

## Исследования глубоких уровней GaAs $p-i-n$ -структур

© М.М. Соболев\*, Ф.Ю. Солдатенков\*+, В.А. Козлов\*+•

\* Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе Российской академии наук,  
194021 Санкт-Петербург, Россия

+ ООО „Силовые полупроводники“,  
195220 Санкт-Петербург, Россия

• ЗАО НПО „ФИД–Технология“,  
195220 Санкт-Петербург, Россия

E-mail: m.sobolev@mail.ioffe.ru

(Получена 22 декабря 2015 г. Принята к печати 28 декабря 2015 г.)

Представлены результаты экспериментальных исследований вольт-фарадных характеристик, спектров нестационарной спектроскопии глубоких уровней (DLTS)  $p^+-p^0-i-n^0$ -структур на основе нелегированного GaAs, выращенных методом жидкофазной эпитаксии при двух температурах начала кристаллизации 950 и 850°C, без света и при оптической подсветке. Показано, что для эпитаксиальных  $p^0$ -,  $i$ - и  $n^0$ -слоев структур характерно наличие дефектов с глубокими уровнями донорного и акцепторного типа с концентрациями, сравнимыми с концентрациями мелких доноров и акцепторов. Обнаружено наличие интерфейсных состояний, которые проявляются для вольт-фарадных характеристик при различных температурах измерения и оптической подсветке и являются аддитивной постоянной. Выявлена сильная температурная зависимость стационарной емкости структур. Обнаружено, что инжекция неосновных носителей заряда при приложенном положительном импульсе заполнения и оптическая перезарядка приводят к модификации структуры и соответственно DLTS-спектров  $p^+-p^0-i-n^0$ -структур. Выявлено, что для  $p^+-p^0-i-n^0$ -структур GaAs, выращенных при  $T_b = 850^\circ\text{C}$ , отсутствуют интерфейсные состояния и перезарядка глубоких ловушек акцепторного типа при оптической подсветке не приводит к изменению вольт-фарадных характеристик. В DLTS-спектрах, измеренных обычным способом, обнаружено наличие двух дырочных ловушек:  $HL5$  и  $HL2$ , характерных для слоев GaAs.

### 1. Введение

Задачи, которые стоят перед создателями современных силовых быстродействующих высоковольтных приборов для субнаносекундной импульсной полупроводниковой электроники, побуждают их искать новые широкозонные материалы, которые по сравнению с Si могли бы работать при больших температурах, были бы более стойкими к радиационному облучению. Этими качествами в большей мере обладает  $4H$ -SiC, на основе которого в настоящее время созданы аналоги всех силовых Si приборов [1], в том числе для субнаносекундной импульсной полупроводниковой электроники [2,3]. Внимание исследователей в настоящее время обращено к GaAs, который является высокотемпературным радиационно стойким материалом. На основе GaAs разработана технология эпитаксиального роста из ограниченного раствора–расплава Ga–As структур с  $p-i-n$ -переходами, из которых могут быть изготовлены высоковольтные диоды, способные работать на частотах уровня единиц мегагерц при температурах кристалла вплоть до 300°C [4–8], в то время как для диодов Шоттки на основе  $4H$ -SiC область безопасной работы меньше 200°C [8]. Недавно было обнаружено качественное отличие высоковольтных арсенид-галлиевых диодов от аналогичных кремниевых приборов при сверхбыстром переключении в режиме задержанного лавинного пробоя [9]. Этот режим переключения позволял на порядки улучшить параметры импульсных полупроводниковых систем большой мощности, сделав возможным

формирование киловольтных перепадов напряжения со временем нарастания до 100 пс. Существенное влияние на временные характеристики арсенид-галлиевых диодов (время жизни неравновесных носителей заряда и нарастания перепадов напряжения), а также на блокируемое диодными структурами напряжение будут оказывать дефекты и интерфейсные состояния с глубокими уровнями (ГУ), образующиеся в процессе эпитаксиального роста  $p-i-n$ -структур.

