

УДК 621.382.13:546.682'86

Материаловедческие особенности создания ионно-планарных фоточувствительных структур на монокристаллах InSb

В. П. Астахов

ОАО «Московский завод «Сапфир»». Москва, Россия

В. С. Туловчиков, В. А. Перовщиков, Е. С. Жарков, А. В. Резвов
Нижегородский государственный университет им. Н. И. Лобачевского,
Нижний Новгород, Россия

А. В. Мурель

Институт физики микроструктур РАН, Нижний Новгород, Россия

Приведены результаты исследований электрофизических свойств монокристаллического InSb при различных уровнях радиационных и термических воздействий, а также планарных приборных структур, сформированных имплантацией ионов Mg^+ , Be^+ с использованием собственных анодных окислов и пленок на основе оксида кремния. Рассмотрены условия легирования InSb ионами Mg^+ , Be^+ , обеспечивающие высокую электрическую активность акцепторов и низкий уровень радиационных повреждений при наименьшей температуре отжига ($T_{отж}$). При этом учитывались специфика свойств реальных кристаллов, предыстория обработки поверхности и уровень их структурного совершенства. Установлено, что наиболее совершенные кристаллы характеризуются максимальным свеллингом, вызывающим деградацию структуры материала в пределах пробега иона. Анализ опыта изготовления многоэлементных структур на InSb показал критичность традиционно используемых технологических приемов с точки зрения структурных возможностей монокристалла. Результаты работы позволяют обосновать ряд новых подходов в создании ионно-планарных матричных ИК-приемников на узкозонных полупроводниках.

Имплантационное легирование полупроводников InSb и InAs интенсивно исследуется в связи с разработкой эффективных многоэлементных ИК-приемников в диапазоне длин волн 3—5 мкм. В отношении узкозонных монокристаллов не может быть предложено иных методов локального легирования, поэтому понимание физических процессов, происходящих при имплантации различных ионов, выбор условий отжига и способов планарной защиты при формировании ИК-чувствительных $p-n$ -переходов и МДП-структур являются важными факторами для уровня достигаемых электрических характеристик и надежности создаваемых приборных структур [1, 2].

Проблема усугубляется тем, что из-за особенностей дефектообразования в монокристаллах A^3B^5 при механических воздействиях и низких прочностных характеристиках InSb, в частности, существующие приемы подготовки пластин не обеспечивают сохранения в них электрофизических параметров слиточного материала. Низкая рабочая температура приборов на InSb (77 К) и связанный с ней термоцикл «охлаждение — нагрев» в сочетании с долговременной релаксацией физико-механических свойств кристалла как неоднородно возбужденной системы приводят к деградации параметров приборов при последующем функционировании.

Ионное легирование осуществляют обычно в условиях, обеспечивающих максимально возможную электрическую активность внедренной примеси, низкий уровень радиационных дефектов при наименьшей температуре отжига. Однако при этом часто не учитывается специфика реальных свойств кристалла, разнообразие видов и неоднородность распределения ростовых дефектов и примесей, характер обработанной поверхности и уровень структурного совершенства используемых монокристаллических пластин. Ранее нами установлены и исследованы явления имплантационного свеллинга (разбухания) InSb, модификации поверхностной морфологии и декорирования дефектов в InSb и InAs, а также связь этих явлений с физико-механическими свойствами кристалла и условиями ионного внедрения [3–6].

Природа монокристалла InSb такова, что наиболее совершенные кристаллы характеризуются максимальным свеллингом, вызывающим деградацию электрических и кристаллических свойств приповерхностной области до глубин, сравнимых с пробегом ионов.

Использование легких ионов (с атомной массой до 14), малых доз (менее $1 \cdot 10^{14}$ см⁻²) и энергией (менее 50 кэВ) позволяет предупредить развитие этого явления и повысить электрическую активность внедренной примеси [7]. Однако исходные пластины InSb толщиной 0,6–0,8 мм реально имеют недостаточно высокое структурное совершенство. Процесс подготовки их поверхности традиционно базируется на заимствовании их схем обработки полупроводников Ge, Si в многостадийном цикле механического шлифования, полирования и “выхаживания” поверхности с применением алмазосодержащего абразива. На монокристаллах InSb, прошедших стадии прецизионного полирования алмазными пастами, наблюдается эффект “дальнодействия” радиационной обработки, т. е. ее влияние на упругопластические свойства кристалла до глубин, более чем на два порядка превышающих пробег ионов [1]. Из полученных ранее данных следует, что присутствующие в кристалле нарушения наследуются многостадийной абразивной обработкой и, проникая достаточно глубоко, фиксируются в виде упругодеформированной зоны. Специфическое состояние этой глубоко проникающей дефектности, хранящей информацию об источниках ее возникновения, трудно диагностировать известными методами исследования структуры, включающими химическое препарирование. Особенности взаимодействия радиационных дефектов с содержащейся в кристалле системой “низкоуровневых” структурных нарушений механической природы являются, по-видимому, основной причиной ухудшения его физических свойств [6].

