

N° d'ordre :

THESE

présentée à

L'UNIVERSITE DES SCIENCES ET TECHNOLOGIES DE LILLE

pour obtenir le titre de

DOCTEUR DE L'UNIVERSITE

Spécialité : Electronique

Par

Mohammed ZAKNOUNE



Etude de la technologie et des potentialités pour l'amplification de puissance hyperfréquence des transistors à effet de champ des filières phosphore AlGaInP/GaInAs et métamorphique AlInAs/GaInAs sur substrat GaAs

Soutenue le 3 Février 1999 devant la Commission d'Examen :

- | | |
|---------------|---|
| G. SALMER | Président (Université de Lille) |
| D. THERON | Directeur de Thèse (Université de Lille) |
| E. KOHN | Rapporteur (Université de Ulm-Allemagne) |
| A. MARTINEZ | Rapporteur (Université Toulouse III) |
| Y. CORDIER | Examineur (Chargé de Recherches CNRS-IEMN) |
| S. DELAGE | Examineur (Thomson-LCR Orsay) |
| F. MOLLOT | Examineur (Directeur de Recherches CNRS-IEMN) |
| F. MURGADELLA | Examineur (DGA) |

Remerciements

Ce travail a été effectué à l'Institut d'Electronique et de Microélectronique du Nord (IEMN) dirigé par Monsieur le Professeur G. Salmer. Il me fait l'honneur de présider la commission d'examen, je l'en remercie très vivement.

J'exprime mon respect et ma plus grande reconnaissance envers Monsieur le Professeur Y. Crosnier qui dirige l'équipe 'Dispositifs Microondes de Puissance et non Linéaire' ainsi qu'à Monsieur D. Théron, Chargé de Recherches au CNRS et qui a assuré la direction de ce travail. Leurs compétences scientifiques ainsi que leur disponibilité m'ont permis de mener à bien ce travail dans de très bonnes conditions.

Je tient à adresser mes plus sincères remerciements à Monsieur E. Kohn, Professeur à l'Université de ULM Allemagne et Monsieur A. Martinez, Professeur à l'Université Paul Sabatier LAAS/CNRS qui me font l'honneur de participer à ce jury de thèse et d'en être les rapporteurs.

J'adresse également mes plus sincères remerciements à Monsieur S. Delage, Ingénieur à Thomson-CSF LCR Orsay ainsi que Monsieur F. Murgadella, Ingénieur à la division "Composants Hyperfréquences" du département DGA/DSP/STTC me font l'honneur d'apporter leur jugement sur ce mémoire en tant qu'examineurs.

C'est avec un réel plaisir que j'exprime ici ma gratitude envers Monsieur F. Mollot Directeur de Recherches au CNRS ainsi que Monsieur Y. Cordier, Chargé de Recherches au CNRS qui me font l'honneur et le plaisir d'apporter leur jugement sur ce travail en tant qu'examineurs. J'y suis extrêmement sensible et je leur présente mes plus sincères et profonds remerciements.

Un grand merci aux personnes avec qui j'ai eu le plaisir de travailler à l'IEMN et qui m'ont aidé dans mes différentes réalisations ainsi que les caractérisations de celles-ci. Leurs compétences et leur gentillesse ont sans aucun doute facilité mes travaux.

Enfin, je remercie Monsieur J.P. DEHORTER pour la reproduction de ce mémoire.

TABLE DES MATIERES

INTRODUCTION GENERALE	1
Chap. I Le transistor à effet de champ	7
Introduction.....	7
I.1 LE TRANSISTOR	8
I.1.1 Le MESFET	8
I.1.2 Le HEMT.....	9
I.1.3 Le HEMT pour l'amplification de puissance en hyperfréquence.....	13
I.1.3.1 Le HEMT conventionnel AlGaAs/GaAs.....	15
I.1.3.2 Le HEMT pseudomorphique AlGaAs/InGaAs	16
I.1.3.3 Le HEMT AlInAs/GaInAs/InP	19
I.1.3.4 Le HEMT Pseudomorphique AlGaInP/InGaAs/GaAs et le HEMT Métamorphique AlInAs/InGaAs/GaAs	21
I.1.4 Le HEMT et les nouveaux matériaux	22
I.1.4.1 Les Nitrures	22
I.1.4.2 Le Carbure de Silicium	23
I.1.5 Le Transistor Bipolaire.....	24
I.2 LA TECHNOLOGIE DES HEMTs.....	26
I.2.1 L'isolation.....	26
I.2.2 Les contacts ohmiques	27
I.2.2.1 Mesure de la résistance de contact	28
I.2.2.2 Analyse par spectroscopie de photoélectrons.....	30
I.2.3 La grille en T	32
I.2.4 Le recess de grille.....	34
I.2.5 Le contact Schottky	34
I.2.6 Les plots d'épaissement	35
I.3 LA CARACTERISATION DES HEMTs	35
I.3.1 La caractérisation statique.....	36
I.3.1.1 Réseau de caractérisation Ids (Vgs, Vds).....	36
I.3.1.2 Caractérisation du contact Schottky en direct.....	38
I.3.1.3 Caractérisation du contact Schottky en inverse	40
I.3.2 La caractérisation hyperfréquence en petit signal.....	41
I.3.2.1 Définition des différents gains	42
I.3.2.1.1 Fréquence de coupure du gain en courant de court circuit	42
I.3.2.1.2 Le gain maximum disponible (MAG).....	42
I.3.2.1.3 Le gain unilatéral U : gain de MASON	43
I.3.2.2 Schéma équivalent	43
I.3.3 La caractérisation de puissance.....	45

I.3.3.1 Description du banc de puissance	46
I.3.3.2 Définition des gains en grand signal	47
I.3.3.2.1 Le gain en puissance G_p	47
I.3.3.2.2 Le gain en transducteur G_t	48
I.3.3.3 Définition des rendements	48
I.3.3.3.1 Rendement drain	49
I.3.3.3.2 Rendement en puissance ajoutée η_{PAE}	50
I.4 ETAT DE L'ART DES HEMTs POUR L'AMPLIFICATION DE PUISSANCE	50
I.5 CONCLUSION.....	53
Chap. II Etude des potentialités de la filière pseudomorphique phosphorée sur substrat GaAs pour l'amplification de puissance.....	59
Introduction.....	59
II.1 EPITAXIE A SOURCES GAZEUSES ET CARACTERISATION DE L'INTERFACE $(Al_{1-x}Ga_x)_{1-y}In_yP/In_{1-z}Ga_zAs/GaAs$	62
Introduction	62
II.1.1 Le système GSMBE 32 (Riber)	62
II.1.2 Le matériau $(Al)(Ga)InP$ sur substrat GaAs	64
II.1.2.1 Le matériau GaInP	66
II.1.2.2 Le matériau AlInP	68
II.1.2.3 Le matériau $(Al_{1-x}Ga_x)_{1-y}In_yP$ et caractérisation de l'interface $(Al_{1-x}Ga_x)_{1-y}In_yP/In_zGa_{1-z}As$	70
II.1.3 Etude et optimisation de l'interface entre arséniures et phosphures.....	73
II.1.3.1 Etude de l'interface GaInP/InGaAs	73
II.1.3.2 Etude de l'hétérostructure AlGaInP/InGaAs.....	78
II.2 ELABORATION D'UNE NOUVELLE TECHNOLOGIE POUR HEMTs PSEUDOMORPHIQUES PHOSPHORES	82
II.2.1 L'isolation	82
Introduction	82
II.2.1.1 Mécanisme de gravure des matériaux arséniés et phosphorés	84
II.2.1.1.1 Cas de l'Arséniure de Gallium (GaAs)	84
II.2.1.1.2 Cas du Phosphure d'Indium (InP)	85
II.2.1.2 Etude d'une solution non sélective entre matériaux arséniés et phosphorés	87
II.2.1.2.1 Etude de la solution $HCl:H_2O_2:H_2O$	91
II.2.1.2.2 Etude des solutions $HCl:KIO_3$ et $HCl:K_2Cr_2O_7$	93

II.3.1.2.3 Etude des solutions à base d'acide iodique HIO_3	96
Conclusion	102
II.2.2 Le contact ohmique	102
Introduction	102
II.2.2.1 Contact ohmique AuGeNi sur GaAs.....	104
II.2.2.2 L'étude de différentes métallisations	106
II.2.2.2.1 Métallisation Ni/Ge/Au/Ti/Au.....	106
II.2.2.2.2 Métallisation AuGe/Ni/Au.....	109
II.2.2.2.3 Optimisation du contact AuGe/Ni/Au sur structure à cap fin	112
Conclusion	115
II.3 REALISATION ET CARACTERISATION DES TRANSISTORS	
GAINP/INGAAS, ALGAINP/INGAAS ET ALINP/INGAAS	116
II.3.1 Réalisation et caractérisation de HEMT	
$\text{Ga}_{0.5}\text{In}_{0.5}\text{P}/\text{In}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{As}/\text{GaAs}$	116
II.3.1.1 Epitaxie et réalisation technologique	116
II.3.1.2 Caractérisations statiques.....	123
II.3.1.3 Caractéristiques hyperfréquences en petit signal	127
II.3.1.3.1 Les gains	127
II.3.1.3.2 Schéma équivalent.....	128
II.3.2 Réalisation et caractérisation de HEMT	
$(\text{Al}_{0.5}\text{Ga}_{0.5})_{0.5}\text{In}_{0.5}\text{P}/\text{In}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{As}/\text{GaAs}$	131
II.3.2.1 Epitaxie et réalisation technologique	131
II.3.2.2 Caractérisations statiques.....	133
II.3.2.3 Caractéristiques hyperfréquences en petit signal	137
II.3.2.3.1 Les gains	137
II.3.2.3.2 Schéma équivalent.....	138
II.3.3 Réalisation et caractérisation de HEMT	
$\text{Al}_{0.5}\text{In}_{0.5}\text{P}/\text{In}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{As}/\text{GaAs}$	141
II.3.3.1 Epitaxie et réalisation technologique	141
II.3.3.2 Caractérisations statiques.....	143
II.3.3.3 Caractéristiques hyperfréquences en petit signal	146
II.3.3.3.1 Les gains	146
II.3.3.3.2 Schéma équivalent.....	147
II.3.4 Caractérisation en grand signal des HEMTs	
$\text{Ga}_{0.5}\text{In}_{0.5}\text{P}/\text{In}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{As}/\text{GaAs}$ et $(\text{Al}_{0.5}\text{Ga}_{0.5})\text{In}_{0.5}\text{P}/\text{In}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{As}/\text{GaAs}$	150
II.3.4.1 Caractérisation de puissance à 60 GHz	
du HEMTs $\text{Ga}_{0.5}\text{In}_{0.5}\text{P}/\text{In}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{As}/\text{GaAs}$	151
II.3.4.2 Caractérisation de puissance à 60 GHz	
du HEMTs $(\text{Al}_{0.5}\text{Ga}_{0.5})\text{In}_{0.5}\text{P}/\text{In}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{As}/\text{GaAs}$	152
II.4 DISCUSSION ET PERSPECTIVES	153
II.5 CONCLUSION	160

Chap. III Etude des potentialités de la filière métamorphique substrat GaAs pour l'amplification de puissance	173
Introduction.....	173
III.1 CROISSANCE DES COUCHES HEMT METAMORPHIQUE ALINAS/GAINAS SUR SUBSTRAT GAAS	175
III.1.1 Intérêt de la filière métamorphique pour la génération de puissance	175
III.1.2 Croissance et caractérisation des tampons métamorphiques AlInAs et GaInAs.....	178
III.1.2.1 Relaxation et morphologie des rampes GaInAs et AlInAs	182
III.1.2.2 Croissance et caractérisation des structures HEMTs.....	186
III.1.2.3 Caractérisation par effet Hall.....	189
Conclusion.....	191
III.2 REALISATION ET CARACTERISATION DES TRANSISTORS HEMTs METAMORPHIQUES.....	191
III.2.1 Procédé technologique du HEMT métamorphique $Al_{0.67}In_{0.33}As/Ga_{0.68}In_{0.32}As/GaAs$	192
III.2.1.1 Etude de le gravure du recess de grille	193
III.2.2 Caractérisation de HEMT $Al_{0.67}In_{0.33}As/Ga_{0.68}In_{0.32}As/GaAs$ à simple plan de dopage	205
III.2.2.1 Caractérisations statiques	206
III.2.2.2 Caractéristiques en hyperfréquences en petit signal	209
III.2.2.2.1 Les gains	209
III.2.2.2.2 Le schéma équivalent	210
III.2.3 Caractérisation de HEMT $Al_{0.67}In_{0.33}As/Ga_{0.68}In_{0.32}As/GaAs$ à double plan de dopage	212
III.2.3.1 Caractérisations statiques	213
III.2.3.2 Caractéristiques en hyperfréquences en petit signal	217
III.2.3.2.1 Les gains	217
III.2.3.2.2 Le schéma équivalent	220
III.2.4 Caractérisation en grand signal des HEMTs à simple et à double plan de dopage $Al_{0.67}In_{0.33}As/Ga_{0.68}In_{0.32}As/GaAs$	220
III.2.4.1 Caractérisation de puissance à 60 GHz du HEMT à simple plan de dopage $Al_{0.67}In_{0.33}As/Ga_{0.68}In_{0.32}As/GaAs$	220
III.2.4.2 Caractérisation de puissance à 60 GHz du HEMT à double plan de dopage $Al_{0.67}In_{0.33}As/Ga_{0.68}In_{0.32}As/GaAs$	222
III.3 DISCUSSION ET PERSPECTIVES.....	223
III.4 CONCLUSION.....	227
CONCLUSION GENERALE.....	235

Introduction générale

La micro-électronique et en particulier dans le domaine des hyperfréquences a connu ces quelques dernières années un essor sans précédent. Jadis, chasse gardée des applications militaires, les hyperfréquences sont entrées dans nos vies quotidiennes.

Cette formidable explosion est liée aux techniques de télécommunications qui requièrent la fabrication de circuits intégrés traitant des débits d'informations numériques supérieurs à 1Gb/s ou des signaux analogiques bien supérieurs au gigahertz dans le cadre d'applications en amplificateur de puissance ou amplificateur faible bruit.

L'histoire qui nous a amenés aujourd'hui à réaliser et à produire un circuit intégré monolithique micro-onde (MMIC) fonctionnant à une fréquence époustouflante de 155 GHz et présentant 12 dB de gain débute en 1948. En effet, depuis l'invention accidentelle du transistor (transistor bipolaire) en 1948 par Bardeen et Brattain ce qui leur valu tout de même un prix Nobel pour avoir découvert l'effet transistor, la demande sans cesse croissante de systèmes électroniques a conduit au développement de composants de plus en plus petits et de plus en plus rapides. Cette évolution a stimulé la recherche visant à l'amélioration des composants, des matériaux et des procédés de fabrication.

Au fil des ans le silicium s'est imposé sur la marché de la micro-électronique basse fréquence et grand public grâce à la maturité technologique des transistor bipolaire et transistor MOS (Metal Oxide Semiconductor). Toutefois, au delà de

quelques GHz cette technologie présente de sévères limitations liées aux propriétés électroniques du matériau.

Afin de repousser les limites des fréquences d'utilisation, de très nombreuses investigations ont été menées sur les matériaux III-V dont les propriétés de transport en terme de vitesse et mobilité des électrons permettent une montée en fréquence importante. Dans ce cadre, l'arséniure de gallium est apparu rapidement comme un matériau très intéressant. De nombreuses études sur ce dernier ont conduit au développement de transistors MESFET (Metal Semiconductor Field Effect Transistor) où les propriétés de transport ont permis d'atteindre des fréquences de fonctionnement de l'ordre d'une dizaine de gigahertz.

D'autres transistors ont été proposés par la suite dans la filière GaAs parmi lesquels le HEMT AlGaAs/GaAs. Proposé par Dingle, son principe est basé sur le transfert d'électrons d'un matériau à grande bande interdite, AlGaAs dopé au silicium vers un matériau à petite bande interdite non intentionnellement dopé où ils bénéficient des propriétés de transport d'un matériau sans impureté. Ainsi une zone d'accumulation de quelques dizaines d'angströms confère à ces porteurs les propriétés d'un gaz bidimensionnel. Sur ce principe plusieurs structures ont été développées tel le HEMT pseudomorphique AlGaAs/InGaAs sur substrat GaAs ou le HEMT AlInAs/InGaAs accordé en maille ou pseudomorphique sur substrat InP. Les performances en hyperfréquences de ces différentes structures atteignent aujourd'hui des fréquences de coupure typiquement comprises entre 150 et 250 GHz.

Ainsi dans le cadre de ce travail, nous nous proposons d'étudier et d'évaluer deux nouvelles filières sur substrat GaAs pour l'amplification de puissance hyperfréquence.

La première concerne l'application de l'alliage phosphoré AlGaInP au HEMT pseudomorphique sur substrat GaAs. L'AlGaInP ainsi que l'AlInP et le GaInP ont connu un essor important dans le cadre d'applications à l'optoélectronique. Ici, dans la mesure où ces matériaux peuvent être épitaxiés en accord de maille sur substrat GaAs et aussi en raison de la largeur de leur bande interdite, ils sont un remplaçant de choix

en lieu et place de la barrière AlGaAs contenue dans le HEMT pseudomorphique sur GaAs. Ces matériaux offrent des atouts intéressants comparés à la filière existante AlGaAs/InGaAs. Ces atouts concernent aussi bien les propriétés électroniques des composants que leurs fabrications:

- Ce sont des matériaux à large bande interdite qui trouvent leurs applications dans le cadre du transistor à effet de champ de puissance, ils permettent d'obtenir de grands ΔE_c et ΔE_v ainsi qu'une barrière Schottky importante favorable à la tenue en tension des transistors.
- GaInP est un alliage qui permet la réalisation de transistor à effet de champ sans aluminium; l'absence d'aluminium fait de ce matériau un candidat peu sensible à l'oxydation entraînant au niveau du composant une fiabilité accrue.
- D'un point de vue technologique la sélectivité des attaques chimiques quasi infinie entre phosphures et arséniures permet une grande reproductibilité du recess de grille dont la maîtrise est primordiale pour le bon fonctionnement du transistor.

La deuxième filière que nous abordons dans ce mémoire concerne la filière métamorphique AlInAs/GaInAs sur substrat GaAs.

La filière métamorphique présente deux principaux intérêts: l'un est technique, l'autre économique. En effet, cette filière permet d'éviter l'utilisation du substrat InP dont la fragilité, le coût et l'indisponibilité de taille supérieures à trois pouces en fait un substrat peu attractif pour une production en masse et à bas coût.

En outre, cette filière donne un libre choix de la composition des couches actives permettant une optimisation de la structure pour des applications en amplification faible bruit ou amplification de puissance. La composition qui nous intéresse en premier lieu pour nos applications de puissance comporte 30 % d'indium. Cette

composition est idéale car d'une part la discontinuité de bande de conduction du système AlInAs/GaInAs en accord de maille atteint son maximum à cette composition permettant de générer de grandes densités de courant, et d'autre part, la largeur de bande interdite de la barrière AlInAs, elle aussi très importante permet l'obtention de tensions de claquage élevées.

Ainsi, ce mémoire se divise en trois chapitres.

Dans le premier chapitre, les différentes filières de transistors à effet de champ sont présentées de même que les différents paramètres qui contribuent à qualifier un composant. Les méthodes de caractérisation tant en régime de petit signal qu'en régime de grand signal sont également présentées. Enfin, un état de l'art des performances des transistors discrets dédiés à l'amplification de puissance à 60 GHz est présenté.

Le deuxième chapitre traite de l'étude et de l'élaboration complète d'une toute nouvelle technologie nécessaire à la réalisation de HEMT pseudomorphiques (Al)(Ga)InP/InGaAs ainsi que l'étude des potentialités de cette filière pour l'amplification de puissance hyperfréquence. Ce chapitre comporte quatre parties:

La première est consacrée à la croissance par épitaxie par jets moléculaires à sources gazeuses des matériaux phosphorés et à l'étude de l'interface entre arséniures et phosphures. La deuxième partie est consacrée à l'étude d'une solution de gravure non sélective entre matériaux arséniés et phosphorés. La troisième partie traite de l'étude du contact ohmique. Cette étape technologique était un point bloquant qui limitait fortement cette filière au début de ce travail. Et enfin la dernière partie présente les résultats de caractérisation obtenus sur les transistors réalisés à l'aide des procédés de fabrication développés dans ce travail. Nous présentons les résultats en régime de petit signal et en puissance à 60 GHz des trois structures suivantes: $\text{Ga}_{0.51}\text{In}_{0.49}\text{P}/\text{In}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{As}$, $\text{Al}_{0.52}\text{In}_{0.48}\text{P}/\text{In}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{As}$ et $(\text{Al}_{0.5}\text{Ga}_{0.5})_{0.5}\text{In}_{0.5}\text{P}/\text{In}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{As}$. Un résultat de puissance particulièrement remarquable a été obtenu sur la structure

$\text{Ga}_{0.51}\text{In}_{0.49}\text{P}/\text{In}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{As}$.

Le troisième chapitre traite de la réalisation de HEMTs métamorphiques pour l'amplification de puissance. Ce chapitre est divisé en deux parties.

La première aborde la croissance des couches tampons graduelles composés en AlInAs. L'influence des conditions de croissance, la pente de la rampe et son épaisseur ont été étudiées au moyen de la microscopie à force atomique (AFM) de la diffraction des rayons X à haute révolution ainsi que l'effet Hall dans le cas des structures HEMTs.

La seconde partie présente les résultats de caractérisation en régime de petit et grand signal obtenus sur des transistors dont le taux d'indium a été fixé à environ 30 %. Pour cela, une étude de la gravure du recess de grille sur ce type de couche a été entreprise.

