

ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРУЮЩИХ ПРИМЕСЕЙ НА ФОРМИРОВАНИЕ ПЕРЕХОДНЫХ СЛОЕВ В ЭПИТАКСИАЛЬНЫХ СТРУКТУРАХ АРСЕНИДА ГАЛЛИЯ

Брук А. С., Говорков А. В., Мильвидский М. Г., Попова Е. В.,
Шленский А. А.

Методами МКЛ и ФЛ изучено влияние легирующей примеси и условий выращивания на люминесцентные характеристики и размеры переходных слоев в однослойных эпитаксиальных структурах арсенида галлия n - и p -типа. Показано, что толщина переходного слоя и характер распределения рекомбинационных центров около границы со стороны эпитаксиального слоя определяются диффузионной подвижностью собственных точечных дефектов в подложке, а также природой и уровнем легирования эпитаксиального слоя.

Методика. В однослойных эпитаксиальных n - n - и p - p -структурах арсенида галлия, полученных методом жидкофазовой эпитаксии из галлиевого расплава в атмосфере водорода, изучалось влияние природы легирующей примеси, а также уровня легирования подложки и эпитаксиального слоя (ЭС) на рекомбинационные характеристики и размеры переходной области у границы раздела подложка—ЭС. Кроме того, изучалось влияние на эти параметры термообработки и температуры выращивания ЭС.

ЭС n -типа выращивались на подложках с $n = (0.5 \div 2) \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$. Концентрация носителей заряда в ЭС менялась от $2 \cdot 10^{16}$ до $4 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$. В качестве легирующих примесей использовались олово и теллур. ЭС p -типа, легированные цинком или германием, выращивались на подложках, легированных пинком, с $p = 1 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-3}$. Концентрация носителей в ЭС изменялась в пределах $5 \cdot 10^{17} \div 3 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$. Температура выращивания ЭС варьировалась от 800 до 950 °С.

В исследуемых образцах контролировались спектральный состав, интенсивность микрокатодолюминесценции (МКЛ) и фотолюминесценции (ФЛ) при 77 и 300 К. Толщину переходного слоя определяли по изменению интенсивности МКЛ, измеренной на поперечных сколах структур или на косых шлифах, изготовленных под углом 1° к плоскости роста, с локальностью 1 мкм.

Экспериментальные результаты. На рис. 1 представлены изменения отношения интенсивности краевой полосы МКЛ в переходном слое (I_{nc}) к интенсивности МКЛ в объеме подложки (I_0), измеренные при 300 К, для структур, выращенных при 900 °С. Распределение I_{nc}/I_0 в переходном слое со стороны подложки является чувствительной функцией природы легирующей примеси в ней и не зависит от вида легирования ЭС. В то же время характер изменения I_{nc}/I_0 непосредственно на границе и в ЭС определяется комбинацией легирующих примесей в подложке и ЭС.

Сопоставление структур n -типа (рис. 1, а, б) показывает, что природа легирующей примеси в подложке сравнительно слабо влияет на характер распределения I_{nc}/I_0 в ЭС, легированных оловом, но зато сильно сказывается при легировании ЭС теллуром. В ЭС, легированных теллуром и выращенных на «теллуристых» подложках, наблюдается быстрый монотонный рост I_{nc}/I_0 непосредственно от границы. При выращивании таких слоев на подложках, легированных оловом, на границе происходит резкое снижение I_{nc}/I_0 с последующим плавным нарастанием. Толщина переходного слоя имеет максимальное значение при

использовании подложек, легированных оловом. Аналогичное (но меньшее) снижение I_{nc}/I_0 на границе наблюдается и в ЭС p -типа, легированных германием.

В таких структурах выявлена сильная зависимость характера распределения I_{nc}/I_0 от температуры выращивания (рис. 2). При снижении температуры выращивания до 800° характер распределения I_{nc}/I_0 в ЭС перестает зависеть от