В настоящей работе приведены результаты комплекса дополнительных исследований, подтверждающие ранее полученные данные о механизме изменения на больших глубинах электрофизических свойств исходных и имплантированных монокристаллов InSb. Обсуждается применение оптических емкостных методов для контроля свойств InSb, выбора оптимальных режимов подготовки и ионного легирования пластин InSb. Исследованы характеристики *p-n*-переходов, изготовленных различными методами, в том числе с использованием “малодефектной” низкотемпературной имплантации ионов ²⁴Mg⁺.

Особенности процессов подготовки монокристаллов InSb для ионного легирования

Процесс подготовки поверхности пластин полупроводников, включающий операции прецизионного многостадийного механического полирования с

применением сверхтвердых материалов (алмазных паст), для достаточно податливых индий-содержащих монокристаллов InSb, InAs, InP не совсем оправдан. Несоответствие между высоким уровнем электрофизических характеристик слитков и низким выходом приборных структур на пластине свидетельствует о резком ухудшении структурно-электрических свойств еще на стадиях резки слитка и подготовки поверхности пластин. Несмотря на ряд практически полезных технических решений по усовершенствованию существующих маршрутов подготовки пластин A^3B^5 , и, в частности, InSb, они не обеспечивают требуемой воспроизводимости структурного совершенства даже в пределах партии. Необходимо введение 100%-ного контроля качества поверхности неразрушающими методами: по спектрам ИК-отражения, релаксации индуцированной СВЧ-проводимости, $C-V$ - и $C-I$ -характеристикам МДП-структур и др. Установлено, что специфика взаимодействия радиационных дефектов с дефектностью механической и ростовой природы, как реакция InSb на ионное внедрение, проявляется в масштабах его свеллинга. Проведенные систематические исследования зависимости величины свеллинга от дозы, энергии, вида ионов и температуры имплантации позволяют определить условия применения ионного облучения в качестве тестирующего метода оценки структурного совершенства подготовленных пластин InSb, а в сочетании с послойным травлением — и глубины “нарушенных” слоев. Здесь имеется в виду приповерхностная область монокристалла, содержащая достаточно широкий спектр видов ростовых и наведенных обработками дефектов структурно-примесной природы, включая и “дальнодействующие” механизмы их трансформации. Интегрально несовершенства кристалла визуализируются декорированием через морфологические изменения поверхности, соответствующие характеру дефектности и интенсивности радиационного воздействия.

Эксперименты проводились с пластинами монокристаллического антимонида индия InSb и типа марки ИСЕ-О с концентрацией носителей тока при $T = 77$ К, $n = (1,8-2,0) \cdot 10^{14}$ см⁻³. Использовались вырезанные в плоскости 100 пластин двух типов:

- пластины толщиной до 0,8 мм, полученные из исходных заготовок толщиной до 1 мм и прошедшие двустороннюю обработку поверхности по традиционной схеме с применением стадий последовательного абразивного шлифования, полирования алмазными пастами, химико-механического полирования и химического травления;

- пластины толщиной до 1,0 мм, подготовка поверхности которых проводилась по “безабразивному” маршруту из исходных заготовок толщиной до 1,5 мм по схеме:

- глубокое двустороннее химико-динамическое травление со съемом 150—200 мкм;

- химико-механическое (без применения алмазного порошка) полирование со съемом 25 мкм;

- химико-динамическое полирование в травителе на основе перекиси водорода, плавиковой и винной кислот со съемом 20 мкм со стороны.

Во втором случае для уменьшения глубины нарушенных слоев при отрезании заготовок алмазным диском принимались меры для устранения его вибраций.

