

## ЛАЗЕРНЫЙ ОТЖИГ ИМПЛАНТИРОВАННОГО GaAs. РОЛЬ ИМПЛАНТАЦИОННЫХ ДЕФЕКТОВ

Якимкин В. Н., Ушаков В. В., Гиппиус А. А., Вавилов В. С.,  
Седельников А. Э., Дравин В. А., Черняев В. В., Пономарев Н. Ю.

Методами люминесценции и резерфордовского обратного рассеяния исследованы кристаллы имплантированного GaAs, подвергнутые отжигу наносекундными импульсами рубинового лазера. Установлено, что точечные имплантационные дефекты, проникающие ввиду их большой подвижности в GaAs далеко за пределы области, подвергнутой непосредственному воздействию ионной имплантации (аморфизованной), оказывают определяющее влияние на свойства полученных в результате имплантации и лазерного отжига кристаллов в результате обратной диффузии к поверхности за фронтом кристаллизации переплавленного лазером слоя.

В настоящее время проблема отжига имплантированных слоев полупроводников  $A^{III}B^V$  решена еще не в полной мере. Известные трудности термического отжига этих материалов привели к развитию альтернативных (импульсных) видов термообработки, среди которых наиболее изучено воздействие на кристаллы наносекундных ( $\sim 10\text{--}100$  нс) лазерных импульсов. Однако в отличие от кремния для соединений  $A^{III}B^V$  (арсенид галлия) потенциальные возможности подобной лазерной обработки удалось реализовать далеко не полностью [ $1\text{--}4$ ]. Например, нерешенным остается круг вопросов, связанных с отжигом дефектов и активацией примесей в кристаллах, ионно-легированных дозами  $D < 5 \times 10^{14}$  см $^{-2}$ . В то же время эти вопросы имеют большое практическое значение, поскольку действие многих микроэлектронных приборов и устройств на основе полупроводников  $A^{III}B^V$  (например, элементов интегральных схем) непосредственно связано с использованием упомянутых режимов имплантации.

Целью данной работы было изучение свойств кристаллов GaAs, ионно-легированных дозами  $D < 5 \cdot 10^{14}$  см $^{-2}$  и подвергнутых отжигу лазерными импульсами наносекундной длительности. В качестве основной экспериментальной методики была использована люминесценция, которая слабо применялась ранее в рассматриваемой области исследований [ $5, 6$ ]. Вместе с тем в силу присущих ей особенностей люминесценция позволяет получать ценную информацию о примесно-дефектном составе и структуре имплантированных кристаллов [ $7$ ]. Дополнительно проводились также исследования с помощью резерфордовского обратного рассеяния.

В этой работе приведены результаты исследований, имевших целью изучение вопросов, связанных с отжигом имплантационных дефектов. Природа же остаточных дефектов (после лазерного отжига), а также вопросы активации внедренных примесей применительно к использованным режимам имплантации и отжига будут обсуждены в следующей работе.

Исходными служили монокристаллы и эпитаксиальные слои GaAs  $n$ -типа с концентрацией свободных носителей  $n = 5 \cdot 10^{15} \text{--} 3 \cdot 10^{18}$  см $^{-3}$ . Ионы Zn, W, Ta и Nb внедрялись в кристаллы с энергией до 350 кэВ и дозами  $D = 8 \cdot 10^{12} \text{--} 5 \cdot 10^{14}$  см $^{-2}$ . Выбор имплантированных примесей был обусловлен постановкой задачи: их свойства в GaAs должны были быть достаточно хорошо изучены и способствовать общей характеристике полученного материала. Zn является хорошо изученной акцепторной примесью в GaAs (полоса люминесценции  $h\nu = 1.489$  эВ)

[8] и успешно вводится в кристаллы с помощью ионной имплантации. Переходные элементы в полупроводниках  $A^{III}B^V$  обладают характерными линейчатыми спектрами люминесценции (для указанных элементов см. [9]). В отличие от полосовых линейчатые спектры весьма чувствительны к присутствию в кристаллах примесей и дефектов. На этом основании предполагалось использовать атомы указанных элементов в качестве «зондов» при исследовании свойств имплантированных слоев.

