

ОСОБЕННОСТИ ИМПУЛЬСНОГО ФОТОННОГО ОТЖИГА ДЕФЕКТОВ, ВВЕДЕННЫХ В КРИСТАЛЛЫ InSb ПРИ ИМПЛАНТАЦИИ ИОНОВ Be^+

А.В. Артамонов, аспирант, *В.П. Астахов, профессор, В.В. Карпов, доцент,

А.Д. Максимов, ассистент

кафедра Материалов опто-, микро- и наноэлектроники МИТХТ им. М.В. Ломоносова

* ОАО «Московский завод «Сапфир»

e-mail: admaximov@gmail.com

Исследовано влияние режима отжига имплантированных ионами Be^+ слоев InSb импульсным излучением галогенных ламп на термо-э.д.с., измеренную на этих слоях. Изучены особенности влияния стадийного отжига, определены оптимальные число стадий, температуры и длительности каждой стадии. Полученные результаты обсуждены на основе представлений о возможных механизмах образования и трансформации радиационных дефектов.

The effect of Be-implanted InSb layers annealing by pulsed halogen lamps radiation on the thermo-emf was investigated. The features of the stagewise annealing influence, as well as the optimal temperature and duration of each stage were studied. The results are discussed on the basis of modern ideas of the possible mechanisms of radiation defects formation and transformation.

Ключевые слова: имплантация, импульсный отжиг, InSb, дефекты.

Key words: implantation, pulsed annealing, InSb, defects.

Введение

В настоящее время для детектирования ИК излучения в спектральном диапазоне 1–5.5 мкм применяются фотодиоды из InSb. Технология их производства основана на создании планарного p^+ – n -перехода имплантацией ионов Be^+ . Актуальной задачей в рамках этой технологии является замена стационарного постимплантационного отжига радиационных дефектов с капсулирующей пленкой SiO_2 в атмосфере H_2+Ar на импульсный фотонный отжиг (ИФО). Отсутствие капсулирующей пленки и кратко-временность ИФО (секунды против 30 мин при стационарном отжиге) сокращают число требуемых операций и повышают технологичность: исключается необходимость нанесения капсулирующей пленки, производимой с применением токсичного моносилана, а также применение взрывоопасного водорода при отжиге.

В работе [1] авторы исследовали локализацию атомов Be в структуре InSb при имплантации. Они определили, что при малых энергиях и дозах уже в процессе имплантации более чем 90% атомов Be занимают позиции In в кристаллической структуре, т.е. являются электрически активными, обеспечивая дырочную проводимость. Этому способствуют высокая концентрация вакансий в позициях In, возникающих при имплантации, благодаря малой (до 5 эВ [2]) энергии смещения атомов In из узлов при температуре имплантации 300 К и их высокой подвижности, а также малый радиус атома Be, легко занимающего место индия в кристаллической структуре при вторичных процессах, связанных с релаксацией решетки.

Из результатов работы [1] следует, что про-

явление p – типа проводимости в ионно-имплантированном слое бериллия в InSb при отжиге заключается не в сдвиге атомов Be из междоузельных позиций в позиции In, а в ликвидации радиационных дефектов донорного типа, обеспечивающих проводимость n – типа в имплантированном слое. Явление компенсации электрической активности атомов Be, находящихся в позициях In, радиационными дефектами отмечено в ряде работ, например [3].

Цель настоящей работы – установить влияние режимов ИФО на эффективность отжига дефектов, введенных в кристаллы InSb имплантацией ионов Be^+ .

Методическая часть

В качестве исходных в работе использовали вырезанные из слитков пластины InSb марки ИСЭ–2в с концентрацией доноров $\sim 10^{15} \text{ см}^{-3}$. Поверхность пластин последовательно обрабатывали химико-механическим шлифованием и химико-динамическим полированием. Имплантацию ионов Be^+ с энергией 30 кэВ и дозой $6 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-2}$ производили на установке «Везувий–5». Последующий ИФО осуществляли на установке «Оникс» излучением галогенных ламп в атмосфере инертного газа с применением кремниевого фильтра, «отрезающего» коротковолновую составляющую излучения ($\lambda < 1.1 \text{ мкм}$). Оценочным параметром являлось значение напряжения термо-э.д.с ($U_{\text{тедс}}$), измеренное с точностью $\pm 1 \text{ мВ}$ с помощью прижимных нагреваемого и ненагреваемого зондов при температуре образца 80 К и постоянной температуре нагреваемого зонда. По знаку $U_{\text{тедс}}$ определяли тип основных носителей заряда; концентрацию дырок оценивали по значению $U_{\text{тедс}}$ в поверхностной области пластины,