Имплантация ионов $^9\text{Be}^+$, $^{24}\text{Mg}^+$ проводилась на установках типа “Везувий-1” при охлаждении мишени с образцами до температуры жидкого азота или при комнатной температуре, энергии ионов $E = 40-80$ кэВ; дозе

облучения в пределах $1,6\text{--}32$ мкКл/см². Отжиг проводился при $T = 350\text{--}375$ °С в течение 25 мин в квазибоксе с порошком InSb.

Инфракрасная спектрофотометрия. Контроль качества обработки поверхности и интегральной плотности дефектов в приповерхностном слое

Спектрофотометрия отражения и пропускания пластин монокристаллического InSb в дальнем ИК-диапазоне ($600\text{--}20$ см⁻¹) позволяет неразрушающим методом с достаточно высокой точностью оценивать уровень дефектности в исходных и ионно-легированных пластинах InSb, а также количественно измерить концентрацию и подвижность свободных носителей тока, степень активации внедренной примеси и толщину легированных слоев после отжига. Указанные данные могут быть получены при интерпретации спектров отражения и пропускания в области плазменного резонанса свободных носителей ($80\text{--}20$ см⁻¹) и резонанса оптических фотонов кристаллической решетки ($200\text{--}180$ см⁻¹ — области остаточных лучей). Значения коэффициента отражения в экстремумах спектральных зависимостей на частотах $190\text{--}180$ и $200\text{--}190$ см⁻¹ однозначно указывают на уровень интегральной дефектности в приповерхностных ($1\text{--}3$ мкм) слоях InSb и на глубинах $10\text{--}30$ мкм, соответственно, относительно бездефектного кристалла. Обработка спектральных зависимостей, снятых при различных температурах образцов, прошедших ионно-термическую обработку в различных условиях, с учетом спектров, полученных от исходных пластин, позволяет получить данные о глубинах проникновения радиационных дефектов за пределы легированной области кристалла в образцах с различной предысторией подготовки их поверхности.

Измерения проводились на фурье-спектрофотометре фирмы Bruker, обеспечивающем высокую (до 1 %) точность измерения коэффициентов отражения и пропускания в широком диапазоне длин волн ($15\text{--}100$ мкм).

Типичные спектры ИК-отражения исходных пластин InSb, а также пластин, подвергнутых отжигу (330 °С, 30 мин), ионно-легированных, но не отожженных, ионно-легированных и отожженных (330 °С, 30 мин) пластин приведены на рис. 1. Наиболее характерные — экстремальные точки спектров отражения (максимумы и минимумы, спектры 1, 1') позволяют определить с хорошей точностью три основных параметра исходной пластины:

концентрацию свободных носителей N — по частотам плазменного отражения $\nu_{1\min}$ или $\nu_{2\min}$;

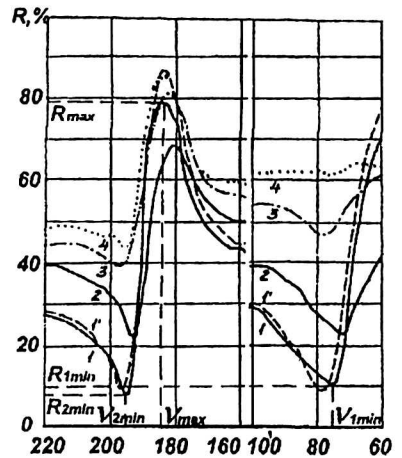
подвижность μ — по значениям отражения $R_{1\min}$ или $R_{2\min}$ в этих точках; эффективную частоту затухания оптических фотонов — по значению отражения в максимуме R_{\max} (область остаточных лучей).

Последний параметр может быть определен при концентрации свободных носителей, не превышающей 10^{17} см³ — для электронов и 10^{18} см³ — для дырок.

Спектр 1' показывает модификации, которые могут происходить с образцами при отжиге: либо уменьшение количества в виде акцепторных компенсирующих центров, либо их увеличение. В первом случае увеличивается концентрация свободных носителей N (происходит рост частот $\nu_{1\min}$, $\nu_{2\min}$), во втором — N уменьшается вместе с частотами $\nu_{1\min}$, $\nu_{2\min}$. Параллельно может наблюдаться небольшое изменение подвижности, сопровождаемое сдвигом вверх или вниз коэффициента отражения в минимумах $R_{1\min}$ или $R_{2\min}$.