Лазерный отжиг проводился с помощью рубинового лазера с модулированной добротностью ( $\lambda=694.3$  нм, длительность импульса 40 нс). Необходимая пространственная однородность пучка достигалась за счет пропуска лазерного излучения через специальный кварцевый стержень. Плотность энергии лазерных импульсов на образце ( $E_x$ ) составляла  $0 \div 3$  Дж/см<sup>2</sup>. Значительное нарушение поверхности кристаллов наблюдалось при  $E_x > 0.8$  Дж/см<sup>2</sup>. Для сравнения часть образцов подвергалась термическому отжигу в вакууме при температурах  $T_{отж}=100 \div 800$  °С под защитными пленками SiO<sub>2</sub>.

*Экспериментальные результаты.* На рис. 1 представлены результаты исследования методом резерфордовского обратного рассеяния (РОР) свойств кристаллов GaAs, ионно-легированных W и подвергнутых лазерному или термическому отжигу. Как и на полученных ранее подобных спектрах, видно, что по мере увеличения плотности лазерной энергии  $E_x$  количество дефектов в имплантированных кристаллах уменьшалось и при  $E_x=0.9$  Дж/см<sup>2</sup> было близким к таковому для термически отожженного при  $T_{отж}=700$  °С образца. В то же время, несмотря на рекристаллизацию, имплантированные слои практически не люминесцировали, что говорит о содержании в них большого количества безызлучательных дефектов. Их происхождение может быть связано с действием лазерных импульсов на кристаллы (деградация поверхности, неравновесная кристаллизация переплавленных областей), а также с неполным отжигом дефектов, возникающих при имплантации. Для выяснения первого вопроса были изучены свойства неимплантированных кристаллов, подвергнутых лазерному воздействию.

1. Действие лазерных импульсов на неимплантированные кристаллы. Лазерная обработка неимплантированных кристаллов GaAs приводила к уменьшению интенсивности их излучения (без изменения его спектрального состава). Образованные в кристаллах дефекты создают каналы безызлучательной рекомбинации, которые составляют конкуренцию излучательным процессам. Важно, однако, отметить, что, как следует из рис. 2, а, кристаллы с различным примесно-дефектным составом по-разному «реагировали» на лазерное воздействие. В то время как для слабо легированных кристаллов с  $n=5 \cdot 10^{15}$  см<sup>-3</sup> при использовании импульсов с  $E_x=0.6 \div 0.8$  Дж/см<sup>2</sup> (т. е. из диапазона, находящего реальное применение [1-4]) интенсивность краевой люминесценции уменьшалась на порядок, для сильно легированных с  $n=3 \cdot 10^{18}$  см<sup>-3</sup> эти изменения были невелики (менее 20 %). Таким образом, во втором случае образованные лазерными дефектами каналы безызлучательной рекомбинации не составляли заметной конкуренции существовавшим в исходных кристаллах электронным процессам (в том числе излучательным). Это свидетельствует о том, что под действием собственно лазерных импульсов с умеренными плотностями энергии в кристаллах GaAs создается относительно небольшое количество дефектов. Встречающиеся в литературе оценки их концентрации  $10^{15} \div 10^{17}$  см<sup>-3</sup> (см. [1, 3, 4], а также [6, 10]) соответствуют нашим результатам.

Распределение «лазерных» дефектов по глубине кристаллов было исследовано с помощью послойного стравливания образцов (анодное окисление). На рис. 2, б представлены данные по изменению интенсивности полосы краевой люминесценции по мере увеличения толщины стравленного слоя. Сравнение толщины слоя, при удалении которого интенсивность краевой полосы восстанавливалась до исходного значения, с толщиной переплавленной области (указанной в верхней части рис. 2, б стрелками — теоретический расчет [11]) свидетельствует о том, что дефекты, созданные в GaAs лазерными импульсами, располагаются только в пределах переплавленных областей кристаллов.