используя следующую формулу [4]:

$$p = \exp \left[\frac{U_{m\dot{\alpha}c} e}{k\Delta T} + \ln(N_v) - \left(\frac{5}{2} - s \right) \right]$$

где k – постоянная Больцмана, e – элементарный заряд, p – концентрация дырок, N_v – плотность состояний в валентной зоне, s – коэффициент, который определяется зависимостью времени релаксации от кинетической энергии носителей заряда. В случае рассеяния носителей заряда на ионах примеси (именно этот механизм преобладает при значительной активации примеси, имеющей место в нашем случае) $s = -3/2$.

Средняя концентрация атомов Ве в имплантированном слое при выше указанных энергии ионов и дозе составляет $2.1 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$, если принять толщину имплантированного слоя равной 0.3 мкм, что соответствует расчету.

Результаты и их обсуждение

На рис. 1 представлена зависимость величины $U_{m\dot{\alpha}c}$ от температуры одностадийного отжига в диапазоне $370 \div 450^\circ\text{C}$. При каждой температуре отжигали по 3 образца. Длительность нагрева и отжига составляла 30 с и 15 с, скорость охлаждения образцов ~ 10 град/мин.

При использованных температурах отжига знак $U_{m\dot{\alpha}c}$ является положительным (плюс на ненагреваемом зонде), следовательно, основными носителями заряда в имплантированном слое являются дырки. При меньших температурах отжига и на обратной стороне пластины знак $U_{m\dot{\alpha}c}$ – отрицательный, т.е. основными носителями заряда являются электроны. На обратной стороне $U_{m\dot{\alpha}c} = -90$ мВ, на имплантированной стороне до отжига $U_{m\dot{\alpha}c} = -75$ мВ.

Из рис. 1 видно, что максимальные значения $U_{m\dot{\alpha}c} = 27 \div 28$ мВ на легированном слое лежат в интервале температур отжига $400 \div 420^\circ\text{C}$. При более низких температурах не происходит достаточно эффективного отжига радиационных дефектов. Уменьшение значений $U_{m\dot{\alpha}c}$ при более высоких температурах скорее всего обусловлено развитием дефектности в кристалле по мере приближения к температуре плавления InSb (525°C) вследствие испарения сурьмы и развития диффузионных процессов, поскольку капсулирующее покрытие отсутствует.

В табл. 1 представлены результаты измерения $U_{m\dot{\alpha}c}$ на имплантированном слое, а также температуры и режимы последовательного постадийного отжига, при котором температура последующей стадии на $20 \div 40^\circ\text{C}$ превышала температуру предыдущей. Отжигали 4 образца, для каждого из которых выбирали индивидуальный температурный диапазон, отличающийся только температурой 1-ой стадии.

Из табл. 1 следует, что в случае постадийного отжига максимальные значения $U_{m\dot{\alpha}c}$ на имплантированном слое составляют 35 мВ, что на 25% и более превышает значения, полученные при одностадийном отжиге. Очевидно, что конверсия типа проводимости происходит при температуре отжига $360 - 370^\circ\text{C}$. Это означает, что при данных температурах концентрация электрически активных радиационных дефектов n -типа становится ниже концентрации атомов Ве в позициях In кристаллической структуры.

