

# THESE

Présentée à l'Université des Sciences et Technologies de Lille

pour obtenir le grade de

**DOCTEUR DE L'UNIVERSITE**

**Spécialité : ELECTRONIQUE**

par

Hervé FOURRE



**Réalisation et caractérisation de transistors à effet de champ à hétérojonction de la filière AlInAs/GaInAs pour applications en ondes millimétriques.**

Soutenue le 05 Février 1997 devant la commission d'examen

Membres du jury :	Mr E. CONSTANT	Président
	Mr A. CAPPY	Directeur de thèse
	Mr J. P. BAILBE	Rapporteur
	Mr P. VIKTOROVITCH	Rapporteur
	Mr Y. DRUELLE	Examineur
	Mr R. FAUQUEMBERGUE	Examineur
	Mr P. FRIJLINK	Examineur
	Mr J. VAMBREMEERSH	Examineur

## Remerciements

Ce travail a été réalisé au laboratoire centrale de l'IEMN, dans le département Hyperfréquence et Semiconducteurs. Je tiens à remercier Monsieur le Professeur Alain CAPPY de m'avoir accueilli au sein de son équipe et de m'avoir conseillé durant cette thèse

Je remercie Monsieur le Professeur E. CONSTANT, directeur de l'IEMN, d'avoir accepté de présider le jury.

Je tiens à remercier Monsieur le Professeur P. VIKTOROVITCH et Monsieur J. P. BAILBE, directeur de recherche au CNRS, d'avoir accepté de participer au jury et d'être rapporteur de ce travail.

Je remercie également Monsieur le Professeur Y. DRUELLE pour les discussions enrichissantes sur la croissance par jets moléculaires, pour l'aide qu'il m'a apportée pour l'étude des structures métamorphiques et enfin d'avoir accepté de participer au jury.

Je tiens à remercier Monsieur le Professeur R. FAUQUEMBERGUE, Monsieur P. FRIJLINK, Ingénieur à PML ainsi que Monsieur J. VAMBREMEERSH, directeur technique de l'IEMN, d'avoir accepté d'être membre du jury.

Je remercie toutes les personnes avec qui j'ai pu travailler durant ma thèse et qui ont ainsi participé à l'avancement de mes travaux et en particulier Messieurs M. FRANCOIS, M. MULLER, A. LEROY, B. GRIMBERT, J. C. PESANT et Mademoiselle P. LEGRY de la centrale de technologie ainsi que Mesdames E. DELOS et S. LEPILLIET de la centrale de caractérisation, qui ont toujours caractérisé avec sourire les trop rares composants que je leur apportais.

Je tiens également à remercier tous les membres de l'équipe qui ont contribué à rendre ces trois années exceptionnelles : Alain, Gilles, François, Sylvain, Henry, Pascal, Jean François, François<sup>2</sup>, Jean Max, Patrick, Christophe, Virginie, Sam et Alain<sup>2</sup>.

<b>I. CHAPITRE I</b>	<b>1</b>
<b>I.1. Transistor à effet de champ à gaz d'électrons bidimensionnel</b>	<b>3</b>
I.1.1. Le HEMT	3
I.1.2. Application hyperfréquences et faible bruit	4
I.1.3. Les différentes structures HEMT	9
<b>I.2. Etude matériau</b>	<b>10</b>
I.2.1. Structure cristalline et liaison	10
I.2.2. Les matériaux binaires	11
I.2.2.1. Paramètre de maille	12
I.2.2.2. Structure de bande	12
I.2.2.3. masses effectives	14
I.2.2.4. caractéristiques mécaniques	16
I.2.2.5. Potentiel de déformation	18
I.2.3. Les matériaux ternaires	19
I.2.3.1. Loi de VEGARD	19
I.2.3.2. GaAlAs	20
I.2.3.3. AlInAs	21
I.2.3.4. GaInAs	22
I.2.3.4.1. Le GaInAs non contraint	22
I.2.3.4.2. Le GaInAs pseudomorphique	24
I.2.3.4.3. Effet de la contrainte sur les propriétés physiques des matériaux	25
I.2.3.4.3.1. Modification de la structure de bande	25
I.2.3.4.3.2. Modification des propriétés de transport	26
<b>I.3. Hétérojonctions et discontinuité de bande de conduction</b>	<b>29</b>
I.3.1. $Ga_{1-x}Al_xAs/GaAs$	29
I.3.2. $Ga_{1-y}Al_yAs/Ga_{1-x}In_xAs$	29
I.3.3. $Al_{0,47}In_{0,53}As/Ga_{1-x}In_xAs$ pseudomorphique sur InP	29
I.3.4. $Al_{1-y}In_yAs/Ga_{1-x}In_xAs$ métamorphique et adapté en maille sur InP	30
<b>I.4. Densité de porteurs</b>	<b>31</b>
<b>I.5. Comparaison des différentes filières</b>	<b>31</b>
<b>I.6. Potentiel des HEMTs métamorphiques pour des applications faible bruit.</b>	<b>34</b>
I.6.1. HELENA	34
I.6.2. Comparaison des différentes structures métamorphiques	35
I.6.3. Résultats	37
<b>I.7. Conclusion</b>	<b>39</b>
<b>II. CHAPITRE II</b>	<b>42</b>
<b>II.1. Caractérisation</b>	<b>43</b>
II.1.1. Double diffraction X	43
II.1.2. Photoluminescence	43
II.1.3. Caractérisation électrique	44
II.1.3.1. Effet Hall	45
II.1.3.2. Magnéto résistance	47
II.1.3.3. C(V)	48
II.1.4. Observation des couches épitaxiées	49
<b>II.2. Croissance matériau</b>	<b>50</b>
II.2.1. Présentation de l'épitaxie par jet moléculaire	50
II.2.2. Croissance de matériaux adaptés en maille.	51
II.2.3. Croissance du GaInAs pseudomorphique	53
II.2.4. Croissance de matériaux métamorphiques	60

II.2.4.1. Principe	60
II.2.4.2. Présentation des différents types de couche tampon	60
II.2.4.3. Choix du matériau	63
II.2.4.4. Température de croissance	63
II.2.4.5. Couche tampon réalisée au laboratoire	63
II.2.4.6. Nouveau type de couche tampon (couche graduelle avec saut de composition)	67
II.2.4.7. Caractérisation de couches métamorphiques	70
II.2.4.8. Conclusion	74
<b>II.3. Conclusion chapitre II</b>	<b>75</b>
<b>III. CHAPITRE III</b>	<b>78</b>
<b>III.1. Présentation de la technologie nitrure</b>	<b>79</b>
<b>III.2. Optimisation des étapes technologiques</b>	<b>80</b>
<b>III.3. L'isolation</b>	<b>80</b>
III.3.1. Isolation par implantation	81
III.3.1.1. Présentation	81
III.3.1.2. Principe d'isolation par implantation	83
III.3.1.3. Loi de Davies	83
III.3.1.4. Isolation par implantation de l'AlInAs	83
III.3.1.5. Isolation par implantation du GaInAs	84
III.3.1.6. Isolation par implantation des couches HEMT	84
III.3.1.6.1. Pseudomorphique sur GaAs	84
III.3.1.6.2. Métamorphique ( $x_{In} \approx 30\%$ )	85
III.3.1.6.3. LM, PM sur InP, métamorphique 50%	86
III.3.1.7. Isolation par implantation d'Argon	87
III.3.1.7.1. Analyse	89
III.3.1.7.2. Discussion	89
III.3.1.7.3. Application aux couches pseudomorphiques sur InP	91
III.3.1.8. Technologie associée à l'implantation	91
III.3.1.9. Conclusion	94
III.3.2. Contact ohmique	95
III.3.2.1. Contact ohmique sur InP (ou Métamorphique 50% d'Indium)	96
III.3.2.2. Contact ohmique sur couche métamorphique (30%)	97
III.3.2.2.1. Couches métamorphiques à cap épais	97
III.3.2.2.2. Couches métamorphiques à cap fin	98
III.3.2.2.2.1. Les contacts Pd/Ge	98
III.3.2.2.2.2. Les contacts débordants	99
III.3.2.2.2.3. Etude comparative contact débordant et non débordant	102
III.3.2.2.3. Contact Ge / Au	103
III.3.2.2.4. Contact ohmique sur couche métamorphique par implantation de caisson Si	105
III.3.2.3. Conclusion	108
III.3.3. Gravure du fossé de grille	108
III.3.3.1. Acide citrique ( $C_3H_4(OH)(COOH)_3$ )	110
III.3.3.1.1. Dilution et contrôle du pH de la solution d'acide	112
III.3.3.1.2. Conclusion	114
III.3.3.2. Acide succinique et méthyle succinique	114
III.3.3.2.1. Acide succinique ( $HO_2CCH_2CH_2CO_2H$ )	115
III.3.3.2.2. Acide méthyle succinique ( $HO_2CCH_2CH(CH_3)CO_2H$ )	117
III.3.3.3. Choix de la solution	119
III.3.3.4. Essais de gravure de fossé de grilles courtes	120
III.3.3.5. Conclusion	124
III.3.4. Contact Schottky	124
III.3.4.1. Effet du recuit de stabilisation	126
III.3.5. Gravure et attaque du nitrure	129
III.3.6. Description du procédé de fabrication des HEMTs	130

<b>IV. CHAPITRE IV</b>	<b>142</b>
<b>IV.1. Introduction</b>	<b>143</b>
<b>IV.2. Etude des structures HEMT métamorphiques</b>	<b>143</b>
<b>IV.3. Réalisation et caractérisation de composants à grille courte</b>	<b>153</b>
IV.3.1. HEMT adapté en maille sur InP (OP 10150)	154
IV.3.1.1. Présentation	154
IV.3.1.2. Objectifs	156
IV.3.1.3. Effets de Dose	156
IV.3.1.4. Performances des composants	161
IV.3.1.5. Dénituration et passivation	161
IV.3.1.6. Performances hyperfréquences	166
IV.3.1.7. Mesures de bruit	169
IV.3.1.8. Conclusion	170
IV.3.2. Transistors PM/InP isolé par implantation (Op 10260-10297)	171
IV.3.2.1. Objectifs	171
IV.3.2.2. Présentation	171
IV.3.2.3. Résultats	172
IV.3.2.4. Conclusion	176
IV.3.3. HEMT métamorphique (OP 10318)	176
IV.3.3.1. Présentation	176
IV.3.3.2. Résultats	177
IV.3.3.3. Conclusion	178
<b>IV.4. Conclusion</b>	<b>179</b>
<b>V. CONCLUSION</b>	<b>181</b>

## INTRODUCTION

Depuis l'invention du transistor en 1946, la croissance constante du marché de l'électronique et la demande de système toujours plus performants ont conduit au développement de composants de plus en plus rapides. Cette recherche de la rapidité s'est appuyé sur la diminution des dimensions des composants, sur l'utilisation de matériaux semi-conducteurs possédant de meilleures propriétés de transport et sur de nouvelles structures.

Au fil des ans, le silicium s'est imposé sur le marché de la micro électronique du fait de la simplicité de mise en œuvre et de la grande maturité de la technologie des transistors bipolaires ou des transistors MOS (Metal Oxide Semi-conductors). Cependant cette filière est limitée à des fréquences de quelques GHz, limitation liée aux propriétés du matériau.

Afin de répondre aux besoins de nouvelles applications qui nécessitent le traitement de signaux à des fréquences bien supérieures au GHz (télécommunication, faisceau hertzien...), d'importantes recherches ont été effectuées, axées sur de nouveaux matériaux semi-conducteurs et notamment les matériaux III-V. Rapidement, l'arséniure de gallium est apparu comme un matériau intéressant. De nombreuses études sur ce matériau ont conduit au développement des structures MESFET (MEtal Semiconductor Field Effect Transistor). Mettant à profit les propriétés de transport électronique du GaAs, les MESFET ont permis de répondre aux besoins d'applications jusqu'à des fréquences de l'ordre de 30 GHz.

Parallèlement au développement du MESFET, les progrès réalisés dans la croissance des matériaux semiconducteurs par épitaxie par jet moléculaire et la volonté de surmonter les limitations fondamentales du MESFET GaAs ont conduit au développement des structures HEMT (High Electron Mobility Transistor). Basées sur la croissance d'hétérojonctions à modulation de dopage qui permettent de former un gaz d'électrons bidimensionnel dans un matériau non dopé, ces structures permettent d'atteindre des fréquences bien supérieures à 30GHz. Depuis la première structure HEMT AlGaAs/GaAs sur substrat GaAs proposée par Dingle en 1978 qui constitue la filière « conventionnelle », la recherche de performances toujours plus élevées a entraîné l'apparition de nouvelles filières HEMT. L'augmentation de la fréquence de coupure des HEMTs passe en effet par l'utilisation de couples de matériaux offrant une plus grande discontinuité de bande de conduction et de meilleures propriétés de transport pour le matériau où se forme le gaz d'électrons bidimensionnel. La recherche de ces

couples de matériaux a permis le développement de la filière pseudomorphique AlGaAs/InGaAs sur substrat GaAs dont l'intérêt réside, en comparaison de la filière conventionnelle, dans l'augmentation de la discontinuité de bande de conduction. Par ailleurs, l'utilisation de l'InP comme substrat a permis le développement des filières adaptées en mailles sur InP ( $\text{AlIn}_{0.52}\text{As}/\text{GaIn}_{0.53}\text{As}/\text{InP}$ ) ou pseudomorphiques sur InP( $\text{AlIn}_{0.52}\text{As}/\text{GaIn}_{x>0.53}\text{As}/\text{InP}$ ) qui constituent aujourd'hui l'état de l'art en terme de fréquences de coupure et de facteur de bruit dans la gamme millimétrique. Cependant, les substrats d'InP ont l'inconvénient d'être chers et très fragiles ce qui est un handicap certain pour le passage à la production industrielle. Pour pouvoir exploiter les excellents résultats obtenus avec le couple de matériaux AlInAs/GaInAs et de manière à s'affranchir des problèmes liés au substrat InP, des méthodes de croissance de ces matériaux sur substrat GaAs ont été développées. Cette filière, dite métamorphique, permet de faire croître les matériaux AlInAs et GaInAs sur le substrat GaAs dans un état non contraint et ce malgré la forte désadaptation. Par ailleurs, cette filière offre la possibilité très vaste de faire croître l'hétérojonction AlInAs/GaInAs pour n'importe quelle composition d'indium. Or la composition 30 % d'indium est très intéressante du fait de la discontinuité de bande de conduction importante de l'ordre de 0.6 eV.

Le travail présenté dans ce mémoire porte sur la réalisation et la caractérisation de transistors HEMT AlInAs/GaInAs dans les filières adaptées en maille ou pseudomorphique sur InP et dans la filière métamorphique 30 % d'indium.

Dans le premier chapitre, les différentes filières HEMT sont comparées à travers une étude des matériaux utilisés, des hétérojonctions constituées et de la présentation de l'état de l'art pour chacune d'elles.

Le deuxième chapitre est consacré à la croissance et à la caractérisation des différentes structures HEMT AlInAs/GaInAs. L'objet de ce chapitre est de montrer le principe de croissance et les difficultés associées à ces différentes filières et notamment à la filière métamorphique. La caractérisation électrique et l'étude de la relaxation des épitaxies réalisées par la centrale de technologie de l'IEMN nous ont permis de choisir la structure et le matériau de la couche tampon, structure de base des couches métamorphiques.

Le troisième chapitre porte sur l'optimisation pour les différentes filières, des étapes technologiques entrant dans le procédé de fabrication des HEMT avec la technologie nitrure.

Nous nous sommes intéressés dans chacune des filières étudiées aux étapes essentielles de la réalisation de transistor, à savoir : l'isolation, la réalisation de contacts ohmiques et la réalisation de contacts Schottky. Une attention particulière a été portée sur l'isolation par implantation ionique qui permet de garder une structure planaire. De même, étant donné les problèmes rencontrés, une partie conséquente de ce chapitre est consacrée à la réalisation de contacts ohmiques sur les couches métamorphiques 30 % d'indium. Enfin, pour conclure ce chapitre, les procédés de fabrication des HEMTs AlInAs/GaInAs en technologie nitrure sont définis pour les différentes filières.

Le chapitre IV présente les résultats de réalisation et de caractérisation de transistors réalisés avec les procédés de fabrication définis dans le chapitre III. Par ailleurs, une étude approfondie des effets et de l'intérêt de la dénitruration et de la passivation pour la réalisation des composants est présentée.

L'objectif de cette étude est la définition pour les différentes filières HEMT AlInAs/GaInAs d'un procédé de fabrication permettant la réalisation de transistors à grille courte présentant de bonnes performances en fréquence et en bruit dans la gamme d'ondes millimétriques.

# **CHAPITRE I**

## **LE HEMT, COMPARAISON DES DIFFERENTES FILIERES**

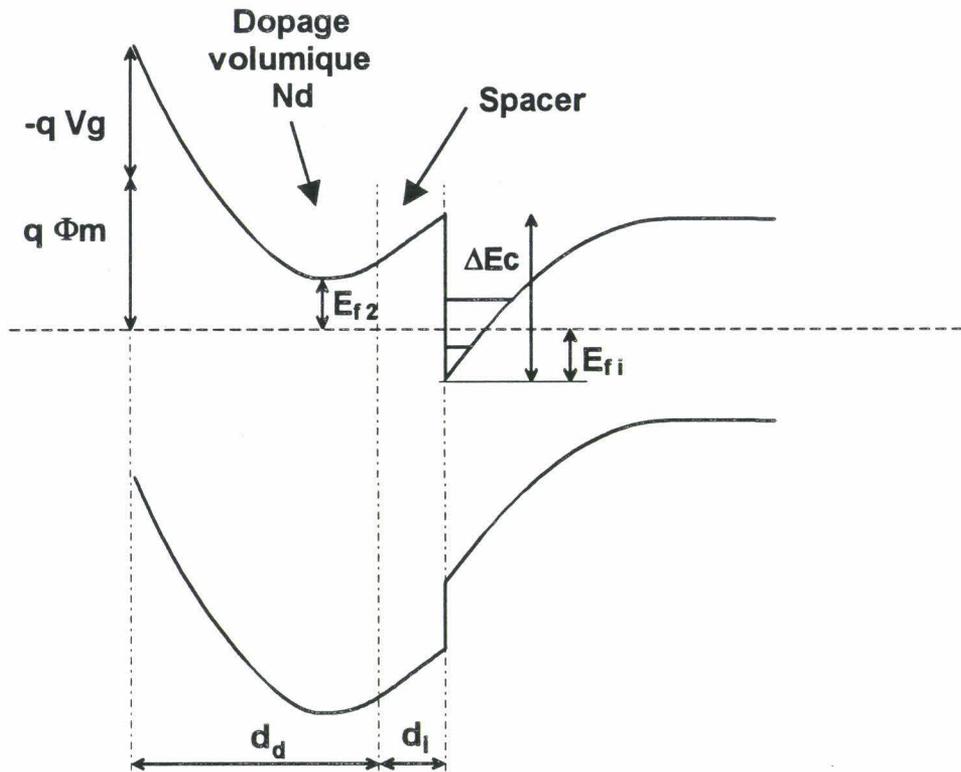


Figure I-1 : Structure de bande d'une hétérojonction avec la présence d'un potentiel de grille  $V_g$ .

Source	Grille	Drain
Cap layer		Petit gap dopé Si
Couche Schottky		Grand gap non dopé
Couche donneuse		Grand gap dopé ou plan de dopage silicium
Espaceur		Grand gap non dopé
Canal		Petit gap non dopé
Couche tampon		Grand gap non dopé
Substrat Semi Isolant		

Figure I-2 : Structure typique d'un HEMT.

## **I.1. Transistor à effet de champ à gaz d'électrons bidimensionnel**

### **I.1.1. Le HEMT**

Le HEMT (High Electron Mobility Transistor) est actuellement le composant actif discret présentant les meilleures performances en terme de fréquence de coupure et de facteur de bruit dans la gamme millimétrique [1,2]. Son principe repose sur la formation d'un puits de potentiel à l'aide d'une hétérojonction constituée de matériaux semi-conducteurs ayant des largeurs de bande interdite différentes tels : GaAlAs/GaAs, GaAlAs/GaInAs ou AlInAs/GaInAs. De part et d'autre de cette hétérojonction se trouvent la couche donneuse constituée par le matériau ayant la plus grande largeur de bande interdite (GaAlAs, AlInAs) et le canal non dopé (GaAs, InGaAs) constitué par le matériau ayant la plus petite largeur de bande interdite (Figure I-1). La couche donneuse étant dopée, soit par dopage volumique, soit par un plan de dopage, il y a transfert et accumulation des électrons dans le puits de potentiel caractérisé par la discontinuité de bande de conduction  $\Delta E_c$  entre les deux matériaux. Le transfert de charges génère dans la couche donneuse une zone désertée. Les différentes charges électriques déterminent la courbure de bande de part et d'autre de l'hétérojonction ce qui se traduit dans le canal par la formation d'un puits de potentiel de forme triangulaire. Pour une largeur de puits inférieure à la longueur d'onde de Broglie, il y a apparition d'effets quantiques se traduisant par la quantification des niveaux d'énergie des électrons, et par la restriction du mouvement des porteurs dans un plan parallèle à l'hétérojonction. L'accumulation des électrons dans le puits est de ce fait appelé gaz d'électrons bidimensionnel. Ces structures conduisent donc à la séparation spatiale des porteurs et des atomes donneurs ionisés qui leurs sont associés, limitant ainsi les interactions électrostatiques qui réduisent la mobilité des électrons. Les électrons possèdent donc dans le canal les propriétés de transport bien supérieures d'un matériau non dopé.

La Figure I-2 représente la structure typique d'un HEMT. Celle-ci est constituée :

- d'un cap layer formé par un matériau de faible largeur de bande interdite. Cette couche est généralement fortement dopée ( $10^{18}$ - $10^{19}$  Si/cm<sup>3</sup>) pour permettre la réalisation de bons contacts ohmiques.
- de la couche Schottky. Comme son nom l'indique, cette couche est destinée à la réalisation du contact de grille. De ce fait, elle est constituée par le matériau à large bande interdite,

non intentionnellement dopé.

- de la couche donneuse dont le rôle est de fournir les porteurs qui sont transférés dans le canal. Cette couche est généralement réalisée par un plan de dopage Silicium.
- d'un espaceur qui permet de séparer physiquement les atomes donneurs des porteurs. Cette couche est constituée par le matériau à large bande interdite. L'épaisseur de cette couche joue un rôle important dans les caractéristiques du composant. En effet, de sa valeur dépend la mobilité des porteurs dans le canal ainsi que leur densité. Plus cette couche sera fine, plus la mobilité sera faible mais en contre partie, plus la densité de porteurs sera élevée.[3-5]
- du canal constitué par le matériau de petite bande interdite non intentionnellement dopé. Les performances du composant dépendent en grande partie des propriétés de transport des électrons dans ce matériau mais également de l'épaisseur de cette couche.
- de la couche tampon dont le rôle est d'une part de permettre un meilleur confinement des porteurs dans le canal et d'autre part d'avoir un matériau de base d'une qualité cristallographique aussi parfaite que possible pour la croissance des différentes couches constituant le HEMT.
- du substrat semi isolant.

### **1.1.2. Application hyperfréquences et faible bruit**

Il ressort de la structure typique du HEMT (Figure I-2), que de nombreux paramètres peuvent jouer sur les caractéristiques du transistor : (i) choix du matériau, (ii) épaisseur et (iii) dopage des différentes couches. Le but de ce qui suit est de rappeler les paramètres importants des matériaux et des structures des couches pour des applications hyperfréquences et faible bruit.

Les nombreuses études réalisées sur les performances des HEMT ont montré que les caractéristiques importantes pour ce type d'application sont [2, 6]:

- $f_t$  (la fréquence de transition de  $|h_{21}|^2$ ),  $f_{max}$  (la fréquence maximale d'oscillation définie comme la fréquence de transition du gain unilatéral U), qui doivent être aussi élevées que possible,

- les résistances d'accès de source et de grille ( $R_s$  et  $R_g$ ), la conductance de sortie

( $g_D = \left. \frac{\partial I_{DS}}{\partial V_{DS}} \right|_{V_{GS}}$ ) et la capacité grille drain ( $C_{gd}$ ), qui doivent être les plus faibles possibles.

Ces différentes caractéristiques peuvent être reliées aux propriétés des matériaux, à la structure de la couche HEMT ainsi qu'à la topologie ou à des éléments technologiques du transistor. Ces relations sont regroupées dans le Tableau I-1. Les expressions de  $f_t$ ,  $f_{max}$  et  $F_{min}$  calculées à partir des éléments du schéma équivalent du HEMT (Figure I-3) permettent de mieux comprendre ces relations. En effet on a:

$$f_t \approx \frac{g_m}{2\pi(C_{GS} + C_{GD} + C_{pG})} \quad (\text{I-1})$$

$$f_{max} \approx \frac{f_c}{(4R_0 g_D + 4\pi f_c R_G C_{GD})^{1/2}} \quad (\text{I-2})$$

où  $f_c$  est la fréquence de coupure intrinsèque du transistor ( $f_c = \frac{g_m}{2\pi C_{GS}}$ ) et  $R_0 = R_i + R_s + R_G$ .

$$F_{min} = 1 + 2\sqrt{K_1} \frac{f}{f_c} \sqrt{g_m(R_s + R_g) + \frac{K_2}{K_1}} \quad (\text{I-3})$$

où  $K_1$  et  $K_2$  sont des paramètres qui dépendent de la polarisation mais pas de la fréquence.

Les expressions ci-dessus montrent en fait l'importance de la transconductance  $g_m$  du transistor. Dans le Tableau I-1, les relations entre les éléments matériaux et technologiques et les fréquences de transition sont traitées au travers des caractéristiques de la transconductance.

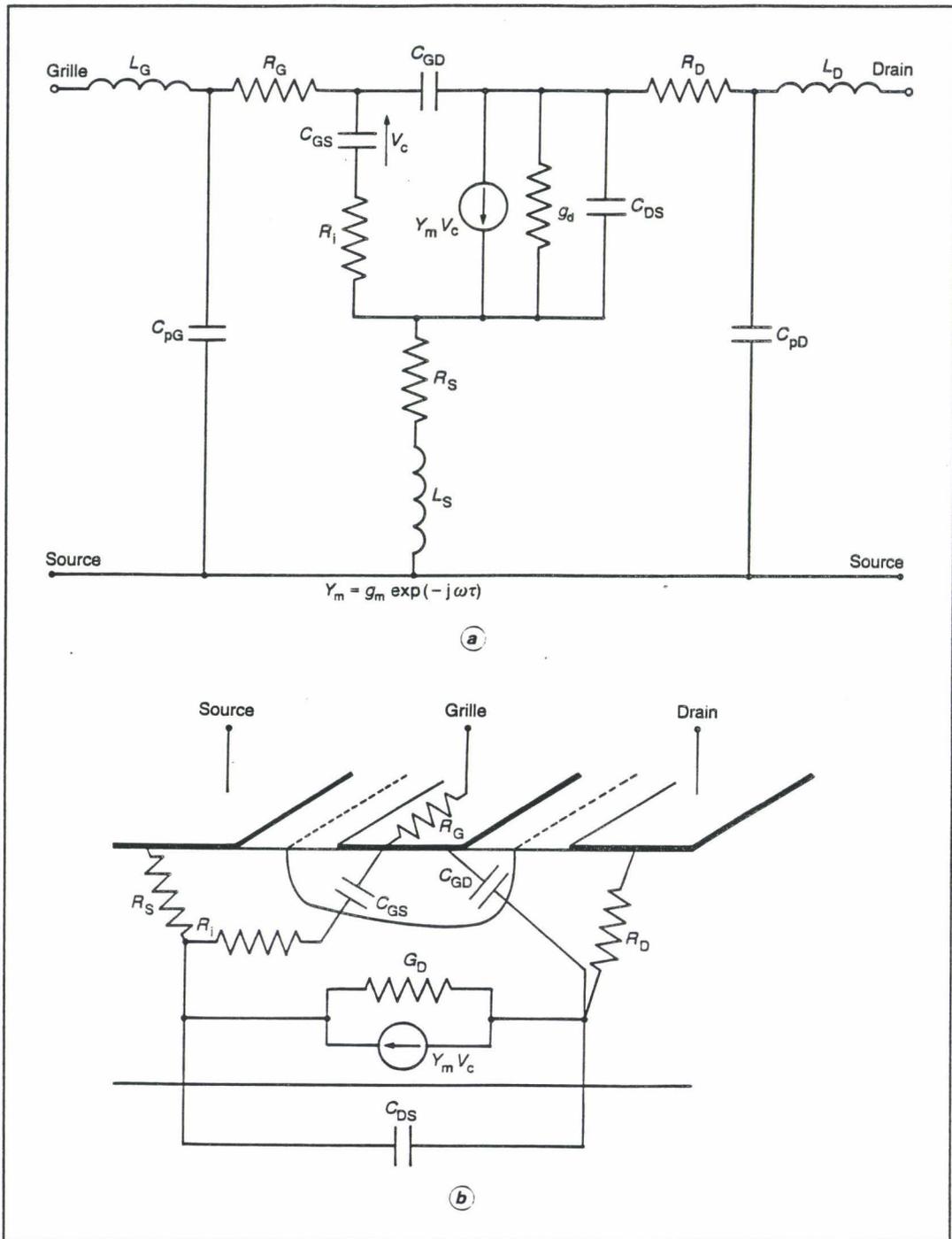


Figure I-3 : Schéma équivalent d'un transistor à effet de champ (a) et localisation des éléments dans la structure (b).

Caractéristique		Propriétés matériaux	Structure de la couche HEMT	Topologie ou éléments de technologie
$f_t$	$g_m$	<ul style="list-style-type: none"> <li>• discontinuité de bande de conduction <math>\Delta E_c</math></li> <li>• propriétés de transport des porteurs dans le canal (<math>\langle v \rangle</math>)</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>• Dopage couche donneuse</li> <li>• Epaisseur de l'espaceur</li> <li>• Epaisseur de la couche Schottky</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>• diminution de la longueur de grille <math>l_g</math>.</li> <li>• gravure du fossé de grille</li> </ul>
$f_{max}$				
$R_s$		<ul style="list-style-type: none"> <li>• mobilité dans le puits →</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>• Dopage du Cap layer.</li> <li>• Résistance carré de la couche (<math>R_i</math>)</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>• diminution de la distance grille source</li> <li>• diminution de la résistance de contact <math>R_c</math></li> </ul>
$R_g$				<ul style="list-style-type: none"> <li>• grille en T</li> <li>• nombre de doigts de grille</li> <li>• résistivité des métaux (<math>\rho_m</math>)</li> </ul>
$g_d$		<ul style="list-style-type: none"> <li>• qualité de la couche tampon.</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>• rapport d'aspect : <math display="block">\frac{\text{Longueur de grille}}{\text{épaisseur couche active}}</math></li> <li>• épaisseur du canal</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>• gravure du fossé de grille</li> </ul>
$C_{gd}$ et $C_{gs}$				<ul style="list-style-type: none"> <li>• topologie des plots de contact pour limiter les interactions électrostatiques.</li> <li>• technologie de grille (en I, en T, topologie de la grille)</li> </ul>

**Tableau I-1 :** Relation entre les paramètres importants pour des applications hyperfréquences faible bruit et les paramètres matériaux, la structure de la couche et la topologie ou les éléments technologiques du composant.

- augmentation de  $f_c$

En première approximation on a pour la fréquence de coupure intrinsèque du transistor :  $f_c = \frac{\langle v \rangle}{2\pi l_g^*}$  où  $\langle v \rangle$  est la vitesse moyenne des électrons sous la grille et  $l_g^*$  est la longueur de grille effective tenant compte des effets de bord. De ce fait, de meilleures propriétés de transport ainsi que la diminution de la longueur de grille conduisent à l'amélioration des performances des transistors.

- augmentation de la transconductance

Une forte transconductance nécessite une densité surfacique de charge dans le canal élevée et une épaisseur de couche entre la grille et le gaz d'électrons bidimensionnel aussi fine que possible. La densité surfacique de charge transférées de la couche donneuse dans le canal augmente avec la discontinuité de bande de conduction de l'hétérojonction [7] mais dépend également de l'épaisseur de l'espaceur situé entre le canal et la couche donneuse.

Les paramètres importants pour des applications hyperfréquences, faible bruit sont donc :

En termes de matériaux semi-conducteurs	<ul style="list-style-type: none"> <li>• une discontinuité de bande de conduction <math>\Delta E_c</math> élevée.</li> <li>• des propriétés de transport élevées pour les électrons dans le canal.</li> </ul>
En terme de topologie de transistor	<ul style="list-style-type: none"> <li>• une grille courte (0,1 <math>\mu\text{m}</math>)</li> <li>• grille en T</li> <li>• canal court</li> </ul>
En terme structure de couche HEMT	<ul style="list-style-type: none"> <li>• épaisseur de l'espaceur</li> <li>• épaisseur de la couche Schottky (gravure du fossé de grille)</li> <li>• densité du plan de dopage silicium</li> </ul>

*Tableau I-2 : Paramètres importants des matériaux, de la structure et de la topologie des transistors pour des applications hyperfréquences faible bruit.*

En ce qui concerne la structure des couches HEMT, les différents paramètres font l'objet de compromis :

- entre la densité surfacique et la mobilité des porteurs transférés dans le canal (épaisseur de l'espaceur).
- entre une transconductance élevée et les problèmes de courants de fuite de grille dus au passage des porteurs par effet tunnel (épaisseur de la couche Schottky).
- entre une densité surfacique de charges dans le canal élevée et une dégradation de la transconductance liée à la présence de charges « non utiles » dans la couche donneuse

(densité du plan de dopage) [8, 9].

De même, pour la topologie de grille, il faut noter les évolutions contraires de la résistance de grille et des capacités  $C_{gs}$  et  $C_{gd}$ . Une section de grille importante entraîne en effet la réduction de la résistance de grille mais également l'augmentation des capacités parasites.

### **1.1.3. Les différentes structures HEMT**

La recherche d'une plus grande discontinuité de bande de conduction et de meilleures propriétés de transport dans le matériau formant le canal a conduit avec les progrès réalisés dans les différentes méthodes d'épitaxie à la réalisation de nombreuses structures HEMTs. Parmi celles-ci, on trouve :

- les structures « conventionnelles » constituées par l'hétérojonction AlGaAs/GaAs adaptés en maille sur substrat GaAs.
- les structures pseudomorphiques (PM) GaAlAs/GaInAs/GaAs dans lesquelles le canal de GaInAs, désadapté en maille avec le substrat de GaAs, est contraint.
- les structures adaptés en maille sur InP (LM) AlIn<sub>0.52</sub>As/GaIn<sub>0.53</sub>As/ InP.
- les structures pseudomorphiques sur InP Al<sub>48</sub>In<sub>52</sub>As/Ga<sub>47-x</sub>In<sub>53+x</sub>As/InP dans lesquelles le canal de GaInAs, désadapté en maille avec le substrat d'InP, est contraint.
- les structures métamorphiques Al<sub>1-y</sub>In<sub>y</sub>As/Ga<sub>1-x</sub>In<sub>x</sub>As/GaAs, dans lesquelles les différentes couches du composant sont désadaptés en maille avec le substrat de GaAs, mais se trouvent dans en état non contraint.

L'objet des parties suivantes est de comparer ces différentes filières en vue d'applications hyperfréquences et faible bruit. Cette comparaison est réalisée à travers une étude des matériaux et des hétérojonctions intervenant dans ces structures ainsi qu'au travers des résultats qui constituent aujourd'hui l'état de l'art.

## 1.2. Etude matériau

### 1.2.1. Structure cristalline et liaison

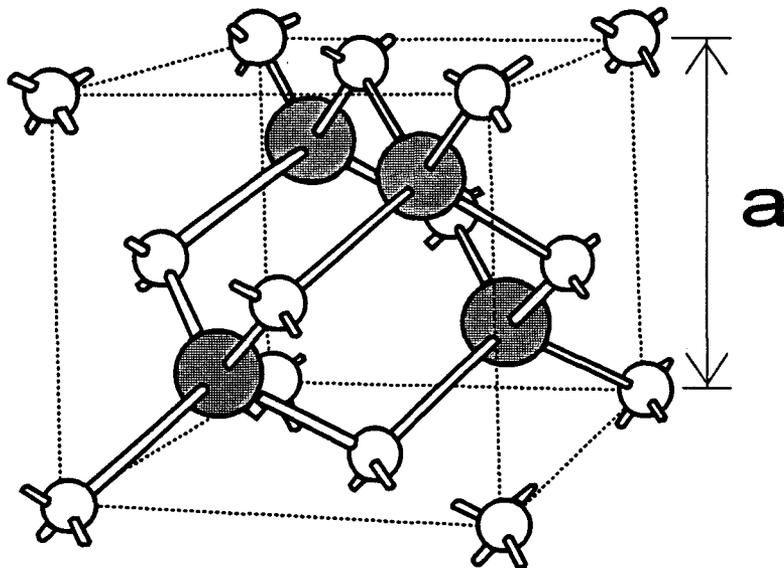
Comme la plupart des composés III-V, le GaAs, l'AlAs, l'InAs, l'InP et les alliages ternaires qui en découlent cristallisent dans la structure sphalérite dite Zinc-Blend (Figure I-4). Cette structure est constituée de deux sous réseaux cubique face centrée (cfc) composés d'élément III ou V, décalés l'un par rapport à l'autre de  $a/4 [111]$  où  $a$  représente le paramètre de maille. Dans cette structure, chaque atome élément III (respectivement V) possède comme plus proches voisins quatre atomes élément V (respectivement III) disposés régulièrement sous forme tétraédrique. Cet arrangement régulier résulte de la mise en commun des huit électrons de valence, 3 pour l'élément III ( $s^2p^1$ ) et 5 pour l'élément V ( $s^2p^3$ ) conduisant à des liaisons de type covalentes. Cependant, du fait de la différence de charges entre les deux types d'atome, +3 pour l'élément III et +5 pour l'élément V, et pour avoir la neutralité de charges au niveau de chacun d'eux, il y a un réarrangement spatial des électrons de valence conduisant à un caractère ionique des liaisons. De ce fait, les liaisons pour les matériaux III-V sont partiellement ioniques et partiellement covalentes. Le caractère plus ou moins ionique des liaisons d'un composé III-V peut être relié à la différence d'électronégativité des atomes en présence. Plus cette différence sera élevée plus le caractère ionique des liaisons sera prononcé (Tableau I-3 et Tableau I-4).[10]

Elément	Al	As	Ga	In	P
Electronégativité	1.18	1.57	1.13	0.99	1.64

*Tableau I-3 : Valeur de l'électronégativité pour quelques éléments en configuration tétraédrique.*

Matériau	Si	Ge	AlAs	GaAs	InAs	InP
Composante ionique (%)	0	0	27	32	35	44

*Tableau I-4 : Pourcentage de la composante ionique des liaisons de quelques matériaux semi-conducteurs.*



*Figure I-4 : Structure sphalérite (Zinc-Blend).*

Du fait du décalage de  $a/4$  [111], les deux sous réseaux fcc ne sont pas centrosymétriques. Ceci confère aux matériaux III-V des propriétés d'anisotropies parmi lesquelles on peut citer l'anisotropie d'attaque chimique liée aux orientations des liaisons pendantes [11], l'anisotropie des caractéristiques mécaniques ainsi que l'anisotropie de la distribution dans le plan de croissance des dislocations orthogonales de type  $60^\circ$  mixée [12].

### **I.2.2. Les matériaux binaires**

Dans ce paragraphe, nous nous intéresserons plus particulièrement aux matériaux binaires GaAs, InP, InAs et AlAs. Les caractéristiques de ces matériaux nous seront utiles afin de déterminer les propriétés des matériaux ternaires utilisés dans les couches actives des transistors à effet de champ. En termes pratiques, le GaAs et l'InP sont des matériaux de premiers plan puisqu'ils constituent les substrats courants sur lesquels sont réalisés les composants. Poussé par l'industrie du MESFET on trouve aujourd'hui des substrats de GaAs de 15 cm (6 pouces). Les substrats d'InP, du fait de la difficulté d'obtenir des lingots d'InP de bonne qualité, sont limités quant à eux à des dimensions de 7,5 cm (3 pouces). De plus, ce substrat à l'inconvénient d'être fragile ce qui est un handicap pour les applications industrielles. Il reste cependant très intéressant puisqu'il permet la croissance de matériaux ternaires (GaInAs, AlInAs) et quaternaires (GaInAsP) qui ont des caractéristiques très intéressantes pour les applications micro-onde et opto-électronique. L'AlAs et l'InAs ont eux des applications plus spécifiques. L'AlAs est plutôt utilisé à des fins technologiques (couche d'arrêt d'attaque, amélioration des contacts Schottky [13, 14] alors que l'InAs apparaît de

façon sporadique pour des applications transistors, son utilisation étant motivée par ses excellentes propriétés de transport mais étant entravée par la forte désadaptation avec les substrats courants. Cependant, ce matériau connaît un regain d'attention important de par son utilisation pour la réalisation de capteurs de champ magnétiques par effet Hall InAs/GaAs.

### **1.2.2.1. Paramètre de maille**

Les paramètres de maille des matériaux binaires considérés ainsi que leurs coefficients de dilatation thermique sont regroupés dans le Tableau I-5. Les coefficients de dilatation thermique sont utiles afin de prendre en compte les effets thermiques dans les épitaxies de structures multicouches. Les valeurs reportées dans ce tableau font l'objet de divergence dans la littérature et sont donc accompagnées des références bibliographiques dont elles sont tirées.

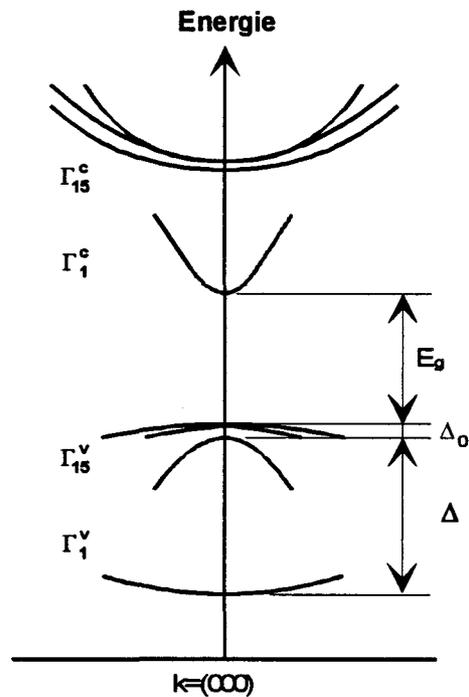
Matériau	GaAs	InP	InAs	AlAs
a (Å)	5,6533 [15]	5,8688 [16]	6,0584 [15]	5,6611 [15]
$\alpha$ ( $\times 10^{-6}$ / °C)	6,4 [15]	4,56 [16]	5,16 [15]	5,2 [15]

*Tableau I-5 : Paramètre de maille a et coefficient de dilatation thermique  $\alpha$  de quelques matériaux*

### **1.2.2.2. Structure de bande**

Les structures de bande des matériaux semi-conducteurs dans la première zone de Brillouin sont une représentation concise des propriétés physiques de ces matériaux (type de transition, énergie de transitions, largeur de bande interdite, masses effectives des porteurs). La Figure I-5 est une représentation schématique de la structure de bande d'un semi-conducteur au centre de la zone de Brillouin ( $\vec{k} = \vec{0}$ ). On peut y voir les bandes d'énergie de conduction  $\Gamma_1^c$  et  $\Gamma_{15}^c$  ainsi que les quatre bandes d'énergie de valence, trois notées  $\Gamma_{15}^v$  et une de plus basse énergie notée  $\Gamma_1^v$ . Les indices 1 font référence aux électrons d'orbitale s alors que les indices 15 font référence aux électrons d'orbitale p. Les trois bandes de valence  $\Gamma_{15}^v$  se distinguent par deux bandes de plus haute énergie, quatre fois dégénérée, dites bande de trou lourd et par une bande de plus faible énergie, deux fois dégénérée, dite bande de trous légers.

La différence d'énergie entre les bandes de trous légers et les bandes de trou lourd est notée  $\Delta_0$  qu'il ne faut pas confondre avec la différence d'énergie généralement notée  $\Delta$ , comprise entre les bandes de trous lourd et de trous légers  $\Gamma_{15}^v$  et la bande de « Split off »  $\Gamma_1^v$ .



**Figure I-5 :** Représentation schématique de la structure de bande d'un semi-conducteur au centre de la zone de Brillouin.

Le GaAs (Figure I-6), l'InP et l'InAs (Figure I-7) ont leur minimum d'énergie de bande conduction  $\Gamma_1$  et leur maximum d'énergie de bande de valence  $\Gamma_{15}$  au centre de la zone de Brillouin. De ce fait, ces matériaux sont dits à gap direct. L'AlAs (Figure I-8) au contraire est dit à gap indirect, son minimum d'énergie de bande conduction  $X_1$  et son maximum d'énergie de bande de valence  $\Gamma_{15}$  n'étant pas situés dans la même vallée. Les largeurs de bande interdite pour ces quatre matériaux sont regroupés dans le Tableau I-6 ainsi que les paramètres traduisant l'évolution de la largeur de bande interdite en fonction de la température qui est donnée par [17] :

$$E_g(T) = E_g(0) - \frac{\alpha \cdot T^2}{T + \beta} \quad (\text{I-4})$$

avec  $\alpha$  et  $\beta$  constantes et  $E_g(0)$  la largeur de bande interdite à 0°K

Matériau	GaAs	InP	InAs	AlAs
$E_g$ à 300°K (eV)	$E_g^\Gamma=1.424$	$E_g^\Gamma=1.34$	$E_g^\Gamma=0.36$	$E_g^X=2.168$
$E_g(0)$	1.519	1.421	0.420	2.239
$\alpha$ ( $\times 10^{-4}$ eV K <sup>-1</sup> )	5.405	3.63	2.5	6
$\beta$ (°K)	204	162	75	408

*Tableau I-6 : Largeur de bande interdite et paramètres d'évolution en fonction de la température pour quelques semi-conducteurs [17, 18].*

### **I.2.2.3. masses effectives**

La masse effective des porteurs, qui est fortement reliée à leur mobilité, est un paramètre fondamental pour les composants. La méthode k.p est un moyen simple d'évaluer les structures de bande au voisinage des points particuliers de l'espace k. Au centre de la zone de Brillouin, on a pour un matériau de type Zinc-Blend :

$$\frac{1}{m^*} = 1 + \frac{P^2}{3} \left( \frac{2}{E_g} + \frac{1}{E_g + \Delta_0} \right) \quad (\text{I-5})$$

avec  $m^*$  la masse effective des électrons,  $E_g$  le gap du matériau et  $\Delta_0$  la différence d'énergie entre les deux bande de trous lourds et la bande de trou léger (Figure I-5). Comme  $E_g + \Delta_0 \approx E_g$  on a alors :

$$\frac{1}{m^*} \approx 1 + \frac{P^2}{E_g} \approx \frac{P^2}{E_g} \quad (\text{I-6})$$

Le Tableau I-7 donne les masses effectives des électrons pour quelques semi-conducteurs. On peut noter les propriétés de transport très intéressantes de l'InAs avec une masse effective pour les électrons de  $0.023.m_0$  (avec  $m_0$  la masse des électrons au repos). Ceci explique l'intérêt accru pour les matériaux ternaires à forte proportion d'InAs qui sont susceptibles d'avoir des propriétés de transport s'approchant de celle de ce matériau.

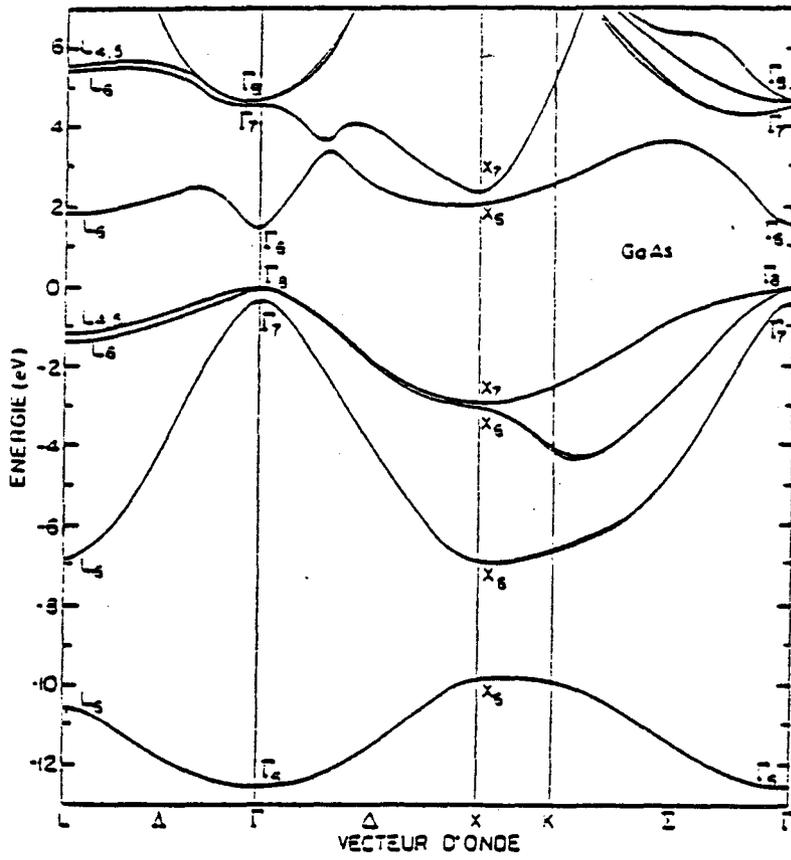


Figure I-6 : Structure de bande du GaAs

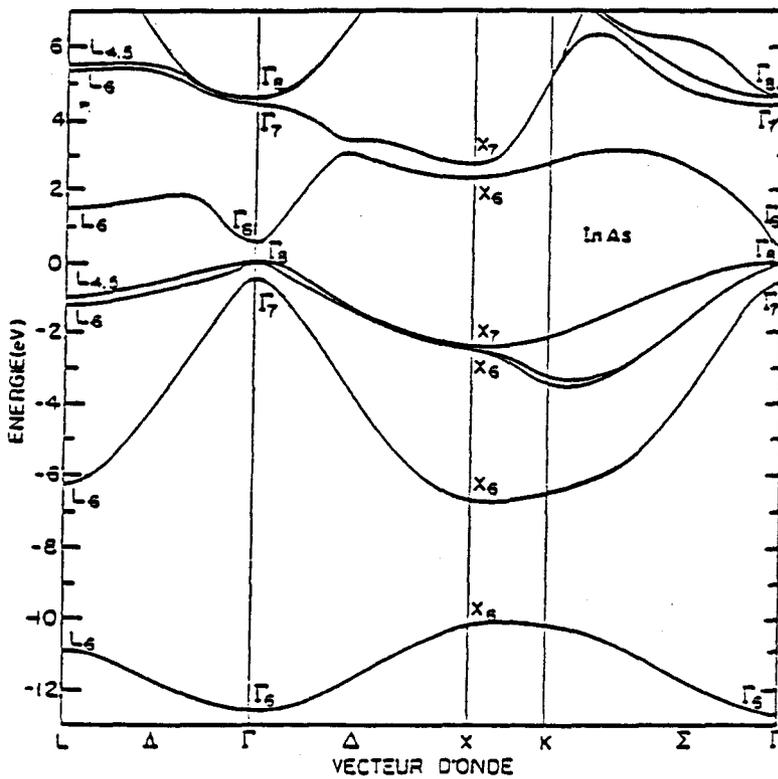


Figure I-7 : Structure de bande de l'InAs

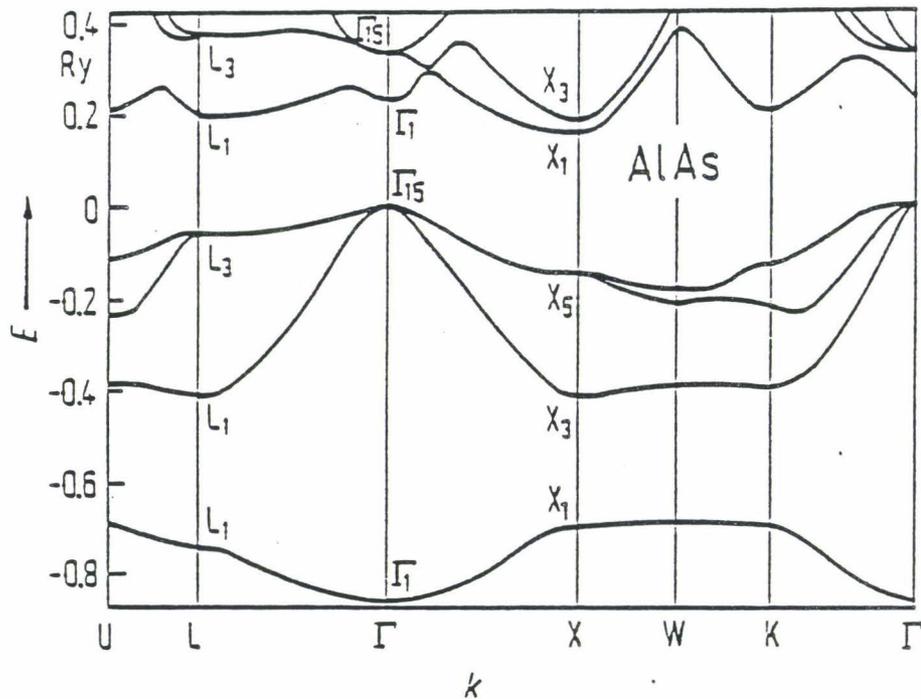


Figure I-8 : Structure de bande de l'AlAs.

Matériau	GaAs	InP	InAs	AlAs
$m_{\Gamma}^* / m_0$	0.067	0.08	0.023	0.15

Tableau I-7 : Masse effective des électrons en bande X [15, 16].

#### 1.2.2.4. caractéristiques mécaniques

Les caractéristiques mécaniques des différents matériaux sont utiles afin de prendre en compte les effets des contraintes sur leurs propriétés et pour pouvoir évaluer l'intensité des contraintes ou des déformations qu'ils subissent. Les structures pseudomorphiques où le canal, du fait du désaccord de maille du matériau avec le substrat, est contraint, en sont un bon exemple. Dans le Tableau I-8 sont reportées les principales caractéristiques mécaniques des matériaux : coefficient de Poisson, module de Young et les éléments de la matrice de rigidité élastique  $[C_{ij}]$ . Pour les matériaux III-V qui cristallisent dans la structure Zinc-Blend, cette matrice s'écrit sous la forme :

$$[C_{ij}] = \begin{bmatrix} C_{11} & C_{12} & C_{12} & & & \\ C_{12} & C_{11} & C_{12} & & & 0 \\ C_{12} & C_{12} & C_{11} & & & \\ & & & C_{44} & & \\ & 0 & & & C_{44} & \\ & & & & & C_{44} \end{bmatrix}$$

On note  $[\sigma]$  et  $[\varepsilon]$  respectivement les matrices de contrainte et de déformation. Ces deux matrices sont alors reliées entre elles par la loi de Hook :

$$[\sigma] = [C_{ij}] \cdot [\varepsilon] \quad (\text{I-7})$$

Matériau	GaAs	InP	InAs	AlAs
$C_{11}$ ( $\times 10^{11}$ dyn/cm <sup>2</sup> )	11.88	10.22	8.329	12.02
$C_{12}$ ( $\times 10^{11}$ dyn/cm <sup>2</sup> )	5.38	5.76	4.526	5.7
$C_{44}$ ( $\times 10^{11}$ dyn/cm <sup>2</sup> )	5.94	4.6	3.959	5.89
$\nu$	0.312	0.360	0.352	0.32
$E$ ( $\times 10^{11}$ dyn/cm <sup>2</sup> )	8.53	6.07	5.14	8.35

*Tableau I-8 : données mécaniques pour quelques matériaux III-V (éléments de la matrice de rigidité élastique  $[C_{ij}]$ , coefficient de Poisson  $\nu$  et module de Young  $E$ ) [15, 16].*

Dans une structure de type Zinc-Blend, le module de Young et le coefficient de Poisson ne sont pas isotropes et dépendent de l'orientation cristallographique. Les valeurs indiquées dans le Tableau I-8 sont données pour la direction cristallographique  $\langle 110 \rangle$ .

### 1.2.2.5. Potentiel de déformation

Sous l'effet d'une contrainte la structure de bande des matériaux semi-conducteurs est modifiée. Les contraintes hydrostatiques provoquent une variation des états d'énergie alors que les contraintes uniaxiales réduisent la symétrie du système et lèvent la dégénérescence des différentes bandes d'énergie. Pour caractériser les effets des ces deux types de contraintes on

Matériau	GaAs	InP	InAs	AlAs
a (eV)	-9.77	-6.35	-6	-5.64
b (eV)	-1.7	-1.6	-1.8	-1.5
d (eV)	-4.55	-4.2	-3.6	-3.4

*Tableau I-9 : potentiel de déformation hydrostatique (a) et potentiel de déformation de cisaillement sous une contrainte uniaxiale d'orientation  $\langle 100 \rangle$  (b) ou  $\langle 111 \rangle$  (d) [15,16,18].*

définit le potentiel de déformation hydrostatique, a, et les potentiels de déformation uniaxiale, b et d, caractérisant respectivement les effets d'une contrainte uniaxiale selon les axes cristallographiques  $\langle 100 \rangle$  et  $\langle 111 \rangle$  (Tableau I-9). La connaissance de ces potentiels de déformation permet alors de calculer, sous l'effet d'une contrainte  $[\sigma]$  ou d'une déformation  $[\varepsilon]$ , la modification de la largeur de bande interdite et les mouvements relatifs de chacune des bandes de valence par rapport à la bande de valence non dégénérée. On a alors [19]:

$$\partial E_g = a \cdot \text{tr}([\varepsilon]) \quad \text{où } \text{tr}([\varepsilon]) \text{ est la trace de la matrice de déformation} \quad (\text{I-8})$$

$$\partial E_{v,LH} = -\frac{1}{2} \delta E \quad (\text{I-9})$$

$$\partial E_{v,HH} = -\frac{1}{2} \Delta + \frac{1}{4} \delta E + \frac{1}{2} \left[ \Delta^2 + \Delta \cdot \delta E + \frac{3}{4} (\delta E)^2 \right]^{1/2} \quad (\text{I-10})$$

$$\partial E_{v,SO} = \frac{1}{2} \Delta + \frac{1}{4} \delta E - \frac{1}{2} \left[ \Delta^2 + \Delta \cdot \delta E + \frac{3}{4} (\delta E)^2 \right]^{1/2} \quad (\text{I-11})$$

Dans ces équations,  $\partial E_{v,LH}$ ,  $\partial E_{v,HH}$  et  $\partial E_{v,SO}$  sont respectivement les mouvements

des bandes de trous légers, de trous lourds et de « Splitt off »,  $\Delta$  est la différence d'énergie entre les bandes  $\Gamma_{15}^v$  (trous lourds et de trous légers) et la bande  $\Gamma_1^v$  (« Split off »), et  $\delta E$  est une variation d'énergie qui dépend de l'orientation de la contrainte uniaxiale. Dans les cas respectifs de contraintes dans les directions [001] ou [111], on a :

$$\delta E_{001} = 2b(\varepsilon_{zz} - \varepsilon_{xx}) \quad \text{et} \quad \delta E_{111} = 2\sqrt{3} d \varepsilon_{xy}$$

### **I.2.3. Les matériaux ternaires**

#### **I.2.3.1. Loi de VEGARD**

Les matériaux ternaires  $A_xB_{1-x}C$  peuvent être considérés comme une solution solide de deux composés binaires AC et BC. Il a été montré expérimentalement [20-22] que les paramètres d'un tel matériau pouvaient être déduit des paramètres des matériaux binaires, soit par interpolation linéaire, soit par une loi quadratique. Cette loi connue sous le nom de loi de VEGARD donne alors le paramètre P du ternaire considéré en fonction de la composition d'alliage x par :

- cas d'une loi linéaire

$$P_{A_xB_{1-x}C} = P_{BC} - x (P_{BC} - P_{AC})$$

Cette évaluation simple des paramètres du matériau ternaire donne des résultats cohérents avec les résultats expérimentaux dans le cas du paramètre de maille, du coefficient de dilatation thermique, des masses effectives et des coefficients de la matrice de rigidité élastique [22].

- cas d'une loi quadratique

$$P_{A_xB_{1-x}C} = P_{BC} - x (P_{BC} - P_{AC}) + x (1-x) C$$

Le paramètre C, appelé paramètre d'arc est relatif au désordre d'alliage dans le matériau ternaire. Il nécessite pour sa détermination, outre les données des matériaux binaires, la connaissance du paramètre considéré pour une composition d'alliage connue. La largeur de bande interdite est un exemple type d'une variation non linéaire en fonction de la composition.

### 1.2.3.2. GaAlAs

Le  $\text{Ga}_{1-x}\text{Al}_x\text{As}$  est un alliage cationique, solution solide d'AlAs et de GaAs. Son paramètre de maille en fonction de la composition  $x$  est

$$a_{\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}} = 5.6535 + 0.065x \quad (\text{\AA}) \quad (\text{I-12})$$

Quelle que soit sa composition, le paramètre de maille du GaAlAs est très voisin de celui du substrat GaAs. Le désaccord de maille entre les deux matériaux s'exprime par

$$\frac{\Delta a}{a} = \frac{a_{\text{GaAlAs}} - a_{\text{GaAs}}}{a_{\text{GaAs}}} \quad (\text{I-13})$$

est tout au plus de 0,115%. De ce fait il est possible de faire croître du GaAlAs sur un substrat de GaAs, ceci dans toute la gamme de composition. Cette possibilité a permis le développement des composants à hétérojonction GaAs/GaAlAs. Le GaAs étant à gap direct et l'AlAs à gap indirect, le GaAlAs présente la particularité d'avoir une transition gap direct - gap indirect. D'après [23] cette transition se produit pour un taux d'aluminium  $x$  égal à 44%. La largeur de la bande interdite en fonction de la composition  $x$  est alors donnée par :

$$x < 0.44 \quad E_g^{\Gamma}(x) = 1.425 + 1.155x + 0.37x^2 \quad (\text{eV}) \quad (\text{I-14})$$

$$x > 0.44 \quad E_g^{\text{X}}(x) = 1.911 + 0.005x + 0.245x^2 \quad (\text{eV}) \quad (\text{I-15})$$

Le gap est direct pour  $x < 0.44$  et indirect pour  $x > 0.44$ . La valeur de la composition pour laquelle se produit cette transition fait l'objet de divergence dans la littérature [10,18,23,24]. On peut cependant dire qu'elle se produit pour un taux d'aluminium compris entre 40 et 45 %. La masse effective des électrons dans le  $\text{Ga}_{1-x}\text{Al}_x\text{As}$  s'exprime par

$$m^*/m_0 = 0.067 + 0.433x$$

Etant donné son gap élevé et la possibilité de faire croître le GaAlAs sur le GaAs et de réaliser ainsi une hétérojonction GaAs/GaAlAs, ce matériau est très utilisé notamment dans les structures des transistors « conventionnels » et pseudomorphiques. Cependant son utilisation est limitée à des teneurs en aluminium inférieure à 25-30%. En effet au delà de ces teneurs, il y a apparition de niveaux de pièges profonds appelés centre DX. Ces pièges, dans le cas des transistors à gaz d'électrons bidimensionnel, limitent l'intérêt d'avoir une hauteur de barrière

plus élevée et donc un meilleur transfert des électrons. En effet, la présence de ces pièges entraîne la diminution de la transconductance du fait de la nécessité de commander les électrons piégés et de ce fait dégrade les performances des composants [7,8]. L'origine des centres DX est encore controversée. Cependant, il semblerait que leur apparition soit liée à la modification de la structure de bande avec la teneur en aluminium et qu'ils soient liés au minimum d'énergie de la bande de conduction de la vallée L [25,26].