В данной работе приведены результаты исследований дефектов с ГУ в слоях и интерфейсах GaAs  $p-i-n$ -диодов, изготовленных методом жидкофазной эпитаксии (ЖФЭ) из ограниченного раствора–расплава Ga–As, при двух температурах начала кристаллизации, 850 и 950°C, с помощью методов емкостной спектроскопии: вольт-фарадного ( $C-V$ ) и нестационарной спектроскопии глубоких уровней (DLTS).

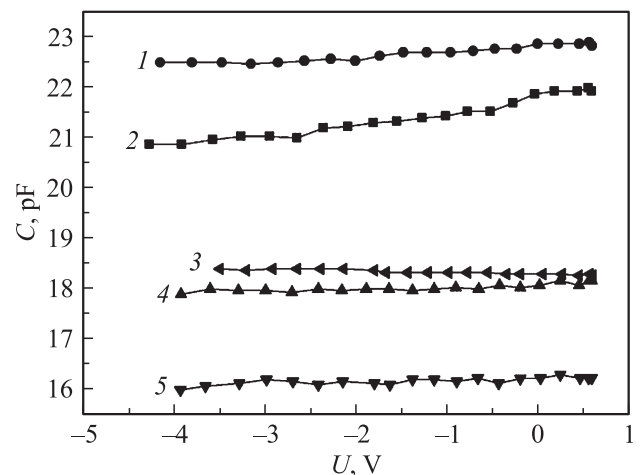
### 2. Экспериментальные образцы

Исследуемые в данной работе  $p^+-p^0-i-n^0-n^+$ -структуры на основе гомоэпитаксиального GaAs выращивались методом ЖФЭ на подложках  $p$ -GaAs с ориентацией (111), легированных цинком до  $(2-10) \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$ . Эпитаксиальное выращивание проводилось из ограниченного раствора–расплава Ga–As в атмосфере водорода в кассетах-лодочках из кварца или графита при температурах начала кристаллизации, 850–950°C, с последующим охлаждением до комнатной температуры. Концен-

трация доноров в  $n^+$ -слое была  $N_d = 10^{18} \text{ см}^{-3}$ . На  $p^+$ - и  $n^+$ -поверхности соответственно были термически осаждены омические контакты: Ni–Ag и Au–Ge–Ag. Компенсация и легирование эпитаксиальных слоев структур при данном способе выращивания определяются содержанием фоновых примесей и точечных дефектов решетки с глубокими уровнями в расплаве и ростовой системе, температурой и длительностью предварительного отжига раствора–расплава, расходом водорода и его влажностью, а также зависят от режима кристаллизации эпитаксиальной пленки при принудительном охлаждении системы. Для этих структур возможно получение толстых  $i$ -слоев GaAs с концентрацией свободных носителей  $n < 10^{13} \text{ см}^{-3}$ . Толщины  $i$ -слоев в зависимости от технологических условий роста могут варьировать от 10 до 85 мкм, что обеспечивает возможность достижения блокирующего напряжения до 2000 В. При исследовании  $p^+ - p^0 - i - n^0$ -структур посредством измерения эдс Холла методом Ван-дер-Пау было установлено, что профили распределения концентрации носителей и подвижности  $p^0$ - и  $n^-$ -слоев имеют тенденцию понижаться в сторону  $i$ -слоя [10]. Формирование ансамбля дефектов с ГУ находится в зависимости от температуры начала кристаллизации ( $T_b$ ). Как было показано в работах [10,11], при выращивании эпитаксиальных слоев GaAs методом ЖФЭ из ограниченного объема раствора–расплава при низкой температуре начала кристаллизации  $T_b = 650\text{--}800^\circ\text{C}$  происходило формирование нелегированного слоя  $n^0$ -типа с участием двух глубоких уровней:  $HL2$  ( $E_v + 0.72 \text{ эВ}$ ) и  $HL5$  ( $E_v + 0.38 \text{ эВ}$ ) [10–13]. Эти два ГУ являются ловушками для дырок и типичны для GaAs, полученного методом ЖФЭ. С увеличением  $T_b$  наблюдался экспоненциальный рост концентраций уровней  $HL2$  и  $HL5$  [10–13]. При высокой температуре начала кристаллизации  $T_b \geq 850^\circ\text{C}$  образуется  $i$ -область, компенсация которой осуществляется за счет фоновой примеси и дефектов с ГУ. При этом в компенсации слоев, помимо хорошо известных уровней  $HL2$  и  $HL5$  [10–13], могут принимать участие еще два уровня:  $E_c - 0.82$  и  $E_v + 0.56 \text{ эВ}$  ( $HM1$ ) [10,11,14–16], принадлежащих двум зарядовым состояниям  $D^{2+}/D^+$  и  $D^+/D^0$  EL2 дефекта. В скобках были указаны значения энергии термической активации, привязанные к валентной зоне ( $E_v$ ) и зоне проводимости ( $E_c$ ) соответственно.

