Implantation d'oxygène et co-implantation d'oxygène et de silicium, à faible dose, dans GaAs. II. Etude des défauts profonds

A. Le Bloa, Dang Tran Quan, Z. Guennouni, P.N. Favennec

► To cite this version:

A. Le Bloa, Dang Tran Quan, Z. Guennouni, P.N. Favennec. Implantation d'oxygène et co-implantation d'oxygène et de silicium, à faible dose, dans GaAs. II. Etude des défauts profonds. Revue de Physique Appliquée, 1989, 24 (10), pp.983-991. 10.1051/rphysap:019890024010098300 . jpa-00246136

HAL Id: jpa-00246136

<https://hal.science/jpa-00246136>

Submitted on 1 Jan 1989

HAL is a multi-disciplinary open access archive for the deposit and dissemination of scientific research documents, whether they are published or not. The documents may come from teaching and research institutions in France or abroad, or from public or private research centers.

L'archive ouverte pluridisciplinaire **HAL**, est destinée au dépôt et à la diffusion de documents scientifiques de niveau recherche, publiés ou non, émanant des établissements d'enseignement et de recherche français ou étrangers, des laboratoires publics ou privés.

Classification
Physics Abstracts
71.55

Implantation d'oxygène et co-implantation d'oxygène et de silicium, à faible dose, dans GaAs. II. Etude des défauts profonds

A. Le Bloa ⁽¹⁾, Dang Tran Quan ⁽¹⁾, Z. Guennouni ⁽¹⁾ et P. N. Favennec ⁽²⁾

⁽¹⁾ Groupe de Physique Cristalline, UA 804 CNRS, Université de Rennes I, Campus de Beaulieu, 35042 Rennes Cedex, France

⁽²⁾ Groupement ICM/TOH, Centre National d'Etudes des Télécommunications, Lannion B, 22301 Lannion Cedex, France

(Reçu le 23 novembre 1988, révisé le 15 juin 1989, accepté le 30 juin 1989)

Résumé. — Nous présentons les résultats de l'étude, par la méthode DDLTS, des centres profonds dans les échantillons de GaAs implantés ou co-implantés, à faible dose, en oxygène ou en silicium et oxygène. Trois groupes de centres profonds ont été mis en évidence dans le domaine de températures 100-300 K. Les énergies d'activation du taux d'émission de ces centres sont comprises entre 0,1 et 0,6 eV. Ces centres profonds sont liés soit aux désordres du réseau cristallin du substrat, soit aux complexes formés par les ions implantés et les imperfections de ce réseau.

Abstract. — DDLTS results for oxygen low dose implanted GaAs and silicon-oxygen low dose coimplanted GaAs are presented. Three deep level groups are detected in 100-300 K. Activation energy was measured between 0.1-0.6 eV. These deep levels are in relation with crystallizing disorder of GaAs substrate and with complexes formed by implanted ions and crystallizing imperfections.

1. Introduction.

L'oxygène ajouté aux produits de synthèse de GaAs conduit, sous certaines conditions de préparation, à la formation de GaAs ayant une très grande résistivité [1-4]. L'implantation d'oxygène dans GaAs produit également une couche compensée dans la région implantée [5-6]. Cette technique peut être utilisée pour fabriquer les composants microélectroniques (TEC par exemple) d'où la nécessité de connaître le mécanisme de compensation qui n'est pas entièrement compris. L'hypothèse d'une interaction oxygène-silicium du substrat a souvent été évoquée pour expliquer la compensation observée. Dans le but de mieux examiner cette interaction, nous avons étudié le phénomène de compensation dans les échantillons de GaAs implantés en oxygène et co-implantés en oxygène et en silicium. Les résultats obtenus sont donnés dans la première partie de cette étude [7].

Par ailleurs, l'implantation ionique dans un semiconducteur y crée de nouveaux défauts qui provien-

nent de l'opération d'implantation elle-même ou résultent de la présence d'éléments implantés dans le réseau cristallin du semiconducteur. Dans cette deuxième partie, nous donnons les résultats concernant l'étude des défauts profonds ayant un (ou plusieurs) niveau(x) d'énergie dans la bande interdite des échantillons de GaAs implantés précédemment étudiés.

2. Procédure de caractérisation.

La préparation des échantillons de GaAs a été décrite dans la première partie lors de l'étude de la compensation. Les tableaux I et II donnent les conditions d'implantation et les caractéristiques des échantillons étudiés.

En ce qui concerne la caractérisation des défauts, nous avons utilisé la méthode DDLTS (DLTS à double corrélation) que nous avons mise au point [8]. Cette méthode permet de déterminer d'une manière précise la signature des défauts et leur

Tableau I. — Doses et énergies des trois implantations composant la première multi-implantation notée Φ_O . La dose et l'énergie de la première implantation de silicium (Φ_{Si}) sont aussi indiquées.