Chapitre I

Le transistor à effet de champ

Introduction

Le principe du transistor à effet de champ (FET : Field Effect Transistor) a été énoncé pour la première fois dans un article publié en 1952 par William Shockley [1]. Il y proposait un nouveau type de composant semi-conducteur dont la particularité est d'être unipolaire (par opposition au transistor bipolaire) c'est à dire qu'un seul type de porteurs (les électrons ou les trous) participe au transport. Le principe de fonctionnement de ce transistor est basé sur l'existence d'un canal en matériau semi-conducteur parcouru par un courant et relié à deux électrodes de contact ohmique appelées source et drain. Une troisième électrode appelée grille permet de moduler le courant qui traverse le canal. Si le transistor proposé par William Shockley comportait une jonction PN pour l'électrode de grille, cette jonction a rapidement disparu pour être remplacée par une barrière Schottky (métal-semiconducteur). Pour les applications particulières que sont l'amplification de puissance et faible bruit en hyperfréquence, le semi-conducteur couramment utilisé est le GaAs.

Les différentes structures de transistor à effet de champ élaborées à partir de ce principe se différencient par les matériaux employés et la structure du canal. Une présentation de ces différentes structures fait l'objet des parties suivantes.

I.1 LE TRANSISTOR

I.1.1 Le MESFET

Le MESFET (**M**etal **S**emiconductor **F**ield **E**ffect **T**ransistor) est le premier composant réalisé sur GaAs [2] [3]. Le MESFET GaAs s'est imposé face au silicium pour trois raisons fondamentales. La première réside sur la possibilité de réaliser des substrats semi-isolants dont la résistance intrinsèque est 500 fois plus importante que celle du silicium. La seconde est due à la mobilité des électrons 5 fois plus importante dans le GaAs que dans le silicium. La dernière est due à la possibilité de réaliser des contacts Schottky de bonne qualité présentant une barrière de l'ordre de 0,6 eV.

Le composant est constitué d'une couche active de type n épitaxiée sur un substrat semi-isolant (fig. I.1). La commande est obtenue par la polarisation du contact Schottky de grille qui crée une zone de charge d'espace. Celle-ci contrôle l'épaisseur de la zone déplétée et en conséquence le courant dans la canal .

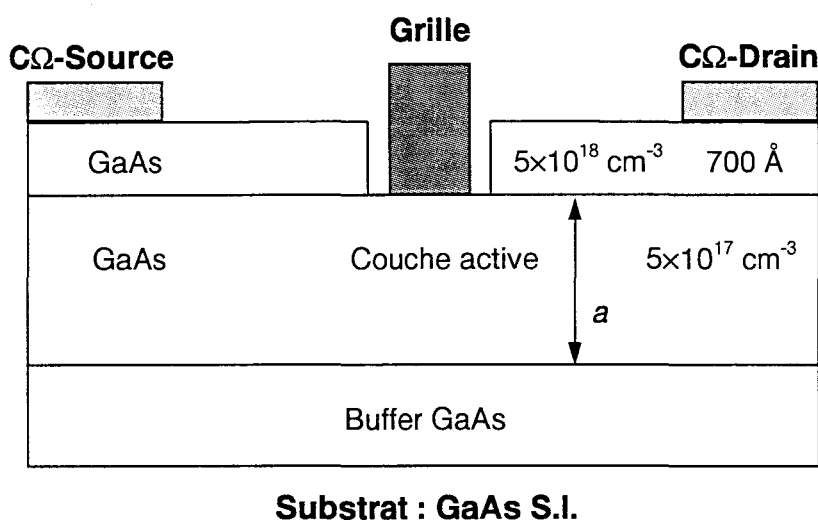


Figure II.1: Structure schématique du MESFET GaAs.

Bien qu'il dispose de bonnes propriétés de transport, le MESFET présente tout de même des limitations pour l'amplification de puissance en hyperfréquences car elle demande simultanément une tension de claquage et un courant de drain importants. La première de ces limitations est la suivante: la montée en fréquence nécessite impérativement de réduire la longueur de grille L_g tout en préservant une efficacité de commande en maintenant un rapport L_g/a au moins égal à 5. Pour respecter cette loi, dans le cas du transistor de puissance il est nécessaire de réduire l'épaisseur a de la couche active et d'augmenter le dopage afin de maintenir la même valeur de courant. Cette modification entraîne alors une augmentation du champ électrique et par conséquent une diminution de la tension de claquage. La seconde de ces limitations réside dans son dopage. En effet, la dynamique des électrons dans le GaAs dopé est beaucoup moins importante que dans la GaAs non dopé. La chute de cette mobilité entraîne une montée en fréquence limitée. Ces limitations ont poussé à chercher d'autres solutions en termes de structure pour dans un premier temps espérer une meilleure montée en fréquence.

I.1.2 Le HEMT

Comme nous l'avons vu dans le paragraphe précédent l'amélioration des performances fréquentielles du transistor à effet de champ passe par une diminution de la longueur de grille accompagnée d'une diminution de l'épaisseur a tout en maintenant une densité de charge importante.

Pour surmonter ces difficultés, une modification de la couche active du transistor est nécessaire.

En 1978, R.Dingle [4] eu l'idée d'utiliser des hétérojonctions afin de séparer spatialement les électrons libres des impuretés ionisées. Il fut le premier à montrer que la mobilité dans les hétérostructures modulées en dopage était très supérieure à celle obtenue dans le matériau en volume et ceci pour des densités d'électrons libres identiques. En plus de cet accroissement de la mobilité, il a montré le caractère

bidimensionnel de la couche d'électrons accumulée à l'interface de l'hétérojonction.

Très rapidement, différentes équipes eurent l'idée d'utiliser ce gaz d'électrons comme couche active d'un transistor à effet de champ. Un tel composant est réalisé pour la première fois par THOMSON-CSF et FUJITSU en 1980 sous les dénominations de TEGFET (**T**wo **E**lectron **G**as **F**ield **E**ffect **T**ransistor) [5] ou HEMT (**H**igh **E**lectron **M**obility **T**ransistor) [6]. Par la suite l'étude de ces structures a conduit à d'autres noms (MODFET, SDHT...).

L'hétérojonction est définie par la juxtaposition de deux matériaux semi-conducteurs différents ayant des largeurs de bande interdite différentes. De part et d'autre de l'hétérojonction se trouvent la couche dopée constituée par le matériau à large bande interdite qui va fournir les électrons à la structure et le canal non dopé constitué par le matériau à faible bande interdite. En utilisant un modèle établi par Anderson pour le calcul des diagrammes de bande d'énergie à l'équilibre, il apparaît une discontinuité de bande de conduction égale à la différence des affinités électroniques [7].

Considérons une hétérojonction formée d'un matériau à large bande interdite (E_{g_2}) et d'un matériau à faible bande interdite (E_{g_1}) non dopé ($E_{g_2} > E_{g_1}$) ayant des affinités électroniques χ_1 et χ_2 (fig. I.2). Lors de la formation de l'hétérojonction les niveaux de Fermi s'alignent et les électrons sont transférés du matériau à large bande interdite vers le matériau à faible bande interdite. Il y a formation d'un champ électrique à l'interface et apparition d'une courbure de bande à son voisinage. Une zone désertée en électrons se crée du côté de la barrière (matériau à large bande interdite) et une accumulation d'électrons se forme du côté du puits de potentiel (matériau à faible bande interdite). Pour une largeur de puits inférieur à la longueur d'onde de De Broglie, il y a apparition d'effets quantiques se traduisant par la quantification des niveaux d'énergie des porteurs dans un plan perpendiculaire à l'hétérojonction. Pour une hétérostructure unique le transfert d'électrons est caractéristique de la discontinuité de bande de conduction ΔE_c entre les deux matériaux. Il est d'autant plus important que le ΔE_c est important. Cette structure conduit donc à la séparation

spatiale des porteurs et des atomes donneurs ionisés qui leur sont associés. Cette séparation limite les interactions électrostatiques qui réduisent la mobilité des électrons. Les électrons de la couche d'accumulation ont les propriétés d'un gaz bidimensionnel avec des propriétés de transport bien supérieures à celle d'un matériau dopé.

La figure I.3 nous montre le diagramme de bande de l'hétérojonction à l'équilibre thermodynamique.

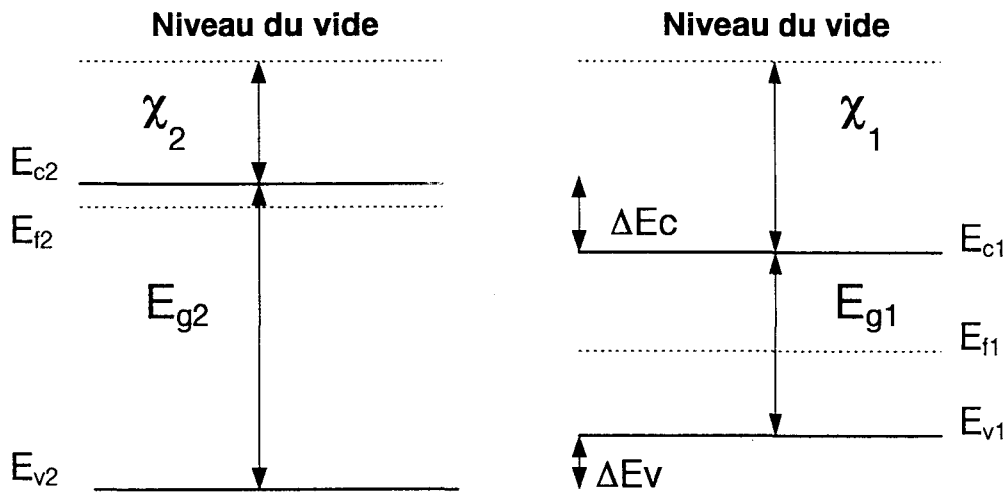


Figure I.2: Diagramme de bandes de l'hétérojonction avant mise en contact.

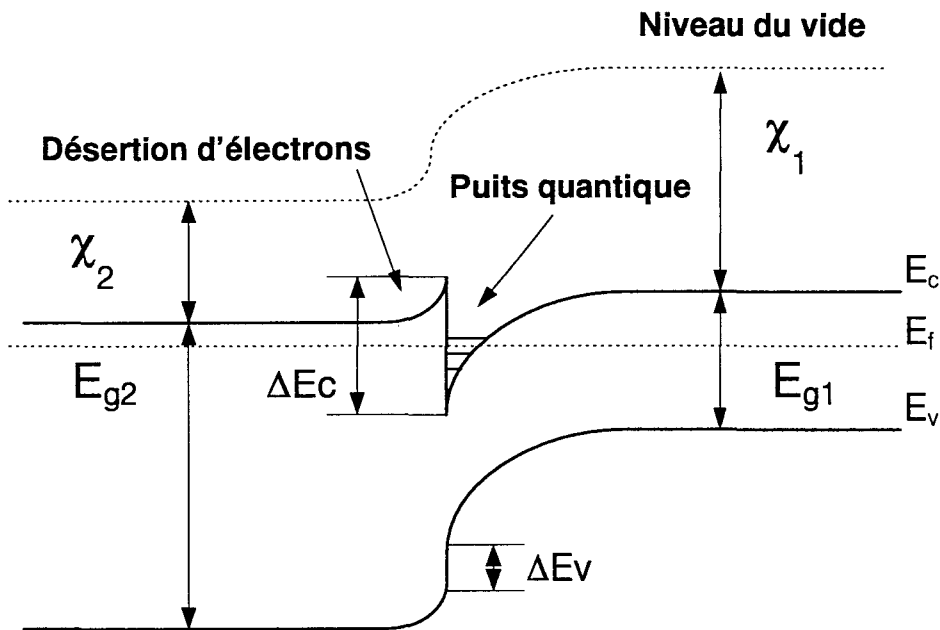


Figure I.3: Diagramme de bandes de l'hétérojonction suivant le modèle d'Anderson.

Sur ce principe, la structure du HEMT est présentée sur la figure I.4. Celle-ci est constituée:

- D'une couche superficielle (cap layer) formée par un matériau de faible bande interdite très fortement dopé (5×10^{18} à 10^{19} atomes/cm³) pour réduire les résistances de contact de source et de drain.

- D'une barrière Schottky formée par un matériau à large bande interdite dopé par dopage volumique ou planaire. Elle est destinée à la réalisation du contact Schottky qui permettra la commande du transistor.

- D'un espaceur qui fait partie de la barrière et dont le rôle est d'accroître la séparation spatiale des électrons libres et des impuretés ionisées. Son effet est primordial sur les caractéristiques de transport du composant. De son épaisseur dépend à la fois la mobilité et la quantité de charge transférée dans le canal.

- D'un canal formé par un matériau à faible bande interdite non intentionnellement dopé. Les performances du composant dépendent en grande partie des propriétés de transport des électrons dans ce matériau.

- D'une couche tampon dont le rôle est d'une part de permettre un meilleur confinement des électrons dans le canal et d'avoir un matériau de base dont la qualité cristallographique permettra la croissance aussi parfaite que possible des couches actives constituant le HEMT.

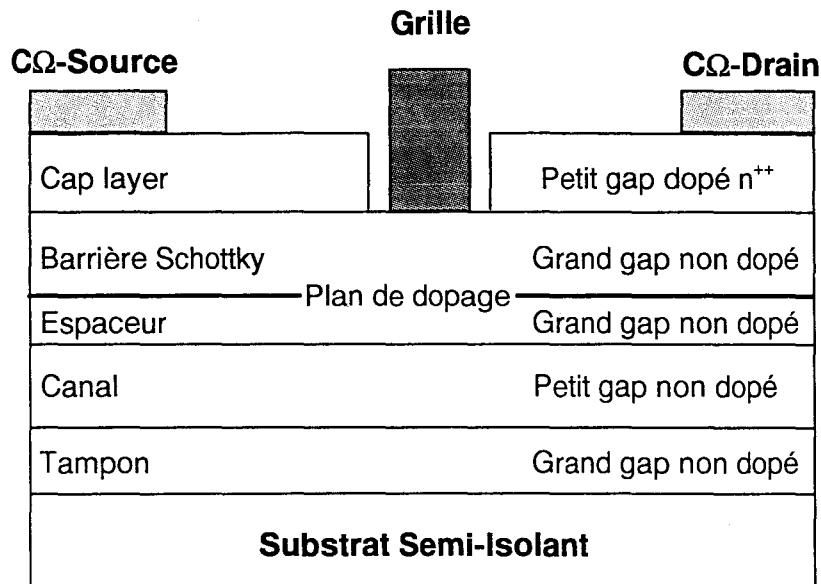


Figure I.4: Structure typique d'un HEMT.

I.1.3 Le HEMT pour l'amplification de puissance en hyperfréquence

Pour des applications de puissance en hyperfréquence, il faut relever simultanément deux défis: constituer une structure générant une densité de courant aussi importante que possible et disposer d'une tension de claquage importante. Pour cela nous disposons d'un grand nombre de matériaux pouvant constituer cette structure et ce sur les deux substrats que sont le GaAs et l'InP. Les deux parties qui constituent un HEMT que sont la barrière et le canal requièrent des caractéristiques bien particulières et très différentes l'une de l'autre voire même antagonistes.

La barrière doit posséder une grande bande interdite afin de générer à l'interface métal/semi-conducteur une hauteur de barrière Schottky importante. L'importance de cette barrière va induire des tensions de claquage en diode élevées en limitant le courant de grille qui provoque inéluctablement la destruction du transistor. Le dopage est le deuxième aspect important. La barrière doit pouvoir se doper très facilement et permettre une ionisation quasi totale des dopants.

Le canal doit posséder de très bonnes propriétés de transport, c'est à dire une mobilité importante et une vitesse de saturation élevée qui permettent une montée en fréquence. Le matériau doit, par ailleurs, pour des applications de puissance posséder un faible coefficient d'ionisation afin d'éviter l'apparition de l'ionisation par impact lors de l'application de fortes tensions drain-source. Ces deux conditions sont particulièrement difficiles à satisfaire lorsque l'on désire amplifier en puissance à très haute fréquence.

Comme nous l'avons vu précédemment, ce qui lie étroitement la barrière au canal est la discontinuité de bande conduction ΔE_c à l'interface. Cette dernière joue un rôle primordial pour l'amplification de puissance qui nécessite de grandes densités de courant. La discontinuité de bande conduction est le paramètre qui va conditionner le transfert de charge depuis la barrière vers le canal et par conséquent fixer le courant que va délivrer la structure. Afin de fixer quelques ordres de grandeurs, une structure qui génère une discontinuité de bande conduction ΔE_c de 0,2 eV permet un transfert d'environ $1,5 \times 10^{12}$ atomes/cm² alors qu'une discontinuité de 0,5 eV permet de transférer $3,5 \times 10^{12}$ atomes/cm².

Ainsi, durant ces vingt dernières années, c'est à dire depuis la découverte de Dingle à nos jours, l'évolution des HEMTs pour l'amplification de puissance en hyperfréquence a été conditionnée par ces trois points:

- **Recherche d'une discontinuité de bande de conduction ΔE_c aussi grande que possible afin d'obtenir de grandes densités de courant**
- **Recherche d'une barrière ayant une hauteur de bande interdite la plus importante afin d'améliorer la tenue en tension de claquage du transistor**
- **Recherche d'un canal avec une mobilité et une vitesse de saturation des électrons importante pour permettre une bonne montée en fréquence**

C'est toute cette évolution *historique* que nous allons décrire dans les différents paragraphes suivants.

I.1.3.1 Le HEMT conventionnel AlGaAs/GaAs

Le HEMT AlGaAs/GaAs (fig. I.5) est le premier transistor à hétérojonction simultanément réalisé par THOMSON-CSF et FUJITSU au début des années 1980.

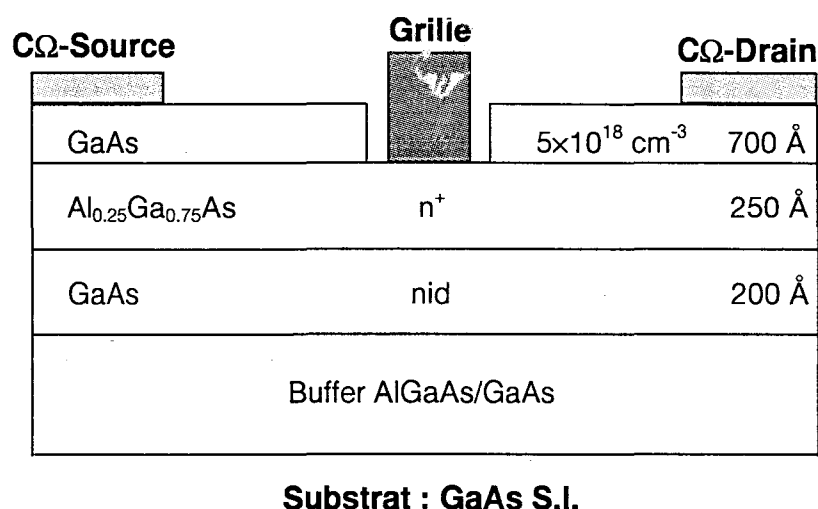


Figure I.5: Structure typique d'un HEMT conventionnel AlGaAs/GaAs.

La barrière est constituée d'AlGaAs qui a la particularité d'avoir une largeur de bande interdite qui évolue du GaAs à l'AlAs passant ainsi de 1,42 à 2,16 eV avec un paramètre de maille quasi identique. Cette particularité permet de faire croître la barrière en accord de maille dont la variation reste toujours inférieure à 0,2 %. Par ailleurs, l'évolution de la bande interdite en fonction du taux d'aluminium passe par une transition directe indirecte pour un taux d'aluminium de 44 %. Le canal est composé de GaAs non intentionnellement dopé. De nombreuses études ont été réalisées sur l'hétérojonction $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}/\text{GaAs}$ [8]. Il en ressort que la discontinuité de bande de conduction ΔE_c pour des compositions d'aluminium inférieures à 44 % c'est à dire lorsque la transition bande de conduction bande de valence est directe est de l'ordre de

0,66 ΔE_g . ΔE_g représente la différence entre les hauteurs interdites de l' $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ et du GaAs. On a alors:

$$\text{pour } x < 0.44 \quad \Delta E_c = 0,66 \Delta E_g = 0,67x + 0,22x^2$$

Par ailleurs, les investigations sur le HEMT ont montré que le taux d'aluminium devait rester inférieur à 25 % pour ne pas introduire de centres DX qui piègent les électrons dans la barrière et interdit leur transfert dans le canal. En outre, ces centres DX [9] [10] [11] sont responsables de phénomènes physiques nuisibles tel que la photoconductivité persistante. Pour un taux d'aluminium d'environ 25 %, la largeur de bande interdite n'est que de 1,8 eV et la discontinuité de bande de conduction est alors de l'ordre de 0,2 eV. Cette dernière génère un transfert de charge relativement faible de $1,5 \times 10^{12}$ électrons/cm².

De plus, le dopage volumique de la barrière induit une tension de claquage médiocre car la grille est directement déposée sur un matériau dopé.

Toutefois, l'optimisation de cette structure par l'utilisation de plusieurs puits afin d'augmenter la densité de charges et l'introduction du dopage planaire a permis d'obtenir des performances en tension de claquage atteignant une dizaine de volts [12] et des courants pouvant dépasser 1 A/mm. Bien que ces résultats soient très intéressants, la limitation du ΔE_c induite par le taux d'aluminium limité à 25 % dans la barrière a poussé à introduire de l'indium dans la canal. Une structure pseudomorphique AlGaAs/InGaAs permet ainsi d'obtenir un ΔE_c plus important et d'améliorer les propriétés de transport du canal grâce à un meilleur confinement des porteurs dans le puits.

I.1.3.2 Le HEMT pseudomorphique AlGaAs/InGaAs

Les progrès de l'épitaxie par jets moléculaires [13] ont rendu possible la croissance de matériau contraint. La barrière ayant comme nous l'avons vu dans le

paragraphe précédent un taux d'aluminium maximum de 25 %, il était intéressant d'incorporer de l'indium dans le canal afin de réaliser ainsi une hétérostructure $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}/\text{In}_y\text{Ga}_{1-y}\text{As}$ où le puits serait contraint en compression.

