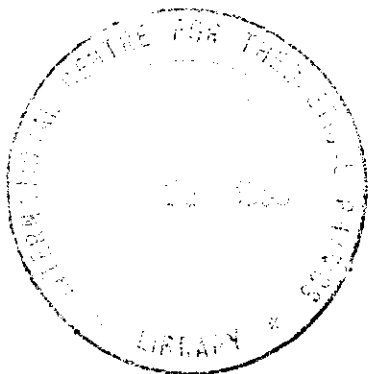




INTERNATIONAL ATOMIC ENERGY AGENCY
UNITED NATIONS EDUCATIONAL, SCIENTIFIC AND CULTURAL ORGANIZATION



INTERNATIONAL CENTRE FOR THEORETICAL PHYSICS

34100 TRIESTE (ITALY) - P.O.B. 586 - MIRAMARE - STRADA COSTIERA 11 - TELEPHONE: 2340-1
CABLE: CENTRATOM - TELEX 460392-1

H4.SMR/193 -43

"COLLOQUE INTERNATIONAL SUR LA SCIENCE DES MATERIAUX POUR L'ENERGIE".

(26 août - 11 septembre 1986).

"CROISSANCE DE COUCHES DE $G_{2-x}Al_xAs$ PAR E.P.V.O.M.
(1) CARACTERISATION".

K. N'Guessan
I.R.E.N.-Université d'Abidjan
Côte d'Ivoire
et
P. Gibart
CNRS- Sophia Antipolis
Villeneuve-la-Vieille, France

CROISSANCE DE COUCHES DE $Ga_{1-x}Al_xAs$ PAR
E.P.V.O.M. (1) CARACTERISATION

K. N'GUESSAN IREN-UNIVERSITE D'ABIDJAN (COTE D'IVOIRE)
01 B.P. V 34 ABIDJAN 01 - COTE D'IVOIRE

P. GIBART LABORATOIRE DE PHYSIQUE DU SOLIDE ET
ENERGIE SOLAIRE CNRS SOPHIA ANTIPOLIS
06560 VALBONNE-FRANCE

Des échantillons de $Ga_{1-x}Al_xAs$, pour des applications photovoltaïques, ont été élaborés par E.P.V.O.M. Les paramètres d'épitaxie liés à la méthode (température de dépôt, vitesse de croissance, pressions partielles des gaz) ont été étudiés en vue d'optimiser les conditions de croissance. Des couches de bonne qualité (mobilité $77k = 60\ 200\ cm^2/V.s$ pour $N_D - N_A\ 77k = 8.10^{18}\ cm^{-3}$) ont été obtenues.

La mise en oeuvre de plusieurs méthodes de caractérisation (rayons X, méthode du double-cristal, spectroscopie Raman, sonde électronique, SIMS), a permis de déterminer le paramètre x de $Ga_{1-x}Al_xAs$ de façon plus précise. L'étude de l'homogénéité en surface et en épaisseur des couches épitaxiales a pu être ainsi abordée révélant quelques problèmes liés aux dispositifs et aux conditions expérimentales. Cependant l'hypothèse d'une exodiffusion de l'étain dans $Ga_{1-x}Al_xAs$ par E.P.V.O.M., similaire à l'accumulation d'étain à la surface des échantillons Ga As par E.J.M. (2) pour $n > 10^{18}\ cm^{-3}$, n'est pas à écarter puisque le SIMS et le double-cristal montrent également un retard à l'incorporation de l'étain.

Enfin, l'influence du dopage sur le paramètre de maille de $Ga_{1-x}Al_xAs$, a été étudiée : sur des échantillons $Ga_{1-x}Al_xAs$ très dopés (n ou $p > 5.10^{18}\ cm^{-3}$) à l'étain, au tellure ou au zinc une dilatation du paramètre de maille a été mesurée. Sur des double-hétérostructures $GaN/GaAlAs/GaAs$: Sn, dont la teneur en aluminium mesurée par SIMS et sonde électronique, est identique dans les deux couches épitaxiales, la dilatation de la maille de GaAlAs due uniquement au dopage Sn a été mesurée quantitativement. Une telle étude est très importante pour les dispositifs électroniques de très haute précision.

(1) E.P.V.O.M. : Epitaxie en phase vapeur par organo-métalliques.

(2) E.J.M. : Epitaxie par jets moléculaires

CROISSANCE DE COUCHES DE $Ga_{1-x}Al_xAs$ PAR E.P.V.O.M.
CARACTERISATION

K. N'GUESSAN IREN-UNIVERSITE D'ABIDJAN (COTE D'IVOIRE)
01 B.P. V 34 ABIDJAN 01 - COTE D'IVOIRE

P. GIBART LABORATOIRE DE PHYSIQUE DU SOLIDE ET
ENERGIE SOLAIRE CNRS SOPHIA ANTIPOLIS
06560 VALBONNE-FRANCE

1- INTRODUCTION

Des échantillons de $(Ga\ Al)As$, en vue d'applications photovoltaïques (cellules solaires, jonctions tunnel), ont été élaborées par E.P.V.O.M. Il a fallu d'abord cerner l'influence de chaque paramètre de croissance sur la qualité cristalline et électronique des couches épitaxiales, ensuite plusieurs méthodes de caractérisation ont été mises en oeuvre pour une meilleure détermination du paramètre x , ce qui a également permis d'étudier l'homogénéité des couches épitaxiales; enfin la double diffraction de rayons X a permis de mesurer quantitativement la dilatation de la maille du réseau cristallin due uniquement au dopage Zn, Te et Sn dans $Ga_{1-x}Al_xAs$ pour une concentration supérieure à $5.10^{18}\ cm^{-3}$.

II- CROISSANCE DES COUCHES

L'influence de chaque paramètre sur la croissance des couches de $Ga\ Al\ As$ est un fait connu en E.P.V.O.M. Il s'agissait donc pour nous de déterminer les conditions optimales de croissance pour obtenir les meilleurs échantillons au plan de la qualité cristalline et électronique. Nous avons ainsi pu vérifier que (1):

- la température n'a pratiquement pas d'influence sur la vitesse de croissance entre 600 et 850°C. La morphologie des couches épitaxiales à haute température ($T > 630^\circ C$) est meilleure que celles épitaxiales à basse température ($T < 630^\circ C$). La concentration en impuretés accidentelles As_{Ga} augmentent avec la température. Dans les conditions expérimentales,

μ_{77k} est maximum à 46 000 cm²/V.S pour $T_g = 630^\circ\text{C}$. Elle chute très rapidement de part et d'autre de cette température ($T_g < 600^\circ\text{C}$; $T_g > 650^\circ\text{C}$)

Cette dégradation de la mobilité peut s'expliquer ainsi :

- à basse température : par le médiocre état cristallin des couches et par la mauvaise qualité des surfaces dues à une faible mobilité en surface des espèces qui s'incorporent au cristal.
 - à haute température : ($T > 630^\circ\text{C}$) ; la mobilité diminue du fait de l'augmentation de la solubilité de la plupart des impuretés. Au $T = 975^\circ\text{C}$ (g) la désorption du TMG entraîne la formation de complexes, accepteurs (lacunes de Gallium-donneur) provoque également un changement de type de conduction n à p.
 - la vitesse de croissance est proportionnelle à la pression partielle du TMG : c'est un fait expérimental connu en EPVOM. Lors de l'épitaxie, une vitesse de croissance élevée provoque une mauvaise cristallisation et une forte concentration de défauts natifs qui dégradent la mobilité.
- Le type de conduction n ou p des couches non dopées dépend du rapport des pressions partielles As/Ga. (p aux faibles valeurs de As/Ga) ; la conduction devient n lorsqu'on dépasse une valeur critique de ce paramètre qui varie en fonction de la température (3, 4, 5) car les impuretés du groupe IV (C, Si) contenues dans les produits de départ s'incorporent en site donneurs à haute température et en site accepteur à basse température.