[Doses and energies of oxygen multi-implantation (Φ_O) and silicon implantation (Φ_{Si}) into GaAs.]

	Oxygène (Φ_O)			Silicium (Φ_{Si})
dose (cm ⁻²)	$1,4 \times 10^{11}$	$1,05 \times 10^{11}$	$4,2 \times 10^{10}$	10^{11}
énergie (keV)	150	290	550	500

Tableau II. — Caractéristiques des échantillons : Φ_O et $2 \Phi_O$ sont les multi-implantations d'oxygène (les implantations de $2 \Phi_O$ sont effectuées aux mêmes énergies mais à des doses doubles de celles de Φ_O), Φ_{Si} et $2 \Phi_{Si}$ sont les implantations de silicium ($2 \Phi_{Si}$ est une implantation à la même énergie mais à une dose double de celle de Φ_{Si}). Les énergies et les doses de Φ_O et Φ_{Si} sont données dans le tableau I. Le substrat non dopé de GaAs est de type n avec une concentration électronique de $1,4 \times 10^{16}$ cm⁻³. La durée des deux recuits est de 15 min ; l'astérisque indique qu'il n'y a pas d'implantation ou de recuit.

[Characteristics of GaAs samples. Φ_O and $2 \Phi_O$: oxygen multi-implantation, single and double dose ; Φ_{Si} and $2 \Phi_{Si}$: Si implantation, single and double dose. (*) : no implantation or no annealing. Annealing conditions : 650 °C or 900 °C for 15 min.]

Numéro des échantillons	1	2	3	4	5	6	7	8	9
Multi-implantation d'oxygène	*	*	*	Φ_O	$2 \Phi_O$	Φ_O	$2 \Phi_O$	Φ_O	$2 \Phi_O$
Implantation de silicium	*	*	*	*	*	Φ_{Si}	*	Φ_{Si}	$2 \Phi_{Si}$
Température de recuit (°C)	*	650	900	650	650	650	900	900	900

concentration en fonction de la profondeur. Les mesures ont été effectuées sur des diodes Schottky. Nous rappelons brièvement ici la mise en œuvre de cette méthode et les différentes étapes de mesures. La diode est polarisée en inverse. On superpose à cette polarisation deux impulsions de tension de même durée mais d'amplitudes différentes et décalées d'une « demi-période ». Les signaux transitoires multi-exponentiels produits sont détectés par une détection synchrone qui fournit, à la sortie, deux signaux en phase (a) et en quadrature (b) avec le signal de référence de la détection synchrone.

On enregistre les variations des signaux DDLTS en fonction de la température et on détermine les variations du taux d'émission e_n . Les variations de $\text{Log}(T^2/e_n)$ en fonction de $1/T$ permettent de préciser la signature du défaut. Une régression linéaire de l'expression précédente permet d'évaluer E_a et σ_∞ (énergie d'activation du taux d'émission et section efficace apparente de capture d'un électron). La concentration de chaque type de défaut est déterminée par dérivation numérique de la caractéristique $C(V)$ de la diode de mesure à la tempéra-

ture du maximum du pic correspondant dans le spectre DDLTS. Les profils de concentration de défauts en fonction de la profondeur sont déterminés en faisant varier la polarisation inverse de la diode et en maintenant constantes les amplitudes des impulsions de tension.

L'enregistrement des spectres DDLTS = $f(T)$ a été effectué avec une tension de polarisation inverse de -3 V. Les amplitudes des deux impulsions de tension superposées, à chaque période, à cette polarisation inverse sont respectivement 3 V et 2 V. L'enregistrement des variations du maximum du signal DDLTS en fonction de la polarisation inverse a été réalisé avec deux valeurs fixes 2,5 eV et 1,5 V des amplitudes de ces impulsions.

Lorsque sur deux spectres DDLTS de deux échantillons différents, les températures T_{ma} et T_{mb} d'un pic sont identiques ou très voisines, on peut alors considérer que les défauts correspondants sont identiques. Pour ne pas surcharger les figures, nous ne représentons que les résultats concernant le signal b. (en quadrature avec le signal de référence de la détection synchrone).

3. Résultats.

Les défauts mis en évidence par les spectres DDLTS enregistrés entre 100 et 300 K sont classés en trois groupes en fonction de la température T_{mb} des maxima des spectres DDLTS du signal b :

$$\begin{aligned} T_{mb} < 150 \text{ K} & : \text{défauts type A} \\ 150 \text{ K} < T_{mb} < 220 \text{ K} & : \text{défauts type B} \\ T_{mb} > 220 \text{ K} & : \text{défauts type C} \end{aligned}$$

Les résultats déduits des spectres DDLTS sont rassemblés dans le tableau III.

