

ВЛИЯНИЕ ИМПУЛЬСНОГО ЛАЗЕРНОГО ОБЛУЧЕНИЯ НА ПРОФИЛЬ ПОДВИЖНОСТИ И ПРОВОДИМОСТИ ЭПИТАКСИАЛЬНЫХ СЛОЕВ GaAs

Гусаков Г. М., Кодратова Т. Н., Капский К. С., Ларюшин А. И.

Проведены исследования влияния импульсного лазерного облучения (ИЛО) на профиль проводимости и подвижности эпитаксиальных слоев GaAs<Ge> $n-i$ - и n^+-n-i -структур в нормальных условиях и в условиях повышенного давления (до 200 атм) в атмосфере Ar и O₂.

Показано, что ИЛО GaAs приводит к возникновению на поверхности слабопроводящего слоя в зависимости от плотности энергии облучения E . Обсуждаются возможные причины снижения активности примеси и данные электронографии по качеству поверхности образцов в зависимости от условий облучения материала.

Ранее было показано, что импульсное лазерное облучение (ИЛО) монокристаллических образцов арсенида галлия приводит к генерации в материале точечных дефектов [1-3]. Интерес к подобным исследованиям в значительной мере связан с проблемой импульсного лазерного отжига ионно-имплантированных слоев [4].

Известно, что лазерный отжиг ионно-имплантированных слоев GaAs в отличие, например, от кремния малоэффективен, а при малых дозах имплантации эффект отжига вообще отсутствует. До сих пор не ясны причины, приводящие к низкой степени активации внедренной примеси и низкой подвижности носителей; не ясны и пути улучшения качества отожженных слоев.

В работе [1] исследованы методом спектроскопии глубоких уровней (СГУ) монокристаллы GaAs, подвергнутые ИЛО. Установлено, что лазерное облучение приводит к отжигу дефектов, первоначально содержащихся в материале, а также вводит новые глубокие уровни.

В работах [2, 3] обнаружено влияние ИЛО на спектр и интенсивность люминесценции монокристаллов GaAs, что также свидетельствует о введении дефектов, создающих каналы безызлучательной рекомбинации. По оценкам, концентрация введенных дефектов составляет величину $10^{15} \div 10^{17} \text{ см}^{-3}$.

Следует отметить, что оба метода не обладают достаточным разрешением: СГУ не позволяет получать информацию о дефектах, лежащих в поверхностных слоях толщиной $0.1 \div 0.2 \text{ мкм}$, а люминесценция в GaAs определяется толщинами слоев в несколько мкм.

Кроме того, с практической точки зрения наиболее интересен такой режим ИЛО, когда при облучении не происходит существенной деградации поверхности материала. Для импульсов длительностью $10 \div 100 \text{ нс}$ в условиях сильного поглощения излучения поверхностная плотность энергии E не должна превышать $0.8 \div 0.9 \text{ Дж/см}^2$, что соответствует глубине расплавленного слоя $0.3 \div 0.4 \text{ мкм}$ [5], тогда как в вышеупомянутых работах величина E достигала $1 \div 3 \text{ Дж/см}^2$.

Целью настоящей работы является исследование влияния ИЛО на профили поверхностной проводимости и подвижности слоев GaAs.

Для исследования профиля проводимости использовали метод Ван-дер-Пау в сочетании с анодным окислением и послойным травлением образцов, подвижность определяли с помощью холловских измерений в поле 0.5 Т, а также бесконтактный СВЧ метод [6].

В экспериментах использовали эпитаксиальные слои GaAs, легированные Ge ориентации (100), выращенные методом газовой эпитаксии на компенсированных подложках (Ст). Толщины эпитаксиальных слоев выбирались таким образом, чтобы, во-первых, обеспечить возможность проплавления эпитаксиального слоя на всю толщину при энергиях импульса, не приводящих к деградации поверхности, а, во-вторых, обеспечить изменение свойств облученной пленки, превышающее погрешность методов измерений.