Une augmentation à tous paramètres constants, de P_{AsH_3} accroît la teneur en impuretés résiduelles (donneur IV en site Gallium), une pression élevée d'AsH₃ augmente la teneur en lacune de Gallium. La qualité des couches et la mobilité dépendent aussi énormément de la qualité des produits de départ. Tableau (1). Ainsi, au cours du temps, les espèces chimiques réagissent avec la paroi métallique qui les contient, entraînant un certain vieillissement du produit. Ceci pourrait expliquer les résultats de DAPKUS (6) et SEKI et al (7) qui utilisent des produits relativement purs par redistillation du TMG. Nous avons pu ainsi, avec une nouvelle source plus pure, obtenir de très bonnes mobilités : $\mu_{77k} = 60200 \text{ cm}^2/\text{V.S}$. pour un nombre de porteurs résiduels $n = 8.10^{16} \text{ cm}^{-3}$.

Tableau 1

Echantillons	T_g	As/Ga	μ_{300}	n_{300}	μ_{77}	n_{77}	K_{77}
04001	650	10	5900	$5,3.10^{15}$	22831	$4,7.10^{15}$	0,356
02003	650	15	6200	$4,2.10^{15}$	25425	$3,36.10^{15}$	0,398
04002	650	20	7000	$2,3.10^{15}$	28067	$2,17.10^{15}$	0,474
01003	650	15	7200	$3,3.10^{15}$	32450	$3,2.10^{15}$	0,253
02001	650	20	7780	2.10^{15}	44000	2.10^{15}	0,182
01004	630	20	7400	$1,3.10^{15}$	45700	$1,3.10^{15}$	0,314
02002	630	25	7000	$1,6.10^{15}$	44200	$1,6.10^{15}$	0,263

Propriétés électriques des échantillons en fonction de T_g et As/Ga

K : coefficient de compensation = N_A^- / n_D^+

III. CARACTERISATION

Plusieurs méthodes de caractérisation (Rayons X, Double diffraction de Rayons X, Sonde électronique, SIMS, diffusion Raman) ont été mises en oeuvre afin de déterminer avec le plus de précision possible la composition x de l'alliage $Ga_{1-x}Al_xAs$. Les résultats comparatifs pour la mesure du taux de substitution x sont regroupés dans le tableau I. Ces résultats qui, à première vue peuvent paraître dispersés, doivent être analysés à la lumière des avantages et inconvénients de chaque méthode.

- Les mesures Raman et DDX montrent une inhomogénéité en épaisseur des échantillons pour les valeurs élevées de x ($x > 0.7$)

Pour x donné, la profondeur de pénétration varie avec la longueur d'onde d'excitation et permet en Raman de faire des mesures en différents points de l'échantillon. La double diffraction donne un profil de l'ensemble de l'échantillon et sépare les effets des différentes couches en fonction de leur composition. Ces deux méthodes donnent des résultats très concordants sur l'échantillon ALSM12026 où $x = 0.95$ en surface et $x = 0.77$ loin de la surface. fig (1 et 2)

Cette variation de composition n'est observée que pour les compositions élevées, ce qui n'est pas gênant pour les cellules solaires où l'on ne s'intéresse qu'aux compositions $x < 0.4$. Pour les fenêtres dans une hétérostructure, il est nécessaire d'avoir $x > 0.9$ et une telle inhomogénéité contribuerait à créer un champ dans le bon sens. En réalité, cette inhomogénéité n'existe que dans une couche fine superficielle de composition différente : le SIMS et la microsonde électronique par lesquels l'échantillon HSD2 a été analysé de façon quantitative, ont montré que la composition en aluminium est parfaitement constante fig (3). Il est donc très plausible que cet écart de composition observé ne soit dû qu'aux seuls conditions expérimentales :

- arrêt manuel des vannes (temps de retard)
- diffusion non contrôlée des gaz après fermeture des lignes.

Nous avons résolu cette dernière difficulté dans le cas du zinc où un système à 4 vannes a été installé très près de l'entrée du réacteur. Ce dispositif permet d'envoyer ou de supprimer le flux gazeux presque instantanément. Ce système sera étendu à tous les produits qui interviennent dans la croissance.

Echantillon	X	DDX *	Raman	Sonde électronique
I2022	0,46	0,47	0,52	0,49
I2023	0,39	0,45	0,53	0,45
I2024	0,38	0,42	0,52	0,47
I2026	0,73	0,77	0,93	0,92
I2029	0,65	0,65	0,88	
HS01	0,63	0,59	0,37	
HS02	0,56	0,58	0,56	0,50 ± 0,02
HS03	0,55	0,55	0,75	
HS04	0,55	0,56	0,508	
HS05	0,40	0,39		
HS06	0,40	0,39		
O2012	n'a pu être mesuré		0,12	0,06
O2013	0,19		0,38	0,34
O2014	0,27		0,43	0,2
O2015	0,712	0,64	0,85	0,6

Tableau I : Résultats comparatifs des différentes méthodes de caractérisation

* DDX : double diffraction de rayons X

Nous avons résolu cette dernière difficulté dans le cas du zinc où un système à 4 vannes a été installé très près de l'entrée du réacteur. Ce dispositif permet d'envoyer ou de supprimer le flux gazeux presque instantanément. Ce système étendu à tous les produits qui interviennent dans la croissance.

Cependant une seconde hypothèse pourrait relier ce pic au dopage (fig. 2). En effet, un phénomène de ségrégation est souvent observé dans nos couches (GaAlAs) très dopées Sn lorsque l'épaisseur devient importante ($a > 20 \mu\text{m}$). Cette exodiffusion de l'étain (si elle est confirmée) rendrait difficile la réalisation de structures homogènes pour les compositions élevées ($x > 0,7$).

III - 2. - Inhomogénéité en surface :

La cartographie réalisée sur le disque de la taille du suscepteur par microsonde montre, bien que léger, qu'il existe un gradient de composition vers les bords du suscepteur. Cette variation de x suffit, pour des mesures très précises, à mettre en évidence des écarts de composition assez importants lorsque la mesure n'est pas effectuée au même point de l'échantillon. Cette difficulté provient de ce que le flux gazeux peut ne pas être uniforme (problème de dynamique des fluides en fonction du réacteur) et de l'existence d'un gradient de température depuis les parois froides au centre du suscepteur où l'on mesure la température d'épithaxie. (fig. 4) - *Cet effet peut être supprimé en utilisant des vitesses du flux gazeux élevées ($\approx 5 \text{ cm/s}$).*

III - 3. Etude de dilatation de maille par le dopage

La détermination de x par la diffraction des rayons X étant basée sur la mesure de Δa , l'interprétation des profils de diffraction serait plus juste si les effets d'alliage et de dopage étaient "déconvolués". Une étude de ce second phénomène s'impose donc.

.../...

La variation du paramètre a du ternaire est parfaitement connue par la loi linéaire de Vegard. Cependant., même si de nombreux auteurs l'ont observé (8,9), seuls Mullin et al (10) et Wagner et al (11), ont fait une étude systématique de l'effet de certains dopants sur l'alliage $\text{Ga}_{1-x}\text{Al}_x\text{As}$.