3.1 PREMIER GROUPE DE DÉFAUTS. $T_{mb} < 150 \text{ K}$.

Défaut A₅. — Ce défaut est présent dans les échantillons de référence N° 1 (*, *, *) et N° 2 (*, *, 650) (Figs. 1a et 1b). Il n'a pu être caractérisé que dans l'échantillon N° 2. Sa concentration dans cet échantillon est de l'ordre de $3 \times 10^{14} \text{ cm}^{-3}$ et est indépendante de la profondeur (Fig. 4b). L'énergie d'activation du taux d'émission est 0,14 eV (Tab. III). La signature la plus voisine de ce défaut selon la nomenclature de Martin *et al.* [9], est EL9 ;

cependant l'énergie d'activation de EL9 est plus élevée (0,22 eV).

Défaut A₁. — Ce défaut s'observe sur les échantillons N° 3 (*, *, 900), N° 6 (Φ_O , Φ_{Si} , 650) et N° 8 (Φ_O , Φ_{Si} , 900) (Fig. 1c, Figs. 2c et 3b). Sa concentration dans l'échantillon de référence N° 3 est de l'ordre de $2 \times 10^{13} \text{ cm}^{-3}$ (Fig. 4c) ; elle est de $5 \times 10^{13} \text{ cm}^{-3}$ sur l'échantillon N° 6 (Fig. 5c) et est trop faible pour être déterminée dans le N° 8. L'énergie du taux d'émission est de 0,11 eV. Remarquons que cette valeur d'énergie n'apparaît pas souvent dans la littérature. La signature la plus proche de ce défaut, selon la nomenclature de Martin *et al.* [9] est EL10 (Fig. 7) qui a une énergie d'activation de 0,17 eV.

Défaut A₂. — Ce défaut est présent sur les échantillons N° 4 (Φ_O , *, 650), N° 5 (2 Φ_O , *, 650) et N° 7 (2 Φ_O , *, 900) (Figs. 2a et 2b ; 3a), qui sont uniquement implantés en oxygène. Les spectres DDLTS des échantillons N° 4 et N° 5 montrent qu'à ce pic A₂ se superpose, du côté des basses températures, un autre pic que nous pensons être le pic A₅, lequel est mieux distingué sur le spectre de l'échantillon N° 5.

Tableau III. — Valeur des températures T_{ma} et T_{mb} au maximum des signaux DDLTS a_1 et b_1 , de l'énergie d'activation E_a du taux d'émission électronique du défaut et de la section efficace de capture apparente σ_a de chaque défaut.

[Characteristics of DDLTS peaks in GaAs samples : T_{ma} , T_{mb} : peak temperatures ; E_a : apparent activation energy ; σ_a : apparent capture cross section.]

N°	1	2	3	4	5	6	7	8	9
DEF	(A ₅)	(A ₅)	(A ₁)	(A ₂)	(A ₂)	(A ₁)	(A ₂)	(A ₁)	(A ₃)
T_{ma} (K)	135	135,2	123	146,4	151,5	123,8	143	125,4	135
T_{mb} (K)	128	128,8	115,2	137,6	143,4	115,6	137,5	115,6	136
E_a (eV)		0,14	0,11	0,196	0,161	0,11	0,175	0,13	0,105
σ_a (cm ²)		8×10^{-18}	$2,5 \times 10^{-18}$	$5,3 \times 10^{-16}$	3×10^{-17}	2×10^{-18}	$7,7 \times 10^{-17}$	8×10^{-17}	4×10^{-19}
DEF	(B ₁)	(B ₁)	(B ₃)	(B ₁)	(B ₁)	(B ₂)	(B ₂)	(B ₂)	(B ₂)
T_{ma} (eV)	181,6	181,7	194,9	184,5	184,3	205,5	213,5	211,3	211
T_{mb} (eV)	173,8	173,6	183	177	175,1	199,1	202,9	202,1	200,5
E_a (eV)	0,305	0,305	0,322	,	,	,	,	,	3
σ_a (cm ²)	9×10^{-15}	$7,3 \times 10^{-15}$	4×10^{-15}	5×10^{-15}	3×10^{-15}	10^{-14}	4×10^{-14}	3×10^{-15}	4×10^{-15}
DEF	(C)	(C)		(C)	(C)	(C)			
T_{ma} (K)	280,3	280,1		281,4	280,1	275,3			
T_{mb} (K)	270,2	270,1		271,1	270,1	265,1			
E_a (eV)	0,574	0,563		0,563	0,54	0,54			
σ_a (cm ²)	$3,4 \times 10^{-13}$	$1,3 \times 10^{-13}$		$1,3 \times 10^{-13}$	$6,4 \times 10^{-14}$	$6,7 \times 10^{-14}$

Fig. 1. — Spectre DDLTS des échantillons de GaAs de référence. a : échantillon N° 1 non implanté, non recuit ; b : échantillon N° 2 non implanté, recuit à 650 °C pendant 15 min. c : échantillon N° 3 non implanté, recuit à 900 °C pendant 15 min.