Согласно приведенным данным, собственно «лазерных» дефектов в целом недо-

статочно для того, чтобы «погасить» люминесценцию имплантированных слоев с восстановленной лазерным отжигом кристаллической структурой. Речь, таким образом, должна идти о неполном отжиге имплантационных дефектов.

2. Свойства имплантированных слоев, подвергнутых лазерному отжигу. Известно, что для отжига имплантированного GaAs энергия лазерных импульсов должна находиться в пределах некоторого интервала значений [1-4]. С одной стороны, она должна быть достаточна для того, чтобы размер переплавленной области превосходил толщину аморфизованного при имплантации слоя, в противном случае последний остается разупорядоченным или рекристаллизуется с большим количеством дефектов (нижняя граница). С другой стороны, лазерное облучение не должно приводить к значительной деградации поверхности (верхняя граница). На рис. 3, а приведены зависимости интенсивности полосы краевой люминесценции GaAs [исходный

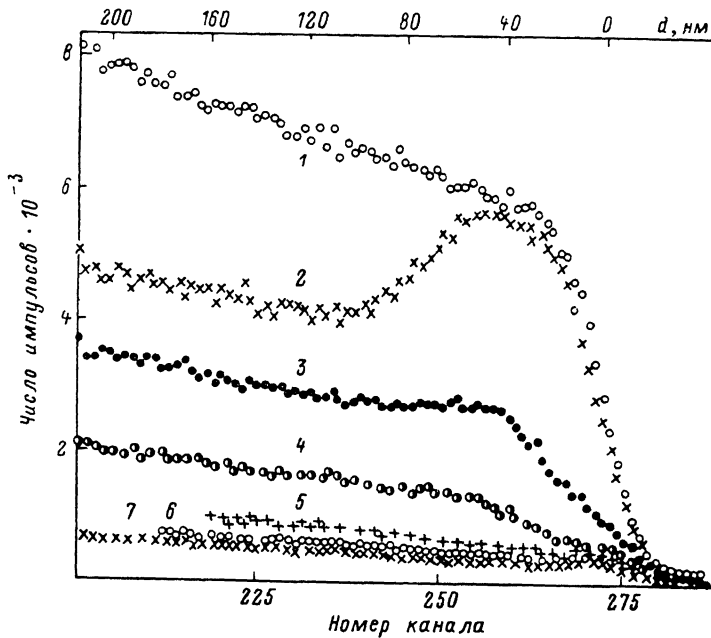


Рис. 1. Спектры резерфордского обратного рассеяния имплантированного GaAs (ионы  $W^+$  с энергиями 80–350 кэВ, интегральная доза  $3 \cdot 10^{13}$  см $^{-2}$ ).

1 — неориентированный кристалл; 2 — ориентированный (111); 3–5 — лазерный отжиг с  $E_L=0.5$  (3), 0.6 (4) и 0.9 Дж/см $^2$  (5); 6 — термический отжиг,  $T_{отж}=700$  °C; 7 — неимплантированный кристалл.