Dans ce paragraphe, nous avons analysé la dilatation du paramètre de maille dOe au zinc, au tellure et à l'étain utilisés comme dopants dans $\text{Ga}_{1-x}\text{Al}_x\text{As}$ épithaxié par EPVOM.

- Le zinc est le dopant p : pour les dispositifs photovoltaïques envisagés, des concentrations très élevées (10^{19} cm^{-3} pour le diode tunnel qui sert de contact ohmique dans une cellule bispectrale en cascade) sont nécessaires.

- le tellure a déjà été utilisé comme dopant n.

Le dopage n pour cellule solaire et une diode tunnel sont de l'ordre de 10^{18} cm^{-3} à 10^{19} cm^{-3} respectivement.

L'interprétation des profils de réflexion est faite à l'aide du modèle théorique de N. Sauvage et al (12).

RESULTATS

A/ Cas de (Ga As)

Les résultats sont répertoriés dans le tableau 3. L'étude comparative de ces résultats montre que la variation a dépend de la méthode et des conditions de croissance. Les profils sont représentés sur les fig. 5 et 6.

- Pour le Zinc

Des dopages supérieurs à $3.10^{20} \text{ cm}^{-3}$ n'induisent aucune déformation sensible de la maille (fig. 5; a,b). Les prévisions théoriques (10) donnent un $\Delta a = 0,5.10^{-6} \text{ \AA}$ pour une concentration de $2,2.10^{18} \text{ cm}^{-3}$.

.../...

Tableau III : $\Delta a/a$ en fonction du dopage

Echantillon	T_g	$e(\mu m)$	dopant	concentration (cm^{-3})	$\Delta a/a$	$\Delta a (10^{-5} \text{ \AA})$	Méthode d'élaboration
Zn_1	630	3	Zn	$3,3 \cdot 10^{20}$	0	0	EPVOM (1)
Zn_2	630	3	Zn	$3,7 \cdot 10^{20}$	0	0	EPVOM (4)
Zn	-	-	Zn	$2,2 \cdot 10^{18}$	$6,88 \cdot 10^{-7}$	0,05	Théorique (10)
Te_1	750	-	Te	$5 \cdot 10^{18}$	-	28	LEC* (10)
Te_2	630	2	Te	$5 \cdot 10^{18}$	$7,44 \cdot 10^{-5}$	15	EPVOM (1)
Te_3	750	-	Te	10^{19}	-	66	LEC* (10)
Te_4	750	-	Te	10^{19}	-	107	EPL* (10)
Te_5	630	3	Te	$2 \cdot 10^{19}$	$2,85 \cdot 10^{-4}$	85 ± 5	EPVOM (4)
Sn_1	750	-	Sn	$3 \cdot 10^{18}$	-	30	EPL* (10)
Sn_2	750	6,4	Sn	$5 \cdot 10^{18}$	$1,74 \cdot 10^{-4}$	48 ± 2	EPVOM (4)
Sn_3	750	4,8	Sn	$5 \cdot 10^{18}$	$2,11 \cdot 10^{-6}$	63 ± 2	EPVOM (4)
Sn_6	750	-	Sn	10^{19}	-	95 ± 5	EPL* (10)

- Pour le Tellure et l'Etain : (fig. 6a, 6b, 6c)

Les échantillons EPVOM donnent une valeur de Δa plus faible que les échantillons EPL (10). L'importance de cet écart vient du fait que les résultats de l'EPL ne sont pas corrigés du facteur de relaxation (45, 44). Les échantillons LEC qui sont des cristaux massifs présentent une dilatation plus importante.

L'échantillon ALSN 3001 (GaAs : Sn) ($5 \cdot 10^{18} cm^{-3}$) présente des oscillations entre la couche épitaxiale et le substrat. La simulation de ce profil a permis de déterminer une épaisseur $z_i = 3,9 \mu m$ dans laquelle la concentration d'étain est constante. Il existe donc un gradient de dopage depuis l'interface jusqu'à cette profondeur confirmé par SIMS. fig. (10, 11)

DISCUSSION

Plusieurs phénomènes peuvent expliquer cette dilatation du paramètre a :

- les impuretés sont substitutionnelles.

Eléments	Al	Ga	As	Zn	Sn	Te
Rayon de covalence ($\text{\AA}$)	1,18	1,26	1,20	1,25	1,41	1,36

Tableau IV.

Il ressort de ce tableau que les éléments qui ont un rayon de covalence supérieur (Sn, Te) à celui de l'élément auquel ils se substituent (Ga, Al, As) dilatent la maille.

- Les impuretés pourraient être interstitielles :

Les sites interstitiels des sous-réseaux de gallium et d'arsenic peuvent contracter ou dilater le réseau dans une loi de Vegard (probablement) différente des substitutionnels selon qu'ils sont occupés par des atomes plus petits ou plus gros.

Le rayon de covalence ne suffit pas à expliquer Δa . Des résultats de l'EXAFS sur GaInAs (16) montrent que localement,

.../...

les distances Métal-Arsenic des deux binaires qui constituent l'alliage sont pratiquement conservées. Ainsi l'effet observé en diffraction de Rayons X est une moyenne de l'ensemble. Ceci amène à raisonner sur les liaisons SnAs, ZnAs, GaTe et les complexes qui peuvent se former dans l'alliage. Les liaisons (AsSn, AsAl, AsGa...) sont réparties de manière presque aléatoire et l'ionicté de ces liaisons n'est pas nécessairement identique.

- La présence de microprécipités (Ga_2Te_3) a été identifiée dans GaAs dopé au Tellure (17, 18, 19). Le paramètre de Ga_2Te_3 (5,88 Å), de même que le rhomboèdre Sn_3As_2 ont un effet sur la maille de matrice qui les contient. Mais un tel effet serait assez localisé autour de ces amas.

- Selon Mullin, un autre phénomène lié aux microprécipités, c'est à dire la présence de complexes lacunes de gallium tellure $V_{\text{Ga}}\text{Te}_{\text{As}}$ (ou $V_{\text{Ga}}\text{Te}_1$ ou même $V_{\text{Ga}} - \text{Te}_{\text{As}} - V_{\text{Ga}}$) aurait un effet plus important. Un tel complexe a le comportement d'un donneur et pour des dopages $3 \cdot 10^{18} \text{ cm}^{-3}$, l'incorporation d'un nouvel électron libre introduirait une dilatation exceptionnelle du réseau de (0,83. a) par site élémentaire.

Supposons de telles entités ($\text{Sn}_{\text{Ga}} - V_{\text{Ga}}$) dans GaAs dopé Sn.

Considérons une couche de SnAs ($a = 5,719$ (18)).

$a_{\text{SnAs}} - a_{\text{GaAs}} = 0,0658 \text{ Å} = \Delta a$ pour $2,2139 \cdot 10^{22}$ atomes de Sn par cm^3 dans SnAs. Pour dopage à $5 \cdot 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ de GaAs, la variation serait $\Delta a = 1,5 \cdot 10^{-5} \text{ Å}$, donc insignifiant. La mesure donne $\Delta a = 65 \cdot 10^{-5} \text{ Å}$. Ainsi 98 % de l'écart d_0 au dopage viendraient de ces entités complexes.

B. - Cas de (GaAlAs)

Pour une étude plus directe de l'effet du dopage dans le ternaire GaAlAs, les échantillons ont été réalisés sous la forme de double hétérostructures appelées HS dans ce paragraphe (fig. 7)

.../...