### 1.2.3.3. AlInAs

Tout comme le GaAlAs, l'AlInAs est un alliage cationique d'AlAs et d'InAs. Son paramètre de maille en fonction de la composition en indium est donné par la loi de Vegard

$$a_{Al_{1-x}In_xAs} = 5.66 + 0.3983x \text{ (\AA)} \quad (\text{I-16})$$

L'AlAs étant à gap indirect et l'InAs à gap direct, l'AlInAs a une transition de gap direct - indirect en fonction de la composition. Les expressions des largeurs de bande interdite pour les transition  $\Gamma \rightarrow \Gamma$  et  $\Gamma \rightarrow X$  à 300°K sont données en fonction du taux d'indium par [27]

$$x \leq 0.29 \quad E_g^X(x) = 2.162 - 0.454x + 0.991x^2 \quad (\text{eV}) \quad (\text{I-17})$$

$$x \geq 0.29 \quad E_g^\Gamma(x) = 0.36 + 2.35(1-x) + 0.24(1-x)^2 \quad (\text{eV}) \quad (\text{I-18})$$

Pour la gamme de composition où le gap de l'AlInAs est direct ( $0.29 < x < 1$ ) on peut estimer la masse effective des électrons par la loi de Vegard :

$$0.29 < x < 1 \quad m_{\Gamma}^*/m_0 = 1.698 - 1.67x \quad (\text{I-19})$$

La composition pour laquelle l'AlInAs est adapté au maille avec l'InP (5.8587 Å) est particulièrement intéressante en terme de croissance et d'application composant. En prenant l'expression du paramètre de maille de l'équation (I-12), ceci se produit pour un taux d'indium voisin de 52%. Pour cette composition, l'AlInAs a un gap direct avec une largeur de bande interdite  $E_g^\Gamma$  égale 1,439 eV [28] avec pour les électrons une masse effective de 0.83  $m_0$  [29]. En terme de composant l'AlInAs est intéressant du fait de son grand gap. Il est de ce fait utilisé en tant que barrière et de couche Schottky dans les structures des composants à gaz d'électrons bidimensionnel. Il faut noter que les fortes compositions d'aluminium sont favorables à la réalisation de bon contact Schottky du fait de l'augmentation de la largeur de

bande interdite avec l'augmentation du taux d'aluminium.

#### **I.2.3.4. GaInAs**

Nous allons plus particulièrement nous intéresser à ce matériau car il constitue le canal dans de nombreuses structures de transistors HEMT. De ce fait les propriétés de ce matériau et notamment ces propriétés de transport sont très importantes. Dans un premier temps nous nous intéresserons au matériau non contraint, en donnant ces caractéristiques pour toute la gamme de composition d'indium et pour le cas particulier où le GaInAs est adapté en maille sur le substrat InP. Nous nous intéresserons ensuite au matériau contraint, pour les cas particuliers des structures pseudomorphiques sur substrat GaAs pour des taux d'indium inférieur à 30% et sur substrat InP pour des taux d'indium supérieurs à 53%.

##### **I.2.3.4.1. Le GaInAs non contraint**

Le paramètre de maille du  $\text{Ga}_{1-x}\text{In}_x\text{As}$  en fonction du taux d'indium est donné par la loi de Vegard avec :

$$a_{\text{Ga}_{1-x}\text{In}_x\text{As}} = 5.6535 + 0.4048x \quad (\text{Å}) \quad (\text{I-20})$$

Le GaAs et l'InAs étant tous les deux à gap direct, le GaInAs possède également un gap direct sur toute la gamme de composition. La largeur de bande interdite à 300 °K est [16] :

$$E_g^\Gamma(x) = 1.42 - 1.615x + 0.555x^2 \quad (\text{eV}) \quad (\text{I-21})$$

La masse effective des électrons dans le GaInAs à 300 °K en fonction du taux d'indium est :

$$m^*/m_0(x) = 0.067 - 0.044x \quad (\text{I-22})$$

Pour un taux d'indium de 53%, le GaInAs est adapté en maille avec le substrat InP (5.8687 Å). Pour cette composition son gap est direct et à 300°K il est de 0.75 eV [30] alors que la masse effective des électrons mesurée par magnéto absorption est de 0.041  $m_0$  [31]. La mobilité des électrons dans le GaInAs non dopé, obtenu par simulation par la méthode de Monte-Carlo [32] montre bien l'intérêt du GaInAs comparativement au GaAs puisque celle ci varie de 7600  $\text{cm}^2/\text{V.s}$  pour le GaAs à 24000  $\text{cm}^2/\text{V.s}$  pour le  $\text{Ga}_{0.02}\text{In}_{0.98}\text{As}$  (Figure I-13). Ceci

explique l'intérêt porté aux matériaux à fort taux d'indium. Cependant les expressions ci-dessus montrent également la diminution de la largeur de bande interdite, ce qui entraîne des problèmes liés à l'ionisation par impact ce qui se traduit pour les composants par une

conductance de sortie  $g_d = \frac{\partial I_{ds}}{\partial V_{ds}}$  élevée.

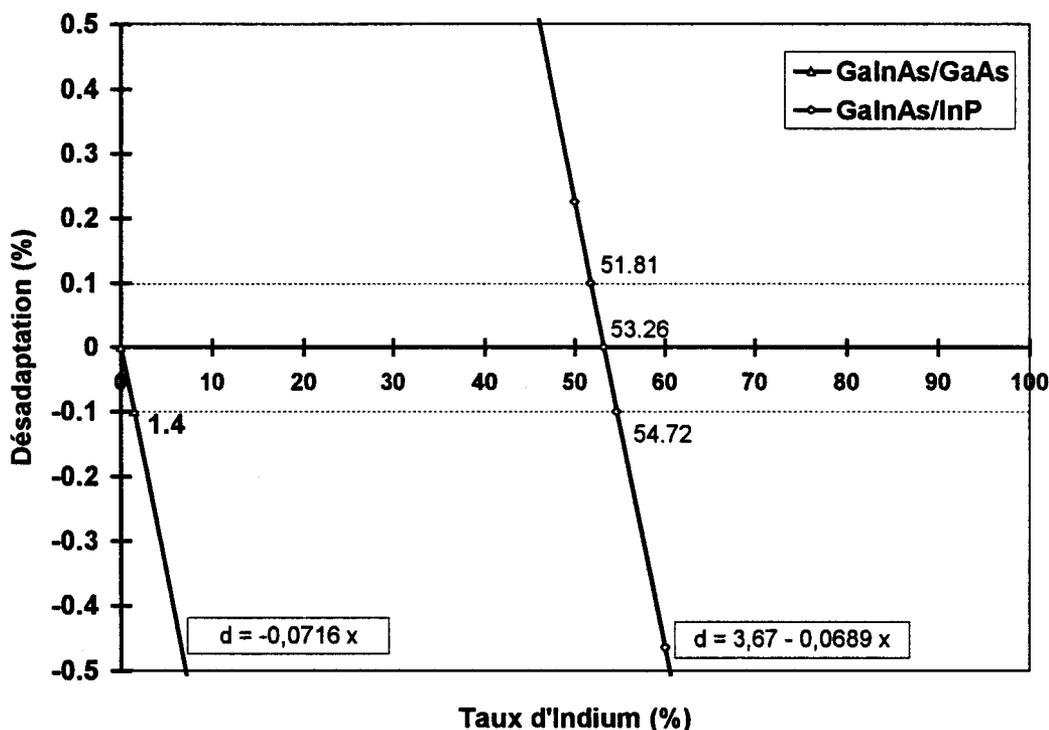


Figure I-9: Désadaptation du GaInAs avec les substrats de GaAs et d'InP.

L'utilisation du GaInAs comme matériau pour le canal des HEMT, avec dans le cas de composants sur InP un taux d'indium supérieur à 53%, semble donc intéressante. Cependant hormis pour la composition d'indium de 53%, le GaInAs est désadapté en maille avec les substrats de GaAs et d'InP. Le désaccord entre ces deux substrats et le  $Ga_{1-x}In_xAs$  est représenté sur la Figure I-9.

On peut voir sur cette figure que la désadaptation entre le GaInAs et les substrats GaAs ou InP augmente très rapidement avec le taux d'indium. Or pour faire croître un matériau par épitaxie sur un substrat il est communément admis que le désaccord entre les deux matériaux doit être au plus de l'ordre de 0,1 pour-cent. Afin d'utiliser le GaInAs pour des compositions plus intéressantes en terme de composant, et ce malgré la désadaptation, de nouvelles structures utilisant des matériaux contraints exempts de défauts ont été développées.

### I.2.3.4.2. Le GaInAs pseudomorphique

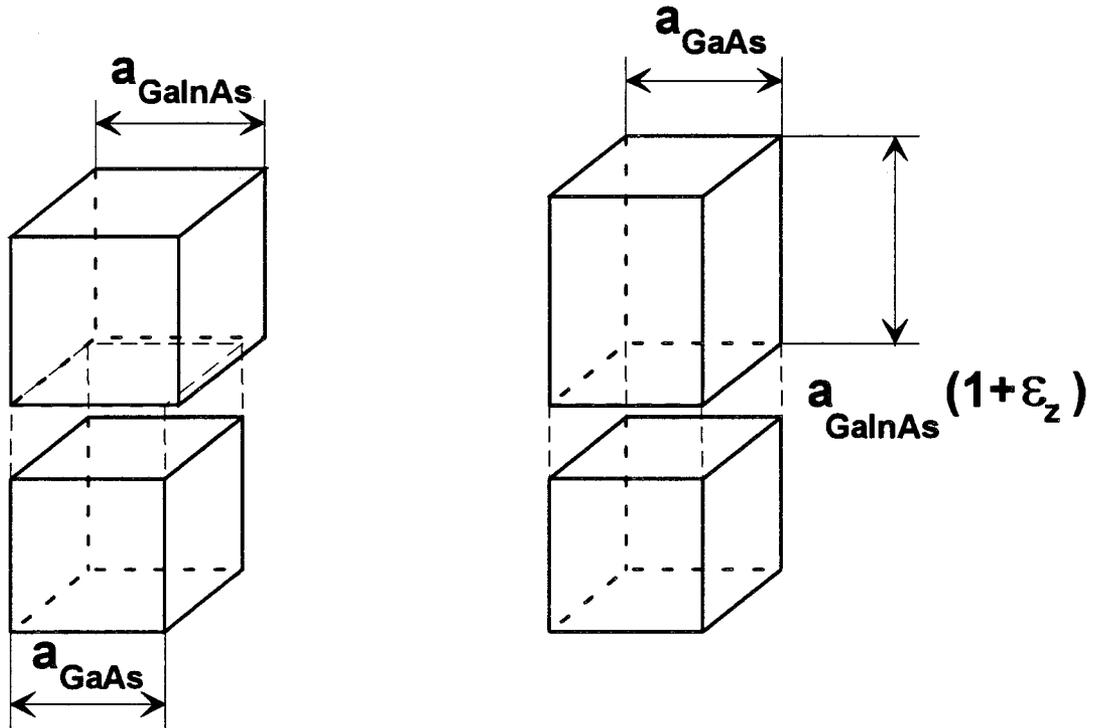


Figure I-10 : Déformation tétragonale de la maille du matériau épitaxié dans le cas d'une contrainte en compression ( $a_{couche} > a_{substrat}$ ).

Lors de la croissance d'un matériau désadapté en maille avec le substrat, le matériau épitaxié tend à prendre le paramètre de maille du substrat dans le plan de croissance. Ceci entraîne une déformation tétragonale de sa maille (Figure I-10). En considérant que le substrat du fait de sa très grande épaisseur ne subit aucune déformation, la matrice de déformation du matériau épitaxié s'écrit alors :

$$\left[ \varepsilon_{ij} \right] = \begin{bmatrix} \varepsilon_x & 0 & 0 \\ 0 & \varepsilon_y & 0 \\ 0 & 0 & \varepsilon_z \end{bmatrix} \quad \text{avec} \quad (I-23)$$

$$\varepsilon_x = \varepsilon_y = \varepsilon = \frac{a_{Substrat} - a_{GaInAs}}{a_{GaInAs}}$$

$$\text{et} \quad \varepsilon_z = -2 \frac{C_{12}}{C_{11}} \varepsilon$$

La déformation de la maille peut être décrite comme la somme de déformations résultants de l'action d'une contrainte hydrostatique et de l'action d'une contraintes uniaxiales ( $\text{tr}[\varepsilon_{\text{cis}}]=0$ ). Les matrices de déformations liées à ces deux contraintes sont définies par :

$$[\varepsilon_{\text{hyd}}] = \frac{1}{3} \text{tr}[\varepsilon] I \quad \text{où } I \text{ est la matrice identité et} \quad (\text{I-24})$$

$$[\varepsilon_{\text{uni}}] = [\varepsilon] - [\varepsilon_{\text{hyd}}] \quad (\text{I-25})$$

### **I.2.3.4.3. Effet de la contrainte sur les propriétés physiques des matériaux**

Dans cette partie, nous nous intéresserons au cas d'une contrainte de compression ( $\varepsilon < 0$ ). En effet, dans le cas des structures PM sur GaAs ou PM sur InP, le canal possède dans son état non contraint un paramètre de maille supérieur à celui du substrat.

#### **I.2.3.4.3.1. Modification de la structure de bande**

Sous l'effet d'une contrainte en compression, la structure de bande du matériau se modifie, ce qui se traduit (Figure I-11) :

- par un accroissement de la largeur de bande interdite sous l'effet de la contrainte hydrostatique.
- par la levée de la dégénérescence des bandes de valence de trous lourd et de trous légers liée à la contrainte uniaxiale.

D'après les équations I-8-I-11, les évolutions de la structure de bande en fonction de la contrainte s'expriment en fonction des potentiels de déformation et de la désadaptation  $\varepsilon$  par [33]

$$\Delta E_{g,\text{hyd}} = -2a \frac{C_{11} - C_{12}}{C_{11}} \varepsilon \quad (\text{I-26})$$

$$\Delta E_{LH} = -b \frac{C_{11} + 2C_{12}}{C_{11}} \varepsilon \quad (\text{I-27})$$

Dans ces équations,  $\Delta E_{LH}$  et  $\Delta E_{g,hyd}$  traduisent respectivement le mouvement relatif des bandes de trous légers par rapport à la bande de valence non dégénérée et la modification de la largeur de bande interdite du fait de la contrainte hydrostatique.

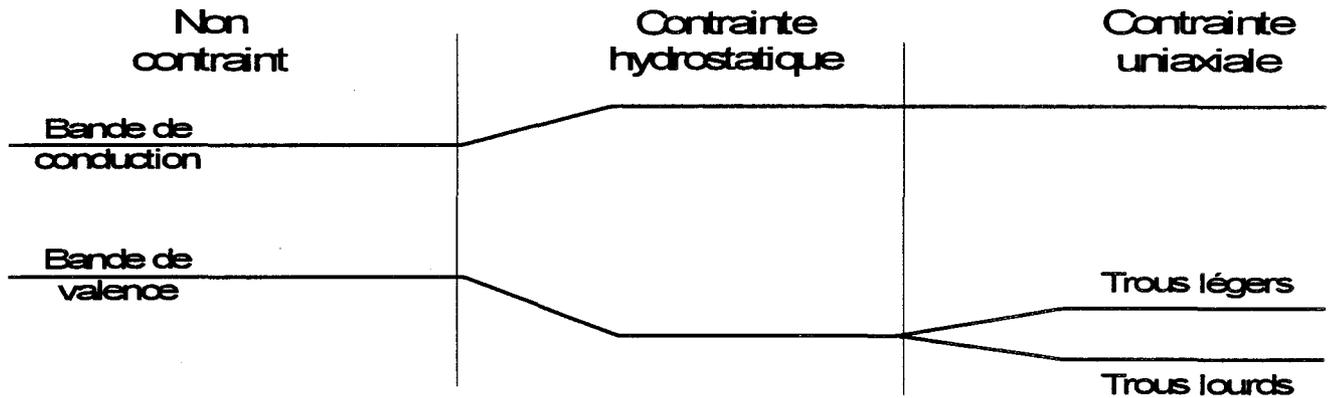


Figure I-11 : Modification de la structure de bande sous l'effet d'une contrainte (décomposée en une contrainte hydrostatique et une contrainte uniaxiale).

La largeur de bande interdite d'un matériau pseudomorphique est donc donnée par :

$$E_g = E_{g0} + \left( 2a \frac{C_{11} - C_{12}}{C_{11}} - b \frac{C_{11} + 2C_{12}}{C_{11}} \right) \varepsilon \quad (I-28)$$

où  $E_{g0}$  est la largeur de bande interdite du matériau non contraint

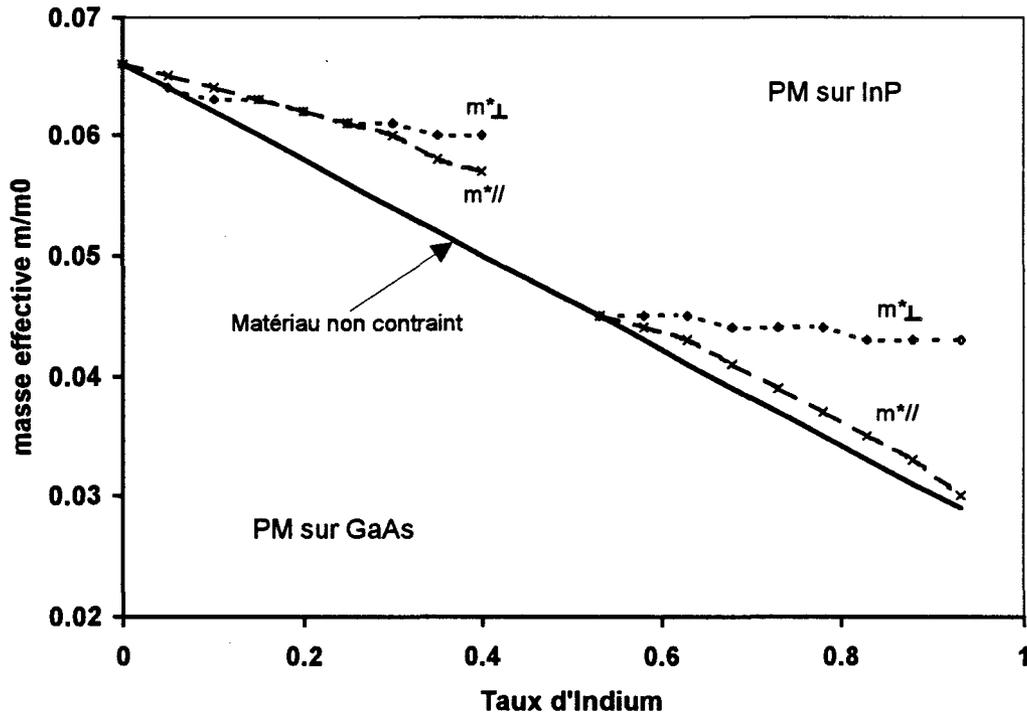
et  $\varepsilon$  est la désadaptation du matériau avec le substrat.

#### 1.2.3.4.3.2. Modification des propriétés de transport

Les déformations distinctes de la maille dans les plans parallèle et perpendiculaire au plan de croissance induisent des anisotropies dans le diagramme de bande. Ceci se traduit notamment par des masses effectives des porteurs qui diffèrent selon la direction de propagation, parallèle ou perpendiculaire au plan de croissance. Le calcul de ces masses effectives par la méthode des liaisons fortes [34] pour le GaInAs PM sur GaAs ou PM sur InP, et pour différents taux d'indium a montré (Figure I-12) :

- dans le plan perpendiculaire au plan de croissance, la masse effective reste très proche

de la masse effective du matériau adapté en maille avec le substrat. Ceci peut s'expliquer simplement par le fait que dans cette direction, le paramètre de maille du matériau est celui du substrat.



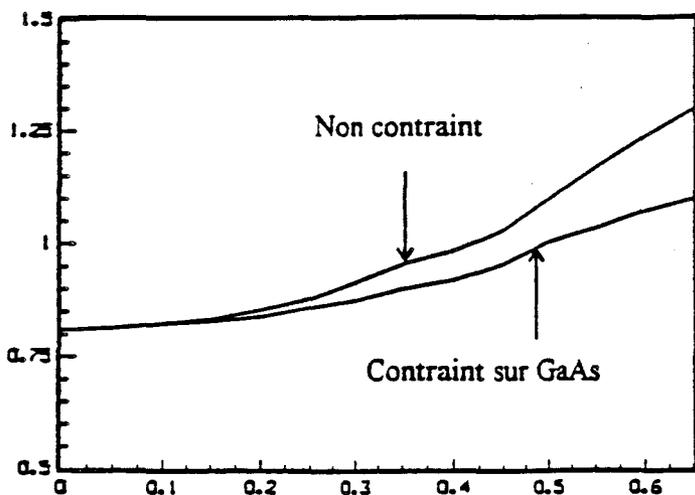
*Figure I-12 : Evolutions des masses effectives des électrons dans le GaInAs dans les plans parallèle et perpendiculaire de l'hétérojonction en fonction du taux d'indium pour le matériau non contraint et pseudomorphique.*

- dans le plan parallèle au plan de l'hétérojonction, la masse effective des porteurs diminue lorsque le taux d'indium augmente en étant cependant supérieure à celle du matériau non contraint.

L'évolution du transport électronique du fait de la contrainte a été étudiée par Thobel et Baudry [32,35] par simulations Monte-Carlo. Cette étude réalisée pour le GaInAs pseudomorphique sur GaAs et InP a montré (Figure I-13) :

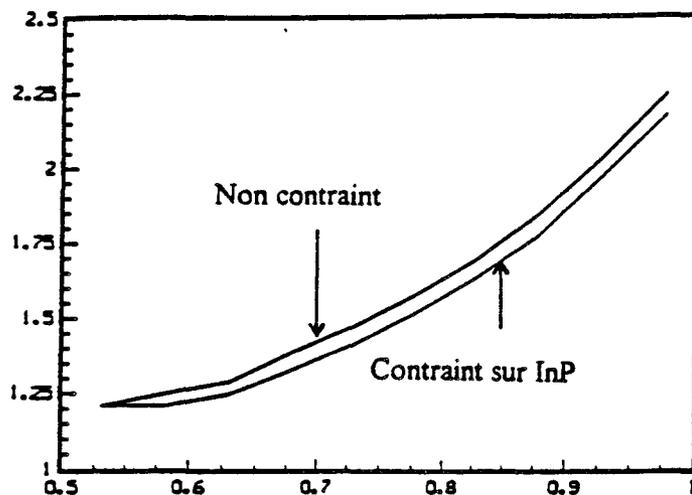
- dans le cas du GaInAs PM sur GaAs, les améliorations de la mobilité et de la vitesse pic en comparaison des propriétés de transport du GaAs, ne sont sensibles que pour des taux d'indium supérieurs à 25%. Par ailleurs, pour ces taux d'indium, on peut constater une dégradation importante des propriétés de transport entre les matériaux contraint et non contraint.

Mobilité ( $\text{m}^2/\text{V.s}$ )



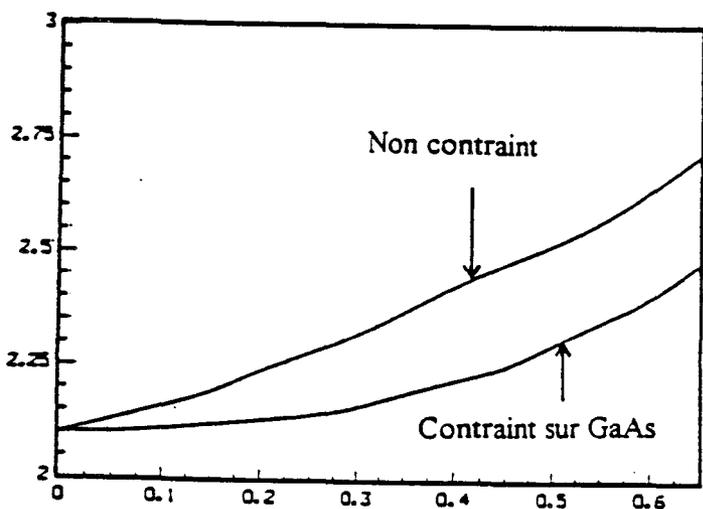
Composition en Indium

Mobilité ( $\text{m}^2/\text{V.s}$ )



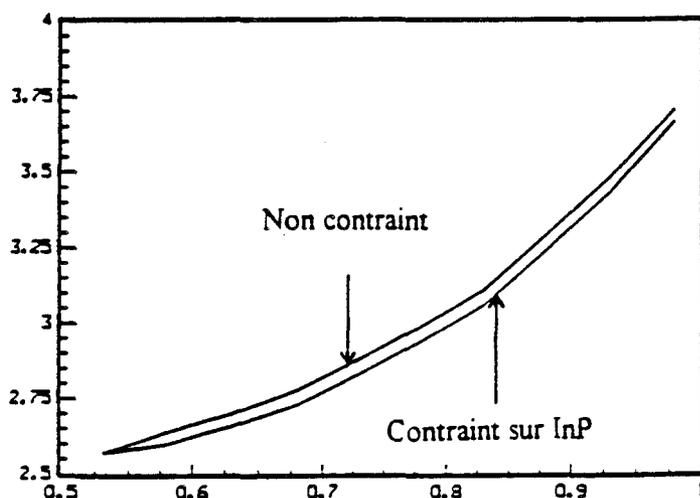
Composition en Indium

Vitesse pic ( $\text{cm/s}$ )



Composition en Indium

Vitesse pic ( $\text{cm/s}$ )



Composition en Indium

Figure I-13 : Mobilité et vitesse pic des électrons calculées par la méthode de Monte-Carlo dans le  $\text{GaInAs}$  non contraint et pseudomorphique sur  $\text{InP}$  et sur  $\text{GaAs}$ .

- contrairement au cas PM sur GaAs, les propriétés de transport du GaInAs PM sur InP deviennent rapidement supérieures à celles du matériau adapté en maille et ce pour des taux d'indium supérieurs à 60%. De plus la dégradation des propriétés de transport entre les matériaux contraint et non contraint est beaucoup moins prononcée.

### **1.3. Hétérojonctions et discontinuité de bande de conduction**

#### **1.3.1. Ga<sub>1-x</sub>Al<sub>x</sub>As/GaAs**

De nombreuses études ont été réalisées sur cette hétérojonction [36,37]. Il en ressort que la discontinuité de bande de conduction pour les compositions d'aluminium où le gap est direct ( $x < 0.44$ ) est de l'ordre de  $0,6 \Delta E_g$ , où  $\Delta E_g$  est la différence entre les largeurs de bande interdite du GaAlAs et du GaAs. On a alors :

$$\text{pour } x < 0.44 \quad \Delta E_c = 0,6 \cdot \Delta E_g^\Gamma(x) = 0,693x + 0,222x^2 \text{ (eV)} \quad (\text{I-29})$$

Pour les applications HEMT « conventionnel » (GaAs/GaAlAs/GaAs) avec des taux d'aluminium de l'ordre de 25%, la discontinuité de bande de conduction est alors de 0.2eV.[36]

#### **1.3.2. Ga<sub>1-y</sub>Al<sub>y</sub>As/Ga<sub>1-x</sub>In<sub>x</sub>As**

Les discontinuités de bande de valence et de bande de conduction pour cette hétérojonction ont été étudiées par Arent [38] en fonction du taux d'indium et du taux d'aluminium des deux matériaux. Cette étude a montrée une évolution importante du rapport  $\Delta Q_c = \Delta E_c / \Delta E_g$  avec la composition des différents matériaux.

Dans la gamme de composition correspondant aux applications composant pseudomorphique sur GaAs, le rapport  $\Delta Q_c$  est de l'ordre de à 0,7. Ceci se traduit par une discontinuité de bande de conduction de 0,3 eV pour l'hétérojonction Ga<sub>0.8</sub>Al<sub>0.2</sub>As/Ga<sub>0.75</sub>In<sub>0.25</sub>As.

#### **1.3.3. Al<sub>0.47</sub>In<sub>0.53</sub>As/Ga<sub>1-x</sub>In<sub>x</sub>As pseudomorphique sur InP**

Récemment, Huang [39] a publié des résultats pour ces hétérojonctions. Il a déduit de ses mesures une loi linéaire pour la discontinuité de bande de conduction pour des taux d'indium supérieurs à 58%.

$$x > 0,58 \quad \Delta E_c \approx 0,344 + 0,487x \quad (\text{eV}). \quad (\text{I-30})$$

Cette formule donne pour un taux d'indium de 65%, une discontinuité de bande de conduction de 0,66 eV.

### I.3.4. Al<sub>1-y</sub>In<sub>y</sub>As/Ga<sub>1-x</sub>In<sub>x</sub>As métamorphique et adapté en maille sur InP

La Figure I-14 représente la discontinuité de bande de conduction pour les matériaux métamorphiques AlInAs/GaInAs en fonction du taux d'indium du GaInAs. Dans toute la gamme de composition, le taux d'indium de l'AlInAs est pris de tel sorte que les deux matériaux soient adaptés en maille. Cette discontinuité a été calculée en considérant qu'elle représentait 66% de la différence entre les largeurs de bande interdite des deux matériaux. Cette figure nous montre l'intérêt des hétérojonctions métamorphiques avec des taux d'indium de l'ordre de 30%. En effet, pour ces taux d'indium qui correspondent à la transition gap direct-gap indirect pour l'AlInAs, la discontinuité de bande de conduction est de l'ordre de 0,7 eV.

Dans le cas particulier des matériaux adaptés en maille sur InP (Ga<sub>0.47</sub>In<sub>0.53</sub>As/Al<sub>0.48</sub>In<sub>0.52</sub>As), la discontinuité de bande de conduction est de 0,53 eV, ce qui est en bon accord avec les différentes valeurs reportées dans la littérature [40].

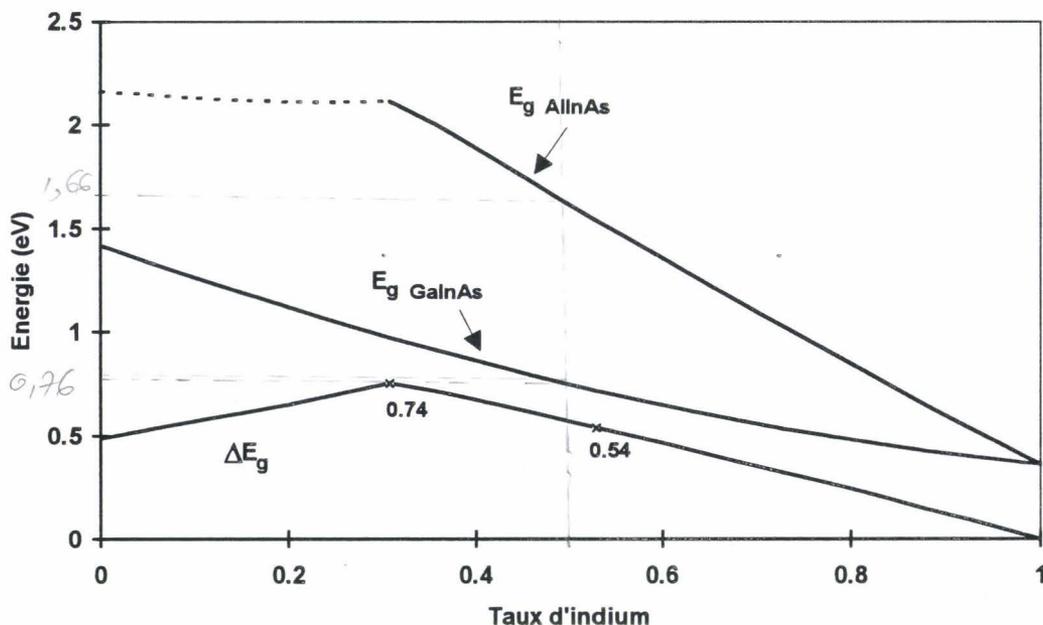
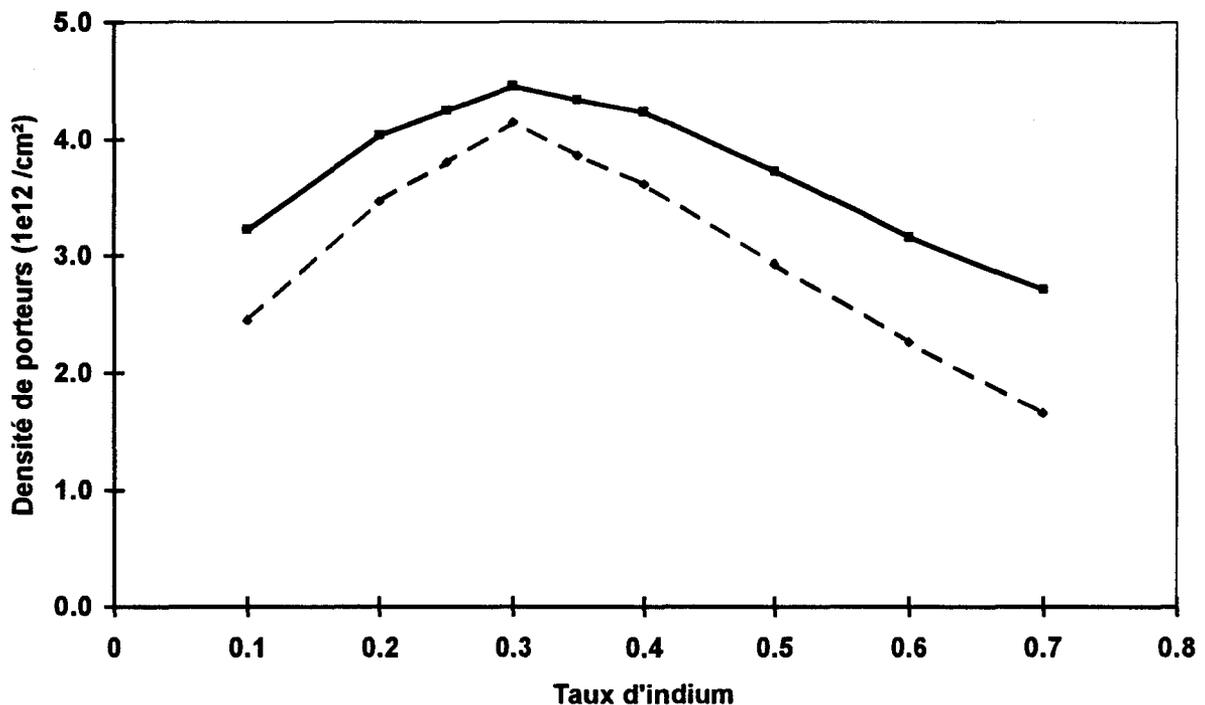


Figure I-14: Discontinuité de bande de conduction pour l'hétérojonction AlInAs/GaInAs métamorphique.

## I.4. Densité de porteurs

La Figure I-15 représente les résultats de l'étude théorique des hétérojonctions AlInAs/GaInAs métamorphiques non contraintes par la résolution autocohérente des équations de Schrödinger et de Poisson. Ces hétérojonctions sont très prometteuses avec pour un taux d'indium de 30 %, où se situe le maximum de la discontinuité de bande de conduction, une densité de porteurs dans le gaz d'électrons de l'ordre de  $4 \cdot 10^{12} \text{ cm}^{-2}$ . En comparaison, les densités de porteurs des structures pseudomorphiques sur GaAs, adapté en maille ou PM sur InP sont de l'ordre de  $3 \cdot 10^{12} \text{ cm}^{-2}$ .



*Figure I-15 : Densité de porteurs dans le gaz d'électrons bidimensionnel pour les hétérojonctions métamorphiques non contraintes AlInAs/GaInAs calculée par la résolution auto cohérente des équations de Schrödinger et de Poisson en fonction du taux d'indium. La courbe en plein correspond à un taux d'activation pour les donneurs de 100%. La courbe en pointillé prend en compte une activation incomplète du Si incorporé.*

## I.5. Comparaison des différentes filières

Le tableau ci-dessous récapitule les caractéristiques importantes des hétérojonctions et des matériaux constituant les différentes structures HEMT.

Filière	Masse effective ( $m^*/m_0$ ) dans le canal	$\Delta E_c$ (eV)	$N_s$ ( $10^{12} \text{ cm}^{-2}$ )
« Conventionnelle » GaAl <sub>25</sub> As/GaAs	0.067	0.2	<1
Pseudomorphique sur GaAs GaAl <sub>20</sub> As/GaIn <sub>25</sub> As/GaAs	$m^*_{//}=0.061$	0.3	$\approx 1.5$
Adapté en maille sur InP Al <sub>48</sub> In <sub>52</sub> As/Ga <sub>47</sub> In <sub>53</sub> As/InP	0.041	0.52	$\approx 3$
Pseudomorphique sur InP Al <sub>48</sub> In <sub>52</sub> As/Ga <sub>1-x</sub> In <sub>65</sub> As/InP	0.036	0.66	$\approx 3$
Métamorphique Al <sub>71</sub> In <sub>29</sub> As/Ga <sub>70</sub> In <sub>30</sub> As/GaAs	0.053	0.74	$\approx 4$

*Tableau I-10 : Comparaison des masses effectives, de la discontinuité de bande de conduction et de la densité de porteurs dans le gap d'électrons pour les différentes filières HEMT.*

On peut constater la supériorité des filières basées sur les hétérojonctions AlInAs/GaInAs en termes de masse effective et de discontinuité de bande de conduction. Les Figure I-16 et Figure I-17 regroupent l'état de l'art des fréquences de coupure  $f_t$  et des facteurs minimum de bruit en fonction de la longueur de grille, pour les différentes filières. On retrouve sur ces deux figures la supériorité des hétérojonctions AlInAs/GaInAs avec une fréquence de coupure du gain en courant de 340 GHz avec un HEMT pseudomorphique sur InP [41]. Le record en matière de bruit est également détenu par un HEMT pseudomorphique sur InP, avec un facteur de bruit de 1.3 dB avec un gain associé de 8.2 dB à une fréquence de 95 GHz [42].

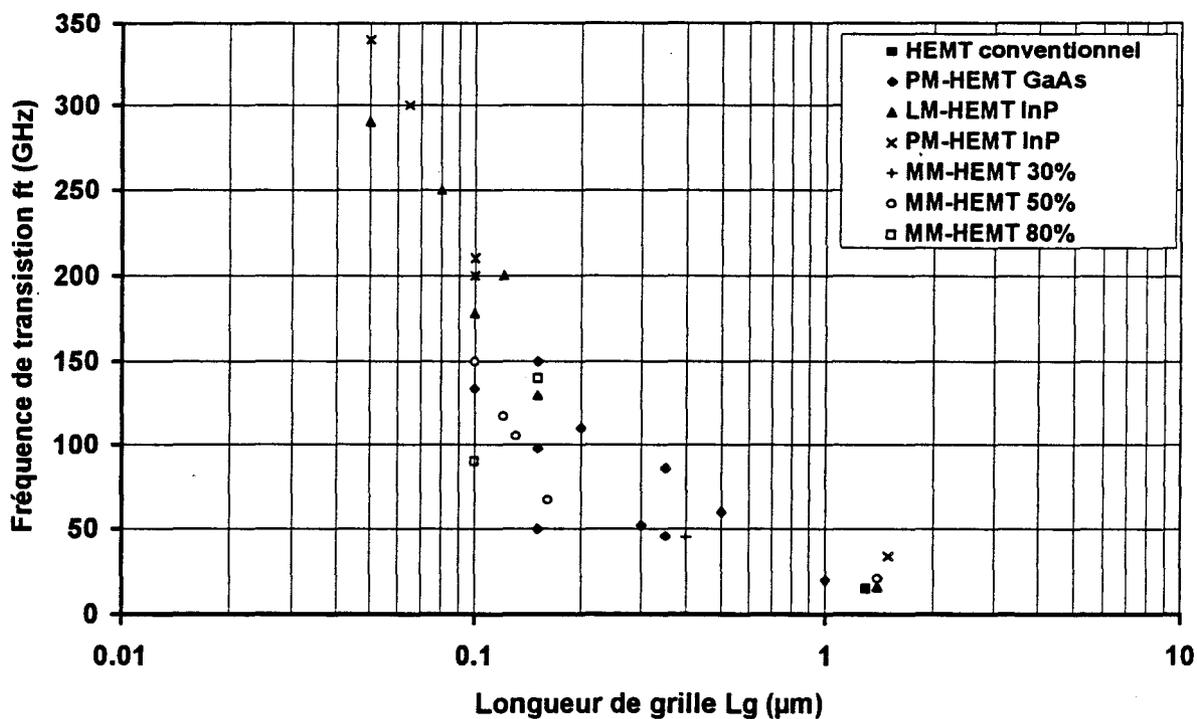


Figure I-16 : Etat de l'art pour la fréquence de transition de  $|h_{21}|^2, f_t$ .

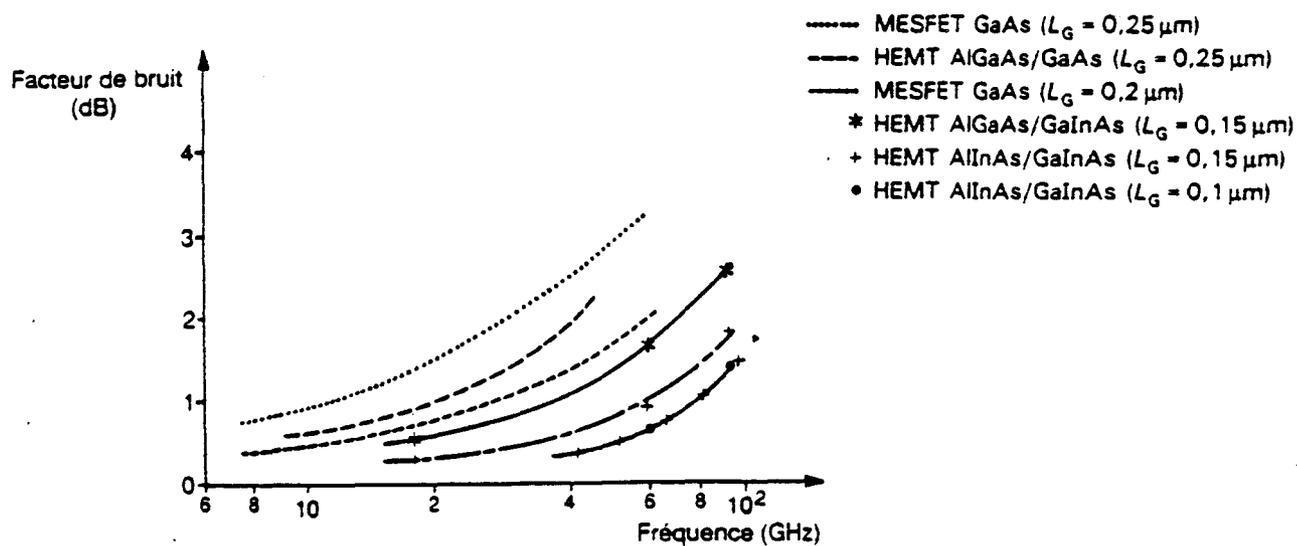


Figure I-17 : Etat de l'art pour le facteur minimum de bruit.

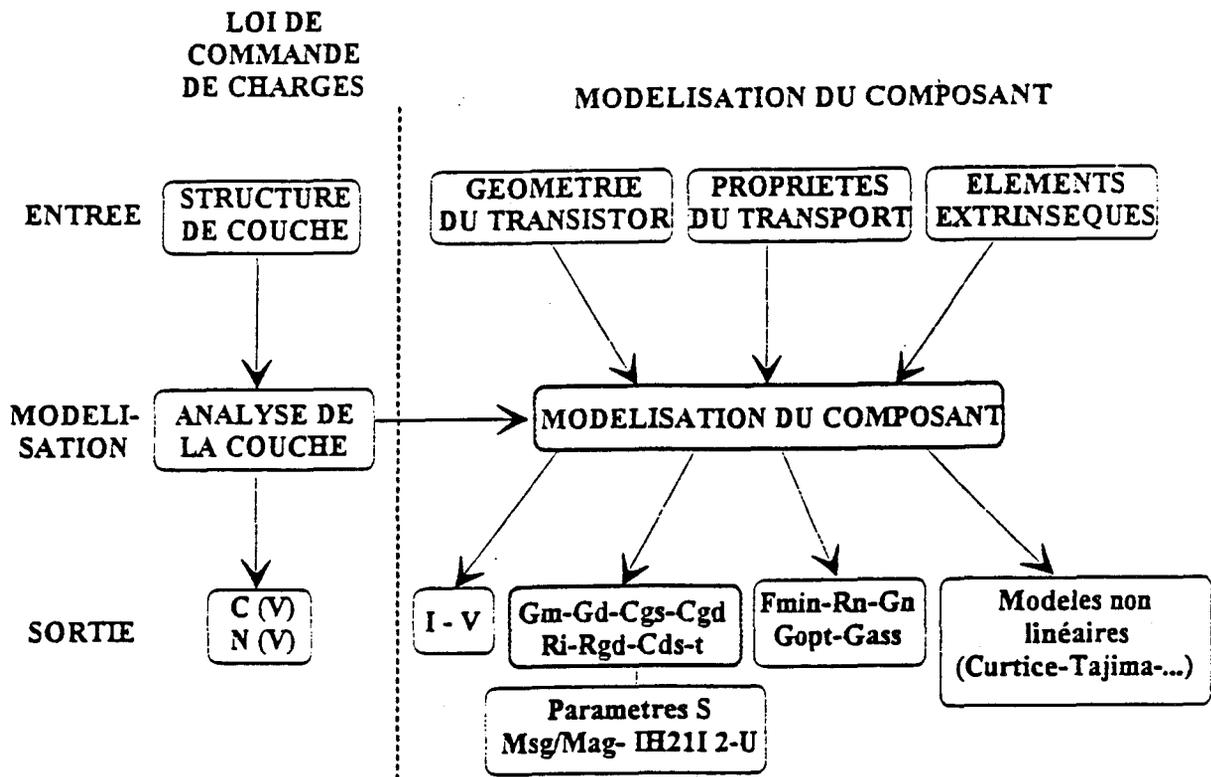
## **I.6. Potentiel des HEMTs métamorphiques pour des applications faible bruit.**

Nous avons vu que les caractéristiques des structures métamorphiques, en termes de discontinuité de bande de conduction et de mobilité, étaient intéressantes. Cependant le champ d'application de ces structures est très vaste, avec la possibilité de choisir le paramètre de maille de la couche tampon, le taux d'indium des couches actives et la nature du canal (pseudomorphique ou adapté en maille avec la couche tampon). Afin d'évaluer le potentiel des structures métamorphiques pour lesquelles les couches actives sont non contrainte, une étude comparative en fonction du taux d'indium a été réalisée par H. Happy [43] en utilisant le logiciel HELENA [44].

### **I.6.1. HELENA**

Le logiciel HELENA (**HEMT ELE**ctrical properties and Noise Analysis) a été développé au sein du laboratoire par H. Happy. Il permet de simuler les caractéristiques électriques et les performances de bruit de toutes les structures HEMTs présentées dans ce mémoire (conventionnelle, pseudomorphique sur GaAs ou sur InP, adaptée en maille sur InP et métamorphique). Ce logiciel est basé sur un modèle quasi bidimensionnel qui permet de tenir compte au maximum des phénomènes physiques. L'organigramme de la Figure I-18 permet de comprendre la philosophie de ce modèle. Dans un premier temps, en tenant compte de la structure verticale du transistor, le programme fournit la commande de charge du composant.

Dans la deuxième partie du programme, la loi de commande de charge obtenue est utilisée pour étudier le transport dans le composant selon l'axe source-drain en considérant la conservation du courant. En considérant la géométrie du transistor, les éléments extrinsèques ainsi que les paramètres matériau, le programme fournit les caractéristiques continues, hyperfréquences et de bruit du composant simulé. Les paramètres matériau utilisés par HELENA (mobilité, vitesse de saturation, coefficient de diffusion) sont le résultats de simulations Monte-Carlo [31, 34].



*Figure I-18 : Organigramme du logiciel HELENA*

### **I.6.2. Comparaison des différentes structures métamorphiques**

Cette étude porte sur des structures métamorphiques non contraintes. On considère donc que les couches actives AlInAs/GaInAs sont adaptées en maille avec la couche tampon. Quatre composants, avec des taux d'indium distincts (30, 40, 53 et 60 %) ont été étudiés. Les taux d'indium donnés sont ceux du GaInAs. Dans les quatre cas, la structure de la couche est identique à celle présentée sur la Figure I-19.

Le plan de dopage  $5 \cdot 10^{12} / \text{cm}^2$  est simulé par une fine couche de 25 Å très dopée  $2 \cdot 10^{20} \text{ cm}^{-3}$  qui est soustraite à l'épaisseur de la couche Schottky. La topologie du transistor ainsi que les éléments extrinsèques utilisés pour la simulation sont regroupés sur la Figure I-20 et dans le Tableau I-11. Les résistances parasites de grille ( $R_g=1 \Omega$ ), de source et de drain ( $R_s=R_d=0,2 \Omega \cdot \text{mm}$ ) sont identiques pour les quatre transistors et sont comparables aux résistances mesurées pour ces structures (chapitre III). Ceci permet de comparer les transistors intrinsèques tout en ayant un résultat de simulation crédibles. L'épaisseur de la couche

Schottky a été choisie en considérant les résultats d'attaque sélective présentés dans le chapitre III, c'est à dire en prenant en compte la sur gravure observée dans le cas de grilles courtes.

100 Å	GaIn <sub>x</sub> As	5.10 <sup>18</sup> cm <sup>-3</sup>
150 Å	AlIn <sub>x</sub> As	mid
	δ doped (Si)	5.10 <sup>12</sup> cm <sup>-2</sup>
50 Å	AlIn <sub>x</sub> As	mid
250 Å	GaIn <sub>x</sub> As	mid
1000 Å	AlIn <sub>x</sub> As	mid
GaAs (S-I)		

Figure I-19 : Structure de la couche simulée.

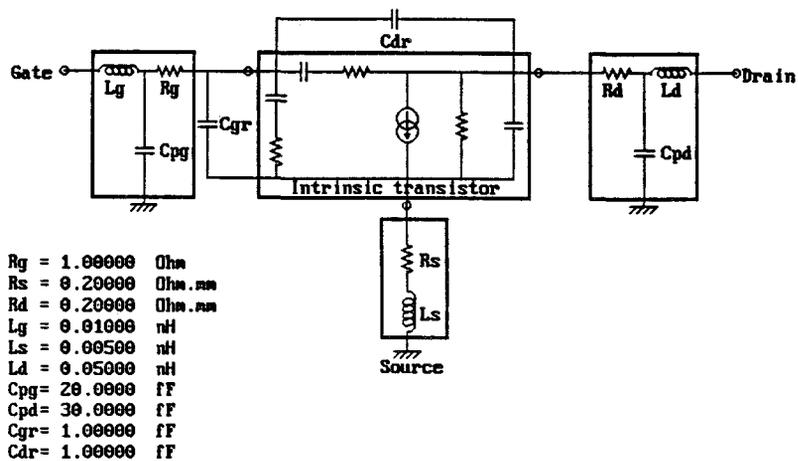
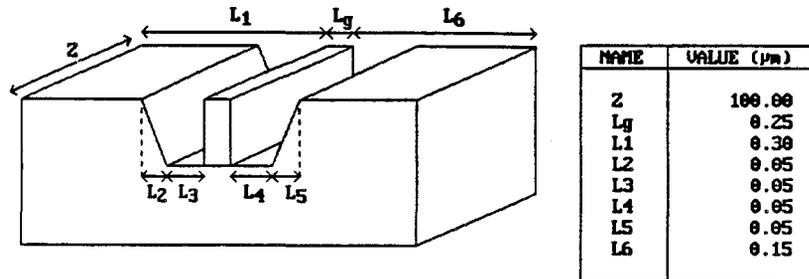


Figure I-20 : Topologie et paramètres extrinsèques du transistor simulé.

% d'indium	Vb, potentiel de Built-In (V)	Rc ( $\Omega$ .mm)	Rg( $\Omega$ )	Rs( $\Omega$ .mm)
30	0.75	0.2	1	0.2
40	0.65	0.2	1	0.2
53	0.55	0.2	1	0.2
60	0.45	0.2	1	0.2

*Tableau I-11 : Paramètres utilisés pour la simulation.*

### **I.6.3. Résultats**

La structure des composants simulés étant la même pour les quatre taux d'indium, les valeurs de la transconductance maximum sont similaires dans les quatre cas avec une transconductance intrinsèque de 2 S/mm. Le Tableau I-12 regroupe les différents résultats de simulation obtenus à savoir la fréquence de coupure du gain en courant intrinsèque  $f_c$ , ainsi que les fréquence de transition de  $|h_{21}|^2$  et du gain unilatéral U,  $f_t$  et  $f_{max}$ .

% d'indium	Gm max (S/mm)	$f_c$ (GHz)	$f_t$ (GHz)	$f_{max}$ (GHz)
30	2	200	94	290
40	2	260	102	315
53	2	270	99	315
60	2	270	102	330

*Tableau I-12 : Résultats de simulation pour les différents composants métamorphiques.*

Le résultat le plus intéressant de cette étude se situe au niveau des performances de bruit. En effet, le facteur minimum de bruit  $f_{min}$  des quatre composants en fonction de la fréquence est représenté sur la Figure I-21. Cette comparaison est réalisée pour la même densité de courant pour les composants à 110 GHz. Le meilleur résultat est obtenu avec la composition 40% d'indium. Ce résultat peut s'expliquer au travers des évolutions contraires de

la mobilité des électrons dans le canal de GaInAs et de la discontinuité de bande de conduction de l'hétérojonction AlInAs/GaInAs avec le taux d'indium. En effet, comme nous l'avons vu précédemment, la mobilité augmente avec le taux d'indium alors que la discontinuité de bande de conduction diminue. Ainsi dans cette étude, la composition 40% d'indium constitue le meilleur compromis entre la mobilité et la discontinuité de bande de conduction pour des applications faible bruit. Ce résultat est encore bien inférieur aux résultats obtenus en terme de bruit avec les structures pseudomorphiques AlInAs/GaInAs/InP (Figure I-17), cependant les structures métamorphiques 40% d'indium, étant donné la largeur de bande interdite du GaInAs, sont d'excellents candidats pour des applications hyperfréquences faible bruit dans le domaine de la puissance.

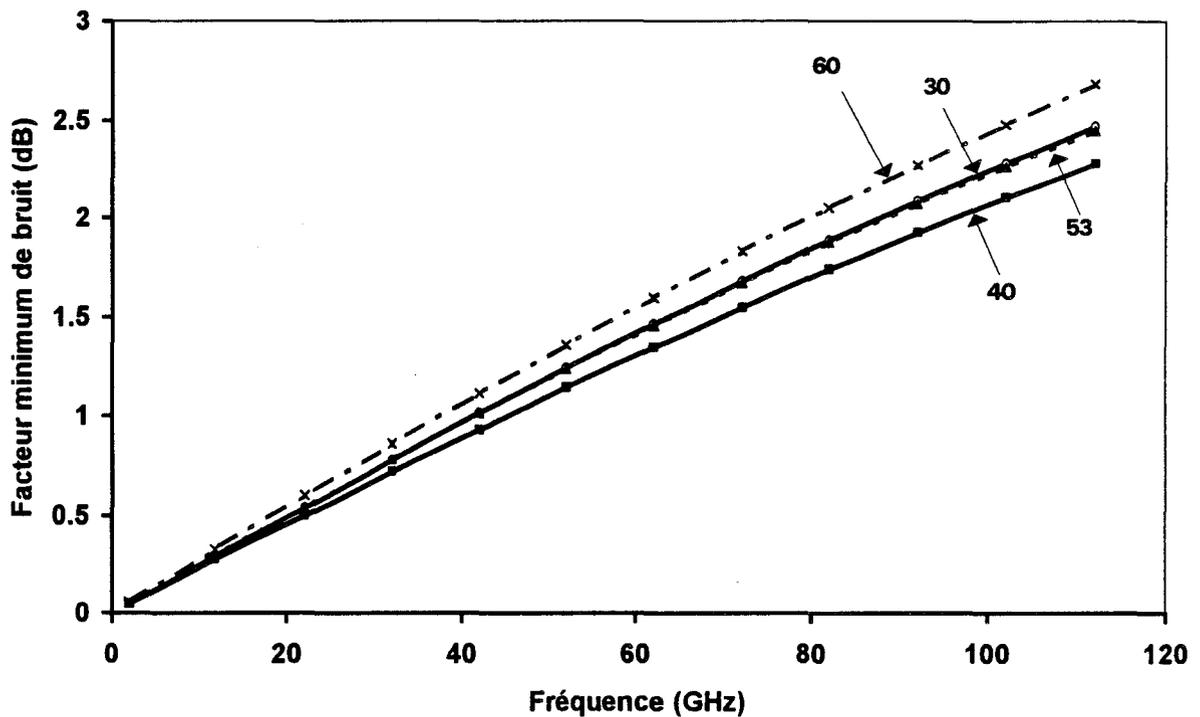


Figure I-21 : Facteur minimum de bruit en fonction de la fréquence pour une densité de courant de 50 mA/mm.

## **I.7. Conclusion**

Nous avons vu dans ce chapitre, au travers d'une étude matériau, d'une étude des hétérojonctions et de la comparaison des composants constituant l'état de l'art, la supériorité des composants à hétérojonction AlInAs/GaInAs pour des applications hyperfréquences et faible bruit. Cependant ces différentes études ont également mis en avant les limitations des filières adaptées en maille ou pseudomorphique sur InP qui sont essentiellement liées à la faible largeur de bande interdite du GaInAs. Les problèmes d'ionisation par impact, de courant de fuite de grille et la difficulté de réaliser des composants de puissance constituent les principales limitations de ces deux filières. Les composants métamorphiques sur GaAs apparaissent comme une bonne solution pour palier à ces manques. La composition 40 % d'indium semble d'après les simulations un bon compromis pour la réalisation de composants de puissance, dans le domaine hyperfréquences et faible bruit. Par ailleurs, l'idée même des structures métamorphiques qui permet de réaliser les même composants que sur substrat InP est très attractive du point de vue économique, puisqu'elle permet de s'affranchir des problèmes liés à ce substrat (fragilité, diamètre du substrat limité à 3 pouces et le coût élevé). Cependant, si les structures métamorphiques sont très attractives, de nombreux problèmes se posent notamment au niveau de la croissance des couches épitaxiées ou au niveau des différentes étapes technologiques nécessaires pour la réalisation de composants. Ces différents points font l'objet des chapitres suivants.

## Bibliographie du chapitre I

- [1]. P. M. Solomon, and H. Morkoç, *IEEE Trans. Electron Dev.* ED **31**, 1015 (1984).
- [2]. L. D. Nguyen, L. E. Larson, and U. K. Mishra, *Proc. IEEE*, 494 (1992).
- [3]. K. Lee, and M. Shur, *J. Appl. Phys.* **54**, 2093 (1983).
- [4]. D. Delagebeaudeuf, and T. Linh, *IEEE Trans. Electron Dev.* ED **29**, 955 (1982).
- [5]. K. Hirokawa, H. Sukaki, and Yoshino, *Appl. Phys. Lett.* **45**, 253 (1984).
- [6]. *Technique de l'ingénieur* (E 2490).
- [7]. K. Lee, M. Shur, T. J. Drummond, and H. Morkoç, *IEEE Trans. Electron Dev.* ED **30**, 207 (1983).
- [8]. M. C. Foisy, P. J. Tasker, B. Hughes, and L. F. Eastman, *IEEE Trans. Electron Dev.* ED **35**, 871 (1988).
- [9]. K. Lee, M. Shur, T. J. Drummond, and H. Morkoç, *IEEE Trans. Electron Dev.* ED **31**, 29 (1984).
- [10]. *Physical Properties of Semiconductors*, C. M. Wolfe, N. Holonyak Jr., G. E. Stillman, 59 (1989).
- [11]. S. Adachi, and K. Oe, *J. Electrochem. Soc. Solid State and Technol.* **130**, 2427 (1983).
- [12]. M. S. Abrahams, J. Blanc, and C. J. Buiocchi, *Appl. Phys. Lett.* **21**, 185 (1972).
- [13]. T. P. E. Broekaert, and C. J. Fonstad, *IEEE Trans. Electron Dev.* ED **39**, 533 (1992).
- [14]. H. Miyamoto, T. Nakayama, E. Oishi, and N. Samoto, *Inst. Phys. Conf. Ser.* **136**, 59 (1993).
- [15]. S. Adachi, *J. Appl. Phys.* **58**, R1 (1985).
- [16]. S. Adachi, *J. Appl. Phys.* **53**, 8775 (1982).
- [17]. K. P. O'Donnel, and X. Chen, *Appl. Phys. Lett.* **58**, 2924 (1990).
- [18]. *Indium Phosphide and Related Materials, Processing Technology and Devices*, Avishay Katz (1992).
- [19]. C. Van der Walle, *Phys. Rev. B* **39**, 1871 (1989).
- [20]. J. D. Van Vechten, *Phys. Rev. B* **1**, 3351 (1970).
- [21]. R. E. Nahory, M. A. Pollack, and W. D. Johnston Jr., *Appl. Phys. Lett.* **33**, 659 (1978).
- [22]. K. Nakajima, A. Yamaguchi, K. Akita, and T. Kotani, *J. Appl. Phys.* **49**, 5944 (1978).
- [23]. H. J. Lee, L. Y. Juravel, and J. C. Woolley, *Phys. Rev. B* **21**, 659 (1980).
- [24]. H. A. Zarem, J. A. Lebens, K. B. Nordstrom, P. C. Sercel, L. E. Eng, A. Yariv, and K. J. Vahala, *Appl. Phys. Lett.* **55**, 2622 (1989).
- [25]. J. C. Bourgoin, and A. Mauger, *Appl. Phys. Lett.* **53**, 749 (1988).
- [26]. E. Calleja, A. Gomez, and E. Munoz, *Appl. Phys. Lett.* **52**, 383 (1988).
- [27]. *Appl. Phys. Lett.* **61**, 1116 (19--).

- [28]. K. W. Carey, *Appl. Phys. Lett.* **55**, 140 (1989).
- [29]. D. Olego, T. Y. Chang, E. Silberg, E. A. Caridi, and A. Pinczuk, *Appl. Phys. Lett.* **41**, 476 (1982).
- [30]. T. P. Pearsall, *IEEE Journal of Quantum Electronics* **QE 16**, 709 (1980).
- [31]. K. Alavi, and R. L. Aggarwal, *Phys. Rev. B* **21**, 1311 (1980).
- [32]. L. Baudry, DEA d'électronique, Université de Lille I, 1989.
- [33]. H. Asai, and K. Oe, *J. Appl. Phys.* **54**, 2052 (1983).
- [34]. G. I. Ng, D. Pavlidis, M. Jaffe, J. Singh, H. F. Chau, *IEEE Trans. Electron Dev.* **ED 36**, 2249 (1989).
- [35]. J. L. Thobel, Thèse de Doctorat, Université de Lille I, 1988.
- [36]. K. Taira, C. Takano, H. Kawai, and M. Arai, *IEEE Trans. Electron Dev.* **ED 34**, 2040 (1987).
- [37]. A. Eisenbeiss, and H. Heinrich, *Appl. Phys. Lett.* **50**, 1583 (1987).
- [38]. D. J. Arent, *Phys. Rev. B* **41**, 9843 (1989).
- [39]. J. H. Huang, and T. Y. Chang, *Appl. Phys. Lett.* **60**, 733 (1992).
- [40]. R. People, K. W. Wecht, K. Adavi, and A. Y. Cho, *Appl. Phys. Lett.* **43**, 118 (1983).
- [41]. L. D. Nguyen, A. S. Brown, M. A. Thompson, and L. M. Jelloian, *IEEE Trans. Elect. Dev.* **36** (10), (1992).
- [42]. K. L. L. Tan., T. C. Streit, P. D. Chow, R. M. Dia, A. C. Han, P. H. Liu, D. Garske, and R. Lai, *IEDM 91*, 239 (1991).
- [43]. H. Happy, soumis pour publication.
- [44]. H. Happy, Thèse de Doctorat, Université de Lille I, 1992.

# **CHAPITRE II**

## **CROISSANCE ET CARACTERISATION DES STRUCTURES HEMT**

Dans ce chapitre, nous traiterons de la réalisation des différentes couches HEMT utilisées dans ce travail. Pour mieux comprendre les difficultés liées à la croissance de ces différentes structures, et notamment des structures métamorphiques, nous rappellerons brièvement le principe de l'épitaxie par jet moléculaire. Les contraintes liées à la croissance des structures adaptées en maille, pseudomorphiques ou métamorphiques sont présentées. La première partie de ce chapitre est consacrée aux différents outils de caractérisation utilisés dans cette étude. Son objectif n'est pas de les décrire précisément, mais pour chacun d'eux d'en montrer le principe et les paramètres analysés.

## **II.1. Caractérisation**

### **II.1.1. Double diffraction X**

La double diffraction des rayons X (DDX) est utilisée pour caractériser les paramètres de maille des matériaux épitaxiés, parallèlement et perpendiculairement au plan de croissance. Elle permet également de mesurer la désadaptation entre le substrat et les différentes couches épitaxiées. La détermination de ces paramètres repose sur la diffraction des rayons X sur le réseau cristallin en position de Bragg ( $2d_{hkl} \sin \theta = p \lambda$  où  $d_{hkl}$  est la plus petite distance entre les plans atomiques (hkl) hkl étant les indices de Miller,  $\theta$  est l'angle de Bragg,  $p$  est un entier et  $\lambda$  est la longueur d'onde du faisceau de rayon X). Le choix de plans de réflexion particuliers permet de mesurer ces deux paramètres et de calculer ainsi le coefficient de relaxation défini par :

$$R = \frac{a_{\text{substrat}} - a_{//}}{a_{\text{substrat}} - a_{\text{relaxé}}} \quad (\text{II-1})$$

où  $a_{\text{substrat}}$  est le paramètre de maille du substrat,  $a_{//}$  est le paramètre de maille du matériau mesuré dans le plan de croissance et  $a_{\text{relaxé}}$  est le paramètre de maille du matériau épitaxié non contraint.