[DDLTS spectra of GaAs substrates. a : unimplanted unannealed GaAs ; b : unimplanted, annealed at 650 °C, 15 min ; c : unimplanted, annealed at 900 °C, 15 min.]

L'énergie d'activation des taux d'émission du défaut A_2 est de l'ordre de 0,16 eV-0,19 eV. La signature EL14 est la plus voisine de celle de ce défaut (Fig. 7). La concentration de ce défaut dépend de la dose d'oxygène ; dans la région 0,5-1,5 μm , elle passe de $1,5 \times 10^{14} \text{ cm}^{-3}$ - $5 \times 10^{14} \text{ cm}^{-3}$ (échantillon N° 4) à 5×10^{14} - $1 \times 10^{15} \text{ cm}^{-3}$ (échantillon N° 5 qui a reçu une double dose d'oxygène) (Figs. 5a et 5b). Cette concentration diminue après un recuit à 900 °C (Fig. 6a). Après ce recuit, il ne reste que le pic A_2 dans le spectre DDLTS. Ce défaut est donc moins bien guéri que le défaut A_5 .

Défaut A_3 . — Ce défaut est présent dans l'échantillon N° 9 ($2\Phi_O$, $2\Phi_{Si}$, 900) (Fig. 3c). Le spectre DDLTS de cet échantillon montre que le pic A_3 est déformé. Il résulte très probablement de la superposition de deux pics : les pics A_1 et A_2 .

Les résultats obtenus concernant ce premier groupe nous ont amenés à considérer qu'il n'y a en réalité que deux défauts principaux : A_1 et A_2 . La

Fig. 2. — Spectre DDLTS des échantillons de GaAs implantés ou co-implantés et recuits à 650 °C. a : échantillon N° 4, implanté en oxygène ; b : échantillon N° 5, implanté en oxygène, double dose ; c : échantillon N° 6, co-implanté en oxygène et en silicium.

[DDLTS spectra of implanted and annealed (650 °C, 15 min) GaAs. a : sample 4, oxygen implanted GaAs ; b : sample 5, double dose oxygen implanted GaAs ; c : sample 6, co-implanted (oxygen and Si) GaAs.]

superposition des pics correspondant à ces défauts fait apparaître, sur certains échantillons, de nouveaux pics dans les spectres DDLTS (cas des défauts A_3 et A_5). Le pouvoir séparateur en constante de temps de notre méthode DDLTS ne permet pas de séparer, dans le pic résultant, la contribution de chaque défaut. Dans un tel cas, la signature déduite de ce pic résultant est erronée (cette signature est plus ou moins proche de celle de l'un ou de l'autre des défauts constituants).

3.2 DEUXIÈME GROUPE DE DÉFAUTS 150 K < T_{mb} < 220 K.

Défaut B_1 . — Le défaut B_1 est mis en évidence dans les échantillons de références N° 1 : (*, *, *) et N° 2 : (*, *, 650) (Figs. 1a et 1b), mais aussi dans les échantillons N° 4 : (Φ_O , *, 650), N° 5 : ($2\Phi_O$, *, 650) implantés en oxygène et N° 6 : (Φ_O , Φ_{Si} , 650) co-implanté Si + O, et recuits à 650 °C (Figs. 2a, 2b et 2c). Pour ces derniers échantillons on observe une légère diminution de l'énergie d'activation du taux

Fig. 3. — Spectre DDLTS des échantillons de GaAs implantés ou co-implantés et recuits à 900 °C. a : échantillon N° 7 implanté en oxygène double dose ; b : échantillon N° 8, co-implanté en oxygène et en silicium ; c : échantillon N° 9, co-implanté en oxygène et en silicium, double dose.

[DDLTS spectra of implanted and annealed (900 °C, 15 min) GaAs. a : sample 7, double dose oxygen-implanted GaAs ; b and c : samples 8 and 9, oxygen and Si co-implanted GaAs.]

d'émission (0,29 et 0,28 eV) par rapport à celle du taux d'émission des deux premiers échantillons (0,305 eV). La signature du défaut EL7 de la nomenclature de Martin *et al.* [9] est la plus voisine de celle de B₁ (Fig. 7).

La concentration de B₁ est quasi constante et presque identique dans les échantillons non implantés N° 1 et N° 2 ($5-6 \times 10^{14} \text{ cm}^{-3}$) (Figs. 4a et 4b) tandis qu'elle augmente légèrement avec la profondeur

en oxygène et recuits à 650 °C (Figs. 5a et 5b).