Cette hétérostructure possède deux avantages; d'une part elle permet d'augmenter le ΔE_c et d'autre part, elle offre de meilleures propriétés de transport en raison de la profondeur du puits de potentiel. Toutefois, le paramètre de maille de l' $\text{In}_y\text{Ga}_{1-y}\text{As}$ étant différent du substrat GaAs, sa croissance est limitée par une épaisseur critique fonction du taux d'indium. Sur la figure I.6 nous avons représenté l'évolution de l'épaisseur critique de l' $\text{In}_y\text{Ga}_{1-y}\text{As}$ en fonction du taux d'indium sur substrat GaAs [13].

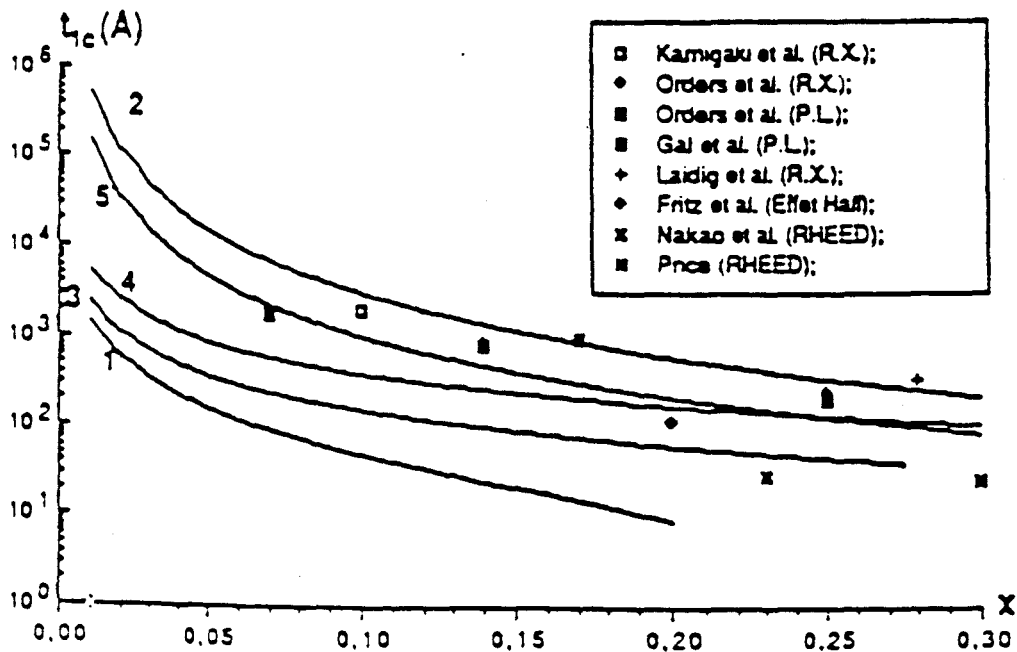


Figure I.6: Evolution de l'épaisseur critique en fonction du taux d'indium d'après différents auteurs.

Dans un HEMT, l'épaisseur du canal est typiquement de 120 Å. Cela correspond à un taux d'indium de 20 %. La discontinuité de bande de conduction de l'hétérostructure $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}/\text{In}_y\text{Ga}_{1-y}\text{As}$ en fonction du taux d'indium et du taux d'aluminium a été étudiée par Arent [14]. Ces résultats ont montré d'une part une importante évolution du rapport $\Delta E_c/\Delta E_g$ avec la composition des matériaux et d'autre

part pour la gamme de composition correspondant aux applications du type HEMT pseudomorphique sur GaAs que ce rapport était de l'ordre de 0,7. Ceci se traduit par un ΔE_c pour l'hétérojonction $Al_{0,25}Ga_{0,75}As/In_{0,20}Ga_{0,80}As$ de 0,3 eV. De même que pour l'hétérojonction AlGaAs/GaAs, on obtient pour l'hétérojonction $Al_xGa_{1-x}As/In_yGa_{1-y}As$:

$$\text{Pour } x < 44 \% \quad \Delta E_c = 0,7\Delta E_g = 0,69x + 0,22x^2 + 0,75y$$

Pour un fonctionnement en puissance, le HEMT pseudomorphique s'avère être un composant essentiel. En effet, l'augmentation du ΔE_c par rapport à la filière AlGaAs/GaAs permet un transfert de charge pour une structure à double plan de dopage (fig. I.7) pouvant atteindre dans un seul puits jusqu'à 4×10^{12} électrons/cm² qui permet de générer des courants de l'ordre de l'ampère par millimètre de développement de grille [15].

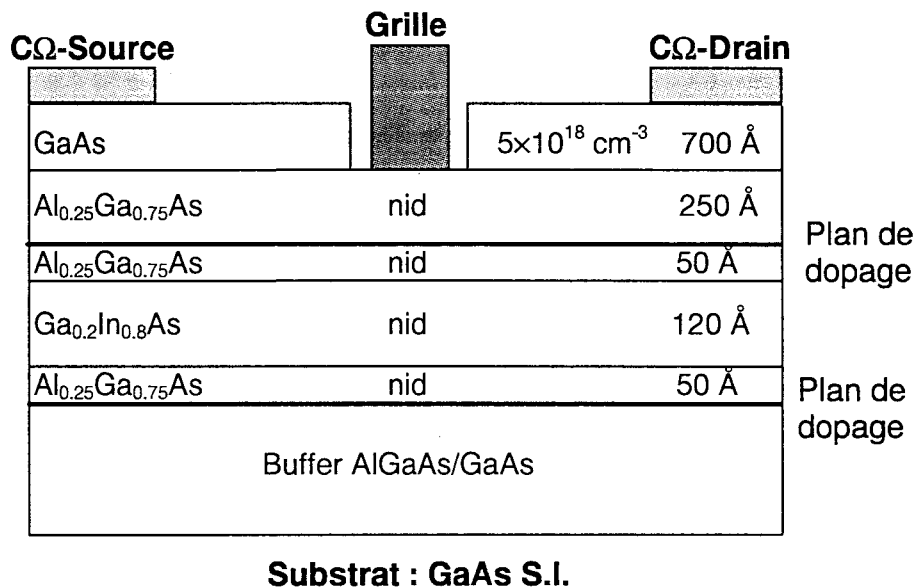


Figure I.7: Structure typique d'un HEMT pseudomorphique AlGaAs/GaInAs/AlGaAs à double plan de dopage.

Cette structure est celle d'un composant privilégié dans la filière GaAs pour les applications de puissance. Il a permis d'obtenir une densité de puissance de 960 mW/mm à 60 GHz avec une longueur de grille de 0,15 μm [16]. De plus la

maturité technologique de cette filière en permet aujourd'hui sa commercialisation. Toutefois, avec l'avènement des composants sur substrat InP sa principale limitation s'est avéré être la montée en fréquence pour des applications à 94 GHz.

I.1.3.3 Le HEMT AlInAs/GaInAs/InP

Avec la volonté d'augmenter les performances en fréquence des transistors de puissance sans sacrifier la densité de courant et grâce à la production de substrats InP, la filière AlInAs/InGaAs/InP est apparue. Le paramètre de maille du substrat InP étant plus élevé que celui de GaAs l'épitaxie en accord de maille de l'AlInAs et de l'InGaAs est possible. Le premier avec un taux d'aluminium de 48 % associé à une largeur de bande interdite de 1,42 eV tient lieu de barrière, le second l'InGaAs est utilisé comme canal avec un taux d'indium de 53 % et une largeur de bande interdite de 0,74 eV. Par ailleurs, des études sur le matériau InGaAs [17] sur substrat InP et confirmées par des simulations de type Monte Carlo [18] ont montré la nette amélioration des propriétés de transport tant en mobilité qu'en vitesse de saturation. Ces progressions sont liées au fort taux d'indium dans le canal.

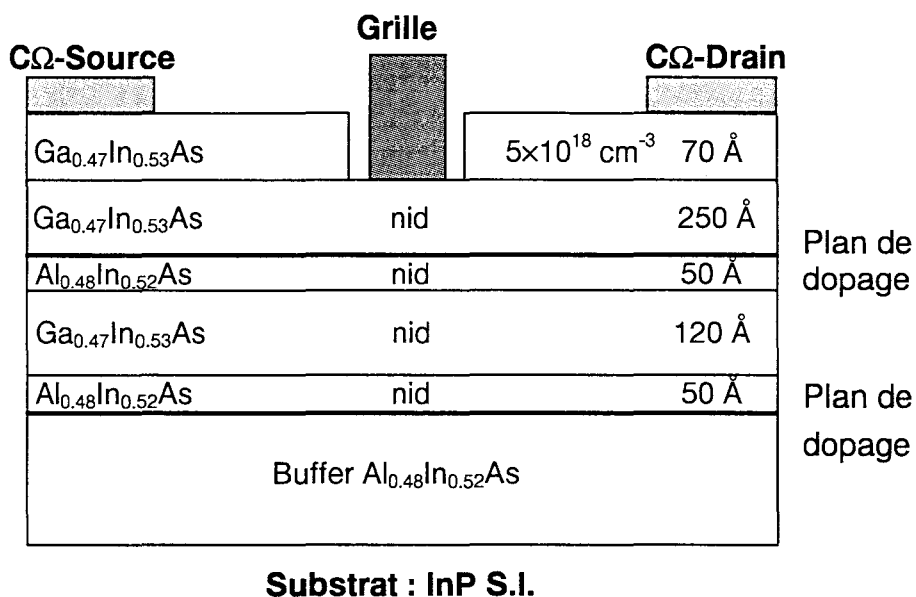


Figure I.8: Structure typique d'un HEMT AlInAs/GaInAs/InP à double plan de dopage.

Pour un fonctionnement en puissance, le HEMT $\text{Al}_{0.48}\text{In}_{0.52}\text{As}/\text{In}_{0.53}\text{Ga}_{0.74}\text{As}/\text{InP}$ est très attrayant puisqu'il présente une discontinuité de bande de conduction de 520 meV et permet dans ce cas pour une structure à double plan de dopage de transférer des densités de charge supérieures à 5×10^{12} électrons/cm² et générer un courant supérieur à 1 A/mm [19]. De plus, le substrat InP possède une meilleure conductivité thermique que le GaAs: $0,68 \text{ Wcm}^{-1}\text{K}^{-1}$ à 300 K contre $0,44 \text{ Wcm}^{-1}\text{K}^{-1}$ ce qui permet ainsi une meilleure dissipation thermique notamment dans des applications en transistor de puissance où les échauffements sont importants et peuvent énormément pénaliser.

L'un des résultats les plus importants en densité de puissance sur cette filière a été obtenu et publié par le laboratoire Martin Marietta avec une puissance de 480 mW/mm à 60 GHz pour un développement de 200 μm [20]. Une autre résultat particulièrement remarquable a été obtenu dans notre laboratoire avec un composant dont la structure très originale est composée d'un canal pseudomorphique contenant 65 % d'indium (en compression) et d'une barrière elle aussi pseudomorphique contenant 65 % d'aluminium (en extension) et qui a réalisé le meilleur compromis entre densité de puissance avec 370 mW/mm, rendement en puissance ajouté avec 28,3 % et enfin gain en puissance avec 5,2 dB à 60 GHz [21].

Comme nous venons de le voir dans l'application citée ci-dessus et de façon similaire aux structures pseudomorphiques de la filière GaAs, on peut faire croître un canal pseudomorphique sur InP avec un taux d'indium pouvant atteindre 80 %. Un tel taux d'indium ne trouve pas d'application directe en amplification de puissance compte tenu de la très faible tension de claquage liée à une ionisation très précoce. Toutefois, l'intérêt réside dans l'augmentation de mobilité et la fréquence de fonctionnement. Le record absolu en fréquence de coupure d'un élément actif à l'état solide a été obtenu sur une structure pseudomorphique contenant 80 % d'indium. Une fréquence de coupure du gain en courant de court-circuit F_t de 340 GHz a été obtenue en 1992 [22] par Loi D. Nguyen sur une technologie de grille 0,05 μm avec contact ohmique autoaligné sur la grille.

I.1.3.4 Le HEMT Pseudomorphique AlGaInP/InGaAs/GaAs et le HEMT Métamorphique AlInAs/InGaAs/GaAs

Sur la figure I.9, outre les matériaux GaAs, AlGaAs, InGaAs et AlInAs qui composent les différentes filières que l'on vient d'aborder, on dispose aussi des matériaux phosphorés ternaires GaInP, AlInP et d'un quaternaire AlGaInP composé par les deux ternaires cités auparavant. Ces phosphorés peuvent être utilisés en tant que barrière. Ils possèdent deux avantages essentiels. En effet, ils ont des largeurs de bande interdite allant de 1,9 eV pour le GaInP à 2,4 eV pour AlInP. Ces données sont importantes et très intéressantes pour l'amplification de puissance. De plus, ils peuvent être épitaxiés en accord de maille sur substrat GaAs.

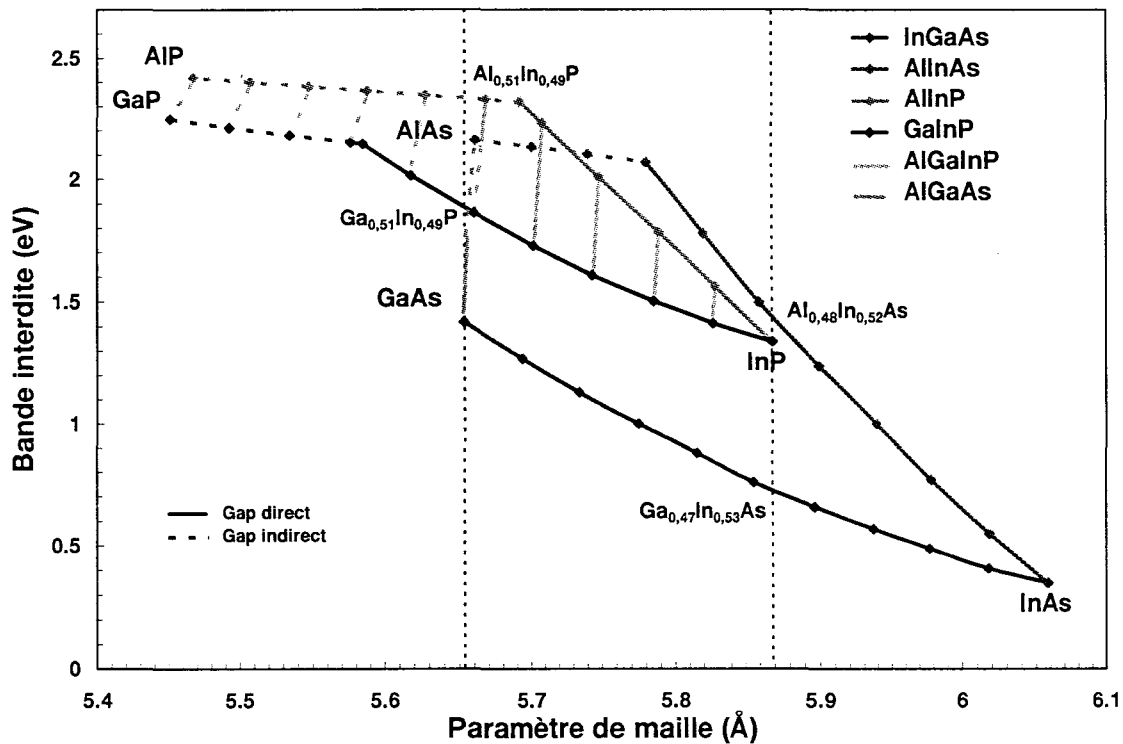


Figure I.9: Evolution de la bande interdite des semi-conducteurs en fonction du paramètre de maille.

Toujours sur la figure I.9, on constate que la filière AlInAs/InGaAs pourrait être épitaxiée sur substrat GaAs via la croissance d'un buffer (buffer métamorphique) de désadaptation dont le rôle est de modifier le paramètre de maille pour obtenir celui des matériaux souhaités pour les couches actives.

L'étude détaillée de ces deux filières fait l'objet de cette thèse dans les chapitres deux et trois.

I.1.4 Le HEMT et les nouveaux matériaux

Avec les récents progrès de la MBE utilisant des sources gazeuses et surtout de la MOCVD, des nouveaux matériaux tel que les nitrures ou le SiC ont eu des développements très rapides durant ces cinq dernières années, en particulier en ce qui concerne les applications hyperfréquences.

I.1.4.1 Les Nitrures

Les nitrures ont émergé en particulier grâce aux avantages qu'ils offrent pour l'électronique hyperfréquence de puissance et à haute température. Les vitesses pic et de saturation (tableau I.1) du GaN [23] laissent penser que les transistors à effet de champ de cette filière pourraient produire de la puissance et du gain à haute fréquence.

Propriétés de matériaux	Si	GaAs	4H-SiC	GaN	Diamant
Eg (eV)	1,1	1,4	3,2	3,4	5,45
Champ de claquage (kV/cm)	300	400	3×10^3	$3,5 \times 10^3$	$0,4-10 \times 10^3$
Vitesse pic des électrons (10^7 cm/s)	0,8	2,0	2,0	2,7	2,7
Mobilité des électrons ($\text{cm}^2/\text{V.s}$)	1000	5000	800	1500	1800
Conductivité thermique (W/K.cm)	1,5	0,5	5	1,3	20
Constante diélectrique	11,9	12,8	9,7	9	5,6

Tableau I.1: Propriétés physiques des matériaux Si, GaAs, SiC, GaN et du Diamant.

La tension de claquage de plus de 100 V même pour des grilles courtes (de l'ordre de $0,25 \mu\text{m}$) [24] laisse entrevoir des densités de puissance en hyperfréquences [25] bien plus importantes que les composants des filières GaAs et InP.

De plus, dans ce système de matériaux, il y a la possibilité de réaliser des hétérostructures pour la réalisation de composants plus performants.

Ainsi, récemment des résultats publiés [26] montraient pour un HEMT $\text{Al}_{0,5}\text{Ga}_{0,5}\text{N}/\text{GaN}$ avec une longueur de grille $0,15 \mu\text{m}$, un record de fréquence avec un F_t de 70 GHz et un F_{max} de 110 GHz.

Ces résultats représentent actuellement l'état de l'art de cette filière. Bien que très impressionnants, ils ont été obtenus sur substrat saphir dont le désaccord de maille avec le nitrure de gallium est d'environ 14 %. Ce désaccord rend la croissance des nitrures très difficile. De plus, la très faible dissipation thermique de ce substrat limite de façon importante les performances en puissance. De récents travaux concernant l'utilisation du substrat SiC laissent entrevoir des performances jamais obtenues dans l'amplification de puissance par un élément actif à l'état solide. Un résultat déjà très impressionnant a été obtenu avec une densité de puissance de $6,7 \text{ W/mm}$ à 10 GHz [27]. En effet ce substrat bénéficie d'une conductivité thermique de $4,5 \text{ Wcm}^{-1}\text{K}^{-1}$ ce qui est bien mieux que celle du saphir, du GaAs ou de l'InP

I.1.4.2 Le Carbure de Silicium

Le carbure de silicium est un composé semi-conducteur connu depuis de nombreuses années. Bien que l'utilisation principale du SiC soit à court terme l'électronique de puissance pour l'électrotechnique [28] [29], il n'en demeure pas moins un candidat que ses propriétés rendent très attractif pour l'électronique de puissance hyperfréquence et à haute température.

Les propriétés du SiC: champ de claquage, vitesse de saturation, conductivité thermique permettent de gagner un ordre de grandeur sur les performances en puissance des composants des filières Si ou GaAs. Le tableau I.1 rappelle les

propriétés physiques de ces matériaux.

En pratique, c'est le SiC de type 4H qui semble le plus intéressant car il possède par rapport au Si et GaAs: un champ de claquage dix fois plus élevé, une conductivité thermique trois fois plus élevée que celle du Si et dix fois plus élevée que celle du GaAs, des vitesses à champ fort plus élevées et une mobilité électronique comparable à celle du Si.

Ainsi, des transistors à effet de champ en SiC de type MESFET devraient présenter des performances hyperfréquences au moins comparables sinon meilleures que celle du Si, avec une fréquence d'utilisation de l'ordre de 5 GHz. Des transistors MESFET présentant des tenues en tension supérieures à 100 V avec une fréquence de coupure de l'ordre de 3 GHz pour une longueur de grille de $0,7 \mu\text{m}$ ont été démontrés à THOMSON-CSF/LCR [30].

I.1.5 Le Transistor Bipolaire à Hétérojonctions (TBH)

Le transistor bipolaire à hétérojonction (TBH) tout comme le transistor bipolaire classique est constitué de deux jonctions PN tête bêche. Une jonction émetteur-base et une jonction base-collecteur. La structure d'un TBH est présentée figure I.11.a.

