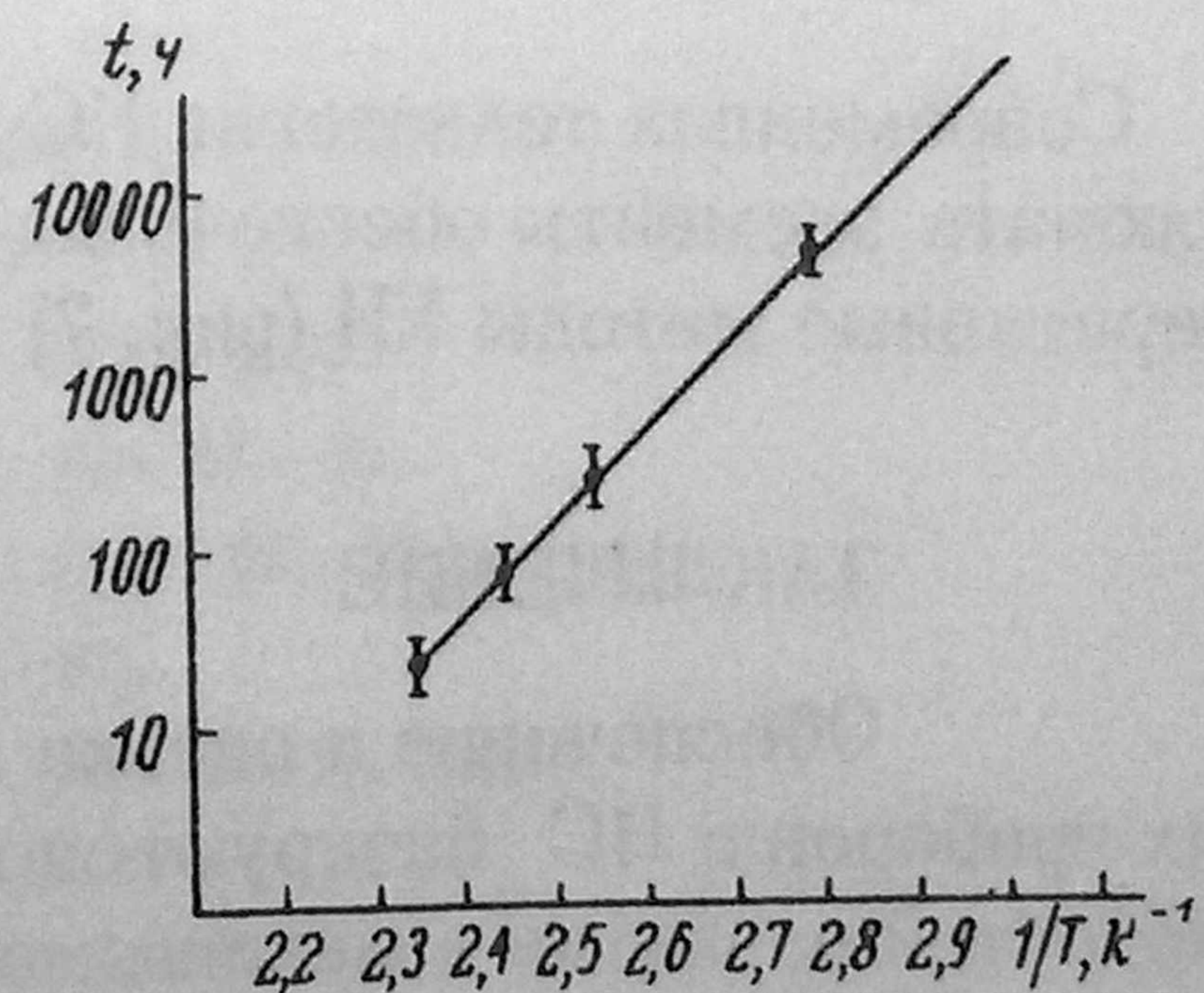


Рис. 6. Энергия активации процесса коррозии ИС в пластмассовых корпусах, полученная из HAST-данных [94]



Рис. 7. Стандартная (а) и современная (б) схемы исследования полупроводниковых приборов на надежность

Современная технология ИС и полупроводниковых приборов должна включать элементы обеспечения надежности на стадии разработки и оперативные методы УИ (рис. 7) [95, 96].

### ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Обеспечение и оценка надежности дискретных полупроводниковых приборов и ИС базируются на всестороннем исследовании закономерностей развития и механизмов отказов.

К настоящему времени влияние режима, условий работы, конструкции и технологии изготовления различных приборов изучено достаточно полно. Это дало возможность разработать ряд эффективных конструктивно-технологических мер, направленных на повышение надежности приборов, изыскать методы отбраковки потенциально ненадежных приборов и их испытаний на надежность.

Основными причинами деградации полупроводниковых приборов можно считать электродиффузию, движение ионных загрязнений в пассивирующей окисле, коррозию, электростатический пробой, отказы многоразовых межсоединений, используемых для металлизации и межуровневой изоляции, наличие состояний на границе раздела Si-SiO<sub>2</sub> и другие явления.

Процессы деградации приборов существенно ускоряются при наличии подвижных загрязняющих примесей и нестабильных собственных дефектов, а также дислокаций и макронарушений решетки. Большую роль играют различные элементарные возбуждения электронной подсистемы решетки, релаксация которых посредством неадиабатических переходов приводит к трансформации или миграции дефектов.

Лишь предварительные результаты получены при расшифровке атомно-молекулярных механизмов деградации приборов с учетом их функциональных особенностей. Для научно обоснованного обеспечения надежности приборов необходимо найти количественный вклад каждого из факторов, приводящих к деградации.

Особое внимание уделяется разработке методики ускоренных испытаний, позволяющих надежно определять ресурсные характеристики приборов. Анализ имеющихся данных показывает, что наиболее изучены и используются на практике методы форсированных испытаний, основанные, как правило, на тепловой активации процессов деградации. Однако эти методы не всегда учитывают все закономерности процессов, протекающих в нормальных режимах эксплуатации, и необходимо дальнейшее их совершенствование.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Solid-State Electronics, 1982, v. 25, N 5, pp. 395-410.
2. Phys.Stat.Sol. (a), 1983, v. 75, N 1, pp. 11-48.
3. Jap. J. Appl. Phys., 1982, v. 21, N 4, pp. L223-L224.
4. Microelectron. & Reliab., 1981, v. 21, N 1, pp. 33-50.
5. Microelectron. & Reliab., 1981, v. 21, N 2, pp. 191-201.
6. Electron. Eng., 1981, v. 53, N 651, pp. 76-85.
7. Solid-State Electronics, 1981, v. 24, N 21, pp. 1001-1008.
8. Electron. Eng., 1978, v. 50, N 3, pp. 69-71.
9. Rep. Progr. Phys., 1981, v. 44, N 12, pp. 1251-1295.