### **II.1.2. Photoluminescence**

La photoluminescence est une méthode d'analyse rapide et non destructive qui permet de remonter à la composition des matériaux épitaxiés. Son principe repose sur la mesure du spectre de rayonnement du matériau obtenu par les recombinaisons radiatives des paires électron trou créés par un rayonnement laser. L'énergie correspondant au maximum d'intensité

du spectre correspond à la largeur de bande interdite du matériau étudié. La connaissance de l'expression de la largeur de bande interdite en fonction de la composition permet alors de remonter à la composition. Ceci n'est valable que pour un matériau non contraint. En effet, pour un matériau contraint, nous avons vu que la largeur de bande interdite était modifiée (Pages 18-19,25-26). Pour un tel matériau, avec un taux de relaxation égal à R, la largeur de bande interdite est donnée par :

$$E_g = E_{g,nc} + \left( 2a \frac{C_{11} - C_{12}}{C_{11}} - b \frac{C_{11} + 2C_{12}}{C_{11}} \right) (1 - R) \varepsilon_0 \quad (\text{II-2})$$

où  $\varepsilon_0$  est la désadaptation entre la couche totalement relaxée et le substrat

$\left( \varepsilon_0 = \frac{a_{\text{substrat}} - a_{\text{relaxé}}}{a_{\text{relaxé}}} \right)$  et  $E_{g,nc}$  est la largeur de bande interdite du matériau non contraint. Tous

les termes de ces équations ( $a_{\text{relaxé}}$ ,  $C_{ij}$ ,  $a$ ,  $b$  et  $E_{g,nc}$ ) s'expriment en fonction de la composition d'alliage. La connaissance du coefficient de relaxation permet alors de remonter à la composition du matériau.

Le spectre de photoluminescence donne également des informations sur la qualité du matériau analysé, ce qui peut être caractérisé par la largeur à mi hauteur des pics. Pour un même matériau et à concentration de porteurs égale, un pic étroit est caractéristique d'un matériau de meilleur qualité. Si la photoluminescence s'applique parfaitement aux matériaux à gap direct, dans le cas de matériaux à gap indirect (AlInAs pour des taux d'indium inférieurs à 30%) cette analyse est rendue difficile tout en restant possible, du fait de la recombinaison non radiative des paires électron-trou.

### **II.1.3. Caractérisation électrique**

Pour la réalisation de composants, les propriétés de transport et la densité surfacique de charges dans le canal représentent le critère de qualité des couches épitaxiées. Afin de connaître ces caractéristiques, plusieurs méthodes sont utilisées.

### II.1.3.1. Effet Hall

Considérons un matériau semi-conducteur homogène traversé par un courant  $I_x$ . Sous l'effet d'un champ magnétique perpendiculaire à la surface du matériau ( $B_z$ ), la trajectoire des porteurs est modifiée ce qui se traduit par l'apparition d'une différence de potentiel dans la direction y appelée tension de Hall. Celle-ci est directement reliée à la densité et à la mobilité des porteurs dans le matériau étudié. Dans le principe, la mesure d'effet Hall consiste à déterminer la tension de Hall ( $V_H$ ) pour un courant  $I_x$  et un champ magnétique donné. On définit alors la constante de Hall  $R_H$ , ainsi que la densité de porteurs et la mobilité de Hall  $N_H$  et  $\mu_H$  définies par:

$$R_H = \frac{V_H}{I_x B} = \frac{1}{q N_H} \quad \text{et} \quad R_{carre} = \frac{1}{q N_H \mu_H} \quad (\text{II-3})$$

La mesure préalable de la résistance carré du matériau permet alors de remonter à la mobilité de Hall par  $\mu_H = \frac{1}{q N_H R_{carre}}$ . En pratique ces mesures sont réalisées sur des trèfles de Van der Pauw (Figure II-1). Ces motifs permettent de connaître la résistance carré de la

couche en mesurant les résistances  $R_{AB,CD}$  définies par  $R_{AB,CD} = \left| \frac{V_D - V_C}{I_{AB}} \right|$ . La résistance carré

est alors donnée par  $R_{carre} = \frac{\Pi}{\ln 2} \left( \frac{R_{AB,CD} + R_{BC,DA}}{2} \right) f$  où f est le coefficient de Van der

Pauw et vérifie l'équation :  $\frac{R_{AB,CD} - R_{BC,DA}}{R_{AB,CD} + R_{BC,DA}} = \frac{f}{\ln 2} \operatorname{arcch} \left( \exp \left( \frac{\ln(2/f)}{2} \right) \right)$ .

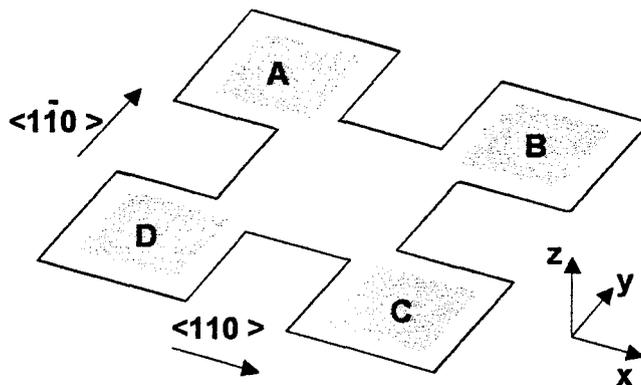


Figure II-1 : Trèfle de Van der Pauw.

Pour un matériau anisotrope, avec des résistances carré distinctes  $R_x$  et  $R_y$  dans les directions  $x$  et  $y$ , on a :

$$\exp\left(-\pi R_{AB,CD} / (R_x R_y)^{1/2}\right) + \exp\left(-\pi R_{BC,DA} / (R_x R_y)^{1/2}\right) = 1 \quad (\text{II-4})$$

$$\text{et } (R_x / R_y)^{1/2} = -\frac{b}{a\pi} \ln\left[\tanh\left(\pi R_{AB,CD} / 16(R_x R_y)^{1/2}\right)\right] \quad (\text{II-5})$$

où  $a$  et  $b$  sont les dimensions de l'échantillon mesuré. Ces deux équations permettent de prendre en compte les anisotropies observées dans les couches métamorphiques. En effet, une distribution asymétrique des dislocations de désadaptation dites dislocations de misfit (voir II.2.3) a été observée pour des structures contraintes le long des directions cristallographiques  $[110]$  et  $[1\bar{1}0]$  [1]. Ceci se traduit par une mobilité plus faible dans la direction  $[110]$  liée à la relaxation anisotrope de la contrainte [2].

Une fois la résistance carré déterminée, la mesure de la constante de Hall permet de remonter à la densité de porteurs et à la mobilité de Hall du matériau. Dans le cas de structures multicouches présentant plusieurs zones de transport, la mobilité et la densité de porteurs de Hall représente une moyenne des propriétés des différentes couches.

$$N_H = \frac{\left(\sum_i \frac{N_i \mu_i}{1 + \mu_i^2 B^2}\right)^2}{\sum_i \frac{N_i \mu_i^2}{1 + \mu_i^2 B^2}} + B^2 \sum_i \frac{N_i \mu_i^2}{1 + \mu_i^2 B^2} \quad (\text{II-6})$$

$$\text{et } \mu_H = \frac{1}{q N_H R_{carré}} \quad (\text{II-7}) \quad \text{avec} \quad R_{carré} = \frac{1}{\sum_i N_i \mu_i} \quad (\text{II-8})$$

Dans le cas d'une structure HEMT, les paramètres intéressants sont la mobilité et la densité de porteurs dans le canal. Pour remonter à ces informations, on considère la structure comme un système à deux couches, la première étant le canal et la seconde représentant une moyenne du « cap layer » et de la couche donneuse. La mesure du couple  $N_H \mu_H$  pour différentes valeurs du champ magnétique permet de remonter aux propriétés des deux couches. Afin d'extraire ces résultats, on utilise un programme qui recherche la meilleure solution pour les couples  $N_i \mu_i$ , en minimisant l'erreur quadratique entre les points de mesure et les valeurs

de  $N_H$  et  $\mu_H$  calculées à partir des équations (II-6-8). L'expérience a montré que pour obtenir une bonne précision sur les valeurs de mobilité et de densité de porteurs dans le canal, la précision de mesure nécessaire est inaccessible avec notre banc de mesure. Pour prendre en compte les incertitudes de mesure, notamment sur le champ magnétique, le programme fourni pour chacun des paramètres extrapolés un intervalle de solutions, tel que l'erreur quadratique pour les couples  $N_i$   $\mu_i$  compris dans ces intervalles soit inférieure à une valeur seuil définie expérimentalement. En général, la précision fournie pour la mobilité et la densité de porteurs dans le canal est inférieure à 10 %.

### II.1.3.2. Magnéto résistance

Nous avons vu que l'application d'un champ magnétique perpendiculairement à la surface d'un semi-conducteur modifiait les trajectoires des porteurs dans la structure. Appliqué à un composant, ceci se traduit par la modification de la résistance  $R_{DS}$  entre la source et le drain. La mesure de magnéto résistance repose sur ce principe et permet de mesurer sur un composant à grille longue ( $>1\mu\text{m}$ ) la mobilité moyenne  $\mu_a$  et la mobilité différentielle  $\mu_d$  en fonction de la tension de grille. Ces deux mobilités sont définies par :

$$\mu_a = \frac{1}{B^2} \left( \frac{R_{ds}(B, V_g)}{R_{ds}(0, V_g)} - 1 \right) \quad (\text{II-9}) \quad \text{et} \quad \mu_d = \frac{1}{B^2} \left( \frac{\frac{\partial(1/R_{ds}(0, V_g))}{\partial V_g}}{\frac{\partial(1/R_{ds}(B, V_g))}{\partial V_g}} - 1 \right) \quad (\text{II-10})$$

où  $R_{ds}(0, V_g)$  et  $R_{ds}(B, V_g)$  sont les résistances entre le drain et la source mesurées pour une tension de grille  $V_g$  avec ou sans champ magnétique  $B$ . Dans le cas d'une structure HEMT où l'on peut considérer plusieurs couches de transport caractérisées par leur densité de porteurs  $N_i$ , leur mobilité  $\mu_i$  et leur capacité  $C_i = \frac{\partial N_i}{\partial V_g}$ ,  $\mu_a$  et  $\mu_d$  s'expriment par :

$$\mu_a^2 = \sum_i \frac{N_i \mu_i^3}{1 + \mu_i^2 B^2} / \sum_i \frac{N_i \mu_i}{1 + \mu_i^2 B^2} \quad (\text{II-11})$$

$$\mu_d^2 = \frac{\sum_i \frac{C_i \mu_i^3}{1 + \mu_i^2 B^2} \left( 1 + \frac{N_i}{\mu_i} \frac{d\mu_i}{dN_i} \times \frac{3 + \mu_i^2 B^2}{1 + \mu_i^2 B^2} \right)}{\sum_i \frac{C_i \mu_i}{1 + \mu_i^2 B^2} \left( 1 + \frac{N_i}{\mu_i} \frac{d\mu_i}{dN_i} \times \frac{1 - \mu_i^2 B^2}{1 + \mu_i^2 B^2} \right)} \quad (\text{II-12})$$

On voit au travers de ces expressions que ces deux mobilités représentent des moyennes très compliquées des caractéristiques des différentes couches de la structure. Cependant dans le cas où la mobilité dans le canal est grande vis à vis des mobilités des autres couches, la mobilité moyenne  $\mu_a$  est proche de la mobilité du gaz d'électron. Par ailleurs, Y Cordier [3] a montré que l'allure de la courbe de la mobilité différentielle en fonction de la tension de grille donnait l'allure de la transconductance du composant mesuré.

### II.1.3.3. C(V)

La mesure de la caractéristique  $C_g(V_g)$  (capacité de grille en fonction de la tension de grille) sur un composant à grille longue apporte des renseignements propre au composant. Elle permet en effet de déterminer la commande de charges ainsi que la tension de pincement  $V_p$  du transistor. La mesure est réalisée sur un pont réflectométrique à une fréquence de 500 MHz afin de s'affranchir des parasites basse fréquence dus aux phénomènes de surface et aux pièges en volume du matériau [4]. La Figure II-2 est un profil  $C(V)$  caractéristique d'une structure HEMT avec la présence d'un plateau correspondant à la commande des électrons du gaz bidimensionnel. La capacité  $C_{lim}$  est liée à des effets de bord de grille et à la géométrie du transistor. Elle ne correspond donc pas à des charges sous la grille et de ce fait doit être soustraite à la capacité  $C_{gs}$  mesurée.

A partir du profil  $C(V)$ , La commande de charges en fonction de  $V_{gs}$  est obtenue par

une simple intégration :  $Q(V_{gs}) = \int_{V_0}^{V_{gs}} (C_{gs} - C_{lim}) dV_{gs}$ . Dans cette expression  $V_0$  est une

tension inférieure à la tension de pincement  $V_p$ . La connaissance de la tension de pincement et de la valeur de la capacité du gaz d'électrons permet à partir d'expressions simples de remonter à des paramètres technologiques comme la profondeur de gravure ou la surface de la grille. En effet, dans le cas d'une structure HEMT à plan de dopage, on a :

$$V_b - V_p = \Delta E_c + \frac{q N_s a}{\epsilon} \quad (\text{II-13})$$

où  $V_b$  est la tension de Built-In du contact Schottky,  $N_s$  est la densité surfacique du plan de dopage et  $a$  est l'épaisseur de couche entre le contact de grille et le plan de dopage. Par ailleurs, pour la capacité du plateau, on a  $C = \frac{\epsilon S}{e}$ , où  $S$  est la surface de la grille et  $e$  est l'épaisseur de couche entre le contact de grille et le gaz d'électrons bidimensionnel.

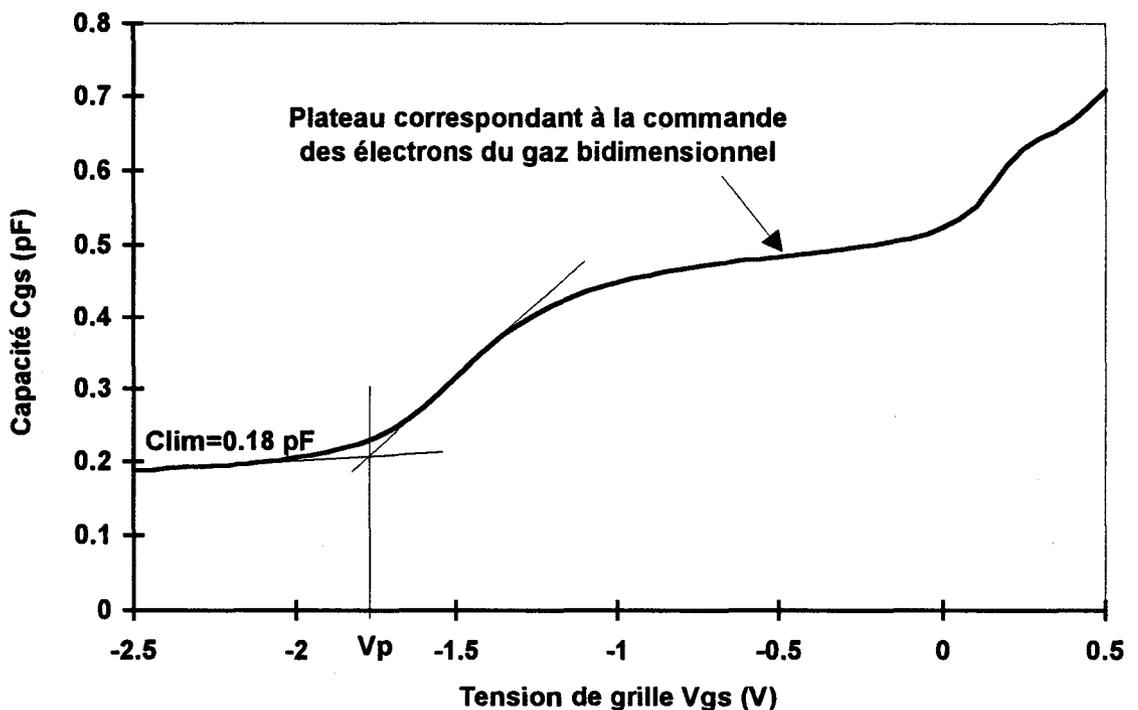


Figure II-2 : Profil  $C(V)$  classique d'une structure HEMT avec extrapolation de la tension de pincement.

#### II.1.4. Observation des couches épitaxiées

L'observation de la surface des structures épitaxiées est très riche en renseignements. La présence de défauts de croissance tel les défauts ovales ou un aspect voilé de la couche sont caractéristiques de problèmes de croissance et attestent de sa mauvaise qualité. Au contraire, un aspect miroir suggère une bonne épitaxie. Une simple observation avec un microscope optique permet donc d'évaluer rapidement la qualité d'une couche épitaxiée. L'utilisation d'un microscope à contraste interférentiel de Nomarski permet en outre de mettre en évidence certains défauts. De même, le microscope électronique à balayage peut être utilisé afin d'observer plus précisément les défauts de croissance. Dans le cas de structures

métamorphiques, le contraste interférentiel de Nomarski est un outil très utile car il permet d'observer le cross-hatching, caractéristique de la relaxation de contrainte et de la bonne qualité de la couche.

Le microscope électronique par transmission permet une observation des couches épitaxiées au niveau cristallographique. Cette microscopie est basée sur la diffraction d'un faisceau d'électrons transmis à travers le matériau. L'image obtenue est liée au contraste de diffraction fonction de la position et de la nature des atomes constituant l'échantillon. Il permet ainsi d'observer des défauts d'empilement tels les dislocations, et de juger de la qualité cristallographique de la couche. Malheureusement la préparation des échantillons est très longue et délicate, du fait de l'amincissement très poussé (5000 Å) nécessaire pour permettre la transmission du faisceau d'électrons.

Afin d'analyser le cross-hatching caractérisant les structures métamorphiques, nous avons utilisé le microscope à force atomique. Celui-ci permet de former une image tridimensionnelle de la surface des couches, en mesurant les mouvements verticaux d'une pointe balayant la surface. Cet outil est très intéressant du fait de la possibilité d'analyser les images par un traitement informatique. L'analyse du spectre permet notamment de connaître la périodicité ainsi que l'amplitude du cross-hatching donnant ainsi un critère qualitatif à la rugosité de surface de la couche.

## **II.2. Croissance matériau**

### **II.2.1. Présentation de l'épitaxie par jet moléculaire**

Les applications électroniques nécessitent des matériaux d'une très grande qualité cristallographique, exempts de défauts et de dislocations, et avec pour les hétérojonctions des interfaces abruptes. Par ailleurs, elles demandent un contrôle précis des épaisseurs et des compositions. L'épitaxie par jet moléculaire (EJM) est une méthode de croissance permettant de respecter ces exigences. Dans le principe, les bâtis d'EJM sont constitués par une chambre à ultra vide ( $10^{-10}$  Torr) où les atomes et les molécules nécessaires à la croissance sont fournis par des cellules d'effusion situées en vis-à-vis avec le substrat (Figure II-3). Étant donné le vide très poussé, il y a entre les cellules et le substrat des flux moléculaires caractérisés par un angle solide. Les flux émergents des différentes cellules convergent à la surface du substrat. Des caches situés devant les cellules et contrôlés extérieurement permettent de protéger ou

d'exposer le substrat au flux des différents éléments. La combinaison d'ouverture et de fermeture des caches ainsi que le contrôle des flux des différents éléments par l'intermédiaire des températures des cellules d'effusion, permettent alors la croissance des différents matériaux.

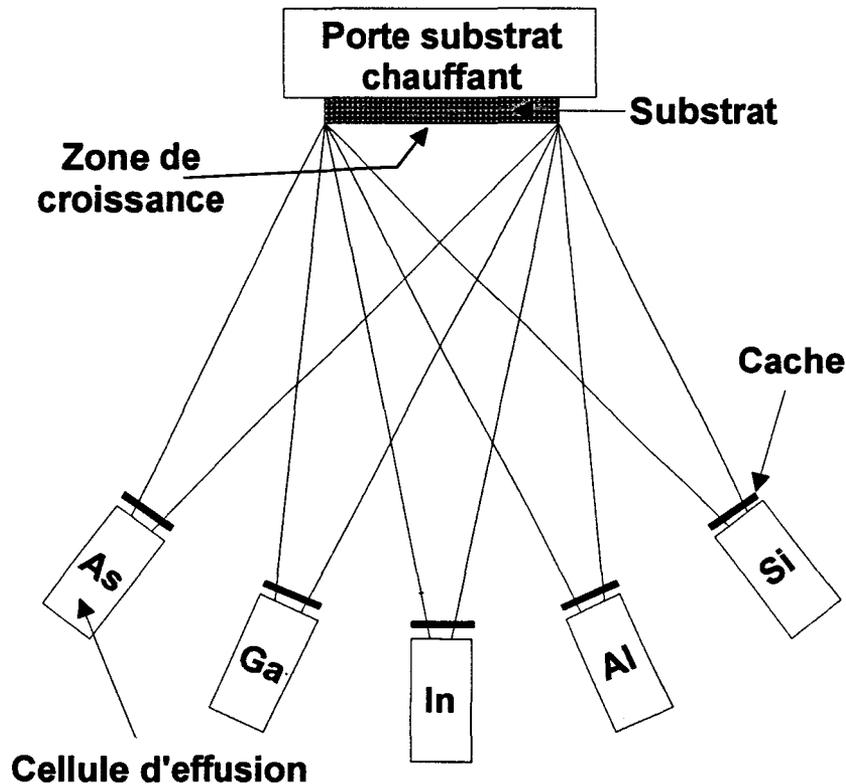


Figure II-3 : Représentation schématique de l'épithaxie par jet moléculaire.

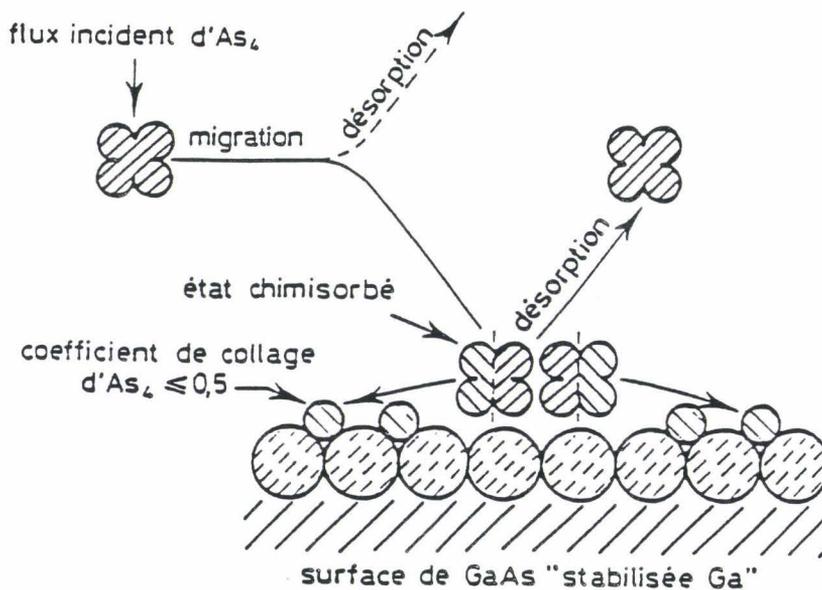
## II.2.2. Croissance de matériaux adaptés en maille.

La croissance d'une couche par épithaxie par jet moléculaire est régit par quatre réactions élémentaires :

- l'adsorption des atomes ou des molécules incidentes.
- la migration et la dissociation des molécules adsorbées.
- l'incorporation des atomes au cristal.
- la désorption des molécules non incorporées.

De nombreuses études sur l'épithaxie par jet moléculaire ont été réalisés pour le GaAs. Le mécanisme de croissance décrit ci-après est valable pour la plupart des composés III-V et

plus particulièrement pour les matériaux ayant l'arsenic comme élément V (GaInAs, AlInAs, AlGaAs). Pour la croissance de ces matériaux, les éléments III sont évaporés à partir de sources solides chauffées et portées à l'état liquide. L'arsenic quant à lui est obtenu sous forme de tétramère  $As_4$  par sublimation d'une source solide à une température de l'ordre de 200 °C. La température du substrat est un paramètre important de la croissance dans la mesure où elle détermine les vitesses d'adsorption, de désorption et de migration à la surface des différents éléments. Pour la croissance de GaAs, la température idéale du substrat se situe entre 330 et 650°C. En dessous de 180 °C, l'arsenic se condense à la surface du substrat rendant toute croissance impossible. Entre 180 et 330°C, la mobilité des différents atomes en surface est faible, ce qui augmente le risque d'incorporer des défauts dans les couches épitaxiées. Pour une température inférieure à 650 °C tous les atomes de Gallium arrivant à la surface sont adsorbés et incorporés au cristal. Le coefficient de collage du Gallium, défini comme le rapport entre le nombre d'atomes incorporés et le nombre d'atomes arrivant à la surface de l'échantillon est égal à 1. Expérimentalement, dans la gamme de température 330-650 °C, le coefficient de collage de l'arsenic a été trouvé inférieur à 0,5.



**Figure II-4 :** Incorporation de l' $As_4$  à la surface du GaAs selon le modèle de Foxon et Joyce.

Foxon et Joyce [5] ont développé un modèle de croissance pour le GaAs correspondant à ces coefficients de collage (Figure II-4). Dans un premier temps, les molécules d' $As_4$  sont physiquement adsorbées. Dans cet état, elles peuvent facilement être de nouveau désorbées.

Les molécules restantes peuvent alors se lier à des atomes de gallium présents à la surface. Le coefficient de collage des atomes d'arsenic étant inférieur à 0.5, deux molécules d'As<sub>4</sub> sont nécessaires pour réagir avec les atomes de gallium adjacents. Après craquage de ces deux molécules, quatre atomes d'Arsenic se lient avec quatre atomes de Gallium alors que les quatre atomes d'arsenic restant sont désorbés sous la forme d'As<sub>4</sub>. Pour avoir ce mode de croissance, il est nécessaire dans le principe d'avoir un flux d'arsenic deux fois plus important que celui du gallium. Cependant, la désorption d'arsenic sous forme d'As<sub>2</sub> pour des températures de substrat supérieures à 330 °C impose d'avoir un flux d'arsenic bien supérieur à celui du gallium. Dans ces conditions dites « stabilisées Arsenic », la vitesse de croissance est fonction du flux de gallium et des vitesses de migration et d'incorporation.

Pour les matériaux ternaires, GaAlAs, GaInAs et l'AlInAs, en se plaçant dans les conditions stabilisé arsenic, la composition est déterminée par les rapports de flux des éléments III. Il faut cependant tenir compte de l'intensité des liaisons de ces éléments avec l'arsenic. En effet, l'Aluminium a une intensité de liaison avec l'arsenic plus élevée que celle du gallium, elle même supérieure à celle de l'indium. Ceci implique une vitesse de migration d'autant plus élevée que les liaisons sont faibles, mais en contrepartie des températures de sublimation d'autant plus faible (In-As (395 °C), Ga-As (595 °C), Al-As (860 °C)). Pour la croissance de l'AlInAs, la température du substrat est de ce fait un paramètre important, compromis entre la mobilité de l'aluminium et la désorption de l'indium. Différentes études ont montré l'influence de la température sur la qualité cristallographique et électrique de la couche d'AlInAs épitaxiée [6, 7]. Au travers de ces études il ressort que la température optimale de croissance se situe au voisinage de 520 °C. Par ailleurs, le rapport de pression équivalente de flux (PEF) entre l'As<sub>4</sub> et les éléments III pour l'AlInAs joue également un rôle important. En effet, une surpression d'arsenic est nécessaire pour garder un coefficient de collage égal à 1 pour les éléments III, mais un flux trop important d'As<sub>4</sub> réduit la mobilité de l'Aluminium, conduisant à une croissance tridimensionnelle. Pour le GaInAs, la température du substrat ne semble pas avoir d'influence notable sur les propriétés du matériau, à partir du moment où la température est supérieure à 400 °C [6]. En pratique la température du substrat pendant la croissance des couches composant est donc fixée par les contraintes liées à l'AlInAs.

### **II.2.3. Croissance du GaInAs pseudomorphique**

La croissance d'un matériau désadapté en maille avec le substrat, impose de nouvelles

contraintes pour l'épitaxie par jet moléculaire. Comme nous l'avons vu dans le chapitre I, la matrice de déformation tétragonale du matériau épitaxié s'écrit :

$$[\varepsilon_{ij}] = \begin{bmatrix} \varepsilon_x & 0 & 0 \\ 0 & \varepsilon_y & 0 \\ 0 & 0 & \varepsilon_z \end{bmatrix} \text{ avec}$$

$$\varepsilon_x = \varepsilon_y = \varepsilon = \frac{a_{\text{Substrat}} - a_{\text{GaInAs}}}{a_{\text{GaInAs}}} \quad (\text{II-14})$$

D'après la loi de Hook, la matrice de contrainte s'écrit alors :

$$[\sigma] = \begin{bmatrix} \sigma_x & 0 & 0 \\ 0 & \sigma_y & 0 \\ 0 & 0 & \sigma_z \end{bmatrix} \quad \text{avec}$$

$$\sigma_x = \sigma_y = \left( C_{11} + C_{12} \left( 1 - 2 \frac{C_{12}}{C_{11}} \right) \right) \varepsilon \quad \text{et} \quad \sigma_z = 0 \quad (\text{II-15})$$

Dans le cas d'un matériau isotrope à maille cubique l'équation II-14 s'écrit :

$$\sigma_x = \sigma_y = \frac{E}{1-\nu} \varepsilon = 2\mu \frac{1+\nu}{1-\nu} \varepsilon \quad (\text{II-16})$$

L'énergie élastique emmagasinée par unité de surface s'écrit alors :

$$E_e = \frac{1}{2} \sum \varepsilon_i \sigma_i h = \frac{E}{1-\nu} \varepsilon^2 h \quad (\text{II-17})$$

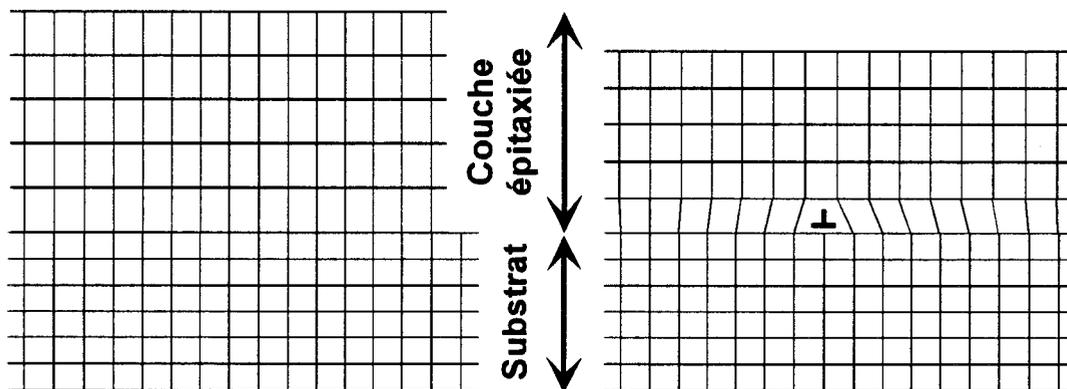
où  $h$  est l'épaisseur de la couche épitaxiée. L'équation II-17 nous montre que l'énergie élastique emmagasinée est proportionnelle à l'épaisseur de la couche épitaxiée ainsi qu'au carré de la désadaptation. A partir d'une certaine épaisseur, cette énergie devient donc suffisante pour permettre la relaxation de la contrainte par formation de dislocations de désadaptation dites dislocations de misfit. Ces dislocations, par formation de demi plans supplémentaires dans la couche épitaxiée, réduisent l'énergie élastique du système (Figure II-5). Malheureusement, celles-ci sont néfastes pour les composants car elles agissent comme autant de pièges pour les porteurs. L'épaisseur maximale pour laquelle la couche épitaxiée reste exempte de dislocations

de misfit est appelée épaisseur critique. La connaissance des épaisseurs critiques est un paramètre important pour la conception et la réalisation des couches actives des composants. De nombreux modèles permettant de la calculer ont été proposés. On peut distinguer deux grandes familles de modèles. La première est basée sur les équilibres énergétiques :

- entre l'énergie élastique de la couche contrainte sans dislocation et l'énergie d'interface entre la couche et le substrat calculée en considérant les forces exercées par les atomes des deux couches (Van der Merwe [8]).

- entre la densité d'énergie associée au champ de contrainte d'une dislocation vis sans interaction et la densité d'énergie élastique (People et Bean [9]). Le choix d'une dislocation vis repose sur le fait que pour une telle dislocation, la densité d'énergie surfacique est minimum, en comparaison d'une dislocation coin ou d'une demi boucle de dislocation.

- d'un système composé d'une couche contrainte (sous l'effet de la déformation  $\epsilon$ ) et d'un réseau rectangulaire de dislocations (Matthews [10]). Ce modèle est intéressant car il prend en compte la diminution de l'état de contrainte par formation de dislocations. Les réseaux rectangulaires de dislocations sont souvent observés dans le cas de croissance de



*Figure II-5 : Relaxation de la contrainte élastique par formation d'une dislocation de désadaptation (misfit) à l'interface entre la couche épitaxiée et le substrat.*

couches contraintes dans le plan (001) [11]. Il résultent du glissement des dislocations jusqu'à l'interface de l'hétérojonction dans les douze systèmes de glissement possibles d'un cristal de type Zinc-Blend. Ces douze systèmes de glissement étant composés des quatre plans {111} avec pour chacun d'eux les trois vecteurs de Burger représentant les plus petites translations

du réseau possibles  $\vec{b} = \frac{a}{2}\langle 110 \rangle$ , les réseaux de dislocations observés sont alors constitués de lignes de dislocation orientées selon les axes  $[110]$  et  $[1\bar{1}0]$  (Figure II-6). Dans ce modèle, Matthews considère un réseau de dislocations coins car ce type de dislocations est le plus apte à relaxer une déformation tétragonale. L'état d'équilibre est calculé en cherchant la déformation  $\epsilon$  qui minimise l'énergie totale du système  $\left( \frac{\partial (E_{\text{réseau}} + E_{\text{contrainte}})}{\partial \epsilon} = 0 \right)$

avec  $E_{\text{réseau}}$  la densité d'énergie associée au réseau de dislocations et  $E_{\text{contrainte}}$  la densité d'énergie élastique (Equation II-17).

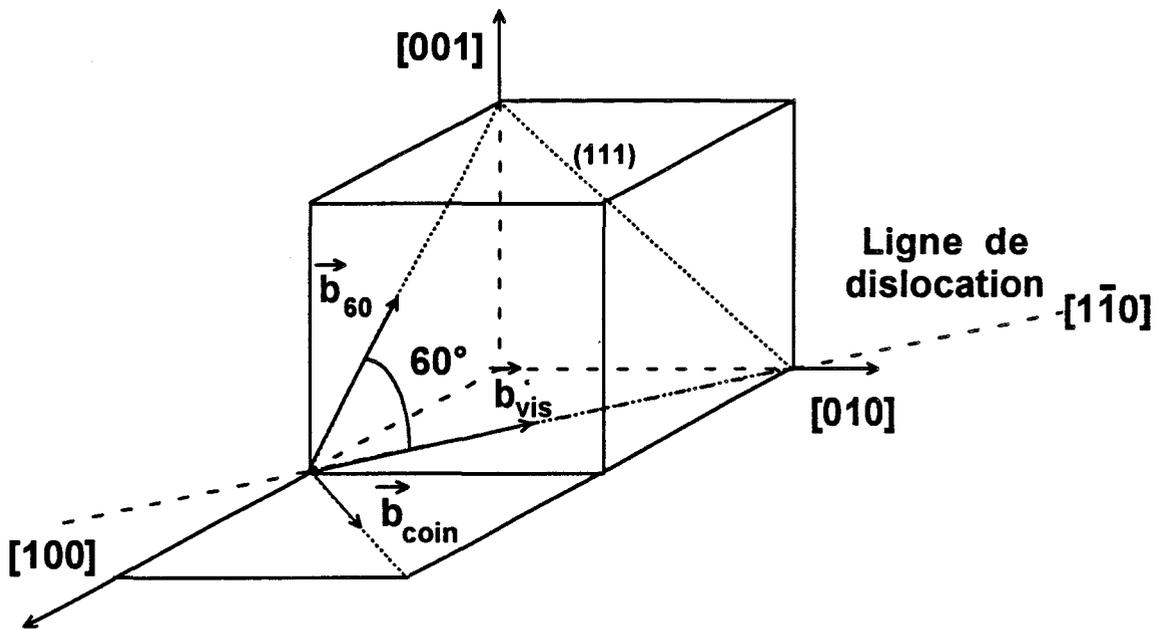
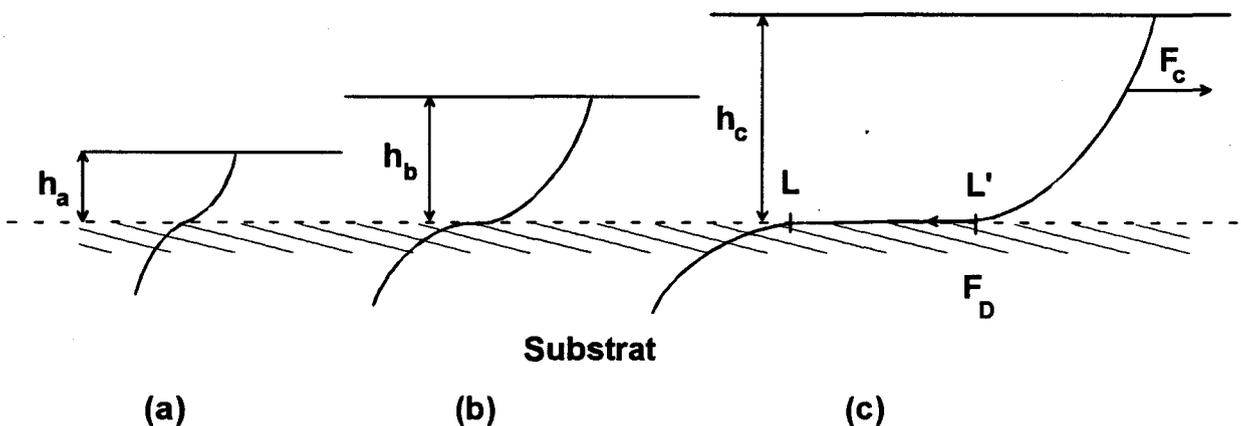


Figure II-6 : Système de glissement dans un cristal de type Zinc-Blend.

En se basant sur des faits expérimentaux, Kim et Hee Lee [12] calculent l'épaisseur critique en reprenant le modèle de People et Bean mais en prenant des dislocations de type 60° mixée (Figure II-6). Ce type de dislocations a été observé à l'interface de couches contraintes [11, 13]. D'après Marée [11] la formation de ce type de dislocations est la plus favorable aussi bien du point de vue énergétique que du point de vue de la relaxation. En effet pour un cristal de type Zinc-Blend, les dislocations parfaites ont un vecteur de Burger  $\vec{b} = \frac{a}{2}\langle 110 \rangle$ . Ces dislocations sont principalement de trois types : dislocations vis, coins, et 60° mixée qui ont un

angle de  $60^\circ$  entre le vecteur de Burger et la ligne de dislocation (Figure II-6). Cependant les dislocations vis ne peuvent pas relaxer les déformations tétraogonales et les dislocations coins ont la plus grande énergie de cœur. De ce fait les dislocations  $60^\circ$  mixée sont les plus probables dans les hétérojonctions contraintes. Les réseaux de dislocations décrits précédemment sont généralement composés de ce type de dislocations. Dans le cas de couches fortement contraintes des dislocations coins sont également observées mais elles résultent de la combinaison de deux dislocations mixée.

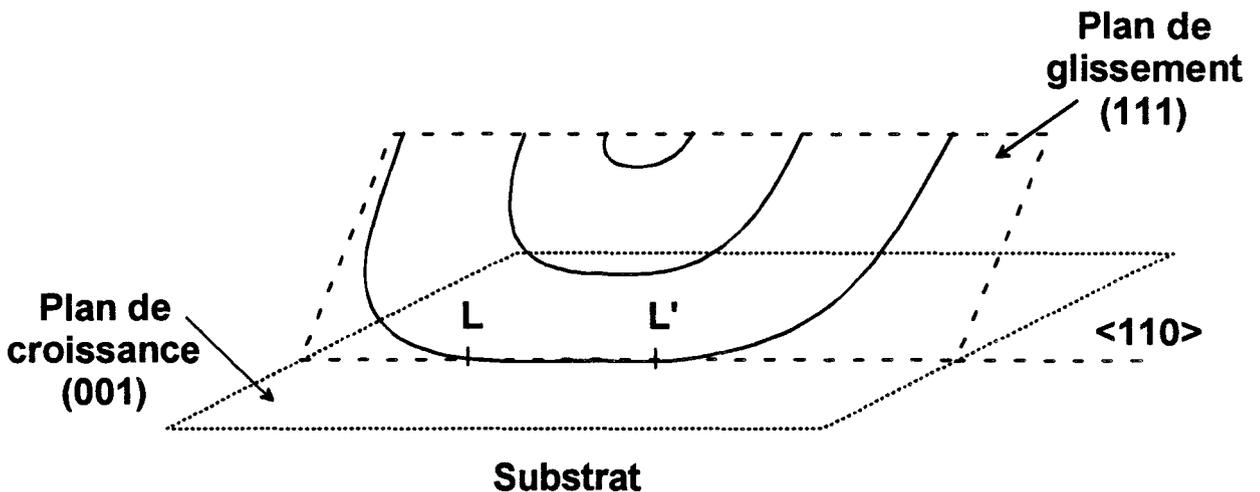
La deuxième famille de modèles, que l'on qualifiera de dynamiques, repose sur les mécanismes de formation des dislocations de misfit. Matthews [14] propose un modèle où les dislocations de misfit sont créées par courbure et glissement de dislocations émergentes du substrat (Figure II-7). L'épaisseur critique est alors calculée en équilibrant les forces agissant sur ces dislocations à savoir la force motrice d'origine élastique opposée : (i) à la tension dans la ligne de dislocation, (ii) à la force due à la tension de surface ainsi qu'à la marche créée par la dislocation et (iii) aux forces de frottement de Peierls [11].



**Figure II-7 :** Formation d'une ligne de dislocation de misfit  $LL'$  par courbure (b) et glissement (c) d'une dislocation émergentes du substrat. Quand l'épaisseur de couche est suffisamment grande (c), la force motrice liée à la contrainte  $F_c$  est supérieure à la tension de dislocation  $F_D$  conduisant à la formation d'une ligne de dislocation  $LL'$ .

Cependant si la densité de dislocations émergentes du substrat n'est pas suffisante pour relaxer la contrainte, de nouvelles dislocations doivent être générées. Matthews propose un autre modèle où les lignes de dislocation de misfit sont formées par création à la surface et glissement jusqu'à l'interface de demi boucles de dislocation (Figure II-8). La formation de ces demi boucles peut être homogène dans le cas de fortes contraintes, ou hétérogène dans le cas d'excès de contrainte locale du à la présence de défauts. Van de leur [15] et Marée [11]

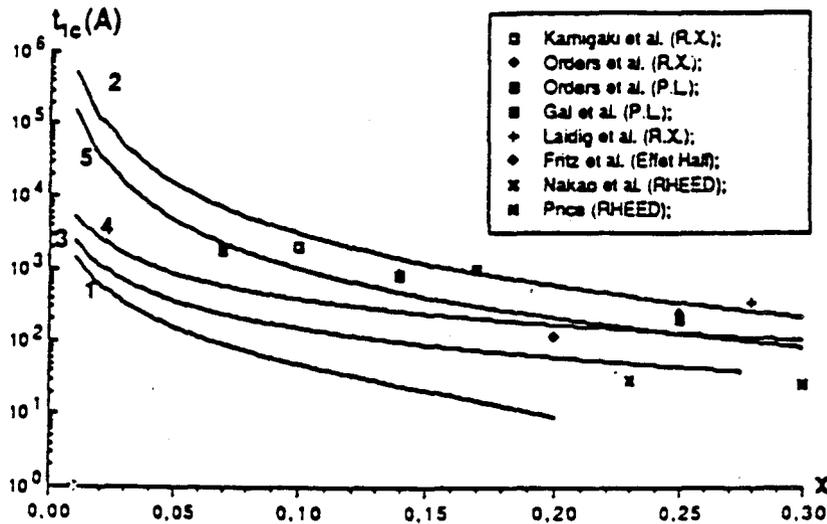
proposent des modèles de calcul d'épaisseur critique sur des considérations énergétiques appliquées au demi boucle de dislocation. Werner [16] approfondit ces modèles en considérant la dissociation des dislocations de misfit en dislocations partielles. L'énergie d'une dislocation étant en  $b^2$ , la dissociation en dislocations partielles est énergiquement favorable. De plus, cette dissociation diminue les forces de friction rendant les dislocations plus mobiles et donc plus efficaces pour relaxer la contrainte.



*Figure II-8 : Formation d'une ligne de dislocation de misfit LL' par création à la surface et glissement jusqu'à l'interface d'une demi boucle de dislocation.*

De nombreux autres modèles ont été proposés pour calculer les épaisseurs critiques prenant en compte, les anisotropies des caractéristiques mécaniques [17], les effets d'origine thermique [12] (la croissance se faisant à des températures de l'ordre de 500°C), ou encore en utilisant la méthode de Monte-Carlo sur la base d'interaction atomique [18]. Sur la Figure II-9 sont représentés les épaisseurs critiques calculées à partir de différents modèles ainsi que des mesures tirées de la littérature. On peut constater la dispersion entre les différents modèles ainsi que la dispersion entre les épaisseurs critiques mesurées. Pour certains, ces différences sont liées à la sensibilité des méthodes de mesure [19-20]. D'autres arguments font appel à la cinétique de relaxation. En effet, sous certaines conditions de croissance, des couches contraintes métastables d'épaisseur bien supérieure à l'épaisseur critique ont été observées. Dodson et Tsao [21-22] ont proposé un modèle pour décrire cet état reprenant le modèle de dynamique des dislocations et de relaxation de contrainte par déformation plastique de Alexander et Haasen. Leur modèle, vérifié expérimentalement pour le système SiGe/Si, permet d'expliquer la dispersion des mesures d'épaisseurs critiques. En effet, au delà de l'épaisseur critique, la vitesse de glissement des dislocations ainsi que leur vitesse de multiplication sont

dans ce modèle liées à la densité de dislocation existantes et à la force s'exerçant sur ces dislocations. Or à la limite de l'épaisseur critique, la densité de dislocation est faible ainsi que l'excès de contrainte. De ce fait la relaxation initiale est lente et peu sensible, donc difficile à détecter.



Courbe 1: Modèle de van der Merwe  
 Courbe 2: Modèle de People et Bean  
 Courbe 3: Modèle de Matthews  
 Courbe 4: Modèle de van de Leur et al.  
 Courbe 5: Modèle de Marie et al.

Figure II-9 : Epaisseur critique du GaInAs sur GaAs en fonction du taux d'Indium d'après différents modèles. Pour comparaison sont également représentés des épaisseurs critiques mesurées.

Pour la croissance de GaInAs pseudomorphique, sur GaAs comme sur InP, la température de croissance est très importante dans la mesure où elle détermine le mode de croissance. En effet pour des structures fortement contraintes, le mode de croissance tridimensionnelle par formation d'îlots est énergiquement favorable. En baissant la température on réduit la migration des atomes à la surface du cristal, favorisant ainsi la croissance bidimensionnelle. Par ailleurs, Kim [12] a montré la diminution significative de l'épaisseur critique avec l'augmentation de la température de croissance. Les températures de croissance pour le GaInAs pseudomorphique est en pratique de l'ordre de 520 °C, aussi bien sur substrat InP que sur substrat GaAs. Cependant, dans le cas de structures fortement contraintes ( $x > 35\%$  sur GaAs) et compte tenu des remarques précédentes, la croissance se fait à des températures plus basse de l'ordre de 350°C.

## **II.2.4. Croissance de matériaux métamorphiques**

### **II.2.4.1. Principe**

Etant donnée la forte désadaptation des matériaux métamorphiques avec le substrat de GaAs (2% pour le GaInAs 30% d'indium et 3,8% pour le GaInAs 53% d'indium), il est clair que la seule façon de faire croître ces matériaux dans un état non contraint est d'avoir une couche sacrificielle où se produit la relaxation de contrainte par formation de dislocations de misfit. La difficulté réside alors dans le confinement de ces dislocations dans cette couche sacrificielle. Le principe des structures métamorphiques repose sur la croissance de cette couche, dite « couche tampon », dont le rôle est :

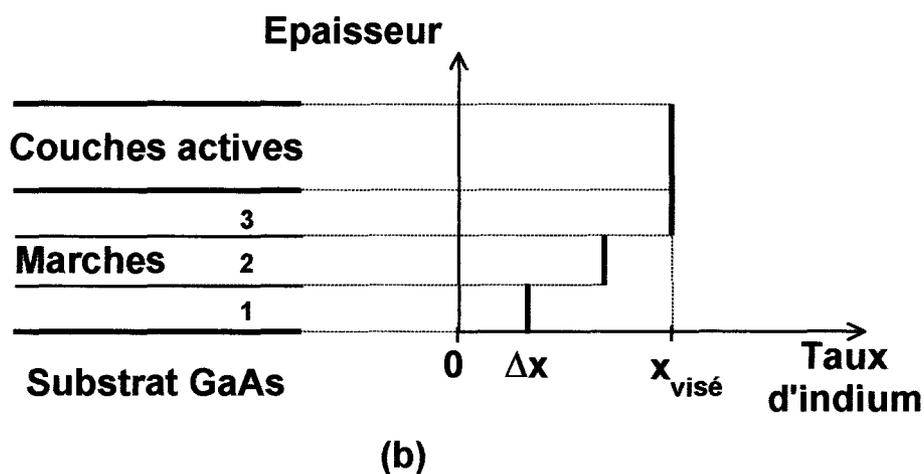
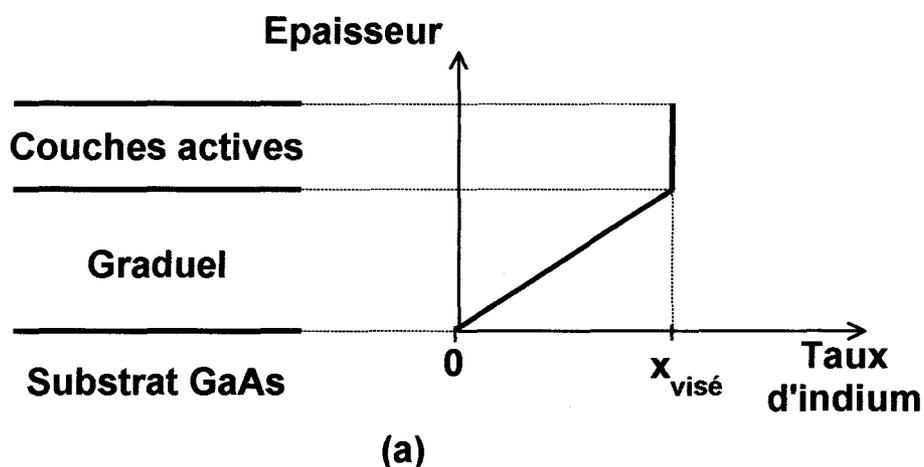
- de réaliser la transition entre les deux paramètres de maille.
- d'empêcher la propagation des dislocations de Misfit dans les couches actives de la structure HEMT.

### **II.2.4.2. Présentation des différents types de couche tampon**

Pour réaliser cette couche tampon, plusieurs solutions ou éléments de solutions sont envisageables, à savoir:

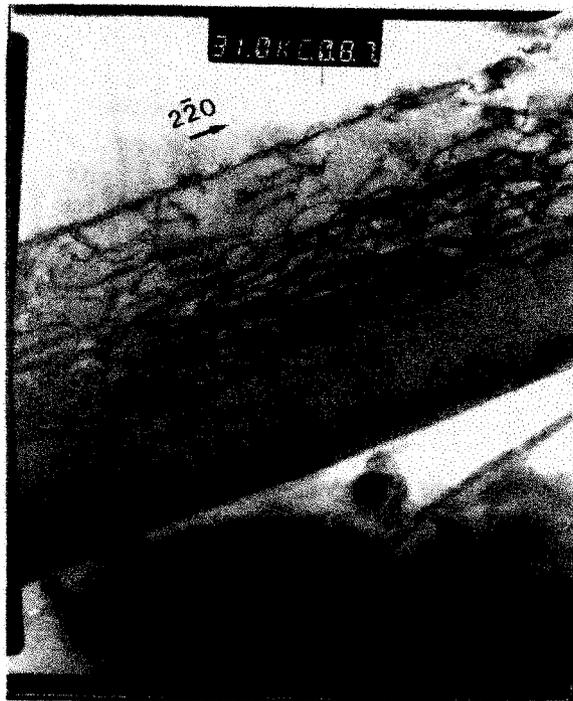
- la couche tampon graduelle où la composition du matériau varie continuellement pour passer du paramètre de maille du substrat au paramètre de maille des couches actives (Figure II-10). Ce type de couche tampon est considéré aujourd'hui comme la meilleure approche pour réaliser les structures métamorphiques. Même si la densité de dislocations émergentes reste élevée ( $\approx 10^7 \text{ cm}^{-2}$ ), les mesures de mobilité et les caractérisations matériau suggèrent une amélioration des couches épitaxiées [23]. Tersoff [24] explique les bon résultats de ces couches tampon par un modèle basé sur trois constatations. (i) Lors de la croissance, les nouvelles dislocations sont créées, pour minimiser l'énergie, dans la partie supérieure de la couche où il n'y a pas encore de dislocations. De ce fait, les interactions entre les dislocations sont réduites, ce qui les rend plus mobiles et donc plus aptes à relaxer la contrainte. (ii) La partie supérieure de la couche n'est pas complètement relaxée ce qui se traduit par la présence d'une contrainte résiduelle. Sous l'effet de cette contrainte, les dislocations tendent à se

courber dans le plan de croissance. (iii) Dans la partie inférieure de la couche tampon, la contrainte est fortement réduite. La création de boucles de dislocation est donc inhibée ce qui favorise la relaxation de contrainte par glissement des dislocations existantes.



**Figure II-10 :** Principe des couches tampon : (a) couche tampon graduelle, (b) couche tampon par saut de composition.

Par son modèle, et en adéquation avec les observations au MET (Photo II-1), Tersoff montre que les dislocations de Misfit sont réparties sur une certaine épaisseur de couche, dans la partie inférieure de la couche tampon. Au delà de cette épaisseur, la couche est pseudomorphique du fait de la présence d'une contrainte résiduelle.



*Photo II-1 : Photo MET en champ clair d'une couche tampon graduelle.*

- la couche tampon par saut de composition. Dans cette structure, la transition entre les deux paramètres de maille est réalisée par croissances successives de couches dont le paramètre de maille (ou la composition) évolue par saut (Figure II-10). D'après Olsen [25], ce type de couche tampon est plus apte à filtrer les dislocations que le tampon graduel. Expérimentalement, Chang [23] a montré que les sauts de composition devaient être inférieur à 10 % pour éviter une densité de dislocations émergentes dans les couches actives trop importante. Cependant, ces sauts de composition doivent être suffisamment élevés pour que la contrainte dans la couche tampon puisse bloquer les dislocations. Par ailleurs, un saut de composition trop faible signifie des épaisseurs de couches importantes (supérieures à l'épaisseur critique), donc des temps de croissance incompatibles avec des applications industrielles. En pratique, ces couches tampons sont généralement réalisées avec des sauts de composition de 10%. Dans ce type de structure, les dislocations sont principalement localisées aux interfaces avec une densité plus importante dans les couches à faible taux d'indium [26].

- le super réseau contraint. Ce dernier permet d'éviter la propagation des dislocations de Misfit dans les couches actives. En effet, dans une telle structure, les dislocations émergentes sont courbées dans le plan de croissance sous l'effet de la contrainte. Elles peuvent alors se propager jusqu'au bord du substrat ou alors s'additionner et s'annuler entre elles. [27]

### **II.2.4.3. Choix du matériau**

Il ressort des publications, que les différents matériaux utilisés pour réaliser les couches tampon, GaInAs [28], AlInAs [26, 29], GaInAlAs [30] et AlGaAsSb [31] conduisent à des résultats similaires en terme de relaxation et de densité de dislocations. Cependant, la réalisation de structures métamorphiques avec une couche tampon en GaInAs a mis en évidence la présence de courants de fuite dans la couche tampon. Masato [32] a reporté la présence d'une accumulation de porteurs résiduels à l'interface couches actives / couche tampon graduelle GaInAs. L'utilisation de l'AlInAs, matériau à plus grande largeur de bande interdite permet d'éviter ce problème.

### **II.2.4.4. Température de croissance**

En plus de l'influence du matériau constituant la couche tampon, Masato a également montré l'importance de la température pour la croissance des couches tampons. Ainsi, pour éviter l'accumulation de porteurs résiduels à l'interface couche tampon / couche actives, la température du substrat doit être relativement basse (350 °C). Par ailleurs, comme nous l'avons vu précédemment, la diminution de la température favorise le mode de croissance bidimensionnel. De ce fait, la croissance des couches tampons est réalisée à des températures comprises entre 300 et 400 °C.

### **II.2.4.5. Couche tampon réalisée au laboratoire**

Une étude approfondie des couches tampon a été réalisée au sein du laboratoire par P.Win [33]. Différentes couches tampon ont été réalisées, utilisant les différents éléments de couche tampon décrits précédemment. La Figure II-11 (a, b, c) représente les structures qui ont été étudiées. Toutes ces couches tampons ont été réalisées avec du GaInAs. Leurs caractéristiques sont regroupées dans le Tableau II-1. Pour les trois structures on peut remarquer que le taux de relaxation est compris entre 80 et 90%. L'observation au microscope optique en contraste interférentiel Nomarski a montré pour toutes ces couches la présence de Cross Hatching (photo II-2). Ce dernier est caractéristique des structures métamorphiques. Il traduit en fait la relaxation effective de la contrainte dans la couche tampon par formation de dislocations de misfit. La corrélation entre les directions des lignes de dislocation et l'orientation du Cross Hatching le long des directions cristallographiques  $[110]$  et  $[1\bar{1}0]$

2000 Å	GaIn <sub>0.30</sub> As	2.10 <sup>16</sup> cm <sup>-3</sup>	Super réseau 5 x
3000 Å	GaIn <sub>0.30</sub> As	nid	
200 Å	GaIn <sub>0.30</sub> As	nid	
20	GaAs	nid	
4500 Å	GaIn <sub>0.30</sub> As	nid	
1000 Å	GaIn <sub>0.15-0.3</sub> As graduel	nid	
4500 Å	GaIn <sub>0.15</sub> As	nid	
GaAs (S-I)			

(a)

2000 Å	GaIn <sub>0.3</sub> As	2.10 <sup>16</sup> cm <sup>-3</sup>
2500 Å	GaIn <sub>0.3</sub> As	nid
1000 Å	GaIn <sub>0.15-0.3</sub> As graduel	nid
4500 Å	GaIn <sub>0.15</sub> As	nid
500 Å	GaAs	nid
GaAs (S-I)		

(b)

1000 Å	AlIn <sub>0.29</sub> As	nid
1 µm	GaIn <sub>0.1-0.3</sub> As graduel	nid
GaAs (S-I)		

(c)

Figure II-11 : Structures des couches tampon réalisées et étudiées par P. Win [33].

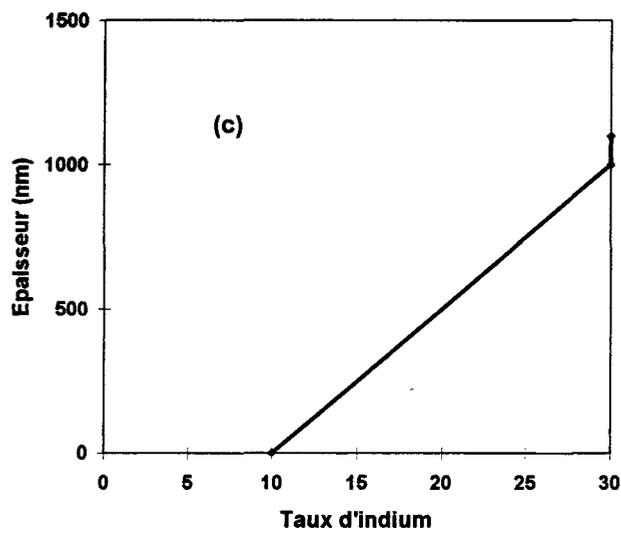
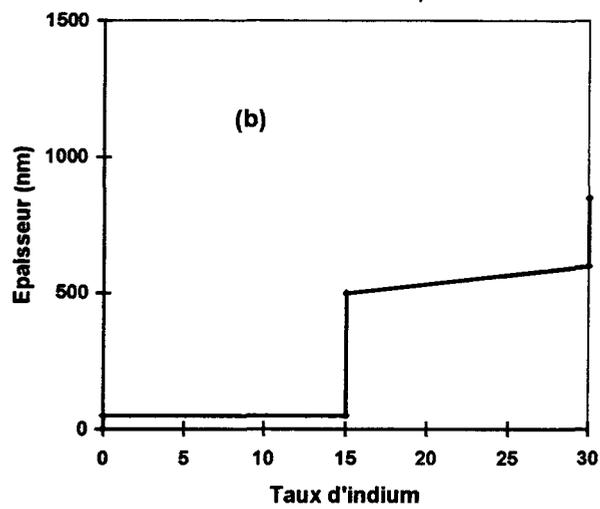
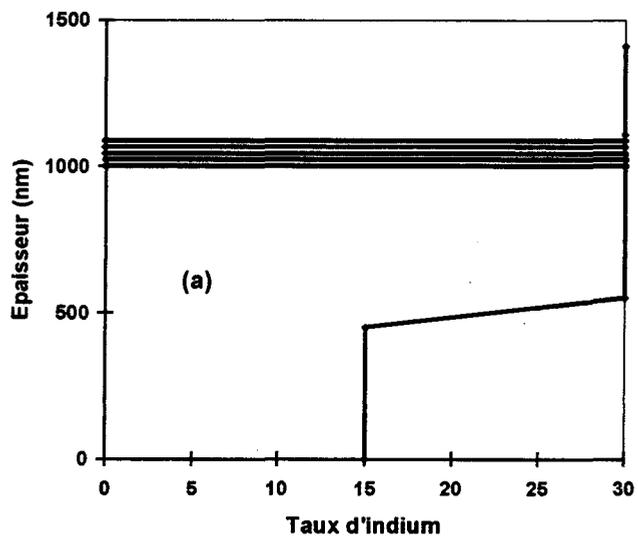
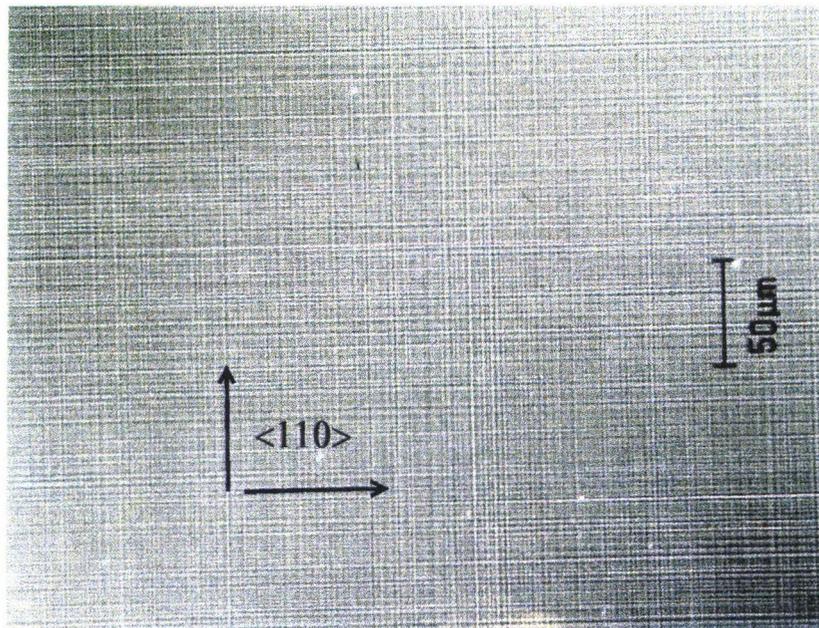


Figure II-12 : Evolution de la composition d'indium en fonction de l'épaisseur dans les couches tampon réalisées par P. Win [33].

suggère une relation étroite entre ces deux phénomènes. Olsen a par ailleurs observé la correspondance directe entre le réseau rectangulaire de dislocations dans la couche tampon et le cross-hatching en surface [34].