Рис. 1. Спектры ИК-отражения для пластин InSb после различных технологических обработок:

1 — исходная пластина; 1' — после отжига при 330 °С, 30 мин; 2 — после легирования ионами Be⁺ E = 40 кэВ, Φ = 50 мкКл/см²; 3 — после легирования и отжига 330 °С, 30 мин; 4 — после легирования и отжига 330 °С, 30 мин спектр снят при температуре InSb 77 К



Спектр 2 соответствует пролегированному, но не отожженному образцу InSb/Be ($E = 40$ кэВ, $\Phi = 50$ мкКл/см²). Значительное увеличение значений R_{1min} и R_{2min} , уменьшение R_{max} , сдвиги частот ν_{1min} , ν_{2min} обусловлены высоким уровнем радиационных дефектов, наведенных не только на длине пробега внедренной примеси, но и на больших глубинах (порядка нескольких микрон и более). Высокая концентрация радиационных дефектов в приповерхностном слое задает большие значения мнимой части показателя преломления, что приводит к росту коэффициента отражения почти на всех частотах. Исключение составляют лишь самые малые частоты (большая длина волны по сравнению с толщиной дефектного слоя) и область остаточных лучей. В последнем случае увеличение концентрации дефектов кристаллической решетки приводит к сильному уменьшению добротности ее собственных возбуждений в виде оптических фононов, сопровождаемому падением отражений остаточных лучей.

Отжиг проимплантированной пластины приводит к активации внедренной примеси и появлению поверхностного слоя с высокой концентрацией дырок. Благодаря этому происходит также дальнейшее увеличение отражения образца везде, кроме области остаточных лучей, но уже вследствие экранировки (см. рис. 1, спектр 3). Последний эффект особенно хорошо виден на спектрах высоколегированных образцов с энергией легирования $E = 100$ кэВ, дозой $\Phi = 100$ мкКл/см² (рис. 2). Понижение температуры пластин с активированным дырочным слоем приводит к дополнительному увеличению концентрации дырок, также сопровождаемому дальнейшим ростом отражения вследствие экранировки (см. рис. 1, спектры 4).

Таким образом, инфракрасные спектры определенным образом реагируют на изменения, происходящие в пластине под действием различных технологических операций ионного легирования и формирования $p-n$ -переходов. Можно установить и количественное соответствие между характеристиками спектров отражения и параметрами сформированного p -слоя (толщиной и концентрацией дырок). Наиболее подходящими приборами для проведения широкополосной спектроскопии отражения являются фурье-спектрофотометры типа Bruker IFS-114.

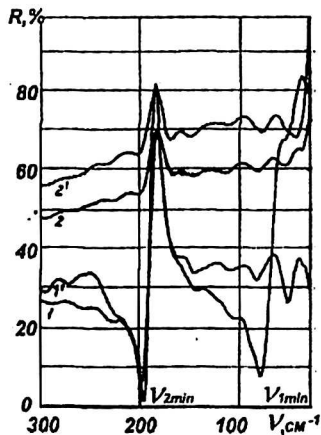


Рис. 2. Модификация спектров ИК-отражения для InSb, легированного ионами Be^+ при $E = 100$ кэВ, $\Phi = 100$ мкКл/см²:
1, 1' — исходная пластина при $T = 293$ К (1) и $T = 77$ К (1'); 2, 2' — то же, после ионного легирования

Метод ИК-спектрометрии в сочетании с методом измерения времени релаксации избыточной проводимости приповерхностного слоя, индуцированной импульсами подсветки полупроводникового лазера на длине волны 0,8 мкм, могут быть использованы в качестве экспрессных бесконтактных методов анализа интегральной плотности дефектов в приповерхностном слое, позволяющих количественно характеризовать эту плотность. Оба метода удобны для 100%-ного контроля исходных пластин.

Область остаточных лучей (частоты резонанса продольных и поперечных оптических фононов) соответствует для антимонида индия длинам волн 40—60 мкм. Добротность оптических фононов, определяющая коэффициент отражения в резонансе, является мерой интегральной плотности дефектов в приповерхностном слое, толщина которого (эффективная глубина проникновения зондирующей волны) на частотах резонанса изменяется от 1 до 30 мкм.

Время релаксации индуцированной проводимости пластин определяется временем жизни неосновных носителей (НН) заряда в приповерхностном слое толщиной порядка их диффузионного пробега при температуре образца (8—30 мкм — для InSb при $T = 77—300$ К). Время жизни обратно пропорционально интегральной плотности дефектов в слое такой же толщины.