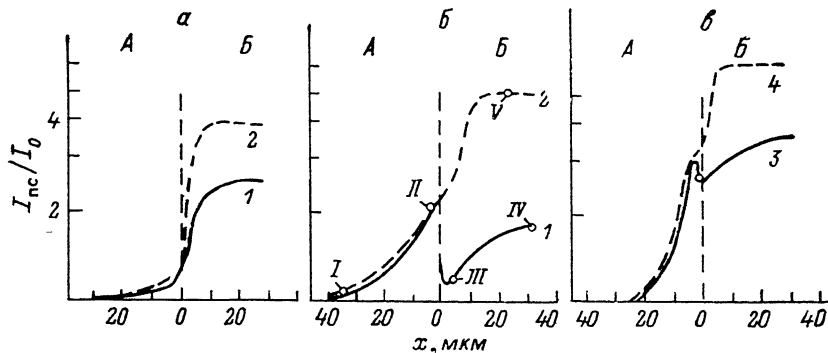


Рис. 1. Изменение интенсивности МКЛ (300 К) около границы раздела в эпитаксиальных структурах, выращенных при 900°C .

Подложка: a — GaAs(Te), $n=5 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$; b — GaAs(Sn), $n=5 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$; v — GaAs(Zn), $p=1 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$. ЭС: a, b — GaAs(Te) (1), GaAs(Sn) (2), v — GaAs(Ge) (3), GaAs(Zn) (4), $p=1 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$. А — подложка, Б — эпитаксиальный слой.

природы легирующей примеси. В тех случаях, когда термообработку подложек на стадии предэпитаксии проводили при 950°C , а наращивание ЭС — при 800°C , снижения I_{nc}/I_0 на границе также не обнаружено.

До сих пор речь шла об ЭС, выращенных из равновесного по составу для данной температуры кристаллизации расплава. При выращивании ЭС из переохлажденного расплава во всех случаях на границе подложка—ЭС появляется характерная область толщиной $\sim 3 \text{ мкм}$ с низкой интенсивностью МКЛ. На основании полученных нами ранее результатов [1] можно предположить, что ос-

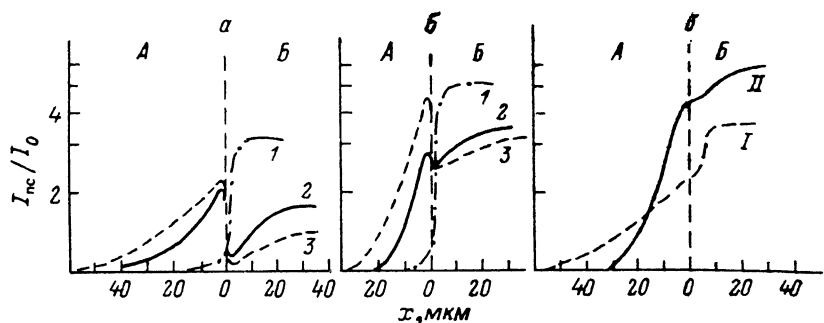


Рис. 2. Изменение интенсивности МКЛ (300 К) около границы раздела в эпитаксиальных структурах.

Подложка: $a, в$ (I) — GaAs(Sn); $б, в$ (II) — GaAs(Zn). ЭС: $a, в$ (I) — GaAs(Te); $б, в$ (II) — GaAs(Ge). Температура термообработки подложки и начала выращивания ЭС, $^\circ\text{C}$: $a, б$ 1 — 800 , 2 — 900 , 3 — 950 ; $в$) 950 и 800 соответственно. А — подложка, Б — эпитаксиальный слой.

новной причиной резкого снижения интенсивности МКЛ в последнем случае является наличие у поверхности подложки нарушенного слоя, возникающего в результате частичного термического разложения в процессе предэпитаксиальной термообработки (выдержки). При выращивании из равновесного расплава такой слой практически полностью удаляется в результате подрастворения подложки при изотермическом контакте с расплавом.

Исследовано влияние природы легирующей примеси на спектральный состав ФЛ (77 К) в ЭС n -типа и спектральный состав МКЛ (77 и 300 К) в областях, прилегающих к границе раздела подложка—ЭС. В ЭС, легированных оловом или теллуром, с $n \leq 1 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$ в спектре ФЛ присутствует только краевая по-

доса с $h\nu_m \approx 1.51$ эВ. В ЭС, легированных оловом, с $n \geq 2 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$ в спектре ФЛ дополнительно появляется длинноволновая полоса с $h\nu_m \approx 1.3$ эВ, а в ЭС, легированных теллуrom, при этих же концентрациях — полоса с $h\nu_m \approx 1.0$ эВ. Увеличение содержания олова в ЭС приводит к росту интенсивности краевой (1.51 эВ) и длинноволновой (1.3 эВ) полос излучения, однако спектральный состав ФЛ остается неизменным вплоть до $n \sim 4 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$.