Исследовали структуры с концентрацией $n=1 \cdot 10^{17}$ см⁻³ и толщиной

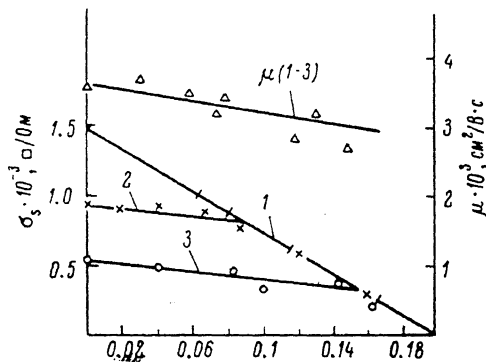


Рис. 1. Зависимости величины поверхностной проводимости σ_s и подвижности μ от толщины травленного слоя x при различных плотностях энергии облучения для эпитаксиальных слоев с $n=1 \cdot 10^{17}$ см⁻³.

1 — без отжига; E , Дж/см²: 2 — 0.5, 3 — 0.7.

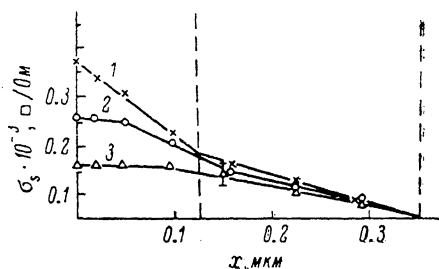


Рис. 2. Зависимости величины поверхностной проводимости от толщины травленного слоя x при плотностях энергии облучения для $n^+ - n^-$ структур ($n^+=1 \cdot 10^{18}$ см⁻³).

1 — без отжига; E , Дж/см²: 2 — 0.5, 3 — 0.7.

$d=0.2$ мкм, комбинированные $n^+ - n^-$ структуры с параметрами $n^+=(2 \div 4) \times 10^{18}$ см⁻³, $d_1=0.12$ мкм и $n=1 \cdot 10^{17}$ см⁻³, $d_2=0.25$ мкм.

До облучения пластины GaAs подвергались различным стандартным методам очистки. В ряде случаев использовали и необработанные пластины. Качество поверхности до и после лазерной обработки контролировали методом электронографии.

Для измерений из пластины вырезали квадратные образцы площадью 1 см². После лазерной обработки омические контакты к структурам получали путем вжигания индия в печи (350 °С, 10 мин) в потоке аргона. В некоторых случаях вжигание контактов предшествовало лазерному облучению, однако различий в параметрах структуры обнаружено не было.

Послойное травление образцов проводили по методике [7].

Лазерное облучение образцов осуществляли одномодовым непрерывно импульсным лазером на Nd³⁺ с внерезонаторным удвоением частоты ($\lambda=0.53$ мкм) и с параметрами: длительностью импульса на полувысоте 50 нс, диаметром области обработки на уровне $1/e$ 120 мкм (стабильность импульса $< 5\%$). Для равномерной обработки образца осуществляли растровое сканирование с помощью автоматического манипулятора (шаг ≤ 50 мкм). Полное описание установки приведено в работе [8].

Образцы облучали при комнатной температуре на воздухе и в специальной ячейке высокого давления, позволяющей проводить облучение в атмосфере O₂ и Ag при давлениях до 200 атм.

На рис. 1 представлены зависимости величины поверхностной проводимости σ_s и подвижности μ от толщины стравленного слоя x при различных плотностях энергии облучения для эпитаксиальных слоев с $n=1 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$.

На рис. 2 приведены аналогичные зависимости, полученные для n^+ -структур.

Как видно из рисунков, σ_s эпитаксиальных слоев для необлученных образцов меняется по линейному закону (кусочно-линейному для n^+ -слоев), как и должно быть для квазипрямоугольных профилей легирования, характерных для газовой эпитаксии. После облучения образцов σ_s падает, однако при травлении возвращается к значению, соответствующему σ_s необлученного образца. Во всех случаях подвижность носителей практически не меняется.