Défaut B₂. — Ce défaut est mis en évidence dans tous les échantillons co-implantés en oxygène et en silicium (recuits à 650 °C et à 900 °C) (échantillons N° 6, 8, 9 ; Fig. 2c ; Figs. 3b et 3c) et, également dans l'échantillon N° 7 multi-implanté en oxygène et recuit à 900 °C. La signature du défaut EL5 est la plus voisine de celle de B₂. L'énergie d'activation de son taux d'émission est de $\sim 0,35 \text{ eV}$.

La concentration de ce défaut augmente avec la profondeur dans le cas de l'échantillon N° 6 (Φ_O ,

Fig. 4. — Concentration des défauts en fonction de la profondeur des échantillons de GaAs de référence (N°s 1, 2 et 3) aux températures des maxima des pics DDLTS.

[Concentration of deep levels at DDLTS maxima pics temperature of unimplanted GaAs substrates. a : unimplanted and unannealed GaAs ; b : unimplanted and annealed (650 °C, 15 min) GaAs ; c : unimplanted and annealed (900 °C, 15 min) GaAs.]

Φ_{Si} , 650) (co-implanté en oxygène et en silicium et recuit à 650 °C) (Fig. 5c). Elle est par contre pratiquement indépendante de la profondeur dans l'échantillon N° 7 ($2 \Phi_O$, *, 900) (implanté seulement en oxygène et recuit à 900 °C) (Fig. 6a).

Ce défaut B₂ co-existe parfois avec le défaut B₁ (échantillon N° 6, Fig. 2c). Cependant après un recuit à 900 °C, le pic du défaut B₁ disparaît pratiquement tandis que celui du défaut B₂ devient prépondé-

présente un minimum ($\sim 10^{13} \text{ cm}^{-3}$) au voisinage de $6 \times 10^{-4} \text{ mm}$ (Fig. 6b). La « guérison » du défaut B₁ est plus rapide que celle du défaut B₂ après un recuit à 900 °C.

Défaut B₃. — Le défaut B₃ est seulement mis en évidence dans l'échantillon de référence recuit à 900 °C (N° 3 : (*, *, 900)) (Fig. 1c). Les températures T_{ma} et T_{mb} (194,9 ; 183 K) correspondant à ce défaut sont intermédiaires entre celles correspondant aux défauts B₁ (181,6 ; 173,8 K) et aux défauts B₂ (211,3 ; 202,3 K).

Fig. 5. — Concentration des défauts en fonction de la profondeur des échantillons de GaAs implantés en oxygène (échantillons N° 4 et N° 5) ou co-implantés en oxygène et en silicium (échantillon N° 6) après recuit à 650 °C pendant 15 min. et aux températures des maxima des pics DDLTS.

[Concentration of deep-levels at DDLTS maxima temperature of oxygen-implanted GaAs (samples 4 and 5) and co-implanted (oxygen and silicon) GaAs (sample 6). Annealed conditions : 650 °C, 15 min.]

D'autre part la forme du pic B_3 dans le spectre DDLTS (Fig. 1c) laisse supposer que ce pic est formé en réalité de la superposition de deux pics : ceux correspondant aux défauts B_1 et B_2 . L'insuffisance de la sélectivité en constante de temps de la DDLTS ne permet pas de les séparer. Nous ne discuterons pas le cas de ce défaut.

3.3 TROISIÈME GROUPE DE DÉFAUTS. — Ce groupe ne comprend que le défaut C. Il est mis en évidence dans les échantillons de référence N° 1 et 2 et dans tous les échantillons recuits à 650 °C (échantillons N° 2, 4, 5 et 6). Par contre, son pic disparaît des spectres DDLTS de tous les échantillons recuits à 900 °C. Ce défaut est donc totalement guéri après ce traitement de recuit.

Les températures T_{ma} et T_{mb} (Tab. III) des pics DDLTS de ce défaut coïncident à 1,1 K près dans tous les échantillons N° 1, 2, 4, 5 et 6. L'énergie d'activation du taux d'émission de ce défaut est de $\sim 0,56$ eV. La signature de ce défaut est voisine de celle de EL3 selon la nomenclature de Martin *et al.* [9]. La concentration de ce défaut est pratiquement indépendante de la profondeur dans les échan-

Fig. 6. — Concentration des défauts en fonction de la profondeur des échantillons de GaAs implantés en oxygène (échantillon N° 7) ou co-implantés en oxygène et en silicium (échantillons N° 8 et N° 9) après recuits à 900 °C pendant 15 min et aux températures des maxima des pics DDLTS.