В ЭС, легированных теллуrom, с ростом концентрации примеси также происходит увеличение интенсивности полос 1.51 и 1.0 эВ, однако при $n \approx 2 \times 10^{18} \text{ см}^{-3}$ в спектре ФЛ появляется еще одна полоса излучения с $h\nu_m \approx 1.2$ эВ. Дальнейшее увеличение концентрации теллура приводит к резкому росту интенсивности полосы 1.2 эВ и к снижению интенсивности краевой полосы (1.51 эВ).

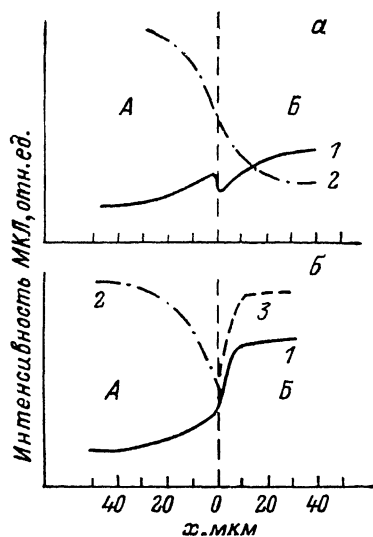


Рис. 3. Изменение интенсивности полос МКЛ (77 К) около границы раздела в эпитаксиальных структурах, выращенных при 900°C .

Подложка: а, б — GaAs(Sn). ЭС: а — GaAs(Te); б — GaAs(Sn). Полосы излучения, эВ: 1 — 1.51 (краевая), 2 — 1.2, 3 — 1.3 (длинноволновые). А — подложка, Б — эпитаксиальный слой.

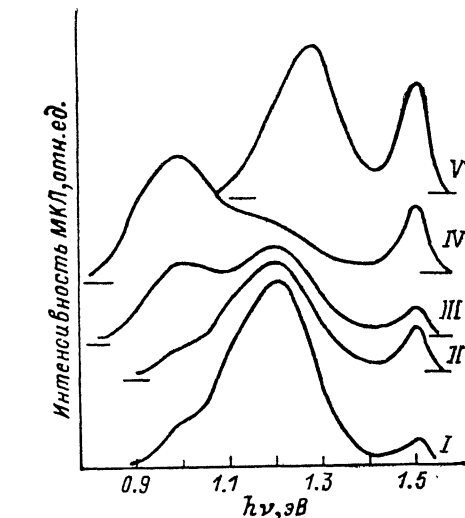


Рис. 4. Спектры МКЛ (77 К) для областей эпитаксиальных структур, отмеченных на рис. 1, б цифрами I—V.

На рис. 3 и 4 представлены результаты МКЛ исследований при 77 К на косых шлифах однослойных структур, выращенных на подложках, легированных оловом, для которых на рис. 1, б дано распределение $I_{\text{по}}/I_0$ при 300 К по сколам.

Характер изменения интенсивностей краевой и длинноволновой (1.2 эВ) полос излучения при 77 К в подложке одинаков для обоих типов структур и не зависит от типа легирующей примеси в ЭС (рис. 3, а, б). В ЭС, легированных теллуrom, интенсивность полосы 1.2 эВ монотонно снижается по мере удаления от границы подложка—ЭС, а интенсивность краевой полосы (1.51 эВ) на этой границе резко уменьшается, а затем растет по мере удаления от нее. Интенсивность полосы 1.0 эВ также возрастает по мере удаления от границы. В структурах с ЭС, легированными оловом, на границе наблюдается смена полосы 1.2 эВ на полосу 1.3 эВ и отсутствует снижение интенсивности краевой полосы.

Обсуждение результатов. Сравнение структур, выращенных из равновесного и переохлажденного расплава, свидетельствует о том, что образующийся в результате частичного термического разложения нарушенный приповерхностный слой подложки при контакте с равновесным расплавом практически полностью удаляется. В этих условиях образование переходного слоя на границе определяется диффузией в ЭС собственных точечных дефектов структуры (СТДС), присутствующих в исходной подложке. Как известно, в результате отклонения от стехиометрического состава содержание СТДС в монокристаллах арсенида галлия достигает $10^{18} \div 10^{19} \text{ см}^{-3}$ [2], что существенно превышает их содержание в ЭС.