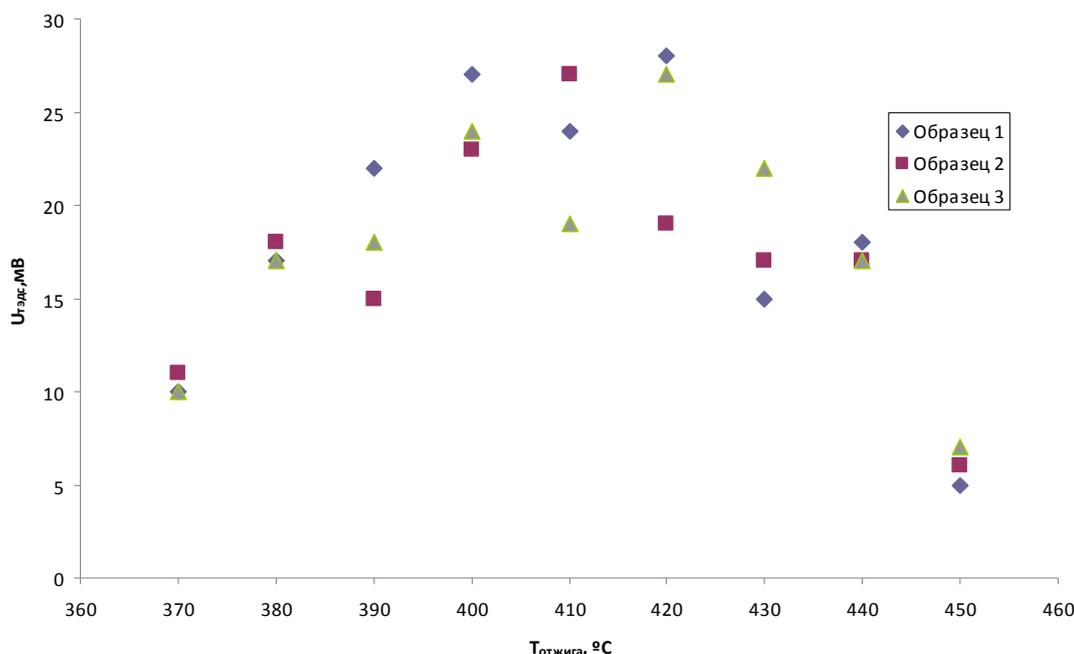


Рис. 1. Зависимость $U_{m\dot{\alpha}c}$ на имплантированном слое от температуры одностадийного отжига (при каждой температуре отожжены по 3 образца).

Таблица 1. Результаты измерения $U_{mэдс}$ (мВ) на имплантированной стороне при последовательном постадийном отжиге образцов

Температура постадийного отжига, °С	Образец 1	Образец 2	Образец 3	Образец 4
	$U_{тэдс}$, мВ	$U_{тэдс}$, мВ	$U_{тэдс}$, мВ	$U_{тэдс}$, мВ
200	-75	***	***	***
240	-75	-75	***	***
270	-70	-75	-75	***
300	-75	-75	-75	-80
330	-30	-30	-35	-50
350	-20	-40	-50	-35
360	20	-40	-25	-5
370	20	20	10	20
380	30	30	35	30
390	35	35	25	25
400	30	25	25	25
410	25	25	20	15
420	20	25	20	15

Анализ представленных в табл. 1 данных показывает, что можно выделить два характерных диапазона температур отжига, в которых происходит резкий подъем значений $U_{mэдс}$: $\Delta T_1 \sim 290\text{--}330^\circ\text{C}$ и $\Delta T_2 = 360\text{--}390^\circ\text{C}$. Рассчитанные для этих участков температур значения энергии активации отжига составляют $E_{a1} = 2.96$ эВ и $E_{a2} = 6.21$ эВ, соответственно. Значение E_{a1} соответствует энергии активации движения вакансий индия [5], отсюда можно заключить, что дефекты, отжигающиеся при температуре ниже 290°C , представляют собой скопления вакансий In или дивакансии, скорость «залечивания» которых определяется скоростью их стока к поверхности. При этом также не исключена возможность «залечивания» вакансий за счет делокализации электрона при релаксации оборванных связей. Интервал температур ΔT_2 соответствует отжигу, по-видимому, сложных ассоциатов точечных дефектов определенного (одного) типа, обладающих значительными энергиями связи, разрыв которых требует более высоких температур отжига, при которых далее происходит аннигиляция освободившихся простейших дефектов и их сток к поверхности.

На основании представленных результатов и данных работ [6, 7] можно предположить, что в имплантированном слое формируются простые дефекты на основе вакансий в позиции In – V_{In}^\bullet (дивакансии и скопления вакансий) и сложные ассоциаты точечных дефектов на основе вакансий в позиции In и, возможно, атомов Be, In и Sb в междоузельных положениях (In_i^\bullet , $Sb_i^{\bullet\bullet}$, Be_i^\bullet). При этом ассоциаты, по-видимому, в наибольшей мере обогащены вакансиями в позиции In, поскольку скорость стока междоузельных атомов In к поверхности значительно больше, чем вакансий в позициях In [8]. Обогащение ассоциатов междоузельными атомами Sb и

вакансиями в позициях Sb является, вероятно всего, незначительным, о чем свидетельствуют проведенные нами термодинамические расчеты и результаты работы [6].