В таблице приведены данные спектров отражения в области остаточных лучей и результаты измерений времени релаксации на пластинах InSb, поверхность которых подготавливалась различными методами. Эти данные количественно характеризуют различия в результатах подготовки пластин и показывают, в частности, существенные преимущества безабразивной обработки поверхности, обеспечивающей наиболее низкий уровень плотности дефектов в приповерхностном слое и на достаточно больших глубинах.

Физические причины этого преимущества очевидны. Антимонид индия является относительно мягким материалом, твердость которого на полтора порядка ниже твердости обычно используемых абразивов. Абразивное полирование является для InSb воздействием высокой интенсивности, генерирующим высокую плотность дефектов кристаллической решетки в приповерхностных слоях и способствующим их проникновению в глубь кристалла.

Данные спектров отражения в области остаточных лучей и результаты измерения времени релаксации на пластинах InSb

Метод обработки	Данные спектров отражения ($T = 293$ К)		Измерение времени релаксации ($T = 77$ К)	
	R_{\min}	R_{\max}	$\tau_{\text{пл}}$, нс	$L_{\text{пл}}$, мкм
ХПД (традиционный режим)	0,06	0,80	220	27
ХМП (традиционный режим)	0,05	0,82	370	33
ХДП (наш режим)	0,06	0,80	420	35
БА-ХМП (наш режим)	0,04	0,91	510	40

Условные обозначения:

ХДП — химико-динамическое полирование;

ХМП — химико-механическое полирование;

БА-ХМП — безабразивное химико-механическое полирование;

$L_{\text{пл}}$ — длина диффузии неосновных носителей (дырок) в поверхностном слое за время релаксации $\tau_{\text{пл}}$.

Исследование по глубине свойств имплантированного $^{24}\text{Mg}^+$ антимионида индия емкостными методами

Исследования C - V -характеристик и C - t -характеристик МДП-структур, сформированных на InSb после облучения ионами магния, проводились с использованием пластин монокристаллического InSb с ориентацией [100], подготовленных по безабразивной технологии. Химическое травление пластин в целях удаления нарушенного слоя проводилось в смеси $\text{H}_2\text{O}_2 : \text{HF} : 27\%$ -ная винная кислота = 14 : 1 : 20. Толщина удаленного слоя материала составляла 20 мкм.

Облучение пластин ионами магния проводилось при низкой температуре (77 К), энергия ионов 80 кэВ; доза облучения варьировалась в пределах 1,6—16 мкКл/см². После облучения на пластинах химическим травлением формировались ступеньки на различную глубину (до 80 мкм), а затем тестовые МДП-структуры с пленкой анодного окисла (АО) в качестве диэлектрика. Пленки выращивались в вольт-статическом ступенчатом режиме в электролите, состоящем из глицерина (30 мл), диметилформамида (50 мл), персульфата аммония (0,5 г) и воды (0,8 мл). Толщина пленок анодного окисла равнялась 0,1 мкм. Алюминиевые полевые электроды диаметром 0,5 мм наносились методом термического испарения в вакууме через металлическую маску. Измерения C - V - и C - t -характеристик МДП-структур проводились при температуре 78 К на частоте 1 МГц.

На рис. 3 показаны C - V -характеристики МДП-структур, сформированных на пластинах антимионида индия после облучения ионами магния дозой 1,6 мкКл/см² — без постимплантационного отжига. Для сравнения на этом же рисунке приведена вольт-фарадная характеристика (ВФХ) структуры, изготовленной на необлученной пластине (см. кривая 5).

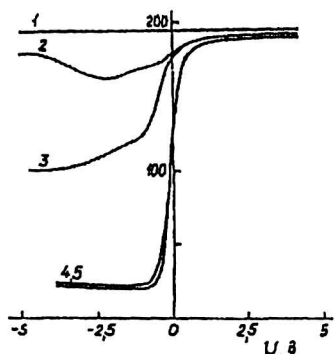
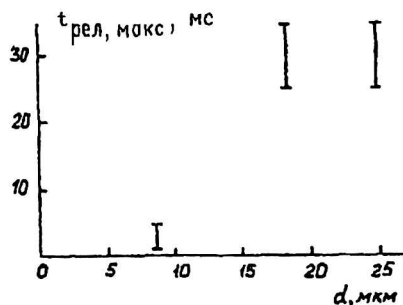