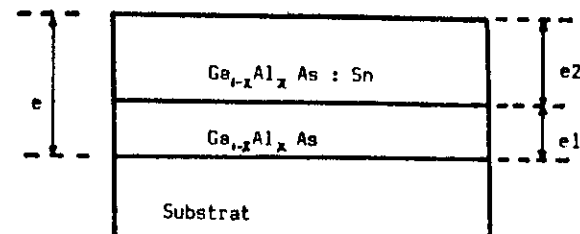


fig. 7 : Schéma des structures H.S.

Le tableau 5 présente les caractéristiques de croissance des échantillons HS pour $x_v = 0,3$

Echantillons	Tg(°C)	V/III	P_{TMSn} (atm)	$e_1(\mu\text{m})$	$e_2(\mu\text{m})$
HS01	750	50	$3,6 \cdot 10^{-4}$	1,5	1,6
HS02	750	100	$3,6 \cdot 10^{-4}$	1,35	1,35
HS03	780	50	"	1,6	1,9
HS04	780	100	"	1,6	1,7
HS05	750	50	$3,7 \cdot 10^{-4}$	2,6	1,8
HS06	750	50	$7,4 \cdot 10^{-4}$	2,8	1,6

Tableau 5

Nous avons vérifié par microsonde électronique et par SIMS que le rapport Al/Ga reste absolument identique dans les deux couches : (GaAl)As non dopé et (GaAl)As dopé Sn.

L'objectif visé par une telle structure est d'obtenir trois pics, ce à quoi on s'attend théoriquement, correspondant au substrat, à la couche tampon et à la couche superficielle. Ainsi l'effet du dopage Sn dans $\text{Ga}_{1-x}\text{Al}_x\text{As}$ pourra être mesuré quantitativement. Mais la réalité est souvent plus complexe car l'interférence des réflexions dans les deux couches épitaxiées rend l'interprétation difficile (20).

Les spectres sont représentés sur les figures 8: a,b.

a) Allure des profils de reflexion

Il n'y a pas d'oscillation auxiliaire entre la couche et le substrat dans les hétérostructures simples (GaAl)As/GaAs. Cela est dû à l'épaisseur assez grande (4-6 μm) de ces échantillons dans lesquels la période des oscillations est très serrée et leur intensité trop faible pour être séparées du bruit. Les pics très larges des couches épitaxiales indiquent qu'elles sont très déformées. La largeur à mi-hauteur du pic du substrat, très grande devant sa valeur théorique ($2\theta, 5''$), montre que l'échantillon est très courbé. Cette courbure dépend de l'épaisseur et de la composition de la couche.

Dans les échantillons HS01, HS02, HS03, HS04 apparaissent des oscillations qui sont caractéristiques des structures fines multicouches (23, 21, 22). L'écart de paramètre a trop faible ne suffit pas à séparer les pics des couches dopée et non dopée.

Les oscillations n'existent pas dans HS05 et HS06 du fait de l'épaisseur trop grande ($e=6,4\mu\text{m}$) de l'ensemble des couches épitaxiales. Les pics des deux couches épitaxiales sont très bien résolus et l'effet du dopage peut être distingué de celui de l'alliage. L'erreur commise sur la mesure des épaisseurs des couches, en l'absence des oscillations, est d'environ 0,4 μm (fig. 9; a,b).

Dans l'ensemble des hétérostructures HS, le pic du substrat est plus fin et sa largeur à mi-hauteur ($10,8''$) est proche de la valeur théorique.

Les contraintes qui s'exercent dans la couche et dans le substrat sont telles que :

t_f = épaisseur de la couche (quelques μm)

t_s = épaisseur du substrat (100 μm)

Tout se passe comme si dans les échantillons HS, la première couche non dopée sert de couche d'adaptation. La faiblesse relative de l'épaisseur de ces diverses couches localise toute la contrainte dans les couches épitaxiales.

Dans les structures simples, toute l'épaisseur est formée d'un seul bloc et une partie de la contrainte est transférée dans le substrat.

b) Résultats

Les résultats des rayons X simples ($x(X)$) et du double cristal ($x(2X)$) sont présentés dans le tableau ci-dessous.

Echantillons	$x(X)$	$x(2X)$	$(\Delta a/a)$ dopage
HS01	0,64	0,59	- (*)
HS02	0,56	0,58	- (*)
HS03	0,55	0,55	- (*)
HS04	0,55	0,56	- (*)
HS05	0,4	0,39	4,24.10 **
HS06	0,4	0,39	6,85.10 **

(*) Le Pic de la couche dopée n'est pas identifié.

** $\Delta a/a$ n'a pu être mesuré que par le double cristal.

Tableau VI -

Cette étude nous a permis de faire les mesures classiques de composition d'alliage. Mais la méthode du double cristal est un outil très puissant qui permet à l'aide de modèle approprié, d'étudier de façon précise les contraintes et les déformations ainsi que les inhomogénéités dans le cristal (rayon de courbure, épaisseur, gradient de composition et de dopage).

L'intérêt de cette étude par différentes mesures de caractérisation est évident pour les dispositifs photovoltaïques. Le dopage zinc ne pose aucun problème : les dopages aussi élevés que 10^{20} cm^{-3} peuvent être atteints sans aucune déformation sensible du réseau. Par contre, avec l'étain, l'introduction de l'étain au delà de $5 \cdot 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ entraîne une autocompensation. Pour les composants électroniques de très haute précision (ex : laser), la séparation de l'effet du dopage (contrainte, dilatation) de la composition de l'alliage permet d'obtenir un dispositif plus précis et une meilleure résolution de la radiation émise. Cependant, les conclusions méritent quelques précautions car la valeur du nombre d'atomes dopants utilisée n'est pas absolue. Par ailleurs, la possibilité que l'étain s'incorpore sous une autre forme (Sn_{As} , Sn_{Ga} , V_{Ga} , Sn_3As_2 ...) ne permet plus de vérifier la loi de variation linéaire de Vegard (24). Un retard à l'incorporation a aussi été mis en évidence par le SIMS et le double-cristal. Ce gradient de concentration crée un champ arrière néfaste pour la cellule solaire. Par contre, un champ avant n'est pas gênant, ceci peut être obtenu par une *longue saturation des lignes par où est amené l'étain.*