материал с  $n=(2-5) \cdot 10^{17}$  см $^{-3}$ ], ионно-легированного Ga, от плотности лазерной энергии  $E_L$ . Как видно, кристаллы очень слабо люминесцировали как в случае малых значений  $E_L$  (0.3 Дж/см $^2$ ), когда размер переплавленной области не превосходил толщины слоя с большим количеством имплантационных дефектов (аморфизованного), так и при больших значениях  $E_L$  (1.2 Дж/см $^2$ ), т. е. при сильной деградации поверхности. При  $E_L=0.8$  Дж/см $^2$ , согласно признанным «необходимым условиям», выведенным в основном по результатам структурных измерений (электронная микроскопия [12]), отжиг должен был бы привести к положительному результату, так как в этом случае толщина переплавленного слоя (0.4 мкм [11]) значительно превосходила толщину аморфизованного при имплантации слоя кристалла (в данном случае как по данным расчетных таблиц [13], так и по результатам прямых измерений POP — 0.1 мкм), а деградация поверхности была невелика. Однако в рассматриваемом случае величина интенсивности краевой полосы после лазерного отжига не превышала 6 % от ее исходного значения, а люминесценция имплантированной примеси вообще не наблюдалась. Таким образом, данные люминесценции свидетельствуют о том, что и при отжиге в оптимальных условиях [когда переплавленные лазером слои должны потерять информацию о своих первоначальных структур-

ных свойствах (в том числе об имплантационных дефектах), так как рекристаллизация проходит на кристаллической основе, не затронутой непосредственно имплантацией, а генерация «лазерных» дефектов невелика. В обработанных лазером имплантированных слоях GaAs все же имеются многочисленные дефекты, значительно превосходящие числом те, которые создаются лазерным импульсом.

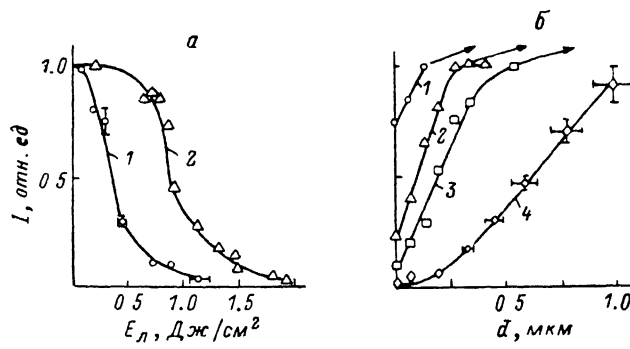


Рис. 2. Зависимости интенсивности полосы краевой люминесценции с  $h\nu=1.51$  эВ при  $T=77$  К неимплантированного GaAs от плотности лазерной энергии  $E_L$  для кристаллов с  $n=5 \cdot 10^{15}$  (1) и  $3 \cdot 10^{18}$   $\text{см}^{-3}$  (2) (a) и от толщины сравненного слоя  $d$  при  $E_L=0.8$  (1), 1.3 (2), 1.6 (3) и  $3.0$   $\text{Дж/см}^2$  (4) для кристаллов с  $n=3 \cdot 10^{18}$   $\text{см}^{-3}$  (б).

Из приведенных данных видно радикальное различие воздействия лазерных импульсов на кристаллы, содержащие радиационные дефекты и не содержащие их. В люминесценции в силу ее большой чувствительности это различие гораздо более наглядно, чем в аналогичных данных электрофизических измерений [6, 9]. По существу такие кристаллы представляют собой совершенно разные объекты для лазерного воздействия. Поэтому встречающийся в литературе