10. Radiation Effects, 1983, v. 72, N 1, pp. 55-72.
11. IEEE Trans., 1982, v. ED-29, N 2, pp. 184-189.
12. Solid-State Electronics, 1982, v. 25, N 2, pp. 151-153.
13. Phys. Rev., 1982, v. B26, N 6, pp. 2782-2789.
14. Phys. Rev., 1983, v. B28, N 2, pp. 579-585.
15. Solid-State Electronics, 1982, v. 25, N 8, pp. 759-775.
16. J. Cryst. Growth, 1977, v. 49, N 2, pp. 90-96.
17. Solid-State Electronics, 1982, v. 25, N 1, pp. 1-4.
18. Solid-State Electronics, 1982, v. 25, N 4, pp. 253-259.
19. Solid-State Electronics, 1982, v. 25, N 2, pp. 151-153.
20. Elektronik, 1983, v. 32, N 3, SS. 65-68.
21. 19th Ann. Proced. Reliab. Phys., Orlando, Fla, 1981, pp. 193-199.
22. 20th Ann. Proced. Reliab. Phys., Calif., San-Diego, 1982, pp. 223-232.
23. 20th Ann. Proced. Reliab. Phys., Calif., San-Diego, 1982, pp. 233-237.
24. Electron. Ind., 1982, N 4, pp. 62, 63, 65.
25. Electronics, 1982, v. 55, N 13, pp. 142-146.
26. Eur. Semicond. Prod., 1982, v. 3, N 4, pp. 22-23, 25, 27-28.
27. West. Elec. Eng., 1982, v. 26, N 3, pp. 35-39.
28. Elektroniker (Schweiz), 1982, Bd. 21, N 19, SS. 19-26.
29. IEEE Trans., 1980, v. R-29, N 3, pp. 217-221.
30. Microelectron. & Reliab., 1981, v. 21, N 2, pp. 209-219.
31. Solid-State Electronics, 1981, v. 24, N 11, pp. 1001-1008.
32. 19th Ann. Proced. Reliab. Phys., Orlando, Fla, 1981, pp. 257-263.
33. 20th Ann. Proced. Reliab. Phys., Calif., San-Diego, 1982, pp. 140-143.
34. IEEE Trans., 1982, v. ED-29, N 3, pp. 430-435.
35. Microelectron. & Reliab., 1981, v. 21, N 1, pp. 33-50.
36. 19th Ann. Proced. Reliab. Phys., Orlando, Fla, 1981, pp. 223-229.
37. 20th Ann. Proced. Reliab. Phys., Calif., San-Diego, 1982, pp. 50-54.
38. Патент США № 4352239.
39. J. Appl. Phys., 1983, v. 54, N 1, pp. 268-274.
40. 20th Ann. Proced. Reliab. Phys., Calif., San-Diego, 1982, pp. 300-306.
41. Microelectron. & Reliab., 1981, v. 21, N 1, pp. 33-50.
42. 18th Ann. Proced. Reliab. Phys., Las. Veg., 1980, pp. 145-150.
43. IEEE Trans., 1982, v. CHMT-5, N 4, pp. 431-435.
44. 20th Ann. Proced. Reliab. Phys., Calif., San-Diego, 1982, pp. 188-193.
45. 20th Ann. Proced. Reliab. Phys., Calif., San-Diego, 1982, pp. 276-277.
46. 19th Ann. Proced. Reliab. Phys., Orlando, Fla, 1981, pp. 182-187.
47. IEEE Trans., 1982, v. ED-29, N 3, pp. 395-401.
48. 20th Ann. Proced. Reliab. Phys., Calif., San-Diego, 1982, pp. 98-105.
49. J. Appl. Phys., 1982, v. 53, N 10, pp. 7033-7038.