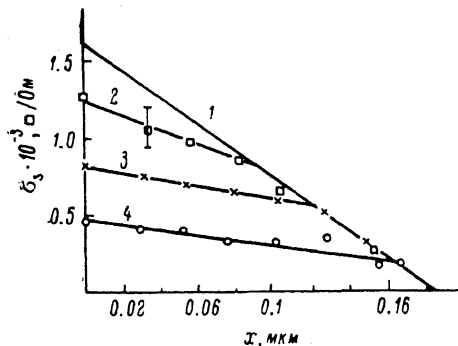


Рис. 3. Зависимости величины поверхностной проводимости σ_s от толщины стравленного слоя на n - i -структурах ($n=1 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$). 1 — без отжига; E , Дж/см²: 2 — 0.5 ($P_{O_2}=100 \text{ атм}$), 3 — 0.6 [$P_{Ar}=1 \text{ атм}$ (в потоке)], 4 — 0.7 [$P_{Ar}=1 \text{ атм}$ (в потоке)].

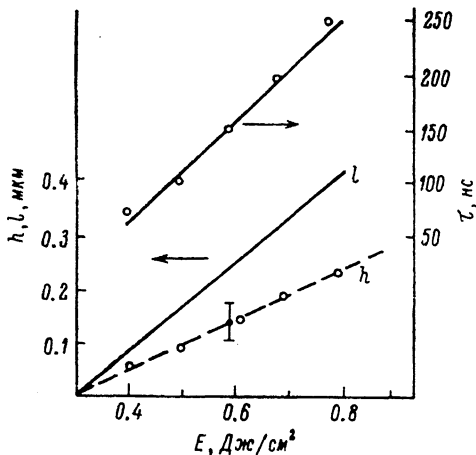


Рис. 4. Зависимости длительности существования расплава максимальной глубины расплавленного слоя l и толщины слабопроводящего слоя h от энергии облучения E . Сплошные линии — теория, точки — эксперимент.

Приведенные данные свидетельствуют о возникновении на поверхности образца слабопроводящего слоя, толщина которого растет с увеличением E . Измерение σ_s СВЧ методом (10 ГГц) также свидетельствует об уменьшении толщины активного слоя в процессе облучения.

Отметим, что на величины σ_s и μ не влияет качество подготовки поверхности исходных эпитаксиальных структур. По данным электронографии, на поверхности образцов всегда присутствует нарушенный «аморфный» слой, толщина которого в зависимости от условий обработки составляет 30–100 Å.

После облучения образцов на воздухе толщина аморфного слоя, лежащего на монокристаллической подложке, $\leq 30 \text{ Å}$, тогда как при облучении в атмосфере инертного газа (Ar, 1 атм) указанный слой отсутствует. При облучении образцов при повышенном давлении (Ar, 120 атм) аморфный слой присутствует всегда, а в случае O_2 (120 атм) на поверхности возникает рыхлая окисная пленка толщиной $\sim 50 \text{ Å}$. Зависимости σ_s от x для этих образцов приведены на рис. 3.

Обсуждение результатов

Как было отмечено, обучение эпитаксиальных слоев GaAs приводит к образованию на поверхности слоя с низкой проводимостью, толщина которого определяется лишь величиной E . Если принять, что этот слой толщиной h имеет некоторую постоянную, не зависящую от x (в пределах толщины слоя) проводимость σ_1 , а для исходного слоя толщиной d — σ_0 , то можно получить следующие выражения:

$$\begin{aligned}\sigma_s &= d\sigma_1 - h(\sigma_0 - \sigma_1) - x\sigma_1, & 0 \leq x \leq h, \\ \sigma_s &= \sigma_0(d - x), & h \leq x \leq d.\end{aligned}\quad (1)$$

Аналогичные выражения можно получить и для $n^+ - n$ -структур.

На рис. 1 по экспериментальным данным приведены зависимости (1—3), свидетельствующие о том, что подавляющее число примесных центров в слое находится в неактивной форме.

Одна из возможных причин снижения активности примеси может быть обусловлена амфотерным характером Ge [9]. В условиях крайне быстрого движения границы раздела твердое тело—жидкая фаза (а в условиях наших экспериментов скорость движения границы раздела достигает несколько метров в секунду) коэффициент распределения примеси по подрешеткам галлия и мышьяка может существенно отличаться от равновесного и приводить к самокомпенсации. В этом случае следовало бы ожидать совпадения максимальной глубины расплава l и h . Для оценки l нами проведен расчет глубины расплава и времени существования фазы высокого отражения (расплава) для монокристаллов GaAs путем численного решения нелинейной задачи Стефана [8].