### 3. Результаты и обсуждение

Были проведены исследования вольт-фарядных  $C-V$ -характеристик и DLTS-спектров чипов двух  $p^+ - p^0 - i - n^0$ -структур на основе гомоэпитаксиального GaAs на DLTS-спектрометре (DL4600 фирмы BIORAD (Англия)) с Вохсаг интегратором. Первая структура была коммерческой и технологические условия роста не известны, произведена она Войтовичем (AS Clifton, г. Тарту) [7]. Эта структура была, по-видимому,

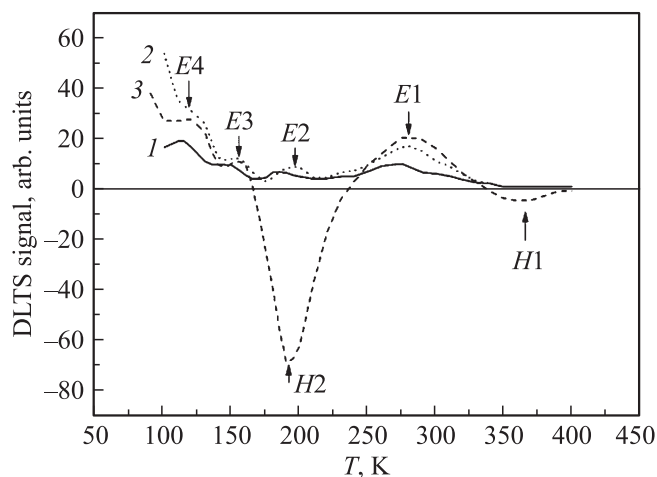


**Рис. 1.**  $C-V$ -характеристики GaAs  $p^+ - p^0 - i - n^0$ -диодов, выращенных методом ЖФЭ при  $T_b = 950^\circ\text{C}$ , измеренные при различных температурах  $T$ ,  $^\circ\text{K}$ : 1, 2 — 300; 4 — 200; 3, 5 — 100; в темноте (2, 4, 5) и с подсветкой (1, 3).