50. *Int. Electron. Devices Meet.*, Washington, 1980, pp. 114-117.
51. *Phys. Stat. Sol. (a)*, 1980, v. 61, N 2, pp. 665-673.
52. *J. Appl. Phys.*, 1982, v. 53, N 4, pp. 3130-3135.
53. *J. Phys. D: Appl. Phys.*, 1981, v. 14, N , pp. 895-898.
54. *Jap. J. Appl. Phys.*, 1981, v. 20, N 5, pp. 909-915.
55. 19th Ann. *Proced. Reliab. Phys.*, Orlando, Fla, 1981, pp. 172-174.
56. *IEE Proc.*, 1980, v. 127, Pt. 1, N 4, pp. 183-187.
57. *NTG-Fachber.*, 1983, N 82, SS. 87-90.
58. *Microelectron. & Reliab.*, 1980, v. 20, N 2, pp. 219-245.
59. *Proc. 1980 Intern. Reliab. Phys. Symp.*, 1980, pp. 293-300.
60. *Microelectron. Reliab.*, 1981, v. 21, N 1, pp. 15-31.
61. *Elektron. Prod. und Pruftechn.*, 1982, N 1-2, SS. 61-64.
62. *IEEE Trans.*, 1981, v. CHMT-4, N 4, pp. 476-481.
63. 20th Ann. *Proced. Reliab. Phys.*, Calif., San-Diego, 1982, pp. 16-26.
64. 20th Ann. *Proced. Reliab. Phys.*, Calif., San-Diego, 1982, pp. 113-121.
65. *IEEE Trans.*, 1981, v. ED-28, N 12, pp. 1515-1519.
66. 20th Ann. *Proced. Reliab. Phys.*, Calif., San-Diego, 1982, pp. 34-44.
67. 20th Ann. *Proced. Reliab. Phys.*, Calif., San-Diego, 1982, pp. 292-299.
68. 19th Ann. *Proced. Reliab. Phys.*, Orlando, Fla, 1981, pp. 223-229.
69. 20th Ann. *Proced. Reliab. Phys.*, Calif., San-Diego, 1982, pp. 106-112.
70. 20th Ann. *Proced. Reliab. Phys.*, Calif., San-Diego, 1982, pp. 128-139.
71. 20th Ann. *Proced. Reliab. Phys.*, Calif., San-Diego, 1982, pp. 140-148.
72. *Physica*, 1983, v. 116B, N 1, pp. 7-17.
73. *IEEE Trans.*, 1980, v. CHMT-3, N 4, pp. 571-579.
74. 19th Ann. *Proced. Reliab. Phys.*, Orlando, Fla, 1981, pp. 230-236.
75. *Electronics*, 1982, v. 55, N 15, pp. 107-111.
76. *Solid State Technol.*, 1982, v. 25, N 1, pp. 94-103.
77. *Electronics*, 1982, v. 55, N 17, pp. 101-102.
78. *Electronics*, 1982, v. 55, N 18, pp. 110-113.
79. *Electronics*, 1982, v. 55, N 17, pp. 92-93
80. *J. Solid-St. Electron.*, 1982, v. 25, N 4, pp. 253-259.
81. *J. Phys. Soc. Jap.*, 1980, v. 49, Suppl. A, pp. 57-65.
82. *Appl. Phys. Lett.*, 1976, v. 28, N 5, pp. 248-250.
83. *Jap. J. Appl. Phys.*, 1980, v. 19, N 4, pp. 687-691.
84. 15th *IEEE Photovoltaic Spec. Conf.*, Kissimmee, Fla, 1981, pp. 522-526.
85. 15th *IEEE Photovoltaic Spec. Conf.*, Kissimmee, Fla, 1981, pp. 530-533.
86. *J. Appl. Phys.*, 1982, v. 53, N 1, pp. 720-723.
87. *IEEE Trans.*, 1981, v. ED-28, N 4, pp. 390-394.
88. *IEEE Trans.*, 1981, v. ED-28, N 4, pp. 421-424.
89. *IBM J. Res. and Develop.*, 1982, v. 26, N 5, pp. 613-624.
90. *Electron. Prod. und Pruftechn.*, 1982, N 10, SS. 622-624.
91. *NTG-Fachber.*, 1983, N 82, SS. 91-96.

92. Nachrichtechn.- Electron., 1981, v. 31, N 6, SS. 246-251, 222, 264.
93. 19th Ann. Proceed. Reliab. Phys., Orlando, Fla, 1981, pp. 28-33.
94. 19th Ann. Proceed. Reliab. Phys., Orlando, Fla, 1981, pp. 48-51.
95. IEEE Trans., 1982, v. CHMT-5, N 1, pp. 138-141.
96. Electron. Appl. News, 1983, v. 20, N 1, pp. 32-39.

УСТАВ И СЛУЖЕБНОЕ ПОСЛАНИЕ  
НАЦИОНАЛЬНОЙ АКАДЕМИИ НАУК  
СОВЕТСКОГО СОЮЗА

ПОЛИТЕХНИЧЕСКИЕ ЭЛЕМЕНТЫ СЕВЕР

Рассмотрены и одобрены следующие проекты: на основании полученных материалов, а также в соответствии со структурой данных. Проектные материалы и модели производства полиграфических структур для создания данных в различных элементах СЕВЕР.

Главный редактор И. П. АИТОВА

Редактор Л. Д. Виноградова  
Корректоры: А. Д. Сидорова, В. Д. Зинина  
Технический редактор Г. Д. Жукова

Подписано в печать 7.12.1954 г.

Выпуск 48 - 10<sup>1/2</sup>

Семь страниц 1 лист, в. 1,75

Размер в. 1,7

Тираж 1000 экз. № 17 Цена 30 коп.

Издатель 1954

Издательство ЦИОИ "Техника"



90 к.

Индекс 6858