Рис. 3. Вольт-фарадные характеристики МДП-структур, сформированных на основе *n-InSb* до (кривая 5) и после облучения ионами магния (кривые 1–4). Глубина ступенек *d*, мкм: 1 – 0,1; 2 – 0,5; 3 – 1,5; 4 и 5 – 3,5

Емкость МДП-структур непосредственно на облученной подложке не модулируется напряжением смещения (см. кривая 1). Модуляция емкости начинает наблюдаться при удалении слоя толщиной 0,5, причем на ступеньках глубиной 0,5 и 1,5 мкм от облученной поверхности наблюдается искажение ВФХ в области объединения и инверсии (см. кривые 2 и 3). При глубине 3,5 мкм ВФХ (см. кривая 4) практически не отличается от ВФХ, полученной на необлученной подложке (см. кривая 5).

Зависимость максимального времени релаксации неравновесной емкости МДП-структур на описанной выше пластине от глубины ступенек показана на рис. 4. Для структур на ступеньках с глубиной до 3,5 мкм релаксации неравновесной емкости не наблюдается. Времена релаксации на ступеньке 8,5 мкм составляют 1–5 мс, а при $d = 18,5–80$ мкм близки к значениям, полученным для структур на необлученной пластине.

Рис. 4. Зависимость максимального времени релаксации неравновесной емкости МДП-структур, сформированных на облученной пластине *InSb* от глубины ступени *d*



Аналогичные закономерности были получены при исследовании *C-V* и *C-t*-характеристик МДП-структур, сформированных на ступеньках пластины антимида индия с дозой облучения $\Phi = 16$ мкКл/см².

Наблюдаемые искажения формы ВФХ МДП-структур, изготовленных на ступеньках глубиной до 1,5 мкм, свидетельствуют о том, что толщина нарушенного слоя в антимида индия, образующегося при имплантации ионов магния, значительно превышает проецированный пробег R_p ионов с данной энергией (0,15 мкм). Учитывая характер искажения формы ВФХ (излом в области обеднения, рост минимальной емкости), можно предположить, что в нарушенном слое присутствуют дефекты, создающие в запрещенной зоне *InSb* глубокие уровни. Такое предположение хорошо согласуется с результатами измерения *C-t*-характеристик на ступеньках глубиной до 8,5 мкм, где малые значения времен релаксации свидетельствуют о наличии дополнительных генерационно-активных центров.

Аналогичные исследования проводились на облученных пластинах после термического отжига при температуре 375 °С в течение 25 мин, соответствующие ВФХ, приведенных на рис. 5.

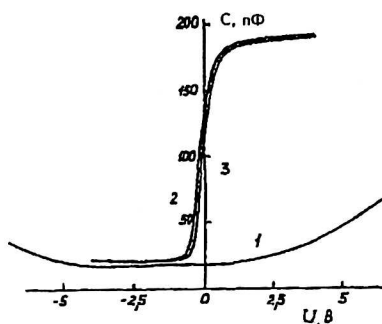


Рис. 5. Вольт-фарадные характеристики МДП-структур, сформированные на необлученной (3) и облученной (1, 2) пластинах InSb после отжига. Глубина ступенек d , мкм: 1 — 0,07; 2 и 3 — 8,5

На структурах, сформированных непосредственно на облученной поверхности без травления, где толщина удаленного материала не превышает 0,07 мкм вследствие выращивания анодного окисла, ВФХ (см. кривая 1) имели вид, типичный для полупроводника с дырочной проводимостью с последовательно включенным мелким p - n -переходом. ВФХ на ступеньках глубиной от 0,5 мкм и более (см. кривая 2) практически совпадали с ВФХ-структур, изготовленных на необлученных пластинах. Также восстанавливаются и значения времени релаксации для отожженных пластин.