[Concentration at DDLTS maxima temperature of deep-levels of oxygen-implanted GaAs (sample 7) and co-implanted (oxygen and Si) GaAs (samples 8 and 9). Annealed conditions : 900 °C, 15 min.]

tillons de référence N°s 1 et 2. Elle est plus faible dans l'échantillon N° 2 recuit à 650 °C ($2 \times 10^{15} \text{ cm}^{-3}$) que dans l'échantillon N° 1 non recuit ($8 \times 10^{15} \text{ cm}^{-3}$). Dans les échantillons N° 4 ($\Phi_O, *$, 650) et N° 5 ($2\Phi_O, *$, 650) (Figs. 5a et 5b) multi-implantés en oxygène seulement, elle présente un maximum vers 0,4-0,6 μm . La valeur du maximum double lorsque la dose d'oxygène est elle-même doublée. Dans l'échantillon co-implanté en oxygène et en silicium, la concentration de C augmente avec la profondeur (Fig. 5c).

3.4 DISCUSSIONS.

3.4.1 Premier groupe de défauts : A_1, A_2, A_3, A_5 $0,10 \text{ eV} < E_a < 0,20 \text{ eV}$. — A_1 et A_2 et que les défauts A_3 et A_5 résultent d'une superposition de A_1 et de A_2 .

Le défaut A_1 ne se manifeste que très faiblement dans le spectre DDLTS des échantillons implantés uniquement en oxygène. Par contre, il apparaît très nettement dans les échantillons co-implantés en oxygène et en silicium. Ce défaut semble donc être lié à la co-implantation de ces deux éléments. Sa

Fig. 7. — Variations de T^2/e_n en fonction de $10^3/T$. Signatures des défauts mis en évidence dans les échantillons de GaAs de référence, implantés en oxygène et co-implantés en oxygène et en silicium.

[Variations of T^2/e_n plotted as a function of $10^3/T$ for deep levels of unimplanted GaAs, oxygen implanted and (O + Si) co-implanted GaAs.]

concentration augmente avec la dose de silicium implanté. Cependant on constate que sa distribution en profondeur n'est pas corrélée à celle du silicium. En effet cet élément diffuse très peu dans GaAs même après un recuit à 900 °C [10]. Nous pensons que A_1 est un défaut complexe résultant d'une association entre les impuretés dans GaAs et un défaut du réseau cristallin. Sa formation est favorisée par la présence de l'oxygène et du silicium implantés. L'association des impuretés résiduelles et des défauts du réseau cristallin a aussi été suggérée par Look *et al.* pour expliquer les résultats de Blood et Bridgman) ayant des énergies d'activation dans le domaine 0,1-0,2 eV qu'ils ont mis en évidence. Cependant le rôle des impuretés silicium et oxygène n'a pas été relevé par ces auteurs. Notons enfin que la présence de A_1 dans l'échantillon de référence N° 3 peut être due à la présence de silicium et d'oxygène résiduels dans le substrat.

Le défaut A_2 ($E_a \sim 0,16-0,19$ eV) semble lié à la présence de l'oxygène implanté. En effet, il est présent dans tous les échantillons implantés en oxygène. Le pic DDLTS de ce défaut est particuliè-

rement net dans le cas de l'échantillon N° 7 ($2 \Phi_O$, *, 900) ((Fig. 3a) ; $E_a = 0,175$ eV)) qui a reçu une double dose d'oxygène. Dans l'échantillon N° 6 (Φ_O , Φ_{Si} , 650) (Fig. 2c) co-implanté en oxygène et en silicium et recuit à 650 °C, ce défaut n'existe plus. Il réapparaît, par contre, faiblement, après un recuit à 900 °C. L'interprétation précise de ce défaut est difficile. Il résulte probablement d'une association complexe entre l'oxygène implanté et les défauts natifs du substrat.

On peut remarquer que la présence de l'oxygène favorise la formation de défauts A_2 , tandis que celle du silicium et de l'oxygène favorise la formation de défauts A_1 .

3.4.2 Deuxième groupe de défauts : B_1 , B_2 , B_3
 $0,28$ eV $< E_a < 0,39$ eV.

Défaut B_1 ($E_a \sim 0,30$ eV). — Ce défaut, détecté dans notre étude sur les échantillons de référence et les échantillons implantés en oxygène, a été également mis en évidence dans les cristaux de GaAs préparés par MBE à 500 °C-650 °C [9, 12, 13]. Blood *et al.* [12] le considèrent comme lié à une seule

impureté tandis que Skromm *et al.* [13] le considèrent comme associé à plusieurs impuretés. Le fait que ce défaut est presque totalement « guéri » après un recuit à 900 °C aussi bien dans les échantillons de référence que dans les échantillons implantés nous conduit à supposer que ce défaut est un natif et est lié à un désordre du réseau cristallin des échantillons de GaAs. Ce désordre se manifeste dans les cas des échantillons non recuits ou recuits à une température trop basse, et est aggravé par les implantations d'ions. Ce qui explique que la concentration du défaut B₁ augmente dans les échantillons implantés en oxygène.