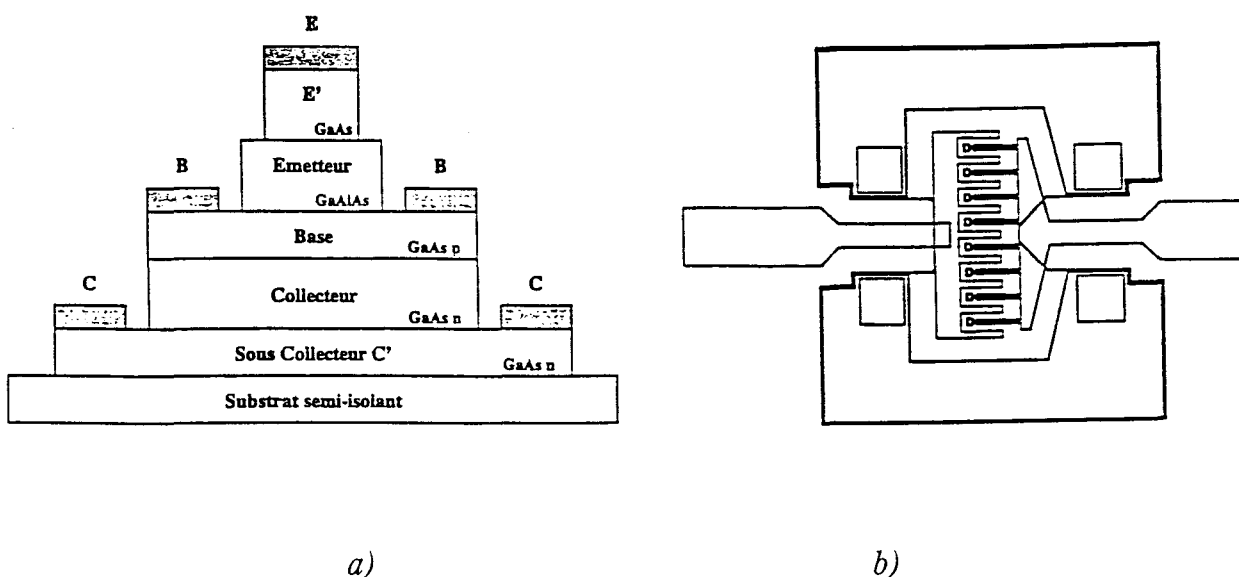


Figure I.10: Structure d'un HBT.

La différence principale sur le bipolaire classique réside au niveau de la jonction émetteur base qui est constituée d'une hétérojonction. En effet, pour le TBH, les zones d'émetteur et de base sont constituées de matériaux semi-conducteurs différents. Le matériau qui constitue l'émetteur est un matériau à grande bande interdite comme l'AlGaAs ou le GaInP alors que la base est constitué par un matériau à petite bande interdite comme le GaAs. L'hétérojonction E-B (AlGaAs/GaInP)/GaAs entraîne une augmentation de l'efficacité d'injection entre émetteur et base due au ΔE_v et confère au TBH des propriétés qui le rendent particulièrement performant à moyenne fréquence en régime de forte puissance. Quelques résultats publiés récemment (tableau I.2) montrent que le TBH est capable de générer des densités de puissance ramenées au millimètre de développement de doigt d'émetteur (figure I.10.b) très impressionnantes associées à des rendements importants dans la bande X [31].

Fréquence	Pout Watts	Pout mW/ μm^2	Classe	P.A.E	Année	Discret MMIC
10 GHz	9	1,2	AB	42 %	95	MMIC
8-14 GHz	2	1,6 W/ μm^2	AB	40 %	94	MMIC
8-14 GHz	10	1	AB	30 %	95	MMIC
9 GHz	2,5	1,4	B	30 %	89	MMIC
8-9 GHz	6	1,8	AB	40 %	96	MMIC
10 GHz	1	1,7	AB	40 %	93	Discret
10 GHz	0,6	10 (15 W/mm)	B	60 %	93	Discret
9 GHz	0,8	3,2	AB	62 %	92	Discret
10 GHz	1,7	3.5 (7,1W/mm)	AB	52 %	96	Discret

Tableau I.2 Performances de TBH en bande X.

I.2 LA TECHNOLOGIE DES HEMTS

I.2.1 L'isolation

L'épitaxie étant réalisée sur la totalité du substrat, il faut isoler électriquement les différents motifs. Cette isolation (fig. I.11) peut se faire soit par implantation ionique soit par gravure chimique humide ou sèche pour définir une géométrie appelée MESA. Nous avons choisi pour les deux filières de réaliser l'isolation par gravure chimique humide pour sa simplicité et sa rapidité en comparaison de l'isolation par implantation ionique.

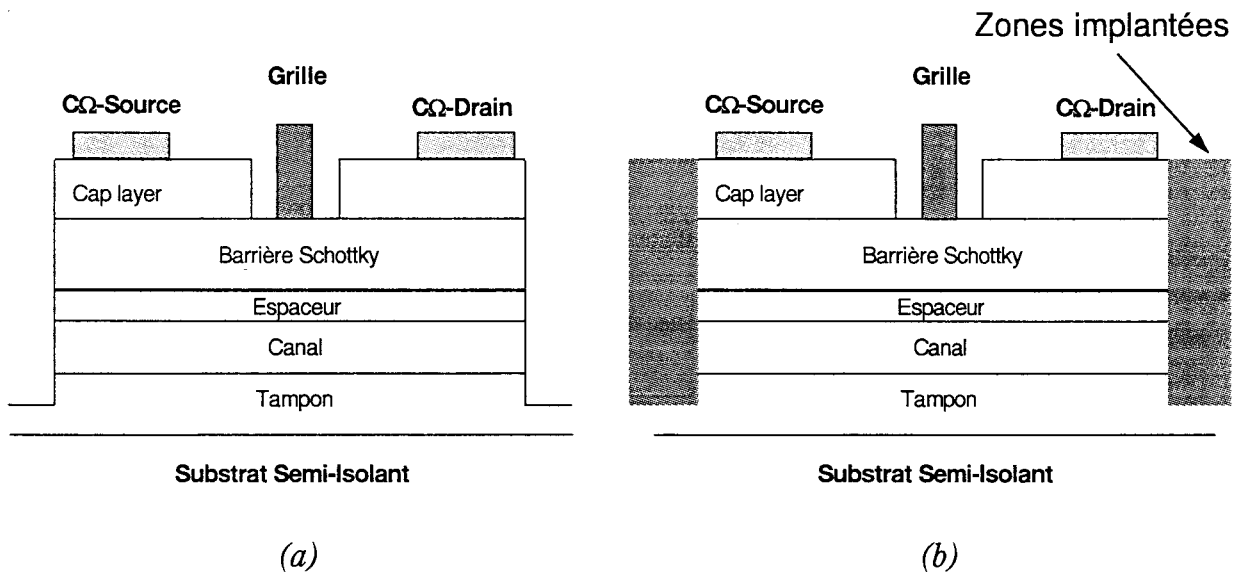


Figure I.11: Isolation par gravure chimique (a) et par implantation (b).

Les gravures chimiques sont effectuées à partir de solutions oxydo-réductrices de type $\text{H}_2\text{SO}_4/\text{H}_2\text{O}_2/\text{H}_2\text{O}$ ou $\text{H}_3\text{PO}_4/\text{H}_2\text{O}_2/\text{H}_2\text{O}$ non sélectives pour les composés ternaires tel que l'AlInAs ou le GaInAs toutes compositions confondus (métamorphique ou adapté en maille sur InP).

Par ailleurs pour les composés phosphorés $(\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x})_{1-y}\text{In}_y\text{P}$ force a été de constater que les deux méthodes de gravure chimique les plus couramment proposées et étudiées dans la littérature ne nous convenaient pas. La première consiste à utiliser l'acide chlorhydrique pour attaquer les matériaux phosphorés sélectivement par

rapport aux matériaux arséniés Cela nous imposait de réaliser le mesa en plusieurs étapes. Le procédé consiste alors à préparer deux solutions de gravure appropriées aux deux natures de matériaux et à les attaquer alternativement. La seconde méthode consiste à utiliser une solution non sélective entre matériaux arséniés et phosphorés basée sur l'acide chlorhydrique et le peroxyde d'hydrogène. Cette solution présente une forte variation de la vitesse de gravure au cours du temps [32] [33]. Cette instabilité due à une réaction interne du mélange $\text{HCl}/\text{H}_2\text{O}_2$ rend très difficilement acceptable ce type de solution et nous a conduit à en développer une nouvelle.

Cette dernière doit posséder les caractéristiques de non sélectivité entre matériaux arséniés et phosphorés et une stabilité au cours du temps.

Nos investigations nous ont amenés à une solution associant l'acide iodique HIO_3 et l'acide chlorhydrique HCl [34]. L'étude de cette solution est abordée en détail dans le deuxième chapitre.

1.2.2 Les contacts ohmiques

L'optimisation des HEMTs est conditionnée par la réalisation de contacts ohmiques de source de drain de faible résistance.

Plusieurs conditions permettent d'obtenir une faible résistance de contact:

- **Utiliser un matériau à faible hauteur de bande interdite pour réduire la hauteur de barrière.**

- **Doper fortement le matériau sous le métal. Les électrons peuvent ainsi traverser la fine zone de charge d'espace par effet tunnel.**

Dans les HEMTs sur substrat GaAs et InP, ces deux conditions sont réunies pour faciliter l'obtention d'un contact ohmique de faible valeur. En effet, dans la filière

pseudomorphique sur substrat GaAs la couche de contact est constituée de GaAs dopé à quelques 10^{18} atomes de silicium par cm^3 et dont la hauteur de bande interdite est de 1,42 eV à comparer au 1,8 eV de la barrière AlGaAs. Sur substrat InP, la couche de contact est constituée de $\text{Ga}_{0,47}\text{In}_{0,53}\text{As}$ dopé à quelques 10^{18} atomes de silicium par cm^3 avec une hauteur de bande interdite de 0,73 eV. La barrière $\text{Al}_{0,48}\text{In}_{0,52}\text{As}$ dans cette filière possède une hauteur de bande interdite est de 1,41 eV.

La métallisation se fait par la technique du lift-off. La jonction tunnel est obtenue en déposant un ensemble de métaux à la surface du semi-conducteur en incluant un dopant. Le germanium (Ge) est le dopant utilisé pour un contact de type n. Il est associé à l'or (Au) avec une composition proche de l'eutectique. L'ensemble est ensuite recuit. En effet, à haute température, le film métallique s'allie et diffuse dans le semi-conducteur et crée une zone fortement dopée qui permet le passage des électrons par effet tunnel.

Le contact ohmique des filières métamorphique et phosphure repose sur le même principe. Le contact sur métamorphique est composé d'un dépôt séquentiel de Ge/Au/Ni/Au déjà étudié dans notre laboratoire [35] [36]. Cette métallisation nous permet d'obtenir une résistance de contact comprise entre 0,15 et 0,2 $\Omega\cdot\text{mm}$ avec une bonne reproductibilité. Quant à la filière phosphure, le contact ohmique s'est avéré être un élément très limitatif. Son étude particulièrement complexe a nécessité l'essai de plusieurs métallisations. L'optimisation de cette étape est abordée en détail dans le deuxième chapitre.

I.2.2.1 Mesure de la résistance de contact

Les résistances de contact de source et de drain sont constituées de deux composantes: la résistance du contact semi-conducteur (R_c) et la résistance de la zone semi-conductrice comprise entre le contact ohmique et le bord de la grille ($R_{accès}$). Nous pouvons donc écrire:

$$R_s = R_c + R_{accès} = R_c + R_{\square} \frac{d_{sg}}{W}$$

où : R_{\square} = résistance par carré de la couche

d_{sg} = distance grille source

W = largeur du transistor

Le moyen le plus communément utilisé pour qualifier les contacts ohmiques est la méthode TLM (Transmission Line Method) proposé par Shockley. Le motif utilisé est constitué de plots de contacts ohmiques de longueur et de largeur constante espacés par des distances variables d_1, d_2, \dots (fig.I.12.a). On l'appelle échelle de résistances.

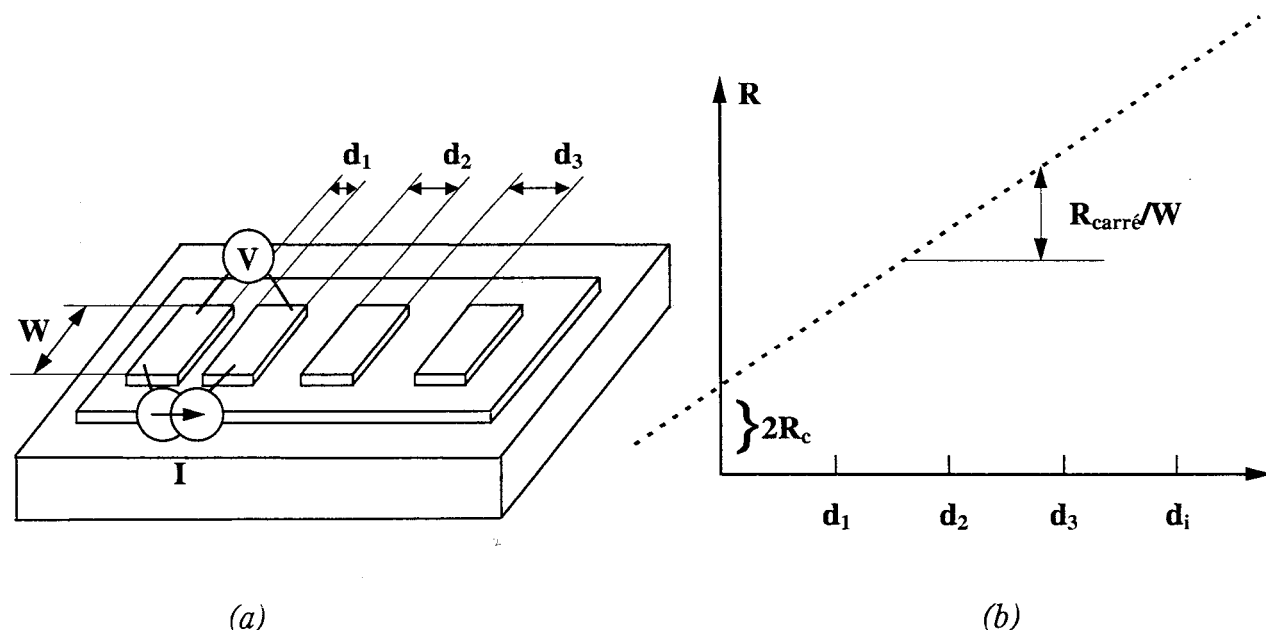


Figure I.12: Mesure de la résistance de contact par la méthode TLM.

(a) Méthode des 4 pointes de test.

(b) Détermination de R_c et de la résistance carré.

La méthode de mesure à 4 pointes permet de s'affranchir des résistances de contact des connexions.

Par la mesure I(V) entre deux plots consécutifs, on obtient la résistance pour une distance d_i donnée. Nous avons la relation:

$$R(d_i) = 2Rc + R_{\square} \frac{d_i}{W}$$

En portant la résistance mesurée en fonction de la distance entre deux plots (fig.I.12.b), nous pouvons extraire les paramètres Rc et R_{\square} respectivement par extrapolation de la droite en $d_i = 0$ et par détermination de la pente de la droite. En utilisant ce modèle de lignes de transmission, il est possible de déterminer la résistance spécifique de contact par la relation suivante:

$$\rho_c = (Rc \times W)^2 / R_{\square}$$

I.2.2.2 Analyse par spectroscopie de photoélectrons

Les spectroscopies de photoélectrons (UPS, XPS,) sont des analyses du matériau à partir de l'effet photoélectrique. A ce titre, elles peuvent être utilisées dans la caractérisation des alliages entre semi-conducteurs et métaux utilisés pour un contact ohmique. Dans le principe, elles consistent à observer la distribution en énergie cinétique des électrons émis par un matériau sous l'effet d'un flux de photons. Un mécanisme en trois étapes est souvent utilisé pour décrire le processus en jeu dans la spectroscopie de photoelectrons [37]. Tout d'abord, un photon d'énergie $h\nu$ excite un électron de cœur d'énergie de liaison E_1 vers un niveau d'énergie d'électron libre. Ensuite cet électron traverse le matériau jusqu'à atteindre la surface. Enfin, si son énergie cinétique est suffisante, il franchit la barrière énergétique que constitue le travail de sortie du matériau pour être émis dans le vide avant d'atteindre l'entrée de l'analyseur.

Dans ce mécanisme, la loi de conservation de l'énergie impose la relation suivante:

$$Ec = h\nu - E_1 - \phi_a$$

où : $h\nu$ est l'énergie des photons incidents
 E_1 l'énergie de liaison du niveau ionisé
 ϕ_a le travail de sortie du matériau

Cette relation lie l'énergie cinétique des électrons détectés et l'énergie de liaison du niveau d'où proviennent ces électrons. Or, ces énergies sont relativement bien connues et surtout sont la signature des éléments d'où ils proviennent. Ceci confère aux spectroscopies de photoélectrons une forte aptitude à l'analyse qualitative de la composition des matériaux.

Toutefois, ces différentes méthodes de caractérisation ne permettent d'analyser que la surface voire quelques dizaines angströms (typiquement 50 Å). Or, pour l'analyse des alliages intermétalliques qui forment le contact ohmique lors du recuit, il est nécessaire de sonder le matériau sur des profondeurs relativement importantes. L'épaisseur à sonder peut être de l'ordre de 4000 Å en incluant métallisation de contact ohmique et couche active. Ainsi, la détermination du profil des éléments s'effectue en couplant la spectroscopie à un usinage ionique de l'échantillon. On obtient alors une détection des différents éléments en fonction du temps d'érosion représentant la nature de la surface en fonction de la profondeur. Il est relativement difficile d'obtenir un profil de concentration atomique qui nécessite de connaître individuellement la vitesse d'érosion de chaque élément analysé. Par ailleurs, lors du recuit, les différents métaux qui composent la métallisation de contact ohmique se mélangent créant de nouveaux alliages dont nous ne connaissons pas la vitesse d'érosion.

En conclusion, l'analyse photoélectrique bien qu'elle ne permette pas de nous informer quantitativement représente un moyen d'investigation très puissant pour la compréhension de la formation des contacts ohmiques. La figure I.13 présente un exemple d'analyse de contact ohmique. Ce contact est composé d'une séquence

AuGe/Ni/Au (1000Å/300Å/1500Å) recuit à 400°C pendant 40 secondes. Ce spectre met en évidence l'alliage et la diffusion des métaux provoqués par le recuit.

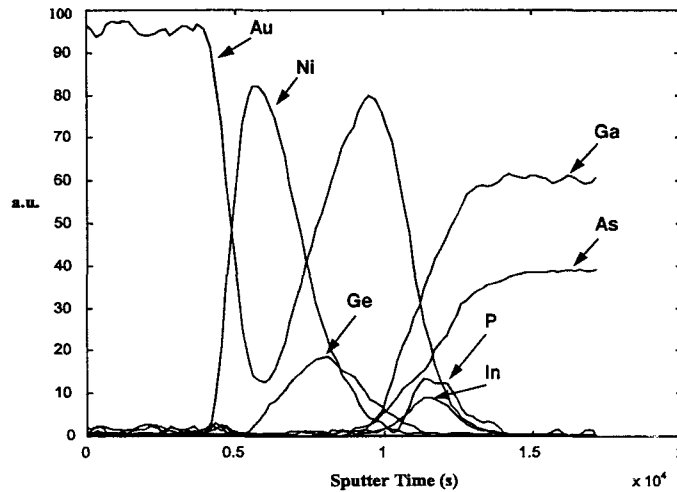


Figure I.13: Analyse par X.P.S d'un contact ohmique AuGe/Ni/Au (1000Å/300Å/1500Å) recuit à 400°C pendant 40 secondes.

I.2.3 La grille en T

En raison des progrès de l'épitaxie et de la technologie des semi-conducteurs III-V, les performances des HEMTs n'ont cessé d'augmenter ces dernières années. La lithographie électronique a contribué pour une part importante à la vertigineuse progression des performances en fréquence par la réduction des longueurs de grille. Cette technologie de masquage permet d'atteindre des longueurs de grille typiques de 0,1 μm et plus exceptionnellement de 0,05 μm . De telle dimensions ont généré des fréquences de coupure du gain en courant (f_T) de 300 à 350 GHz [22] [38] sur des structures épitaxiées sur substrat InP. Toujours réduire la longueur de grille lorsque celle ci a une section rectangulaire permet certes d'améliorer performances fréquentielles mais cela de façon limitée. La résistance de grille atteint en effet des valeurs de quelques $\text{k}\Omega/\text{mm}$ ce qui affecte de façon non négligeable les performances du gain en puissance alors que cette grandeur est essentielle pour nos applications.

Le problème peut être résolu par l'utilisation de grilles en T qui combinent à la fois une faible dimension de pied de grille ($0,1$ à $0,15 \mu\text{m}$) et une large section qui réduit la résistance de grille à des valeurs comprises entre 150 à $200 \Omega/\text{mm}$. On utilise pour cela un procédé bicouche qui consiste en un dépôt successif de deux résines électroniques de sensibilité différente, la première étant beaucoup moins sensible que la deuxième (fig. I.14). On expose alors par un faisceau électronique deux zones latérales ainsi qu'une zone centrale pour laquelle la dose sera plus importante et définira la longueur du pied. La dose plus faible des zones latérales ne permet d'ouvrir que la seconde résine à forte sensibilité afin de définir la dimension du haut de la grille.

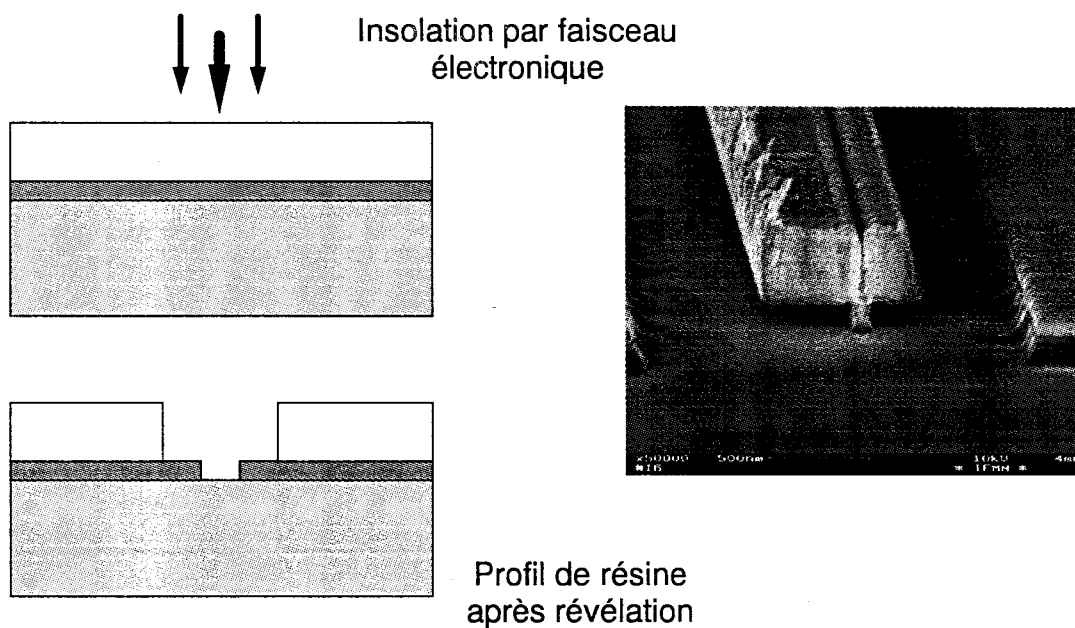


Figure I.14: Procédé lithographique bicouche et réalisation d'une grille à profil en T et de longueur de pied de $0,1 \mu\text{m}$.