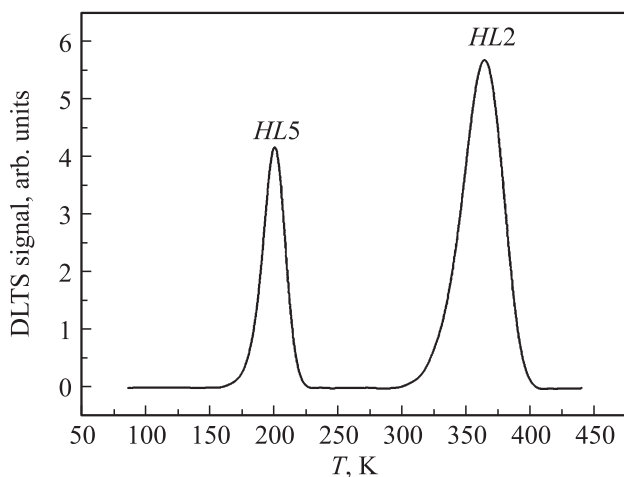
выращена при температуре начала кристаллизации  $T_b = 950^\circ\text{C}$ . Вторая  $p^+ - p^0 - i - n^0$ -структура на основе нелегированного GaAs была изготовлена в ФТИ им. А.Ф. Иоффе [5]. Выращивание этой структуры производилось при  $T_b = 850^\circ\text{C}$ . Исследования  $C-V$ -характеристик диодов проводили при различных температурах и условиях измерения: в темноте и при освещении образца белым светом в процессе измерения  $C-V$ -характеристик (рис. 1). Для первой структуры был обнаружен толстый  $i$ -слой, который находился в слое объемного заряда (СОЗ) уже при нулевом напряжении обратного смещения  $U_0 = 0$ . Толщина этого слоя при температуре измерения 300 К составляла величину порядка 45 мкм. Была обнаружена сильная температурная зависимость стационарной емкости образца ( $C_0$ ), которая уменьшалась в 1.3–1.5 раза при изменении температуры измерения от 100 до 300 К, что существенно больше, чем если бы она была связана с температурным ходом изменения диффузионного потенциала. Это должно приводить к неэкспоненциальной зависимости релаксации емкости при измерении DLTS-спектров. Из рис. 1 видно, что  $C-V$ -характеристика также зависела от наличия оптической подсветки при измерении образца. При подсветке емкость увеличивалась. И это происходило как при 100 К, так и при 300 К.  $C-V$ -характеристики при этом смещались параллельно по отношению к самим себе. Это означает, что толщина СОЗ растет при уменьшении температуры измерения и соответственно уменьшается при подсветке. Наиболее вероятной причиной таких изменений толщины СОЗ от температуры могут быть интерфейсные глубокие состояния донорного и акцепторного типа на границе  $p-n$ -перехода. Влияние плотности интерфейсных состояний  $N_{ss}$  на  $C-V$ -характеристику  $p-n$ -перехода

исследовалось в работах [17–20]. Интерфейсные ГУ имеют заряд, и для  $C-V$ -измерений он является аддитивной постоянной, зависящей от температуры и оптической подсветки. При понижении температуры плотность заряженных интерфейсных состояний понижается, а при подсветке повышается, что приводит соответственно к изменению величины емкости  $C$ . Другой особенностью  $C-V$ -характеристик было практическое отсутствие изменения емкости  $p-n$ -перехода при увеличении напряжения обратного смещения  $U$ , приложенного к структуре. Наличие такого рода зависимостей напряжения от емкости с образованием плато  $C-V$ -характеристик обычно проявляется для структур, в которых имеется пространственная локализация глубоких состояний, например квантовых точек [21,22] или ям. Дефекты с глубокими уровнями, локализованные в области интерфейса, могут также способствовать появлению подобных зависимостей. Ширина плато  $C-V$ -характеристики для таких структур будет зависеть от заселенности уровней. Наблюдаемое поведение  $C-V$ -характеристик в исследуемых диодах (рис. 1), измеренных при различных температурах и в зависимости от условий измерений (без света и со светом), показывает также, что в  $p^0$ - и  $n^0$ -слоях имеется достаточное количество глубоких ловушек донорного и акцепторного типа. Перезарядка этих ловушек при оптической подсветке может привести к существенному изменению эффективной концентрации носителей в зоне проводимости и валентной зоне этих слоев, в частности, к уменьшению толщины  $CO_2$ . Оптическая перезарядка ГУ в  $i$ -слое при наличии ловушек, расположенных посередине запретной зоны, например  $EL2$  ловушки, из-за заполнения  $EL2$  ловушки, компенсирующей мелкие акцепторные примеси, может привести к изменению типа проводимости с полуизолирующего слоя  $n$ -типа в слабый  $p$ -тип. Эта перезарядка может способствовать образованию второй области обеднения в интерфейсе  $i$ - и  $n^0$ -слоев [23]. Возможна и обратная ситуация, когда в качестве такой ловушки выступает ловушка акцепторного типа  $HL2$  и она компенсирует мелкие и глубокие доноры в полуизолирующем слое  $p$ -типа [23]. Оптическая подсветка может привести к захвату на глубокие донорные и акцепторные ловушки электронов и дырок, возбуждаемых светом. С учетом того что  $N_{ta} > N_{td}$  (здесь  $N_{ta}$  и  $N_{td}$  — концентрации глубоких акцепторных и донорных ловушек соответственно), концентрация не скомпенсированных доноров увеличивается, емкость возрастает, уровень Ферми смещается ближе к зоне проводимости и заполнение состояний ГУ увеличивается. Увеличивается концентрация носителей в зоне проводимости, и полуизолирующий слой  $p$ -типа изменяется в слабый  $n$ -тип. Обычно в DLTS-спектрах полупроводниковых структур при изменении вероятности заселенности ловушек основных носителей после отрицательного импульса заполнения ( $V_f < 0$ ) и при обратном напряжении смещения ( $V_r$ )