Ref	Température de croissance (°C)	Coefficient de relaxation R	$\mu_{300} / \mu_{77}$ (cm <sup>2</sup> /V.s)	$n_{300}/n_{77}$ (cm <sup>-2</sup> )
a	350	86%	6430/9820	$6.5 \cdot 10^{15}/7.1 \cdot 10^{15}$
b	350	80%	3830/8110	$3 \cdot 10^{15}/3.4 \cdot 10^{15}$
c	380	85%	/	/

*Tableau II-1 : Résultats de caractérisation de couches tampon métamorphiques.*



*Photo II-2 : Observation au microscope optique en contraste interférentiel Nomarski du Cross-Hatching.*

La couche tampon « standard » utilisée pour la réalisation de structures HEMT métamorphiques, quel que soit le taux d'indium, est représentée sur la Figure II-13. Elle est constituée d'une couche graduelle épaisse, de l'ordre du micron, dans laquelle la composition d'indium passe de 8% à la composition visée, puis d'une couche d'AlInAs de 2000 Å d'épaisseur de même composition que les couches actives. La couche graduelle a été réalisée

avec des résultats similaires en terme de relaxation avec du GaInAs ou de l'AlInAs. Dans les deux cas, le taux de relaxation est compris entre 80 et 90%. Cependant, comme nous l'avons dit précédemment, des problèmes de courant de fuite dans la couche tampon nous ont conduit à choisir l'AlInAs comme matériau. Il est à noter que le matériau seul ne résout pas le problème. En effet, des structures HEMT métamorphiques 50 % d'indium ont présenté des problèmes d'isolation dans la couche tampon, et ce malgré l'utilisation de l'AlInAs.

2000 Å	AlIn <sub>x</sub> As	nid
≈1 μm	GaIn <sub>0.1-x</sub> As ou AlIn <sub>0.1-x</sub> As graduel	nid
GaAs (S-I)		

*Figure II-13 : Couche tampon standard utilisée au sein du laboratoire. Dans le cas d'une couche graduelle de GaInAs, le GaIn<sub>x</sub>As et l'AlIn<sub>x</sub>As sont adaptés en maille.*

Une optimisation de la température de croissance de la couche tampon a été réalisée du point de vue de la qualité du matériau, c'est à dire sur la présence de défauts et sur la qualité du cross-hatching. Les différentes couches ont été réalisées avec des températures de substrat comprises entre 350 °C et 420 °C. La température optimum est de 395°C. Il faut remarquer que la qualité de la couche tampon se dégrade rapidement lorsqu'on s'éloigne de cette température.

#### **II.2.4.6. Nouveau type de couche tampon (couche graduelle avec saut de composition)**

Nous avons pu constater sur l'ensemble des différentes couches tampon présentées que le coefficient de relaxation est toujours compris entre 80 et 90%. De ce fait, dans les structures HEMT métamorphiques que nous avons réalisées, les couches actives sont contraintes. La déformation  $\varepsilon$  subie par ces couches s'exprime simplement en fonction de  $a_0$ , le paramètre de maille des couches actives non contraintes, et de  $a_{//}$ , le paramètre de maille du matériau pseudomorphique. On a alors  $\varepsilon = \frac{a_{//} - a_0}{a_0}$ . Dans cette expression,  $a_{//}$  représente également le

paramètre de maille de la partie supérieure de la couche tampon, avec  $R = \frac{a_{\text{substrat}} - a_{//}}{a_{\text{substrat}} - a_{\text{relaxé}}}$ .

Pour que les couches actives soient non contraintes il suffit d'avoir  $a_{//} = a_0$ . En d'autres termes, il faut viser pour la couche tampon un taux d'indium supérieur à celui des couches actives de telle sorte que le paramètre de maille de la couche tampon contrainte soit égal au paramètre de maille des couches actives non contraintes (Figure II-14). Cette condition se

traduit simplement par l'équation :  $R = \frac{a_{\text{substrat}} - a_0}{a_{\text{substrat}} - a_{\text{relaxé}}}$

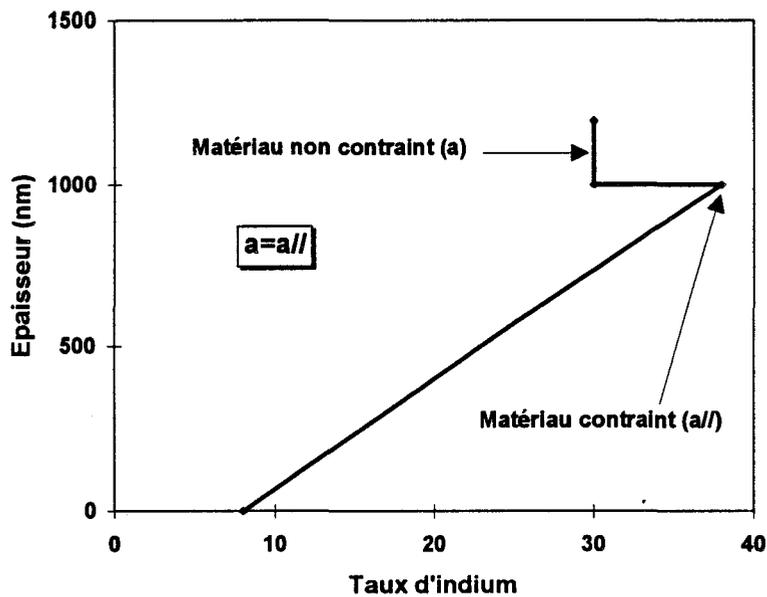


Figure II-14 : Profil de composition d'indium en fonction de l'épaisseur pour les couches tampon graduelles avec saut de composition.

En reprenant les expressions du paramètre de maille de l'AlInAs en fonction du taux d'indium (Page 21) et en appelant x et y les taux d'indium respectifs de la couche actives et du haut de la couche tampon, on obtient l'expression :

$$y = \frac{3,972x + (R-1) 7,8 \cdot 10^{-2}}{3,972R} \quad (\text{II-17})$$

Dans cette expression, x représente le taux d'indium visé pour l'AlInAs des couches actives. La formule II-17 permet alors de calculer en fonction du coefficient de relaxation, le taux d'indium y du haut de la couche graduelle AlInAs qui permet d'avoir des couches actives non contraintes. Sur la Figure II-15 sont représentées les correspondances entre x et y dans les

cas d'un taux de relaxation de 0,8 et de 0,9.

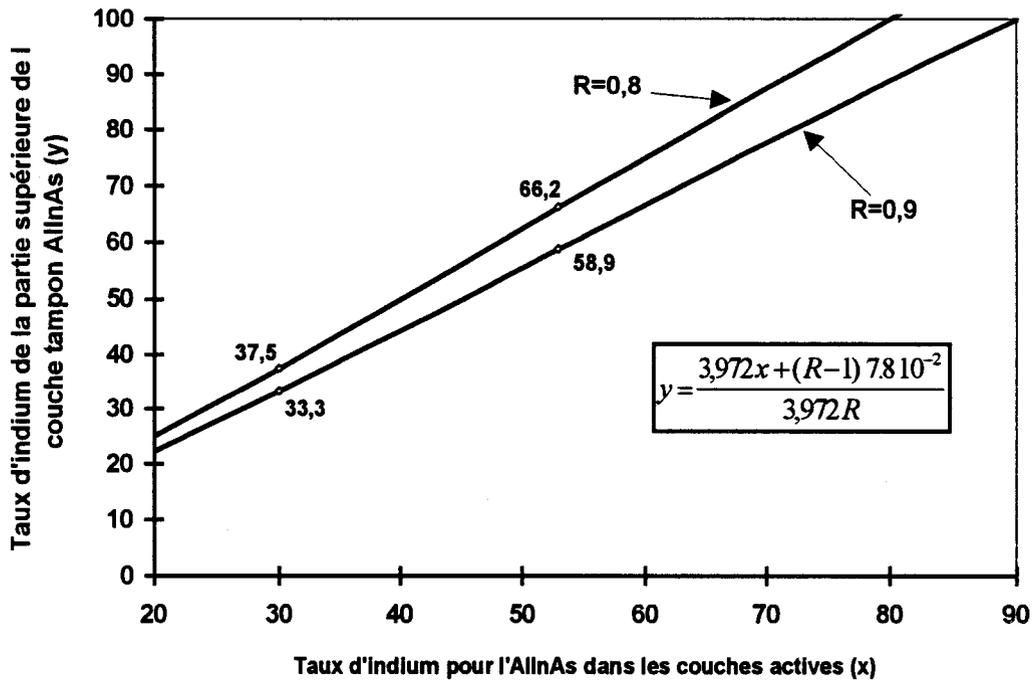


Figure II-15 : Correspondance entre le taux d'indium visé dans le haut de la couche graduelle de la couche tampon et le taux d'indium de la couche active pour différents taux de relaxation.

D'excellents résultats on été obtenus avec ce type de couche tampon avec notamment une relaxation totale pour les couches supérieures de la couche tampon S941211 (Figure II-16) avec des taux d'indium de 35 et 30 % respectivement pour le haut de la couche graduelle et pour les couches actives.

1650 Å	GaIn <sub>0,3</sub> As (520°C)	mid
620 Å	GaIn <sub>0,3</sub> As (↑)	mid
620 Å	GaIn <sub>0,3</sub> As (310°C)	mid
1µm	GaIn <sub>0,02-0,35</sub> As graduel (310°C)	mid
280 Å	GaAs (310°C)	mid
400 Å	GaAs (↓)	mid
200 Å	GaAs (470 °C)	mid
GaAs (S-I)		

Figure II-16 : Structure de la couche tampon S941211.

### II.2.4.7. Caractérisation de couches métamorphiques

Les résultats de caractérisation de couches métamorphiques présentés se décomposent en deux points : une caractérisation des couches tampon par l'intermédiaire de la double diffraction des rayons X et une caractérisation des propriétés électriques de structure HEMT par mesure d'effet Hall. Les mesures de double diffraction des rayons X ont été réalisées par le Laboratoire de Structure et Propriétés de l'Etat Solide de l'Université des Sciences et Technologie de Lille.

Echantillon	Structure	Matériau	Taux d'indium mesuré /visé (%)	R ( $\theta=0^\circ$ ) (%)	R ( $\theta=90^\circ$ ) (%)	R moyen (%)
S960241		GaInAs	26,3 / 30	82,5	79	<b>80,8</b>
S941201		GaInAs	30,6 / 30	86,7	89,8	<b>88,3</b>
S960311		GaInAs	33,6 / 30	90,9	94,3	<b>92,6</b>
S960312		GaInAs	32,0 / 30	95,2	92,8	<b>94</b>
S960317		AlInAs	33,6 / 30	80,8	90,6	<b>85,7</b>
S960318		AlInAs	33,2 / 30	86	87,3	<b>86,7</b>
S910608		GaInAs	27,4 / 30	78,3	84,1	<b>81,2</b>

**Tableau II-2 :** Compositions et taux de relaxation déterminés par diffraction des rayons X.  $R(\theta=0)$  et  $R(\theta=90^\circ)$  représentent les coefficients de relaxation mesurés dans le plan de croissance selon les directions cristallographiques  $\langle 110 \rangle$ .

## Relaxation et composition de couche tampon déterminés par diffraction des rayons X.

Le Tableau II-2 regroupe les résultats de mesure par double diffraction des rayons X obtenus pour différentes couches tampon. On peut constater les meilleurs résultats pour les couches tampon graduelles avec saut de composition, avec un taux de relaxation en général supérieur à 90%. Cependant, ces résultats montrent la difficulté de reproduire le bon résultat obtenu avec la couche S941211 (Figure II-16), difficulté qui repose essentiellement sur le contrôle des compositions des différents matériaux. Les coefficients de relaxation ( $\theta=0$  et  $\theta=90^\circ$ ) représentent la relaxation selon les directions cristallographiques  $\langle 110 \rangle$  dans le plan de croissance. On peut constater l'asymétrie de la relaxation selon ces deux axes, et ce quelle que soit la couche tampon. D'après Kavanagh [1] cette asymétrie est liée à une distribution anisotrope du type de dislocation ( $60^\circ$  mixée ou coin) dans chacune des directions cristallographiques et non à une différence entre les densités de dislocations. Cette anisotropie de la relaxation se traduit également par une différence de mobilité mesurée par effet Hall (Tableau II-3). On peut constater dans ce tableau la dégradation du rapport des mobilités en fonction du type de la couche tampon mais surtout en fonction du matériau utilisé. Ainsi le GaInAs offre la meilleure isotropie. Pour ce matériau, les deux types de couche tampon donnent des résultats comparables. Il ressort donc de ces deux tableaux :

- que les couches tampon graduel avec saut de composition donnent les meilleurs résultats en terme de relaxation.
- que le GaInAs permet d'avoir une relaxation plus isotrope selon les axes cristallographiques  $\langle 110 \rangle$  dans le plan de croissance.

## Mesure de mobilité par effet Hall.

Les résultats de caractérisation de structures HEMT métamorphiques par effet Hall sont regroupés dans le Tableau II-4. Pour des taux d'indium de 30%, les meilleurs résultats ont été obtenus avec la couche S931036 avec des mobilités de 9300 et 28300  $\text{cm}^2/\text{V.s}$  à 300 et 77 °K respectivement. Les densités de porteurs pour ces deux températures sont comprises sur l'ensemble des couches étudiées entre 1 et  $2,83 \cdot 10^{12} \text{ cm}^{-2}$ . Ces résultats sont tout à fait comparables aux valeurs trouvées dans la littérature (Figure II-17). Si on compare les différents résultats en fonction du type et du matériau

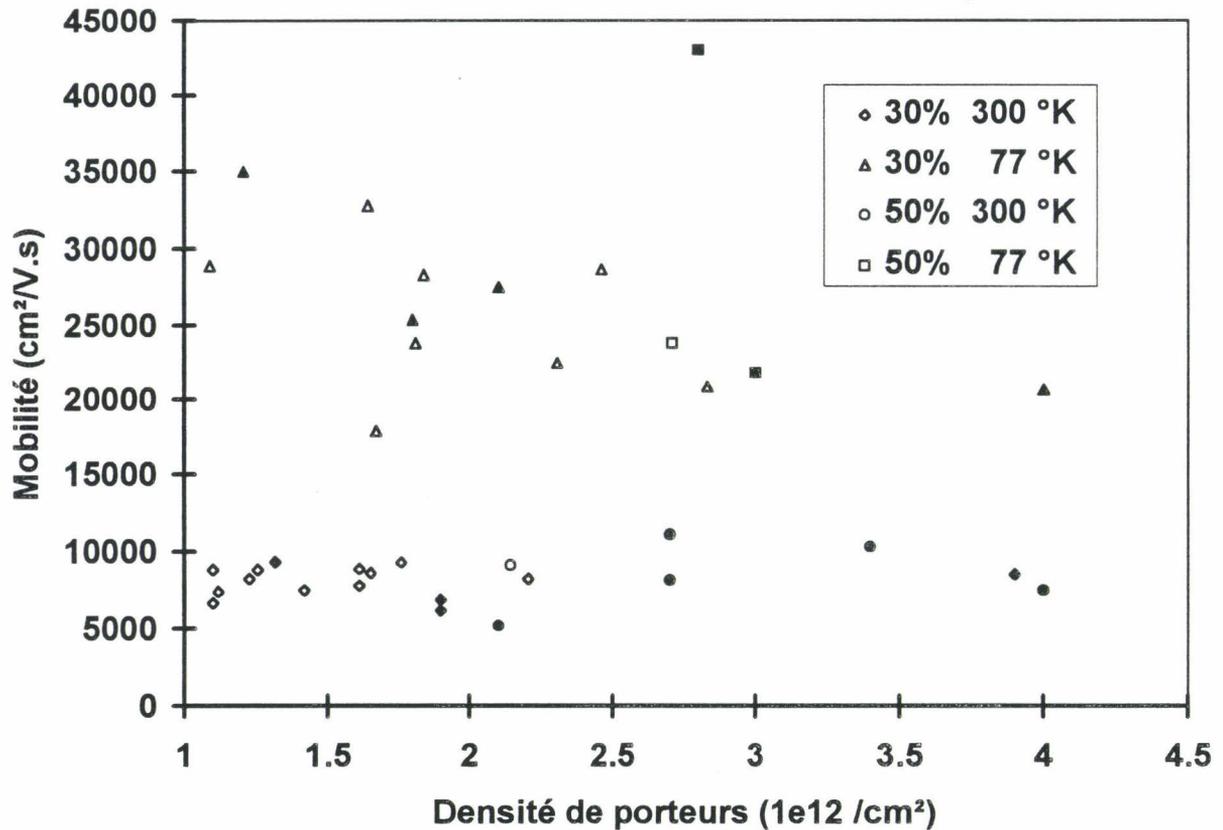
de la couche tampon on constate la dégradation de la mobilité pour les couches tampons AlInAs. Cependant cette dégradation est essentiellement due à l'anisotropie de la relaxation et au fait que la mobilité indiquée dans le tableau représente une mobilité moyenne dans les directions  $\langle 100 \rangle$ . Selon l'axe de plus forte mobilité ( $[1\bar{1}0]$  d'après Chen [2]), les mobilités à 300 °K sont comprises entre 7500 et 10000  $\text{cm}^2/\text{V.s}$  sans amélioration claire pour un type de couche tampon par rapport à un autre. A 77 °K les mobilités selon cet axe sont comprises entre 23000 et 34000  $\text{cm}^2/\text{V.s}$  avec une amélioration sensible pour les structures à couche tampon GaInAs. Pour remonter à ces valeurs de mobilité, on considère que les densités de porteurs sont constantes et que les anisotropies de mobilité sont les mêmes dans les différentes couches de l'hétérostructure. La connaissance des résistances carré  $R_x$  et  $R_y$  dans les directions cristallographiques  $\langle 110 \rangle$  à partir des équations II.4 et II.5 permet alors de calculer les mobilités  $\mu_x$  et  $\mu_y$ .

Couche	couche tampon		300 °K			77 °K		
	matériau	type	$R_{\square}$ ( $\Omega$ )	$\mu_x$ ( $\text{cm}^2/\text{V.s}$ )	$\mu_x/\mu_y$	$R_{\square}$ ( $\Omega$ )	$\mu_x$ ( $\text{cm}^2/\text{V.s}$ )	$\mu_x/\mu_y$
930628	GaInAs		481	8770	0.99	113	31500	0.93
930935	GaInAs		245	8800	0.99	90	27800	0.97
931036	GaInAs		164	9200	0.98	69	28000	0.94
S941134	GaInAs		570	7200	0.96	159	25100	0.87
S951210	GaInAs		494	8400	0.93	193	16300	0.8
S960202	GaInAs		344	8000	0.94	123	21600	0.83
S960207	GaInAs		310	7500	0.93	98.5	18800	0.82
S960524	AlInAs		354	8000	0.86	/	/	/
S960610	AlInAs		450	6800	0.82	/	/	/
S960612	AlInAs		552	6300	0.91	/	/	/
S960635	AlInAs		245	6400	0.63	94.3	18900	0.71
S960637	AlInAs		192	8400	0.86	77.3	20400	0.74

Tableau II-3 : Anisotropie de la mobilité dans le plan de croissance pour différentes couches métamorphiques.

Couche	$\mu_{300}$ ( $\text{cm}^2/\text{V.s}$ )	$n_{s,300}$ ( $10^{12}/\text{cm}^2$ )	$\mu_{77}$ ( $\text{cm}^2/\text{V.s}$ )	$n_{s,77}$ ( $10^{12}/\text{cm}^2$ )	$\delta$ ( $\text{cm}^{-2}$ )	Spacer ( $\text{\AA}$ )	% In (GaInAs)
930628	8810	1.26	32765	1.64	$200 \text{ \AA} \cdot 2 \cdot 10^{18}$	40	30
930935	8880	1.61	28320	1.84	$4 \cdot 10^{12}$	40	35
931036	9310	1.76	28680	2.46	$4 \cdot 10^{12}$		
S941134	7400	1.12	28900	1.09			
S951210	8800	1.1	17900	1.67	$5 \cdot 10^{12}$	50	30
S960202	8200	1.23	23800	1.81	$5 \cdot 10^{12}$		
S960207	7800	1.61	20900	2.83	$6 \cdot 10^{12}$	50	30
S960524	8600	1.65	/	/	$6 \cdot 10^{12}$	58	30
S960610	7500	1.42	/	/	$5 \cdot 10^{12}$	50	30
S960612	6670	1.1	/	/	$6 \cdot 10^{12}$	50	30
S960635	8200	2.2	22500	2.3			
S960637	9100	2.14	23800	2.71			

*Tableau II-4 : Résultats de mesure d'effet Hall sur différentes couches métamorphiques.*



*Figure II-17 : Bilan des mesures d'effets Hall (motifs clairs) et comparaison avec les résultats de la littérature (motifs pleins).*

#### **II.2.4.8. Conclusion**

L'ensemble de ces mesures a montré, avec la technique de croissance actuelle, la supériorité des couches tampons à base de GaInAs. Ceci se traduit surtout par une meilleure isotropie de la relaxation selon les directions cristallographiques <110> dans le plan de croissance et par l'amélioration des propriétés de transport des couches actives à 77 °K. Cette isotropie est en fait le reflet de la bonne relaxation de la contrainte. Cependant les paramètres de croissance des couches tampon GaInAs doivent être contrôlés afin d'éliminer les problèmes de courants de fuite inhérents à ce matériau. En ce qui concerne le type de couche tampon, même si les résultats de caractérisation par double diffraction des rayons X montrent la supériorité des couches graduelles avec saut de composition en terme de relaxation, les mesures électriques ne mettent pas en avant une couche tampon par rapport à une autre.

### **II.3. Conclusion chapitre II**

Nous avons vu dans ce chapitre les conditions et les contraintes associées à l'épitaxie des couches dans les différentes filières de transistors à gaz d'électrons bidimensionnel présentées dans le premier chapitre. L'état actuel des techniques croissance nous permet de réaliser des hétéroépitaxies dans toutes ces filières et d'envisager pour chacune d'elles la réalisation de composants. Cependant, une optimisation des étapes technologiques est nécessaire sur ces matériaux afin d'obtenir de bonnes performances pour les composants réalisés. Cette optimisation fait l'objet du chapitre suivant.

## Bibliographie du chapitre II

- [1]. K. L. Kavanagh, M. A. Capano, and L. W. Hobbs, *J. Appl. Phys.* **64**, 484 (1988).
- [2]. J. Chen, J. M. Fernandez, and H. H. Wieder, *Appl. Phys. Lett.* **61**, 1116 (1992).
- [3]. Y. Cordier, Thèse de doctorat de l'Université de Lille I (1992).
- [4]. A. Cappy, Thèse de doctorat es Science, Université de Lille I (1986).
- [5]. C. T. Foxon and B. A. Joyce, *Surf. Sci.* **50**, 434 (1975).
- [6]. H. Künzel, W Passenberg, J Böttcher, and C. Heedt, *Microelectronic Eng.* **15**, 569 (1991).
- [7]. F. Peiro, A. Cornet, A. Herms, and J. R. Morante, *J. Vac. Sci. Technol. B* **10**, 2148 (1992).
- [8]. Van der Merwe, *J. Appl. Phys.* **34**, 123 (1962).
- [9]. R. People and J. C. Bean, *Appl. Phys. Lett.* **47**, 322 (1985).
- [10]. J. W. Matthews, *J. Vac. Sci. Technol.* **12**, 126 (1975).
- [11]. P. M. Marée, J. C. Barbour, and J. F. van der Veen, *J. Appl. Phys.* **62**, 4413 (1987).
- [12]. K. Kim, and Y. Hee Lee, *Appl. Phys. Lett.* **67**, 2212 (1995).
- [13]. G. A. Rozgonyi, P. M. Petroff, and M. B. Pansih, *Appl. Phys. Lett.* **24**, 251 (1974).
- [14]. J. W. Matthews, S. Mader, and T. B. Light, *J. Appl. Phys.* **41**, 3800 (1970).
- [15]. R. H. M. van de leur, A. J. G. Shellingerhout, F. Tuinstra, and J. E. Mooij, *J. Appl. Phys.* **64**, 3043 (1988).
- [16]. W. Wegscheider, *J. Vac. Sci. Technol. B* **11**, 1056 (1993).
- [17]. T. Y. Chang, *J. Appl. Phys.* **78**, 4948 (1995).
- [18]. B. W. Dodson, and P. A. Taylor, *Appl. Phys. Lett.* **49**, 642 (1986).
- [19]. Y. C. Chen, and P. K. Bhattacharya, *J. Appl. Phys.* **73**, 7389 (1993).
- [20]. Y. Ueno, T. Taguchi, K. Matsugatani, Y. Takeuchi, Y. Sugiyama, M. Tacano, and T. Hattori, *Jpn. J. Appl. Phys.* **33**, L162 (1994).
- [21]. J. Y. Tsao, B. W. dodson, S. T. Picraux, and D. M. Cornelison, *Phys. Rev. Lett.* **59**, 2455 (1987).
- [22]. B. W. Dodson, and J. Y. Tsao, *Appl. Phys. Lett.* **51**, 1350 (1990).
- [23]. K. Chang, P Bhattacharya, and R. Lai, *J. Appl. Phys.* **67**, 3323 (1990).
- [24]. J. Tersoff, *Appl. Phys. Lett.* **62**, 693 (1993).
- [25]. G. H. Olsen, M. S. Abrahams, C. J. Buiocchi, and T. Z. Zamerowski, *J. Appl. Phys.* **46**, 1643 (1975).
- [26]. J. I Chyi, J. L. Shieh, C. S. Wu, R. M. Lin, J. W. Pan, Y. J. Chan, and C. H. Lin, *Jpn. J. Appl. Phys.* **33**, L1574 (1994).
- [27]. P. L. Gourley, T. J. Drummond, and B. L. Doyle, *Appl. Phys. Lett.* **49**, 1101 (1986).
- [28]. P. Win, Y. Druelle, P. Legry, S. Lepilliet, A. Cappy, Y. Cordier, and J. Favre, *Electron. Lett.* **29**, 169 (1993).

- [29]. M. Chertouk, H. Heiss, D. Xu, S. Kraus, W. Klein, G. Böhn, G. Tränkle, and G. Weiman, *Microwave and Optical Technology Letters* **11**, 145 (1996).
- [30]. N. Rorsman, C. Karlsson, S. M. Wang, H. Zirathn, and T. G. andersson, *Electron. Lett.* **31**, 1292 (1995).
- [31]. D. M. Gill, B. C. Kane, S. P. Svensson, D. W. Tu, P. N. Uppal, and N. E. Byer, *IEEE Electr. Dev. Lett.* **17**, 328 (1996).
- [32]. H. Masato, T. Matsuno, and K. Inoue, *Jpn. J. Appl. Phys.* **30**, 3850 (1991).
- [33]. P. Win, *Thèse de l'Université de Lille I* (1993).
- [34]. G. H. Olsen, *J. Cryst. Growth* **31**, 223 (1975).

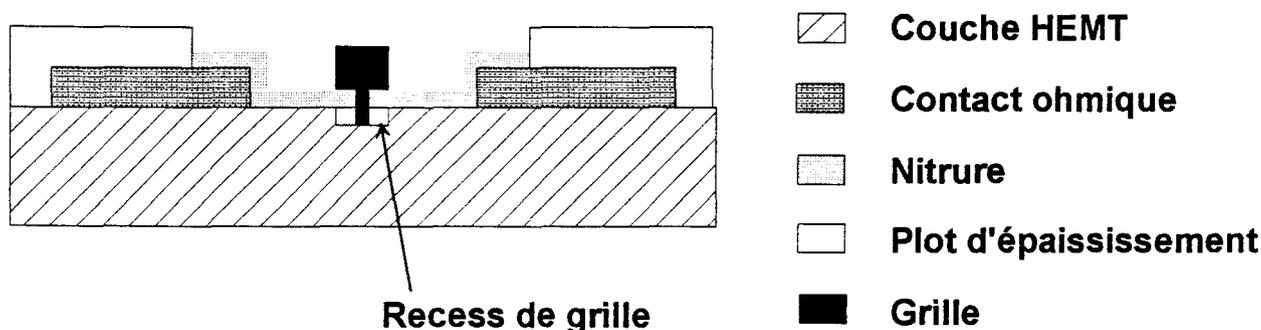
# **CHAPITRE III**

## **OPTIMISATION DES ETAPES TECHNOLOGIQUES**

Ce chapitre portera plus précisément sur la fabrication des HEMTs. Après une brève description de la technologie utilisée pour réaliser les transistors, nous aborderons dans les paragraphes suivants l'optimisation de chacune des différentes étapes .

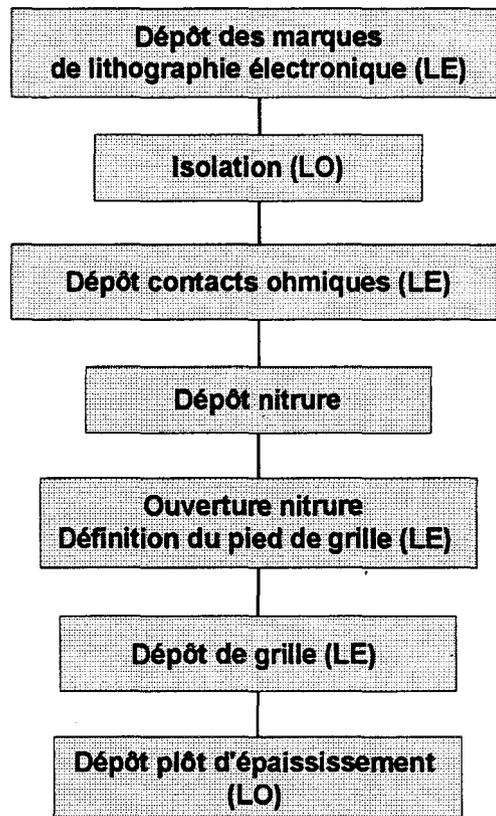
### III.1. Présentation de la technologie nitrure

La technologie utilisée pour réaliser les composants est une technologie nitrure avec une grille en T. Dans ce procédé de fabrication, le pied de la grille est défini dans une fine couche de nitrure de 800 Å (Figure III-1). Cette technologie a été choisie en raison des difficultés rencontrées pour réaliser une grille courte 0.1µm avec un masque de résine tricouche. La chronologie des différentes étapes intervenant dans la fabrication est représentée sur la Figure III-2. Les étapes de base tels le nettoyage ou le lift off n'y sont pas représentées mais font parties intégrante de la fabrication.



*Figure III-1: Coupe schématique d'un transistor à effet de champ en technologie nitrure*

Le procédé et la chronologie de fabrication donnés sur cette figure ne sont pas absolus et différentes alternatives sont possibles. Ce procédé est adapté au cas particulier des contacts ohmiques débordants qui nécessitent la réalisation de l'attaque Mesa avant les contacts ohmiques (page 99). La technologie nitrure ne présente pas de difficultés particulières mais du point de vue composant, elle a l'inconvénient d'avoir des capacités parasites plus élevées du fait de la présence du nitrure. De manière à diminuer ces capacités, une étude de dénitruration et de passivation a été réalisée (chapitre IV).



*Figure III-2: Chronologie de fabrication d'un transistor à effet de champ. LO et LE distinguent les étapes optiques (Lithographie Optique) et les étapes électroniques (Lithographie Electronique)*

## **III.2. Optimisation des étapes technologiques**

### **III.3. L'isolation**

Cette étape technologique a pour but l'isolation électrique des différents composants d'un même substrat. Celle-ci est généralement réalisée par attaque chimique pendant laquelle on vient graver la couche active jusqu'à la couche tampon « non conductrice ». Cette technique a l'avantage d'être facile de mise en œuvre mais présente les inconvénients suivants :

- la structure est non planeaire
- risque d'un courant de fuite de grille dû au contact entre la métallisation et les couches actives dans la descente de Mesa.
- dans le cas de grille courte, risque de rupture de la métallisation dans la descente de Mesa.

Ces problèmes ne sont pas sans solution. Par exemple, l'utilisation d'une attaque chimique sélective après la réalisation du Mesa permet d'attaquer préférentiellement les

couches de GaInAs conductrices dans la descente de grille et donc d'éliminer les problèmes de courant de fuite [1]. De même l'orientation des grilles parallèlement à la direction cristallographique [110] et une profondeur d'attaque raisonnable permettent de réduire les risques de rupture. Pour toutes les structures composant basées sur l'hétérojonction AlInAs/GaInAs, la solution d'attaque utilisée est la solution à base d'acide orthophosphorique  $\text{H}_3\text{PO}_4/\text{H}_2\text{O}_2/\text{H}_2\text{O}$  dont la vitesse d'attaque est de l'ordre de 1800 Å/min.

### **III.3.1. Isolation par implantation**

#### **III.3.1.1. Présentation**

L'isolation par implantation est une bonne alternative à l'attaque Mesa car elle permet, en conservant une structure planaire, d'en éviter tous les problèmes. Malheureusement, l'implantation ionique est d'un abord plus délicat notamment en termes technologiques puisqu'il faut répondre aux problèmes de protection des zones non implantées, de propreté du substrat après implantation et aux problèmes liés au recuit après implantation. Dans son principe, l'appareil d'implantation ionique est relativement simple. Les ions formés à son entrée sont triés par leurs masses à l'aide d'aimants pour former un faisceau d'ions d'une grande pureté. Ces ions sont ensuite accélérés et focalisés par une série de champs électriques et dirigés sur la cible à implanter. Les différents paramètres de l'implantation ionique sont :

- la dose (exprimée en nombre d'atome/cm<sup>2</sup>)
- l'énergie des ions implantés (keV)
- la densité de courant ionique (μA/cm<sup>2</sup>)
- l'angle d'incidence du faisceau d'ions par rapport à la normale de l'échantillon.
- la température de l'échantillon

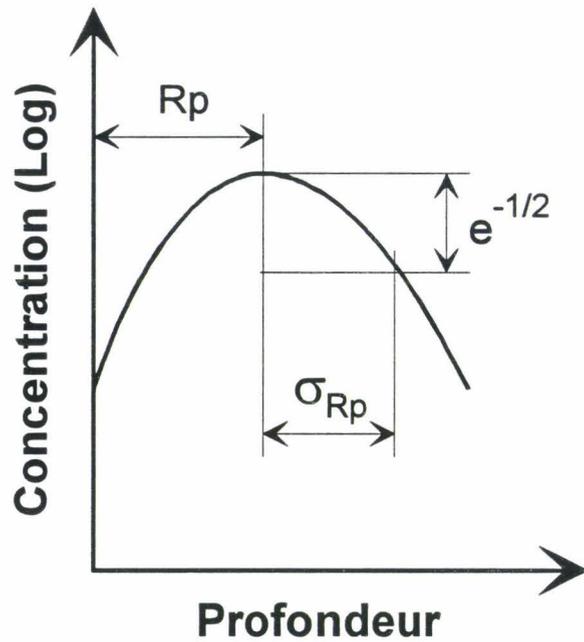


Figure III-3 : Définition d'un profil d'implantation

L'énergie et la dose déterminent le profil d'implantation. Celui-ci est défini par la profondeur moyenne d'implantation ( $R_p$ ) et par la déviation standard ( $\sigma_{Rp}$ ) (Figure III-3). La densité de courant ionique est un paramètre important pour le contrôle de l'élévation de température pendant l'implantation et joue un rôle déterminant dans la création de défauts dans la couche. La désorientation du faisceau d'ions par rapport à la normale de l'échantillon permet d'éviter les phénomènes de canalisation. En effet, dans le cas où des directions cristallographiques ou des plans d'indices faibles se situent dans la direction des ions incidents, de nombreux atomes pénètrent très profondément, perdant très peu d'énergie par unité de longueur parcourue. Un tilt du faisceau incident de  $7-8^\circ$  par rapport à ces directions élimine tout problème. Certains systèmes permettent d'imposer la température de l'échantillon pendant l'implantation. Ceci apporte de nouvelles possibilités car à haute température les défauts créés par l'implantation sont plus mobiles. La diffusion des défauts et la réparation des dommages pendant l'implantation conduisent alors à de nouveaux résultats d'implantation. L'appareil utilisé dans notre laboratoire est un  $\text{EATON 3204}$  qui a une tension d'accélération de 200 kV et autorise des courants ioniques de 3 mA. La désorientation entre le faisceau incident et l'échantillon peut être réglé entre 0 et  $15^\circ$ . Cet appareil ne dispose malheureusement pas de système de chauffage et n'autorise que des implantations à température ambiante.

La définition d'un procédé d'isolation par implantation pour les différentes couches composants ainsi que la résolution des problèmes liés à la technologie sont traités dans les paragraphes suivants.

### **III.3.1.2. Principe d'isolation par implantation**

On peut distinguer deux méthodes d'isolation par implantation. La première est de créer en milieu de gap des niveaux de pièges relatifs aux défauts dus à l'implantation. Ces défauts, créés par les chocs élastiques entre les ions incidents et les atomes du cristal bombardé, peuvent aller de la paire de Frenkel (lacune + atome déplacé) à des défauts plus complexes comme des dislocations. La seconde méthode est d'implanter des espèces chimiques comme le fer qui une fois en position substitutionnelle vont créer des niveaux de pièges. Cette deuxième technique nécessite un recuit haute température ( $\approx 700$  °C) après implantation afin d'amener les ions implantés en position substitutionnelle.

### **III.3.1.3. Loi de Davies**

Pour être isolé par implantation, un matériau semi-conducteur doit avoir une largeur de bande interdite supérieure à 1 eV. Cette loi définie par Davies peut s'expliquer simplement par le fait que pour des matériaux à petit gap, les niveaux de pièges, même situés en milieu de gap sont peu profonds et par conséquent inefficaces pour isoler le matériau. Dans les chapitres suivants, cette loi sert de base afin de définir le domaine d'application de l'isolation par implantation dans les différentes structures HEMT.

### **III.3.1.4. Isolation par implantation de l'AlInAs**

La largeur de bande interdite de l'AlInAs utilisé dans les applications transistor à effet de champ est supérieur à 1 eV:

- 1.42 eV pour les filières InP et métamorphique 53%.
- supérieur à 2 eV pour la filière métamorphique (In < 30%)

De ce fait l'isolation par implantation de l'AlInAs ne pose pas de réels problèmes. De bons résultats ont été obtenus par implantation d'Oxygène et d'Hélium dans l'AlInAs adapté

en maille avec l'InP [2, 3] avec des résistances supérieures à  $10 \text{ M}\Omega/\square$ .

### III.3.1.5. Isolation par implantation du GaInAs

Pour des taux d'Indium inférieur à 48 %, le GaInAs a un gap supérieur à 1 eV. Ces teneurs en Indium correspondent aux applications pseudomorphiques et métamorphiques. Pour des taux d'Indium supérieurs à 48 % (adapté en maille ou pseudomorphique sur InP), l'implantation ionique ne permet pas d'obtenir de bonnes isolations. De nombreuses études ont été réalisées sur l'isolation du  $\text{Ga}_{0.47}\text{In}_{0.53}\text{As}$  [2, 4-7]. Quel que soit l'ion implanté,  $\text{H}^+$ ,  $\text{Be}^+$ ,  $\text{B}^+$ ,  $\text{O}^+$  ou le  $\text{Fe}^+$ , les valeurs d'isolation obtenues n'excèdent pas  $10^5 \Omega/\square$  ce qui est insuffisant pour des applications composants.

### III.3.1.6. Isolation par implantation des couches HEMT

#### III.3.1.6.1. Pseudomorphique sur GaAs

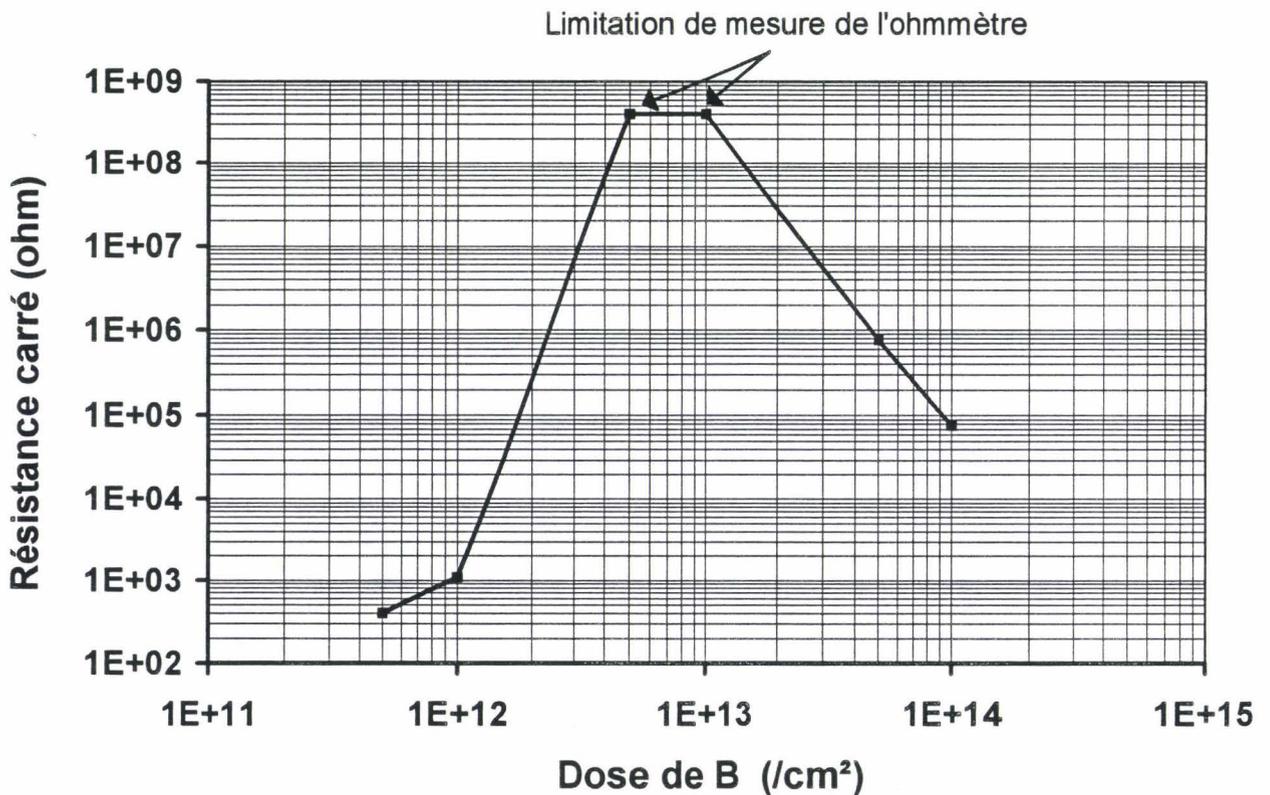


Figure III-4 : Résistance carré après isolation au  $\text{B}^+$  140keV sur couche pseudomorphique 1525-10 (picogiga) sans recuit

Etant donné le caractère grand gap ( $> 1$  eV) des différents matériaux constituant ces couches, l'implantation ionique donne d'excellents résultats en terme d'isolation. S. JJ Teng et al ont obtenus des résistances carré après implantation de  $B^+$  dans des couches PHEMTs de l'ordre de  $10\text{ G}\Omega$ . Ces essais ont été reproduits dans le cas particulier des couches pseudomorphiques sur GaAs utilisées au sein du laboratoire (Figure III-5). Les résultats obtenus sont représentés sur la Figure III-4. La profondeur d'implantation visée est de  $3200\text{ \AA}$ , ce qui se situe dans la couche tampon et correspond à une énergie d'implantation de  $140\text{ keV}$ . Les meilleurs résultats sont supérieurs à  $400\text{ M}\Omega/\square$  ce qui représente la limite de mesure de l'ohmmètre utilisé. Ces mesures n'ont pas été approfondies, une isolation de cet ordre de grandeur étant largement suffisante pour nos applications.

500 Å	GaAs	$5.10^{18}\text{ cm}^{-3}$	Rp 3200 Å
200 Å	AlGaAs	$5.10^{17}$	
	$\delta$ doped	$5.10^{12}\text{ cm}^{-2}$	
20 Å	AlGaAs	nid	
110 Å	$\text{GaIn}_{0.22}\text{As}$	nid	
	GaAs/AlGa <sub>0.20</sub> As		
4500 Å	super réseau	nid	
GaAs (S-I)			

Figure III-5 : Structure de la couche 1525-10

### III.3.1.6.2. Métamorphique ( $x_{\text{In}} \approx 30\%$ )

Tout comme les couches pseudomorphiques sur GaAs, les différents matériaux constituant ces couches ont des largeurs de bande interdite supérieures à  $1\text{ eV}$ . Comme attendu, des essais d'implantation de  $B^+$  dans la couche S941212 qui avait une résistance carré de  $90\text{ }\Omega/\square$  (Figure III-6) ont donné des résultats satisfaisants compte tenu du fait que des problèmes de courant de fuite dans la couche tampon ont été observés par la suite. Les résultats des différents essais réalisés sont représentés sur la Figure III-7. Le meilleur résultat est de l'ordre du  $\text{M}\Omega$  pour une implantation de  $5.10^{13}\text{ B}^+/\text{cm}^2$  à  $140\text{ keV}$ .

100 Å	GaIn <sub>0,30</sub> As	6.10 <sup>18</sup> cm <sup>-3</sup>
150 Å	AlIn <sub>0,29</sub> As	nid
	δ doped (Si)	4.10 <sup>12</sup> cm <sup>-2</sup>
50 Å	AlIn <sub>0,29</sub> As	nid
250 Å	GaIn <sub>0,30</sub> As	nid
1000 Å	AlIn <sub>0,29</sub> As	nid
GaAs (S-I)		

Figure III-6 : Structure de la couche métamorphique S941212

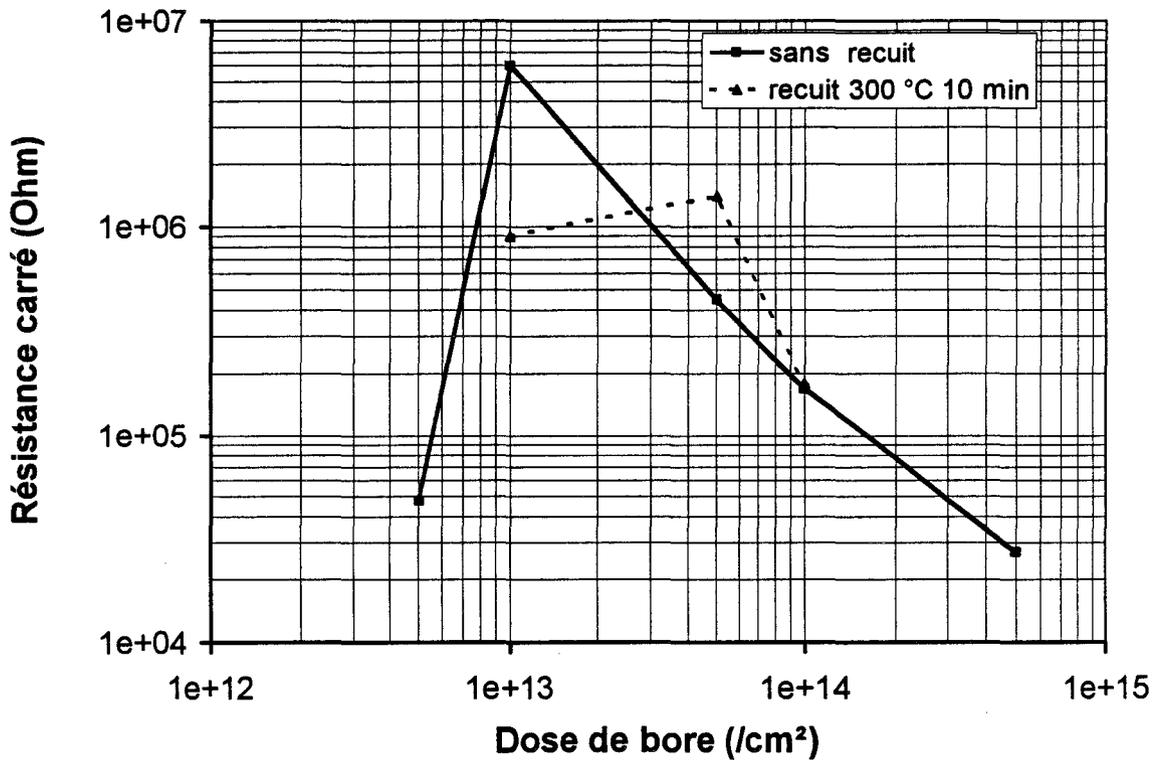


Figure III-7 : Résistance carré après isolation au B+ 140 keV sur couche métamorphique S941212.

### III.3.1.6.3. LM, PM sur InP, métamorphique 50%

Pour ces différentes structures, le GaInAs a un gap de l'ordre de 0,74 eV. De ce fait, l'implantation ionique n'est pas apte à produire une bonne isolation. Différents essais avec

l'hydrogène, le bore, le fluor ont donné des résultats conformes à ces prévisions. L'hydrogène a donné de très mauvais résultats avec une résistance carré de l'ordre de 3 k $\Omega$  ; ceci est cohérent avec les essais d'implantation d'hydrogène dans le Ga<sub>0,47</sub>In<sub>0,53</sub>As [3]. En général, l'isolation induite par des défauts résulte principalement de la réduction du nombre de porteurs accompagnée d'une diminution plus réduite de la mobilité. Dans le cas de l'hydrogène, le nombre de porteur diminue très peu et peut même augmenter sous certaines conditions [2], entraînant ainsi la diminution de la résistance carré.

Des essais d'implantation de bore et de fluor réalisés au sein de notre laboratoire ont donnés des résistances d'isolation de l'ordre du M $\Omega$ . Cependant, contrairement aux échantillons implantés B<sup>+</sup>, les échantillons implantés fluor ont montré une instabilité dans le temps avec une dégradation de la résistance carré de 2 M $\Omega$  à 700 k $\Omega$  après quinze jours à température ambiante. Cette instabilité est caractéristique de l'isolation par implantation liée aux niveaux de pièges relatifs aux défauts, qui n'est stable qu'à la température de recuit [3]. T. Fink [8] a montré la possibilité de réaliser des composants isolés par implantation d'oxygène, avec seulement 900 k $\Omega$  de résistance carré et des performances comparables à celles de composants isolés par attaque Mesa. Les résultats d'isolation par implantation de bore permettent donc d'envisager la réalisation de composants isolés par implantation.

### **III.3.1.7. Isolation par implantation d'Argon**

Afin d'obtenir des résistances d'isolation dans les couches LM ou PM InP toujours plus élevées, des essais d'implantation d'argon ont été réalisés. Cet ion ayant une masse atomique plus élevée que le bore ou le fluor (Ar(40), B(10), F(18)), on peut donc s'attendre à la création d'un plus grand nombre de défauts dans la couche implantée. Les différents essais ont été réalisés sur des couches composants adaptés en maille sur InP (Figure III-8) avec une résistance carré de l'ordre de 200  $\Omega$  avant implantation. Dans tous les cas, la profondeur moyenne d'implantation visée se situe dans la couche tampon, au delà de la couche active, ce qui correspond à une énergie d'implantation de l'ordre de 100 keV. La température de recuit (300 °C) comme d'autres paramètres d'implantation tels que la densité de courant ou la dose ont été choisis de manière à rester compatible avec le procédé de fabrication des transistors. (Figure III-2). Pour l'ensemble des essais, le courant ionique était de l'ordre de 0,25  $\mu\text{A}/\text{cm}^2$  et la dose était comprise entre  $5 \cdot 10^{12}$  et  $1 \cdot 10^{15}$  at/cm<sup>2</sup>. Les résultats obtenus sont regroupés sur la

Figure III-9. Le meilleur résultat est de l'ordre de 30MΩ de résistance carré pour une implantation de  $1.10^{15}$  Ar<sup>+</sup>/cm<sup>2</sup> à 100 keV recuit 10 heures à 300 °C sous flux d'azote. Ceci est à notre connaissance le meilleur résultat d'isolation par implantation obtenu sur des couches composants adaptées en maille sur InP.

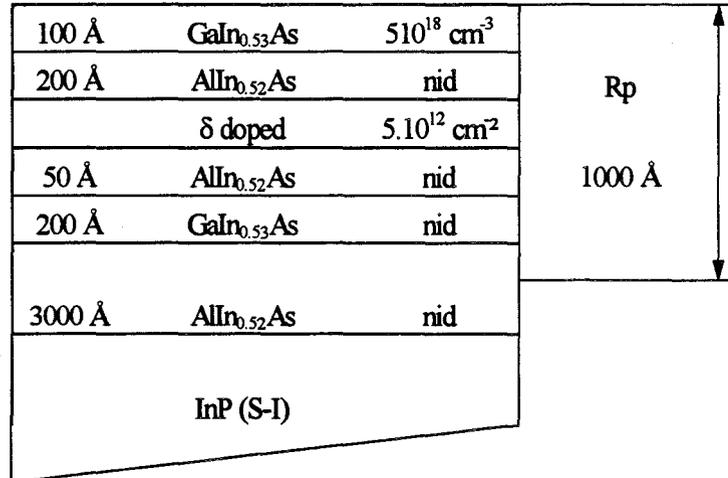


Figure III-8 : Structure de la couche composant LM InP utilisée pour les essais d'implantation d'Ar<sup>+</sup> (G950321).

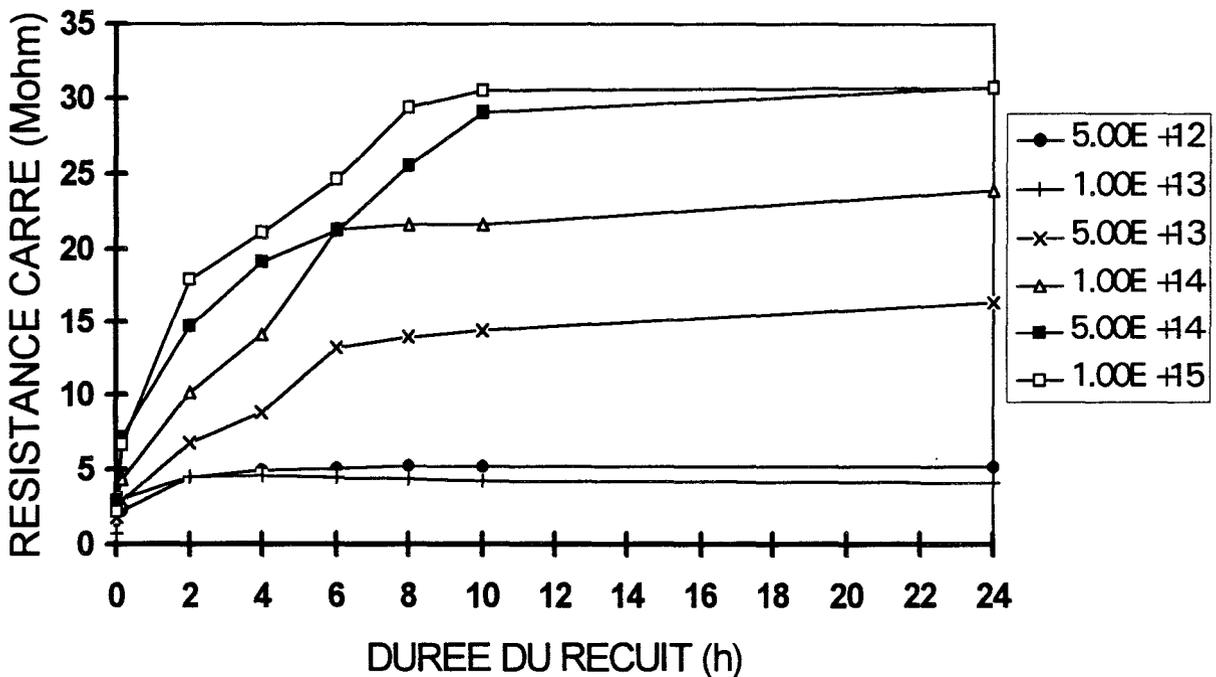


Figure III-9 : Résistance d'isolation après implantation d'Ar<sup>+</sup> à 100 keV en fonction de la durée de recuit à 300 °C sous flux d'azote.

### **III.3.1.7.1. Analyse**

Pour expliquer les bons résultats obtenus par implantation d'argon, différents moyens d'investigations ont été mis en œuvre. Une analyse par spectroscopie Auger a été réalisée sur deux échantillons, le premier étant non implanté, le second ayant subi une implantation ( $1.10^{15}$   $\text{Ar}^+/\text{cm}^2$ , 100 keV) et un recuit à 300 °C pendant 10 heures sous flux d'azote (paramètres du meilleur résultat). La Figure III-10 regroupe ces analyses. Les mesures qui y sont reportées sont normalisées et pondérées par un coefficient correspondant à la teneur en élément III ou V attendue dans les couches de GaInAs et d'AlInAs de l'échantillon non implanté. A la vue des deux profils, il est clair qu'une diffusion de gallium et d'arsenic s'est produite. Ceci explique les bons résultats d'isolation obtenus. En effet, en supposant qu'après diffusion des atomes les matériaux restent adaptés en maille au substrat InP et en utilisant l'expression du gap du  $\text{Ga}_x\text{In}_{1-x-y}\text{Al}_y\text{As}$  donnée par Olego [9], une teneur en aluminium de 16 % suffit pour avoir un matériau de gap supérieur à 1 eV. L'implantation ionique permet donc d'obtenir de bonnes isolations dans le  $\text{Ga}_x\text{In}_{1-x-y}\text{Al}_y\text{As}$ . L'hélium, par exemple, donne des résistances d'isolation de l'ordre de 10  $\text{M}\Omega/\square$ , ce qui est comparable aux résultats que nous avons obtenus [2]. L'isolation par implantation d'argon peut donc s'expliquer comme suit. L'implantation d'un atome relativement lourd génère dans le matériau un grand nombre de défauts. Ces derniers, avec un recuit même à basse température, permettent la diffusion des atomes et le mixage des couches de GaInAs et d'AlInAs. L'évolution de la résistance d'isolation en fonction du temps de recuit (Figure III-9) est caractéristique d'un phénomène de diffusion ce qui confirme cette hypothèse. Le recuit à 300 °C ne guérit pas les défauts générés par l'implantation. De ce fait le  $\text{Ga}_x\text{In}_{1-x-y}\text{Al}_y\text{As}$  formé peut être isolé par les niveaux de pièges relatifs à ces défauts.

### **III.3.1.7.2. Discussion**

Aux vues de l'analyse précédente, deux éléments sont nécessaires pour obtenir l'isolation par implantation des couches HEMT adaptées en maille sur InP : l'interdiffusion pour créer des couches de GaInAlAs et la présence de défauts pour rendre ses couches isolantes. On peut également conclure que pour pouvoir être isolées par implantation, les couches de GaInAs doivent être relativement fines pour être « consommées » par l'interdiffusion. Pour une trop grande épaisseur de couche, il est probable qu'une couche de GaInAs subsisterait et par la même que l'isolation serait inefficace.

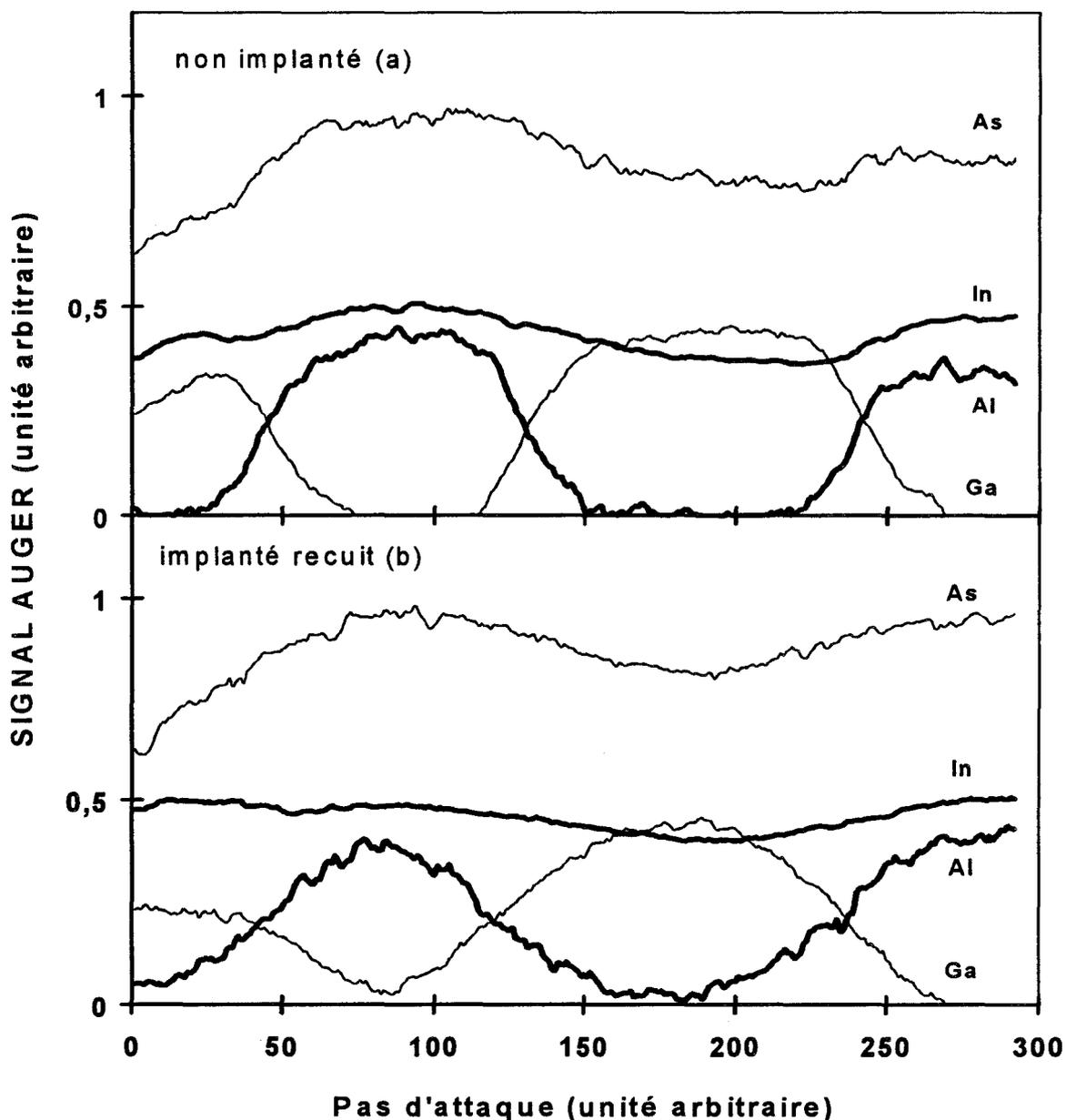


Figure III-10 : Spectre Auger d'une structure LM HEMT : (a) non implantée et (b) implantée  $1.10^{15} \text{ Ar}^+/\text{cm}^2$  à 100 keV recuit à 300 °C 10 heures.

Pour atteindre le désordre recherché, d'autres méthodes sont envisageables. En effet à la lecture de publications, il ressort principalement deux méthodes pour créer du désordre dans les hétéro-épitaxies [10-13]. La première est une implantation à température ambiante suivie d'un recuit haute température (600-800°C). Cette méthode, du fait de la température de recuit, n'est pas adaptée à notre procédé de fabrication. La deuxième méthode est une implantation à une température de l'ordre de 300-400°C qui ne nécessite pas de recuit, les défauts, du fait de

la température, étant plus mobiles et générant le désordre pendant l'implantation. La température doit être supérieure à une température critique qui est de l'ordre de 200-300°C. Avec une température de 400°C, cette méthode reste compatible avec notre procédé de fabrication de transistor. Cependant, les défauts étant plus mobiles, le nombre de défauts restant en fin d'implantation est réduit. Il reste à savoir si celui-ci serait suffisant pour isoler la couche. Malheureusement avec notre système aucun essai en ce sens n'a pu être réalisé.

### **III.3.1.7.3. Application aux couches pseudomorphiques sur InP**

Comme pour les structures métamorphiques 50% d'indium ou adapté en maille sur InP, la faible largeur de bande interdite du  $\text{GaIn}_{x>0.53}\text{As}$  ( $E_g < 0.74$  eV) est un obstacle à l'isolation par implantation ionique des couches pseudomorphiques sur InP. Etant donné les résultats obtenus sur les couches adaptées en maille sur InP, un essai d'isolation par implantation d'Ar<sup>+</sup> reprenant les paramètres précédents a été réalisé sur une couche pseudomorphique 65% d'Indium. Les résultats d'isolation obtenus sont supérieurs à ceux des couches LM InP avec une isolation de l'ordre de 50 MΩ ce qui est très largement suffisant pour des applications composant. La faible épaisseur de couche du canal de  $\text{GaIn}_{0.65}\text{As}$  (150 Å) et la relaxation de la contrainte par formation de dislocations peuvent expliquer ce très bon résultat. En effet, les défauts générés par l'implantation sont autant de sources de dislocation qui vont permettre de relaxer la contrainte de la couche pseudomorphique.