I.2.4 Le recess de grille

Le recess de grille est l'étape critique de la réalisation du transistor. De sa maîtrise dépend la commande du gaz d'électrons qui conditionne les performances en fréquence du transistor et dans le cas des applications en puissance, sa tenue en tension.

Après la révélation de la lithographie électronique et avant le dépôt de métallisation de grille, on opère une gravure chimique humide à travers la couche dopée de contact (cap layer).

Il faut donc mettre au point un procédé de gravure homogène et reproductible. Plusieurs méthodes sont utilisables pour réaliser le recess. Une première méthode consiste à connaître parfaitement la vitesse de gravure de la solution utilisée et de contrôler le courant durant l'attaque. Cette méthode est utilisée lorsque nous ne disposons pas de solution qui s'arrête sélectivement sur la barrière. La seconde méthode consiste à utiliser une solution de gravure sélective entre la couche de contact et la barrière. Dans notre cas, tant sur la filière phosphorée que sur la filière métamorphique nous avons à notre disposition des solutions sélectives qui permettent un contrôle excellent du recess. En effet, sur la filière phosphore des solutions basées sur l'acide sulfurique (H_2SO_4) ou phosphorique (H_3PO_4) offrent l'avantage d'être sélectives quasiment à *l'infini* entre matériaux phosphorés et arséniés et l'acide succinique associé au peroxyde d'hydrogène donne une sélectivité supérieure à 500 pour la filière métamorphique $Al_{0.7}In_{0.3}As/Ga_{0.7}In_{0.3}As$ [39].

I.2.5 Le contact Schottky

La troisième électrode du transistor, le contact Schottky permet la commande de la densité électronique dans le canal. La métallisation se fait par la technique du lift-off. Plusieurs combinaisons métalliques sont utilisables telles que Ti/Au, Ti/Pt/Au ou Ti/Pd/Au. Ces combinaisons sont constituées d'une première couche en titane qui va former la barrière Schottky et par ailleurs faciliter l'adhérence. La seconde couche fortement conductrice et assez épaisse d'or permet de réduire au minimum la résistance de la grille. Enfin, pour empêcher la diffusion de l'or vers le semi-conducteur et la détérioration du contact qui s'en suivrait, une barrière de platine ou de palladium est insérée entre le titane et l'or.

I.2.6 Les plots d'épaissement

Cette étape consiste à réaliser les interconnexions entre les différents plots de source et de drain à travers des lignes coplanaires d'impédance caractéristique 50Ω . Elles doivent être compatibles avec les pointes hyperfréquences.

I.3 LA CARACTERISATION DES HEMTs

La caractérisation du transistor à effet de champ et plus particulièrement de transistor à effet de champ de puissance nécessite des moyens de plus en plus lourds. L'étude de la tenue en tension d'un transistor de puissance impose un contrôle et une reproductibilité des mesures. Actuellement, le laboratoire dispose d'un matériel permettant d'effectuer des mesures avec un maximum de contrôle sur les courants et les tensions imposés pour empêcher que le transistor ne se dégrade au cours de la mesure.

Pour procéder aux mesures, nous disposons d'un système de mesure automatique doté du logiciel ICCAP (HP) composé de trois alimentations programmables complètement contrôlées par le logiciel installé sur une station de travail. Un banc de mesure sous pointes y est associé pour mesurer le transistor sur plaque.

Ce système possède les principaux avantages que sont la reproductibilité des mesures, la vitesse d'exécution, la simplicité d'utilisation et surtout pour l'étude des transistors de puissance, un contrôle et une limitation très précis des tensions et des courants. Le courant de grille maximum peut ainsi être fixé à 1 mA par millimètre de développement lors d'études en claquage.

En outre ce système permet d'extraire systématiquement:

- Le courant $I_d = (V_{ds}, V_{gs})$
- La transconductance G_m et la conductance de sortie G_d
- La caractéristique $I_g(V_{gs})$ de la diode Schottky grille-source en direct et inverse
 - La caractéristique $I_g(V_{gd})$ de la diode Schottky grille-drain en direct et inverse
 - Le courant de grille en fonctionnement transistor $I_g(V_{gs}, V_{ds})$ [40]
 - Des caractéristiques spécifiques de claquage: ionisation et injection [40]

I.3.1 La caractérisation statique

I.3.1.1 Réseau de caractérisation $I_{ds} = F(V_{gs}, V_{ds})$

Le banc permet d'obtenir le réseau statique de sortie du transistor I_{ds} en fonction de V_{ds} et V_{gs} (fig.I.15). Ce réseau fournit plusieurs informations sur le composant. Nous obtenons en premier lieu, le courant drain-source maximum que peut fournir la structure, puis sa tension de pincement et enfin la tension de déchet qui nous informe sur la qualité des contacts ohmiques.

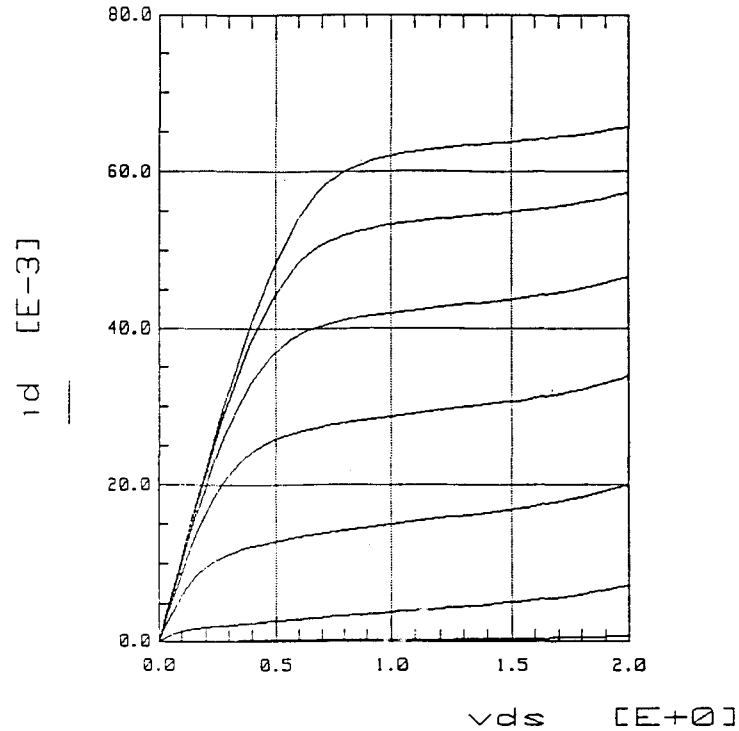


Figure I.15: Exemple de réseau de caractéristiques $I_d(V_{ds})_{V_{gs}}$ d'un transistor.

Par ailleurs, de la mesure du réseau statique, on en déduit l'évolution de la transconductance définie comme:

$$G_m = \left. \frac{\partial I_d}{\partial V_{gs}} \right|_{V_{ds}=cst}$$

et l'évolution de la conductance de sortie

$$G_d = \left. \frac{\partial I_d}{\partial V_{ds}} \right|_{V_{gs}=cst}$$

Ces deux éléments sont des données essentielles pour les performances du composant à haute fréquence. La transconductance nous informe sur les qualités du transport dans le canal ainsi que de la modulation de charge par le contact Schottky. La détermination de la conductance de sortie est primordiale car de sa valeur dépend directement du gain en puissance du composant.

I.3.1.2 Caractérisation du contact Schottky en direct

La mesure du courant de grille en direct (fig. I.16) permet de quantifier la qualité du contact Schottky. De cette mesure, on détermine le coefficient d'idéalité de la diode Schottky η ainsi que sa hauteur de barrière Φ_b .

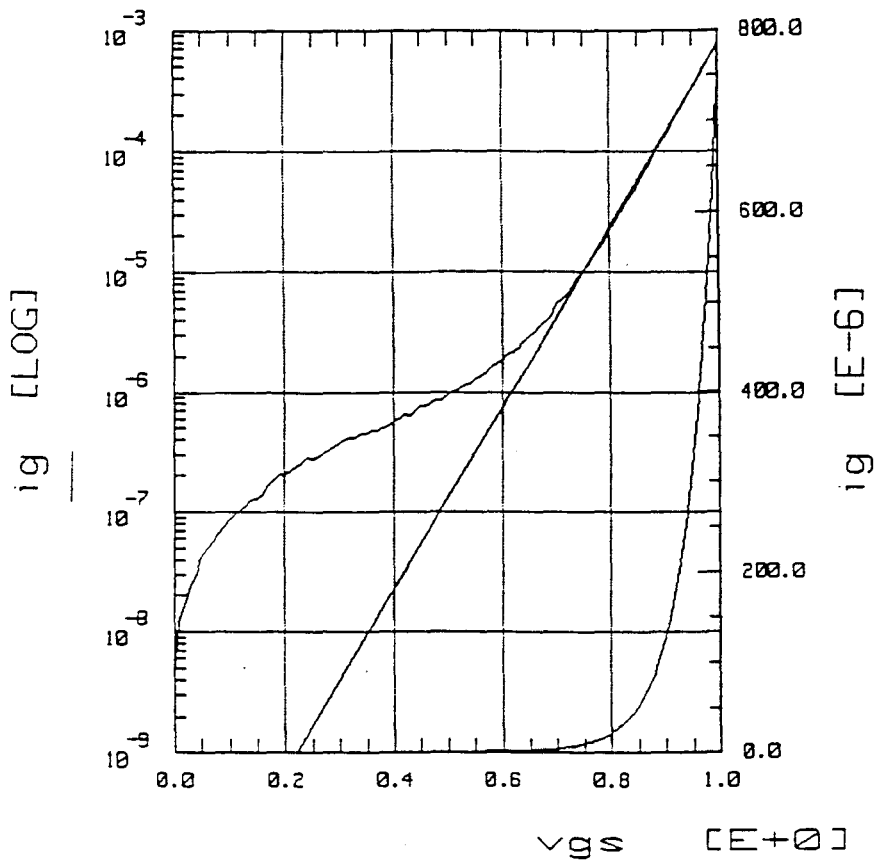


Figure I.17: Relevé d'une caractéristique de diode Schottky en direct.

Les paramètres η et Φ_b sont obtenus partir des relations suivantes:

$$I_G = I_s e^{\frac{qV_G}{\eta kT}}$$

où I_s est le courant de saturation donné par:

$$I_s = AT^2 S e^{-\frac{qV_b}{kT}}$$

- où $A =$ constante de Richarson ($8.7 \text{ A/cm}^2/\text{K}^2$)
- $T =$ température absolue (K)
- $S =$ surface totale de la grille

A partir de la pente on déduit

$$\eta = \frac{q}{kT} \frac{\Delta V_G}{\Delta(\ln I_G)}$$

La grandeur η traduit la qualité de l'interface Metal-Semiconducteur. Ce coefficient doit autant que faire se peut être proche de 1. Un coefficient d'idéalité η qui serait égal à 1 correspondrait au contact Schottky idéal.

On détermine aussi la hauteur de barrière (fig. I.18)

$$V_b = \frac{kT}{q} \ln \left(\frac{I_s}{AT^2 S} \right) \quad \text{et} \quad \Phi_b = \eta V_b.$$

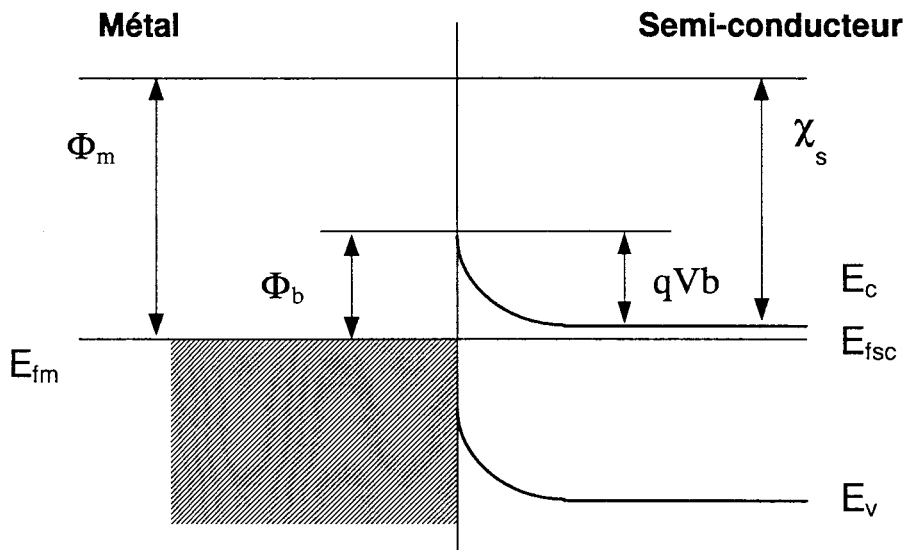


Figure I.18: Diagramme de bande du contact Métal/Semi-conducteur à l'équilibre.

Une valeur élevée de V_b autorise une excursion importante de V_{gs} dans les valeurs positives et négatives. Cela limite l'apparition prématurée du courant de grille ce qui favorise l'excursion complète du réseau de sortie lorsqu'un signal de puissance est appliqué sur la grille.

I.3.1.3 Caractérisation du contact Schottky en inverse

La caractérisation du contact Schottky en inverse en configuration diode est de première importance pour qualifier la tenue en tension d'un transistor de puissance.

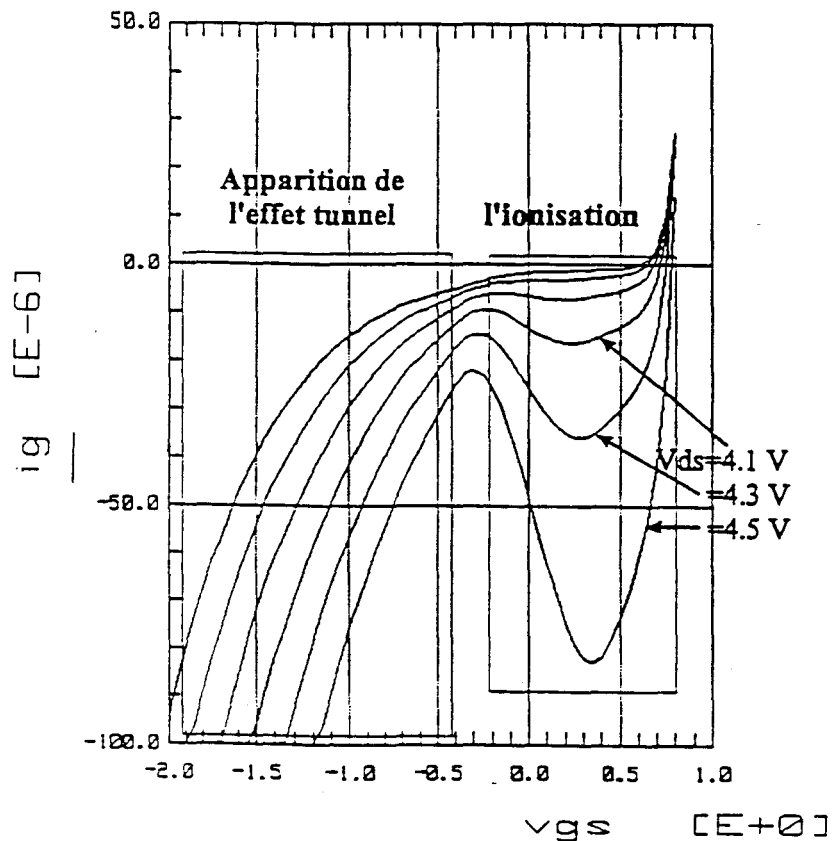


Figure I.19: Evolution du courant de grille en fonctionnement transistor.

En effet, la tension de claquage en inverse de la diode conditionne les potentialités d'un transistor à générer de la puissance. On relève donc les évolutions du courant de grille en polarisant en inverse la diode grille-drain ou la diode grille-source, c'est à dire que la source ou le drain sont respectivement en haute impédance. On relève aussi ce courant en fonctionnement transistor c'est à dire en fonction de différentes tensions V_{ds} (fig. I.19) et V_{gs} .

Sur la figure fig. I.19, on distingue très clairement deux zones qui évoluent en fonction de la polarisation V_{gs} . L'une correspond à un fonctionnement à canal ouvert, l'autre à canal pincé. La première où le courant de grille évolue, avec une forme de cloche, de façon importante en fonction de V_{ds} pour de faibles valeurs de V_{gs} correspond au fonctionnement à canal ouvert. Le courant apparaissant à V_{ds} élevé est lié à l'ionisation par impact généré dans canal et croit lorsque V_{ds} augmente. La seconde correspond à un fonctionnement à canal pincé. Le courant de grille dans cette zone est lié au passage des électrons par effet tunnel à travers le contact Schottky. L'importance de ce dernier est fortement lié à la hauteur de barrière Φ_b et motive la nécessité d'un grand Φ_b .

De plus, cette étude de l'ionisation à canal ouvert permet de déterminer le point de polarisation optimum en évitant les zones pour lesquelles le signal de puissance engendrerait un fort courant de grille.

I.3.2 La caractérisation hyperfréquence en petit signal

Après la caractérisation statique, une caractérisation hyperfréquence des composants est réalisée dans la bande 0,5-50 GHz afin de déterminer les éléments du schéma équivalent en petit signal et les performances en fréquence du transistor telles que la fréquence de coupure du gain en courant de court circuit ou la fréquence maximum d'oscillation.

I.3.2.1 Définition des différents gains

I.3.2.1.1 Fréquence de coupure du gain en courant de court circuit

L'évolution du gain en courant de court circuit peut être calculée à partir des paramètres S_{ij} mesurés puis convertie en paramètres H_{ij} . L'expression de ce gain noté H_{21} est alors :

$$|H_{21}|^2 = \left| \frac{-2S_{21}}{(1 - S_{11})(1 - S_{22}) + S_{12}S_{21}} \right|^2$$

La décroissance de ce gain est en principe de - 6 dB par octave et l'extrapolation jusqu'à $H_{21} = 0$ dB donne la fréquence de coupure du gain en courant notée F_t .

I.3.2.1.2 Le gain maximum disponible (MAG)

Le gain maximum disponible (MAG : Maximum Available Gain) correspond au maximum de transfert de puissance entre l'entrée et la sortie réalisé dans des conditions d'adaptation optimales en entrée et en sortie.

Ces conditions peuvent être réalisées si le coefficient de stabilité K est supérieur à 1. On a alors

$$MAG = \frac{|S_{21}|}{|S_{12}|} (K \pm \sqrt{K^2 - 1})$$

Il est possible comme dans le cas du H_{21} d'extrapoler l'évolution du MAG pour déterminer sa fréquence de coupure à 0 dB. On définit alors le F_{mag}

Lorsque le transistor est instable c'est à dire quand $K < 1$, le MAG ne peut pas être défini. Dans ce cas on utilise le gain stable maximum pour quantifier les performances en puissance :

$$MSG = \left| \frac{S_{21}}{S_{12}} \right|$$

I.3.2.1.3 Le gain unilatéral U : gain de MASON

Le gain unilatéral de MASON est le gain du transistor neutrodyné [41]. Le paramètre S_{12} est dans ce cas compensé par un circuit sans pertes.

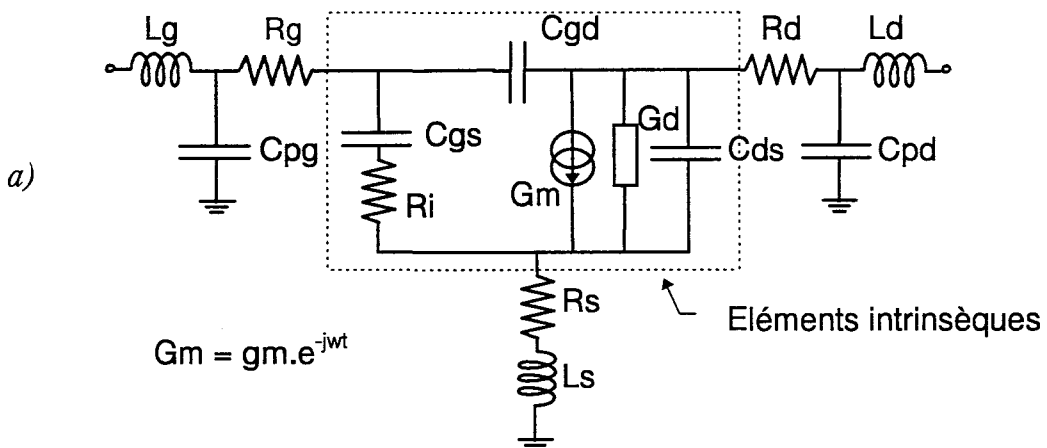
Le gain unilatéral est défini par:

$$U = \frac{1}{2} \frac{|S_{21} - S_{12}|^2}{K|S_{12}S_{21}| - \operatorname{Re}\{S_{21}^* S_{12}\}}$$

Ce gain est utilisé pour définir par l'extrapolation de son évolution à -6 dB par octave, la fréquence F_{\max} : fréquence maximum d'oscillation du transistor.