Défaut B₂ ($E_a \sim 0,34-0,39$ eV). — Rappelons que ce défaut est détecté dans tous les échantillons de GaAs ayant subi un recuit à 900 °C. Sa présence dans l'échantillon de référence non implanté montre qu'il ne résulte pas des dommages causés par les implantations. Son pic apparaît surtout dans le spectre DDLTS des échantillons co-implantés en oxygène et en silicium. Cette observation conduit à penser que B₂ est peut-être associé à la présence soit du silicium et de l'oxygène.

Des centres profonds de signatures voisines de celle de B₂ ont été caractérisés dans des échantillons de GaAs préparés par des méthodes différentes. Henini *et al.* [15] ont mis en évidence un défaut ($E_a = 0,35$ eV ; $\sigma_a = 1,4 \times 10^{-14}$ cm⁻²) dans des échantillons de GaAs LEC (100) recuits à 850 °C. Pons *et al.* [16] ont caractérisé un défaut P₁ ($E_a = 0,36$ eV ; $\sigma_a = 6,9 \times 10^{-15}$ cm⁻²) dans des échantillons de GaAs irradiés par des électrons et recuits à 500 K. Ces derniers auteurs ont attribué P₁ à un complexe dont fait partie un atome de As interstitiel ou une lacune isolée de As. Cependant, bien que la signature de ces défauts soit voisine de celle de B₂, nous ne pouvons considérer que la structure de B₂ soit identique à celle des défauts précédents.

3.4.3 Défaut C ($E_a \sim 0,57$ eV). — Ce défaut a aussi été mis en évidence dans les cristaux de GaAs préparés par VPE (Vapor Phase Epitaxy) [17] et également dans les échantillons de GaAs implantés en oxygène par Yuba *et al.* [18] et par Asano *et al.* [19]. Dans notre cas, ce défaut est présent dans tous les échantillons (échantillons de référence et échantillons implantés et co-implantés) non recuits ou recuits à 650 °C.

Le fait que ce défaut existe sur les échantillons de référence, que sa concentration diminue après un traitement thermique de recuit à 650 °C et qu'il disparaît après un recuit à 900 °C conduit à penser que ce défaut, comme le défaut B₁, est lié au désordre du réseau cristallin de l'échantillon GaAs de départ. Une implantation d'oxygène suivie d'un recuit provoque une diminution de la concentration de ce défaut au niveau de la couche implantée

(Fig. 5a). La co-implantation en oxygène et en silicium provoque un effet semblable (Fig. 5c). Cette diminution de la concentration du défaut C dans ces échantillons résulte probablement du réarrangement du réseau cristallin du substrat par suite du recuit à 650 °C. Ce réarrangement n'est complet qu'après un recuit à 900 °C.

Signalons que Martin *et al.* [20] ont montré que le défaut EL3 voisin du nôtre, qu'ils ont mis en évidence dans le cas du GaAs implanté en oxygène, en bore ou en néon, est un défaut du réseau cristallin produit par l'implantation des ions. Dans le cas de l'implantation en bore [21], Makram-Ebeid *et al.* ont supposé l'existence d'une bande d'énergie U autour du niveau EL3 pour expliquer le pic très large apparaissant dans les spectres DLTS des échantillons non recuits ou recuits à une température inférieure à 450 °C. Ils considèrent que les défauts associés à cette bande d'énergie U sont liés à l'anti-site As_{Ga} [22]. Rappelons que l'anti-site As_{Ga} associé à un interstitiel As_i est maintenant estimé être le défaut EL2 [23, 24].

4. Conclusions.

La caractérisation des échantillons de GaAs implantés en oxygène et co-implantés en oxygène et en silicium par notre méthode DDLTS nous a permis de mettre en évidence plusieurs défauts dont l'énergie d'activation du taux d'émission est comprise dans le domaine 0,1-0,6 eV. Ces défauts sont présents en profondeur, au-delà de la région implantée. Leur signature est voisine de celles des défauts mentionnés dans la nomenclature de Martin *et al.* [9].

Les résultats que nous avons obtenus ne permettent pas de préciser l'origine de ces défauts. Cependant, ils nous amènent à considérer que ces défauts sont tous liés soit au désordre du réseau cristallin, soit aux complexes mettant en jeu à la fois les imperfections du réseau et les impuretés du substrat (impuretés introduites ou résiduelles).

D'autre part, dans aucun échantillon co-implanté en silicium et en oxygène, les variations de la concentration des défauts en fonction de la profondeur ne correspondent à celles de la concentration calculée des éléments implantés. Il en résulte que l'oxygène et le silicium ne sont pas seuls responsables de la présence de défauts dans les cas où ils interviennent. Leur présence dans le substrat semble provoquer une modification des équilibres physico-chimiques entre les défauts. Rappelons que ces défauts sont très complexes et que leur interprétation précise est d'autant plus difficile que la faible concentration de l'oxygène et du silicium après implantation, de l'ordre de 10^{15} à 10^{16} cm⁻³, ne peut être évaluée.