проявляется только отрицательный пик [12]. При исследовании DLTS-спектров  $p-i-n$ -диодов структур, подобных описанному выше, оптическая подсветка при DLTS-сканировании ловушек основных носителей с обратным напряжением смещения и с импульсом заполнения  $V_f < 0$  может способствовать появлению положительного DLTS-сигнала, представляющего ловушки неосновных носителей. В случае DLTS-сканирования с импульсом заполнения  $V_f > 0$  должен наблюдаться рост величины положительного DLTS-сигнала [12]. Однако возникают большие проблемы идентификации таких DLTS-сигналов: положение их при температурном сканировании может значительно отличаться от истинного. Параметры ловушек (сечение захвата, а особенно концентрация), определяемые с помощью DLTS-метода, для исследуемых структур не могут быть в принципе определены точно. Можно лишь проследить за изменениями амплитуд DLTS-сигналов, связанных с ловушками электронов и дырок. Идентификация ГУ может быть установлена при сопоставлении измеренных зависимостей Аррениуса с литературными данными. Сечение захвата, определяемое по отсечке, не слишком сильно влияет на саму зависимость Аррениуса. В этом случае основным параметром является тангенс угла наклона. Если известна природа ГУ из литературы, то можно говорить о природе ловушек. При стандартных DLTS-измерениях для сканирования ловушек неосновных носителей используется импульс прямого смещения  $V_f > 0$ , инжектирующий неосновные носители, но стандартный DLTS-метод не всегда выявляет ловушки, содержащиеся в исследуемой структуре. В работах [24,25] было показано, что положительный DLTS-пик может наблюдаться также и для асимметричных  $p^+-n-$  и  $n^+-p$ -переходов. Для таких переходов характерно наличие в области интерфейса протяженного хвоста ловушек неосновных носителей, заселенность которых определяется точкой пересечения уровня Ферми с уровнем энергии хвоста ловушки. Захват неосновных носителей на хвост ловушки в области интерфейса с их последующей эмиссией приводит к образованию в спектрах DLTS положительного пика. На рис. 2 показаны DLTS-спектры GaAs диодов  $p^+-p^0-i-n^0$ -структур, измеренные при обратном напряжении смещения  $V_r = -2.1$  В и для различных значений импульса заполнения  $V_f$  в темноте и при подсветке. Оказалось, что при  $V_r = -2.1$  В и в темноте DLTS-сигналы не проявились. При оптической подсветке и при  $V_r = -2.1$  В для импульса заполнения  $V_f = -0.12$  и  $1.14$  В наблюдалось четыре положительных DLTS-сигнала (рис. 2), обозначенных как  $E1$ ,  $E2$ ,  $E3$  и  $E4$ . При  $V_f = +1.88$  В к ним добавилось два DLTS-сигнала с отрицательным знаком и большой амплитуды (рис. 2), которые связывались с ловушками основных носителей:  $HL2$  и  $HL1$ . На возможность появления в DLTS-спектрах  $p^+-p^0-i-n^0-n^+$ -структур при  $V_f < 0$  сигнала с положительным знаком мы обращали внимание выше, обсуждая возможные



**Рис. 2.** DLTS-спектры GaAs  $p^+-p^0-i-n^0$ -диодов, выращенных методом ЖФЭ при  $T_b = 950^\circ\text{C}$ , с темпом окон  $200^{-1}\text{с}$ , при обратном напряжении смещения  $V_r = -2.11\text{В}$ , при оптической подсветке и с импульсом заполнения  $V_f$ , В: 1 —  $(-0.12)$ , 2 —  $+1.14$ , 3 —  $+1.88$ .