Из представленных в табл. 1 данных следует также заключить, что отжиг вакансионных образований еще не приводит к преимущественно дырочной проводимости имплантированного слоя, т.е. за перекомпенсацию электрически активных атомов Be ответственны сложные ассоциаты, только после отжига которых слои имеют проводимость p -типа, обусловленную электрически активными атомами Be.

Сравнение данных, представленных на рис. 1 и в табл. 1 свидетельствует о том, что максимум значений $U_{mэдс}$ при постадийном режиме сдвинут в более низкотемпературную область по сравнению с одностадийным, а именно от $400\text{--}420$ до $380\text{--}390^\circ\text{C}$. Кроме того, при постадийном режиме достигнуты более высокие значения $U_{mэдс}$ (35 мВ), чем при одностадийном (28 мВ). Не исключено, что при одностадийном отжиге одновременно происходят процессы диссоциации двух типов исходных радиационных дефектов. Из-за высокой концентрации исходных радиационных и образующихся точечных дефектов процесс диссоциации в этом случае не столь эффективен, а вероятность образования новых ассоциатов повышена. Увеличение температуры $> 420^\circ\text{C}$ не приводит к повышению $U_{mэдс}$ (рис. 1), а при увеличении продолжительности отжига $U_{mэдс}$ уменьшается из-за возрастания вероятности испарения атомов Sb и развития диффузионных процессов в пластине, приводящих к формированию новых ассоциатов дефектов.

При постадийном режиме происходит независимый постепенный отжиг сначала скоплений вакансий, а затем ассоциатов, благодаря

чему не создаются условия для образования новых ассоциатов. Поэтому постадийный режим позволяет не только получить большее значение $U_{m\text{эдс}}$ и, соответственно, более эффективно отжечь дефекты, но и снизить температуру эффективного отжига.

Принимая во внимание наличие двух типов дефектов в имплантированном слое, представлялось целесообразным исследовать возможности двухстадийного отжига при температурах

t_1 и t_2 , для чего были отожжены три группы образцов. В каждой группе варьировали длительность стадий; при переходе к следующей группе повышали температуру первой стадии. Результаты измерения $U_{m\text{эдс}}$ и расчета соответствующих значений ρ , а также температуры и длительности отжига для этих образцов представлены в табл. 2, здесь же для сравнения приведены данные по одно-, трехстадийному и постадийному режимам.

Таблица 2. Режимы многостадийных отжигов, результаты измерения $U_{m\text{эдс}}$ и расчета значений концентрации дырок

№ образца	Стадия 1		Стадия 2		Стадия 3		$U_{\text{гэдс}}$, МВ (импл. сторона)	ρ , см ⁻³
	$t_{\text{отж}}$, °С	$\tau_{\text{отжига}}$, с	$t_{\text{отж}}$, °С	$\tau_{\text{отжига}}$, с	$t_{\text{отж}}$, °С	$\tau_{\text{отжига}}$, с		
1	390	20	***	***	***	***	28	$7.01 \cdot 10^{17}$
2	285	20	385	20	***	***	39	$1.42 \cdot 10^{18}$
3	285	40	385	20	***	***	44	$1.97 \cdot 10^{18}$
4	285	80	385	20	***	***	44	$1.97 \cdot 10^{18}$
5	285	120	385	20	***	***	44	$1.97 \cdot 10^{18}$
6	285	180	385	20	***	***	43	$1.84 \cdot 10^{18}$
7	285	40	385	40	***	***	39	$1.42 \cdot 10^{18}$
8	300	20	385	20	***	***	39	$1.42 \cdot 10^{18}$
9	300	40	385	20	***	***	46	$2.24 \cdot 10^{18}$
10	300	80	385	20	***	***	46	$2.24 \cdot 10^{18}$
11	300	120	385	20	***	***	46	$2.24 \cdot 10^{18}$
12	300	180	385	20	***	***	45	$2.10 \cdot 10^{18}$
13	300	180	385	40	***	***	45	$2.10 \cdot 10^{18}$
14	330	20	385	20	***	***	37	$1.25 \cdot 10^{18}$
15	330	80	385	20	***	***	46	$2.24 \cdot 10^{18}$
16	330	180	385	20	***	***	45	$2.10 \cdot 10^{18}$
17	280	20	340	20	385	15	42	$1.73 \cdot 10^{18}$
18	Постадийный отжиг при температурах (250÷390)°С						35	$1.00 \cdot 10^{18}$