Les résultats obtenus semblent confirmer la conclusion que nous avons formulée dans la première

partie (étude de la compensation) à savoir qu'il y a une certaine interaction entre le silicium et l'oxygène. En effet, si la co-implantation du silicium et de l'oxygène rend négligeable la concentration du défaut A_2 (lié à l'implantation d'oxygène), elle favorise par contre la formation des défauts A_1 et B_2 .

En ce qui concerne le recuit, un traitement de recuit à haute température (900 °C) est nécessaire pour que la « guérison » des défauts soit suffisamment efficace. Le défaut B_1 des échantillons co-implantés en oxygène et en silicium est complètement guéri après un tel recuit. Dans le cas des

échantillons non soumis à l'implantation un tel traitement est également souhaitable voire indispensable : il permet en effet de supprimer la présence des défauts liés aux désordres cristallins du substrat.

Par ailleurs, nous avons constaté qu'en raison de l'insuffisance de sélectivité en constante de temps, la méthode DDLTS ne permet pas de déterminer les signatures des défauts dont les pics sont voisins dans le spectre DDLTS. Pour résoudre ce problème nous avons mis au point une nouvelle méthode, la méthode FDDLTS (Fourier Transform DLTS) qui sera publiée prochainement.

Bibliographie

- [1] FERTIN J. L., LEBAILLY J. L., DEYRIS E., *Inst. Phys. Conf. Ser. 3, Gallium Arsenide* (1967) p. 46.
- [2] WOODALL J. M., WOODS J. F., *Solid State Commun.* **4** (1966) 33-36.
- [3] WOODALL J. M., *Trans. Metall. Soc.* **239** (1967) 378.
- [4] MARTIN G. M., JACOB G., HALLAIS J. P., GRAINGER F., ROBERTS J. A., CLEGG B., BLOOD P., POIBLAUD G., *J. Phys. C* **15** (1982) 1841.
- [5] FAVENNEC P. N., PELOUS G., BINET M., BAUDET P., *Ion implantation in semiconductors* (Plenum Press) 1974, p. 621.
- [6] FAVENNEC P. N., *J. Appl. Phys.* **47** (1976) 2532.
- [7] Partie I: Etude du phénomène de compensation (dans ce même numéro).
- [8] LE BLOA A., DANG TRAN QUAN, FAVENNEC P. N., *Revue Phys. Appl.* **21** (1986) 489.
- [9] MARTIN G. M., MITONNEAU A., MIRCEA A., *Electron. Lett.* **13** (1977) 191.
- [10] YED Y. K., HENGHELD R. L., KIM Y. Y., EZIS A., PARK Y. S., EHRET J. E., *J. Appl. Phys.* **58** (1985) 4083.
- [11] LOOK D. C., WALTERS D. C., MEYER J. R., *Solid State Commun.* **42** (1982) 745.
- [12] BLOOD P., HARRIS J. J., *J. Appl. Phys.* **56** (1984) 993.
- [13] SHROMME B. J., BOX S. S., LEE B., LOW T. S., LEPKOWSKI T. R., DEJULE R. Y., STILLMAN
- [14] WEINER M. E., JORDAN A. S., *J. Appl. Phys.* **43** (1972) 1767.
- [15] HENINI M., TUCK B., PAULI C. J., *Solid State Electr.* **29** (1986) 5, 483.
- [16] PONS D., BOURGOIN J. C., *J. Phys. C* **18** (1985) 3839.
- [17] MIRCEA A., MITONNEAU A., *J. Appl. Phys.* **8** (1975) 15.
- [18] YUBA, GAMO K., NAMBA S., *Proc. 1st Conf. on Ion Beam Modification of Materials (Budapest)* Eds. J. Gyulai, T. Lohner and E. Pasztos (1979) 557.
- [19] ASANO T., ATANASSOV, ISHIWARA H., FURUKAWA S., *Jpn J. Appl. Phys.* **20** (1981) 901.
- [20] MARTIN G. M., TERRIAC P., MAKRAM-EBEID S., GUILLOT G., GAVAN M., *Appl. Phys. Lett.* **42** (1983) 61.
- [21] MAKRAM-EBEID S., GAUTARD D., DEVILLARD P., MARTIN G. M., *Appl. Phys. Lett.* **40** (1982) 161.
- [22] MARTIN G. M., MAKRAM-EBEID S., *Physica* **116B** (1983) 371.
- [23] VON BARDELEBEN H. J., STIEVENARD D., BOURGOIN J. C., *Appl. Phys. Lett.* **47** (1985) 970.
- [24] BOURGOIN J. C., VON BARDELEBEN H. J., STIEVENARD D., *J. Appl. Phys.* **64** (1988) R65.