**Рис. 3.** DLTS-спектры GaAs  $p^+-p^0-i-n^0$ -диодов, выращенных методом ЖФЭ при  $T_b = 850^\circ\text{C}$ , с темпом окон  $200^{-1}\text{с}$ , при обратном напряжении смещения  $V_r = -2.72\text{В}$ , в темноте и с импульсом заполнения  $V_f = 0.44\text{В}$ .

механизмы перезарядки донорных и акцепторных ГУ в окрестности  $p^0-i$ - и  $i-n^0$ -интерфейсов исследуемой структуры при оптической подсветке. Амплитуды  $E1-E4$ -пиков зависели от величины импульса заполнения, что обычно связывается с увеличением заполнения ловушек неосновных носителей. Были построены зависимости Аррениуса для наблюдаемых DLTS-сигналов в предположении, что доноры являются ловушками неосновных носителей, акцепторы — ловушками основных носителей, т.е. принимали во внимание, что изменения в области объемного заряда при измерении DLTS-спектров происходят в полуизолирующем  $p$ -слое. Зависимости Аррениуса позволили определить параметры донорных ГУ. Для

донорных ГУ энергии термической активации были:  $E1$  ( $E_c - 440\text{мэВ}$ ),  $E2$  ( $E_c - 277\text{мэВ}$ ),  $E3$  ( $E_c - 0.175\text{мэВ}$ ) и  $E4$  ( $E_c - 66\text{мэВ}$ ). Из сравнения зависимостей Аррениуса исследуемых ГУ с литературными данными была сделана попытка их идентифицировать. Оказалось, что наиболее близки к наблюдаемым донорным ГУ уровни, впервые обнаруженные в работах [26–28]. В этих работах приведены результаты по DLTS-исследованию GaAs, выращенного методом ЖФЭ и облученного электронами с энергией 1 МэВ. Природа этих уровней, по всей видимости, связана с комплексами вакансии мышьяка и межузельного мышьяка. Что касается пиков основных носителей  $H1$  и  $H2$ , то они были ложными пиками и не проявляли зависимостей от окна темпов эмиссии, что обычно характерно для ловушек с ГУ. Как было показано в работе [23], оптическая перезарядка ловушек с ГУ  $p-i-n$ -структур при условии  $N_{ta} > N_{td}$  может привести к образованию второй области обеднения в интерфейсе  $p^0-i$ , увеличивая последовательное с емкостью слоя объемного заряда сопротивление. В этом случае релаксация последовательного сопротивления при температурном сканировании может проявиться в появлении в DLTS-спектра ложных пиков основных носителей, температурное положение которых может отличаться от истинного. Эти ложные пики и связанная с ними оптическая перезарядка определялись наличием в исследуемых структурах ловушек  $HL5$  и  $HL2$  с концентрацией, превышающей концентрацию донорных ловушек с ГУ. Были проведены исследования  $C-V$ -характеристик и DLTS-спектров  $p^+-p^0-i-n^0-n^+$ -диодов GaAs, выращенных при  $T_b = 850^\circ\text{C}$  (рис. 3) [10,11], без света и при оптической подсветке. Исследования показали, что наблюдаемые изменения  $C-V$ -характеристик связаны с температурным ходом диффузионного потенциала, а не с интерфейсными состояниями на границах  $p-i$  и  $i-n$ . Толщина  $i$ -слоя при температуре измерения 300 К составляла величину порядка 3.5 мкм. Наблюдаемое поведение  $C-V$ -характеристик этих структур, измеренных при различных температурах и в зависимости от условий измерений (без света и со светом), показывает, что в  $i$ -слое и примыкающих к нему  $p^0$ - и  $n^0$ -слоях перезарядка глубоких ловушек акцепторного типа при оптической подсветке не приводит к существенному изменению эффективной концентрации носителей в зоне проводимости эпитаксиальных слоев, как это было для  $p^+-p^0-i-n^0-n^+$ -структур, выращенных при  $T_b = 950^\circ\text{C}$ . В GaAs  $p^+-p^0-i-n^0-n^+$ -диодных структурах, выращенных при  $T_b = 850^\circ\text{C}$ , в DLTS-спектрах были соответственно обнаружены две дырочные ловушки:  $HL5$  и  $HL2$  (рис. 3), наличие которых характерно для слабо легированных слоев GaAs хорошего кристаллического совершенства, выращенных методом ЖФЭ в атмосфере водорода [10,11]. Никаких интерфейсных дефектов с ГУ донорного или акцепторного типа в DLTS-спектрах не наблюдалось.