Из данных табл. 2 видно, что увеличение продолжительности первой стадии от 20 до 40 с привело к заметному возрастанию эффективности отжига при двухстадийном режиме. Это свидетельствует о наличии диффузионной составляющей в механизме отжига скоплений вакансий In, реализация которой требует длительности первой стадии не менее 40 с, в течение которых все вакансии индия стекают к поверхности пластины. Дальнейшее увеличение длительности первой стадии не приводит к росту значения $U_{m\text{эдс}}$, что говорит о достижении максимально возможного уничтожения вакансионных образований при данной температуре. Для образцов, характеризующихся наибольшей длительностью первой стадии, наблюдается небольшое снижение значения $U_{m\text{эдс}}$. Увеличение длительности второй, высокотемпературной стадии, более 20 с приводит к уменьшению $U_{m\text{эдс}}$. Эти явления обусловлены, как упоминалось выше, скорее всего, развитием процессов, связанных с испарением поверхностных атомов Sb. На низкотемпературной

стадии это сказывается при больших значениях $\tau_{\text{отжига}}$ (>120 с), а на высокотемпературной – при меньших (>20 с).

Необходимо заметить (табл. 2), что повышение температуры первой стадии от 285 до 300°С сопровождается ростом $U_{m\text{эдс}}$, значение которого уже не возрастает при дальнейшем повышении температуры до 330°С. Это означает, что при температуре 300°С и длительности (40÷120) с происходит наиболее эффективный отжиг вакансионных комплексов. При двухстадийном отжиге при температуре первой стадии 300°С (40÷120) с и температуре второй стадии 385°С (20 с) получены концентрации дырок в легированном слое, соответствующие расчетной средней величине для использованных режимов имплантации при 100%-ной активации атомов бериллия и отсутствии компенсации радиационными дефектами.

Выводы

Радиационные дефекты, образующиеся при имплантации ионов Be^+ в InSb при малых

энергии и дозе, перекомпенсируют электрически активные атомы Ве, которые, согласно работе [2], практически все находятся в позициях индия сразу после имплантации. При этом имеются радиационные дефекты двух типов: скопления вакансий в позиции In и сложные ассоциаты дефектов, которые в наибольшей мере также обогащены вакансиями в позиции In. Перекомпенсацию определяют ассоциаты, только после отжига которых проводимость определяется электрически активными атомами Ве. Эффективность отжига радиационных дефектов

повышается при переходе от одностадийного к двухстадийному режиму. При этом происходит независимый и более полный отжиг скоплений вакансий на низкотемпературной стадии и ассоциатов – на высокотемпературной стадии.

Установлено, что оптимальным является двухстадийный режим отжига с температурой первой стадии $t_1=300^\circ\text{C}$ и второй – $t_2=385^\circ\text{C}$. Длительность первой стадии 40–120 с, второй – около 20 с. Эффективность отжига при двухстадийном режиме в ~1.5 раза выше, чем при одностадийном.

ЛИТЕРАТУРА:

1. Стоянова И.Г., Скакун Н.А., Трохин А.С. Локализация атомов бериллия в кристаллической решетке антимида индия при ионной имплантации // Поверхность: Физика, химия, механика. 1988. № 8. С. 144–146.
2. Вавилов В.С., Кив А.Е., Ниязова О.Р. Механизмы образования и миграции дефектов в полупроводниках. – М.: Наука, 1981. С. 30.
3. Fujisawa Isao. Type conversion of InSb from p to n by ion bombardment and laser irradiation // Jpn. J. Appl. Phys. 1980. V. 19. № 11. P. 2137–2141.
4. Шалимова К.В. Физика полупроводников. – М.: Энергия, 1976. С. 196–198.
5. Vaidya N., Huang H., Liang D. Grown-in defects of InSb crystals: Models and computation / Dep. of Mathematics & Statistics, York University. – Toronto, Canada M3J 1P3, 2005. P. 9.
6. Höglund A. Electronic structure calculations of point defects in semiconductors / Digital Comprehensive Summaries of Uppsala Dissertations from the Faculty of Science and Technology 316. – Uppsala, Sweden, 2007. P. 102.
7. Declémya A., Sauvageb T., Kotaic E., Levequed P., Abd El-Atie M.I. Be- and Mg-ion implantation-induced damage in InSb // Materials Science in Semiconductor Processing. 2001. V. 4. № 1-3. P. 277–279.
8. Матаре Г. Электроника дефектов в полупроводниках. – М.: Мир, 1974. 462 с.