A N N E X E S

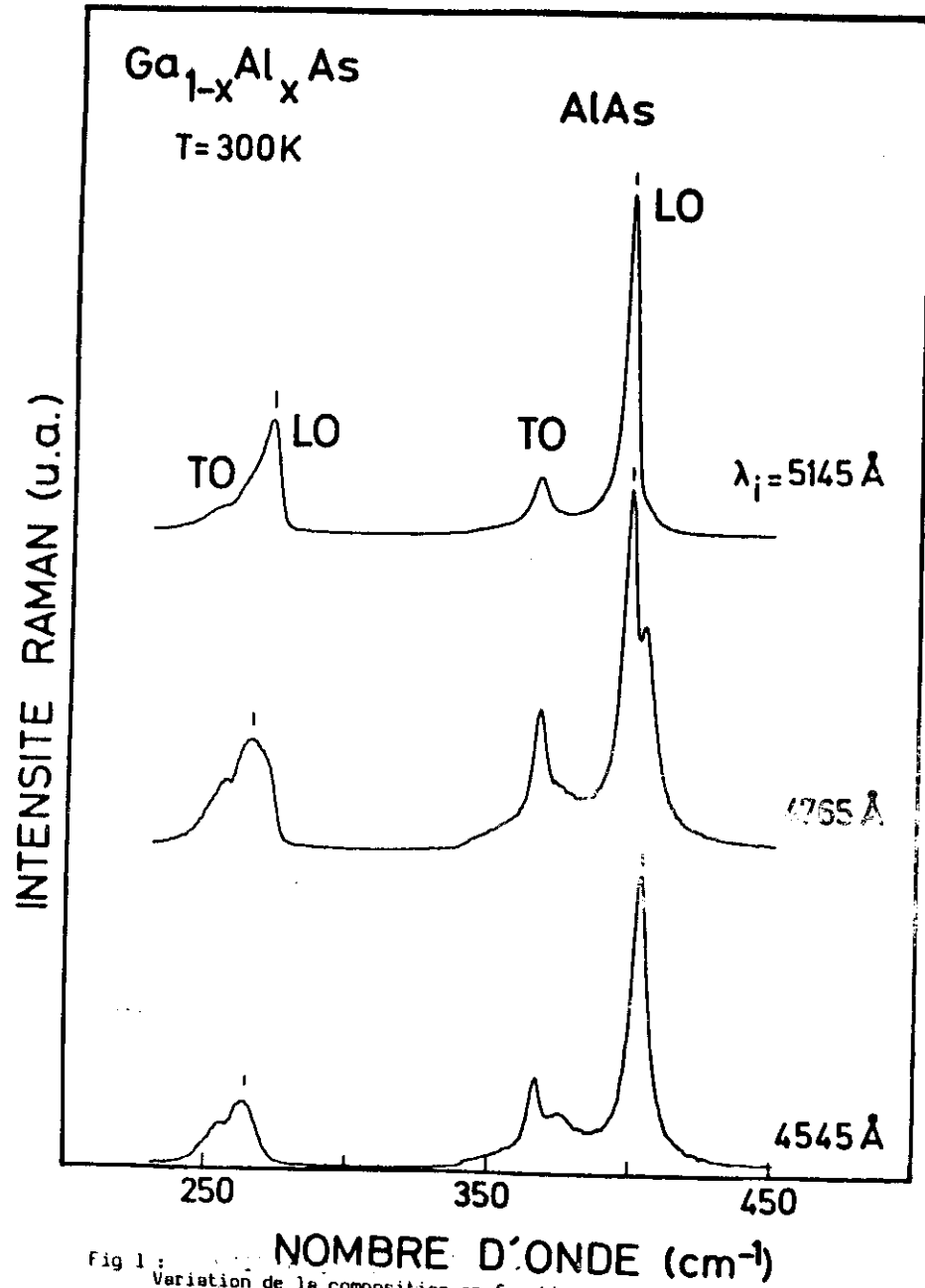


Fig 1 : Variation de la composition, en fonction de la profondeur lorsque λ_i varie.