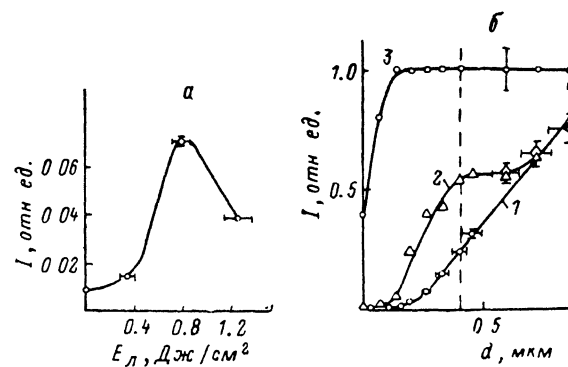


Рис. 3. Зависимости интенсивности полосы краевой люминесценции с  $h\nu=1.51$  эВ при  $T=77$  К имплантированного GaAs от плотности лазерной энергии  $E_L$  (имплантация  $\text{Ta}^+$  с энергией 350 кэВ, доза  $1 \cdot 10^{13}$   $\text{см}^{-2}$ ) (a) и от толщины сравненного слоя  $d$  для имплантированного (2) и неимплантированного (3) образцов после лазерного отжига с  $E_L=0.8$   $\text{Дж/см}^2$ , а также для не подвергнувшегося отжигу имплантированного образца (1) (режим имплантации — ионы  $\text{Zn}^+$  с энергией  $40 \div 340$  кэВ, интегральная доза  $7 \cdot 10^{13}$   $\text{см}^{-2}$ ).

перенос некоторых результатов лазерного отжига неимплантированных кристаллов (например, по концентрации остаточных дефектов) на имплантированные слои далеко не всегда правомерен.

Для выяснения причины, по которой в имплантированных слоях GaAs после лазерного отжига остается столь большое количество дефектов, необходим детальный анализ природы и пространственного распределения дефектов в кристаллах GaAs после ионной имплантации. На рис. 3, б показаны зависимости интенсивности краевой люминесценции от толщины сравненного слоя  $d$  для имплантированного Zn образца GaAs до (кривая 1) и после (кривая 2) лазерной обработки с  $E_L=0.8$   $\text{Дж/см}^2$ , а также для неимплантированного образца после такой же лазерной обработки (кривая 3). Отметим прежде всего,

то для имплантированного кристалла, не подвергавшегося отжигу, интенсивность краевой люминесценции достигает величин, характерных для исходного кристалла, только при стравливании  $d \approx 1$  мкм, что в 4 раза превышает толщину аморфизованного слоя (в данном случае 0.25 мкм). Этот результат не связан со специфической имплантированной примеси, а отражает общие закономерности диффузии дефектов, вводимых в GaAs в ходе имплантации при комнатной температуре (см. также [14]). Несмотря на принципиальную значимость этих данных, диффузия радиационных дефектов при имплантации далеко не всегда учитывается при интерпретации. В данном случае значительная часть имплантационных дефектов располагается в кристаллах гораздо глубже границы области переплавления (0.4 мкм), обозначенной на рис. 3, б штриховой линией. Если бы воздействие лазера сводилось к плавлению приповерхностного слоя с последующей кристаллизацией (без влияния расположенных в глубине дефектов), то кривая 2 (имплантация + лазерный импульс) должна была бы справа от штриховой линии повторять кривую 1 (только имплантация), а слева от нее — быть близкой (в особенности при малых  $d$ ) к кривой 3 (только лазерный импульс). Реальный ход кривой 2 означает, что при лазерном воздействии уменьшается концентрация дефектов за пределами переплавленной области (кривая 2 идет выше кривой 1 справа от штриховой линии — границы переплавленной области) благодаря их частичному отжигу и миграции в условиях концентрированного нагрева. С другой стороны, как видно, в переплавленной области концентрация дефектов значительно выше, чем та, которая создается лазерным воздействием в неимплантированных кристаллах (кривая 2 расположена ниже кривой 3 слева от штриховой линии). Появление этих дефектов связано, очевидно, с тем, что следующая за лазерным импульсом кристаллизация (жидкофазная эпитаксия) в действительности идет не на свободной от дефектов подложке, как это следовало бы из измерений методами структурного анализа, а на границе области, содержащей глубоко проникающие (точечные) дефекты, которые невозможно зарегистрировать этими методами. Именно эти дефекты, подвижные в условиях импульсного нагрева, диффундируют за фронтом кристаллизации при его движении к поверхности и определяют «неполноту» лазерного отжига ионно-имплантированных слоев GaAs.

Таким образом, условие успешного осуществления лазерного отжига, предусматривающее согласование толщины переплавленного слоя с толщиной аморфизованного слоя, требует, вообще говоря, переформулировки, с тем чтобы в последнем случае включить в рассмотрение и область, где содержатся точечные дефекты, которые благодаря своей подвижности могут проникать далеко за пределы слоя, непосредственно затронутого ионной имплантацией (аморфизованного).