#### 4. Заключение

Были проведены исследования  $C-V$ -характеристик и DLTS-спектров  $p^+-p^0-i-n^0$ - и  $p-i-n$ -структур на основе нелегированного GaAs, выращенных методом ЖФЭ при температурах начала кристаллизации соответственно 950 и 850°C, без света и при оптической подсветке. Результаты, полученные с помощью этих методов, позволили установить, что для  $p^+-p^0-i-n^0-n^+$ -структур характерно наличие в эпитаксиальных  $p^0$ -,  $i$ -,  $n^0$ -слоях дефектов с ГУ донорного и акцепторного типа с концентрациями, сравнимыми с концентрациями мелких доноров и акцепторов, участвующих в компенсации эпитаксиальных слоев. Обнаружено наличие интерфейсных состояний, которые проявляются при оптической подсветке для различных температур измерения  $C-V$ -характеристик и являются аддитивной постоянной. В силу названных выше обстоятельств наблюдается сильная температурная зависимость стационарной емкости структур, что делает затруднительным определение концентрации дефектов с ГУ. Как инжекция неосновных носителей заряда при приложенном положительном импульсе заполнения, так и оптическая перезарядка, предназначенные расширить возможности DLTS-спектроскопии, могут привести к модификации структуры и соответственно DLTS-спектров  $p^+-p^0-i-n^0$ -структур, что необходимо учитывать, производя идентификацию DLTS-сигналов. Для  $p^+-p^0-i-n^0$ -структур GaAs, выращенных при  $T_b = 850^\circ\text{C}$ , отсутствовали интерфейсные состояния, перезарядка глубоких ловушек акцепторного типа при оптической подсветке не приводила к изменению  $C-V$ -характеристик. DLTS-спектры измерялись стандартным способом, что позволило легко определить в спектрах DLTS наличие двух дырочных ловушек:  $HL1$  и  $HL2$ , характерных для слоев GaAs.

Работа выполнена при частичной поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (грант РФФИ 16-08-00954-а).