Исследование вольт-амперных характеристик p^+ - n -переходов, изготовленных с применением низкотемпературной имплантации $^{24}\text{Mg}^+$

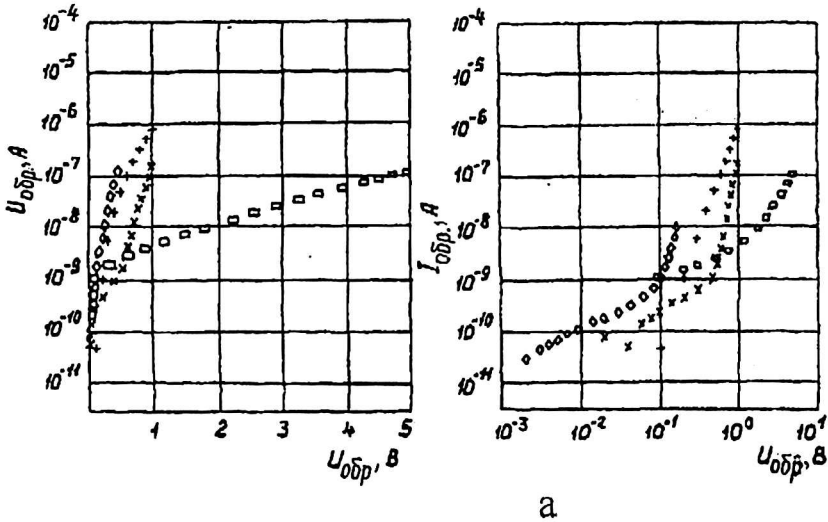
Приведенные выше результаты исследований электрических и структурных свойств пластин InSb при безабразивном маршруте подготовки поверхности свидетельствуют о необходимости достаточно строгого соблюдения регламента обработки. Действительно, уровень имеющегося станочного оборудования и культуры производства не позволяет пока добиться требуемой воспроизводимости структурного совершенства подготовленных к ионно-планарному циклу пластин от партии к партии и даже внутри одной партии. Невоспроизводимость условий обработки при традиционном абразивном маршруте подготовки поверхности InSb приводит к тому, что пригодными для изготовления ионно-легированных структур, по нашим данным, являются лишь 15–20 % пластин из партии. Причины этого неоднократно обсуждались [1, 6]. Этим обусловлена и определенная сложность, и набор используемых нами в работе методов исследования и контроля структурных и электрофизических свойств подготовленных монокристаллов.

Для иллюстрации развиваемого в работе подхода по обеспечению максимального сохранения в пластинах объемных свойств слиточного материала, реализации возможностей “малодефектных” режимов ионной имплантации отбор пластин проводился с помощью специальных приемов. Прежде всего партия безабразивно обработанных пластин разбраковывалась по данным ИК-спектров отражения. Кроме того, пластины, предназначенные для изготовления приборных структур, проходили “тест” на радиационное декорирование (должно отсутствовать!) и масштабы свеллинга (максимальный!) при определенных условиях облучения их ионами инертных газов [4]. Получение такого материала должно обеспечивать физически обоснованно построенные технологические маршруты подготовки пластин InSb, InAs, CdHgTe для изготовления фотоприемников с уникальными свойствами.

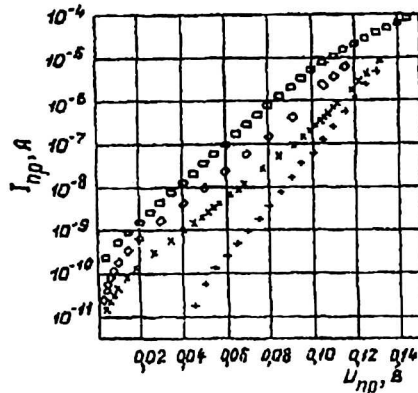
Такие материалы требуют тонкой многофакторной оптимизации режимов имплантации отжига; характеризуются хорошо выраженной зависимостью параметров слоев ($p-n$ -переходов) от дозы, температуры отжига, ориентации и т. д., что весьма важно с точки зрения направленного и воспроизводимого регулирования свойств монокристалла.

P^+ - n -переходы изготовлялись на подложках InSb марки ИСЭ-0"В" (100) с применением в качестве планарной защиты пленки пиролитической двуокиси кремния имплантацией ионов $^{24}\text{Mg}^+$ дозой $1 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$, энергией 80 кэВ при температуре мишени 80 К. Отжиг проводился в квазiboxe с порошком InSb при $T = 350 \text{ }^\circ\text{C}$. Вольт-амперные характеристики изготовленных $p-n$ -переходов были лучше ВАХ p^+-n -переходов, изготовленных по той же технологии имплантацией $^9\text{Be}^+$, $^{24}\text{Mg}^+$ при комнатной температуре (рис. 6). Судя по наклону прямых ветвей ВАХ в координатах $\lg I-\beta U$, где $\beta = 1,4$ в сравнении с 1,7 для случаев комнатной имплантации, имеет место значительное снижение генерационно-рекомбинационных центров в области $p-n$ -перехода. Наблюдалось улучшение обратных ветвей ВАХ диодов: пробивное напряжение достигало 3–5 В против обычных значений ~ 1 В.