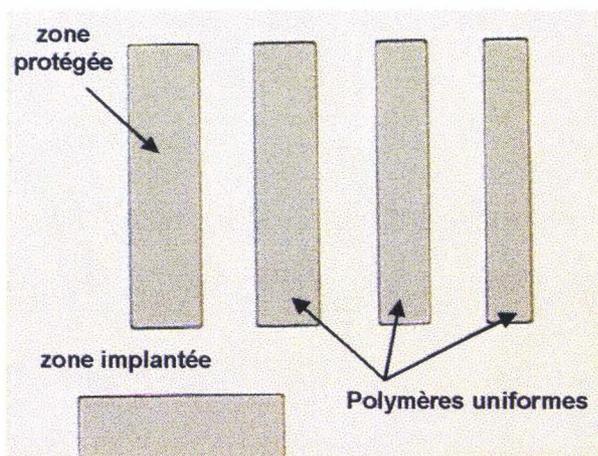
### **III.3.1.8. Technologie associée à l'implantation**

Comme nous l'avons dit précédemment, l'implantation du point de vue technologique est d'un abord délicat. Pour mettre au point ce procédé il a fallu faire face à différents problèmes :

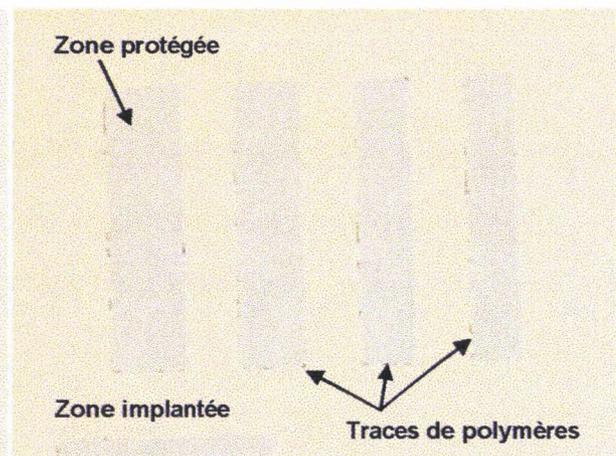
- protection des zones non implantées
- propreté des couches implantées

Ces derniers sont étroitement liés puisque les problèmes de propreté que nous avons rencontrés étaient dus à la dégradation du masque de résine par formation de polymères non solubles dans l'acétone. La résolution de ces problèmes est donc passée par le choix d'une résine plus résistante au bombardement ionique et par la définition d'un procédé technologique

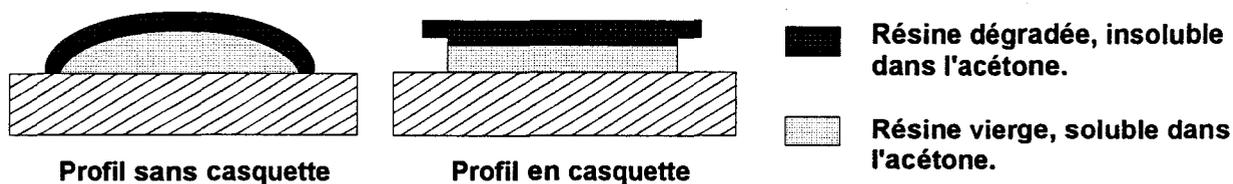
éliminant toutes traces de polymères. Deux procédés distincts, un électronique et l'autre optique, ont été définis. Dans les deux cas, les différents essais ont montré la nécessité de protéger la couche à implanter par une fine couche de nitrure. Cette dernière permet en effet d'éviter la dégradation de la couche soit par le « remove » de la résine électronique, soit par l'attaque ionique réactive (RIE) d'O<sub>2</sub> nécessaire pour retirer les dernières traces de polymères. Les résines retenues comme masque sont la Shipley 1400-27 (optique) et la AZPN 114 (électronique). Dans le cas du procédé optique, l'utilisation d'un profil en casquette a permis d'obtenir de bien meilleurs résultats en termes de propreté. Les photos 1 et 2 montrent la comparaison entre deux implantations à travers un masque de résine optique, avec ou sans casquette, après nettoyage à l'acétone. Ces résultats peuvent s'expliquer simplement par les schémas de la Figure III-11. Dans le cas d'un profil sans casquette, l'acétone ne peut pas atteindre la résine non dégradée. Pour un profil en casquette, seule la partie supérieure du masque est dégradée ce qui permet à l'acétone de retirer la résine. De plus, ce résultat montre l'efficacité de la résine à protéger les zones non implantées puisque la partie inférieure de la résine n'est pas dégradée et reste soluble dans l'acétone. Par ailleurs, l'efficacité de protection des différents masques a été vérifiée par la mesure de la résistance carré sur des échelles de résistances, avant et après implantation.



**Photo 1:** Implantation ionique à travers un masque de résine optique sans profil en casquette.



**Photo 2:** Implantation ionique à travers un masque de résine optique avec un profil en casquette.



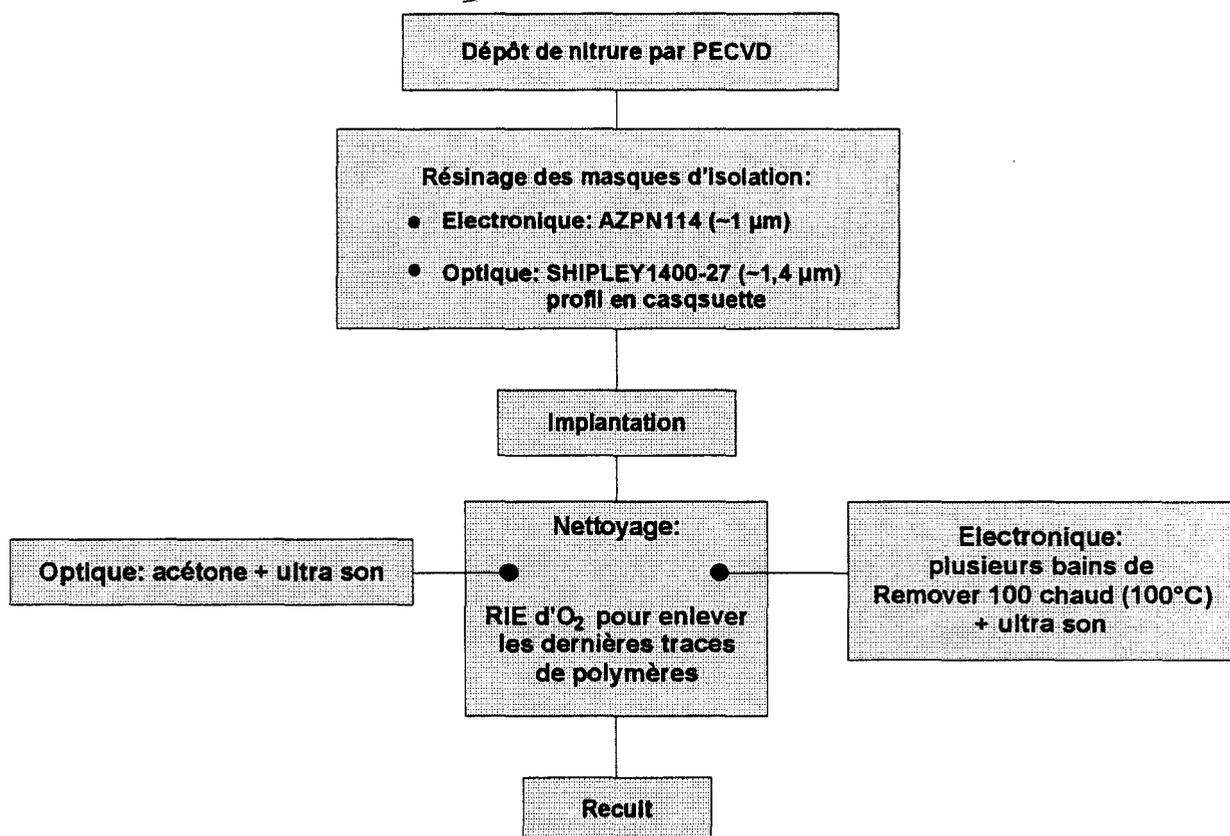
*Figure III-11 : Explication schématique de l'intérêt du profil en casquette pour la propreté de l'implantation.*

### Dégradation de la résine (formation de polymères)

Deux paramètres jouent un rôle important dans la dégradation de la résine : la dose et la densité de courant ionique. Plus la dose sera élevée, plus la résine sera bombardée et plus la polymérisation sera importante. Pour cette raison, la dose a été limitée à  $1.10^{15}$  /cm<sup>2</sup>. Expérimentalement, pour une telle dose, la polymérisation de la résine est déjà importante (photo 1). De manière à éviter une densité d'énergie trop importante, donc une élévation de température néfaste pour la résine, la densité de courant ionique est gardée aussi faible que possible pendant l'implantation. En général, celle-ci est de l'ordre de  $0.25 \mu\text{A}/\text{cm}^2$ .

### Température de recuit

La température de recuit après implantation a été choisie afin que le procédé d'isolation par implantation ionique reste compatible avec l'ensemble du procédé de fabrication des transistors. En effet, chronologiquement (Figure III-2), l'isolation est réalisée après les marques métalliques TiAu nécessaires pour l'alignement en lithographie électronique. L'étape d'implantation ne doit donc pas dégrader ces marques ce qui impose une température de recuit relativement faible (300-400 °C). Pour pouvoir profiter de températures de recuit plus importantes, des essais de réalisation de marques avec des métaux ayant une température de fusion élevée comme le Pt (1769 °C) ont été réalisés. Malheureusement, ces marques se sont révélées inadaptées, le masqueur électronique ne les détectant pas. Après un recuit à 300 °C pendant 24 heures, les marques TiAu finalement utilisées restent détectables par le masqueur. Le procédé d'isolation par implantation est donc pour finir :



### III.3.1.9. Conclusion

L'isolation par implantation ionique a donné des résultats suffisants pour toutes les différentes structures étudiées (Tableau III-1). De plus la technologie associée est au point, ce qui permet d'envisager la réalisation de transistors isolés par implantation.

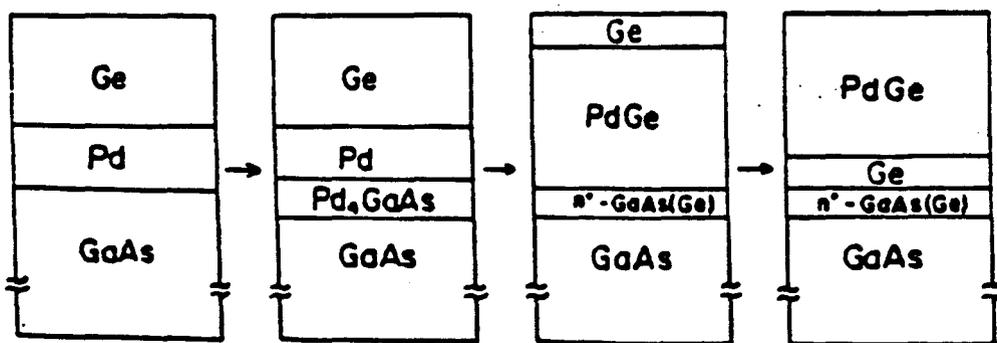
Structure	PM GaAs	MM 30%	LM InP (1)	PM InP (2)	MM 50% (3)
Isolation (MΩ)	> 400	> 1	30	50	*
Espèce implantée	B <sup>+</sup>	B <sup>+</sup>	Ar <sup>+</sup>	Ar <sup>+</sup>	Ar <sup>+</sup>
Dose (cm <sup>-2</sup> )	5.10 <sup>13</sup>	1-5.10 <sup>13</sup>	1.10 <sup>15</sup>	1.10 <sup>15</sup>	1.10 <sup>15</sup>
Energie (keV)	140	140	100	110	*
Couche d'essai	1525-10 (Figure III-5)	S941212 (Figure III-6)	S950615	S951220 (présence 200 Å de Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub> )	*

Tableau III-1 : paramètres et résultat d'isolation par implantation ionique pour différentes structures (\*Aucun essai n'a été réalisé à ce jour mais de bons espoirs sont placés dans l'implantation argon).

### III.3.2. Contact ohmique

Les performances des HEMTs sont fortement affectées par la résistance parasite de source dans laquelle la résistance de contact joue un rôle prépondérant. La diminution de cette résistance permet donc une amélioration globale des performances, aussi bien en fréquence qu'en bruit. Dans l'étude qui suit nous nous attacherons plus particulièrement à l'optimisation des contacts ohmiques sur les couches composant métamorphique avec un taux d'indium de l'ordre de 30 %. En effet, de gros problèmes ont été rencontrés pour obtenir de bons contacts ohmiques sur ces couches, problèmes essentiellement liés à la forte discontinuité de bande de conduction à l'interface GaInAs/AlInAs (0.6 eV).

De manière générale, les contacts ohmiques sur les matériaux semi-conducteurs sont réalisés par évaporation sous vide d'une séquence de métaux ou d'alliage tel l'eutectique AuGe, l'Au, le Ge, le Ni, le Ti ou le Pd. Pour former le contact ohmique cette métallisation est ensuite recuite sous atmosphère inerte. La formation des contacts est un phénomène complexe mais on peut définir globalement son principe. Le but du dépôt métallique et du recuit est de former à l'interface métallisation / semi-conducteur une couche très dopée Ge ou Si, élément apporté par la métallisation. Les autres métaux, tel le Pd ou l'Au ont pour rôle, à travers différentes réactions, de conduire à la formation de cette couche. Un exemple de réaction dans le cas de métallisations basé sur le couple Pd /Ge sur GaAs est donné Figure III-12 [14].



*Figure III-12 : Mécanisme de formation du contact ohmique Pd/Ge sur GaAs.*

Etant donné les faibles dimensions des composants réalisés (canal de 1,3  $\mu\text{m}$ ) nous nous sommes orientés vers des contacts non alliés sur la base des métallisations Ni/Ge/Au/Ni/Au ou Pd/Ge/Ti/Au qui donnent d'excellents contacts ohmiques sur des couches PM sur GaAs ou LM InP [15-17]. Pour cette étude, la détermination des résistances de contact a été faite par des

mesures quatre pointes sur des échelles de résistances. Cette méthode permet de s'affranchir de la résistance des pointes et de remonter à la résistance carré de la couche (Figure III-13).

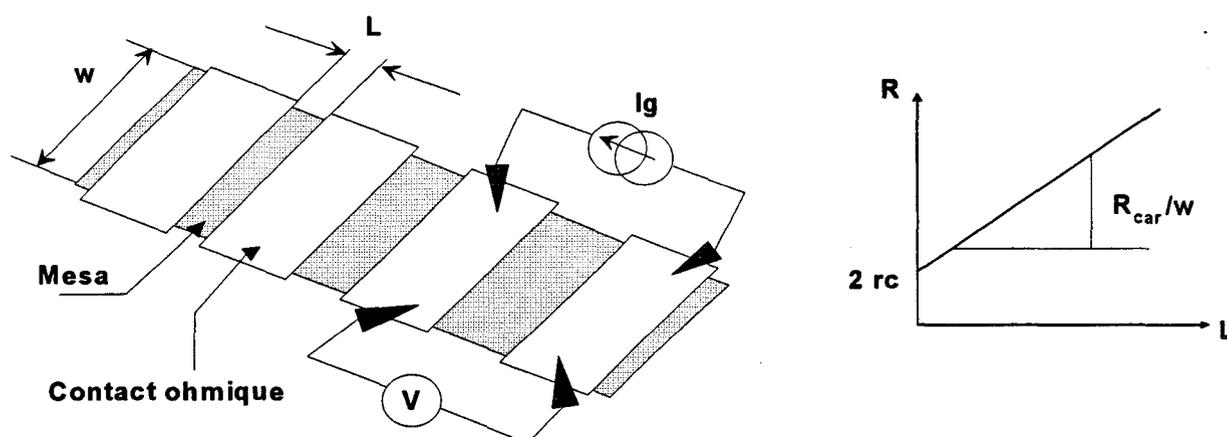


Figure III-13 : Principe de la mesure de la résistance de contact et de la résistance carré par la méthode de mesure quatre pointes.

### III.3.2.1. Contact ohmique sur InP (ou Métamorphique 50% d'Indium)

De très bons résultats ont été obtenus sur toutes ces structures à l'aide de la métallisation Ni(25)/Ge(400)/Au(800)/Ni(50)/Au(600). Le Tableau III-2 regroupe le savoir faire sur ces différentes structures. Il faut cependant noter que les résultats obtenus sur la couche métamorphique 50 % n'ont pas été reproduits. Les essais réalisés avec cette métallisation ont montré une plage de stabilité durée/température très intéressante pour la reproductibilité du procédé de fabrication.

Structure	$R_{\square}$ ( $\Omega$ )	$R_c$ ( $\Omega \cdot \text{mm}$ )	Paramètres du recuit
LM InP	200	0.17	RTA 310 °C 60s
PM InP 65%	170	0.21	RTA 310 °C 60s
MM 50%	191	0.093	RTA 310 °C 60s

Tableau III-2 : Récapitulatif du savoir faire pour la réalisation de contacts ohmiques sur des structures adaptées en maille sur InP ou métamorphique 50% d'indium.

### **III.3.2.2. Contact ohmique sur couche métamorphique (30%)**

L'étude qui suit se décompose principalement en deux parties qui correspondent à des structures de couches composant distinctes. En effet, l'évolution dans la structure de nos couches nous a conduit à réduire considérablement l'épaisseur du cap, passant de structures à cap épais ( $> 400 \text{ \AA}$ ) à des structures à cap fin ( $100 \text{ \AA}$ ). A partir des différents essais réalisés nous tenterons d'extraire des règles générales pour la réalisation de contacts ohmiques sur des couches métamorphiques.

#### **III.3.2.2.1. Couches métamorphiques à cap épais**

Chronologiquement les premiers essais de contact ohmiques ont été réalisés sur des couches de  $2000 \text{ \AA}$  de GaInAs métamorphique (27% d'indium) dopé silicium  $2 \cdot 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ . Ces essais avec la métallisation Pd/Ge/Au/Ti/Au 150/195/390/500/2000 ont donné des résultats très intéressants avec des résistances de contact de l'ordre de  $0,08 \text{ } \Omega \cdot \text{mm}$ . Malheureusement, les résultats obtenus étaient d'une part non homogènes et d'autre part non reproductibles [18]. Une deuxième série d'essais sur une couche à cap épais (920323 Figure III-14) a donné d'excellents résultats avec des résistances de contact de l'ordre de  $0,04 \text{ } \Omega \cdot \text{mm}$ . Cependant, une attaque chimique du cap entre les plots de métallisation a montré que l'on ne contactait que le cap, le contact devenant redresseur. Ces essais ont permis de montrer le problème lié à la barrière de potentiel située à l'interface GaInAs/AlInAs et la faible profondeur de diffusion du germanium dans la couche pour cette métallisation, puisque l'on ne contacte pas le gaz d'électron. Cette faible profondeur de diffusion a par ailleurs été reportée dans le GaAs avec seulement  $210 \text{ \AA}$  [19]. De nombreux essais avec la métallisation Ni/Ge/Au/Ni/Au 150/195/390/500/2000 sur des couches ayant un cap épais n'ont pas donné de résultats satisfaisants. Les résistances de contact obtenues sur la couche 930935 (Figure III-14) sont de l'ordre de  $0,8 \text{ } \Omega \cdot \text{mm}$ . De plus, sur un même échantillon, de nombreux contact ne sont pas ohmiques.

L'ensemble des essais réalisés sur des structures métamorphiques à cap épais ont donc montré la difficulté de réaliser de bons contacts sur ces couches, ceci quelle que soit la métallisation utilisée.

600 Å	GaIn <sub>30</sub> As	5.10 <sup>18</sup> cm <sup>-3</sup>
200 Å	AlIn <sub>29</sub> As	nid
200	AlIn <sub>29</sub> As	2.10 <sup>18</sup> cm <sup>-2</sup>
20 Å	AlIn <sub>29</sub> As	nid
4500 Å	GaIn <sub>30</sub> As	nid
3000 Å	GaIn <sub>5-30</sub> As	nid
GaAs (S-I)		

920323 ( $R_{\square}=205 \Omega$ )

400 Å	GaIn <sub>30</sub> As	3.10 <sup>18</sup> cm <sup>-3</sup>
200 Å	AlIn <sub>29</sub> As	nid
	$\delta$ doped (Si)	5.10 <sup>12</sup> cm <sup>-2</sup>
40 Å	AlIn <sub>29</sub> As	nid
500 Å	GaIn <sub>30</sub> As	nid
300 Å	AlIn <sub>29</sub> As	nid
GaAs (S-I)		

930935 ( $R_{\square}=245 \Omega$ )

Figure III-14 : Structure des couches 920323 et 930935

### III.3.2.2.2. Couches métamorphiques à cap fin

#### III.3.2.2.2.1. Les contacts Pd/Ge

100 Å	GaIn <sub>0.53</sub> As	510 <sup>18</sup> cm <sup>-3</sup>
150 Å	AlIn <sub>0.52</sub> As	nid
	$\delta$ doped (Si)	4.10 <sup>12</sup> cm <sup>-2</sup>
50 Å	AlIn <sub>0.52</sub> As	nid
250 Å	GaIn <sub>0.53</sub> As	nid
3000 Å	AlIn <sub>0.52</sub> As	nid
InP (S-I)		

Figure III-15 : Structure de la couche S950602 ( $R_{\square}=300 \Omega$ )

Des essais avec la métallisation Pd/Ge/Au/Ti/Au (150/195/390/500/2000) sur la couche S950602 (Figure III-15) ont donné en général des contacts non ohmiques, ceci malgré la faible

épaisseur du cap (100 Å) et une profondeur de diffusion attendue de l'ordre de 200-300 Å. Cette métallisation n'a pas permis de résoudre les problèmes liés à la barrière de potentiel et d'obtenir des contacts ohmiques sur les couches métamorphiques 30 %.

### III.3.2.2.2. Les contacts débordants

Pour s'affranchir des problèmes liés à la barrière de potentiel, l'idée est de venir contacter directement le canal dans la descente de Mesa (Figure III-16). Pour ce type de contact, un modèle simple consiste à prendre une ligne résistive distribuée où (Figure III-16) :

- $R_t$  est la résistance tunnel de la couche d'AlInAs ( $\Omega \cdot \text{mm}^2$ ).
- $R_{car}$  est la résistance carré du canal ( $\Omega$ ).
- $R_0$  est la résistance de contact entre la métallisation et le canal ( $\Omega \cdot \text{mm}$ ).
- $d$  est la distance de recouvrement entre la métallisation et le cap ( $\mu\text{m}$ ).

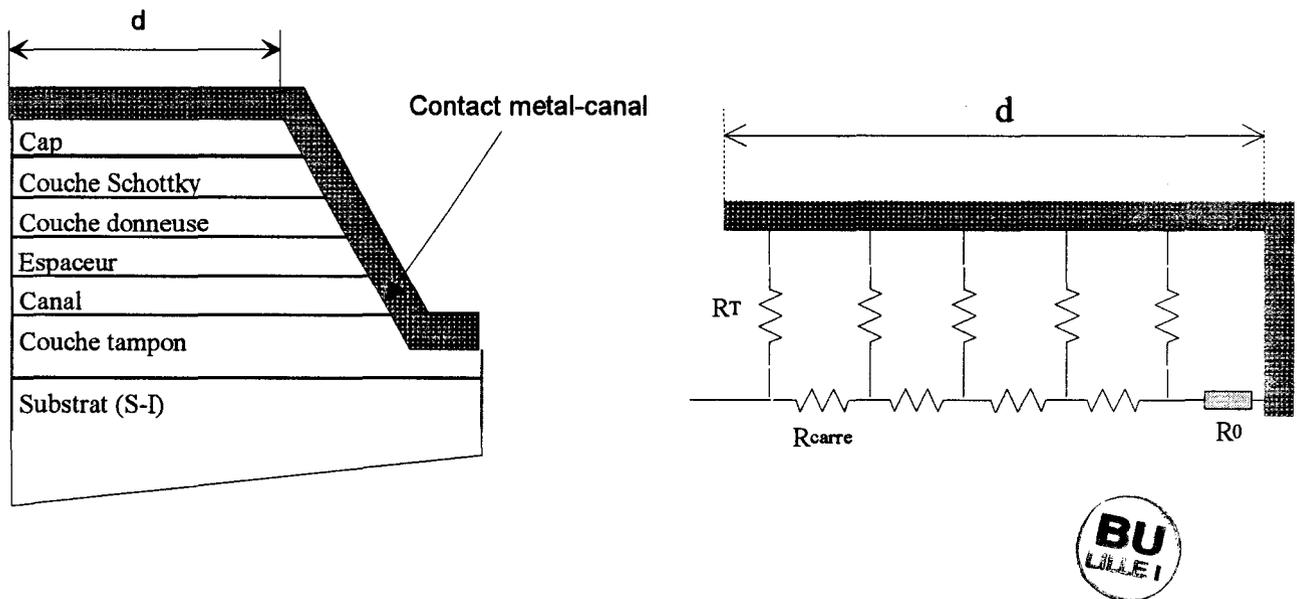


Figure III-16 : Coupe schématique et modèle d'un contact débordant.

Ce modèle simple conduit à l'expression de la résistance de contact :

$$R_c = \sqrt{R_t R_{car}} \left[ \frac{\tanh \frac{d}{L_t} + \frac{R_0}{\sqrt{R_t R_{car}}}}{1 + \frac{R_0}{\sqrt{R_t R_{car}}} \tanh \frac{d}{L_t}} \right] \quad (\Omega \cdot \text{mm}) \quad \text{(III-1)}$$

avec  $L_t = \sqrt{\frac{R_t}{R_{car}}}$  la longueur de transfert.

Dans le cas d'un contact non débordant ( $R_0 \rightarrow \infty$ ) l'expression (III.1) devient :

$$(R_0 \rightarrow \infty) \Rightarrow R_c \rightarrow \sqrt{R_t R_{car}} \coth \frac{d}{L_t} \quad (\text{III.2.a})$$

Par contre, dans le cas d'un contact débordant idéal ( $R_0 = 0$ ), l'expression III.1 devient :

$$R_c = \sqrt{R_t R_{car}} \tanh \frac{d}{L_t} \quad (\text{III.2.b})$$

Les évolutions de la résistance de contact pour différentes valeurs de  $R_0$  et en fonction de la distance de recouvrement  $d$  et pour deux valeurs de la résistance tunnel  $R_t$  ( $10^{-2}$  et  $10^{-4} \Omega \cdot \text{mm}^2$ ) sont représentées Figure III-17.

Cette figure nous montre :

- Pour des distances de recouvrement importantes, la résistance de contact est celle du contact non débordant, ceci quelle que soit la valeur de  $R_0$ . On a alors :

$$R_c = \sqrt{R_t R_{car}} .$$

- Pour de faibles dimensions ( $d < L_t$ ), la résistance de contact tend vers  $R_0$ . Le contact débordant n'est donc intéressant que dans le cas où la distance de recouvrement est inférieure à la longueur de transfert ( $d < L_t$ ) avec  $R_0 < \sqrt{R_t R_{car}}$ .
- Dans le cas où la résistance tunnel est peu élevée (Figure III-17 (a)) la condition ci-dessus est très restrictive puisqu'elle implique une très faible résistance de contact  $R_0$  ( $< 0,2 \Omega \cdot \text{mm}$ ) et des dimensions de recouvrement inférieure au micron.
- Dans le cas d'une résistance tunnel élevée (Figure III-17 (b)), le contact débordant semble plus prometteur puisque dans notre exemple il ne nécessite pour apporter une

amélioration qu'une résistance de contact  $R_0$  inférieure à  $2 \Omega$  et des dimensions inférieures à  $5 \mu\text{m}$ .

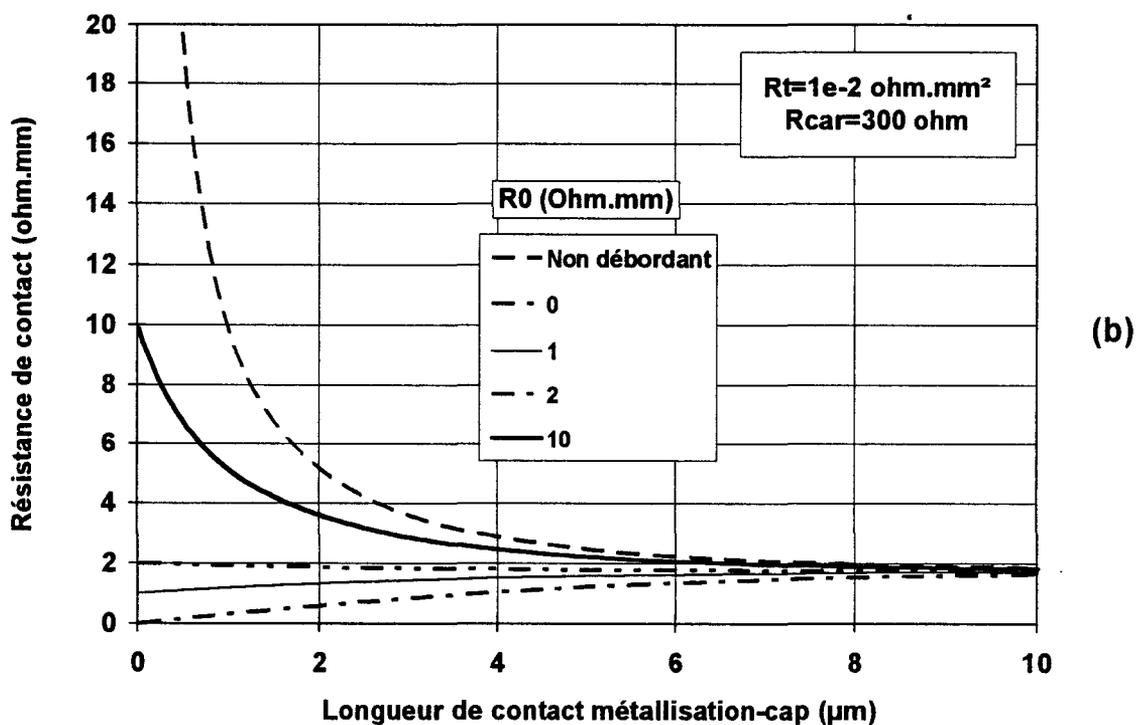
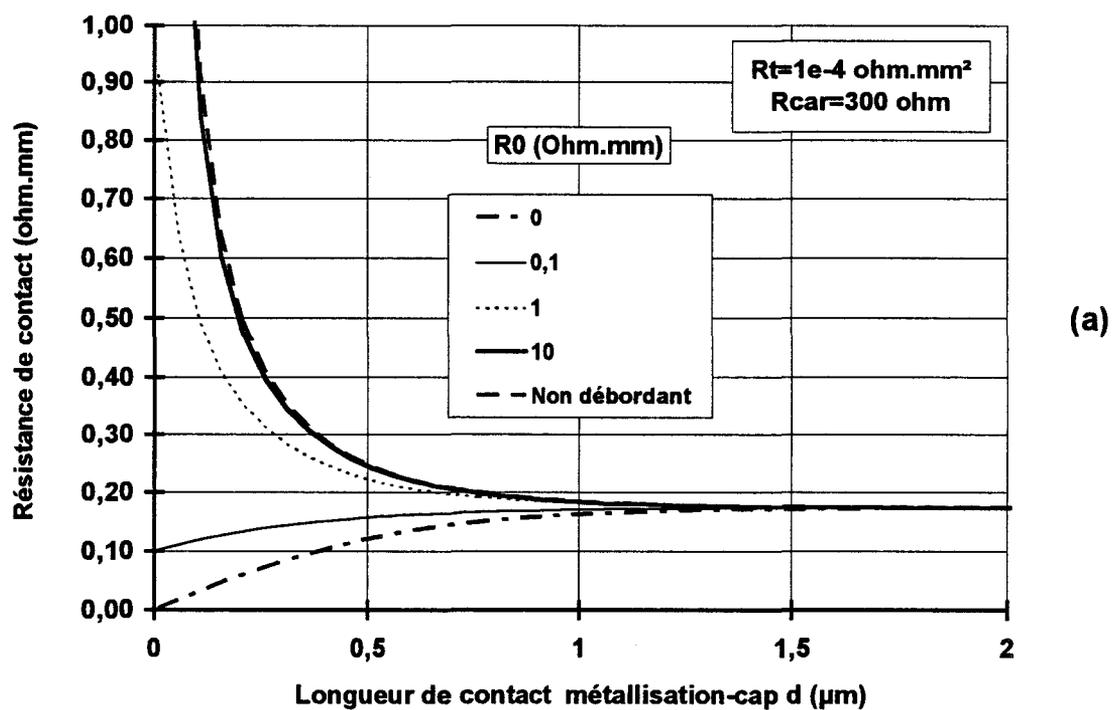


Figure III-17: Calcul de la résistance de contact en fonction de la distance  $d$  et de la résistance  $R_0$  pour  $R_{car}=300 \Omega$  et  $R_t=10^{-4}$  (a) ou  $10^{-2} \Omega \text{mm}^2$  (b).

Ces deux exemples nous montrent que pour les couches métamorphiques, où la barrière de potentiel implique une résistance tunnel élevée, le contact débordant apparaît comme une solution intéressante. Cependant, les améliorations par ce type de contact sont directement liées à la valeur de la résistance entre la métallisation et le canal ( $R_0$ ). La valeur de cette résistance étant complètement inconnue, des essais ont donc été nécessaires afin de montrer l'intérêt ou non des contacts ohmiques débordants.

### III.3.2.2.2.3. Etude comparative contact débordant et non débordant

100 Å	GaIn <sub>0,30</sub> As	$6 \cdot 10^{18} \text{ cm}^{-3}$
150 Å	AlIn <sub>0,29</sub> As	nid
	$\delta$ doped (Si)	$4 \cdot 10^{12} \text{ cm}^{-2}$
50 Å	AlIn <sub>0,29</sub> As	nid
250 Å	GaIn <sub>0,30</sub> As	nid
1000 Å	AlIn <sub>0,29</sub> As	nid
GaAs (S-I)		

$R_0 = 600 \Omega$

Figure III-18 : Structure de la couche S941134.

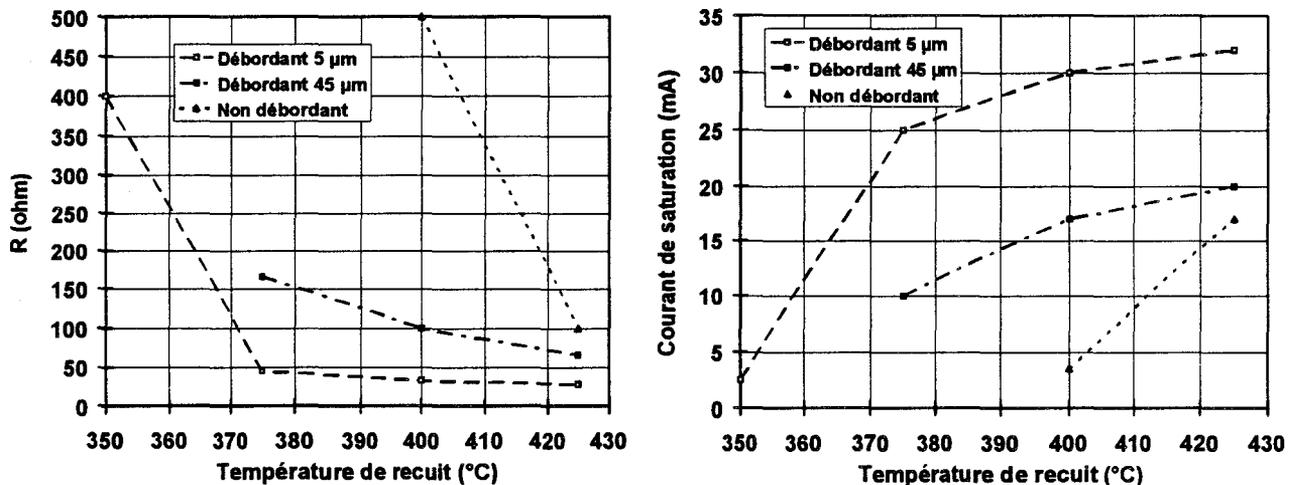


Figure III-19 : Résistance et courant de saturation pour des contacts de topologies différentes en fonction de la température de recuit

Une étude comparative entre les contacts ohmiques débordants et non débordants avec

la métallisation Ni/Ge/Au/Ni/Au 150/195/390/500/2000 a été réalisée sur la couche composant métamorphique 30% d'indium S941134 (Figure III-18). Pour les contacts débordants, deux configurations de contact ( $d=5$  et  $45 \mu\text{m}$ ) ont été comparées. Pour ces trois contacts, des recuits de 1 minute pour des températures comprises entre  $325$  et  $425^\circ\text{C}$  ont été réalisés. Les résistances ainsi que les courants de saturation mesurées entre deux contacts sont représentées sur la Figure III-19. Les valeurs non reportées correspondent à des caractéristiques non ohmiques. Dans le cas présent, l'intérêt des contacts débordants est évident. Dès les plus basses températures, le contact de plus petite dimension ( $d=5 \mu\text{m}$ ) est ohmique, de plus il reste le meilleur dans toute la gamme de température. De plus, même pour une distance de recouvrement importante ( $d=45 \mu\text{m}$ ), le contact débordant apporte une amélioration du contact ohmique. On peut cependant remarquer que les caractéristiques des trois contacts se resserrent pour les recuits à  $400^\circ\text{C}$  et plus. Ceci s'explique par la formation du contact (création d'une couche très dopée à l'interface métal/semi-conducteur et diffusion des éléments dopants), ce qui entraîne la diminution de la résistance tunnel et par conséquent une convergence des caractéristiques. ( $R_t \downarrow \Rightarrow L_t \downarrow \Rightarrow \text{si } d > L_t \text{ alors } \forall R_0 \quad R_c = \sqrt{R_t R_{car}}$ ).

En conclusion, le contact débordant a démontré son intérêt dans le cas d'une couche métamorphique. Ce type de contact, à la lumière des essais réalisés, semble particulièrement intéressant dans le cas de contacts ohmiques non alliés, qui ont une température de recuit relativement basse ( $\approx 300^\circ\text{C}$ ). Cependant l'optimisation pour les contacts ohmiques débordants implique une étude complète pour chaque structure de couche où en plus de la métallisation et des paramètres de recuit s'ajoute la distance de recouvrement.

### III.3.2.2.3. Contact Ge / Au

Etant donnés les bons résultats obtenus avec la métallisation Ni/Ge/Au/Ni/Au (25/400/800/50/600) sur les couches à substrat d'InP ou métamorphique 50% d'Indium (Tableau III-2), des essais de contacts débordant à partir de cette métallisation ont été effectués sur la couche métamorphique 30% S941134 (Figure III-18). Pour le masque utilisé, la distance de recouvrement entre le cap et la métallisation est de  $10 \mu\text{m}$ . Les résultats obtenus sont représentés sur la Figure III-20 (a) et (b). Le meilleur résultat est de  $0,57 \Omega \cdot \text{mm}$  pour un recuit à  $350^\circ\text{C}$  pendant 60 secondes. Ce résultat médiocre en terme de résistance de contact est à relativiser face à la qualité électrique de la couche ( $600 \Omega/\square$ ) et en comparaison des résultats

obtenus avec des contacts non débordant Ge/Pd sur de bonnes couches ( $200 \Omega/\square$ ) où les contacts étaient redresseurs. De plus, cet essai a montré une bonne stabilité de la valeur de la résistance de contact en température et en durée autour du point optimal (Figure III-20 (a) et (b)). La réalisation du même contact ohmique sur la couche S950602 (Figure III-15) ayant une résistance carré de  $300 \Omega$  a conduit à une résistance de contact de  $0,25 \Omega.\text{mm}$  pour un recuit à

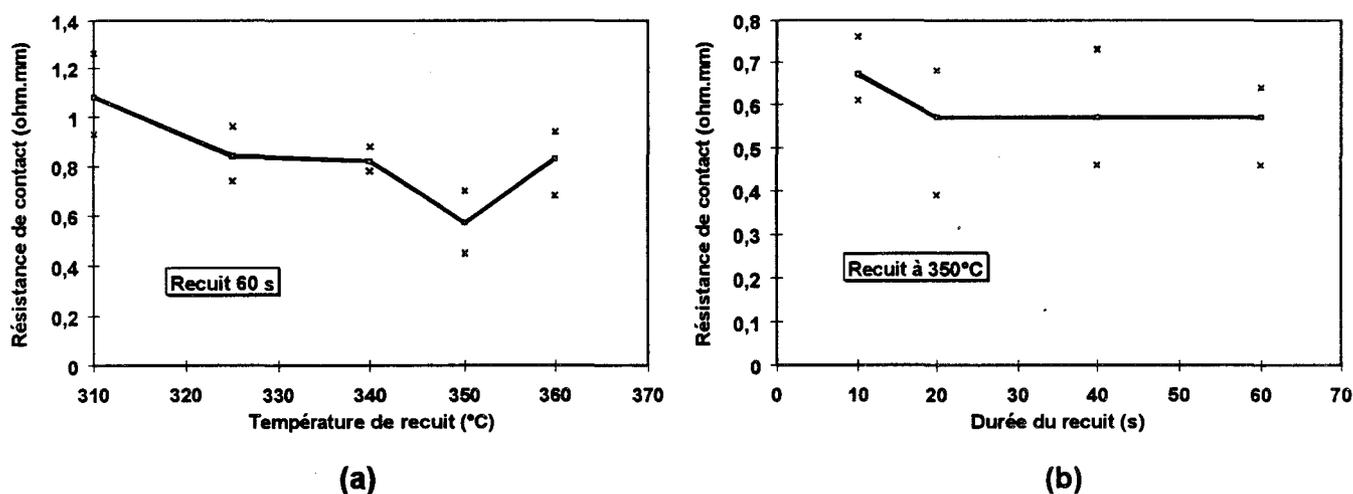


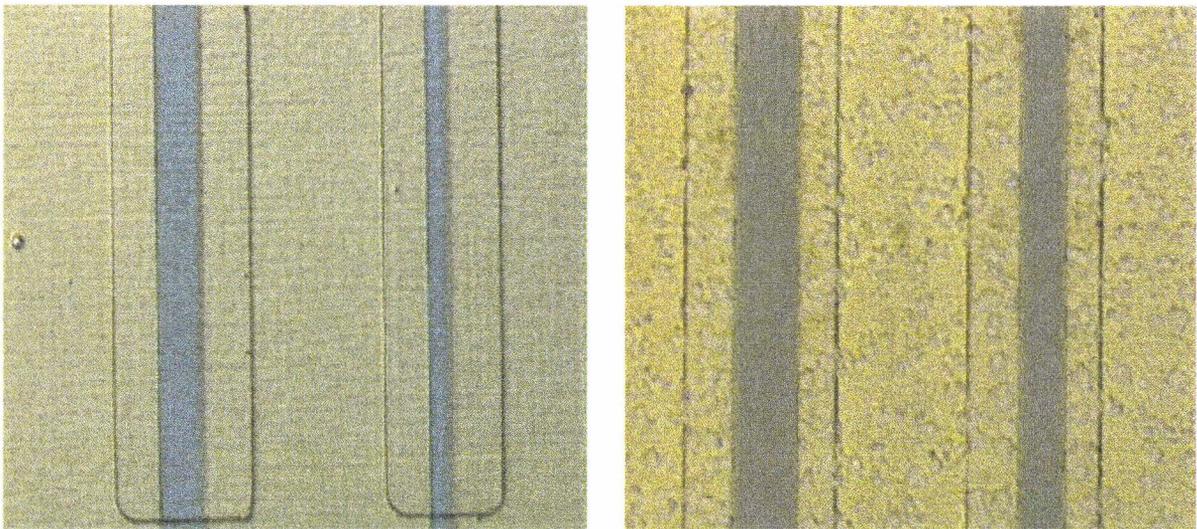
Figure III-20 : Résistance de contact avec la métallisation Ni/Ge/Au/Ni/Au 25/400/800/50/600 sur la couche métamorphique S941134 ( $600 \Omega/\square$ ) en fonction (a) de la température d'un recuit de 60s et (b) de la durée du recuit à  $350 \text{ }^\circ\text{C}$ .

$355^\circ\text{C}$  pendant 60s. Cependant, cet essai a montré d'une part une rapide dégradation de la résistance de contact pour des températures de recuit supérieure à la température optimale et d'autre part des problèmes de morphologie avec un aspect peau d'orange pour des températures supérieures à  $350 \text{ }^\circ\text{C}$  (Photo III-3 (b)). Le Tableau III-3 reprend l'ensemble des essais de reproductibilité et d'amélioration de la morphologie réalisés sur la couche S960238 avec une métallisation Ni/Ge/Au/Ni/Au. Cette couche avec une résistance carré de  $300 \Omega$  est identique à la couche S950602 (Figure III-15) à l'exception d'un dopage plus élevé du plan ( $5.10^{12} \text{ cm}^{-2}$ ) et du cap ( $8.10^{18} \text{ cm}^{-3}$ ). Pour améliorer la morphologie, les épaisseurs de Ni et d'au ont été modifiées. La métallisation finalement utilisée, donnant une morphologie de contact acceptable, est la métallisation Ni/Ge/Au/Ni/Au (50/400/800/100/2000) qui pour un recuit de 60 s à  $360 \text{ }^\circ\text{C}$  donne une résistance de contact de  $0,25 \Omega.\text{mm}$ . L'utilisation de cette métallisation pour la réalisation de composants à grille longue (« JUMBO ») a montré un problème de reproductibilité, puisque malgré des structures de couche très voisines, les résistances de contact sont de l'ordre de  $0,7$  à  $1 \Omega.\text{mm}$ . Ceci montre en fait la nécessité pour ces matériaux de réaliser une étude d'optimisation durée/température de recuit pour chaque

nouvelle structure.

Essai	Couche	Métallisation Ni/Ge/Au/Ni/Au	Rc ( $\Omega$ .mm)	Paramètres du recuit T( $^{\circ}$ C)/t(s)	Morphologie
Référence	S950602 (300 $\Omega$ / $\square$ )	25/400/800/50/600	0,257	355/60	Peau d'orange
<u>1</u> : Reproductibilité	S960238 (300 $\Omega$ / $\square$ )	25/400/800/50/600	0,272	370/60	Peau d'orange
<u>2</u> : Morphologie	S960238	25/400/800/50/2000	0,22	370/60	Bonne
<u>3</u> : Morphologie	S960238	50/400/800/100/2000	0,248	360/60	Bonne

*Tableau III-3 : Optimum des différents essais de reproductibilité et de morphologie réalisés sur les couches S950602 et S960238 avec des contacts débordants de 10  $\mu$ m.*



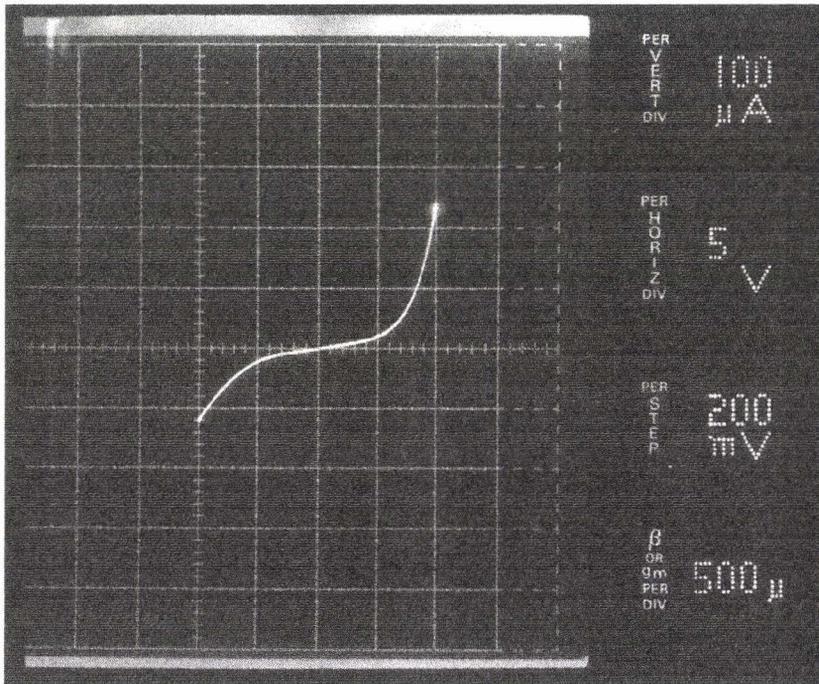
(a)

(b)

*Photo III-3: Morphologie de la métallisation avant (a) et après recuit à 355  $^{\circ}$ C pendant 60 s.*

#### **III.3.2.2.4. Contact ohmique sur couche métamorphique par implantation de caisson Si**

Pour s'affranchir du problème lié à la barrière de potentiel, une autre solution consiste à assurer la continuité électrique jusqu'au canal en dopant la couche d'AlInAs sous le contact. Ce dopage peut être réalisé par implantation ionique de caissons de Si suivi d'un recuit haute température dont le rôle est l'activation des espèces implantées et la réparation des dommages générés par l'implantation. Les essais réalisés pour différentes doses ( $3 \cdot 10^{12}$ - $4 \cdot 10^{13}$   $\text{cm}^{-2}$ ) et



*Photo III-4 : Caractéristique I(V) d'un contact réalisé par implantation de caisson de silicium*

différentes températures de recuit (800-850°C) n'ont pas donné de résultats concluants. Les profondeurs d'implantation du silicium visées étaient dans tous les cas situées au milieu de la couche Schottky d'AlInAs. Pour tous ces essais, aucun contact ohmique n'a été obtenu. Cependant, ils ont permis de mettre en évidence les problèmes liés à cette technologie à savoir :

- difficulté de réactivation du Si dans l'AlInAs [3]. En effet la réactivation nécessite des températures de recuit très élevées (800-900°C) pour des taux de réactivation de 50 à 75 % seulement selon la dose implantée et avec au maximum une concentration en donneur de  $2.10^{18} \text{ cm}^{-3}$ .
- décomposition de la couche due à la température de recuit. L'encapsulation de la couche par une fine couche de nitrure ou un recuit avec une surpression de gaz sont nécessaires afin d'éviter cette décomposition.
- nettoyage de la couche après le recuit. L'encapsulation avec du nitrure a posé de nombreux problèmes liés à la décomposition du nitrure ou au fait que le nitrure était craqué, ce qui conduisait généralement à la dégradation de la couche par les méthodes de nettoyage utilisées (gravure ionique réactive (RIE) ou attaque chimique avec du BOE).

Ces problèmes ont été résolus en partie, au détriment de la température de recuit. En effet, une surpression d'azote pendant le recuit, permet d'éviter l'encapsulation par du nitrure tout en préservant la couche de la décomposition. Cependant, ce procédé nous limite à des températures de recuit de l'ordre de 850°C.

Les contacts obtenus par implantation de caissons de silicium étaient tous redresseurs. Par ailleurs, les caractéristiques électriques de ces contacts ont montré en général une tension de seuil élevée, de l'ordre de 5V. On peut penser que ceci est lié à la création de dommages dans la couche et à la réactivation incomplètes des espèces implantées (Photo III-4)

### **III.3.2.3. Conclusion**

Pour la réalisation de bons contacts ohmiques sur couches métamorphiques 30% d'indium, les études précédentes ont montré le net avantage des contacts ohmiques débordants et des métallisations basées sur le couple Au/Ge, les métallisations Pd/Ge étant inadaptées pour former des contact ohmiques sur ce type de matériau. Cependant, l'optimisation de ces contacts nécessite encore de nombreuses études, notamment sur les distances de recouvrement. Actuellement, le contact optimal ( $0,25\Omega\cdot\text{mm}$ ) est obtenu avec la métallisation Ni/Ge/Au/Ni/Au (50/400/800/100/2000) pour un contact débordant de  $10\ \mu\text{m}$  recuit à  $360^\circ\text{C}$  pendant 60 s sur une structure de couche composant « standard » (S950602 Figure III-15). Ce contact ne convient malheureusement plus, même pour des structures très voisine, ce qui implique une étude spécifique à toute nouvelle couche.

### **III.3.3. Gravure du fossé de grille**

L'étape de gravure du fossé de grille, généralement appelée recess de grille, pendant laquelle on vient retirer le cap de GaInAs pour atteindre la couche Schottky et déposer la grille, est une étape critique dans la fabrication des transistors. En effet, l'épaisseur des couches situées entre la grille et le canal détermine la tension de pincement et les caractéristiques du composant. De ce fait, pour l'obtention d'une tension de pincement précise et d'une bonne homogénéité des performances des composants, un contrôle précis des profondeurs d'attaque est nécessaire. Cette homogénéité est un point essentiel pour la réalisation de circuits intégrés monolithiques. Dans les hétérostructures GaInAs/AlInAs, un bon moyen de contrôler les épaisseurs de gravure est d'utiliser des attaques chimiques sélectives. Ces dernières, outre le fait qu'elles permettent un bon contrôle des épaisseurs de gravure, présentent également l'intérêt de sous graver le cap sous la résine ou le nitrure, en évitant ainsi les courants de fuite de grille et en limitant les capacités parasites entre la grille et les contacts de source et de drain. On peut distinguer principalement deux méthodes :

- la gravure sèche par attaque ionique réactive à l'aide d'un plasma.
- la gravure humide par attaque chimique en solution.

Pour les matériaux GaInAs et AlInAs, l'utilisation de gaz tel le méthane, l'hydrogène ou le bromure d'hydrogène permet d'obtenir la sélectivité. Dans le cas d'attaque plasma à partir du mélange méthane/hydrogène, la sélectivité est peu élevée mais les vitesses d'attaque sont

faibles ce qui permet un bon contrôle de la gravure. Les vitesses d'attaque du GaInAs et de l'AlInAs adaptés en maille sur InP par un plasma CH<sub>4</sub>/H<sub>2</sub>/Ar 10/50/10 pour une puissance de 150 W et une polarisation de 330V sont respectivement de l'ordre de 80 et 20 Å/min. L'ajout d'hexafluorure de soufre au mélange CH<sub>4</sub>/H<sub>2</sub> permet d'améliorer la sélectivité, mais les gaz fluorés attaquent le nitrure ce qui pose un problème dans le cas d'une technologie nitrure. Le HBr permet d'obtenir une très forte sélectivité, de l'ordre de 150, avec une vitesse d'attaque de l'AlInAs inférieure à 1 Å/min. Cependant ce gaz est toxique et très corrosif en présence d'eau. En général, les attaques plasma permettent d'avoir une bonne homogénéité d'attaque mais posent des problèmes liés à la polymérisation des résines (surtout dans le cas des gaz carbonés ou hydrogénés) et à la dégradation de la couche du au bombardement ionique par les espèces présentes dans le plasma.

Les gravures par voie humide permettent d'éviter ces problèmes. Cependant elles ont le désavantage d'être moins homogènes et de présenter des problèmes de reproductibilité liés : (i) à l'initiation de l'attaque gênée par la présence de l'oxyde, et (ii) au mouillage de l'échantillon par la solution d'attaque, notamment dans le cas de petites dimensions. Pour améliorer l'homogénéité, les solutions d'attaque chimique doivent avoir la plus grande sélectivité possible. Les gravures par voie humide sélectives sont généralement basées sur des acides organiques tel l'acide citrique, succinique, méthyle-succinique ...[20]. Les solutions d'attaque, mélange de ces acides et de peroxyde d'hydrogène, permettent d'obtenir une bonne sélectivité entre le GaInAs et l'AlInAs adaptés en maille sur InP (Tableau III-4).

Solution d'attaque	Sélectivité $\left( \frac{v_{GaInAs}}{v_{AlInAs}} \right)$	Référence
Acide citrique anhydre/H <sub>2</sub> O <sub>2</sub>	55	[21]
Acide citrique monohydraté/H <sub>2</sub> O <sub>2</sub>	25	[22/23]
Acide succinique/ H <sub>2</sub> O <sub>2</sub>	25	[1]
	50	[20]
Acide méthyle succinique/H <sub>2</sub> O <sub>2</sub>	75	[20]

**Tableau III-4** :Résultat de sélectivité d'attaque entre le GaInAs et l'AlInAs adaptés en maille sur InP d'après [1, 20-23]

Etant donnés les résultats présentés dans le Tableau III-4, nous avons réalisés une étude d'attaque sélective pour les matériaux métamorphiques 30% d'indium et adaptés en maille sur InP. L'objectif était de trouver, pour les deux familles de matériaux, une solution d'attaque ayant :

- une sélectivité élevée pour graver le GaInAs en préservant la couche d'AlInAs.
- une faible vitesse d'attaque de l'AlInAs (<100 Å/min) pour un bon contrôle de la profondeur de gravure dans la couche Schottky.
- un profil d'attaque propre à la réalisation du contact de grille.

### III.3.3.1. Acide citrique (C<sub>3</sub>H<sub>4</sub>(OH)(COOH)<sub>3</sub>)

Ces essais ont été réalisés avec l'acide citrique anhydre (AC). La solution d'acide, préparée par dilution de granules dans de l'eau désionisée dans les proportions 1 g pour 1 ml, est ensuite mélangée avec du peroxyde d'hydrogène dans les proportions voulues. Les meilleurs résultats obtenus sont regroupés dans le Tableau III-5.

Matériaux	Sélectivité $\frac{v_{GaInAs}}{v_{AlInAs}}$	vitesse d'attaque de l'AlInAs (Å/min)	Solution d'attaque AC/H <sub>2</sub> O <sub>2</sub> en volume
métamorphiques 30% d'Indium	10	300	3/1
Adaptés en maille sur InP	17	75-125	1/1

*Tableau III-5 : Meilleure solution d'attaque AC/H<sub>2</sub>O<sub>2</sub> pour la réalisation du recess de grille pour des matériaux métamorphiques 30% d'indium ou adaptés en maille sur InP.*

Il ressort en premier lieu de tous ces essais, qu'il est indispensable de désoxyder les échantillons avant attaque. En effet, l'oxyde présent à la surface des échantillons s'est révélé très difficile à attaquer avec la solution d'acide citrique, avec un temps total d'attaque estimé entre 30 et 40s. La désoxydation est réalisée à l'aide d'une solution de BOE (Buffered Oxide Etchants) (25 :1) dilué dans de l'eau désionisée dans les proportions 1 pour 6 en volume. Après 40 secondes d'attaque, l'échantillon est ensuite séché à l'azote sans rinçage. Nous avons pu constater que ces opérations améliorent très sensiblement l'homogénéité d'attaque sur

l'ensemble de l'échantillon, l'attaque par la solution d'acide citrique commençant de façon uniforme. De même, les différents essais ont fait ressortir la température comme un paramètre important, la vitesse d'attaque de l'AlInAs évoluant très rapidement avec la température (Tableau III-6). Cette dépendance de la vitesse d'attaque avec la température est caractéristique d'une attaque limitée par la cinétique de réaction et non pas par la diffusion des espèces. Ce type de réaction se caractérise également par : (i) une profondeur d'attaque proportionnelle au temps d'attaque, (ii) une insensibilité de la vitesse d'attaque à l'agitation, (iii) une sensibilité importante de la vitesse d'attaque avec la composition de la solution et (iv) des profils d'attaque différents selon l'orientation cristallographique [21].

Température de la solution AC/H <sub>2</sub> O <sub>2</sub> (°C)	14	20	25
Vitesse d'attaque de l'AlIn <sub>52</sub> As	40-100	75-125	550-625

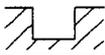
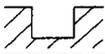
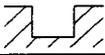
**Tableau III-6** : évolution de la vitesse d'attaque de l'AlInAs adapté en maille sur InP en fonction de la température de la solution d'attaque AC/H<sub>2</sub>O<sub>2</sub> 1/1.

Dans le cas des matériaux adaptés en maille sur InP, les résultats sont satisfaisants malgré une sélectivité assez faible (17) comparativement aux résultats du Tableau III-4 (50). Cependant, étant donné la faible vitesse d'attaque de l'AlInAs et les bons profils obtenus, la solution AC/H<sub>2</sub>O<sub>2</sub> reste une possibilité pour la réalisation des gravures de grille pour les HEMTs adaptés en maille sur InP.

Dans le cas des matériaux métamorphiques, le résultat est assez déconcertant. En effet pour ces solutions d'attaque, la sélectivité est relative à la présence d'aluminium. Dans le principe, ces solutions contiennent un agent oxydant (H<sub>2</sub>O<sub>2</sub>) dont le but est de former un oxyde qui peut alors être attaqué par l'acide. La sélectivité entre le GaInAs et l'AlInAs est due à la cinétique d'attaque de l'oxyde d'aluminium. De ce fait, pour ces matériaux où la teneur en aluminium est de l'ordre de 70%, on pouvait s'attendre à de bien meilleurs résultats.

Il faut également noter que la solution indiquée dans le Tableau III-5 correspond à la meilleure solution retenue compte tenu des trois critères de recherche : sélectivité, vitesse d'attaque de l'AlInAs et profil d'attaque. D'autres solutions ont donné de bien meilleurs résultats pour les vitesses d'attaque de l'AlInAs. Cependant celles-ci ont une sélectivité plus faible ou des profils d'attaque inadaptés à la gravure du fossé de grille (Tableau III-7). On peut

également remarquer dans ce tableau, la forte dispersion des valeurs relatives à la vitesse d'attaque de l'AlInAs, contrairement au GaInAs, et ce malgré la désoxydation préalable.

Rapport de volume AC/H2O2	Vitesse d'attaque du GaInAs (Å/min)			Profil d'attaque	Vitesse d'attaque de l'AlInAs (Å/min)			Profil d'attaque
	min	moy	max		min	moy	max	
0,05	260	290	340		90	100	125	
1	2270	2300	2360		210	230	340	
2	3170	3240	3340		480	500	620	
3	3100	3120	3150		220	290	400	
4	2780	2840	2900		290	350	515	
5	2500	2625	2750		520	700	1000	
6	2250	2275	2300		600	720	1100	
7	2145	2150	2160		1200	1280	1400	

**Tableau III-7 :** Vitesses et profils d'attaque du GaInAs et de l'AlInAs 30% d'indium avec les solutions d'attaque acide citrique/peroxyde d'hydrogène.

Aucune solution d'attaque à base d'acide citrique n'a donné de résultats suffisants pour réaliser la gravure du fossé de grille de matériaux métamorphiques. Ceci est en grande partie lié à la vitesse d'attaque de l'AlInAs qui est trop importante pour avoir un bon contrôle de la profondeur de gravure.

### III.3.3.1.1. Dilution et contrôle du pH de la solution d'acide

L'objectif de ces essais était de réduire les vitesses d'attaque du GaInAs et de l'AlInAs métamorphiques 30% d'indium tout en conservant la sélectivité. L'effet attendu de la dilution et du contrôle du pH est la réduction des vitesses d'attaque du fait de la variation des concentrations des différentes espèces présentes dans la solution. Le contrôle du pH est réalisé par ajout d'ammoniaque (NH<sub>4</sub>OH) jusqu'à obtention du pH désiré. Les résultats de ces différents essais sont regroupés sur la Figure III-21 et la Figure III-22.

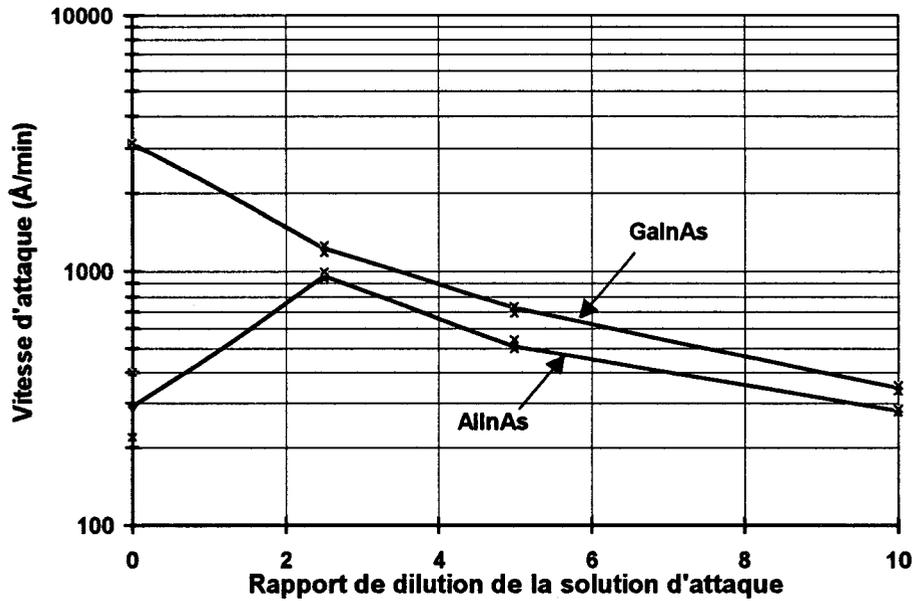


Figure III-21 : Vitesses d'attaque de l'AlInAs et du GaInAs métamorphiques 30% d'indium, en fonction de la dilution de la solution d'attaque AC/H<sub>2</sub>O<sub>2</sub> 3/1 dans de l'eau désionisée.