Природа, концентрация и состояние этих СТДС, в частности их диффузионная подвижность, в значительной степени определяются природой легирующей примеси в подложке. В подложках, легированных теллуром, концентрация и скорость диффузии этих дефектов значительно ниже, чем в подложках, легированных оловом, что и обуславливает гораздо меньшую протяженность переходных слоев в структурах, выращенных на таких подложках. Диффундируя в ЭС в процессе наращивания, эти дефекты оказывают существенное влияние на природу, концентрацию и характер распределения центров рекомбинации по его глубине. Совокупность имеющихся экспериментальных данных позволяет предполагать, что основными дефектами, диффундирующими из подложки, являются вакансии в галлиевой подрешетке (V_{Ga}) или комплексы с их участием. Попадая из подложки в ЭС, эти дефекты могут взаимодействовать с присутствующими в ЭС СТДС, а также с атомами легирующей примеси. Это обуславливает значительные трансформации природы и соотношения концентраций центров рекомбинации в ЭС по сравнению с подложкой.

Зависимость спектров ФЛ и МКЛ в ЭС от природы и концентрации легирующей примеси свидетельствует о том, что природа образующихся в ЭС центров рекомбинации определяется не только дефектами, диффундирующими из подложки, но и СТДС, дополнительно генерируемыми в ЭС при высоких уровнях легирования.

В ЭС, легированных теллуром, спектр ФЛ при 77 К определяется теми же центрами (полосы 1.0 и 1.2 эВ), что и в объемных кристаллах (хотя количественное соотношение их различается). Как было показано ранее [^{1, 3}], в образовании этих центров активное участие принимают V_{Ga} . Соотношение интенсивностей различных полос МКЛ вблизи границы в ЭС, легированных теллуром, свидетельствует о том, что при взаимодействии диффундирующих из подложки дефектов (V_{Ga}) с присутствующими в слое атомами легирующей примеси и СТДС могут образовываться в значительных концентрациях центры, ответственные за полосу 1.2 эВ, и центры безызлучательной рекомбинации. Именно с образованием этих центров и возможной концентрацией их вблизи границы раздела из-за наличия некоторого рассогласования периодов решетки подложки и ЭС связано, по-видимому, характерное падение интенсивности краевой полосы излучения в области границы раздела (рис. 3, а).

В ЭС, легированных оловом, в длинноволновой части спектра ФЛ превалирует полоса 1.3 эВ, которая обусловлена центрами, в состав которых входят V_{As} [^{1, 4}]. При температуре эпитаксии коэффициент распределения олова в арсениде галлия много меньше единицы ($k \sim 1 \cdot 10^{-4}$), что вынуждает при получении сильно легированных слоев вводить в расплав до 20 % олова. Введение таких количеств олова может приводить к значительным изменениям коэффициентов активности основных компонентов в расплаве и являться одной из основных причин сдвига состава СТДС в ЭС в сторону избытка V_{As} . В этом случае диффузия из подложки V_{Ga} не приводит к образованию центров, ответственных за полосу 1.2 эВ, в результате чего в спектре МКЛ полоса 1.3 эВ сохраняется вплоть до самой границы.

Таким образом, снижение температуры выращивания и правильный выбор примесей для легирования подложки и ЭС являются эффективными средствами воздействия на толщину переходного слоя и люминесцентные характеристики ЭС.

Л и т е р а т у р а

- [1] Брук А. С., Говорков А. В., Мильвидский М. Г., Попова Е. В., Шленский А. А. — ФТП, 1986, т. 20, в. 9, с. 1588—1593.
- [2] Мильвидский М. Г., Освенский В. Б. Структурные дефекты в монокристаллах полупроводников. М., 1984. 256 с.
- [3] Алфёров Ж. И., Гарбузов Д. З., Морозов Е. П., Третьяков Д. Н. — ФТП, 1967, т. 1, в. 11, с. 1702—1705.
- [4] Камалов М. Н., Колесник Л. И., Мильвидский М. Г., Шершакова И. Н. — ФТП, 1980, т. 14, в. 1, с. 159—163.

Государственный научно-исследовательский
и проектный институт
редметаллической промышленности
Москва

Получена 1.03.1988
Принята к печати 11.04.1988