На рис. 6 приведены ВАХ изготовленных приборов в сравнении с типичными характеристиками приборов, изготовленных с применением традиционных процессов диффузии Cd, имплантации $^9\text{Be}^+$, $^{24}\text{Mg}^+$.



а



б

Рис. 6. Обратные (а) и прямые (б) ветви вольт-амперных характеристик диодов, изготовленных различными методами:

- + : — диффузия Cd ($\beta = 1,1$);
- x — имплантация $^9\text{Be}^+$ ($\beta = 1,5-1,7$);
- o — имплантация Mg^+ при комнатной температуре ($\beta = 1,7$);
- — имплантация Mg^+ при температуре жидкого азота ($\beta = 1,4$)

Приведенные результаты иллюстрируют принципы нетрадиционного подхода к выбору режимов "малодефектной" имплантации материалов с низкой радиационной стойкостью.

Л и т е р а т у р а

1. Туловчиков В. С., Жарков Е. С., Мурель А. В. и др. Материаловедческие аспекты создания планарно-имплантационных структур на полупроводниках InSb, InAs: Материалы VII Междунар. конф. по микроэлектронике. "Микроэлектроника 90". — Минск, 1990. Т. 1. С. 66—68.
2. Астахов В. П., Дудкин В. Ф. и др. Механизмы взрывного шума р-п-переходов// Микроэлектроника. 1989. Т. 18. № 5.
3. Павлов П. В., Данилов Ю. А., Туловчиков В. С. Морфологические и структурные изменения InSb при ионной бомбардировке//Докл. АН СССР. 1979. Т. 248. № 5. С. 1111—1114.
4. Данилов Ю. А., Туловчиков В. С. Аномальное радиационное разупорядочение антимонида индия при ионной имплантации//Физика и техника полупроводников. 1980. Т. 14 № 1. С. 197—200.
5. Данилов Ю. А., Максимов С. К., Павлов П. В. и др. Связь структурных изменений в антимониде индия с условиями процесса ионного внедрения//Электронная техника. Сер. 7 ТОПО. 1982. Вып. 1 (110). С. 15—17.
6. Туловчиков В. С., Жарков Е. С. Взаимодействие радиационных дефектов с несовершенствами поверхности полупроводников при ионной имплантации//Ионно-лучевая модификация материалов: Тез. докл. Всес. конф. — Черногоровка, Моск. обл., 1987. С. 96.
7. Туловчиков В. С., Данилов Ю. А., Жарков Е. С., Тихонова О. В. Имплантационное легирование монокристаллов InSb ионами Mg^+ и Be^+ //В сб.: Взаимодействие атомных частиц с твердым телом: Материалы VIII Всес. конф. — Минск. 1987. С. 251—253.

Material-science features of creation of ion-planar structures on InSb monocrystals

V. P. Astakhov

Open joint-stock company «Moscow plant "Sapphire"», Moscow, Russia

V. S. Tulovchikov, V. A. Perevoschikov, E. S. Zharkov,

A. V. Rezvov

Nizhnii Novgorod State University, Nizhnii Novgorod, Russia

A. V. Murel

Institute for physics of microstructures, RAS, Nizhnii Novgorod, Russia

The results of investigation of monocrystalline InSb physical properties are presented for various levels of radiative and thermal action. Also data for planar device structures produced by implantation of the ions Mg^+ , Be^+ with use of intrinsic anodic oxides and SiO_2 -based films are included. In the given work, the conditions of doping InSb by ions Mg^+ , Be^+ ensuring high electrical activity of acceptors and low level of radiation damages at low annealing (T_{ann}) temperature are considered. Thus, the specificity of properties of real crystals, background history of surface processing and level of their structural perfection were taken into account. It is established that the most perfect crystals are characterized by highest swelling, causing deterioration of material structure within the ion ranges. The analysis of experience of multielement structure manufacturing on InSb has shown the dramatic character of usually used technological receptions from the point of view of structural opportunities of a monocrystal. The results of work allow proving a number of the new approaches in production of ion-planar matrix IR-detectors on narrow-band semiconductors.

* *

*