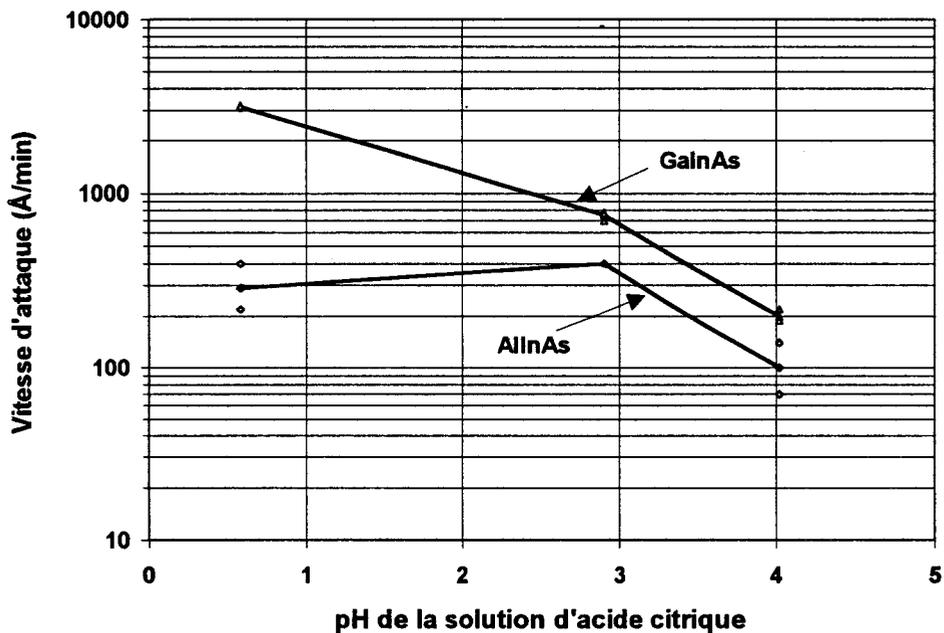


Figure III-22 : Vitesses d'attaque de l'AlInAs et du GaInAs métamorphiques 30% d'indium, en fonction du pH de la solution d'acide citrique utilisé pour réaliser la solution d'attaque AC/H<sub>2</sub>O<sub>2</sub> 3/1.

Dans les deux cas, l'objectif n'est pas atteint puisqu'on observe une très forte diminution de la vitesse d'attaque pour le GaInAs alors que celle de l'AlInAs reste supérieure à 300 Å/min. Cependant, on peut constater avec la dilution, une amélioration des profils et une meilleure homogénéité des vitesses d'attaque de l'AlInAs. Ceci laisse à penser que les mauvais résultats obtenus sans dilution étaient liés à la très forte concentration de la solution d'acide.

### **III.3.3.1.2. Conclusion**

Les essais réalisés avec l'acide citrique, dans le cas des matériaux métamorphiques, n'ont pas donné de résultats satisfaisants pour la gravure du fossé de grille. Ceci est essentiellement lié à la vitesse d'attaque trop importante pour l'AlInAs. Par contre, dans le cas des matériaux adaptés en maille sur InP, l'acide citrique reste une possibilité intéressante avec malgré tout une vitesse d'attaque pour l'AlInAs relativement élevée (100 Å/min).

### **III.3.3.2. Acide succinique et méthyle succinique**

Afin d'obtenir de meilleures solutions d'attaque pour le recess de grille, des essais avec ces deux acides ont été réalisés. Ceux-ci ont consisté dans un premier temps à l'étalonnage des vitesses d'attaque des différents matériaux, métamorphiques ( $\approx 30\%$ ) et adaptés en maille sur InP, puis à des essais de gravure de fossés de grilles courtes 0,1 et 0,2  $\mu\text{m}$  sur des couches composant. Tout comme l'acide citrique, les solutions d'acide sont obtenues par dilution de granules dans de l'eau désionisée. L'ajout d'ammoniaque est nécessaire pour les deux solutions afin de compléter la dilution et pour ajuster le pH, respectivement à 5 et 3 pour l'acide succinique et pour l'acide méthyle succinique. La solution d'attaque est réalisée en mélangeant la solution d'acide et le peroxyde d'hydrogène dans les proportions voulues. Afin d'avoir des mesures cohérentes et reproductibles, différentes précautions expérimentales ont été prises. Etant donnée la dépendance des vitesses d'attaque en fonction de la température observée avec l'acide citrique, la température a donc été fixée à  $20^\circ\text{C} \pm 0,5$ . De même, pour les vitesses d'attaque de l'AlInAs, les essais ont été réalisés sur des couches épaisses recouvertes d'un cap très fin de GaInAs, ce qui nous permet de nous mettre dans les conditions d'un recess de grille et d'éviter tous les problèmes d'oxydation de l'AlInAs. A ce sujet, des essais avec et sans désoxydation préalable au BOE, ont donné les mêmes résultats d'attaque pour le GaInAs. Contrairement à l'acide citrique, l'oxyde présent à la surface ne gêne en rien le départ d'attaque avec les solutions à base d'acide succinique ou méthyle succinique. De ce fait, l'ensemble des essais a été réalisé sans désoxydation au BOE. Cette absence de désoxydation préalable est très intéressante, car elle permet d'éviter les problèmes de dégradation des masques de résine ou de nitrure par le Buffered Oxyde Etchant. De plus, pour être aussi reproductible que possible, ces essais ont tous été réalisés sans agitation pendant les attaques.

### III.3.3.2.1. Acide succinique (HO<sub>2</sub>CCH<sub>2</sub>CH<sub>2</sub>CO<sub>2</sub>H)

La Figure III-23 représente les résultats obtenus pour les vitesses d'attaque du GaInAs et de l'AlInAs métamorphiques ou adaptés en maille sur InP, avec différentes solutions d'attaque acide succinique (AS)/peroxyde d'hydrogène (H<sub>2</sub>O<sub>2</sub>). Ces résultats sont très intéressants puisque pour la majorité des essais, les vitesses d'attaque de l'AlInAs sont inférieures à 10 Å/min. On peut également noter sur cette figure, comme attendu, l'augmentation de la vitesse d'attaque de l'AlInAs, lorsque le taux d'aluminium diminue. La sélectivité d'attaque pour les matériaux adaptés en maille sur InP et métamorphiques 27% d'indium sont représentés sur la Figure III-24.

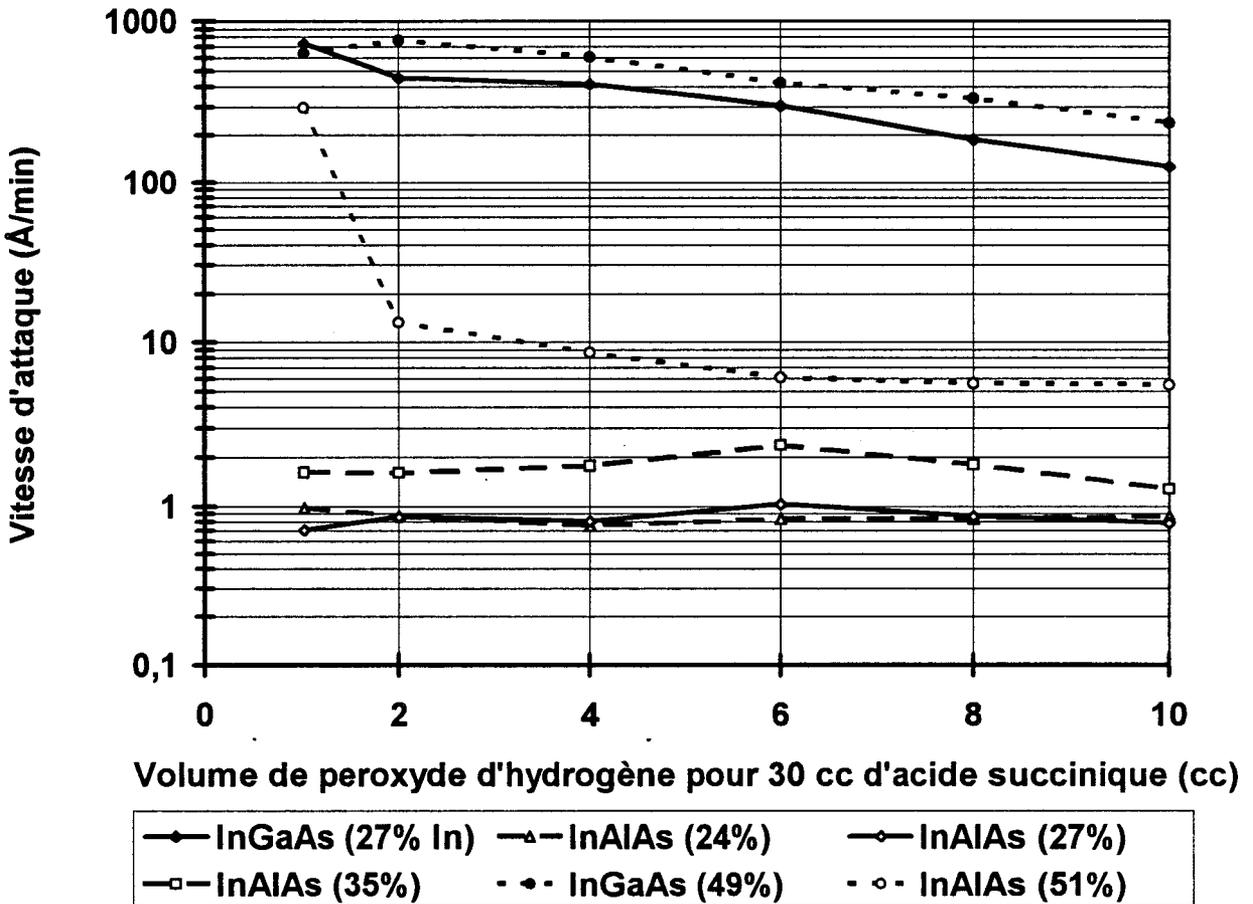


Figure III-23 : Vitesses d'attaque de l'AlInAs et du GaInAs métamorphiques ou adaptés en maille sur InP en fonction de la solution d'attaque AS/H<sub>2</sub>O<sub>2</sub> 30/x

Les meilleurs solutions d'attaque pour la gravure du fossé de grille sont regroupées dans le Tableau III-8. Pour les matériaux métamorphiques 27% d'indium, la solution AS/H<sub>2</sub>O<sub>2</sub> 30/1 donne d'excellents résultats avec une sélectivité supérieure à 1000 et une vitesse d'attaque de

l'AlInAs inférieure à 1Å/min. Les profils d'attaque du GaInAs, pour les deux familles de matériaux, ne sont pas gênants, car du fait de la sélectivité et des vitesses d'attaque de l'AlInAs très faibles, le profil redevient plan (Figure III-29). Dans le cas des matériaux adaptés en maille sur InP, deux solutions ont donné de bons résultats avec une sélectivité de l'ordre de 70. La solution AS/H<sub>2</sub>O<sub>2</sub> 30/6 semble cependant plus intéressante du fait de sa vitesse d'attaque de l'AlInAs plus faible, 6Å/min, qui permet un meilleur contrôle de la profondeur de gravure.

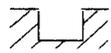
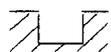
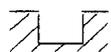
Matériaux	Solution AS/H <sub>2</sub> O <sub>2</sub>	Sélectivité	Vitesse d'attaque de l'AlInAs(Å/min)	Profil GaInAs	Profil AlInAs
Métamorphique 27% d'Indium	30/1	>1000	<1		
Adapté en maille sur InP	30/4	70	8		
	30/6	69	6		

Tableau III-8 : Meilleure solution d'attaque AS/H<sub>2</sub>O<sub>2</sub> pour la gravure du fossé de grille pour des matériaux métamorphiques 27% d'indium ou adaptés en maille sur InP.

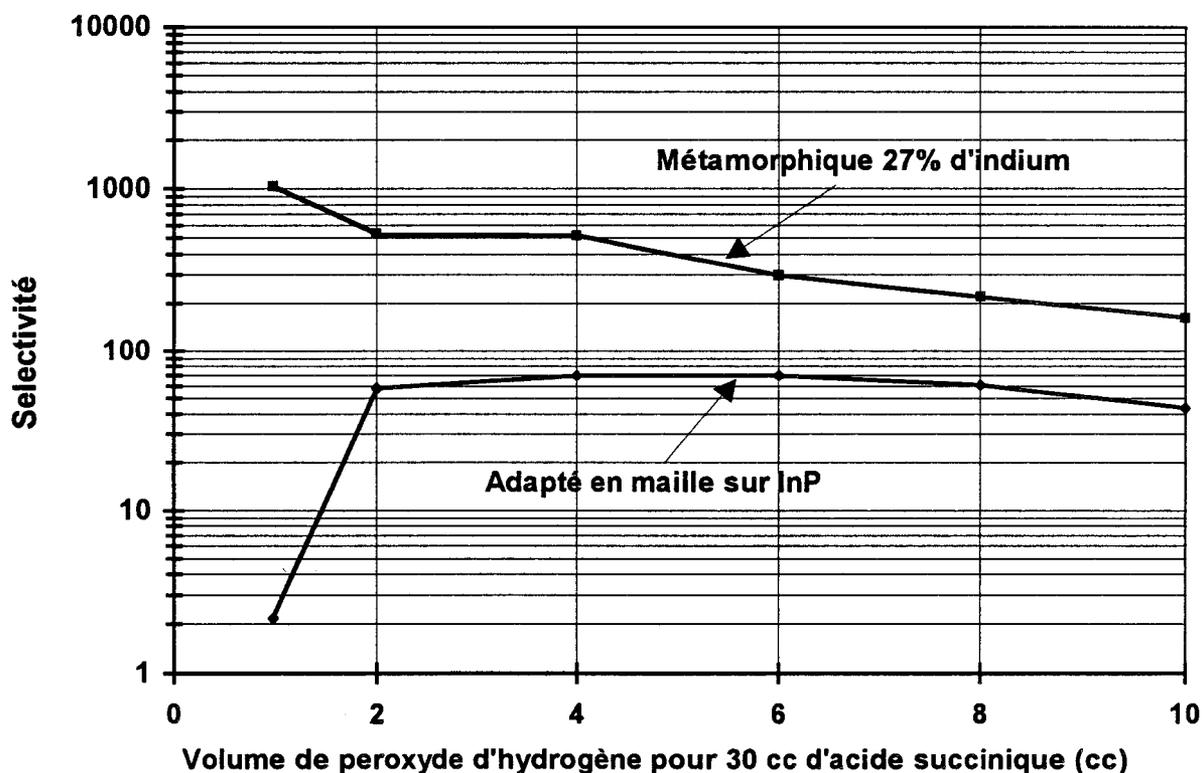


Figure III-24 : Sélectivité d'attaque entre le GaInAs et l'AlInAs métamorphiques 27% d'indium ou adaptés en maille sur InP pour différentes solutions d'attaque AS/H<sub>2</sub>O<sub>2</sub> 30/x.

### III.3.3.2.2. Acide méthyle succinique ( $\text{HO}_2\text{CCH}_2\text{CH}(\text{CH}_3)\text{CO}_2\text{H}$ )

La Figure III-25 représente les vitesses d'attaque de GaInAs et de l'AlInAs adaptés en maille sur InP et métamorphiques 30% d'indium, obtenus avec les solutions Acide méthyle succinique (MSA)/ $\text{H}_2\text{O}_2$  30/x. Ces résultats sont très intéressants notamment pour les vitesses d'attaque de l'AlInAs métamorphique qui sont inférieures à 5 Å/min. Ces résultats sont traduits en terme de sélectivité sur la Figure III-26 dans le cas des matériaux adaptés en maille sur InP et métamorphiques 27% d'indium. Pour ces deux familles de matériaux, les meilleures solutions pour la gravure du fossé de grille (tableau III. 9) donnent de moins bons résultats que ceux obtenus avec l'acide succinique notamment pour les matériaux adaptés en maille sur InP. Cependant, l'acide méthyle succinique demeure une solution bien adaptée à la gravure du fossé de grille des matériaux métamorphiques 30% d'indium, avec une vitesses d'attaque de l'AlInAs très faible ( $<5\text{Å}/\text{min}$ ), ce qui permet un bon contrôle des épaisseurs de gravure. Dans le cas des matériaux adaptés en maille sur InP, les résultats obtenus sont assez loin des résultats reportés dans le Tableau III-5. Ceci est certainement lié au pH de la solution d'acide, 3 dans notre cas contre 5 pour la solution correspondant au résultat du tableau III-5 [20]. Le choix du pH s'est fait dans notre cas par une étude préalable par la méthode des simplexes [24] avec comme paramètres le pH et le rapport des volumes d'acide et de peroxyde d'hydrogène de la solution d'attaque. Cette étude nous a conduit à un couple optimum avec un pH de 3. Cependant le résultat obtenu par cette méthode expérimentale peut n'être qu'un optimum local, ce qui peut expliquer les moins bons résultats obtenus. Le pH pour ces solutions est un paramètre important car pour des diacides comme l'acide succinique ou méthyle succinique, il définit les concentrations des différentes espèces en solution. La vitesse d'attaque des oxydes d'aluminium peut être plus ou moins importante selon l'espèce chimique qui prédomine. Dans le cas de l'acide succinique, une corrélation entre la prédominance d'un des acides et la sélectivité a été observée [20]. Comme on peut le voir sur la Figure III-27, qui représente les concentrations des différentes espèces en solution en fonction du pH de la solution d'acide méthyle succinique, l'espèce prédominante n'est pas la même à pH 3 ou 5.

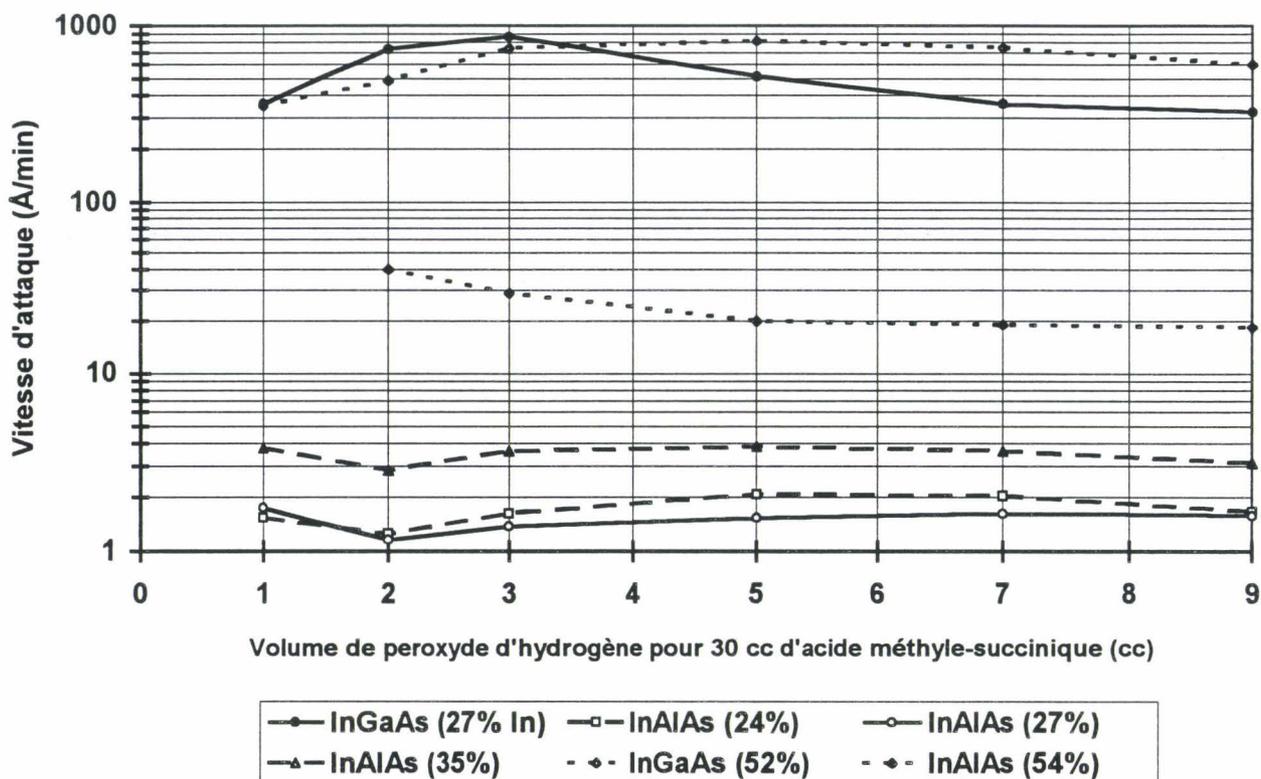


Figure III-25 : Vitesses d'attaque de l'AlInAs et du GaInAs métamorphiques ou adaptés en maille sur InP en fonction de la solution d'attaque MSA/H<sub>2</sub>O<sub>2</sub> 30/x.

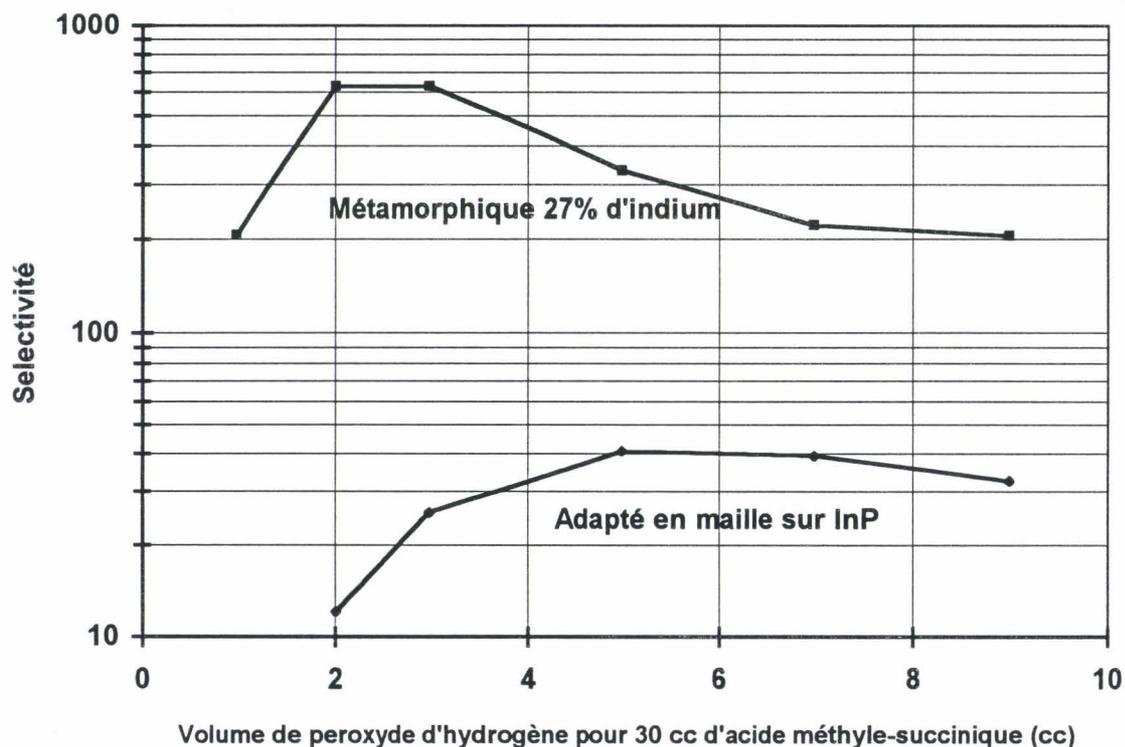
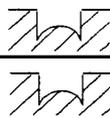
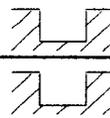
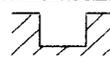
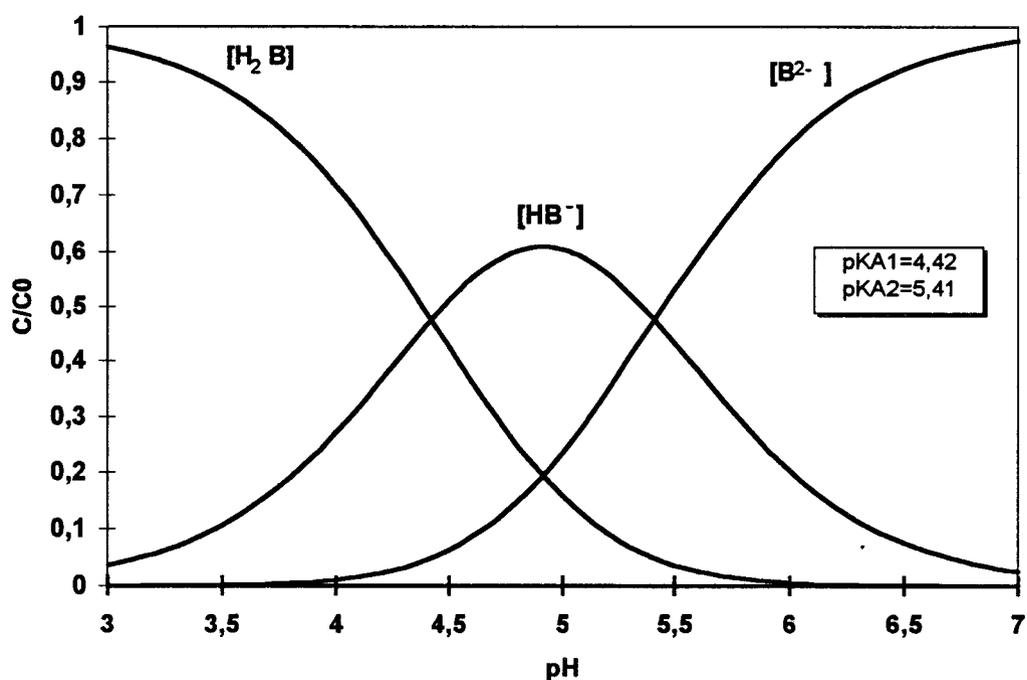


Figure III-26 : Sélectivité d'attaque entre le GaInAs et l'AlInAs métamorphiques 27% d'indium ou adaptés en maille sur InP pour différentes solutions d'attaque MSA/H<sub>2</sub>O<sub>2</sub> 30/x.

Matériaux	Solution MSA/H <sub>2</sub> O <sub>2</sub>	Sélectivité	Vitesse d'attaque de l'AlInAs (Å/min)	Profil GaInAs	Profil AlInAs
Métamorphique 27% d'indium	30/3	630	1,4		
Adapté en maille sur InP	30/5	41	20		

**Tableau III-9 :** Meilleure solution d'attaque AMS/H<sub>2</sub>O<sub>2</sub> pour la gravure du fossé de grille pour des matériaux métamorphiques 27% d'indium ou adaptés en maille sur InP.



**Figure III-27 :** Concentration normalisée des différentes espèces présentes dans la solution d'acide méthyle succinique (200 g pour 1 litre d'eau désionisée) en fonction du pH.

### III.3.3.3. Choix de la solution

L'acide succinique a été retenu pour les deux filières de matériaux (adapté en maille sur InP et métamorphique 30% d'indium). En effet, dans les deux cas, on a :

- une vitesse d'attaque plus faible pour l'AlInAs surtout dans le cas des matériaux adaptés en maille sur InP.
- une sélectivité plus importante

- de bons profils d'attaque pour l'AlInAs

Les solutions finalement retenues sont reportées dans le Tableau III-10.

Matériaux	solution de gravure
Métamorphiques 30% d'indium	AS/H <sub>2</sub> O <sub>2</sub> 30/1 (30/1-30/4)
Adaptés en maille sur InP	AS/H <sub>2</sub> O <sub>2</sub> 30/4-30/6

Tableau III-10 : Solutions de gravures retenues pour la gravure du fossé de grille.

Dans le cas des matériaux métamorphiques, les solutions AS/H<sub>2</sub>O<sub>2</sub> 30/1 à 30/4, avec une sélectivité supérieure à 500 et des vitesses d'attaque pour l'AlInAs inférieures à 1 Å/min, sont des solutions tout à fait acceptables pour la réalisation du recess de grille.

### III.3.3.4. Essais de gravure de fossé de grilles courtes

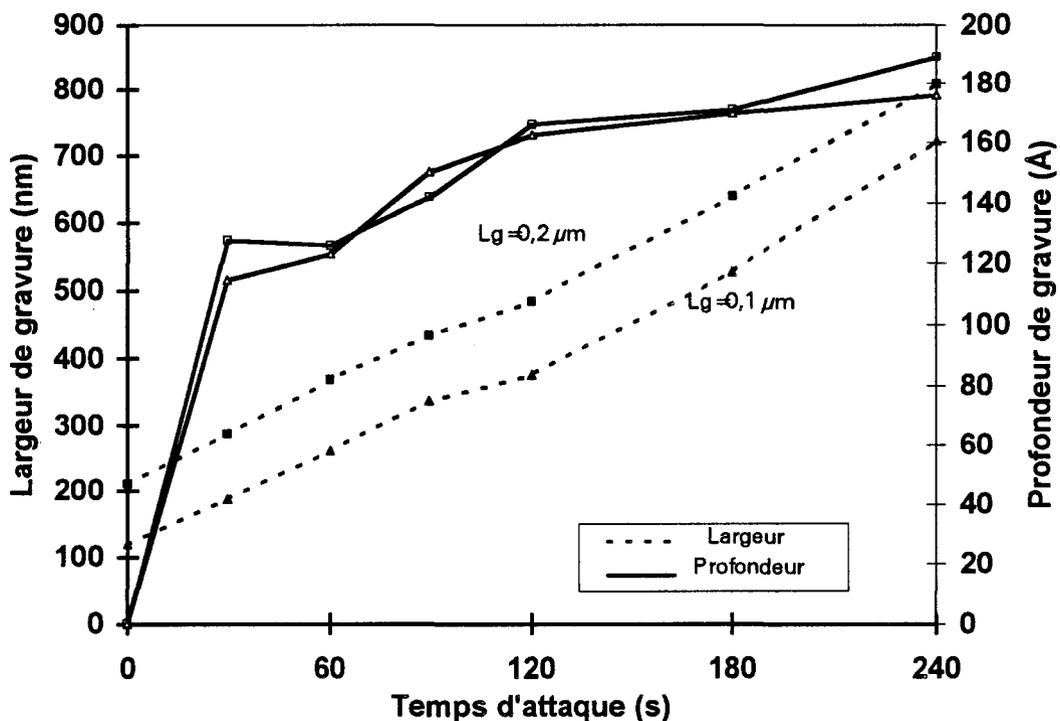


Figure III-28 : Profondeur et largeur de gravure en fonction du temps d'attaque sur une couche adaptée en maille sur InP ayant un cap de 100 Å avec la solution AS/H<sub>2</sub>O<sub>2</sub> 30/6.

Afin de valider le choix des solutions d'attaque et de mesurer la sous gravure, des essais de gravure de fossé de grilles courtes ont été réalisés sur des couches composant à cap fin (100

Å). Les attaques ont été effectuées à travers un masque de résine électronique (PMMA 5%) avec des ouvertures de grille visées de 0,1 et 0,2  $\mu\text{m}$ . Après retrait de la résine, les gravures, sur des échantillons attaqués entre 30 secondes et 4 minutes, ont été mesurées à l'aide du microscope à force atomique en mode « Tapping ». La Figure III-1 regroupe les mesures de profondeur et de largeur des gravures de grille réalisées sur une structure adaptée en maille sur InP avec la solution AS/H<sub>2</sub>O<sub>2</sub> 30/6.

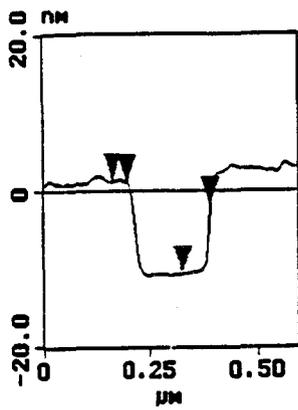
On peut constater sur cette figure :

- que l'on a bien sélectivité entre le GaInAs et l'AlInAs (rupture de pente des courbes de profondeur d'attaque).

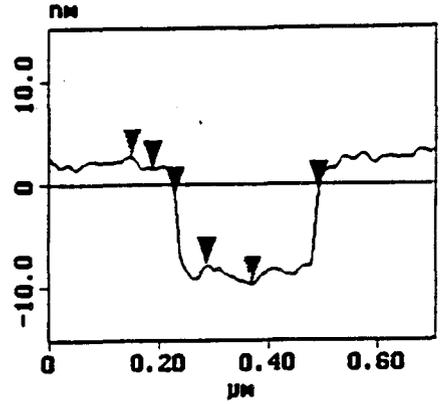
- que la largeur de gravure varie de façon quasi linéaire en fonction du temps d'attaque. La vitesse de gravure horizontale extrapolée à partir de cette figure est de 750 Å/min. Il faut noter que cette vitesse est beaucoup plus élevée que la vitesse d'étalonnage mesurée avec cette solution qui n'était que de 420 Å/min.

En ce qui concerne les profondeurs d'attaque, ces mesures permettent de prendre en compte la sur gravure au delà de l'épaisseur du cap dans l'élaboration des couches composant. En effet, on peut remarquer, même pour des temps d'attaque très courts, que l'on a une profondeur de gravure supérieure d'environ 50 Å à l'épaisseur du cap de GaInAs. Afin d'obtenir les tensions de pincement désirées, il faut donc tenir compte de cette gravure dans l'épaisseur de la couche Schottky.

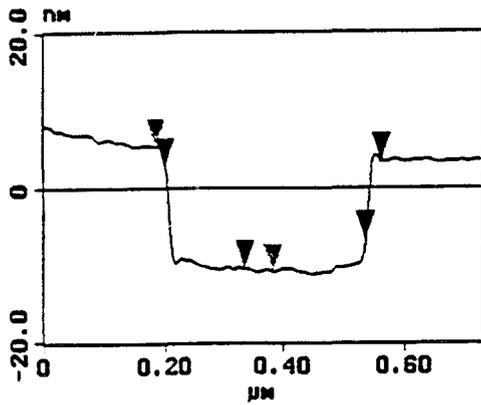
L'ensemble des profils, correspondant à la moyenne des profils mesurés sur une longueur de gravure, est représenté sur la Figure III-29. Le microscope à force atomique ne permet pas d'observer les profils en queue d'aronde. Il faut donc avoir un œil critique sur les formes verticales de ces profils. Par contre, les fonds de gravure mesurés sont tout à fait représentatifs de la réalité. Par leur propreté, ces gravures conviennent parfaitement à des applications composant. Il est à noter que des essais pour obtenir des profils encore plus propres, par dilution ou contrôle de la température, n'ont pas donné de résultats concluants. Le seul effet mesurable est la diminution de la vitesse d'attaque horizontale du GaInAs. Pour les attaques longues durées (4 minutes), la pente du profil nous permet de remonter à la sélectivité réelle entre le GaInAs et l'AlInAs (Figure III-30).



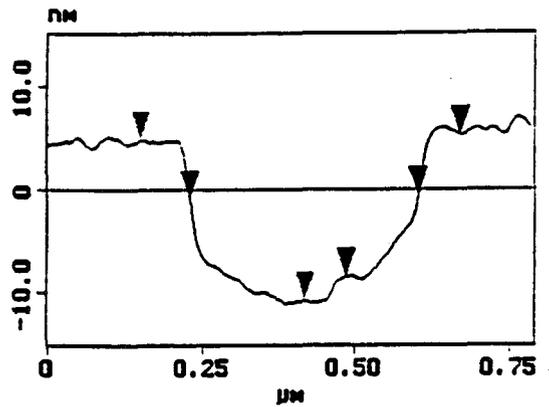
30 s :  $l=1870 \text{ \AA}$ ;  $p=114 \text{ \AA}$



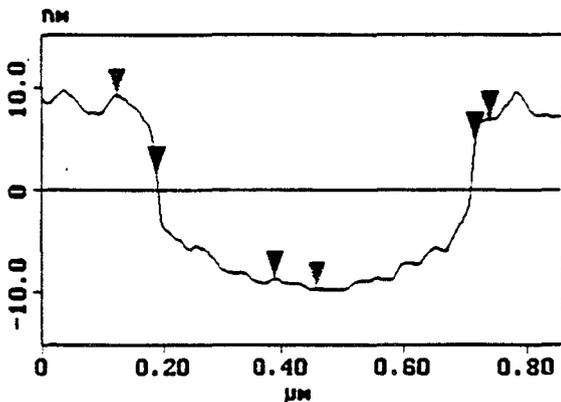
60 s :  $l=2160 \text{ \AA}$ ;  $p=123 \text{ \AA}$



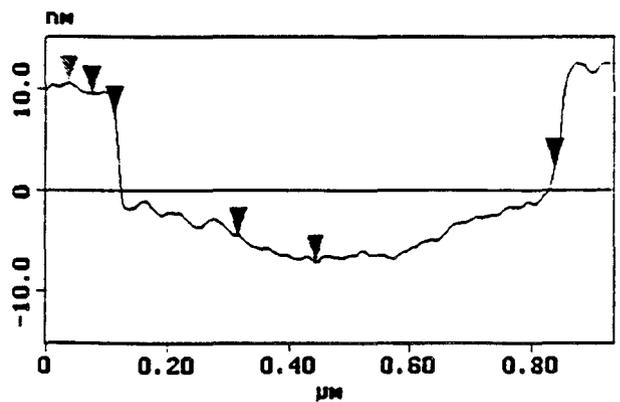
90 s :  $l=3370 \text{ \AA}$ ;  $p=150 \text{ \AA}$



120 s :  $l=3760 \text{ \AA}$ ;  $p=162 \text{ \AA}$



180 s :  $l=5270 \text{ \AA}$ ;  $p=170 \text{ \AA}$



240 s :  $l=7230 \text{ \AA}$ ;  $p=173 \text{ \AA}$

Figure III-29 : Profils de gravure obtenus avec la solution d'attaque  $AS/H_2O_2$  30/6 sur une couche adaptée en maille sur InP ayant un cap de  $100 \text{ \AA}$ .  $l$  et  $p$  représentent respectivement la largeur et la profondeur de gravure.

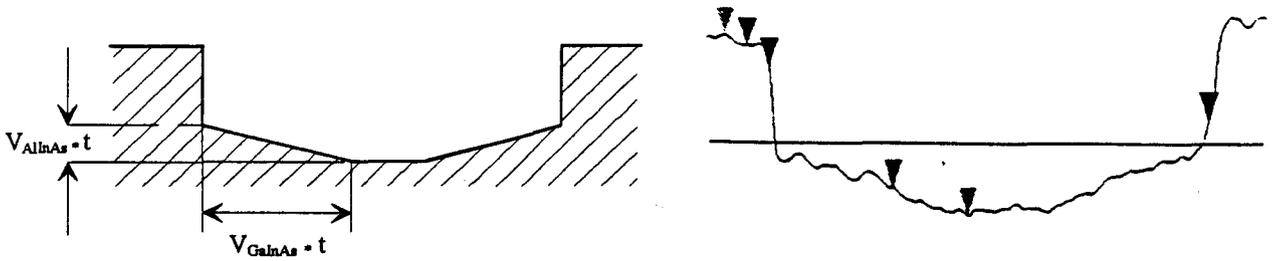


Figure III-30 : Principe de la mesure de la sélectivité réelle à partir des profils de gravure

En utilisant cette méthode, la sélectivité mesurée est comprise entre 45 et 60. Ceci correspond à une vitesse d'attaque pour l'AlInAs comprise entre 12 et 17 Å/min, en considérant une vitesse d'attaque pour le GaInAs de 750 Å/min.

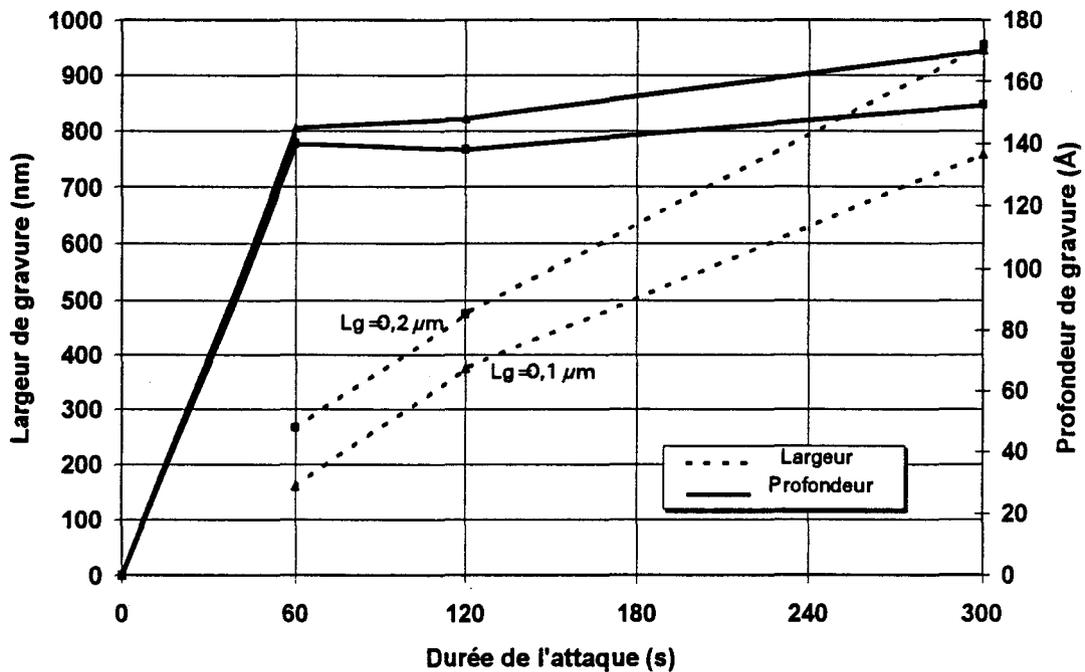


Figure III-31 : Profondeur et largeur de gravure en fonction du temps d'attaque sur une couche métamorphique 30 % d'indium ayant un cap de 100 Å avec la solution AS/H<sub>2</sub>O<sub>2</sub> 30/6.:

Les mêmes essais ont été réalisés sur des structures métamorphiques 30 % d'indium ayant un cap de 100 Å de GaInAs, en utilisant la solution AS/H<sub>2</sub>O<sub>2</sub> 30/1. Les résultats obtenus pour les largeurs et les profondeurs de gravure sont représentés sur la Figure III-31. Les mesures réalisées sur ces échantillons à l'aide de l'AFM ont été rendues difficile par la présence du cross hatching. Comme précédemment, on peut constater la sélectivité et l'évolution linéaire en fonction du temps de la largeur des gravures. La vitesse de gravure horizontale du GaInAs, extrapolée à partir de la pente de ces droites est de 780 Å/min. Ceci est en bon accord avec les mesures détalonnage réalisées auparavant (730 Å/min).

### **III.3.3.5. Conclusion**

Etant donné les résultats de sélectivité et les bons profils d'attaque obtenus, et compte tenu du fait que sur l'ensemble de ces essais aucune dégradation de la résine électronique par les solutions d'attaque n'a été observée, les solutions choisies : AS/H<sub>2</sub>O<sub>2</sub> 30/6 pour les matériaux adaptés en maille sur InP et AS/H<sub>2</sub>O<sub>2</sub> 30/1 pour les matériaux métamorphiques 30% d'indium, sont bien adaptées pour la réalisation des gravures de grille.

Ces solutions d'attaque ont été utilisées pour de nombreuses réalisations de composant, aussi bien pour la gravure du fossé de grille que pour attaquer sélectivement le GaInAs dans la descente de Mesa afin d'éviter les courants de fuite de grille. Des gravures de fossé de grille tout canal, c'est-à-dire utilisant les métallisations de contacts ohmiques comme masque d'attaque, ont mis en évidence des phénomènes de sur gravure au niveau des métallisations. Ces dernières doivent agir comme des catalyseurs pour la réaction d'attaque. Il est donc indispensable, avec ces solutions, de définir les zones à attaquer par de la résine ou de nitrure et de protéger les contacts métalliques.

### **III.3.4. Contact Schottky**

En général, de bons contacts Schottky ont été obtenus pour les deux filières matériaux, adaptée en maille ou pseudomorphique sur InP et métamorphique 30% d'Indium. Sur InP, la métallisation Pt/Ti/Pt/Au 250/500/500/2000 permet d'avoir des contacts Schottky avec une tension de Built in comprise entre 0,4 et 0,6 V, et des courants de grille en inverse de l'ordre de 10  $\mu$ A/mm à -1 V.

Pour les structures métamorphiques, différentes métallisations ont été comparées :

- Pt/Ti/Pt/Au 250/500/500/2000
- Pt/Ti/Pt/Au 500/500/500/2000
- Ti/Pt/Au 500/500/2000

Les résultats des caractérisations de ces différents contacts sont reportés dans le Tableau III-11

Métallisation Pt/Ti/Pt/Au	Tension de Built In Vb (V) avant recuit	Tension de Built In Vb (V) après recuit (300°C 10 min)
250/250/500/2000	0,47	0,5
500/500/500/2000	0,53	0,54
/500/500/2000	0,44	0,44

*Tableau III-11 : Résultat de caractérisation de contacts Schottky sur couche métamorphique 30% d'indium avant et après le recuit de stabilisation*

L'étude comparative entre ces trois métallisations s'est portée avant tout sur les courants de grille en inverse. Par ailleurs, les effets du recuit de stabilisation ont été analysés sur un certain nombre de contacts, initialement bons ou mauvais. Le but de ce recuit, comme son nom l'indique, est d'améliorer et de stabiliser le contact Schottky dans le temps et au regard d'autres recuits. Celui-ci est réalisé dans un four tubulaire à 300°C sous atmosphère inerte pendant 10 minutes. Le critère de comparaison entre ces différentes métallisations, avant ou après recuit, est la tension de grille inverse pour laquelle le courant de grille est de 50  $\mu\text{A}/\text{mm}$ . La Figure III-32 ainsi que la Figure III-33 représentent les histogrammes de ces tensions de grille pour les deux métallisations Pt/Ti/Pt/Au avant recuit. Pour la troisième métallisation, les résultats obtenus sont assez mauvais au regard des deux autres, avec des courants de grille en inverse assez élevés (50  $\mu\text{A}/\text{mm}$  à -0.5 et -1 V) et qui évoluent de façon linéaire avec la tension. Au regard de ces histogrammes, on peut constater que la métallisation Pt/Ti/Pt/Au permet d'obtenir de bons contacts Schottky. Cependant, pour la métallisation 250/500/500/2000, même si l'on obtient de très bons résultats (50  $\mu\text{A}/\text{mm}$  à -11 V), dans la majorité des cas ces contacts ne sont pas bons (50  $\mu\text{A}/\text{mm}$  pour  $V_g > -1\text{V}$ ). Cette dispersion est plus certainement liée à des problèmes de fuite du au contact de la métallisation avec le cap ou avec le canal dans la descente de Mesa, qu'au contact Schottky lui-même. La preuve en est la présence d'excellents contacts de grille, même s'ils ne forment pas la majorité. Pour la métallisation Pt/Ti/Pt/Au 500/500/500/2000, on a bien une gaussienne avec cependant la présence d'un pic de mauvais résultats ( $V_g > -1\text{V}$ ). Comme précédemment, ce pic est très certainement dû à des problèmes d'isolation entre la métallisation et les couches de GaInAs. En moyenne, la tension en inverse pour un courant de grille de 50  $\mu\text{A}/\text{mm}$  est de -5 V.

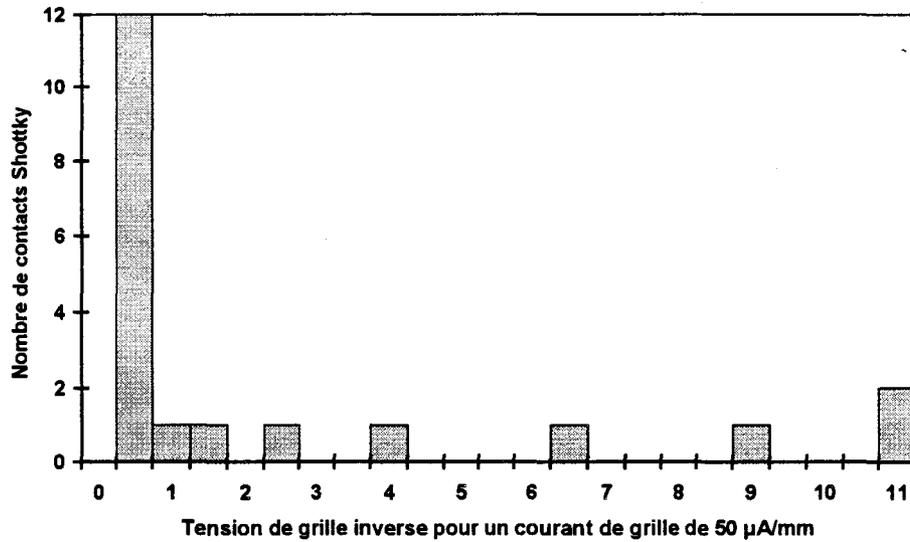


Figure III-32 : Histogramme des tensions de grille inverse pour un courant de grille de 50  $\mu$ A/mm obtenues avec les contacts Schottky Pt/Ti/Pt/Au 250/250/500/2000 sur une couche métamorphique 30 % d'indium.

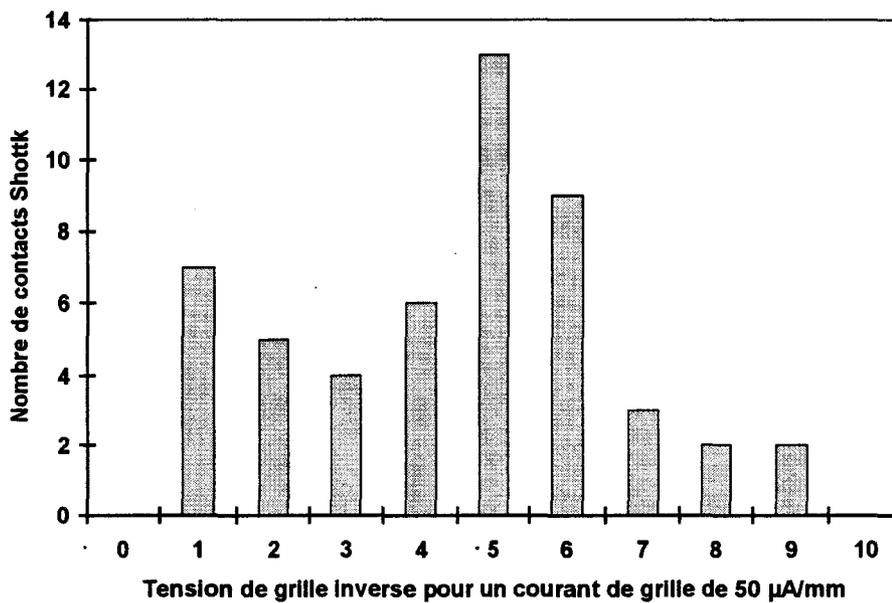


Figure III-33 : Histogramme des tensions de grille inverse pour un courant de grille de 50  $\mu$ A/mm obtenues avec les contacts Schottky Pt/Ti/Pt/Au 250/500/500/2000 sur une couche métamorphique 30 % d'indium.

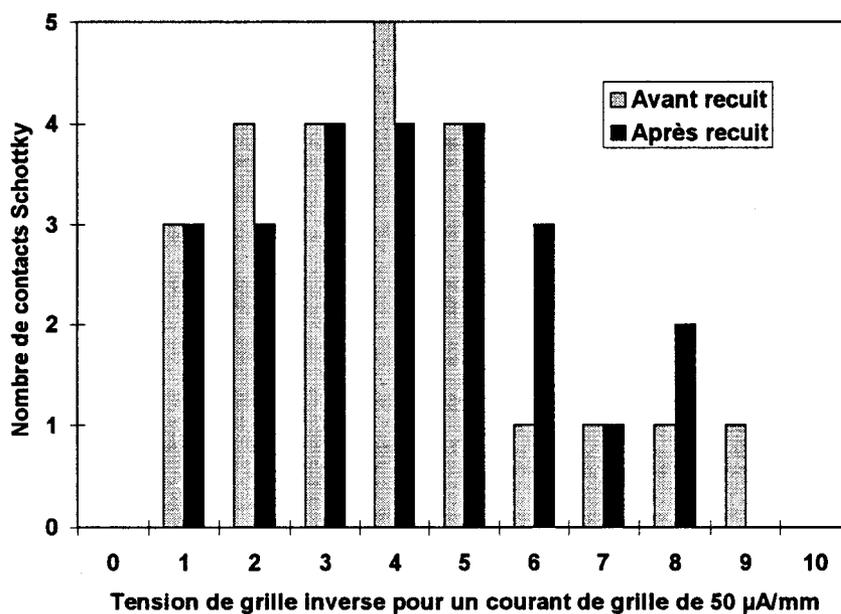
### III.3.4.1. Effet du recuit de stabilisation

Une partie des contacts Schottky réalisés avec la métallisation Pt/Ti/Pt/Au 500/500/500/2000 présentés précédemment ont subi un recuit de stabilisation à 300°C

pendant 10 minutes. Ces contacts ont ensuite été caractérisés en terme de courant de grille en inverse. Les résultats obtenus sont représentés sous forme d'histogramme sur la Figure III-34.

De manière générale, le recuit n'apporte pas d'amélioration aux contacts Schottky. Au contraire on constate la dégradation des meilleurs contacts dont les caractéristiques rejoignent les valeurs moyennes alors que les contacts de mauvaise qualité ( $V_{5\mu A} > -1$  V) restent constants. Ceci s'explique par le fait que le recuit n'élimine pas les problèmes de fuite entre la métallisation et les couches de GaInAs. Les effets du recuit sur les caractéristiques directes sont regroupés dans le Tableau III-11. Le recuit n'entraîne qu'une légère amélioration de la tension de Built In pour les métallisations Pt/Ti/Pt/Au.

Pour les contacts Schottky Ti/Pt/Au, le recuit apporte une amélioration très sensible des caractéristiques en inverse, avec pour un courant de grille de  $50\mu A/mm$  une tension  $V_{GS}$  qui passe de -0,5 à -3V.



**Figure III-34 :** Histogramme des effets d'un recuit de stabilisation sur les contacts Schottky Pt/Ti/Pt/Au 250/500/500/2000

Pour la réalisation de composant, la métallisation Pt/Ti/Pt/Au 250/500/500/2000 a été retenue compte tenu des très bons contacts obtenus ( $V_b=0,5$  V,  $V_{50\mu A/mm}=-11$ V). Différents composants à grille longue ( $>1\mu m$ ) ont été réalisés à partir de cette métallisation. D'excellents

résultats ont été obtenus pour des grilles de  $1\mu\text{m}$  sur des couches métamorphiques 30% d'indium, avec une tension de Built In de 0.6 V mais surtout une tension en inverse pour un courant de grille de  $50\mu\text{A}/\text{mm}$  de -40 V (Figure III-35).

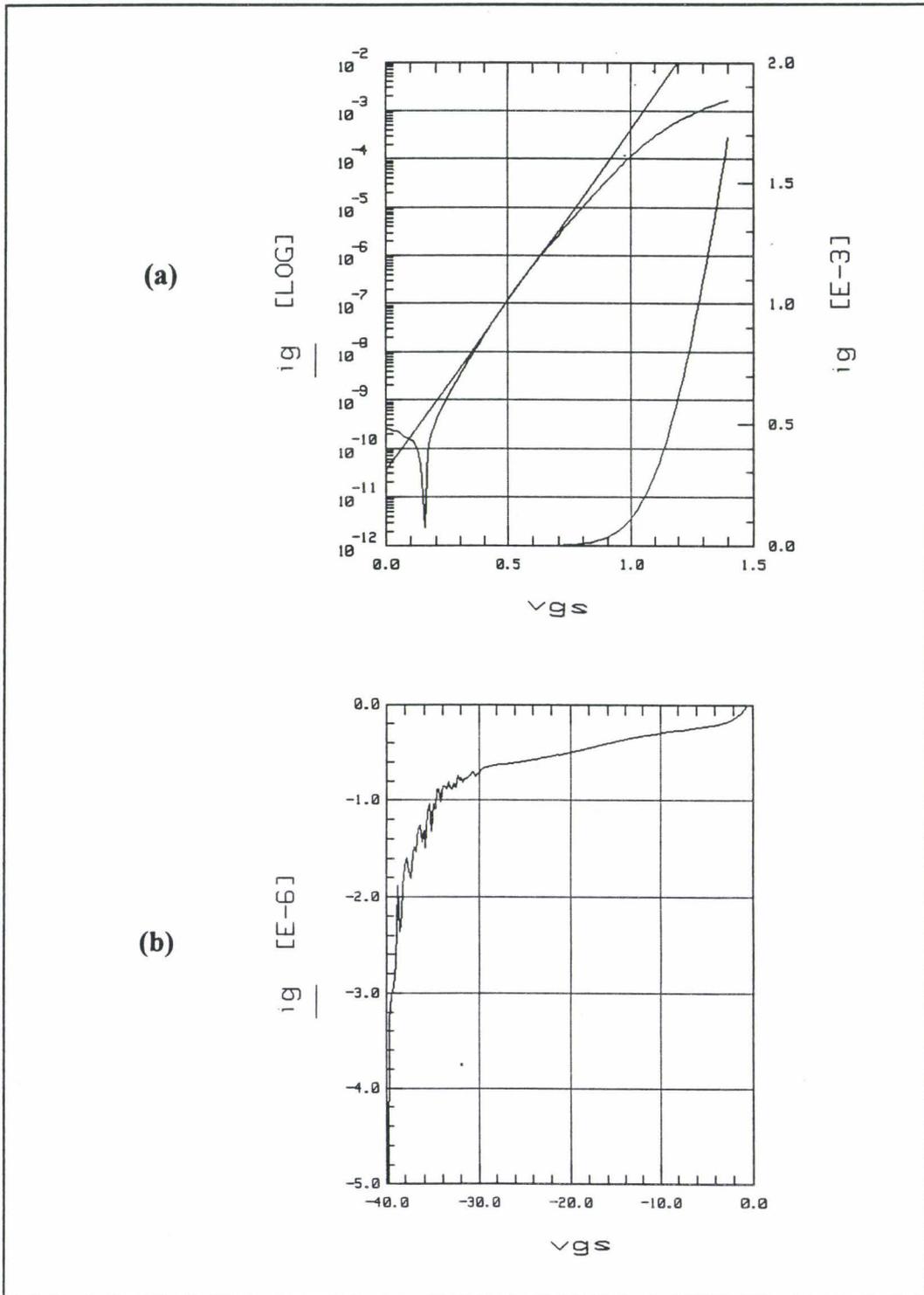


Figure III-35 : Contact Schottky Pt/Ti/Pt/Au 250/500/500/2000 sur couche métamorphique 30% d'indium : (a) en direct, (b) en inverse.

### **III.3.5. Gravure et attaque du nitrure**

Dans le procédé de fabrication des transistors en technologie nitrure, les attaques par gravure ionique réactive interviennent pour l'ouverture du pied de grille et pour la dénitruration. Cette dernière opération a pour objectif de retirer le nitrure présent sous la grille afin de diminuer les capacités parasites et d'améliorer les performances des composants. Après différents essais, une gravure de faible puissance utilisant l'hexafluorure de soufre (SF<sub>6</sub>) a été retenue pour réaliser cette opération. L'utilisation d'un plasma de SF<sub>6</sub> avec une pression de 50 mT, une tension d'auto polarisation de 20 V et une puissance de 20W, permet d'obtenir une gravure isotrope d'une puissance suffisamment faible pour limiter la dégradation de la couche épitaxiée. En effet les gravures ioniques réactives présentent l'inconvénient de dégrader les couches ce qui est dû au bombardement de la couche par les espèces présentes dans le plasma. Seaward [24-25] modélise cette dégradation par la formation d'une fine couche en surface avec une forte concentration de pièges profonds. Son étude montre l'évolution linéaire de l'épaisseur de cette couche avec la tension d'auto polarisation. La réduction de la puissance (donc de la tension d'auto polarisation) permet donc de limiter la dégradation de la structure. Les effets de la dénitruration sur les performances des composants sont présentés dans le chapitre IV.

Il faut noter que des essais de dénitruration par voie humide à l'aide de BOE n'ont pas donné de résultats satisfaisants, les grilles après attaque étant décollées.

Pour l'ouverture du pied de grille, un plasma de tétrafluorométhane (CF<sub>4</sub>) avec une pression de 50 mT, une tension de 340 V pour une puissance de 90 W, est utilisé. Cette attaque est très anisotrope ce qui permet de respecter les dimensions définies par le masque de résine. La dégradation de la couche par le plasma n'est pas critique dans cette opération puisque le dépôt de la métallisation de grille est précédé de la gravure du fossé de grille qui permet de retirer la couche dégradée.