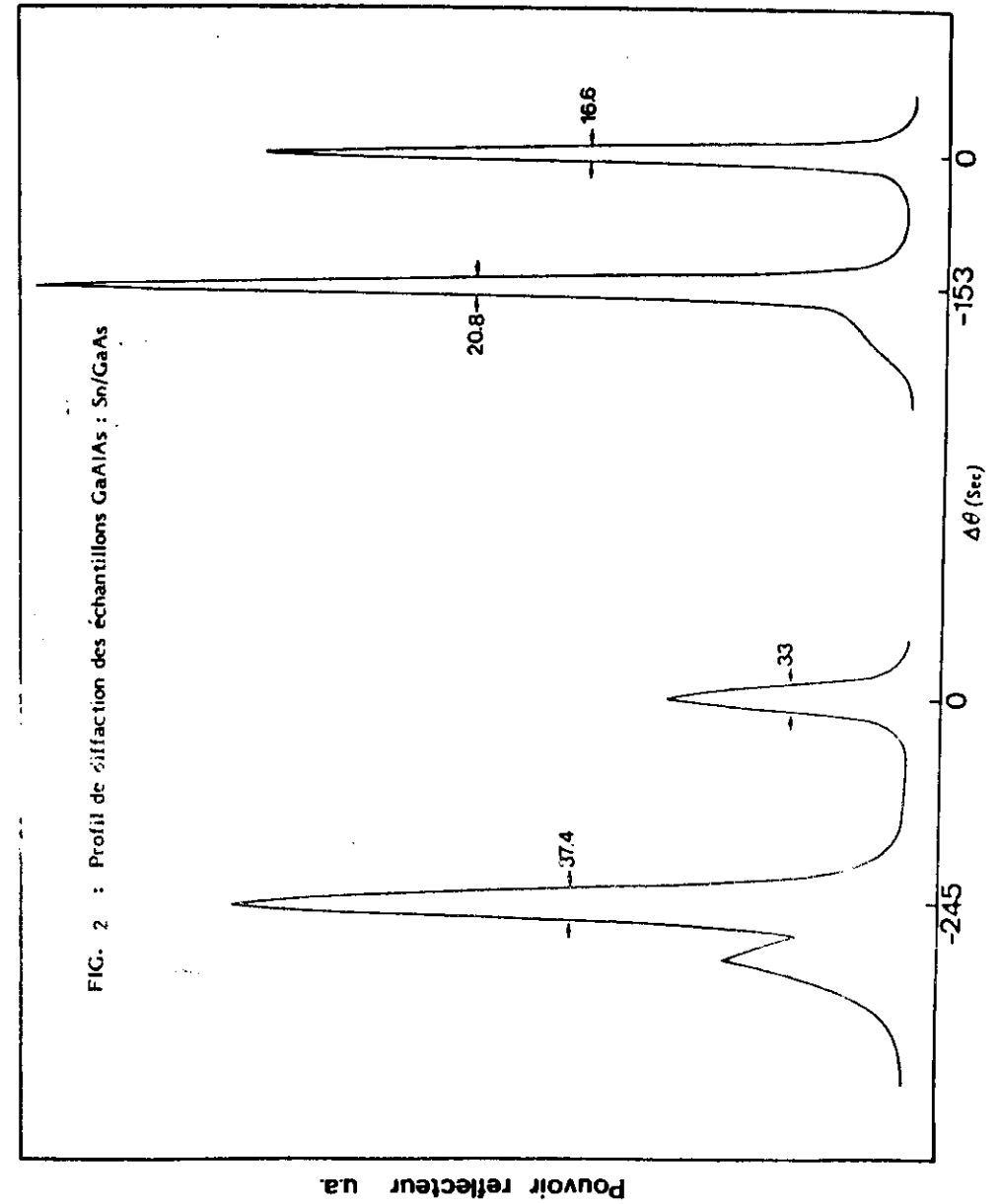


FIG. 2 : Profil de diffraction des échantillons $\text{GaAlAs} : \text{Sn/GaAs}$

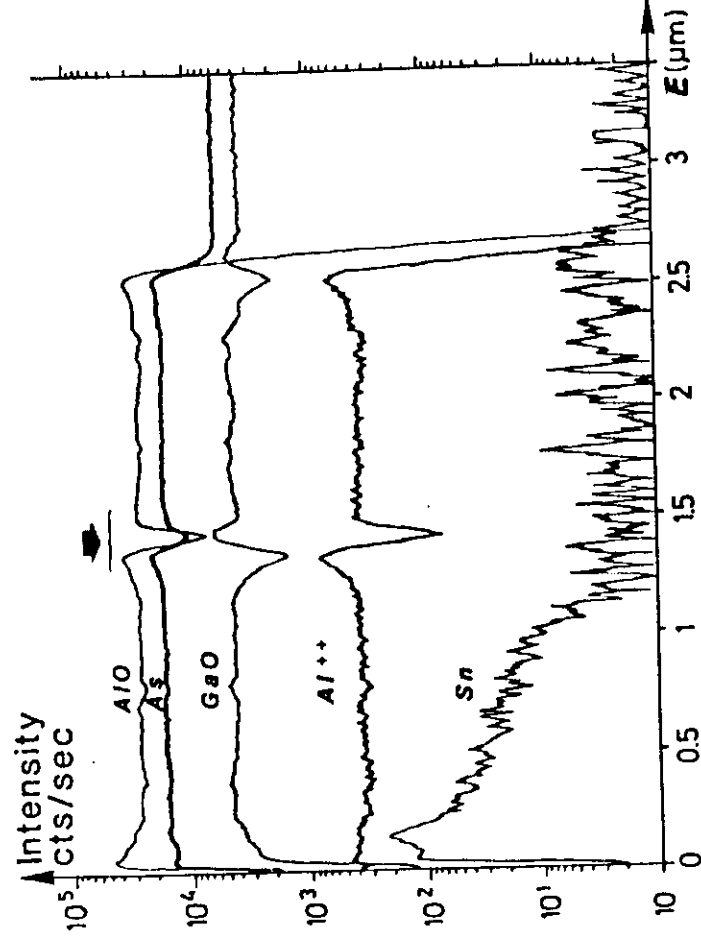