#### Список литературы

- [1] N. Kimato, J.A. Cooper. *Fundamentals of Silicon Carbide Technology, Growth, Characterization, Devices and Applications* (Singapore, Wiley, 2014).
- [2] I.V. Grekhov, P.A. Ivanov, D.V. Khristyuk, A.O. Konstantinov, S.V. Korotkov, T.P. Samsonova. *Sol. St. Electron.*, **47**, 1769 (2003).
- [3] П.А. Иванов, И.В. Грехов. *ФТП*, **46** (4), 544 (2012).
- [4] Ж.И. Алферов, В.И. Корольков, В.Г. Никитин, М.Н. Степанова, Д.Н. Третьяков. *Письма ЖТФ*, **2** (2), 201 (1976).
- [5] Ф.Ю. Солдатенков, В.Г. Данильченко, В.И. Корольков. *ФТП*, **41** (2), 217 (2007).
- [6] В.Г. Данильченко, В.И. Корольков, Ф.Ю. Солдатенков. *ФТП*, **43** (8), 1093 (2009).
- [7] В.Е. Войтович, А.И. Гордеев, А.Н. Думаневич. *Силовая электроника*, **2**, 16 (2010).
- [8] В.Е. Войтович, А.И. Гордеев, А.Н. Думаневич. *Силовая электроника*, **5**, 4 (2010).
- [9] В.И. Брылевский, А.В. Рожков, И.А. Смирнова, П.Б. Родин, И.В. Грехов. *Письма ЖТФ*, **41** (7), 1 (2015).
- [10] М.М. Соболев, П.Р. Брунков, С.Г. Конников, М.Н. Степанова, В.Г. Никитин, В.П. Улин, А.Ш. Долбая, Т.Д. Камушадзе, Р. Майсурадзе. *ФТП*, **25** (6), 1058 (1989).
- [11] П.Н. Брунков, С. Гайбуллаев, С.Г. Конников, В.Г. Никитин, М.И. Папенцев, М.М. Соболев. *ФТП*, **25** (1), 338 (1991).
- [12] D.V. Lang. *J. Appl. Phys.*, **45** (7), 3023 (1974).
- [13] G.M. Martin, A. Mitonneau, A. Mircea. *Electron. Lett.*, **13** (22), 666 (1977).
- [14] E.R. Weber, H. Ennen, U. Kaufmann, J. Windscheif, J. Schneider, T. Wosinski. *J. Appl. Phys.*, **53** (9), 6140 (1982).
- [15] K. Krambrock, J.-M. Spaeth, C. Delerue, G. Allan, M. Lannoo. *Phys. Rev. B*, **45** (3), 1481 (1992).
- [16] J. Lagowski, D.G. Lin, T.-P. Chen, M. Skowronski, H.C. Gatos. *Appl. Phys. Lett.*, **47** (9), 929 (1985).
- [17] E.S. Yang. *J. Appl. Phys.*, **45** (9), 3801 (1974).
- [18] J.P. Donnelly, A.G. Milnes. *IEEE Trans. Electron. Dev.*, **ED-14** (2), 63 (1967).
- [19] М.М. Соболев, А.В. Гитцович, М.И. Папенцев, И.В. Кочнев, Б.С. Явич. *ФТП*, **26**, (10), 1760 (1992).
- [20] Д.В. Давыдов, А.Л. Закгейм, Ф.М. Снегов, М.М. Соболев, А.Е. Черняков, А.С. Усиков, Н.М. Шмидт. *Письма ЖТФ*, **33** (4), 11 (2007).
- [21] М.М. Соболев, А.Р. Ковш, В.М. Устинов, А.Ю. Егоров, А.Е. Жуков, Ю.Г. Мусихин. *ФТП*, **33** (2), 184 (1999).
- [22] М.М. Sobolev, A.R. Kovsh, V.M. Ustinov, A.Yu. Egorov, A.E. Zhukov, Yu.G. Musikhin. *J. Electron. Mater.*, **28**, 491 (1999).
- [23] S.K. Brierley. *J. Appl. Phys.*, **61** (2), 567 (1987).
- [24] E. Meijer, L.A. Ledebro, Z.-G. Wang. *Sol. St. Commun.*, **46**, 255 (1983).
- [25] X.D. Chen, Y. Huang, S. Fung, C.D. Belling, C.C. Ling, J.K. Sheu, M.L. Lee, G.C. Chi, S.J. Chang. *Appl. Phys. Lett.*, **82**, 3671 (2003).
- [26] S. Loualiche, A. Nouailhat, G. Guillto, M. Gavand, A. Lauger. *J. Appl. Phys.*, **53** (12), 8691 (1982).
- [27] D. Stievenard, J.C. Bourgoin, D. Pons. *Physica B + C*, **116B**, 394 (1983).
- [28] D.V. Lang. *Inst. Phys. Conf. Ser.*, **31** (1), 70 (1977).

Редактор А.Н. Смирнов

#### Deep levels studies of GaAs $p-i-n$ -structures

M.M. Sobolev\*, F.Yu. Soldatenkov\*\*+, V.A. Kozlov\*\*•

\* Ioffe Institute,  
194021 St. Petersburg, Russia

+ Power Semiconductors Ltd.,  
195220 St. Petersburg, Russia

• Semiconductor Research and Development  
Department FID Technology Ltd.,  
195220 St. Petersburg, Russia

**Abstract** Undoped GaAs  $p^+-p^0-i-n^0$ -structures grown by liquid phase epitaxy at two temperatures 950 and 850°C of the beginning of crystallization have been studied by using capacitance-voltage ( $C-V$ ), deep-level transient spectroscopy measurements in the dark and under illumination with white light.