### III.3.6. Description du procédé de fabrication des HEMTs

#### Marques

Opération	Produits	Température	Méthode	Durée
Nettoyage	Acétone	Température ambiante (TA)	Bain + ultra son	5 min.
	Alcool Isopropylique (IPA)			5 min.
Séchage		120 °C	Plaque chauffante	5 min.
Dépôt résine	PMMA 5% Anisol 950 K		v=1500 tr/min a=2000 tr/min/s e=4500-4900 Å	15 s
Recuit résine		170 °C	Four	30 min.
Exposition	Masqueur électronique			
Développement	Méthyle IsoButyle Kétone (MIBK) / IPA 1 / 2	TA	agitation 50 tr/min	50 s
Rinçage	IPA	TA	agitation manuelle	10 s
Désoxydation	Plasma Argon		150 V	20 s
Métallisation	Ti/Au ou Ni/Au 200/2000 Å			
Lift off	Acétone	TA	Bain + Ultra son	

## Isolation par attaque chimique

Opération	Produits	Température	Méthode	Durée
Nettoyage	Acétone	Température ambiante (TA)	Bain + ultra son	5 min.
	Alcool Isopropylique (IPA)			5 min.
Séchage		120 °C	Plaque chauffante	5 min.
<b>Dépôt résine</b>				
• Optique	SHIPLEY 1400-27		v=2600 tr/min a=3000 tr/min/s e=1,4 µm	5 s
• Electronique	AZ PN114		v=2000 tr/min. a=2000 tr/min/s e=1,1 µm	15 s
<b>Recuit résine</b>				
• Optique		120 °C	Plaque chauffante	5 min.
• Electronique		120 °C	Plaque chauffante	60 s
<b>Exposition</b>				
• Optique			17 mW/cm <sup>2</sup>	5s
• Electronique			dose de base 14 µC/cm <sup>2</sup>	

Inversion résine		115 °C	Plaque chauffante	60 s
• Electronique				
Révélation				
• Optique	Microposit Developer / H <sub>2</sub> O DI	2 / 1	Agitation	10 s
• Electronique	MIF 518 pur		Sans agitation	60 s
Rinçage	H <sub>2</sub> O DI		Agitation	60 s
Attaque chimique	H <sub>3</sub> PO <sub>4</sub> /H <sub>2</sub> O <sub>2</sub> /H <sub>2</sub> O DI		Agitation	
	5/1/40		v≈1800 Å/min.	
Rinçage	H <sub>2</sub> O DI		Agitation	60 s
Nettoyage				
• Optique	Acétone		Bain + ultra son	
• Electronique	Remover 100	TA	Bain + ultra son	5 min
Rinçage				
• électronique	H <sub>2</sub> O DI	TA	Bain + ultra son	5 min

## Isolation par implantation ionique

Opération	Produits	Température	Méthode	Durée
Nettoyage	Acétone	Température ambiante (TA)	Bain + ultra son	5 min.
	Alcool Isopropylique (IPA)			5 min.
Séchage		120 °C	Plaque chauffante	5 min.
Dépôt nitrure	Si <sub>x</sub> N <sub>y</sub>	300 °C	PECVD	200 Å
Dépôt résine				
• Optique	SHIPLEY 1400-27		v=2600 tr/min a=3000 tr/min/s e=1,4 µm	5 s
• Electronique	AZ PN114		v=2000 tr/min. a=2000 tr/min/s e=1,1 µm	15 s
Recuit résine				
Optique (profil en casquette)	Chlorobenzène	60 °C	Four	20 min
				18 min
		80 °C	Four	30 min
Electronique		120 °C	Plaque chauffante	60 s

Exposition				
• Optique			17 mW/cm <sup>2</sup>	5s
• Electronique			dose de base 14 μC/cm <sup>2</sup>	
Inversion résine				
• Electronique		115 °C	Plaque chauffante	60 s
Révélation				
• Optique	Microposit Developer / H <sub>2</sub> O DI 2 / 1		Agitation	10 s
• Electronique	MIF 518 pur		Sans agitation	60 s
Rinçage	H <sub>2</sub> O DI		Agitation	60 s
Implantation ionique			EATON 3204	
• PM ou LM InP	Ar <sup>+</sup> 1.10 <sup>15</sup> /cm <sup>2</sup>		100-110 keV	
• MM 30 %	B <sup>+</sup> 5.10 <sup>13</sup> /cm <sup>2</sup>		140 keV	
Nettoyage				
• Optique	Acétone		Bain + ultra son	
• Electronique	Remover 100	100 °C	Bain + ultra son (plusieurs fois)	3 min
Retrait polymères			GIR O <sub>2</sub>	5 min
			50 mT 200 V 50 W	
Recuit d'implantation		300 °C	Four tubulaire sous flux d'azote	10 h

## Contacts ohmiques

Opération	Produits	Température	Méthode	Durée
Nettoyage	Acétone	Température ambiante (TA)	Bain + ultra son	5 min.
	Alcool Isopropylique (IPA)			5 min.
Séchage		120 °C	Plaque chauffante	5 min.
Dépôt résine	PMMA 5% Anisole 950 K		v=1500 tr/min a=2000 tr/min/s e=4500-4900 Å	15 s
Recuit résine		170 °C	Four	30 min.
Exposition	Masqueur électronique			
Développement	(MIBK) / IPA 1 / 2	TA	agitation 50 tr/min	50 s
Rinçage	IPA	TA	agitation manuelle	10 s
<u>Dans le cas d'une isolation par implantation</u>				
Ouverture nitrure	CF <sub>4</sub>		GIR 50 mT 200V 50W	20 s
Désoxydation	Plasma Ar <sup>+</sup> (in situ bâti d'évaporation)		150 V	20 s

---

## Métallisation

- PM ou LM INP Ni/Ge/Au//Ni/Au  
25/400/800/50/600
- MM 30 % Ni/Ge/Au/Ni/Au  
50/400/800/100/2000

---

Lift off	Acétone	TA	bain + ultra son
----------	---------	----	------------------

---

## Recuit

- |                |          |                      |      |
|----------------|----------|----------------------|------|
| • PM ou LM INP | 310 °C   | Four de recuit flash | 40 s |
| • MM 30 %      | ≈ 350 °C | Four de recuit flash | 50 s |
- 

## Grille

### Définition du pied de grille

---

Opération	Produits	Température	Méthode	Durée
Nettoyage	Acétone	Température ambiante (TA)	Bain + ultra son	5 min.
	Alcool Isopropylique (IPA)			5 min.
Séchage		120 °C	Plaque chauffante	5 min.
Dépôt nitrure	$\text{Si}_x\text{N}_y$	300 °C	PECVD	
• Procédé isolé par attaque chimique	800 Å			
• Procédé isolé par implantation	600 Å			

---

Dépôt résine	PMMA 4% Anisole 950 K		v=3000 tr/min a=2000 tr/min/s e=2000 Å	20 s
Recuit résine		170 °C	Four	30 min.
Exposition	Masqueur électronique			
Développement	MIBK / IPA 1 / 2	TA	agitation 50 tr/min	50 s
Rinçage	IPA	TA	agitation manuelle	10 s
Ouverture pied de grille	Plasma CF <sub>4</sub>		GIR 50 mT 340V 90-100W	90 s
Retrait résine	Acétone	TA	Bain + ultra son	

### Définition du haut de grille

Opération	Produits	Température	Méthode	Durée
Nettoyage	Acétone	Température ambiante (TA)	Bain + ultra son	5 min.
	Alcool Isopropylique (IPA)			5 min.
Séchage		120 °C	Plaque chauffante	5 min.
Dépôt résine	PMMA/MAA 13%		v=2500 tr/min a=2000 tr/min/s e=5000 Å	60 s
Recuit		170°C	Four	30 min.

Dépôt résine	PMMA 4% anisole 950 K	v=2000 tr/min a=2000 tr/min/s e=2000 Å	20 s
Recuit	170 °C	Four	30 min.
Exposition	Masqueur électronique	Dose= $\mu\text{C}/\text{cm}^2$	
Révélation	MIBK/IPA 1/2	Agitation 100 tr/min	50 s
Rinçage	IPA	Agitation manuelle	10 s

### Gravure du fossé de grille - Métallisation

Opération	Produits	Température	Méthode	Durée
Gravure du fossé de grille	Acide Succinique / H <sub>2</sub> O <sub>2</sub>			
• PM et LM InP	30/4	20 °C	Sans agitation	60-90s selon
• MM 30 %	30/2	20 °C	Sans agitation	sous gravure désirée
Désoxydation	Plasma Ar <sup>+</sup> (in situ bâti d'évaporation)		150 V	20 s
Métallisation	Pt / Ti / Pt / Au (250/500/500/2000)			
lift off	acétone / alcool		Sans ultra-son	
Recuit de stabilisation		300 °C	Sous atmosphère inerte	10'

## Plots d'épaissement

Opération	Produits	Température	Méthode	Durée
Nettoyage	Acétone	Température ambiante (TA)	Bain sans ultra son	5 min.
	Alcool Isopropylique (IPA)			5 min.
Séchage		120 °C	Plaque chauffante	5 min.
Dépôt résine	SHIPLEY 1400-27		v=2600 tr/min a=3000 tr/min/s e=1,4 µm	5 s
Recuit résine				
Optique (profil en casquette)	-	- 60 °C	- Four	- 20 min
	-Chlorobenzène	-	-	- 18 min
	-	- 80 °C	- Four	- 30 min
Exposition			17 mW/cm <sup>2</sup> dose de base 14 µC/cm <sup>2</sup>	5s
Révélation	Microposit Developer / H <sub>2</sub> O DI 2 / 1		Agitation	10 s
	MIF 518 pur		Sans agitation	60 s
Rinçage	H <sub>2</sub> O DI		Agitation	60 s
Ouverture nitrure	Plasma CF <sub>4</sub>		GIR 50 mT 340V 90-100W	90 s
Métallisation	Ti/Au (1000/4000)			
lift off	acétone / alcool		Sans ultra-son	

## Bibliographie du chapitre III

- [1]. S. R. Bahl and J. A. Alamo, IEEE Electron Devices Lett. **EDL-13**, 195 (1992).
- [2]. B. Tell, T. Y. Chang, K. F. Brown-Goebeler, J.M Kuo, and N. J. Sauer, J. Appl. Phys. **64**, 290 (1988).
- [3]. *Indium Phosphide and Related Materials : Processing, technology, and devices*, edited by A. Katz (Artech House, Boston, MA, 1991), pp. 222-239.
- [4]. B. Tell, K. F. Brown-Goebeler, T. J. Bridges, and E. G. Burkhardt, J. Appl. Phys. **60**, 665 (1986).
- [5]. Mulpuri V. Rao and R. Sachidananda Babu, J. Appl. Phys. **64**, 4755 (1988).
- [6]. K. Steeples, G. Dearnaley, and A. E. R. E. Haewell, Appl. Phys. Lett. **42**, 703 (1983).
- [7]. S. J. Pearton, C. R. Abernathy, M. B. Panish, R. A. Hamm, and L. M. Lunardi, J. Appl. Phys. **66**, 656 (1989).
- [8]. T. Fink, B. Raynor, M. Haupt, K. Köhler, J. Braunstein, N. Grün, and J. Hornung, J. Vac. Sci. Technol. B **12**,3332 (1994).
- [9]. D. Olego, T. Y. Chang, E. Silberg, E. A. Caridi, and A. Pinczuk, Appl. Phys. Lett. **41**, 476 (1982).
- [10]. W. Xia, S. A. Pappert, B. Zhu, A. R. Clawson, P. K. L. Yu, and S. S. Lau, J. Appl. Phys. **71**, 2602 (1992).
- [11]. S. A. Pappert, W. Xia, B. Zhu, A. R. Clawson, Z. F. Guan, P. K. L. Yu, and S. S. Lau, J. Appl. Phys. **72**, 1306 (1992).
- [12]. W. Xia, S. C. Lin, S. A. Pappert, C. A. Hewett, M. Fernandes, T.T. Vu, P. K. L. Yu, and S. S. Lau, Appl. Phys. Lett. **55**, 2020 (1989).
- [13]. Y. T. Cheng, X. A. Zhao, T. Banwell, T. W. Workman, M. A. Nicolet, and W. L. Johnson, J. Appl. Phys. **60**, 2615 (1986).
- [14]. L. C. Wang and S. S. Lau, Appl. Phys. Lett. **54**, 2677 (1989).
- [15]. C. Lin and C. P. Lee, J. Appl. Phys. **67**, 260 (1990).
- [16]. E. D. Marshall, L. S. Yu, and S. S. Lau, Appl. Phys. Lett. **54**, 721 (1989).
- [17]. H. Ito, T. Ishibashi and T. Sugeta, Japan. J. Appl. Phys.**23**, L635 (1984).
- [18]. H. Fourre, DEA Electronique Lille (1992)
- [19]. J. Tsuchimoto, S. Shikata, and H. Hayashi, J. Appl. Phys.**69**, 6556 (1991).

- [20]. T. P. E Broekaert and C. G. Fonstad, *J. Electrochem. Soc.* **139**, 2306 (1992).
- [21]. G. C. Desalvo, W. F. Tseng, and J. Comas, *J. Electrochem. Soc.* **139**, 831 (1992).
- [22]. L. Aina and M. Mattingly, *J. Electrochem. Soc.* **139**, L91
- [23]. M. Tong, K. Nummila, A. Ketterson, I. Adesida, C. Caneau, and R. Bhat, *IEEE Electron Devices Lett.* EDL-13, 525 (1992).
- [24]. K.L. Seaward , *J. of Electronic Material* **19 (4)**, 385 (1990).
- [25]. K.L. Seaward , *J. Vac. Sci. Technol.* **B 10 (1)**, 46 (1992).

# **CHAPITRE IV**

## **REALISATION ET CARACTERISATION DE HEMTs**

## IV.1. Introduction

Ce chapitre est consacré à la réalisation et à la caractérisation de transistors. Cette étude se décompose en deux parties. La première porte sur la réalisation de transistors à grille longue utilisés pour caractériser les structures HEMT métamorphiques. Dans la seconde partie, les résultats de caractérisation de transistors à grille courte ( $\approx 0.1 \mu\text{m}$ ) sont présentés.

## IV.2. Etude des structures HEMT métamorphiques

L'intérêt des transistors à grille longue, c'est à dire ayant des longueurs de grille supérieures à  $1 \mu\text{m}$  est multiple. Premièrement, leur réalisation permet de tester rapidement le procédé de fabrication mis en place tout en caractérisant les différentes étapes (résistance de contact, contact Schottky, profondeur de gravure de grille). Deuxièmement, l'étude de ces composants par des mesures C(V) et de magnéto résistance permet de caractériser les épitaxies réalisées. Enfin, les caractéristiques des transistors montrent le potentiel et l'intérêt de la réalisation de transistors à grille courte.

Le Tableau IV-1 présente les structures des différentes couches métamorphiques étudiées

Couche	S950602		S960202		S960524		S960610		S960635		S960637	
Composition (% In)	30		30		30		30		30		50	
Structure	Epaisseur (Å)	Dopage ( $\text{cm}^{-3}$ )	Epaisseur (Å)	Dopage ( $\text{cm}^{-3}$ )	Epaisseur (Å)	Dopage ( $\text{cm}^{-3}$ )	Epaisseur (Å)	Dopage ( $\text{cm}^{-3}$ )	Epaisseur (Å)	Dopage ( $\text{cm}^{-3}$ )	Epaisseur (Å)	Dopage ( $\text{cm}^{-3}$ )
Cap	100	$6 \cdot 10^{18}$	100	$6 \cdot 10^{18}$	100	$3 \cdot 10^{18}$	100	$5 \cdot 10^{18}$	100	$6 \cdot 10^{18}$	70	$6 \cdot 10^{18}$
Couche Schottky	150	nid	150	nid	180	nid	150	nid	150	nid	205	nid
Plan de dopage ( $\text{cm}^{-2}$ )		$4 \cdot 10^{12}$		$5 \cdot 10^{12}$		$6 \cdot 10^{12}$		$5 \cdot 10^{12}$		$5 \cdot 10^{12}$		$1 \cdot 10^{13}$
Espaceur	50	nid	50	nid	58	nid	50	nid	50	nid	70	nid
Canal	250	nid	250	nid	250	nid	250	nid	250	nid	175	nid
Couche AlInAs	2000	nid	2000	nid	2780	nid	2780	nid	1000	nid	3500	nid
Couche tampon												
type												
matériau	GaInAs		GaInAs		AlInAs		AlInAs		AlInAs		AlInAs	

Tableau IV-1 : Structure des couches métamorphiques.

Couche	Contact Ohmique Ni/Ge/Au/Ni/Au	Contact Schottky Pt/Ti/Pt/Au	Gravure de grille AS/H <sub>2</sub> O <sub>2</sub>	Remarque
S950602	25/400/800/50/2000 380 °C 60 s	250/500/500/2000	30/2 1 min	gravure de grille tout canal. Surgravure au niveau des métallisations.
S960202	25/400/800/50/2000 360 °C 60 s	250/500/500/2000	30/4 1 min	
S960524	50/400/800/100/2000 360 °C 60 s	250/500/500/2000	30/4 1 min	
S960610	25/400/800/50/2000 360°C 60 s	250/500/500/2000	30/2 2 min	
S960635	25/400/800/50/2000 360°C 60 s	250/500/500/2000	30/2 2 min	
S960637	25/400/800/50/2000 310°C 60 s	250/500/500/2000	30/2 2 min	Ne pince pas. Présence d'un courant de fuite important dans la couche tampon.

Tableau IV-2 : Eléments de technologie utilisés pour la réalisation de transistors métamorphiques à grille longue.

Couche	R <sub>c</sub> (Ω.mm)	V <sub>b</sub> (V)	η	Courant en inverse		Tension de pincement (V)	G <sub>m</sub> (mS/mm)	I <sub>DS</sub> (mA/mm) à V <sub>gs</sub> =0 V
				μA/mm	V <sub>gs</sub>			
S950602	0.25	0.55	1.95	33	-10	-1	24	16
S960202	0.92	0.48	2.4			-2.5	130	55
S960524		0.76	2.14	20	-18	-1.1	260	190
				<1	-10			
S960610	1.04	0.56	2.31			-0.5	130	60
		0.58	2.37				105	50
S960635	0.738	0.53	1.8			-1.1	135	60
		0.61	2.17					
		0.61	2.45	50	-40			
		0.64	2.31	12	-20			
S960637	0.093							

Tableau IV-3: Résultats de caractérisation des transistors métamorphiques à grille longue.

## Suivi technologique

Le Tableau IV-2 et le Tableau IV-3 résument les étapes de fabrication et les résultats de caractérisation obtenus sur les différentes structures métamorphiques. Ces réalisations se distinguent par leurs contacts ohmiques s'inscrivant dans une série d'essais d'optimisation de la morphologie et par leurs gravures de grille avec les solutions d'attaque acide succinique/peroxyde d'hydrogène 30/4 ou 30/2. Ces différentes réalisations ont confirmé les résultats des essais effectués pour l'optimisation du procédé de fabrication présentés dans le chapitre III.

### Contacts ohmiques

Pour les contacts ohmiques on retrouve les problèmes de reproductibilité de la métallisation Ni/Ge/Au/Ni/Au avec des résistances de contact élevées de l'ordre de 1  $\Omega$ .mm. Ceci confirme la nécessité de réaliser une étude et une optimisation spécifique pour chaque couche. Les morphologies de contact après le recuit rapide sont satisfaisantes.

### Contact Schottky

On observe pour les contacts Schottky une bonne reproductibilité avec un potentiel de Built-in de 0.5-0.6 V et un coefficient d'idéalité de l'ordre de 2. De même, les résultats obtenus pour les courants de grille en inverse sont excellents avec, pour une grille de longueur 1.5  $\mu$ m, une densité de courant de 50  $\mu$ A/mm pour une tension de -40 V.

### Tension de pincement et profondeur de gravure

La connaissance des tensions de pincement permet de remonter à la profondeur de gravure réalisée. En effet pour une structure HEMT à plan de dopage on a :

$$V_b - V_p = \Delta E_c + \frac{q N_d a}{\epsilon} \quad (\text{III.1})$$

Dans cette équation,  $V_b$ ,  $V_p$ ,  $\Delta E_c$ ,  $N_d$ ,  $a$  et  $\epsilon$  sont respectivement le potentiel de Built-In du contact Schottky, la tension de pincement, la discontinuité de bande de conduction entre le GaInAs et l'AlInAs, la densité de dopage du plan, l'épaisseur de couche située entre le gaz

d'électrons et le contact Schottky , et la permittivité de l'AlInAs. La discontinuité de bande de conduction  $\Delta E_c$  pour les structures métamorphiques 30% d'indium est de 0.6 eV [1]. Connaissant le potentiel de Built-In, on peut alors déterminer l'épaisseur de couche située entre le contact Schottky et le gaz d'électrons et donc la profondeur de gravure. Les résultats de ces calculs sont regroupés dans le Tableau IV-1.

Couche	S960524	S960610	S960635
Profondeur de gravure de l'AlInAs (Å)	80.5	137.5	62.5

*Tableau IV-4 : Profondeurs de gravure calculées à partir des tensions de pincement.*

La profondeur de gravure de 60 Å correspond parfaitement aux étalonnages réalisés sur les structures métamorphiques avec la solution AS/H<sub>2</sub>O<sub>2</sub> 30/2 (Figure III-31 page 123). Pour la couche S960524, la profondeur de gravure de 80 Å est normale attendu que la solution d'attaque AS/H<sub>2</sub>O<sub>2</sub> 30/4 a une vitesse d'attaque pour l'AlInAs légèrement supérieure à celle de la solution AS/H<sub>2</sub>O<sub>2</sub> 30/2 (Figure III-23 page 115). Pour la couche S960610, la profondeur de gravure importante n'est pas expliquée. Par ailleurs, ce calcul n'a pas été effectué dans les cas des couches S950602 et S960202 du fait de la présence de courant de fuite dans la couche tampon.

#### Courants de fuite

Des simulations à l'aide d'HELENA situent le pincement pour les structures de couche utilisées et pour une gravure de grille d'une cinquantaine d'Angström à une tension de -1V (Figure IV-1 et Figure IV-2). Dans les cas des couches S950602 et S960202, les tensions de pincement respectives de -1.5 et -2.5 V sont dues à la présence de charges dans la couche tampon. Les caractéristiques statiques du composant (Figure IV-3) ainsi que les mesures C(V) (Figure IV-4 et Figure IV-5) montrent en effet pour ces deux couches la présence de charges au delà du gaz d'électrons. Un simple calcul sur la valeur de la capacité correspondant à ces charges,  $C = \frac{\epsilon S}{e}$  où S est la surface de la grille et e est l'épaisseur de couche désertée, situe

ces charges dans la couche tampon avec respectivement pour les couches S950602 et S960202 et aux erreurs sur les surfaces de grille près, des épaisseurs désertées de 2300 et 2600 Å. Il faut noter pour ces deux couches, que la couche tampon était constituée par du GaInAs. L'AlInAs a donc été utilisé pour les couches suivantes afin d'éviter ce problème.

La mesure C(V) réalisée sur la couche S960524 est représentée sur la Figure IV-6. On constate la présence de charges situées dans la couche d'AlInAs située sous le canal. Le calcul sur la valeur de la capacité donne en effet une épaisseur de couche désertée de 700-800 Å.

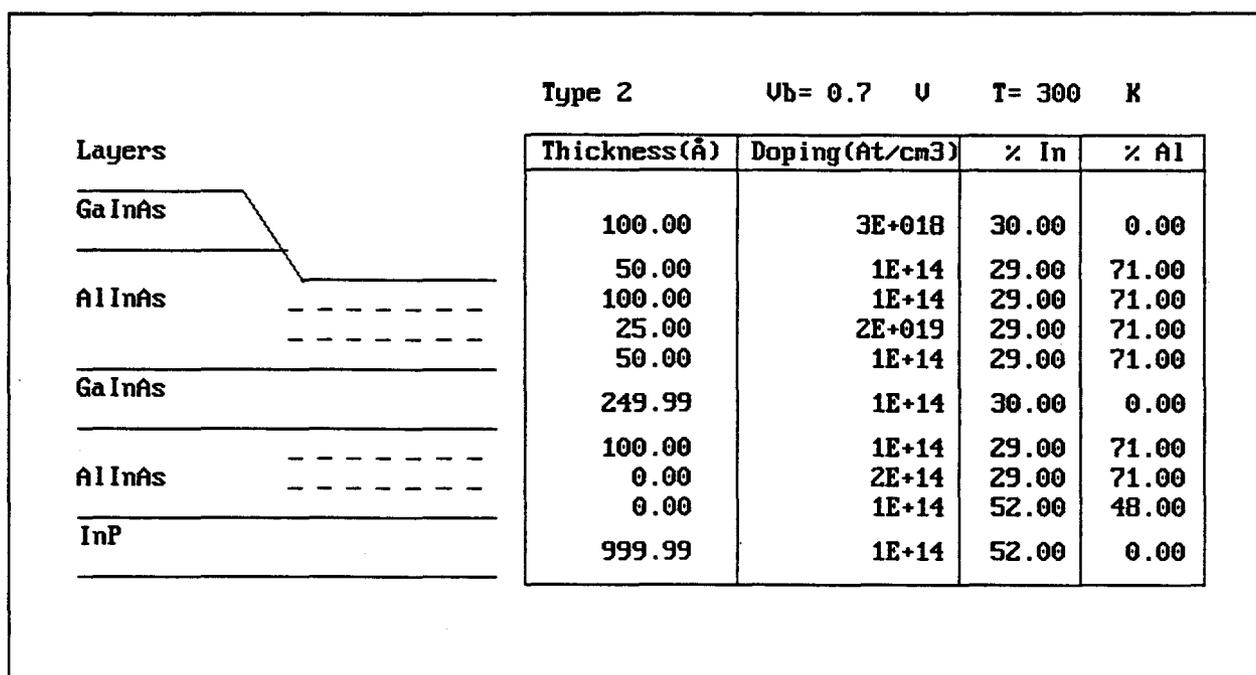


Figure IV-1 : Structure simulée avec la couche S960524.

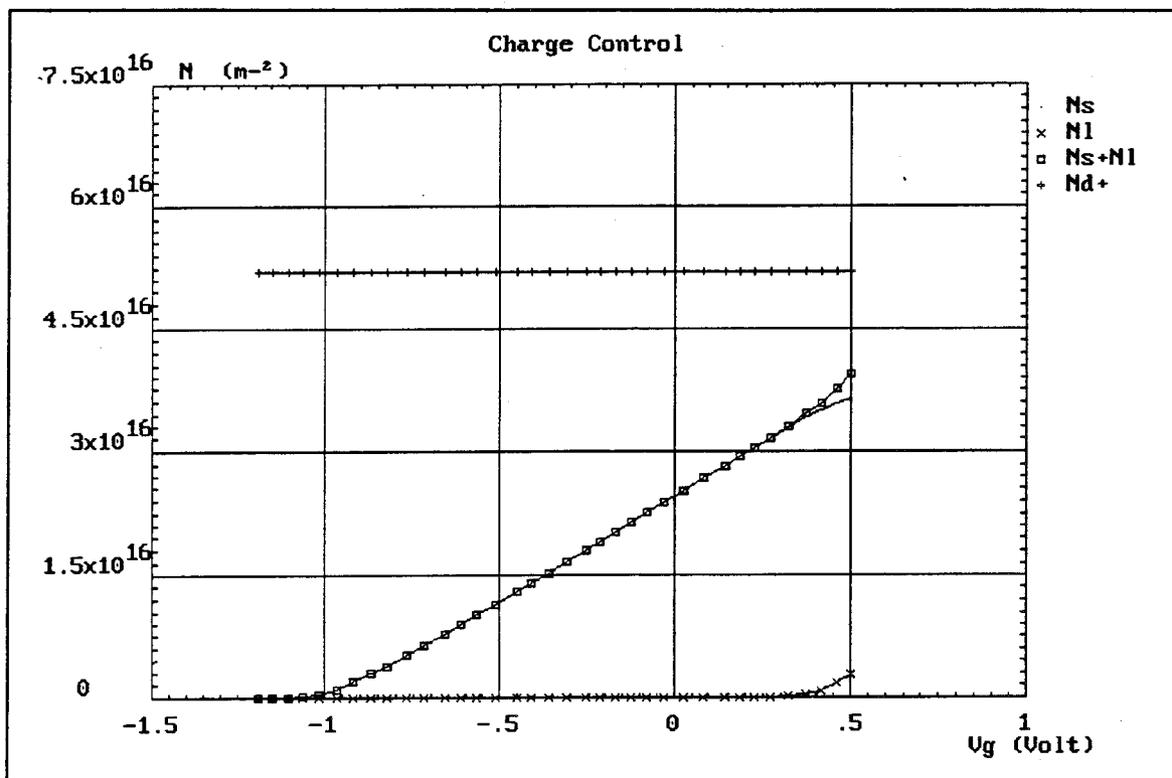


Figure IV-2 : Commande de charges de la structure simulée avec HELENA pour la couche S960524.

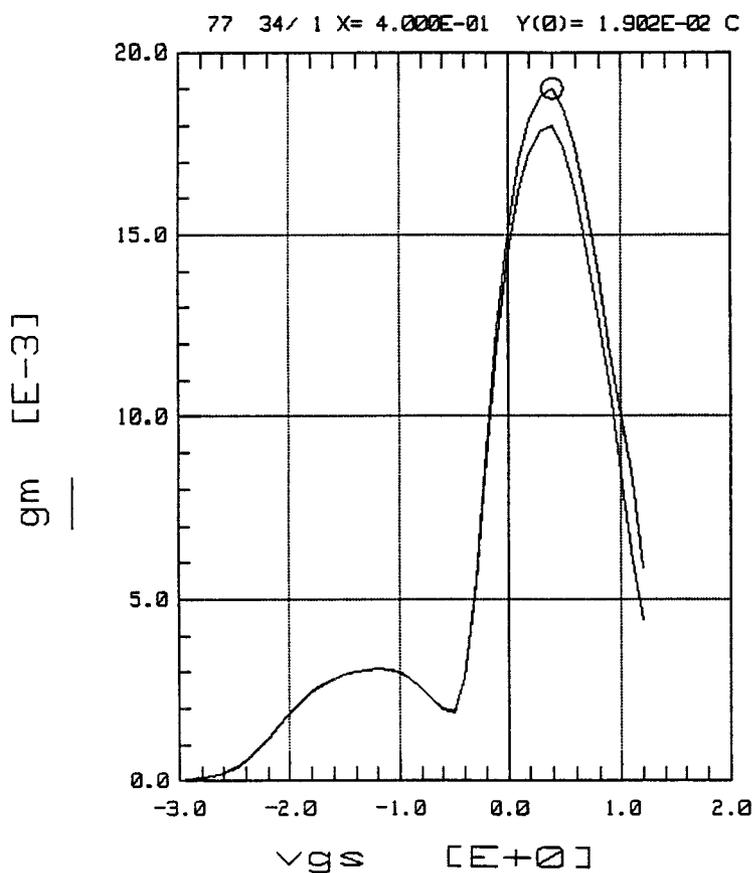


Figure IV-3 : Transconductance du composant à grille longue réalisé sur la couche S960202.

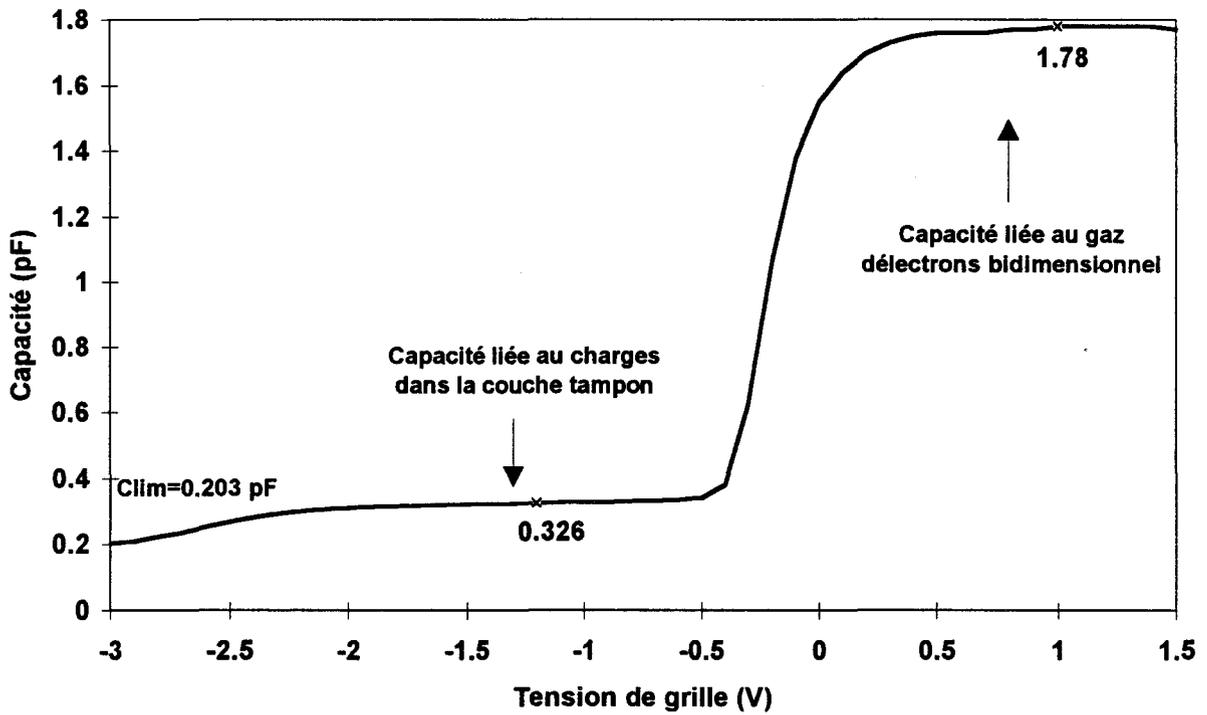


Figure IV-4 : Caractéristique  $C(V)$  du composant à grille longue réalisé sur la couche S960202.

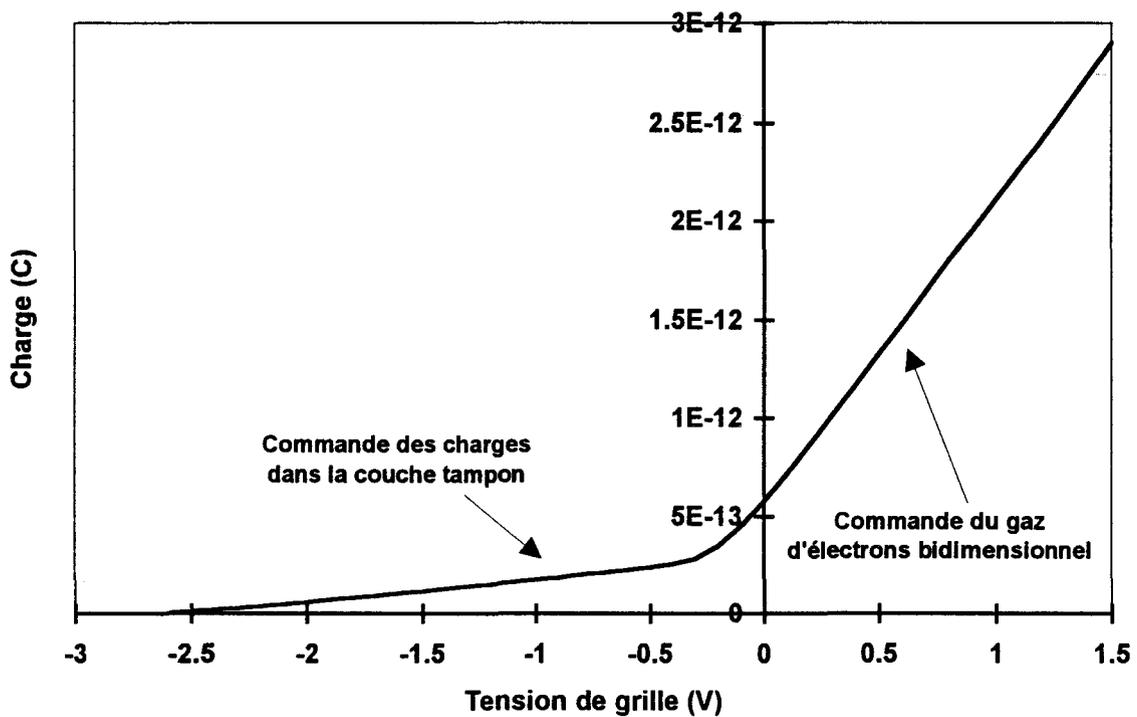
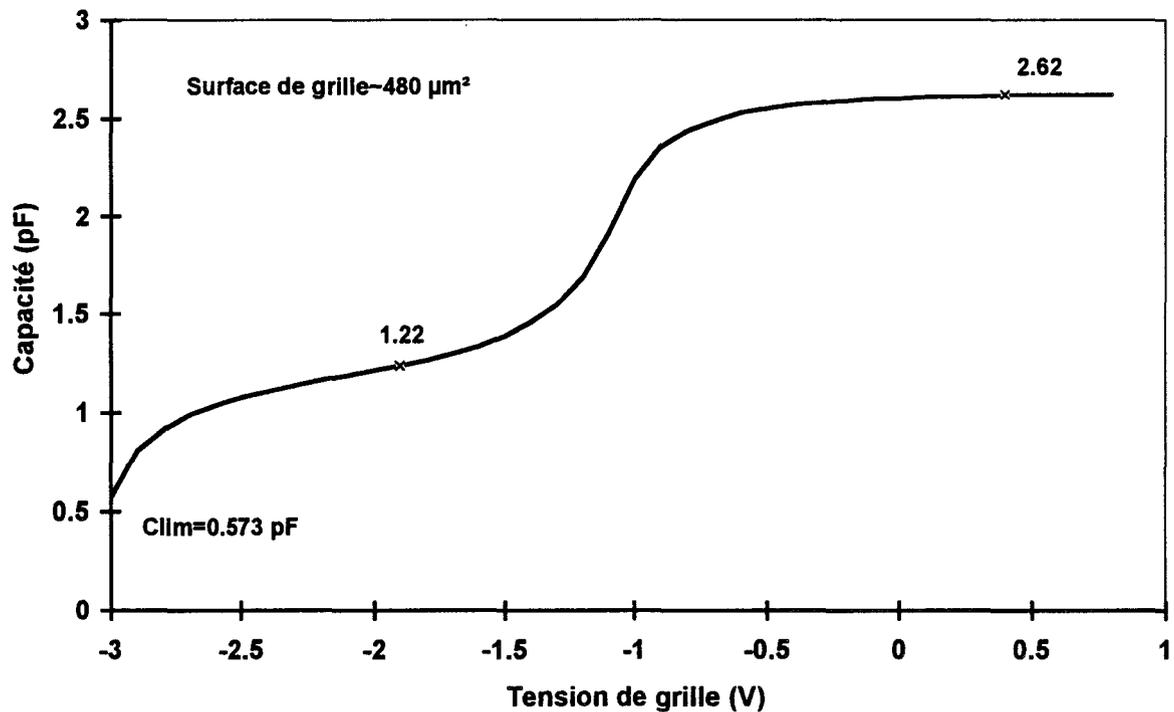


Figure IV-5 : Commande de charges du composant à grille longue réalisé sur la couche S960202 obtenu par intégration du profil  $C(V)$ .



*Figure IV-6 : Caractéristique  $C(V)$  de la couche S960524.*

Sur les trois dernières couches présentées, réalisées avec une simple couche tampon graduelle en AlInAs, seules les couches à 30 % d'indium (S960610 et S960635) présentent une bonne isolation électrique. La couche S960637, avec un taux d'indium visé de 50% a quant à elle des courants de fuite très importants. Sur l'ensemble de ces réalisations, on peut constater la difficulté d'obtenir de bons matériaux isolants pour la couche tampon et pour l'AlInAs. Des essais récents ont montré l'importance des conditions de croissance et notamment des pressions équivalentes de flux de l'arsenic et de l'aluminium pour obtenir un caractère isolant. Une pression trop importante d'arsenic entraîne la réduction de la mobilité de l'aluminium conduisant à l'incorporation de défauts dans l'AlInAs qui sont à l'origine des courants de fuite observés.

#### Mesure de mobilité par magnéto résistance

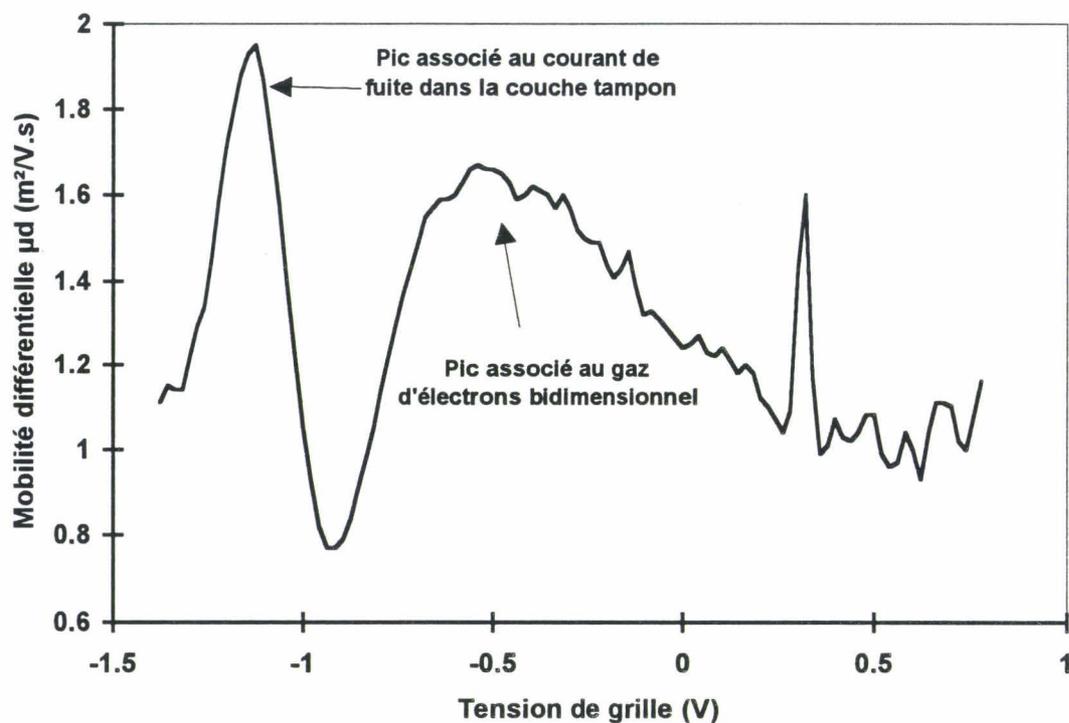
Les mesures de magnéto résistance réalisées sur les composants à grille longue sont complémentaires des mesures d'effet Hall et permettent de connaître, aux corrections de résistance d'accès  $R_s$  et  $R_d$  près, le profil de mobilité des électrons dans le canal. Les résultats obtenus sont regroupés dans le Tableau IV-5 ainsi que les mesures de mobilité de Hall pour

comparaison. On peut remarquer que les valeurs de mobilité mesurées par les deux méthodes sont comparables et que le classement entre ces différentes couches reste identique.

Couche	$\mu_a$ (cm <sup>2</sup> /V.s)		$\mu_H$ (cm <sup>2</sup> /V.s) (B=0.3 T)	
	300 °K	77 °K	300 °K	77 °K
S950602	5500	15700	5200	16700
S960202	7800		7000	20000
S960524	6700	13300	7000	
S960610	6400		5750	
S960635	6000		5900	

*Tableau IV-5 : Mesure de mobilité par magnéto résistance ( $\mu_a$ ) et par effet Hall ( $\mu_H$ )*

Les profils de mobilité différentiel nous ont également permis de mettre en évidence l'existence de courant de fuite. En effet, comme nous l'avons vu au chapitre 2, le profil de mobilité différentiel donne l'allure de la transconductance du transistor étudié. Ainsi, la présence de charges commandées au delà du gaz d'électrons bidimensionnel se traduit dans le profil de mobilité différentiel par un deuxième pic (Figure IV-7). La Figure IV-7 donne le profil de mobilité différentiel de la couche S960524 pour laquelle un courant de fuite dans la couche d'AlInAs située sous le canal avait été observé. On peut remarquer la mobilité élevée des porteurs dans cette couche comparativement à la mobilité des porteurs dans le gaz d'électrons bidimensionnel.



*Figure IV-7 : Profil de mobilité différentielle à 77 °K mesurée par magnéto résistance sur la couche S960524. Dans le cas présent, le profil permet de mettre en évidence la présence d'un courant de fuite dans la couche tampon.*

## **Conclusion**

La réalisation des composants à grille longue a permis de valider le procédé de fabrication mis en place dans le chapitre III pour les structures métamorphiques, rappelant la nécessité d'optimiser les contacts ohmiques pour chaque couche. L'étude des différentes structures métamorphiques effectuée après réalisation de ces composants a permis de mettre en évidence les problèmes de croissance qui se traduisent avant tout par la présence de courants de fuite importants. Dans le cas des couches S950602, S960202 et S960637, ces courants de fuite rendent inutile la réalisation de composants à grille courte. La fabrication de ces composants a donc été lancée sur les couches S960524, S960610 et S960635. Les résultats obtenus sur la couche S960524 sont présentés dans les paragraphes suivants.

### IV.3. Réalisation et caractérisation de composants à grille courte

Dans les paragraphes suivants, les résultats de caractérisation de différents composants réalisés dans les filières adaptée en maille sur InP, pseudomorphique sur InP et métamorphique 30 % d'indium sont présentés. La caractérisation des composants se décompose en deux étapes. La première, caractérisation statique, permet de déterminer la transconductance extrinsèque et les caractéristiques des contacts Schottky. La seconde, caractérisation hyperfréquences, permet de déduire le schéma équivalent petit signal des transistors ainsi que les fréquences de transition associées aux différents gains du transistor ( $|h_{21}|^2$ , MAG, MSG, U). Cette caractérisation repose sur la mesure des paramètres de répartition « Scattering » du quadripôle, dits paramètres S. Elle est réalisée sous pointes, sur un analyseur de réseau vectoriel ©Hewlett Packard 8510, dans les gammes de fréquence 1.5-40 GHz et 75-110 GHz.

Le schéma équivalent petit signal est représenté sur la Figure IV-8. Les différents éléments de ce schéma sont tirés des paramètres S grâce à une méthode d'extraction développée par G. Dambrine [1,2]. Pour les technologues, le schéma équivalent petit signal est un outil intéressant car les différents éléments de celui-ci peuvent être relié aux paramètres technologiques (résistance de contact, résistance de métallisation, profondeur de gravure...). Ainsi, l'étude du schéma équivalent permet de cerner les points de technologie à améliorer (capacités parasites dans le cas de la technologie nitrure) pour obtenir de meilleures performances.

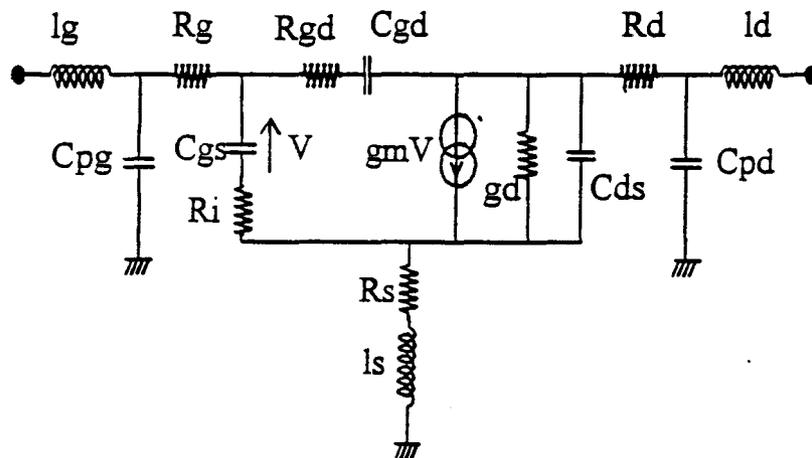


Figure IV-8 : Schéma équivalent petit signal d'un HEMT.

### IV.3.1. HEMT adapté en maille sur InP (OP 10150)

#### IV.3.1.1. Présentation

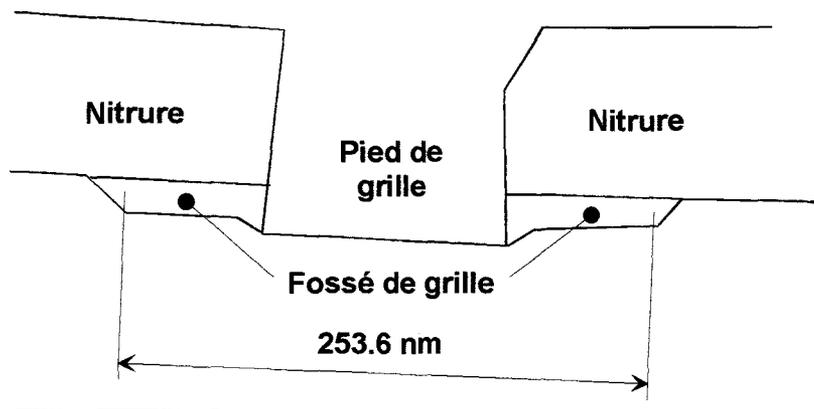
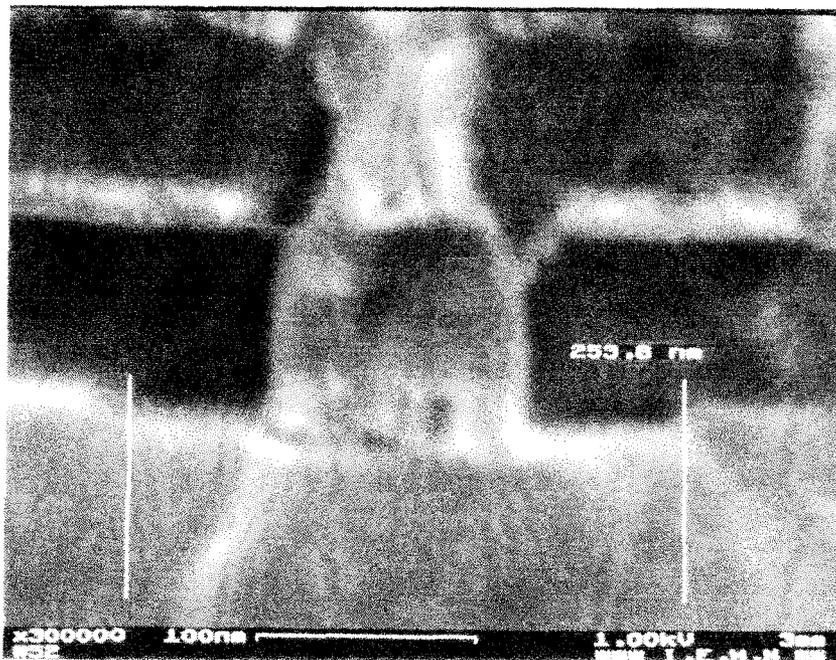
Pour cette opération, les composants ont été réalisés sur la couche adaptée en maille sur InP G950402 (Figure IV-9). Le masque utilisé permet la réalisation de transistors en T, caractérisés par un canal de 1,3  $\mu\text{m}$ , des développements de 2x50 et 2x75  $\mu\text{m}$  et une grille de 0,1  $\mu\text{m}$  de longueur visée.

100 Å	GaIn <sub>0.53</sub> As	510 <sup>18</sup> cm <sup>-3</sup>
200 Å	AlIn <sub>0.52</sub> As	nid
	$\delta$ doped	5.10 <sup>12</sup> cm <sup>-2</sup>
50 Å	AlIn <sub>0.52</sub> As	nid
250 Å	GaIn <sub>0.53</sub> As	nid
3000 Å	AlIn <sub>0.52</sub> As	nid
InP (S-I)		

*Figure IV-9 : Structure de la couche G950402.*

Le procédé de fabrication utilisé est celui présenté dans le chapitre III pour les structures adaptées en maille sur InP. Cependant, cette réalisation se distingue par une implantation de B<sup>+</sup> après l'attaque Mesa et par une gravure de grille de 1 minutes réalisée avec la solution acide succinique/péroxyde d'hydrogène 30/4 suivie d'une attaque chimique non sélective de 5 secondes avec la solution H<sub>3</sub>PO<sub>4</sub>/H<sub>2</sub>O<sub>2</sub>/H<sub>2</sub>O 4/1/200. L'implantation de 1.10<sup>14</sup> B<sup>+</sup>/cm<sup>2</sup> à 20 keV à été utilisée pour compléter l'isolation par attaque chimique de 2200 Å qui s'était révélée insuffisante. Celle-ci nous a permis d'éviter un gravure trop importante en limitant ainsi les risques de rupture de grille tout en réduisant considérablement le courant de fuite. En effet, ce dernier est passé sur un même motif, d'une valeur de 26  $\mu\text{A/V}$  après attaque chimique à une valeur de 200 nA/V après implantation et recuit. Il faut noter qu'au moment de cette réalisation, le procédé d'isolation par implantation d'Ar<sup>+</sup> n'était pas encore au point. Le but de l'attaque non sélective était d'obtenir une tension de pincement supérieure à -0.4 V, tout en évitant une sous gravure excessive. En effet, l'épaisseur de la couche Schottky de 200

À implique pour l'obtention des tensions de pincement désirées une gravure d'une certaine d'Angström. L'utilisation unique de l'attaque sélective AS/H<sub>2</sub>O<sub>2</sub> aurait nécessité un temps d'attaque très long (>4 min.) qui aurait entraîné, d'après les essais réalisés, une sous gravure importante avec une largeur de gravure supérieure à 700 nm. Une telle largeur de gravure est néfaste pour les performances des composants car elle est synonyme de résistances d'accès importantes. L'observation au microscope électronique à balayage des transistors réalisés a montré que l'on obtenait bien la largeur de gravure désirée avec une largeur mesurée de 250 nm (Photo IV-1). Cette mesure correspond tout à fait aux étalonnages réalisés pour les gravures de grille fine avec les solutions d'attaque sélective AS/H<sub>2</sub>O<sub>2</sub> avec une vitesse de gravure horizontale de 660 Å/min (Figure III-28).



*Photo IV-1 : Observation au MEB du fossé de grille pour un transistor réalisé avec la technologie nitrure.*

### **IV.3.1.2. Objectifs**

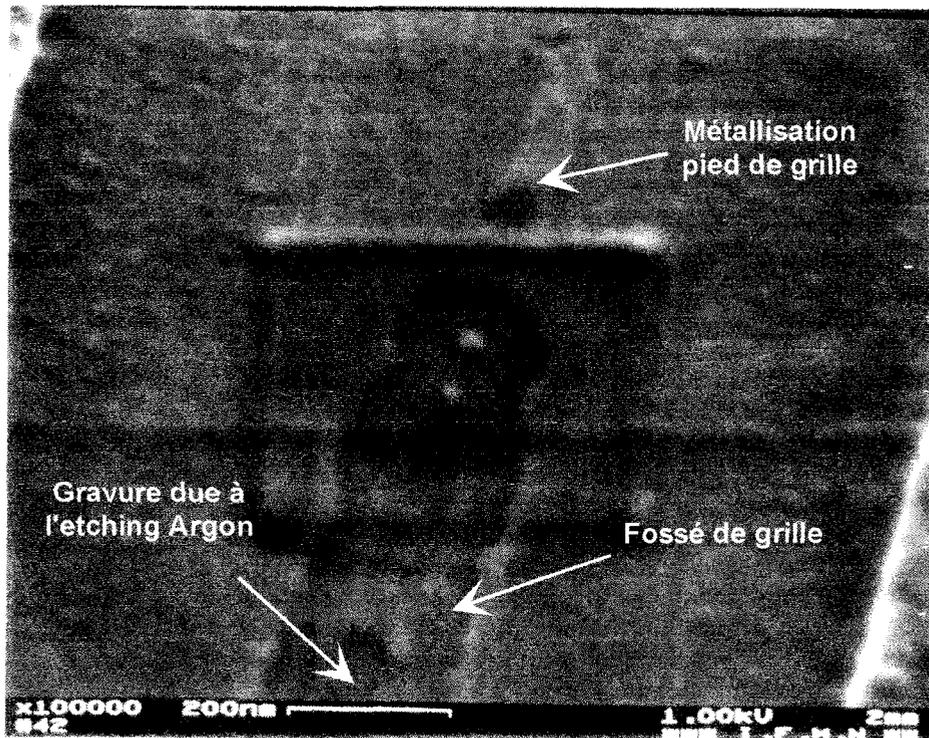
Les objectifs de cette opération étaient de trouver la dose optimale en lithographie électronique pour la réalisation de grilles courtes de longueurs inférieures à 0,1  $\mu\text{m}$  et d'étudier les effets de la dénitruration et de la passivation sur les performances des composants. Pour l'obtention de grilles très courtes, l'ouverture du pied de grille visée était de 70 nm.

### **IV.3.1.3. Effets de Dose**

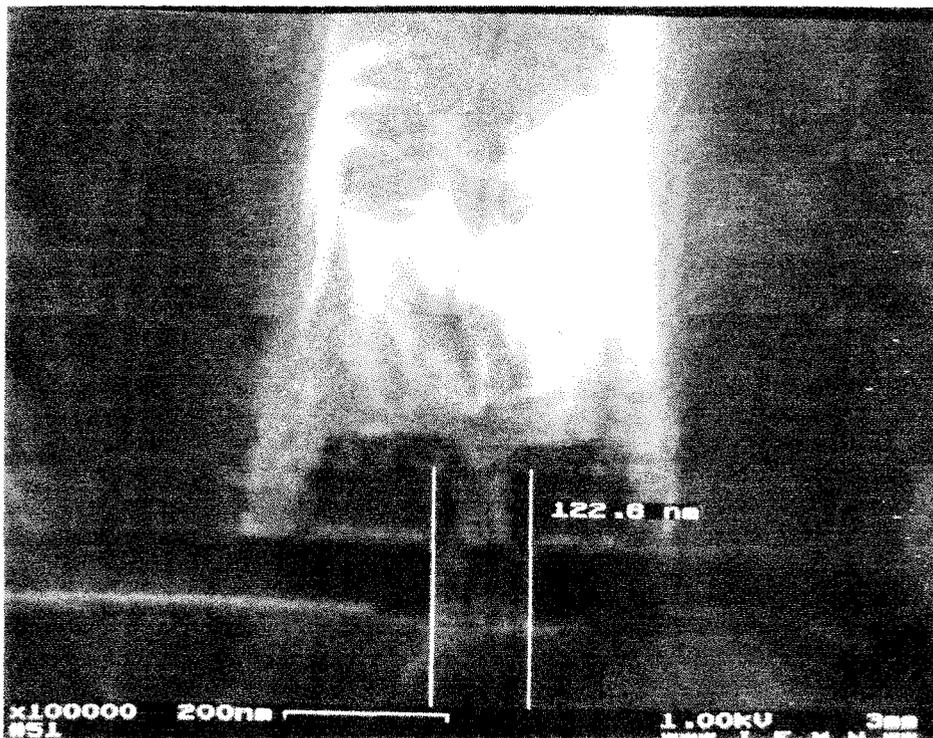
Pour déterminer la dose optimale permettant d'obtenir les meilleures performances électriques, une variation de dose comprise entre 500 et 1712  $\mu\text{C}/\text{cm}^2$  a été réalisée pour l'exposition du pied de grille. La caractérisation des composants a montré en fonction de cette dose :

- Avec les paramètres utilisés (épaisseur de résine, solution et temps de révélation), la dose minimale pour réaliser l'ouverture du pied de grille est d'environ 900  $\mu\text{C}/\text{cm}^2$ . Pour les plus petites doses, les transistors ne commandent pas, laissant penser que le nitrure (donc la résine) n'a pas été ouvert. Lorsque la dose augmente, on constate l'apparition de l'effet transistor, mais pour une trop faible dose ( $<900 \mu\text{C}/\text{cm}^2$ ) le pincement n'est pas atteint suggérant une ouverture incomplète du pied de grille. L'observation au microscope électronique à balayage des transistors défailants a confirmé cette hypothèse (Photo IV-2). La discontinuité de la gravure d'une cinquantaine d'angström due à l'etching argon et l'irrégularité de la largeur du fossé de grille montrent bien le problème.

- comme attendu, on constate l'augmentation de la largeur du pied de grille avec la dose, passant d'une largeur de 90 à 130 nm pour une dose variant de 500 à 1712  $\mu\text{C}/\text{cm}^2$ . Pour une dose de 900  $\mu\text{C}/\text{cm}^2$ , la longueur de grille est alors d'environ 120 nm. Ces longueurs de grille ont été mesurées à l'aide du microscope électronique à balayage (Photo IV-3). Cette variation de la longueur de grille en fonction de la dose est par ailleurs perceptible au travers des diminutions du module du gain en courant  $|h_{21}|^2$  (Figure IV-10) et de la fréquence de coupure intrinsèque du gain en courant  $f_c$  (Figure IV-11) avec la dose.



*Photo IV-2 : Observation au microscope électronique à balayage après dénitruration d'un transistor défaillant. Les formes rectangulaires et la présence de différents niveaux sont liés à des accumulations de charges.*



*Photo IV-3 : Mesure de la longueur du pied de grille pour une dose de  $1100 \mu\text{C}/\text{cm}^2$ .*

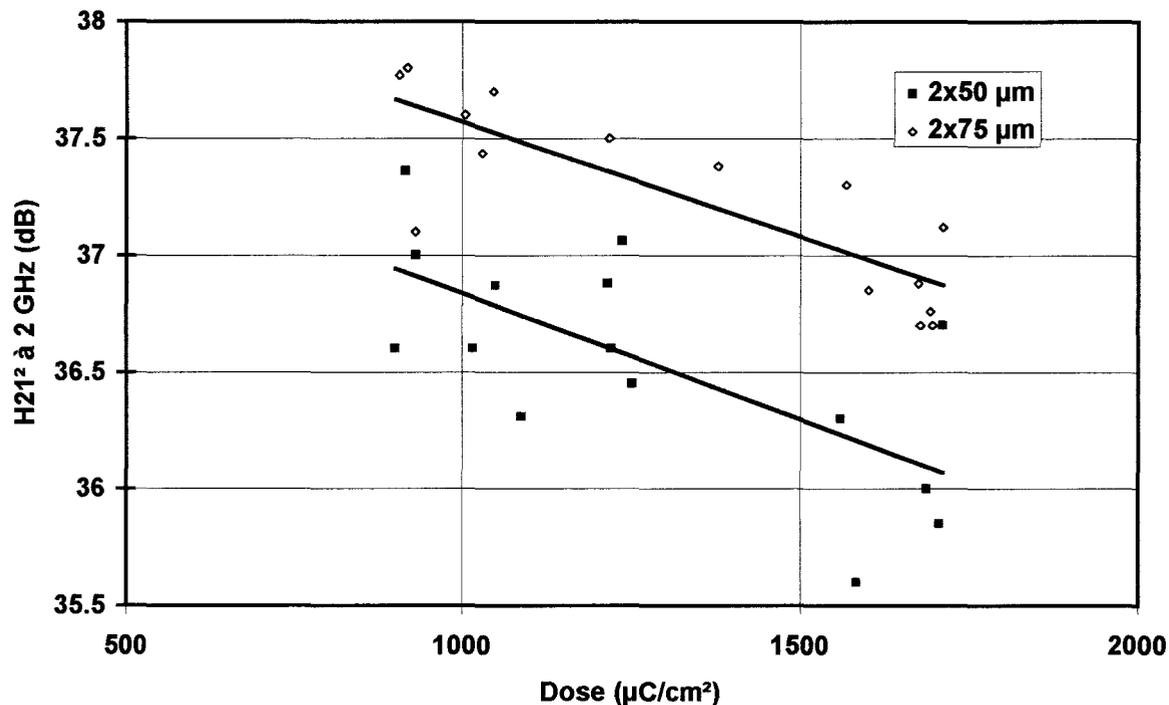


Figure IV-10 : Evolution du module du gain en courant en fonction de la dose pour l'ouverture du pied de grille.

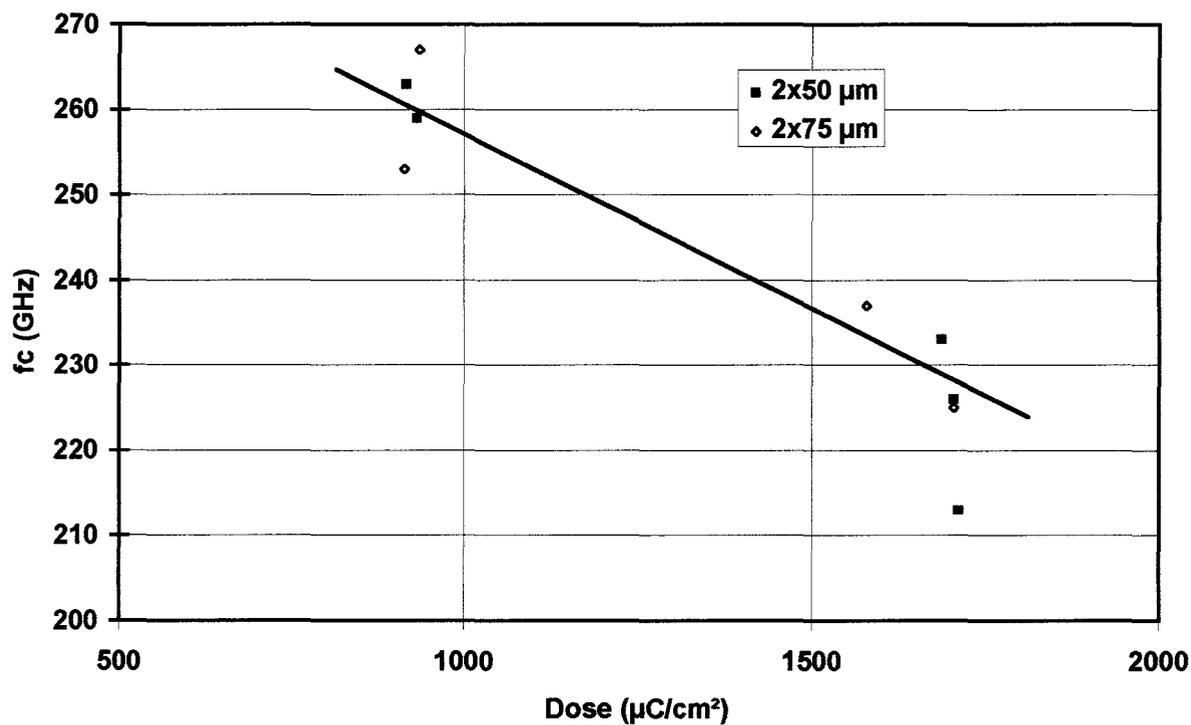


Figure IV-11 : Evolution de la fréquence de coupure intrinsèque du gain en courant en fonction de la dose utilisée pour l'ouverture du pied de grille.

- les évolutions de transconductance extrinsèque (Figure IV-12) et de la tension de pincement (Figure IV-13) en fonction de la dose montrent que la profondeur de gravure de grille évolue en fonction de la largeur du pied de grille. En effet, on passe d'une tension de pincement de -0.2 V pour les plus faibles doses à des composants « normally off » pour les doses les plus élevées. Il y a donc une gravure plus importante pour les doses les plus élevées correspondant à une plus grande largeur de grille. Etant donné les résultats de gravure de grilles courtes pour les matériaux adaptés en maille sur InP présentés dans le chapitre III (figure III-28), cette évolution de la profondeur de gravure en fonction de la longueur de grille est attribuable à l'attaque non sélective  $\text{H}_3\text{PO}_4/\text{H}_2\text{O}_2/\text{H}_2\text{O}$  4/1/200. En effet, ces essais n'avaient pas montré de différences de profondeur de gravure entre deux ouvertures de 0.1 et 0.2  $\mu\text{m}$ . Les évolutions de la tension de pincement peuvent être également attribuées au fait que la couche G950402 ait été épitaxiée en position normale, position pour laquelle l'homogénéité de l'épitaxie est obtenue sur un diamètre de 1 pouce. La non homogénéité en dehors de ce diamètre se traduit par des variations d'épaisseurs qui peuvent expliquer les évolutions de la tension de pincement et de la transconductance.