I.3.3.2 Schéma équivalent

Le schéma équivalent permet de représenter le fonctionnement électrique du transistor sur une large bande de fréquence. Il est entièrement déduit de la structure interne du transistor (fig. I.20).



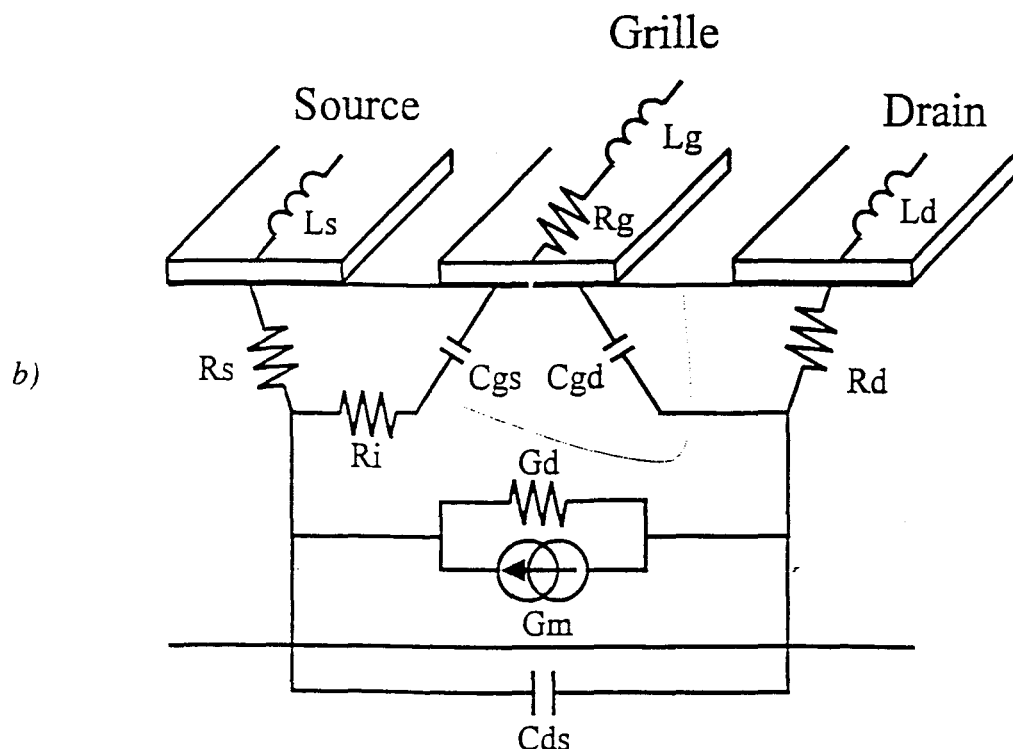


Figure I.20: (a) Schéma équivalent du transistor à effet de champ petit signal.

(b) Localisation physique des différents éléments qui composent le schéma.

Il se compose d'une partie intrinsèque qui modélise la zone active et d'une partie extrinsèque qui modélise les éléments d'accès du composant. La zone extrinsèque composée d'éléments passifs est supposée être indépendante de la polarisation ce qui n'est pas le cas de la zone intrinsèque. Pour l'extraction du schéma équivalent, nous utilisons la méthode développée par G. Dambrine [40]. Le schéma équivalent permet en outre de calculer de tous les gains décrits précédemment pour en déterminer l'évolution sur une plage de fréquence plus importante que ne le permet la mesure sur les analyseurs de réseaux.

On détermine donc:

La fréquence de coupure intrinsèque F_c :

$$F_c = \frac{g_{m_{int}}}{2\pi(C_{gs} + C_{gd})}$$

Le MAG ainsi que sa fréquence de coupure peuvent également être exprimés en fonction des éléments du schéma équivalent électrique par la relation

$$MAG = \left(\frac{F_c}{f}\right)^2 \frac{1}{4Gd(R_g + R_s + R_i + \pi F_c L_s) + 4\pi F_c C_{gd}(2R_g + R_i + R_s + 2\pi F_c L_s)} \quad \text{et}$$

$$F_{mag} = \frac{F_c}{2\sqrt{Gd}} \frac{1}{\sqrt{(R_s + R_i + R_g) + \pi F_c L_s + \pi F_c \frac{C_{gd}}{Gd} (R_s + 2R_g + R_i + 2\pi F_c L_s)}}$$

On définit aussi en fonction du schéma équivalent la fréquence maximum d'oscillation F_{max} :

$$F_{max} = \frac{F_c}{2\sqrt{(R_s + R_g + R_i)Gd + \omega_c R_g C_{gd}}}$$

Et enfin, le gain en courant de court circuit H_{21} intrinsèque s'exprime :

$$|H_{21}|_{int}^2 = \frac{g_m^2}{\omega^2 (C_{gs} + C_{gd})^2}$$

I.3.3 La caractérisation en puissance

Après les caractérisations en régime statique et hyperfréquence petit signal, on procède à une caractérisation des performances du composant en puissance ou en grand signal à très haute fréquence. Dans ce travail nos mesures sont réalisées à 60 GHz.

Pour ce faire, nous disposons d'un banc de mesure en ligne spécifique qui permet de déterminer les trois grandeurs caractéristiques d'un transistor de puissance. Ces trois grandeurs sont la puissance de sortie P_s en fonction de la puissance d'entrée P_e , le rendement en puissance ajouté η_{PAE} et enfin une donnée très importante: le gain en puissance du composant G_p .

I.3.3.1 Description du banc de puissance

Ce banc de mesure à 60 GHz est représenté sur la figure I.29. Il est constitué des éléments suivants:

Une source hyperfréquence délivrant un signal de puissance grand signal à 60 GHz constituée par un oscillateur à diode Gunn.

Un circulateur jouant le rôle d'isolateur et protégeant la source des ondes réfléchies par le transistor.

Un atténuateur permettant le réglage du niveau de puissance incident.

Trois wattmètres W_1, W_2, W_3 connectés au banc par coupleur permettant les mesures des puissances incidentes, réfléchies et transmises par le composant.

Deux adaptateurs (Tuner) de type plan E/H permettant la correction des coefficients de réflexion des impédances présentées en entrée et en sortie afin d'assurer les adaptations.

Un système de pointes hyperfréquences permettant l'accès direct au transistor.

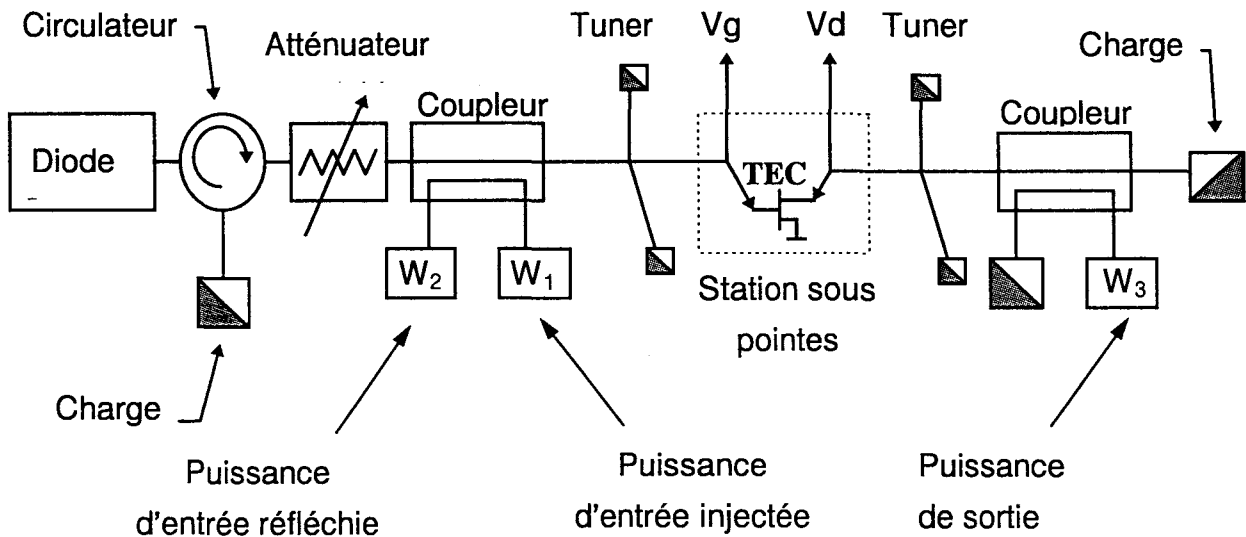


Figure I.21: Schéma du banc de puissance en ligne à 60 GHz.

La mesure réalisée sous pointes hyperfréquences donne l'avantage de permettre des étalonnages rapides et précis.

La méthode consiste alors à ajuster les adaptateurs plan E/H en entrée et en sortie pour obtenir le minimum de puissance réfléchie en entrée par le transistor et le maximum de puissance délivrée en sortie par le transistor. Connaissant les pertes des différents éléments qui constituent le banc et à partir des mesures en petit signal au point de polarisation considéré, il est possible de corriger les mesures $P_s(P_e)$ [41].

I.3.3.2 Définition des gains en grand signal

I.3.3.2.1 Le gain en puissance G_p

Le gain en puissance G_p est défini comme le rapport entre la puissance absorbée par la charge en sortie du transistor et la puissance absorbée en l'entrée du transistor. Il quantifie directement les performances en grand signal du transistor.

$$G_p = \frac{P_s}{P_e}$$

I.3.3.2.2 Le gain en transducteur G_t

Le gain de transducteur est défini comme le rapport entre la puissance absorbée par la charge en sortie du transistor et la puissance de la source disponible à l'entrée du transistor.

$$G_t = \frac{P_s}{P_{avs}}$$

Pour obtenir un gain transducteur maximum, il est nécessaire de réaliser une adaptation optimale simultanément à l'entrée et à la sortie du transistor en fonctionnement puissance avec donc la nécessité d'avoir un coefficient de stabilité supérieur à 1. Lorsqu'il est possible de réaliser les deux conditions simultanément, le gain de transducteur maximum est encore appelé le gain en puissance disponible maximum ou MAG (Maximum Available Gain).

$$G_{t_{max}} = MAG$$

I.3.3.3 Définition des rendements

Les rendements traduisent l'aptitude des transistors à transformer l'énergie des alimentations continues en énergie hyperfréquence. Nous utilisons le schéma de principe d'un amplificateur de puissance (fig. I.22) pour définir ces grandeurs.

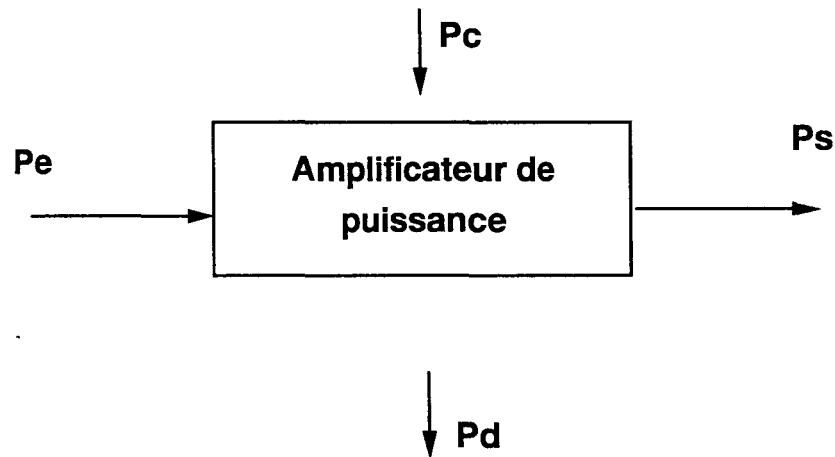


Figure I.22: Schéma de principe d'un amplificateur de puissance.

- où
- Pe : puissance hyperfréquence absorbée par l'entrée
 - Pc : puissance continue d'alimentation de l'amplificateur
 - Ps : puissance hyperfréquence absorbée par la charge
 - Pd : puissance dissipée par effet thermique par le transistor

I.3.3.3.1 Rendement drain

Le rendement drain traduit la quantité de puissance de sortie absorbée par la charge par rapport à la puissance continue Pc délivrée par l'alimentation:

$$\eta_D = \frac{P_s}{P_c}$$

Dans le cas de l'amplification classe A, le point de polarisation est situé au milieu de la droite de charge. La puissance de sortie maximale du transistor $P_{s_{\max}}$ est alors:

$$P_{S_{\max}} = \frac{I}{2} I_{DSO} \times (V_{DSO} - V_{d\acute{e}chet})$$

et par conséquent, le rendement de drain maximum théorique est de 50 %.

I.3.3.3.2 Rendement en puissance ajoutée η_{PAE}

Le rendement en puissance ajoutée est défini par:

$$\eta_{P.A.E} = \frac{P_s - P_e}{P_c} = 1 - \frac{P_D}{P_c}$$

Avec la définition du gain en puissance $G_p = \frac{P_s}{P_e}$, nous obtenons

$$\eta_{P.A.E} = \eta_D \left(1 - \frac{1}{G_p} \right)$$

Cette équation met en évidence la nécessité de l'utilisation optimale du réseau Γ (V_{ds}) mais aussi de l'importance de la valeur du gain en puissance aux fréquences de mesure.

I.4 ETAT DE L'ART DES HEMTs POUR L'AMPLIFICATION DE PUISSANCE.

L'état de l'art des transistors à effet de champ de puissance sur les substrat GaAs et InP à 60 GHz est donné dans le tableau I.3.

On constate sur ce tableau la suprématie du HFET sur substrat GaAs pour sa capacité à générer de grandes densités de puissance par rapport au HEMT sur substrat InP.

En effet, une densité de puissance de 1 W/mm a été obtenue sur un HFET à canal pseudomorphique ce qui représente à l'heure actuelle le record absolu à cette fréquence d'un élément actif à l'état solide. Ce transistor présentait un rendement en puissance ajoutée très raisonnable de 25 % et un gain en puissance relativement faible de 2,9 dB.

Le HEMT sur substrat GaAs est en mesure de générer des densités de puissance du même ordre que le HFET, c'est à dire environ un watt par millimètre et contrairement à ce dernier, il permet d'obtenir un gain moyen en puissance plus important de l'ordre de 4 à 5 dB et un rendement moyen de 30 %.

Le HEMT sur substrat InP quant à lui semble ne pas pouvoir dépasser la barre des 0,5 Watt/mm à 60 GHz. Il est toutefois en mesure de générer une densité de puissance comprise entre 0,4 et 0,5 W/mm. Ses performances en fréquence lui permettent de présenter d'une part un gain en puissance plus important que les deux précédentes filières de transistors sur substrat GaAs avec des valeurs qui peuvent atteindre 7 à 8 dB et d'autre part un rendement moyen pouvant atteindre jusqu'à 40 %.

Composants	Lg (μm)	W (μm)	Ps (mW)	Ps (mW/mm)	Gain (dB)	PAE (%)	Fondeur	Années Références
PHEMT Canal dopé sur GaAs	0,25	50	50	1000	2,9	25	TI	1989 [42]
PHEMT sur GaAs	0,15	150	139	930	3	28	GE	1989 [15]
PHEMT Canal dopé sur GaAs	0,2	50	42,5	850	3,3	22,1	TI	1988 [43]
PHEMT sur GaAs	0,15	50	42	840	5,9	37	GE	1989 [15]
PHEMT sur GaAs	0,15	150	125	830	4,5	32	GE	1989 [15]
PHEMT sur GaAs	0,5	150	100	670	3	22	GE	1988 [44]
PHEMT sur GaAs	0,15	50	32	640	6	41	GE	1989 [15]
PHEMT sur GaAs	0,15	320	191	600	5,1	28,7	TRW	1993 [45]
PHEMT sur GaAs	0,15	400	225	550	4,5	25,4	TRW	1993 [44]
PHEMT sur InP	0,1	200	240	480	4,4	30	MM	1994 [20]
PHEMT sur GaAs	0,25	400	184	460	4,6	25	TRW	1991 [46]
PHEMT sur InP	0,1	200	80	400	6,6	36	MM	1994 [20]
HEMT sur InP	0,15	450	180	400	3	27	HRL	1993 [47]
HEMT sur InP	0,1	50	19,5	390	7,8	45	MM	1994 [20]
PHEMT sur InP	0,22	150	56	373	4	20,4	HRL	1993 [47]
PHEMT sur InP	0,2	100	36	360	5,2	28	IE	1998 [21]

Tableau I.3 : Etat de l'art du transistor à effet de champ de puissance sur substrat GaAs et InP à 60 GHz.

I.5 CONCLUSION

Dans ce premier chapitre nous venons de situer notre travail dans le domaine des transistors à effet de champ pour l'amplification de puissance en hyperfréquence.

Nous avons tout d'abord donné le principe du transistor à effet de champ et toutes les différentes filières dans l'ordre chronologique de leur apparition. Cette présentation a permis de montrer les différentes améliorations apportées principalement au cours de ces deux dernières décennies et va nous permettre de situer le niveau de nos investigations.

Nous avons ensuite présenté les différentes méthodes de caractérisations en régime statique et en régime de petit signal qui sont nécessaires à la qualification d'un transistor à effet de champ hyperfréquence. Celles-ci permettent de valider les réalisations technologiques et de les comparer. Nous avons aussi présenté la méthode de caractérisation en régime de grand signal spécifique aux transistors de puissance ainsi que les différentes grandeurs utilisées pour définir les potentialités des transistors à travailler dans ce domaine.

Enfin, nous avons effectué un bilan des meilleurs performances mondiales obtenues à ce jour. Ce bilan nous servira de référence tout au long de notre travail.

Bibliographie

- [1] W. Shockley,
A unipolar 'Field-Effect' transistor,
Proceedings of the I.R.E., vol. 40, no. 11, pp 1365-1376, 1952
- [2] K. Drangreld et al.,
High speed gallium arsenide Schottky barrier field effect transistor,
Electronics Letters, vol 6, pp. 228-229, Avril 1970
- [3] T. Furutsuka et al.,
Improvement of the drain breakdown voltage of GaAs power MESFET's by a simple recess structure,
IEEE Transaction on Electron Devices, vol. 25, no. 6, pp. 563-567, 1978
- [4] R. Dingle et al.,
Electron mobilities in modulation-doped semiconductor heterojunction superlattices,
Applied Physics Letters, vol. 33, no. 7, pp. 665-667, 1978
- [5] D. Delagebeaudeuf et al.,
Two dimensional electron gas M.E.S.F.E.T. structure,
Electronics Letters, vol. 16, no. 17, pp. 667-668, 1980
- [6] T. Mimura et al.,
A new field effect transistor with selectively doped GaAs/n-AlGaAs heterojunction,
Japanese journal of Applied Physics, vol. 19, no. 5, pp. 2225-2227, 1980
- [7] R. L. Anderson et al.,
Solid-State Electron, no. 5, pp. 341-346, 1962
- [8] K. Taira et al.,
IEEE Transaction on Electron Devices, vol. 34, no. 5, pp. 2040-2046, 1987
- [9] L. Loreck et al.,
Deep-level analysis (AlGa)As-GaAs 2-D electron gas devices by means of low-frequency noise measurement,
IEEE Electron Device Letters, vol. 5, no. 1, pp. 9-11, 1984
- [10] J. Y. Chi et al.,
Effect of traps on low-temperature high electron mobility transistor characteristics,
IEEE Electron Device Letters, vol. 5, no. 9, pp. 381-384, 1984

-
- [11] T. J. Drummond et al.,
Bias dependence and light sensitivity of (Al, Ga)As/GaAs MODFET's at 77 K,
IEEE Transaction on Electron Devices, vol. 30, no. 12, pp. 1806-1811, 1983
- [12] G. W. Wang et al.,
A high pseudomorphic AlGaAs/InGaAs double quantum-well MODFET,
IEEE Electron Device Letters, vol. 9, no. 1, pp. 4-6, 1988
- [13] Y. Cordier,
Croissance par épitaxie par jets moléculaires de structures contraintes sur substrat
GaAs ; réalisation et caractérisation de HEMT's pseudomorphiques
GaAlAs/GaInAs/GaAs,
Thèse de doctorat de Université des Sciences et Technologies de Lille, Février 1992
- [14] D. J. Arent et al.,
Physical Review B, vol. 41, pp. 9843-9848
- [15] J. Dickmann et al.,
Double-side planar-doped AlGaAs/InGaAs/AlGaAs MODFET with current density of
1 A/mm,
IEEE Electron Device Letters, vol. 12, no. 6, pp. 327-328, 1991
- [16] M-Y. Kao et al.,
Very high power-added efficiency and low-noise 0.15- μ m gate-length pseudomorphic
HEMT's,
IEEE Electron Device Letters, vol. 10, no. 12, pp. 580-582, 1989
- [17] B. Layati,
Croissance par épitaxie par jets moléculaires d'hétérostructures
AlInAs/Ga_{1-x}In_xAs/InP à dopage planaire pour application aux transistors HEMT,
Thèse de doctorat de Université des Sciences et Technologies de Lille, Décembre
1992
- [18] J. L. Thobel et al.,
Electron transport properties of strained In_xGa_{1-x}As,
Applied Physics Letters, vol. 56, no. 4, pp. 346-348, 1990
- [19] F. Diette,
Etude des transistors à effet de champ de type HEMT sur substrat GaAs et InP pour
l'amplification de puissance en gamme millimétrique,
Thèse de doctorat de Université des Sciences et Technologies de Lille, Janvier 1998
- [20] P. Ho et al.,
60 GHz power performance of 0.1 μ m gate-length InAlAs/InGaAs HEMTs,
Proceedings of the Indium Phosphide and Related Materials Conference, pp 411-413,
1994
- [21] S. Piotrowicz et al.,
Best combination between power density, efficiency, and gain at V-band with an InP-
based PHEMT structure,
IEEE microwave and guided wave letters, vol. 8 no. 1 pp. 10-12, 1998
- [22] L. D. Nguyen et al.,
50-nm self-aligned-gate pseudomorphic AlInAs/GaInAs high electron mobility
transistor,
IEEE Transaction on Electron Devices, vol. 39, no. 9, pp. 2007-2013, 1992