Согласно вышесказанному, определенная неудача с наносекундным лазерным отжигом имплантированного GaAs связана с подвижностью точечных дефектов решетки в этом материале. Следуя приведенным рассуждениям, легко прийти к тому, что лазерный отжиг ионно-легированных образцов, вероятно, можно было бы успешно осуществить, если бы удалось предотвратить «разбегание» имплантационных дефектов далеко за пределы области проникновения ионов внедренных примесей (во всяком случае не далее 0.4 мкм — максимального размера приповерхностной области кристаллов GaAs, которую можно переплавить лазерными импульсами, еще не вызывая сильной деградации поверхности). Этого можно достичь при проведении всей процедуры легирования — имплантация + лазерный отжиг при низких температурах (например, при 77 К).

**Заключение.** В результате проведенных исследований было установлено, что ионно-легированные слои GaAs после лазерного отжига наносекундной длительности формируются при сильном влиянии точечных радиационных дефектов, распространяющихся при проведении имплантации при комнатной температуре далеко за пределы аморфизованных областей кристаллов. Характер остаточных дефектов в имплантированных слоях после лазерного отжига, а также вопросы активации внедренных примесей применительно к использованным режимам имплантации и отжига будут обсуждены позднее.

- [1] Laser and Electron Beam Processing of Materials / Ed. by C. W. White, P. S. Peercey. N. Y., 1980. 769 p.
- [2] Laser and Electron Beam Solid Interactions and Material Processing / Ed. by J. F. Gibbons, L. D. Hess, T. W. Sigmon. N. Y., 1981. 631 p.
- [3] Laser and Electron Beam Interactions with Solids / Ed. by B. R. Appleton, G. K. Cel-ler. N. Y.—Amsterdam—Oxford, 1982. 812 p.
- [4] Laser-Solid Interaction and Transient Thermal Processing of Materials / Ed. by J. Na-rayan, W. L. Brown, R. A. Lemons. N. Y.—Amsterdam—Oxford, 1983. 769 p.
- [5] Feldman J. B., Lowndess D. H. — Appl. Phys. Lett., 1982, v. 40, N 1, p. 59—61.
- [6] Nojima S. — J. Appl. Phys., 1982, v. 53, N 7, p. 5028—5036.
- [7] Гишпиус А. А., Вавилов В. С. — В кн.: Ионная имплантация в полупроводниках и других материалах. Вильнюс, 1985, с. 59—92.
- [8] Milnes A. G. — Adv. Electron. Electron. Phys., 1983, v. 61, p. 63—160.
- [9] Vavilov V. S., Ushakov V. V., Gippius A. A. — Physica, 1983, v. 117B/118B, p. 191—193.
- [10] Oraby A. H., Yuba Y., Takay M., Gamo K., Namba S. — Japan. J. Appl. Phys., 1984, v. 23, N 3, p. 326—330.
- [11] Wood R. F., Lowndess D., Christie W. H. — In: Laser and Electron Beam Solid Interac-tions and Material Processing / Ed. by J. F. Gibbons, L. D. Hess, T. W. Sigmon. N. Y., 1981, p. 231—238.
- [12] Shahid M. A., Seally B. J., Puttick K. E. — J. Mater. Sci., 1984, v. 19, p. 3887—3894.
- [13] Буренков А. Ф., Комаров Ф. Ф., Кумахов М. А., Темкин М. М. Таблицы параметров пространственного распределения ионно-имплантированных примесей. Минск, 1980. 350 с.
- [14] Norris C. B., Barnes C. E. — J. Appl. Phys., v. 51, N 11, p. 5764—5772.

Физический институт им. П. Н. Лебедева  
АН СССР  
Москва

Получена 23.07.1987  
Принята к печати 26.01.1988