La cartographie des composants réalisés a montré qu'une dose de 1400  $\mu\text{C}/\text{cm}^2$ , avec les paramètres technologiques utilisés (épaisseur de résine, temps de révélation et paramètres de l'ouverture de nitrure par attaque plasma) permet d'obtenir de bonnes performances avec un bon rendement.

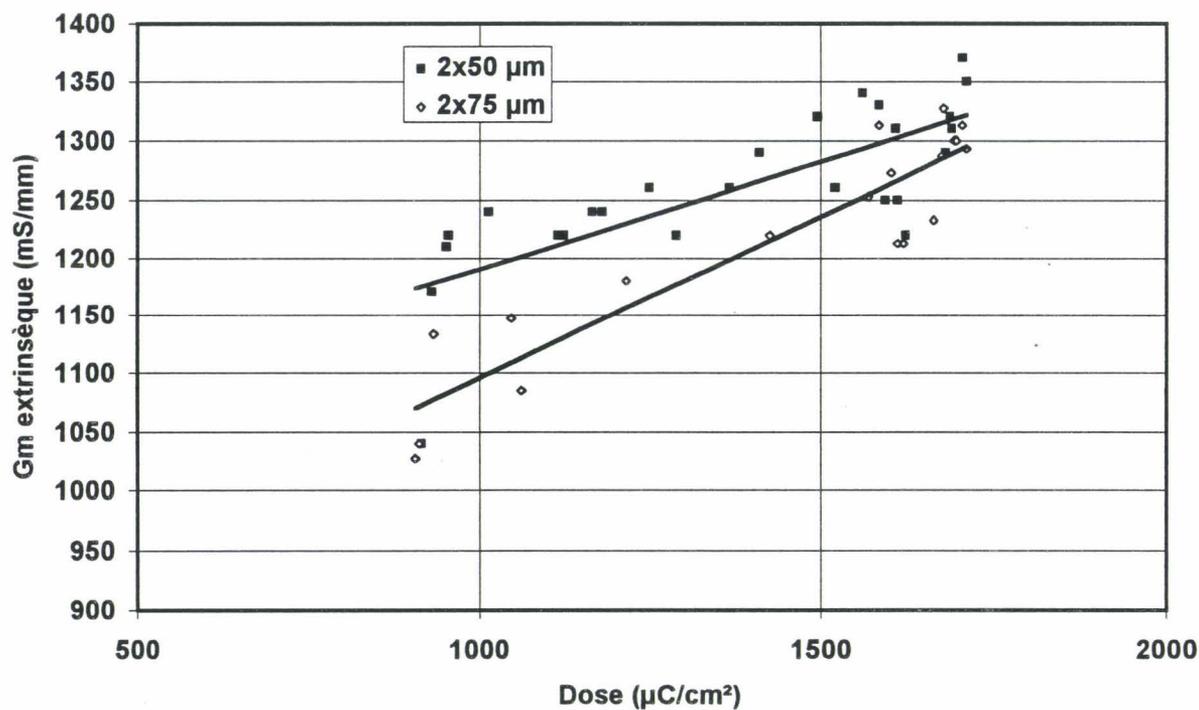


Figure IV-12 : Evolution de la transconductance extrinsèque en fonction de la dose utilisée pour l'ouverture du pied de grille.

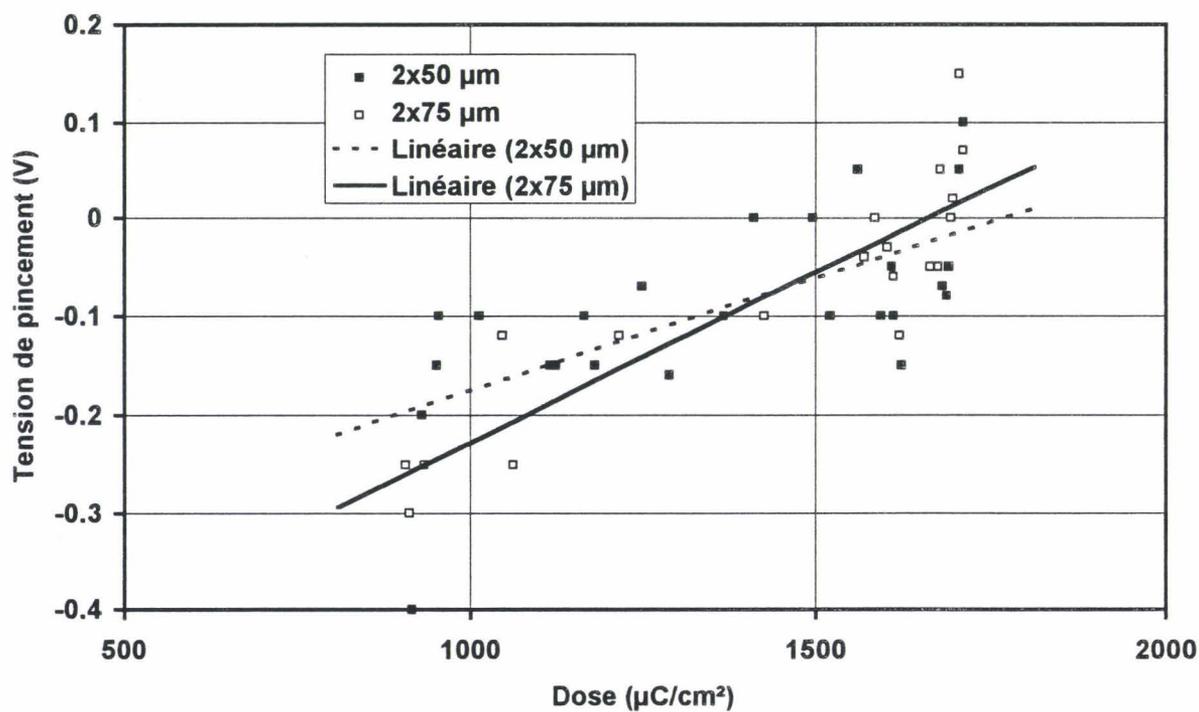


Figure IV-13 : Evolution de la tension de pincement en fonction de la dose utilisée pour l'ouverture du pied de grille.

#### IV.3.1.4. Performances des composants

Le Tableau IV-6 rassemble les résultats de caractérisation réalisés sur différents composants avant toute opération de dénitruration et de passivation, pour des doses d'ouverture de pied de grille de  $900 \mu\text{C}/\text{cm}^2$  et de  $1600\text{-}17000 \mu\text{C}/\text{cm}^2$ .

Dose ( $\mu\text{C}/\text{cm}^2$ )	900	1600-1700
Tension de pincement	-0.4/-0.2	0/0.15
$g_m$ intrinsèque (mS/mm)	1600/1900	2300/2400
$C_{gs}$ (pF/mm)	1/1.2	1.6/1.7
$f_c$ (GHz)	250/270	220/235
$g_m/g_d$	9/11	13/16
$ h_{21} ^2$ à 2 GHz	37/38	35.85/37.3
$f_t$ (GHz)	151/157	145/152
$f_{max}$ (GHz)	160/190	170/191

*Tableau IV-6 : Résultats de caractérisation des transistors en fonction de la dose.*

Ces résultats sont très encourageants étant donné la technologie utilisée et le handicap que représente la présence du nitrure sous le chapeau de grille. En comparaison, les composants adaptés en maille sur InP de longueur de grille  $0.12 \mu\text{m}$  qui constituent l'état de l'art ont une fréquence de transition  $f_t$  de 200 GHz [3]. Dans le paragraphe suivant sont présentés les résultats de caractérisation des composants après dénitruration et passivation.

#### IV.3.1.5. Dénitruration et passivation

L'idée de la dénitruration est de venir graver le nitrure sous le chapeau de grille afin de diminuer les capacités parasites et les capacités de grille  $C_{gd}$  et  $C_{gs}$  et d'améliorer ainsi les performances des composants. La passivation après dénitruration a été étudiée du point de vue

électrique c'est à dire en terme de dégradation des performances liée au dépôt du nitrure et non en terme de vieillissement. Une gravure ionique réactive à l'aide d'un plasma de SF<sub>6</sub> 50mT, 20W avec une tension d'auto polarisation de 20 V est utilisée pour la dénitruration. La passivation consiste en un dépôt de 200 Å de nitrure par PECVD à 300 °C.

### Evolution des éléments extrinsèques

Le Tableau IV-7 présente les évolutions des éléments extrinsèques. Dans ce tableau, les capacités parasites sont décomposées en une valeur incompressible correspondant aux capacités de plots et en capacités linéiques permettant de prendre en compte l'évolution des capacités parasites avec le développement [4]. Le schéma équivalent correspondant à ce modèle est présenté Figure IV-14. La mesure des capacités parasites pour différents développements et à des tensions de grille inférieures à la tension de pincement, permet de remonter à ces différentes valeurs.

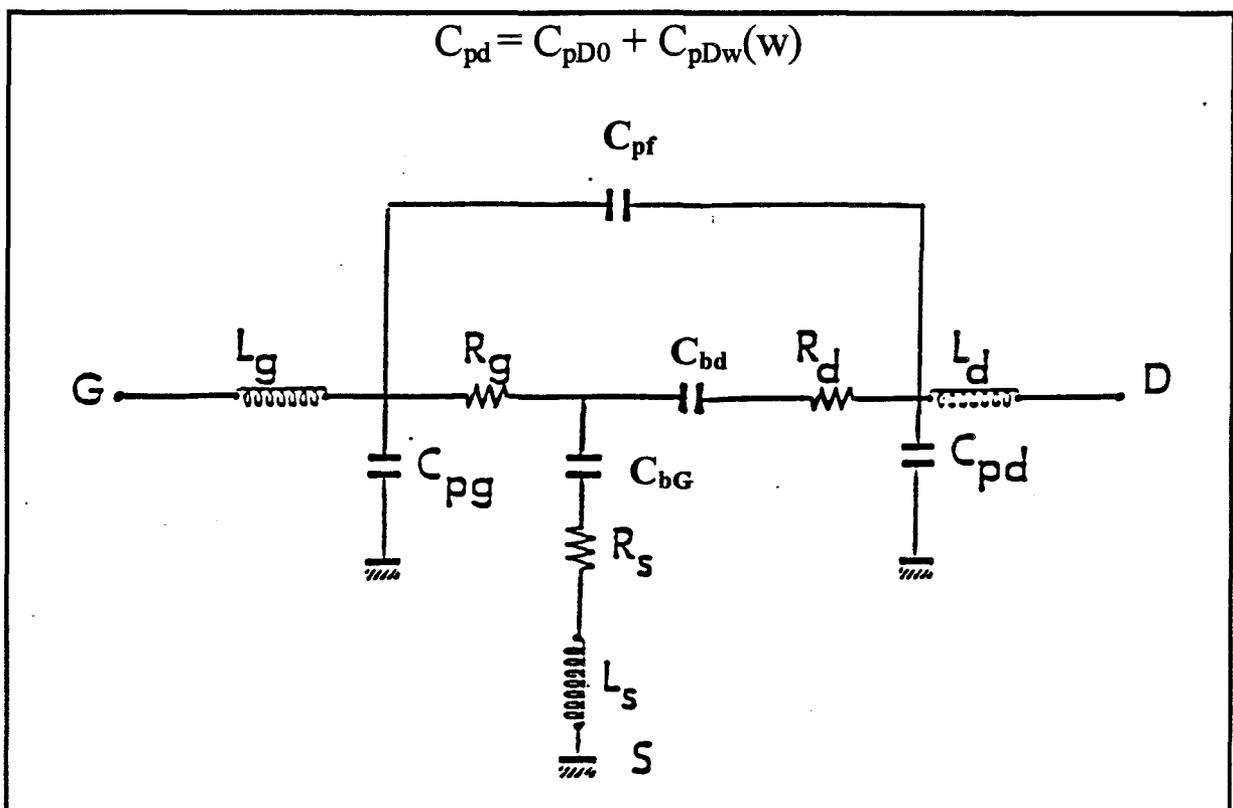


Figure IV-14 : Schéma équivalent du transistor fortement pincé..

Elément extrinsèque	Avant	Dénitruré	Passivé
Rs ( $\Omega$ .mm)	0.22/0.26	0.31/0.35	0.29
Rd ( $\Omega$ .mm)	0.29/0.35	0.35/0.38	0.32/0.39
Rg ( $\Omega$ )	312/552	320/480	360/552
Ls (pH)	6/8	6	6/7
Ld (pH)	43/52	43/53	44/47
Lg (pH)	58/63	56/65	57/64
Cpg (fF)	33.6	24.5	13.5
CbG (fF/mm)	156	120	210
Cpf (fF)	-2.6	4	7
Cbd (fF/mm)	344	170	170
C <sub>pDo</sub> (fF)	21.4	13.5	19.5
C <sub>pDw</sub> (fF/mm)	264	300	270

*Tableau IV-7 : Evolutions des éléments du schéma équivalent en fonction des différentes étapes de dénitruration et de passivation.*

On peut constater dans ce tableau :

- la dégradation des résistances Rs et Rd après dénitruration. Cette évolution peut être attribuée à la modification du potentiel de surface avec la présence ou non de nitrure. La mesure de la résistance carré d'une hétéroépitaxie avec ou sans nitrure a en effet montré la réduction de cette résistance avec la présence du nitrure. Cependant, les résistances d'accès ne sont pas réduites après passivation ce qui laisse à penser qu'il y a eu dégradation de la couche par la gravure ionique réactive.

- Comme on pouvait s'y attendre, il n'y pas d'évolution significative des inductances Ls, Ld et Lg.

- les évolutions des capacités parasites en fonction du développement et des opérations technologiques sont représentées sur la Figure IV-15. La dénituration et la passivation entraînent l'amélioration des capacités C<sub>pg</sub> et C<sub>pf</sub>. Même si la passivation conduit à la dégradation des capacités parasites par rapport aux transistors déniturés, globalement, la réduction de l'épaisseur de nitrure entre le transistor initial et le transistor passivé, 200 Å contre 800 Å, permet d'expliquer les améliorations observées.

#### Evolutions des éléments intrinsèques

	Avant	Dénituré (%)	Passivé (%)
gm (mS/mm)	1600/2400	-9.5	-11
gd (mS/mm)	152/203	-16.4	-9.55
C <sub>gs</sub> (fF/mm)	1000/1700	-11	-14.5
C <sub>gd</sub> (fF/mm)	150/260	-33	-23.75
f <sub>c</sub> (GHz)	220/270	1.8	4.05

*Tableau IV-8 : Evolutions des éléments intrinsèques en fonction des différentes étapes de dénituration et de passivation.*

Le Tableau IV-8 regroupe les évolutions des éléments intrinsèques avec la dénituration et la passivation. Ces différentes étapes technologiques entraînent, en comparaison des transistors initiaux :

- La dégradation de la transconductance gm
- l'amélioration de la conductance de sortie
- la réduction conséquente des capacités C<sub>gs</sub> et C<sub>gd</sub> indiquant le retrait du nitrure sous le chapeau de grille.

Les évolutions contraires de la transconductance et de la capacité C<sub>gs</sub> se traduisent globalement par une faible amélioration de f<sub>c</sub>, fréquence de coupure intrinsèque du gain en courant.

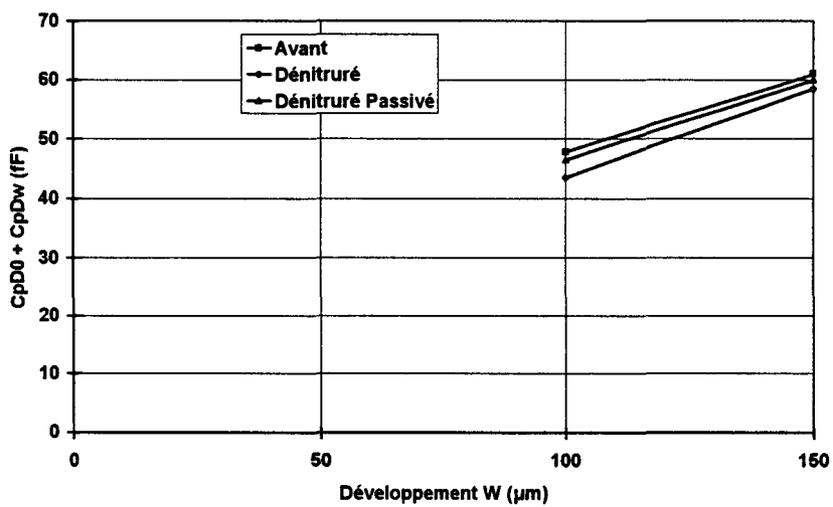
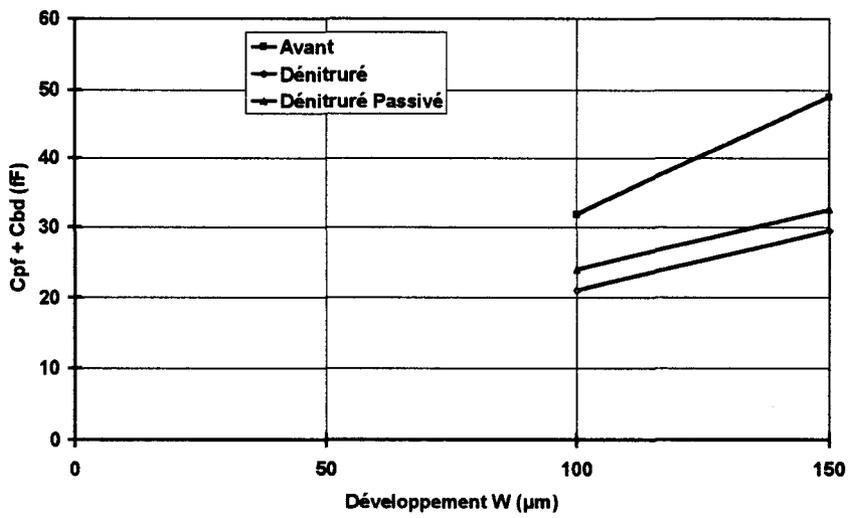
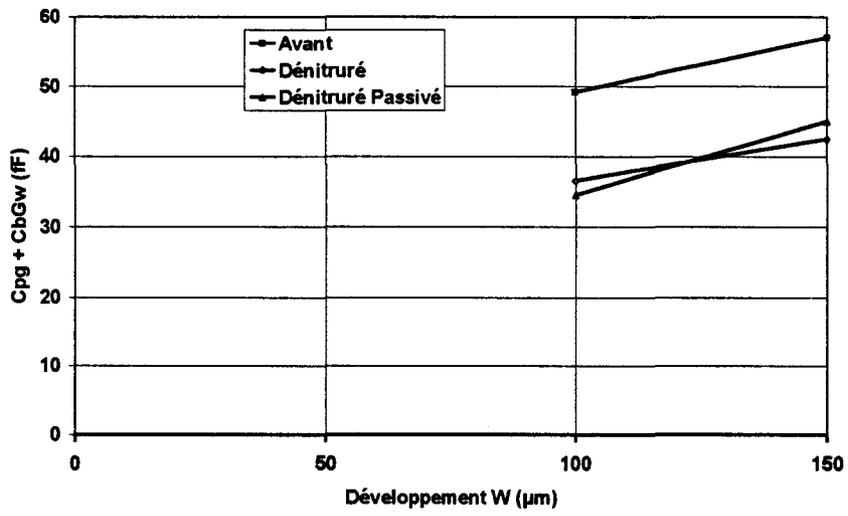


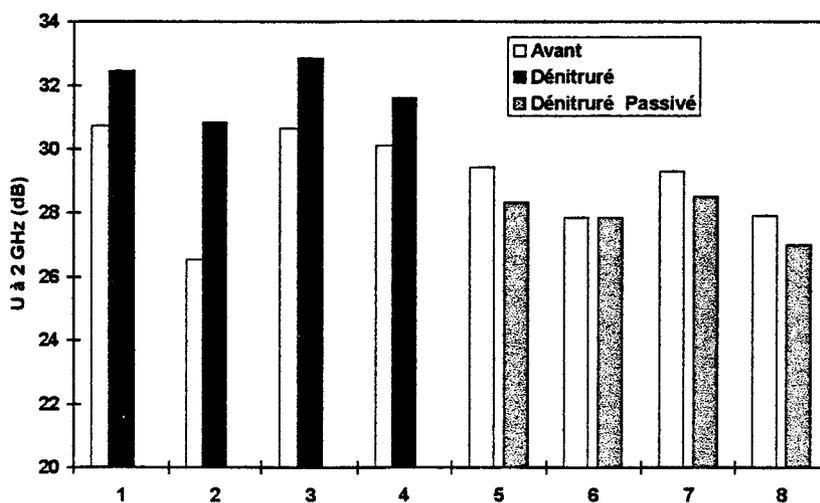
Figure IV-15 : Evolutions des capacités parasites avec les opérations technologiques de dénitruration et de passivation.

### IV.3.1.6. Performances hyperfréquences

	Avant min/max	Dénitruré min/max	Passivé min/max
$f_t$ (GHz)	145/157	160/178	160/180
$f_{max}$ (GHz)	156/197	195/237	187/200

Tableau IV-9 : Evolutions des gains et des fréquences de transition de  $|h_{21}|^2$  et du gain unilatéral  $U$ .

Le Tableau IV-9 et la Figure IV-16 résument les évolutions des performances des transistors après les opérations de dénitruration et de passivation. En ce qui concerne les gains (Figure IV-15), la dénitruration entraîne dans tous les cas une amélioration des valeurs mesurées. Après passivation, il reste globalement une amélioration par rapport aux valeurs initiales. Ces évolutions se traduisent par une augmentation sensible des deux fréquences de transition  $f_t$  et  $f_{max}$ , avec pour le  $f_t$  une amélioration de l'ordre de 15 à 20 GHz.



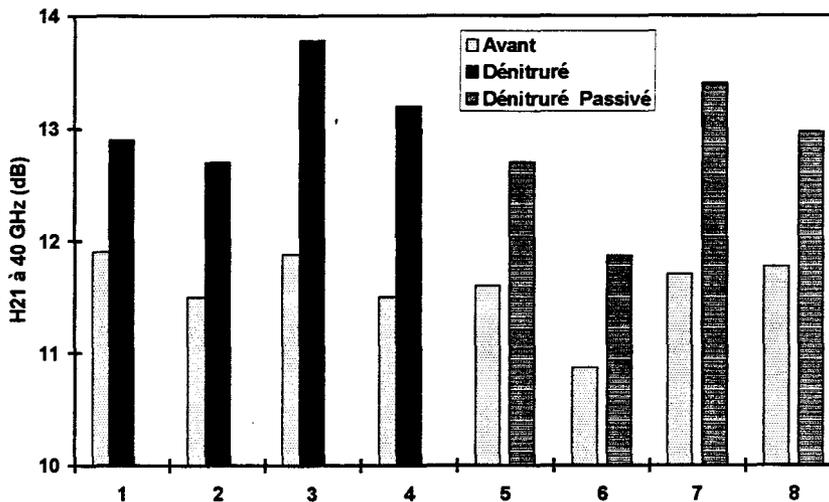
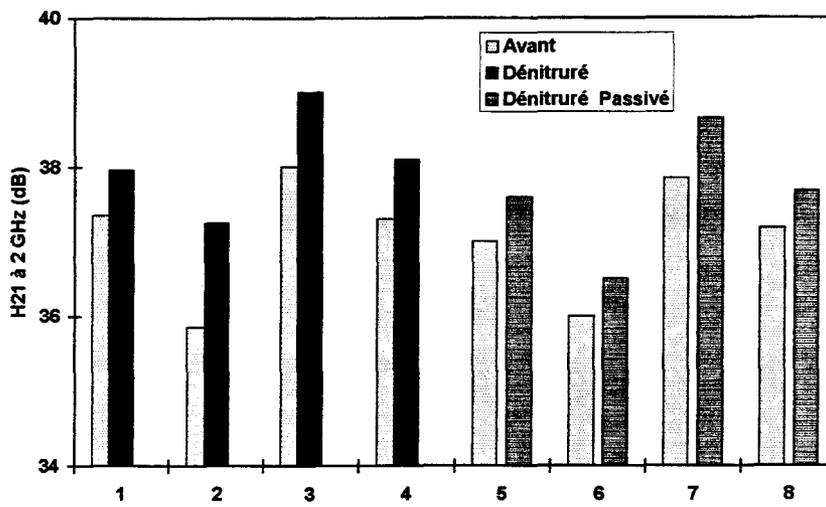
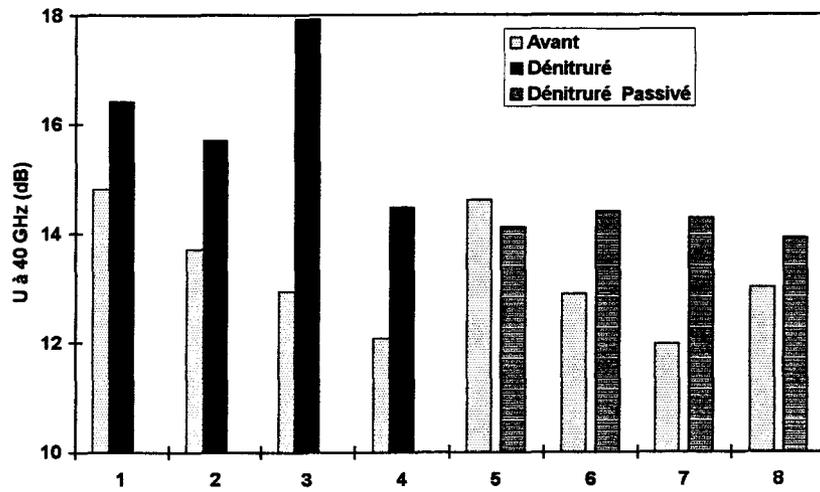
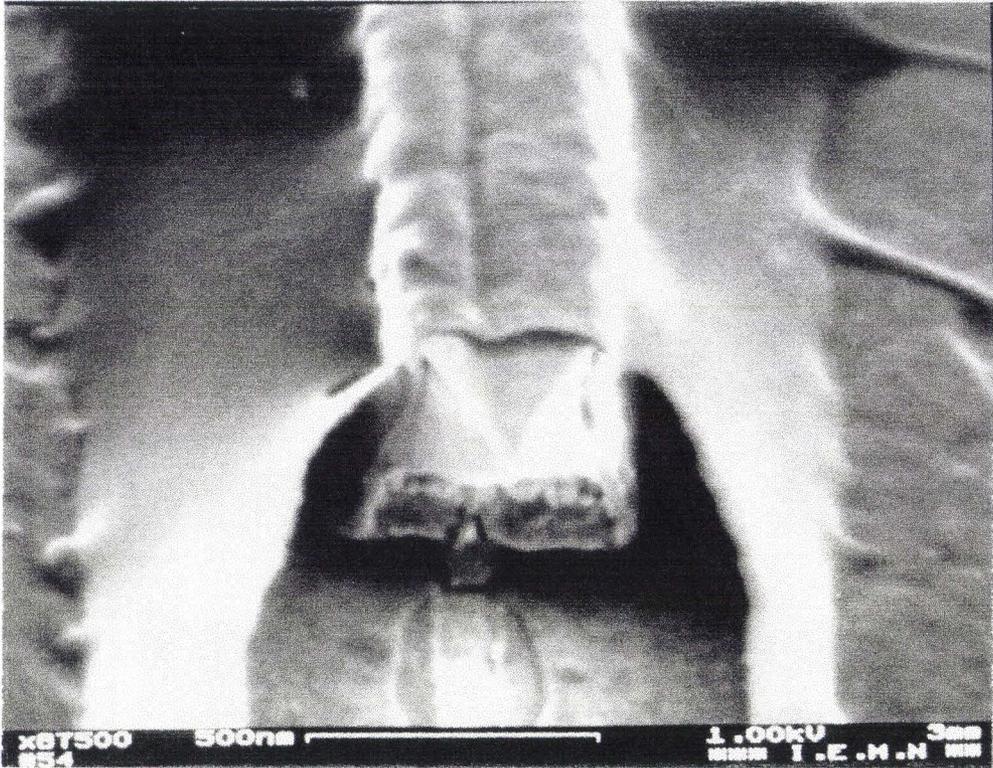
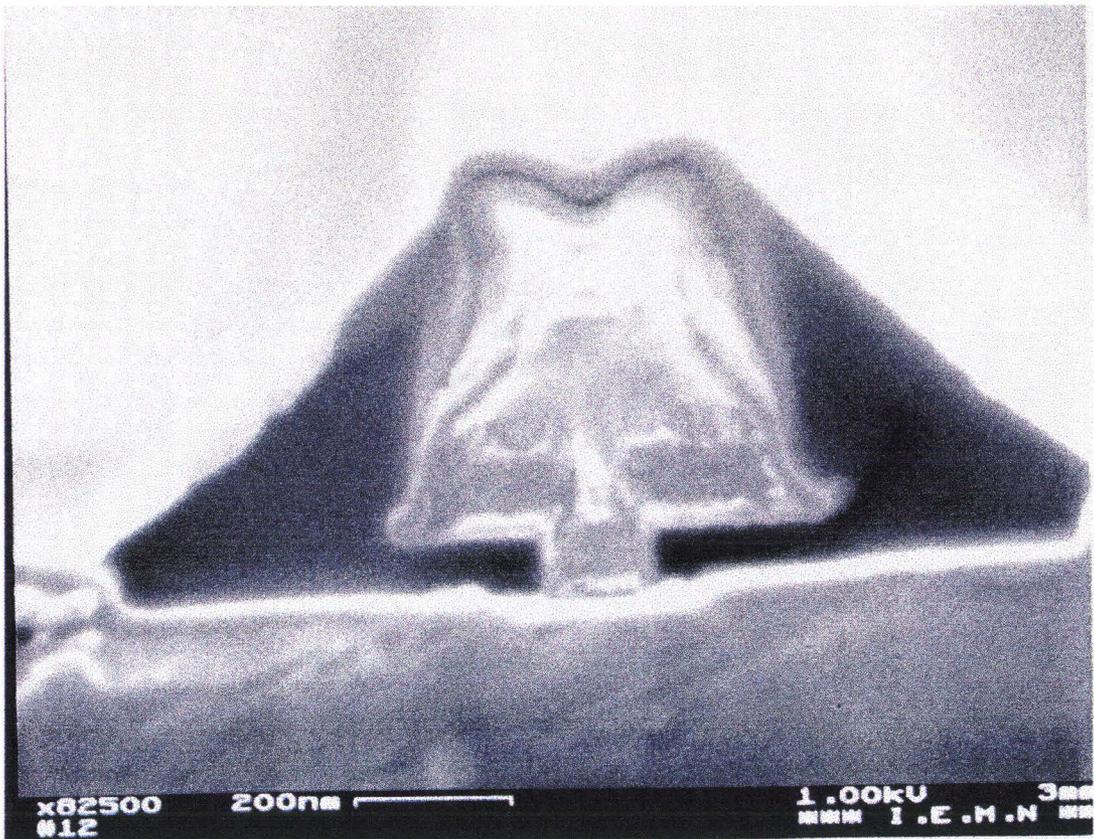


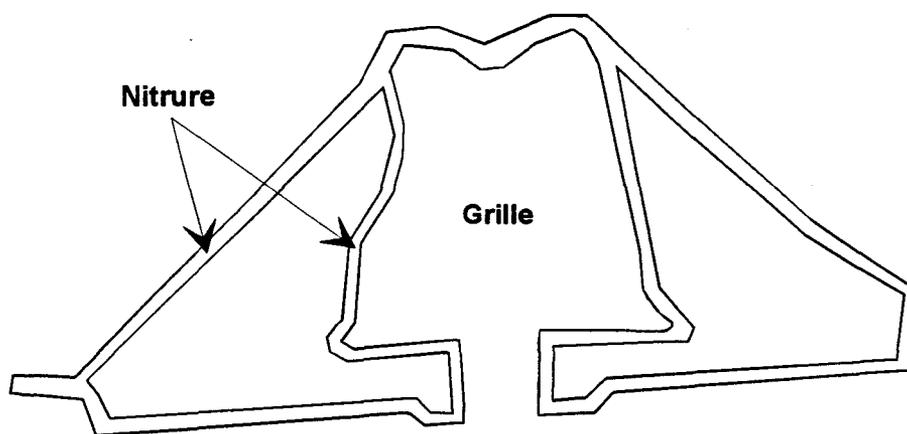
Figure IV-16 : Evolution des gains



*Photo IV-4 : Observation au MEB d'un transistor après dénitruration et passivation.*



*Photo IV-5 : Observation au MEB d'un transistor après dénitruration et passivation.*



*Figure IV-17 : Schéma explicatif du dépôt du nitrure lors de la passivation.*

Les améliorations des caractéristiques et des performances des composants sont clairement liées au retrait de nitrure sous la grille. L'observation des transistors après les opérations de dénitruration et de passivation (Photo IV-4 et Photo IV-5) montrent en effet le retrait effectif du nitrure sous la grille. On peut remarquer sur ces deux photos la forme assez inattendue du dépôt de nitrure qui recouvre complètement la grille mais forme également un dôme au dessus de celle-ci (Figure IV-17).

#### **IV.3.1.7. Mesures de bruit**

La caractérisation en bruit d'un transistor est réalisée à partir de la mesure des paramètres S du quadripôle. Cette mesure est obtenue par utilisation d'un mesureur de bruit ©Hewlett Packard 8970. Ces mesures sont effectuées sous pointe, directement sur la plaquette dans la gamme de fréquence 6.4-40 GHz.

La connaissance des facteurs de bruit et des paramètres S permet de calculer les paramètres de bruit  $F_{min}$ ,  $R_n$  et  $Y_{opt}$  définissant le transistor. La Figure IV-18 représente le facteur de bruit et le gain associé mesurés à 94 GHz d'un transistor en T de  $2 \times 50 \mu m$  après dénitruration et passivation.

Dans le cas présent, les mesures n'ont pas été exploitées du fait de la présence d'un courant de grille et de l'incertitude sur les valeurs des éléments du schéma équivalent qu'elle

entraîne. Cependant, la valeur de  $F_{50}$  laisse présager un facteur minimum de bruit  $F_{\min}$  de l'ordre de 2 dB ce qui se situe parmi les meilleurs résultats publiés.

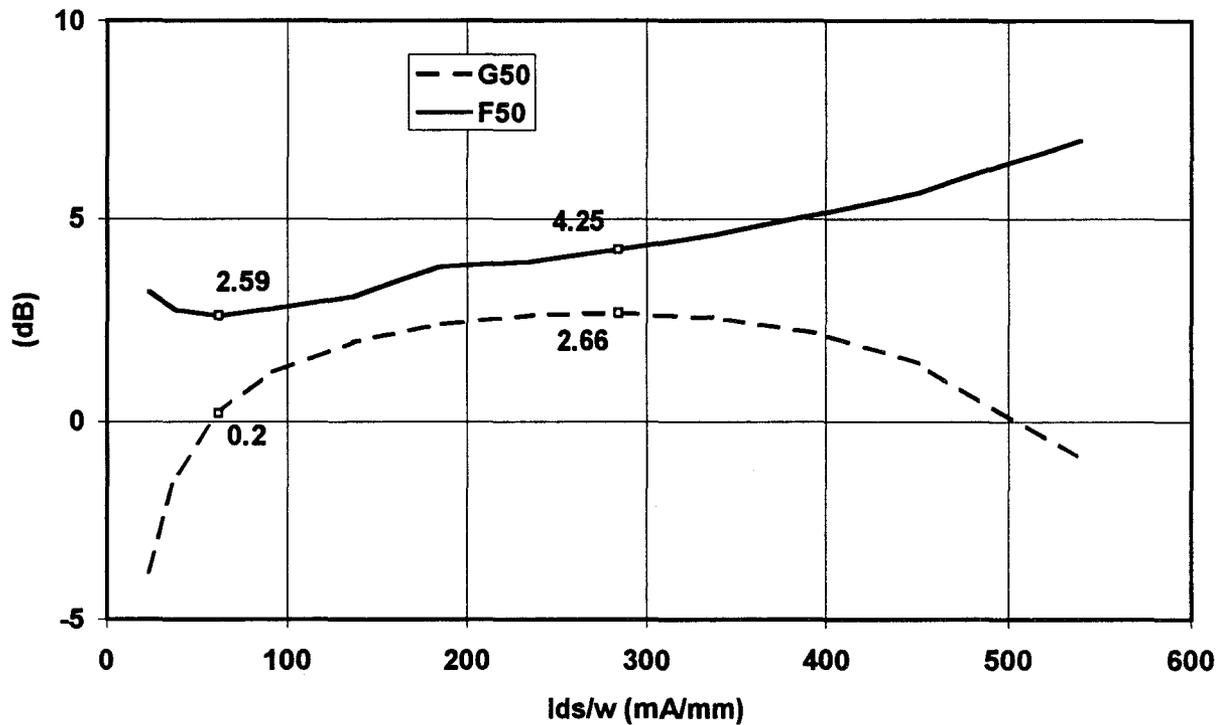


Figure IV-18 : Facteur de bruit  $F_{50}$  et gain associé  $G_{50}$  mesuré à 94 GHz.

#### IV.3.1.8. Conclusion

La technologie nitrure associée aux opérations de dénitruration et de passivation donne des résultats très intéressants s'approchant de l'état de l'art pour une grille de  $0.12 \mu\text{m}$ . Cependant, l'opération de dénitruration pour laquelle on observe une dégradation importante de la transconductance, peut être optimisée afin d'améliorer les performances. Cette optimisation passe par la recherche d'une gravure ionique réactive isotrope minimisant la tension d'auto polarisation (chapitre IV).

## IV.3.2. Transistors PM/InP isolé par implantation (Op 10260-10297)

### IV.3.2.1. Objectifs

Le but de ces deux opérations étaient de montrer la faisabilité des HEMTs isolés par implantation d'Ar<sup>+</sup> sur InP et de comparer les deux techniques d'isolation, par implantation ou par attaque chimique, du point de vue des caractéristiques des composants.

### IV.3.2.2. Présentation

Pour ces opérations, les composants ont été réalisées sur la couche pseudomorphique sur InP S951220, caractérisée par un canal de GaInAs 65 % d'indium (Figure IV-19). Le masque utilisé est le masque « Batman » sur lequel se trouvent des transistors en T avec des développement de 2x25, 2x50 et 2x75  $\mu\text{m}$  et des transistors en  $\Pi$  de 2x25  $\mu\text{m}$ . Tous ces transistors sont caractérisés par un canal de 1,3  $\mu\text{m}$  et une grille de 70 nm de longueur visée.

100 Å	GaIn <sub>0,53</sub> As	510 <sup>18</sup> cm <sup>-3</sup>
150 Å	AlIn <sub>0,52</sub> As	nid
	$\delta$ doped	5.10 <sup>12</sup> cm <sup>-2</sup>
50 Å	AlIn <sub>0,52</sub> As	nid
150 Å	GaIn <sub>0,68</sub> As	nid
3000 Å	AlIn <sub>0,52</sub> As	nid
InP (S-I)		

*Figure IV-19 : Structure de la couche S951220.*

Le procédé de fabrication utilisé est celui présenté dans le chapitre III pour les structures pseudomorphiques sur InP. Cependant, ces deux opérations se distinguent par la résine utilisée pour le masque d'implantation. Afin de valider les procédés d'isolation par implantation mis en place, les résines PN114 et Shipley 1400-27 ont été utilisées respectivement pour les opérations 10260 et 10297. Pour la première opération, une dose de 1400  $\mu\text{C}/\text{cm}^2$  a été utilisée pour l'ouverture du pied de grille, dose optimale déterminée par

l'opération 10150. Cependant les mauvais résultats obtenus en terme de rendement nous ont conduit à réaliser une variation de dose pour l'ouverture du pied de grille pour l'opération 10297. Pour les deux opérations, la gravure de grille a été réalisée avec la solution AS/H<sub>2</sub>O<sub>2</sub> 30/4 avec respectivement des temps d'attaque de 60 et 80 s.

#### IV.3.2.3. Résultats

Ces deux réalisations ont confirmé les bons résultats d'isolation obtenus pendant les essais, avec une résistance carré après implantation et recuit de l'ordre de 50 MΩ. De même, ces deux opérations ont validé les procédés mis en place, aucuns problèmes de propreté ou de dégradation de marques n'ayant été observés.

Ces deux opérations se caractérisent par un mauvais rendement et ce malgré une variation de dose pour l'ouverture du pied de grille de 1000 à 2000 μC/cm<sup>2</sup> pour l'opération 10297. L'origine de ce taux d'échec n'est pas claire. Cependant, la défaillance des transistors est caractéristique d'une grille coupée liée à une mauvaise ouverture du nitrure. La question est de savoir si ce problème n'est pas lié à une mauvaise interface nitrure/nitrure et s'il n'est pas préférable de retirer les 200 Å de nitrure de protection et de déposer par la suite les 800 Å nécessaires pour la technologie nitrure.

Les caractéristiques statiques (Figure IV-20) et hyperfréquences du meilleur composant réalisé pendant l'opération 10260 sont présentés dans les Tableau IV-10 et IV-11.

I <sub>ds</sub> (G <sub>m</sub> max, V <sub>ds</sub> =1 V) (mA/mm)	G <sub>m</sub> max (mS/mm)	Tension de pincement (V)	Tension de Built-In (V)	η
200	712	-0.4	0.481	2.285

*Tableau IV-10 : Caractéristiques statiques d'un composant PM InP isolé par implantation d'Ar<sup>+</sup>.*

$G_m$ (mS/mm)	$G_d$ (mS/mm)	$C_{GS}$ (fF)	$C_{GD}$ (fF)	$f_c$ (GHz)	$f_t$ (GHz)	$f_{max}$ (GHz)
1200	174	30	10	314	150	197

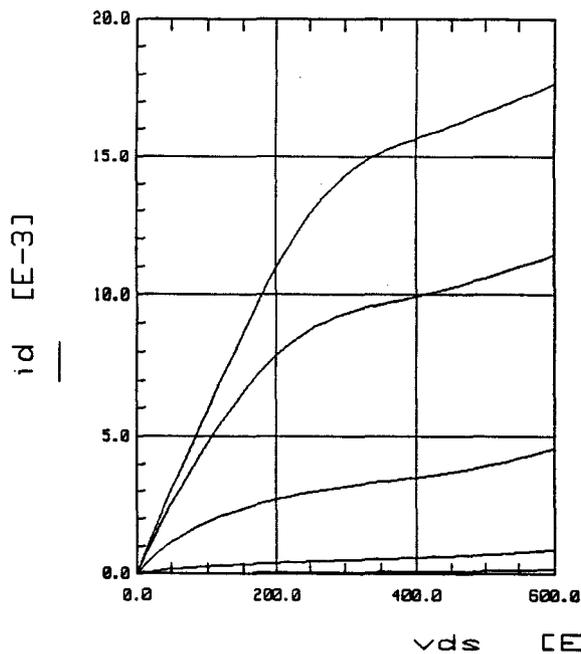
**Tableau IV-11 :** Caractéristiques hyperfréquences du composant PM InP isolé par implantation d'Ar<sup>+</sup> à  $V_{ds}=0.6 V$  et  $V_{gs}=0 V$ .

Afin de comparer les technologies d'isolation par implantation et par attaque chimique, les éléments extrinsèques des transistors réalisés et de transistors isolés par attaque chimique sont regroupés dans le Tableau IV-12. Ces derniers ont été réalisés avec le même masque sur une couche adaptée en maille sur InP (OP 10248). De même, les courants de grille en inverse sont présentés pour les deux technologies sur la Figure IV-21.

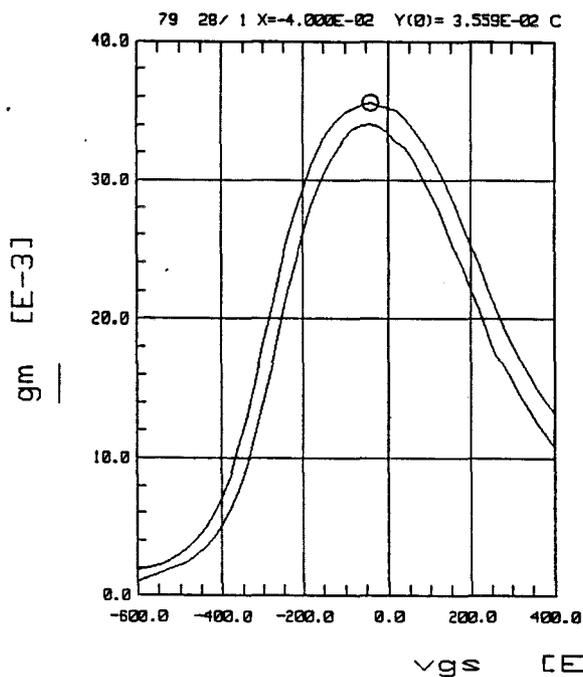
Technologie	$R_c$ ( $\Omega$ .mm)	$R_s$ ( $\Omega$ .mm)	$R_d$ ( $\Omega$ .mm)
Isolation par implantation	0.2	0.25	0.37
Isolation par attaque chimique	0.2	0.25-0.32	0.36-0.40

**Tableau IV-12 :** Comparaison des éléments extrinsèques de transistors isolés par implantation ou par attaque chimique.

Ces résultats montrent que le procédé d'isolation par implantation permet d'obtenir des résistances d'accès tout à fait comparables à celles obtenues par attaque chimique et ce malgré la gravure ionique réactive nécessaire pour ouvrir les 200 Å de nitrure avant le dépôt des contacts ohmiques. Pour les courants de grille en inverse, les deux procédés d'isolation ont des caractéristiques équivalentes. Ce résultat est un peu décevant car on pouvait s'attendre à de meilleurs résultats pour l'isolation par implantation, compte tenu du fait que la grille ne descend pas le long des couches actives dans les flans de mesa.

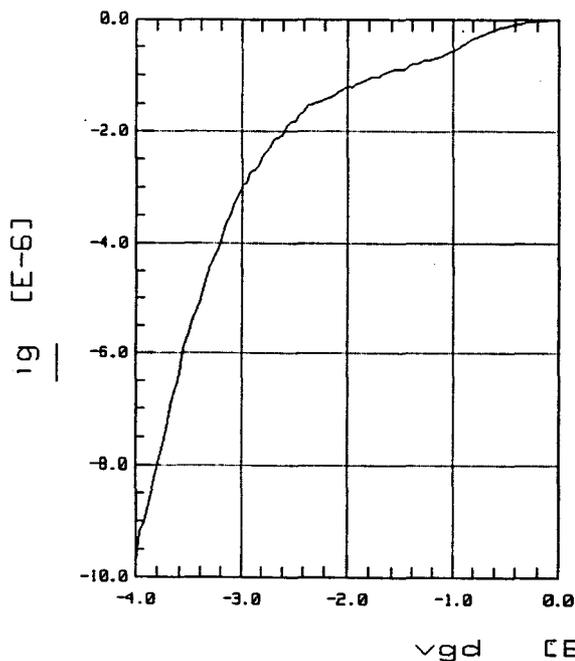


IEMN-CHS  
 CENTRALE de CARACTERISATION  
 Date: 23/05/1996  
 ECHANTILLON: 10260 ret4 F/T7  
 Surface : 2\*25\*0.1 PI mu2  
 Destinataire: HERVE  
 Parametres Mesures DC en Volts:  
 Vgs min= -0.6V Vgs max= 0.4V  
 Step Vgs = .20 V  
 Vds max = .8 V  
 Gm trace pour Vds = 0.4 et 0.6  
 commentaire : Rdbias=0

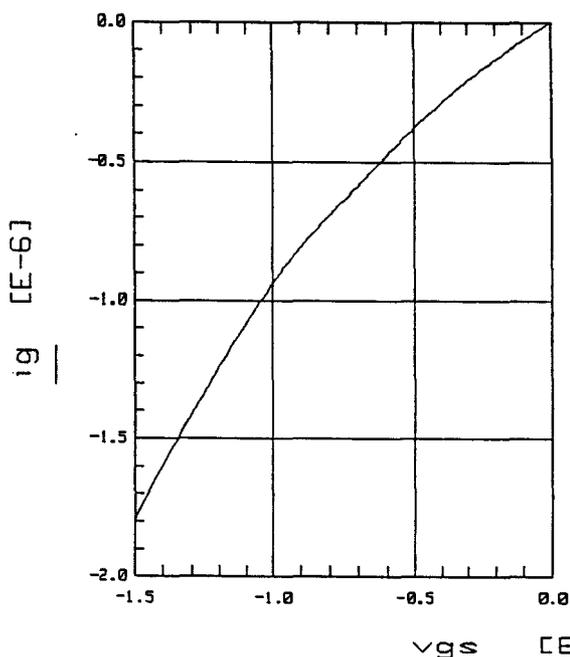


IEMN-CHS  
 CENTRALE de CARACTERISATION  
 Date: 23/05/1996  
 ECHANTILLON: 10260 ret4 F/T7  
 Surface : 2\*25\*0.1 PI mu2  
 Destinataire: HERVE  
 Parametres Mesures DC en Volts:  
 Vgs min= -0.6V Vgs max= 0.4V  
 Step Vgs = .20 V  
 Vds max = .8 V  
 Gm trace pour Vds = 0.4 et 0.6  
 commentaire : Rdbias=0

Figure IV-20 : Caractéristiques  $I_{ds}(V_{ds})$  et  $G_m(V_{gs})$



IEMN-CHS  
 CENTRALE de CARACTERISATION  
 Date: 05/06/1996  
 ECHANTILLON: 10248 ret2 renit G8  
 Surface : 2\*25\*.1 pi mu2  
 Destinataire: virginie  
 Parametres Mesures DC en Volts:  
 Vgs min= -0.6V Vgs max= 0.4V  
 Step Vgs = .2 V  
 Vds max = 1 V  
 Gm trace pour Vds = 0.4 0.6 0.8 et 1v  
 commentaire : Rdbias=0



IEMN-CHS  
 CENTRALE de CARACTERISATION  
 Date: 23/05/1996  
 ECHANTILLON: 10260 ret4 F/T7  
 Surface : 2\*25\*0.1 PI mu2  
 Destinataire: HERVE  
 Parametres Mesures DC en Volts:  
 Vgs min= -0.6V Vgs max= 0.4V  
 Step Vgs = .20 V  
 Vds max = .8 V  
 Gm trace pour Vds = 0.4 et 0.6  
 commentaire : Rdbias=0

Figure IV-21 : Caractéristiques des contacts Schottky en inverse pour : (en haut) une isolation réalisée par attaque chimique et (en bas) pour une isolation réalisée par implantation d'Ar<sup>+</sup>.

#### **IV.3.2.4. Conclusion**

La caractérisation des composants isolés par implantation d'argon et la comparaison des deux procédés d'isolation ont montré la faisabilité des HEMTs isolés par implantation. Par ailleurs, même si le procédé implanté n'apporte pas d'amélioration sur les caractéristiques des composants réalisés, cette technologie reste très intéressante compte tenu du fait qu'elle permet de garder une structure planaire. Cependant, il reste à résoudre le problème du rendement qui est très faible sur l'ensemble des réalisations.

#### **IV.3.3. HEMT métamorphique (OP 10318)**

##### **IV.3.3.1. Présentation**

Cette opération constitue la seule réalisation grille courte terminée et caractérisée sur les couches métamorphiques étudiées précédemment. Ces transistors ont été réalisés sur la couche S960524 (Tableau IV-1) pour laquelle la caractérisation de transistors à grille longue a montré la présence de porteurs dans la couche d'AlInAs située sous le canal. Malgré cela, la réalisation de transistors à grille courte a été entreprise sur cette couche afin de voir le potentiel des structures métamorphiques et de mettre en avant les problèmes technologiques inhérents à la réalisation de transistors grille courte sur ces matériaux.

Le procédé de fabrication utilisé pour cette opération est caractérisé par :

- un contact ohmique Ge/Au/Ni/Au 400/800/200/600
- une isolation par gravure chimique  $\text{H}_3\text{PO}_4/\text{H}_2\text{O}_2/\text{H}_2\text{O}$  5/1/40
- une grille en T tricouche PMMA/PMMA-MMA/PMMA avec une longueur de pied de  $0.25\mu\text{m}$  et la métallisation Pt/Ti/Pt/Au 250/500/500/2750.
- une gravure de grille réalisée avec la solution AS/ $\text{H}_2\text{O}_2$  30/4 de 90 s.

### IV.3.3.2. Résultats

Les résultats de caractérisation continue sont regroupés dans le Tableau IV-13.

$I_{ds}$ ( $V_{gs}=0$ ) (mA/mm)	$G_m$ max (mS/mm)	Tension de pincement (V)	Tension de Built-In (V)	$\eta$	$R_c$ ( $\Omega$ .mm)
310	470	-1.2	0.77	1.7	0.5

Tableau IV-13 : Caractéristiques continues d'un transistor  $2 \times 50 \mu m$ .

La tension de pincement élevée correspond au résultats obtenus avec les transistors grille longue confirmant la présence d'un courant de fuite sous le canal. Par ailleurs, le résultat décevant pour le courant de grille en inverse (Figure IV-22) est liée au contact de la grille avec l'AlInAs où se situent ces charges dans les flans de mesa.

Les résultats de caractérisation hyperfréquences sont assez décevants avec un  $f_c$ , un  $f_t$  et un  $f_{max}$  respectivement de 72.5, 66 et 165 GHz. Cependant, on peut remarquer le très bon rapport  $f_{max}/f_t$  qui est caractéristique d'un composant non limité par les éléments extrinsèques. Dans un premier temps, l'amélioration des performances passe donc par une optimisation des couches métamorphiques afin d'améliorer les propriétés de transport et la densité de porteurs dans le gaz d'électrons bidimensionnel. Alors que les composants AlInAs/GaInAs métamorphiques 30 % d'indium présentent, du fait de la forte discontinuité de bande de conduction et de la largeur de bande interdite du GaInAs relativement élevée, une faible conductance de sortie, la caractérisation de ces composants a montré une conductance de sortie  $G_d$  élevée avec un rapport  $G_m/G_d$  de seulement 6,7. Ce résultat s'explique simplement par la présence du courant de fuite dans la couche d'AlInAs située sous le canal (paragraphe IV-2).

Cette opération se caractérise par un mauvais rendement qui est certainement du aux paramètres technologiques utilisés pour la lithographie électronique. En effet ces derniers sont restés identiques à ceux utilisés pour les matériaux adaptés en maille sur InP or la nature du matériau ainsi que la présence du Cross-Hatching impliquent certainement des variations de ces paramètres pour l'obtention d'un procédé optimum.

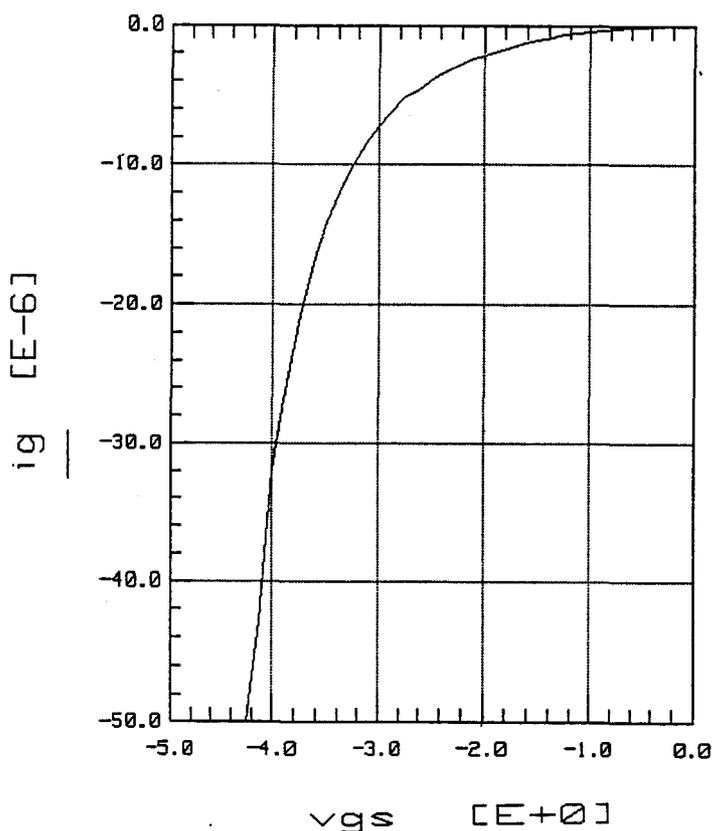


Figure IV-22 : Caractéristique du contact Schottky en inverse.

#### IV.3.3.3. Conclusion

Les résultats obtenus sur cette structure métamorphique sont décevants. Cependant la couche utilisée pour cette réalisation présente des défauts en terme d'isolation et par ailleurs les problèmes de reproductibilité des contacts ohmiques sur ces couches sont très pénalisants pour les composants compte tenu des résistances d'accès élevées obtenus. Même si les performances de ces composants sont décevantes, la réalisation de ces transistors a permis de mettre en avant les problèmes technologiques associés aux structures métamorphiques, notamment pour la lithographie électronique qui nécessite la mise en place de paramètres spécifiques à ces structures.

## **IV.4. Conclusion**

Les études réalisées dans ce chapitre nous ont permis de montrer :

- les problèmes de croissance des matériaux métamorphiques et notamment les problèmes de courant de fuite dans l'AlInAs. D'après les progrès récents réalisés pour la croissance de ces matériaux, la présence d'une densité de porteurs résiduelle semble liée aux conditions de croissance de l'AlInAs et notamment aux pressions équivalentes de flux de l'arsenic et de l'aluminium.

- l'intérêt et la faisabilité des composants isolés par implantation ionique sur substrat InP qui permettent de garder une structure planaire tout en ayant des performances comparables à celle obtenues avec une isolation par attaque chimique

- les possibilités très intéressantes de la technologie nitrure associée à la dénitruration et à la passivation qui permet d'obtenir des composants avec des performances approchant l'état de l'art.

Cependant, au terme de ces différentes études et aux vues des réalisations peu nombreuses du fait des pannes de l'épitaxie par jet moléculaire (1 an) et du masqueur électronique (7 mois), de nombreux problèmes technologiques restent en suspend parmi lesquels :

- le problème du faible rendement pour le procédé de fabrication avec isolation par implantation d'Argon
- pour les composants métamorphiques le problème essentiel se situe au niveau des contacts ohmiques. Cependant les progrès récents dans la croissance de ces matériaux et les très bons contacts ohmiques ( $0.16 \Omega \cdot \text{mm}$ ) obtenus sur les dernières structures qui ne figurent pas dans ce mémoire, laissent entrevoir des solutions rapides. Une optimisation de ces contacts, ainsi que la détermination des paramètres optimum de lithographie électronique, sont à envisager dès que l'étude sur la croissance des matériaux aura montré la maîtrise de la qualité du matériau épitaxié.

## **Bibliographie du chapitre IV**

- [1]. G. Dambrine, Thèse de doctorat, Université de Lille I (1989).
- [2]. G. Dambrine, A. Cappy, F. Heliodore, and E. Playez, *IEEE MTT*, **36**, 1151 ()
- [3]. Enoki, . *Electron. Lett.* **27 (2)**, (1993).
- [4]. K. Maruhashi, Y. Ando, K. Onda, and M. Kuzuhara, 1994 Asia Pacific Microwave Conference, **11-2** 287.

# CONCLUSION

L'objectif que nous nous étions fixé au début de ce mémoire, à savoir la définition des procédés de fabrication de transistors à grille courte pour les différentes filières HEMT AlInAs/GaInAs, a été atteint.

Pour les filières adaptées en maille ou pseudomorphiques sur InP, l'optimisation des étapes technologiques pour la réalisation de l'isolation, du contact ohmique, du contact Schottky et de la gravure du fossé de grille a permis d'obtenir de très bons résultats pour chacune de ces étapes.

- Afin de garder une structure planaire, une étude approfondie de l'isolation par implantation a été menée à bien. Cette étude a permis la définition d'un procédé de fabrication par implantation d'argon qui permet d'obtenir des résistances d'isolation de l'ordre de 30-50  $M\Omega/\square$ . Ce résultat constitue aujourd'hui l'état de l'art pour l'isolation par implantation de structures AlInAs/GaInAs/InP. L'analyse de ce résultat a montré que l'isolation était due à la formation de couches de GaInAlAs par interdiffusion des couches d'AlInAs et de GaInAs. La largeur de bande interdite de ce matériau et la présence des défauts générés par l'implantation permettent alors la bonne isolation observée.

- Pour la gravure du fossé de grille, l'étalonnage et les nombreux essais réalisés avec des acides organiques m'ont conduit à choisir les solutions d'attaque acide succinique / peroxyde d'hydrogène 30/4 ou 30/6 dont les sélectivités (70) et les très faibles vitesses d'attaque de l'AlInAs ( $<10 \text{ \AA}/\text{min}$ ) permettent un bon contrôle des profondeurs d'attaque.

La réalisation de transistors à grille courte a permis de valider les procédés de fabrication en technologie nitrure définis pour les filières pseudomorphiques ou adaptées en maille sur InP. Par ailleurs, associés aux opérations de dénitruration et de passivation, ces procédés ont permis la réalisation de composants avec des fréquences de transition et de facteurs de bruit approchant l'état de l'art. La réalisation de transistors isolés par implantation d'argon a montré la faisabilité de ce procédé, et ce malgré le problème du très faible rendement obtenu. L'observation des transistors défailants a mis en évidence l'ouverture incomplète du nitrure pour la définition du pied de grille. Du fait de la panne prolongée du masqueur électronique, l'origine de ce problème n'a pas été trouvée mais on peut citer comme causes possibles une mauvaise interface nitrure/nitrure et ou un problème de propreté de lithographie électronique.

Pour la réalisation de composants dans la filière métamorphique 30 % d'indium, l'optimisation des étapes technologiques a donné d'excellents résultats pour les contacts Schottky et la gravure de fossé de grille. Des résultats encourageants ont été obtenus pour l'isolation par implantation de bore et ce malgré la présence de courant de fuite dans les couches. De même, pour la gravure du fossé de grille, la solution d'attaque acide succinique / peroxyde d'hydrogène 30/1 donne d'excellents résultats avec une sélectivité entre l' $\text{AlIn}_{29}\text{As}$  et le  $\text{GaIn}_{30}\text{As}$  supérieure à 1000 et une vitesse d'attaque de l' $\text{AlInAs}$  inférieure à 1 Å/min. Les nombreux essais réalisés pour l'optimisation du contact ohmique ont montré la supériorité de la métallisation Ni/Ge/Au avec cependant des problèmes de reproductibilité qui nécessitent une optimisation spécifique à chaque nouvelle structure de couche.

La réalisation de composants à grille longue et la caractérisation par mesure d'effet Hall, de magnéto résistance et de  $C(V)$  ont mis en évidence les problèmes de croissance des structures métamorphiques qui se traduisent avant tout par la présence de courants de fuite importants. L'étude de la relaxation de la contrainte par double diffraction X et les mesures d'effet Hall ont fait ressortir le  $\text{GaInAs}$  comme le meilleur matériau pour réaliser les couches tampon. Ce matériau permet en effet d'avoir une relaxation plus isotrope de la contrainte. L'utilisation d'une couche tampon graduelle avec saut de composition n'a pas donné de meilleurs résultats pour les caractéristiques électriques des couches HEMT et ce malgré une relaxation plus complète de la contrainte. Les différentes études réalisées ont permis de dégager la couche tampon graduelle en  $\text{GaInAs}$  comme le meilleur choix actuel pour la croissance de couches HEMT métamorphiques. Les résultats de caractérisation de composants métamorphiques à grille courte 30 % d'indium ont montré la nécessité d'optimiser la croissance de ces matériaux afin d'améliorer les caractéristiques intrinsèques des composants. En effet, les faibles fréquences de transition  $f_c$  et  $f_t$  et le bon rapport  $f_t/f_{\text{max}}$  montre la faible dégradation des performances apportée par les éléments extrinsèques et donc les limitations inhérentes au matériau. Par ailleurs cette optimisation de la croissance des structures métamorphiques doit également conduire à l'élimination des courants de fuite observés pour pouvoir envisager la réalisation de bons composants.

Les caractérisations des couches métamorphiques étudiées ont permis de soulever de nombreux problèmes associés à la croissance de ces structures auxquels les pannes matériel ne nous ont pas toujours permis de répondre. Les résultats récents obtenus sur la croissance de ces couches et sur les contacts ohmiques laissent toutefois entrevoir des réponses rapides aux

problèmes rencontrés. La maîtrise de la croissance des matériaux métamorphiques permettra alors de vérifier expérimentalement l'étude de simulation réalisée avec le logiciel HELENA qui a montré le potentiel très intéressant des structures métamorphiques 40 % d'indium pour l'amplification en puissance faible bruit.