Fig 3 : profil SIMS de l'hétérostructure HS02

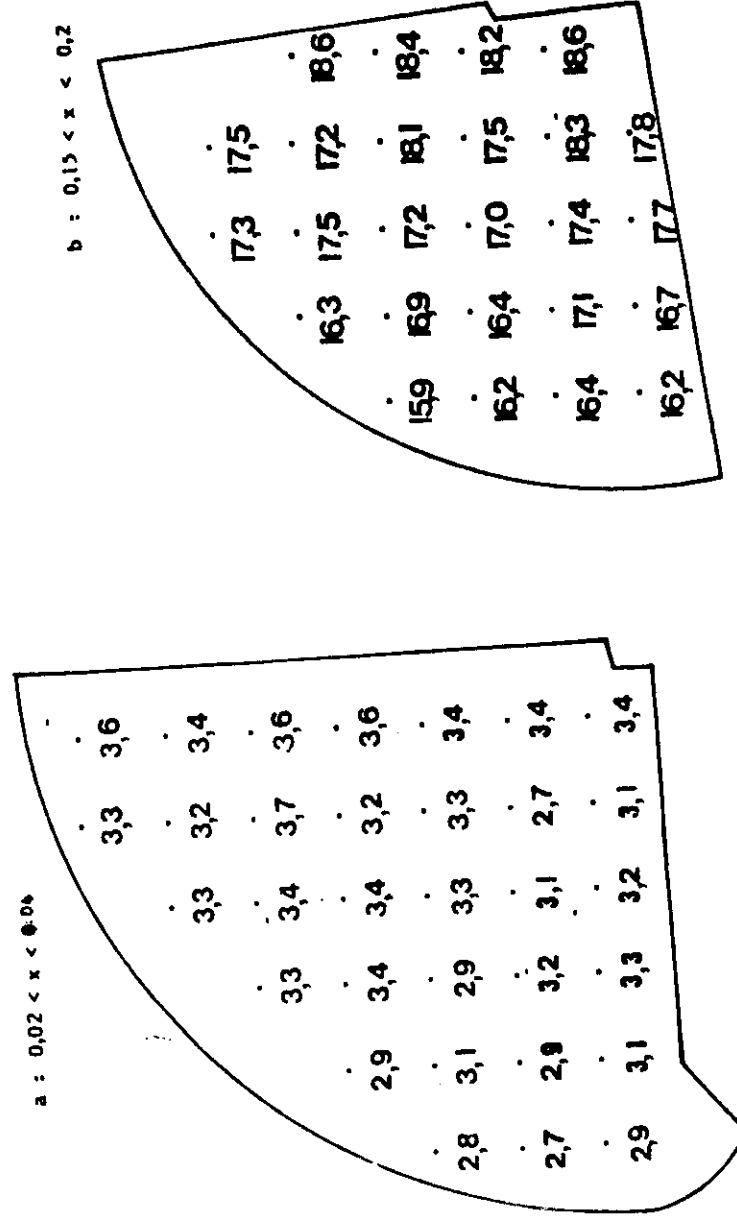
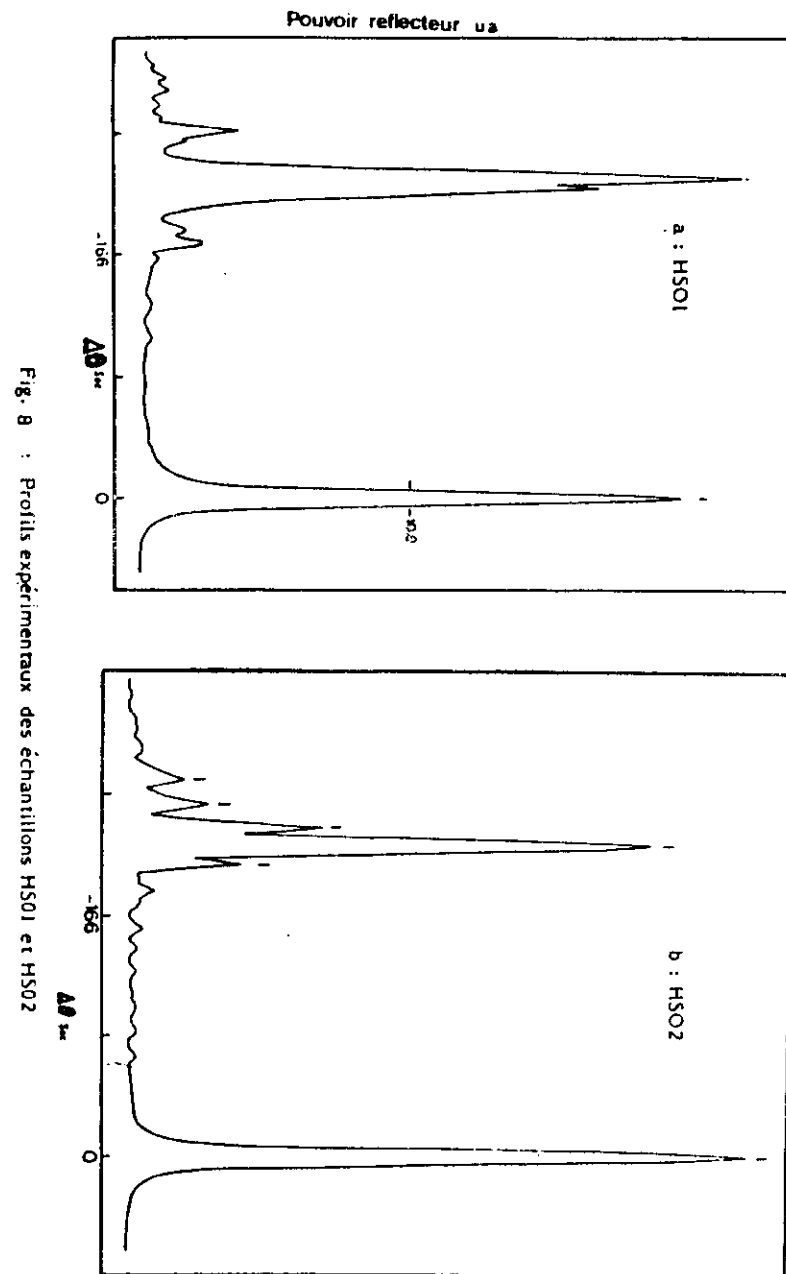
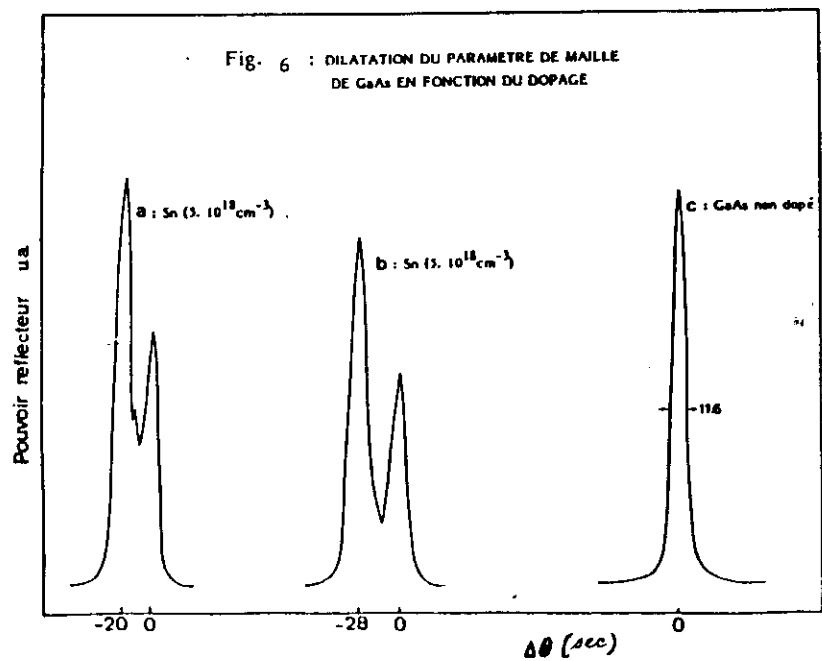
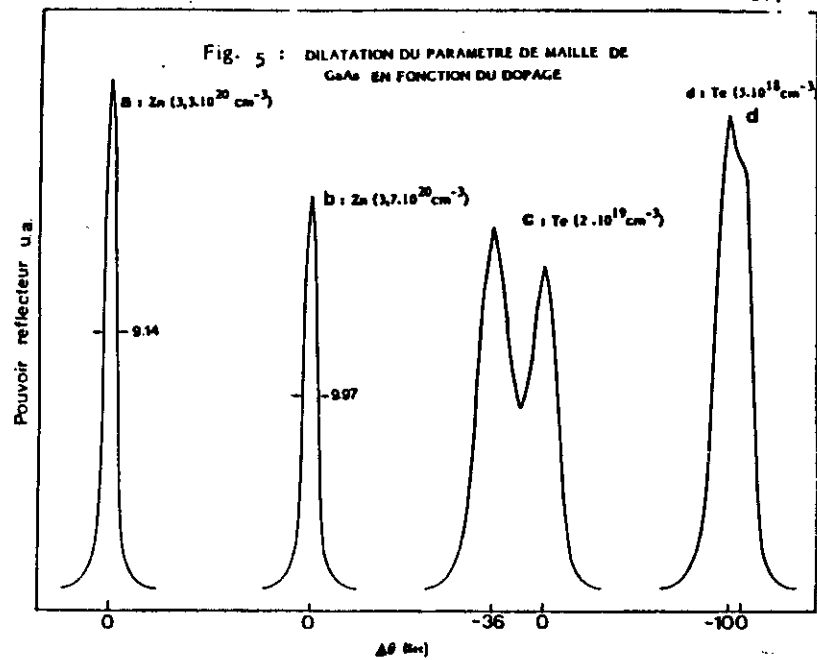