-
- [23] F. Dessenne,
Etude théorique et optimisation de transistor à effet de champ de la filière InP et de la filière GaN,
Thèse de doctorat de Université des Sciences et Technologies de Lille, Février 1998
- [24] Y. F. Wu et al.,
3-Watt AlGaIn/GaN HEMTs on sapphire substrates with thermal management by flip-chip bonding,
Device Research Conference, Université de Virginie, USA, juin 1998
- [25] Y. F. Wu et al.,
Short-channel Al_{0.5}Ga_{0.5}N/GaN MODFETs with power density > 3 W/mm at 18 GHz,
Electronics Letters, vol. 33, no. 20, pp. 1742-1743, 1997-
- [26] K. K. Chu et al.,
AlGaIn/GaN piezoelectric HEMT's with submicron gates on sapphire,
SOTAPOCS XXIX, Electrochemical Society Proceedings, Volume 98-12, pp. 46-51,
USA, Boston, Novembre 1998
- [27] S. T. Sheppard et al.,
High power microwave GaN/AlGaIn HEMTs on silicon carbide,
Device Research Conference, Université de Virginie, USA, Juin 1998
- [28] J. Spitz et al.,
2,6 kV 4H-SiC lateral DMOSFET's,
IEEE Electron Device Letters, vol. 19, no. 4, pp. 100-102, 1998
- [29] A. K. Agarwal.,
1,1 kV 4H-SiC power UMOSFET's,
IEEE Electron Device Letters, vol. 18, no. 12, pp. 586-588, 1997
- [30] D. Pons.,
Le carbure de silicium, nouveau matériau pour les microondes ?,
Neuvièmes Journées Nationales Microondes, CNAM Paris, Avril 1995
- [31] F. Dhondt,
Modélisation électrothermique des transistors bipolaires à hétérojonction (TBH)
pour les applications de puissance à haut rendement en bandes X,
Thèse de doctorat de Université des Sciences et Technologies de Lille, Juillet 1997
- [32] J. R. Flemish et al.,
Selective wet etching of GaInP, GaAs, and InP in solutions of HCl, CH₃COOH, and H₂O₂
Journal of the Electrochemical Society, vol. 140, no. 3, pp. 844-847, 1993
- [33] I. Hiroshi et al.,
Selective and non selective chemical etching of InGa(As)P/GaAs heterostructures
Journal of Electrochemical Society, vol. 142, no. 10, pp. 3383-3386, 1995
- [34] Zaknour et al.,
Non selective wet chemical etching of GaAs and AlGaInP for device applications,
Journal of Vacuum Sciences and Technology B, vol. 16, no. 1, pp. 223-226, 1998
- [35] H. Fourre,
Réalisation et caractérisation de transistor à effet de champ à hétérojonction de la filière AlInAs/GaInAs pour applications en ondes millimétriques,
Thèse de doctorat de Université des Sciences et Technologies de Lille, Février 1997

-
- [36] F. Diette,
Etude des transistors à effet de champ de type HEMT sur substrat GaAs et InP pour l'amplification de puissance en gamme millimétrique,
Thèse de doctorat de Université des Sciences et Technologies de Lille, Janvier 1998
- [37] O. Dehaese,
Contribution à l'étude d'interfaces de semi-conducteurs III-V par spectroscopies de photons: cas de l'interface GaAs-GaInP,
Thèse de doctorat de Université des Sciences et Technologies de Lille, Juillet 1997
- [38] M. Wojtowicz et al.,
0.1 μm graded InGaAs channel InP HEMT with 305 GHz f_t and 340 GHz f_{max} ,
IEEE Electron Device Letters, vol. 15, no. 11, pp. 477-479, 1994
- [39] H. Fourre et al.,
Selective wet etching of lattice matched InGaAs/InAlAs and metamorphic InGaAs/InAlAs on GaAs using succinic acid/hydrogen peroxide solution,
Journal of Vacuum Science and Technology, vol. B14, Sep./Oct., pp.3400-3402, 1996
- [40] G. Dambrine,
Caractérisation des transistors à effet de champ: mesure précise de la matrice de répartition et détermination directe du schéma équivalent,
Thèse de doctorat de Université des Sciences et Technologies de Lille, Mars 1989
- [41] C. Gaquière,
Analyse et optimisation de transistors à effet de champ à hétérojonction pour l'amplification de puissance,
Thèse de doctorat de Université des Sciences et Technologies de Lille, Novembre 1993
- [42] P. Saunier et al.,
AlGaAs/InGaAs heterostructures with doped channels for discrete devices and monolithic amplifiers,
IEEE Transactions on Electron Devices, Vol. 36, no. 10, pp. 2231-2235, 1989
- [43] P. Saunier et al.,
A double heterojunction doped channel pseudomorphic power HEMT with a power density of 0,85 W/mm at 55 GHz,
IEEE Electron Device Letters, Vol. 9, no. 8, pp. 397-398, 1988
- [44] P. M. Smith et al.,
InGaAs pseudomorphic HEMTs for millimeter wave power applications,
IEEE Transactions on Microwave Theory and Technique Digest, pp. 927-930, 1988
- [45] R. Lai et al.,
High power 0,15 μm V band pseudomorphic InGaAs-AlGaAs- GaAs HEMT,
IEEE Microwave and Guided Wave Letters, Vol. 3, no. 10, pp. 363-365, 1993
- [46] K.L et al.,
High power V band pseudomorphic InGaAs HEMT,
IEEE Electron Device Letters, Vol. 12, no. 5, pp. 213-214, 1991
- [47] M. Matloubian et al.,
V band high efficiency high power AlInAs/GaInAs/InP HEMT's,
IEEE Transactions on Microwave Theory and Technique, Vol. 41, no. 12, pp. 2206-2209, 1993

Chapitre II

Etude des potentialités de la filière pseudomorphique phosphorée sur substrat GaAs pour l'amplification de puissance

Introduction

Depuis l'invention du transistor (transistor bipolaire) en 1948 par Bardeen et Brattain [1] et les nombreuses études menées sur l'arséniure de gallium [2] qui ont conduit au développement de transistors MESFET (MEtal Semiconductor Field Effect Transistor) [3] d'autres transistors ont été proposés par la suite dans la filière GaAs parmi lesquels le HEMT AlGaAs/GaAs. Proposé par Dingle [4], son principe est basé sur le transfert d'électrons d'un matériau à grande bande interdite, AlGaAs dopé au silicium vers un matériau à petite bande interdite non intentionnellement dopé où ils bénéficient des propriétés de transport d'un matériau sans impureté. Sur ce principe plusieurs structures ont été développées tel le HEMT pseudomorphique AlGaAs/InGaAs sur substrat GaAs, le HEMT AlInAs/InGaAs accordé en maille ou pseudomorphique sur substrat InP. Les performances fréquentielles de ces différentes

structures atteignent aujourd'hui des fréquences de coupure typiquement comprises entre 150 et 250 GHz.

L'amplification de puissance hyperfréquence a bénéficié de ces extraordinaires progrès. La filière AlInAs/InGaAs sur substrat InP, bien que très performante en petit signal n'a pas, en grand signal, supplanté la filière AlGaAs/InGaAs pour des raisons liées à la faible hauteur de barrière Schottky, à la faible tension de claquage grille drain en fonctionnement transistor ainsi qu'à une apparition très précoce de l'ionisation par impact dans l' $\text{In}_{0.53}\text{Ga}_{0.47}\text{As}$. De plus, la maîtrise en terme de croissance et de procédés technologiques du système AlGaAs/(In)GaAs font que le transistor pseudomorphique sur GaAs est à l'heure actuelle le plus performant et le plus utilisé pour des applications en puissance.

Dans le but d'améliorer encore les performances, le système AlGaInP/(In)GaAs semble être une excellente alternative. La quaternaire AlGaInP peut, en effet, être épitaxié en accord de maille sur GaAs et offre une largeur de bande interdite très importante (2,2 eV). L'un des principaux avantages du système AlGaInP/(In)GaAs réside sur la grande discontinuité de bande de conduction générée à l'interface lorsque le taux d'aluminium atteint 70 %. Ainsi, dans le cadre d'une application de cette hétérostructure au transistor à effet de champ de puissance, une discontinuité de 0,5 eV et une tenue en tension importante peuvent en être attendues.

La totalité de nos travaux s'inscrit dans le cadre du contrat DRET 94/160 dont l'un des objectifs est le développement d'une nouvelle technologie sur AlGaInP et l'étude des potentialités de la filière pseudomorphique AlGaInP/InGaAs pour l'amplification de puissance en hyperfréquence. Notre contribution consiste en l'étude de chaque étape technologique nécessaire à la réalisation d'un transistor à effet de champ et en l'évaluation de cette filière. Ainsi ce chapitre se divise en quatre parties:

La première est consacrée à la croissance par épitaxie par jets moléculaires à sources gazeuses des matériaux phosphorés et à l'étude de l'interface entre arséniures et phosphures. Cette partie met en évidence la difficulté à réaliser une interface abrupte qui n'est pas liée comme nous le verrons à une interdiffusion de l'arsenic et du phosphore mais en réalité au dispositif de croissance.

La deuxième partie est consacrée à l'étude d'une solution de gravure non sélective entre matériaux arséniés et phosphorés. Au début de ce travail, une solution fiable et reproductible faisait défaut dans la mesure où les solutions déjà étudiées et publiées souffraient d'une grave instabilité de la vitesse de gravure en fonction du temps. Cette instabilité est liée à une réaction interne qui implique l'acide chlorhydrique et le peroxyde d'hydrogène. Une explication de ce mécanisme et une solution au problème sont données.

La troisième partie traite de l'étude du contact ohmique. Cette étape technologique était un point bloquant qui limitait fortement à l'époque cette filière. On relève, en effet, dans la littérature des résistances de source de l'ordre de $1 \Omega \cdot \text{mm}$. Cette valeur est deux à trois fois plus importante que les valeurs qui sont obtenues sur la filière pseudomorphique AlGaAs/InGaAs. Les métallisations Ni/Ge/Au/Ti/Au et AuGe/Ni/Au ont été l'objet d'études. C'est finalement avec la métallisation AuGe/Ni/Au que nous avons obtenu sur cette filière l'état de l'art en terme de résistance de contact.

Enfin, la quatrième partie présente les résultats de caractérisation obtenus sur les transistors réalisés à l'aide des procédés de fabrication développés dans ce travail. Nous présentons les résultats en petit signal et en puissance des trois structures suivantes: $\text{Ga}_{0.51}\text{In}_{0.49}\text{P}/\text{In}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{As}$, $\text{Al}_{0.52}\text{In}_{0.48}\text{P}/\text{In}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{As}$ et $(\text{Al}_{0.5}\text{Ga}_{0.5})_{0.5}\text{In}_{0.5}\text{P}/\text{In}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{As}$. Ces trois structures présentent au vu de ce qui est publié dans la littérature les meilleurs résultats actuels. Un résultat de puissance particulièrement remarquable a été obtenu sur la structure $\text{Ga}_{0.51}\text{In}_{0.49}\text{P}/\text{In}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{As}$.

II.1 ÉPITAXIE PAR SOURCE GAZEUSE ET CARACTERISATION DE L'INTERFACE $(\text{Al}_{1-x}\text{Ga}_x)_{1-y}\text{In}_y\text{P}/\text{In}_z\text{Ga}_{1-z}\text{As}/\text{GaAs}$

Introduction

Comme nous l'avons rappelé dans le premier chapitre, la technologie de l'épitaxie par jets moléculaires s'est beaucoup améliorée et a permis le développement rapide des composants hyperfréquences III-V de la micro-électronique d'aujourd'hui. Par ailleurs, les progrès parallèles de la MOCVD en ont fait une technique de croissance concurrente de la MBE grâce aux avantages qu'elle procure. Certains de ces avantages résident dans l'utilisation d'une chambre de croissance ne nécessitant pas l'ultravide d'une part et d'autre part de l'utilisation de sources gazeuses à la place de sources solides qui permettent de disposer de matériaux pouvant être remplacés sans intervention sur l'enceinte contrairement à la MBE. A l'inverse, l'un des défauts majeurs de la MOCVD est l'absence de technique d'analyse in situ tel le RHEED disponible en MBE.

Aujourd'hui, ces deux techniques coexistent dans un nouveau système afin de joindre les avantages de chacune. La MBE pour sa technologie ultra vide et son contrôle sur la vitesse, la composition des alliages, les interfaces et la MOCVD pour l'autonomie des campagnes de croissance.

Au laboratoire, nous disposons d'un système d'épitaxie par jets moléculaires à sources gazeuses dont la description fait l'objet du paragraphe suivant.

II.1.1 Le système GSMBE 32 (Riber)

Notre système d'épitaxie à source gazeuses est un système de dépôt par jets moléculaires conventionnel à ceci près qu'il utilise des sources d'éléments V sous la forme d'arsine (AsH_3) et de phosphine (PH_3) alors que les éléments III (Al, In, Ga) et dopants (Si, Be) sont sous forme solide (fig. II.1).

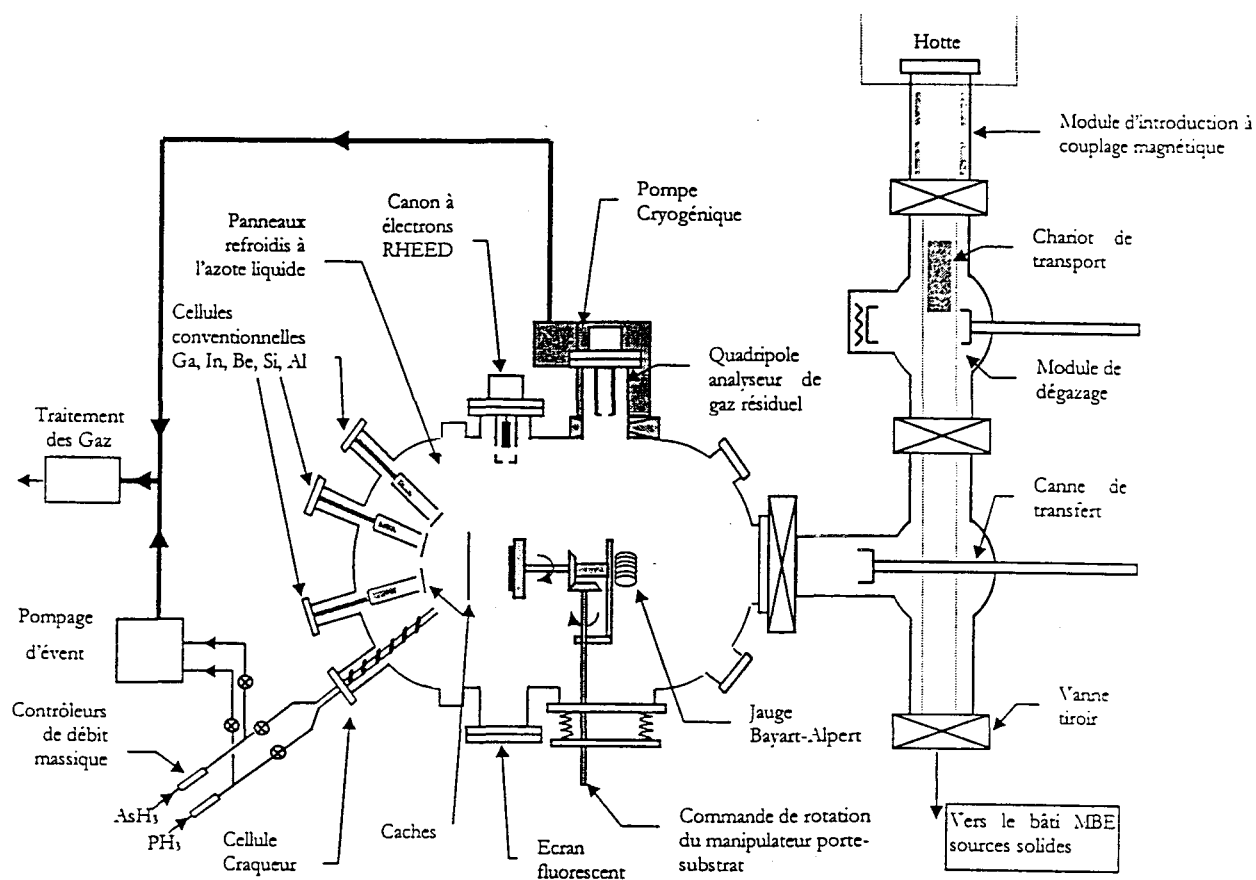


Figure II.1: Schéma du bâti d'épitaxie par jets moléculaires à sources gazeuses Riber 32P.

Le bâti est équipé d'une cellule spéciale (fig. II.2) qui craque les hydrures (AsH_3 et PH_3) pour produire des flux moléculaires d'arsenic et de phosphore. Les éléments essentiels d'une telle cellule sont:

- Un creuset en molybdène permettant une meilleure dissociation des hydrures par effet catalytique. Il est chauffé par effet Joule et fait office de four de craqueur.
- Une série de chicane pour améliorer la thermalisation des gaz. En sortie de cellule, un diffuseur assure une meilleure homogénéité du flux.
- Un système d'injection des gaz, le plus proche possible du four afin de minimiser le temps de réponse de la cellule; la quantité de gaz est réglée par un contrôleur de débit massique; des électrovannes permettent d'envoyer les gaz soit dans le four, soit vers la pompe d'évent pour traitement des gaz.

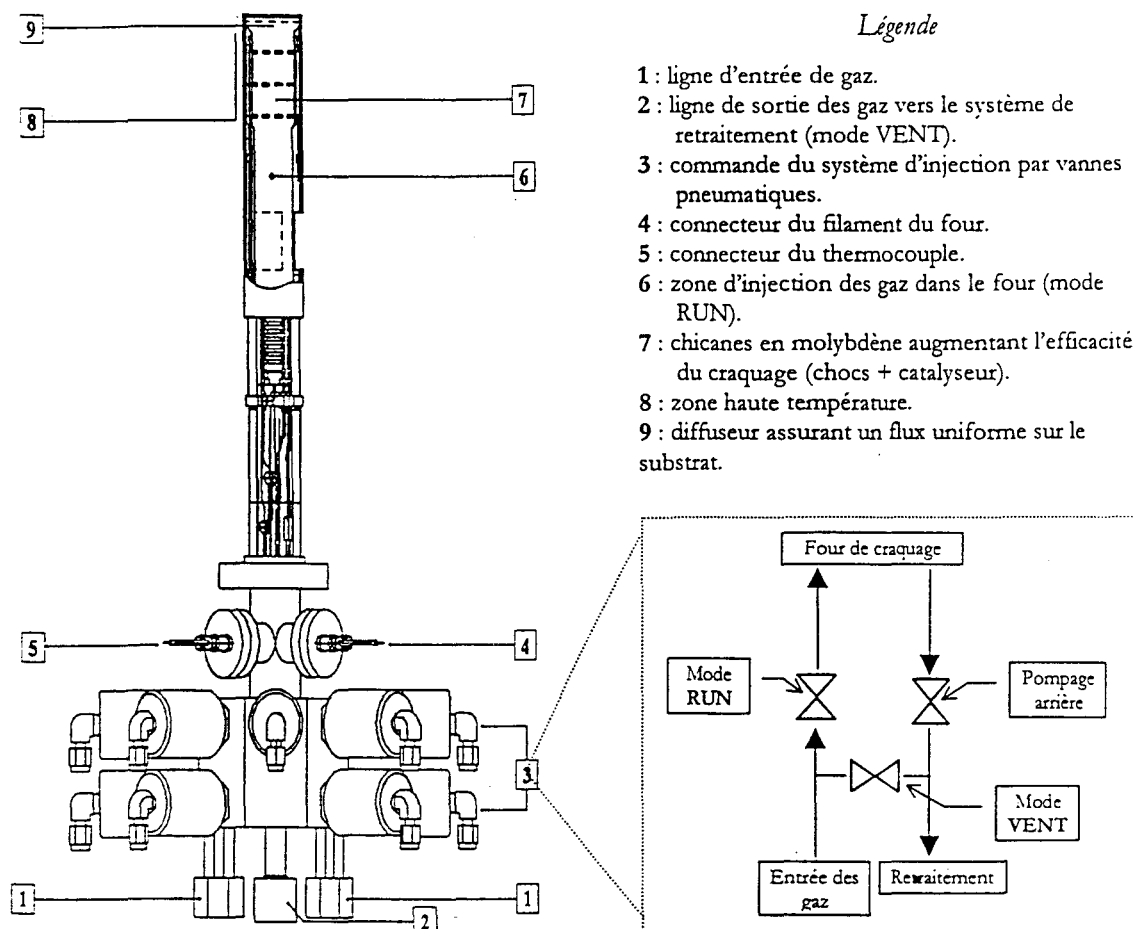


Figure II.2: Schéma d'une cellule d'évaporation.

L'arsine et la phosphine étant des gaz très dangereux, un système de sécurité de détection de gaz a été installé.

II.1.2 Le matériau $(Al)(Ga)InP$ sur substrat GaAs

Le système $AlGaAs/(In)GaAs$ a été très largement étudié et est à l'heure actuelle le mieux contrôlé en terme de croissance, composition, dopage. Une quantité considérable de données concernant les propriétés de ces matériaux a été accumulée au cours de ces vingt dernières années dans le cadre d'applications en optoélectronique (laser, LED...) et micro-électronique (transistor bipolaire et à effet de champ...).