На рис. 4 представлены зависимости длительности существования расплава τ , максимальной глубины расплавленного слоя l от E . Здесь же приведены экспериментальные зависимости $\tau(E)$ и толщины слабопроводящего слоя $h(E)$. Величина τ определялась по динамике отражения зондирующего ($\lambda = 0.63$ мкм) излучения, сфокусированного в центр облучаемой лазером области.

Отметим, что экспериментальные значения τ соответствуют расчетным. С другой стороны, максимальная глубина расплава l тесно связана с τ , так что погрешности, зависящие от неточного знания теплофизических и оптических параметров материала, используемых при моделировании, приводят к одновременному увеличению или уменьшению величин τ и l . Таким образом, как следует из рис. 4, l вдвое превышает h .

Другая возможность связана с возникновением на поверхности полупроводника центров, диффундирующих в глубь материала во время существования расплава. Такими центрами могут быть вакансии мышьяка, возникающие при испарении As с поверхности в процессе ИЛО и образующие нейтральные комплексы вакансии—примесь. Тогда из приведенных данных следует, что концентрация вакансий превышает 10^{18} см⁻³, а оценка по экспериментальным данным коэффициента диффузии вакансий в жидкой фазе дает величину $\approx 10^{-3}$ см²/с.

В работе [10] исследовался методом ВИМС профиль отношения концентраций As/Ga монокристаллов GaAs при лазерном облучении. Показано, что после облучения приповерхностная область обеднена мышьяком, однако облучение материала в среде Ag при давлении 100 атм приводит к восстановлению стехиометрии.

Авторы связывают эти особенности с потерями мышьяка в процессе ИЛО, которые можно подавить повышением давления окружающей среды. Полученные нами результаты, на первый взгляд, противоречат этим экспериментам. В то же время необходимо отметить, что потеря с поверхности лишь монослоя атомов As, не детектируемая методом ВИМС, способна создать объемную концентрацию вакансий в слое 0.1 мкм, превышающую 10^{18} см⁻³.

Поэтому вторая гипотеза нам представляется предпочтительной. Однако ее подтверждение требует дальнейших экспериментальных исследований.

Авторы благодарят А. В. Родионова за предоставление структур GaAs.

Список литературы

- [1] Laser and Electron-Beam Solid Interactions and Materials Processing // Ed. by Gibbons, Hess, Sigmon. N. Y., 1981. P. 255—260.
- [2] Якимкин В. Н., Ушаков В. В., Гиппиус А. А., Пономарев В. С., Седельников А. Э., Вавилов В. Е., Дравин В. В., Черняев В. В. // ФТП. 1988. Т. 22. В. 9. С. 1563—1567.
- [3] Feldman V. J. // Appl. Phys. Lett. 1982. V. 40. N 1. P. 59—61.
- [4] Хайбуллин И. В., Смирнов Л. С. // ФТП. 1985. Т. 19. В. 4. С. 569—591.
- [5] Lowndes D. H., Wood R. F. // Appl. Phys. Lett. 1981. V. 38. N 15. P. 971—973.

- [6] Капский А. С. // Микроэлектрон. Сер. 3. 1983. № 4. С. 8—9.
- [7] Шелпакова И. Р., Юделевич И. Г., Аюпов Б. М. Послойный анализ материалов электронной техники. Новосибирск, 1984. 45 с.
- [8] Gusakov G. M., Komarnitskii A. A., Em A. S. // Phys. St. Sol. (a). 1988. V. 107. N 261. P. 261—271.
- [9] Арсенид галлия в микроэлектронике // Под ред. Н. Айнструка, У. Уиссмана. М., 1988. 552 с.
- [10] Sato J. F., Sunada T., Chikama J. // Mater. Lett. 1982. V. 1. N 3. P. 111—115.

Московский
институт электронной техники

Получена 27.03.1989
Принята к печати 9.06.1989