Fig. 4 : Répartition de l'Aluminium à la surface du suscepteur



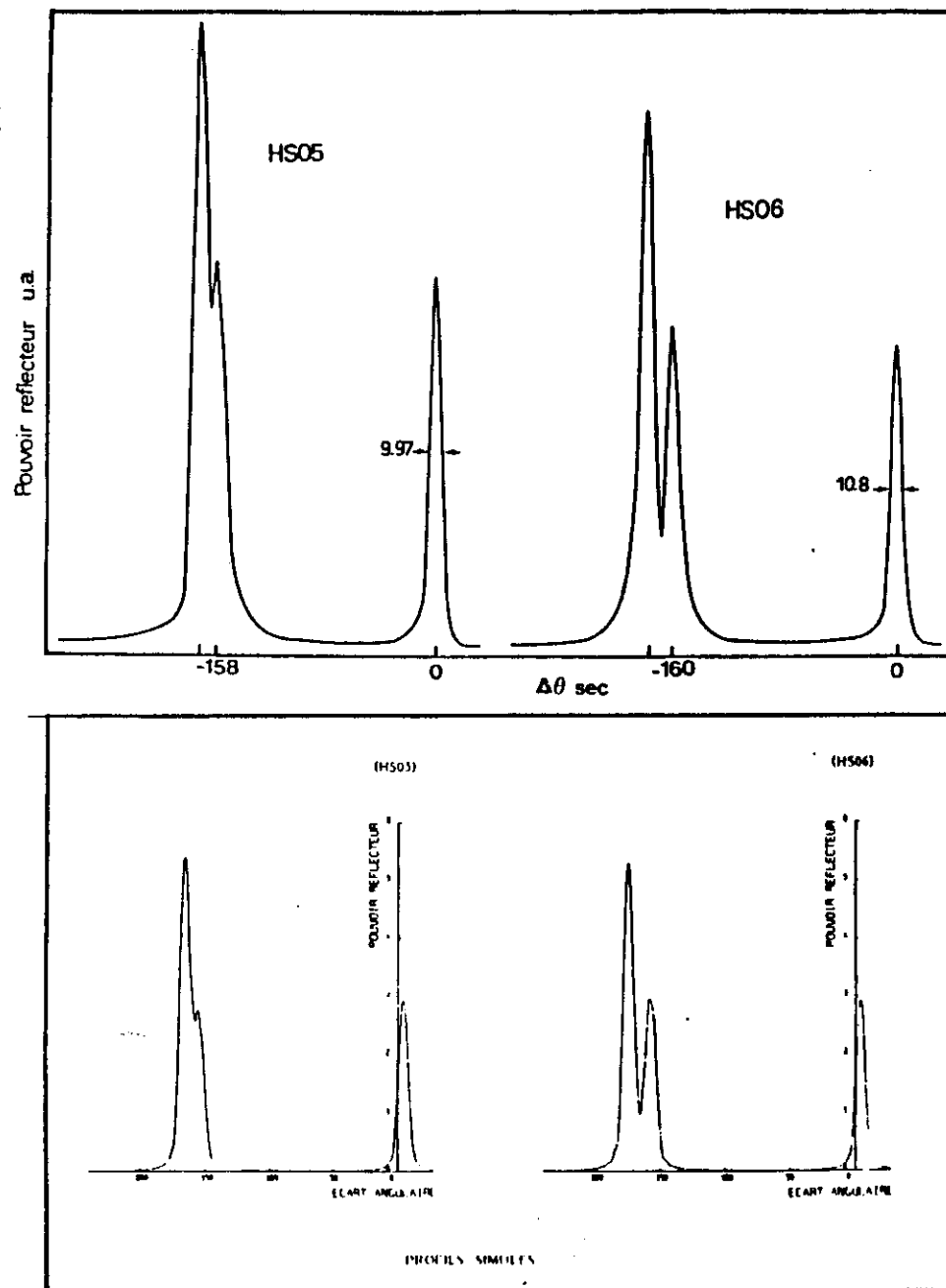


Fig. 9 : Profils expérimentaux et simulés des échantillons HS05 et HS06

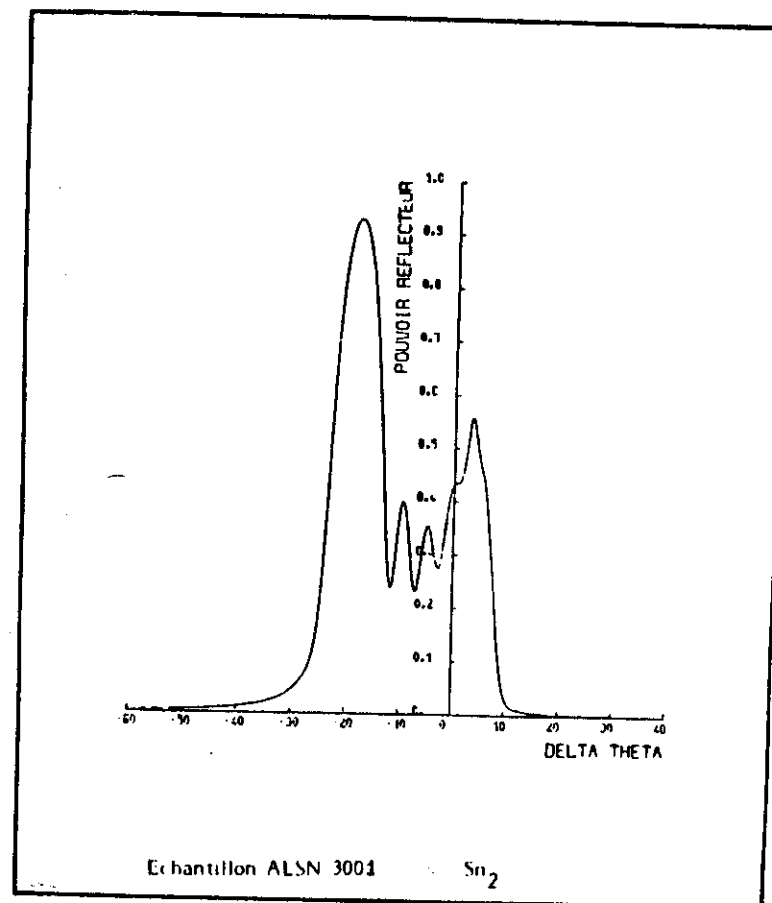


Fig. 10 : Simulation du profil de la figure 6a

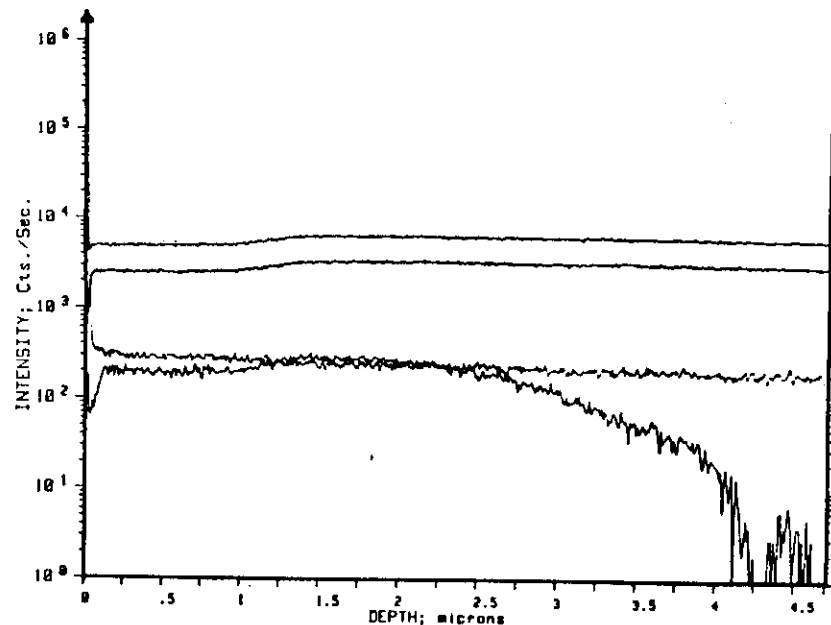


Fig 11 : profil SIMS de GaAs : Sn correspondant à la figure 6a

REFERENCES

- 1/ Thèse K. N'guessan (1986 Université de Nice)
- 2/ D.H. Reep and S.K. Ghandhi, J. electronic Soc., 131, (11), 2697 (1984)
- 3/ B. El Jani, Thèse de Doctorat 3ème Cycle Paris (1982)
- 4/ Hallais, Acta electronica 21 (2), 129 (1978)
- 5/ T. Nakanisi, J. CRYST. Growth, 68, 282 (1984)
- 6/ Hess, Dapkus et al, Electronic Mat. Conf., Santa Barbara CA. paper I.1. (1981)
- 7/ Nakanisi et al, J. Cryst. Growth 55, 255 (1981)
- 8/ G.A. Rozgonyi, P.M. Petroff et M.B. Panish
- 9/ S. Kishno, M. Origina, T. Kajihura et K. Kurata
J. Cryst. Growth 24/25, 266 (1974)
- 10/ J.B. Mullin, B.W. Straughan, C.M.H. Driscoll, A.F. Willoughby, CRC critical Reviews in Solid State Sciences, 441, (Novembre 1975)
- 11/ W.R. Wagner, N.E. Schumaker, J.L. Zilko, P.J. Antony et V. Swaminathan
J. Electrochem. Soc. 130, 3, 670 (mars 1983)
- 12/ M. Sauvage, C. Malgrange, S. Bensoussan, communication privée Paris VI
- 13/ W.J. Bartels et W. Nijman, J. Cryst. Growth 44, 518 (1978)
- 14/ E. Estop, A. Izrael et M. Sauvage, Acta. Cryst. A32, 627 (1976)
- 15/ J.C. Mikkelsen, Jr. and J.B. Boyce, phys. Rev. B 28, 7130 (1983)
- 16/ D.L. Williamson, M. Kowalchik, A. Rocher et P. Gibart
Rev. Phys. Appl. 18, 475 (1983)
- 17/ Référence 23 citée dans (10)
- 18/ Référence 22 citée dans (10)
- 19/ Nouveau traité de chimie minérale - Pascal (1958)
- 20/ S. Bensoussan, C. Malgrange, M. Sauvage-Simkin, K. N'guessan and P. Gibart
"X-Ray diffraction evidence for Transient composition effects in MOVPE multilayer growth for Ga Al As Compounds" : à publier.
- 21/ C. Schiller, Acta. Electronica, 24, 3, 267 (1981-1982)
- 22/ E. Kuroda, N. Miyamoto, J. Electrochem. Soc. 1228, (1979)
- 23/ A.H. Hamdi, V.S. Speriosu, M.A. Nicolet, J.L. Tandon et Y.C.M. Yett,
J. Appl. Phys. 57, (4) (1985)
- 24/ D.L. Williamson, P. Gibart, B. El JANI and K. N'guessan
"Mössbauer Spectroscopy of Sn-doped GaAs grown by metal-organic-vapor-phase-Epitaxy" : à publier.