Dans le but d'améliorer les performances, le système (Al)(Ga)InP/(In)GaAs (fig. II.3) semble être une excellente alternative. La quaternaire (Al)(Ga)InP peut, effectivement, être épitaxié en accord de maille sur GaAs et permet d'offrir une largeur de bande interdite allant jusqu'à 2,2 eV tout en restant en gap direct. En effet, le quaternaire AlGaInP peut être considéré comme une solution solide du ternaire GaInP qui est à gap direct et dont la valeur est 1,9 eV et du ternaire AlInP qui lui est à gap indirect et dont la valeur est 2,4 eV. Ainsi, si on considère une composition en indium y de 0,5 autrement dit celle pour laquelle le matériau est accordé en maille sur substrat GaAs, la largeur de bande interdite de $(Al_{1-x}Ga_x)_{0.5}In_{0.5}P$ passe à une composition en aluminium donnée d'un gap direct à un gap indirect. Pour $x = 0$ c'est à dire GaInP le matériau a un gap direct et pour $x = 1$ c'est à dire AlInP le matériau a un gap indirect. La transition de gap direct à gap indirect s'opère pour une composition en aluminium de 0,7.

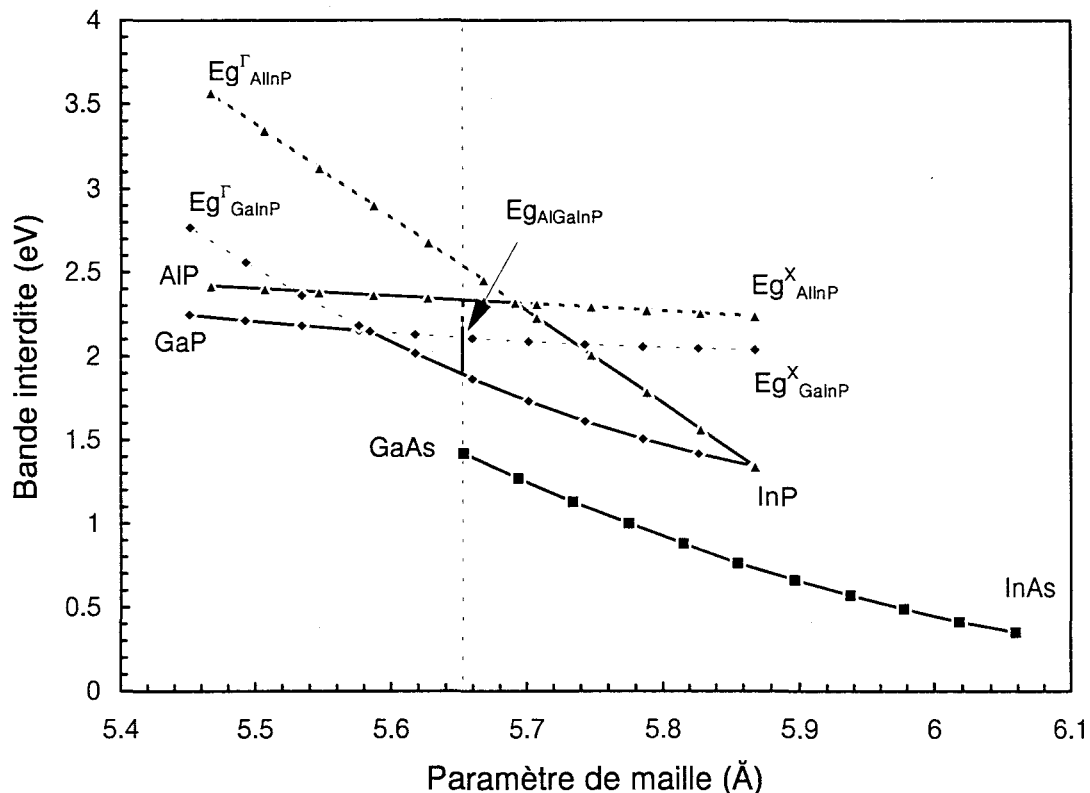


Figure II.3: Evolution des bandes de conduction X et Γ des matériaux GaInP, AlInP et AlGaInP.

Dans ce cadre AlGaInP offre une large flexibilité dans le choix d'une hétérostructure appliquée au transistor à effet de champ en modulant la composition depuis GaInP vers AlInP, par ailleurs ces matériaux peuvent être épitaxiés en tension ou en compression offrant ainsi un degré de liberté supplémentaire.

Nous nous proposons donc d'étudier les propriétés de ce quaternaire AlGaInP ainsi que les deux ternaires qui le composent, à savoir GaInP et AlInP.

II.1.2.1 Le matériau GaInP

Le GaInP a fait l'objet de nombreuses études pour ses propriétés optiques [5] [6] dès les années 1970. Tout comme la plupart des composés III-V il cristallise dans la structure sphalérite dite Blende de Zinc. Cette structure est constituée par l'assemblage de deux sous-réseaux cristallins cubiques à faces centrées, l'un constitué d'atomes d'éléments III, l'autre d'éléments V et décalés l'un par rapport à l'autre de $a\sqrt{3}/4$ dans la direction de la diagonale du cube où a représente le paramètre de maille. Ce décalage de $a\sqrt{3}/4$ fait que le réseau n'est pas centrosymétrique ce qui induit des propriétés d'anisotropie de ces matériaux. Parmi les plus connus, on peut citer l'anisotropie d'attaque chimique liée aux orientations des liaisons pendantes, ou l'anisotropie des caractéristiques mécaniques.

Le $\text{Ga}_{1-x}\text{In}_x\text{P}$ est un alliage des binaires GaP et InP dont quelques paramètres sont donnés tableau II.1 [7].

Matériau	a (Å)	E_g (eV)	m^*e^Γ
GaP	5,4512	2,25	0,17
InP	5,8687	1,35	0,082

Tableau II.1: Quelques paramètres des matériaux GaP et InP.

Son paramètre de maille a est fonction de x et suit une évolution linéaire qui peut être déterminée par une loi de Vegard à partir des données des deux binaires qui le composent.

En effet dans la plupart des cas, il a été montré expérimentalement que les matériaux ternaires $A_xB_{1-x}C$ peuvent être considérés comme étant une combinaison des deux binaires AC et BC. Les paramètres des matériaux peuvent être ainsi déduits soit par une interpolation linéaire, pour les paramètres simples tels que le paramètre de maille ou les masses effectives soit par une loi quadratique pour un paramètre tel que la largeur de bande interdite qui est un exemple type d'une variation non linéaire en fonction de la composition, en faisant intervenir un paramètre supplémentaire appelé paramètre d'arc (bowing factor). Ce coefficient appelé C est relatif au désordre d'alliage du matériau ternaire.

$$\begin{array}{ll} P_{(A_xB_{1-x}C)} = P_{BC} - x(P_{BC} - P_{AC}) & \text{Loi linéaire} \\ P_{(A_xB_{1-x}C)} = P_{BC} - x(P_{BC} - P_{AC}) + x(1-x)C & \text{Loi quadratique} \end{array}$$

Ainsi, la loi de Vegard donne pour expression du paramètre de maille de l'alliage $Ga_{1-x}In_xP$ la relation suivante [7]:

$$a_{Ga_{1-x}In_xP} = 5,4512 + 0,4175x \quad (\text{\AA})$$

Le phosphore de gallium GaP, étant un semi-conducteur ayant une grande bande interdite indirecte de 2,21 eV, ses alliages avec InP permettent d'obtenir des bandes interdites directes allant jusqu'à 2,14 eV, point de croisement des minima des vallées Γ et X de la bande de conduction. La transition s'opère pour une composition en indium proche de 65 % [5]. La largeur de la bande interdite en fonction de la composition d'indium x est alors donnée par [7]:

$$\begin{array}{ll} x > 65 \% & E_g^\Gamma = 2,78 - 2,19x + 0,758x^2 \\ x < 65 \% & E_g^X = 2,25 - 0,412x + 0,372x^2 \end{array}$$

Dans la gamme de composition où le gap de $\text{Ga}_{1-x}\text{In}_x\text{P}$ est direct, la masse effective des électrons suit la loi [7]:

$$m_{\Gamma}^* = 0,17 - 0,172x + 0,084x^2$$

Le taux d'indium pour lequel $\text{Ga}_{1-x}\text{In}_x\text{P}$ est en accord de maille sur substrat GaAs est de 49 %. A cette composition il présente des caractéristiques très intéressantes dans le cadre d'applications au transistor à effet de champ pseudomorphique. En effet, le $\text{Ga}_{0,51}\text{In}_{0,49}\text{P}$ a un gap direct de 1,92 eV. Cette valeur est supérieure à celle de l' $\text{Al}_{0,2}\text{Ga}_{0,8}\text{As}$ généralement utilisé dans les structures pseudomorphiques dont le gap est de 1,7 eV. Son utilisation en tant que barrière en fait ainsi un matériau de choix pour la réalisation de bons contacts Schottky nécessaires à obtention d'une tension de claquage importante. Par ailleurs, l'absence totale d'aluminium améliore la stabilité chimique de la surface grâce à sa très faible réactivité avec l'oxygène entraînant une fiabilité accrue.

II.1.2.2 Le matériau AlInP

$\text{Al}_{1-x}\text{In}_x\text{P}$ est un alliage d'AlP et d'InP. Son paramètre de maille est donné en fonction de la composition d'indium par une loi de Vegard en fonction des paramètres matériaux de chaque binaire [7]:

Matériau	a (Å)	Eg (eV)	m^*e^{Γ}
AlP	5,4635	2,48	0,17
InP	5,8687	1,35	0,082

Tableau II.2: Quelques paramètres des matériaux de AlP et InP.

La loi de Vegard donne pour expression du paramètre de maille de l' $\text{Al}_{1-x}\text{In}_x\text{P}$ la relation suivante [7]:

$$a_{\text{Al}_{1-x}\text{In}_x\text{P}} = 5,4635 + 0,4052x \quad (\text{\AA})$$

L'AIP est un matériau à gap indirect, l' $\text{Al}_{1-x}\text{In}_x\text{P}$ présente donc une transition directe-indirecte, et ce pour un taux d'indium d'environ 58 % [8] [7]. Les expressions des largeurs de bandes indirectes Γ et X en fonction de la composition sont données par les relations suivantes [7]:

$$\begin{array}{ll} x > 58 \% & E_{g^{\Gamma}} = 3,67 - 2,32x \\ x < 58 \% & E_{g^X} = 2,48 - 0,27x \end{array}$$

Dans la gamme de composition où le gap de $\text{Al}_{1-x}\text{In}_x\text{P}$ est direct, la masse effective des électrons en vallée centrale suit la loi suivante [7]:

$$m_{\Gamma}^* = 0,17 - 0,172x + 0,084x^2$$

Tout comme GaInP, l'intérêt dans l'utilisation de l'AlInP réside dans l'importance de son gap quand il est accordé en maille sur GaAs, c'est à dire lorsque x est égal à 52 % [8]. A ce taux d'indium la largeur de bande interdite atteint en effet une valeur proche de 2,4 eV et son utilisation en tant que barrière est très favorable à la réalisation de bons contacts Schottky et à la génération d'une grande discontinuité de bande de conduction. Il faut toutefois minorer l'appréciation concernant ce matériau en raison du taux important d'aluminium qu'il contient. En effet, ce taux important d'aluminium en fait un matériau particulièrement sensible à l'oxydation (oxyde d'aluminium) qui entraîne une instabilité chimique de la surface avec le temps réduisant ainsi la fiabilité des transistors qui en seraient composés. De même, on attend de ce matériau très riche en aluminium un problème d'activation des dopants tel que le silicium en raison de la présence de pièges profonds de type DX. Ce type de

pièges très largement étudié dans AlGaAs est souvent lié à la présence d'aluminium à des taux très importants.

II.1.2.3 Le matériau $(Al_{1-x}Ga_x)_{1-y}In_yP$ et caractérisation de l'interface $(Al_{1-x}Ga_x)_{1-y}In_yP/In_zGa_{1-z}As$

L'AlGaInP comme il est rappelé dans l'introduction peut être épitaxié en accord de maille sur substrat GaAs et offre parmi tous les composés III-V accordés en maille la largeur de bande interdite directe la plus importante (2,2 eV). L'AlGaInP est un alliage des ternaires GaInP et AlInP. $(Al_xGa_{1-x})_{1-y}In_yP$ est accordé en maille pour une fraction molaire d'indium d'environ 50 % ($y = 0,5$). Son gap quant à lui, évolue en fonction des compositions respectives en aluminium et en gallium. Les équations suivantes représentent les évolutions des vallées Γ et X en fonction du taux d'aluminium (x) lorsque le matériau est en accord de maille.

$$\begin{array}{ll} x < 62 \% & E_{g\Gamma} = 1,876 + 0,634x + 0,11x^2 \\ x > 62 \% & E_{gX} = 2,137 + 0,208x \end{array}$$

La transition directe-indirecte (Γ - X) que nous avons déterminée expérimentalement se produit à la composition $x = 0,62$ [9]. Ce résultat est confirmé par de nombreux auteurs [10] [11] [12].

La masse effective en vallée centrale Γ quant à elle suit la loi [9]:

$$m_{\Gamma}^* = 0,105 + 0,021x$$

L'intérêt de l'AlGaInP réside là aussi sur l'importance de son gap qui atteint à la transition directe-indirecte une valeur de 2,2 eV. Son incorporation dans une structure pseudomorphique en tant que barrière s'avère prometteuse pour la réalisation d'un composant de puissance.

La bande interdite directe la plus élevée est obtenue pour une teneur totale en aluminium qui n'excède pas 30 à 35 %, ce qui fait de ce matériau un candidat relativement peu sensible à l'oxydation. Par ailleurs, l'avantage le plus important qu'offre le système AlGaInP/(In)GaAs est sa grande discontinuité de bande de conduction. Elle doit permettre un transfert d'électrons plus important depuis la barrière vers le canal par rapport à la filière classique AlGaAs/InGaAs afin de produire dans un transistor à effet de champ une importante densité de courant nécessaire à la génération de puissance.

Watanabe et al. ont déterminé l'évolution du ΔE_c du matériau désordonné en fonction de x [13]. Ils ont montré que le ΔE_c augmente linéairement avec x lorsque celui-ci évolue entre 0 et 0,7. A cette composition, le ΔE_c atteint une valeur maximum de 0,38 eV. Entre 0,7 et 1, il diminue légèrement vers la valeur de 0,31 eV en raison de la transition directe-indirecte de la bande interdite. Ces investigations ainsi que celle menées par Rao et al. [14] et celle menées au laboratoire par O. Dehaese [15] sur le système GaInP/GaAs ont montré que dans les hétérostructures entre arséniures et phosphures le rapport $\Delta E_c/\Delta E_g$ était égal à 0,4. Cette donnée implique donc $\Delta E_v/\Delta E_g$ de 0,6.

En outre, la discontinuité de bande de conduction du système GaInAs/GaAs, bien connu à présent, est décrite par la relation $\Delta E_c (\text{In}_z\text{Ga}_{1-z}\text{As}/\text{GaAs}) = 0,75 z$ [16]. On peut donc, dans une première approximation décrire l'évolution de ΔE_c du système pseudomorphique $(\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x})_{0,5}\text{In}_{0,5}\text{P}/\text{In}_z\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ comme étant la somme de chaque contribution [17], la première étant AlGaInP/GaAs, la seconde étant InGaAs/GaAs. Ainsi, l'expression qui décrit l'évolution de la discontinuité de bande de conduction en fonction de x et z est donné par la relation suivante:

$$\begin{aligned} \Delta E_c (\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x})_{0,5}\text{In}_{0,5}\text{P}/\text{In}_z\text{Ga}_{1-x}\text{As} &= 0,4 \Delta E_g (\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x})_{0,5}\text{In}_{0,5}\text{P}/\text{GaAs} + 0,75z \\ &= 0,19 + 0,271x + 0,75z \\ &\text{avec } 0 < x < 0,7 \text{ et } 0 < z < 0,3 \end{aligned}$$

Le système offre donc simultanément un très grand confinement des électrons

en raison de l'importante largeur de bande interdite avec un offset de bande de conduction possible supérieur à 0,5 eV lorsque $x = 0,7$ et de façon plus importante encore un confinement des trous avec un offset de bande de valence de 0,6 eV. Sur la figure II.4 sont représentées les évolutions des discontinuités de bande de conduction et de valence de l'hétérostructure $(Al_xGa_{1-x})_{0,5}In_{0,5}P/In_{0,2}Ga_{0,8}As$ en fonction de la teneur en aluminium pour un taux d'indium dans le canal fixé à 20 %.

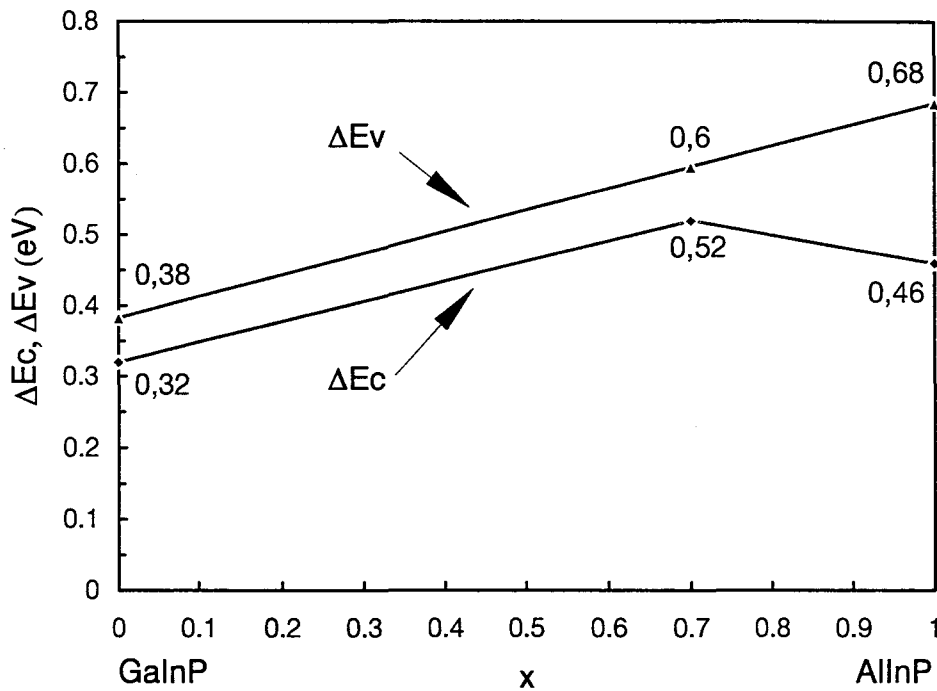


Figure II.4: Evolution des discontinuités de bande de conductance et de valence de l'hétérostructure $(Al_xGa_{1-x})_{0,5}In_{0,5}P/In_{0,2}Ga_{0,8}As$ en fonction de la teneur en aluminium.

Dans le cadre d'une application de cette nouvelle filière de matériau au transistor à effet de champ hyperfréquence de puissance dont l'une des principales limitations est le courant de fuite de grille qui entraîne systématiquement en cas d'excès la destruction du composant, ces grands ΔE_c et ΔE_v représentent un potentiel important. En effet ΔE_v fait office de barrière aux trous générés par l'ionisation par impact. Quant à la largeur de bande interdite, elle génère une barrière Schottky importante.

II.1.3 Etude et optimisation de l'interface entre arséniures et phosphures

L'objet de cette partie est de présenter les investigations menées par Olivier Schuler [9], dans le cadre de sa thèse menée sous la direction de Francis Mollot et dont le sujet est l'étude de l'interface entre les matériaux arséniés et phosphorés. Il nous semble, en effet, impératif de présenter quelques uns de ces résultats dans la mesure où les performances des composants sont intimement liées à la qualité d'une part du matériau et d'autre part aux interfaces des hétérojonctions. Pour ce faire, l'étude a été réalisée dans une première phase sur des hétérostructures simples composées d'une barrière GaInP ou AlInP accordé en maille sur substrat GaAs et d'un canal pseudomorphique InGaAs dont la composition d'indium a été fixée à 20 %.

A la suite de ce travail, l'hétérostructure AlGaInP/InGaAs a été étudiée tout particulièrement dans le but de déterminer la composition optimum en aluminium afin de maximiser le transfert de charges depuis la barrière vers le canal. Enfin, une fois la composition optimum en aluminium déterminée, une étude du transfert de charge en fonction du niveau de dopage dans la barrière a été menée.

II.1.3.1 Etude de l'interface GaInP/InGaAs

La figure II.5 présente la structure épitaxiale sur laquelle a été réalisée l'étude de l'interface. La température de croissance a été fixée à 520°C. La séquence de commutation à l'interface GaInP/InGaAs consiste en une interruption de croissance et du flux d'arsenic suivi par l'émission du flux de phosphore avant ouverture des caches des éléments III.

GaAs	$5 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$	50 nm	
$(\text{Ga/Al})_{0,5}\text{In}_{0,5}\text{P}$	nid	25 nm	
$(\text{Ga/Al})_{0,5}\text{In}_{0,5}\text{P}$	nid	5 nm	$\delta 1 = 5 \times 10^{12} \text{ cm}^{-2}$
$\text{In}_{0,2}\text{Ga}_{0,8}\text{As}$	nid	12 nm	
buffer GaAs		300 nm	

Substrat: GaAs S.I.

Figure II.5: Structure d'étude.

Le tableau II.3 reporte les résultats des densités de charge et les mobilités mesurées par effet Hall sur les structures GaInP/InGaAs et AlInP/InGaAs.

	GaInP/InGaAs		AlInP/InGaAs	
	300 K	77 K	300 K	77 K
$n_h (\times 10^{12} \text{ cm}^{-2})$	3,7	3,7	2,2	2
$\mu_h (\text{ cm}^2/\text{V.s})$	1290	1360	5600	17000

Tableau II.3: Mesures d'effet Hall des structure GaInP/InGaAs et AlInP/InGaAs.

A l'examen du tableau ci-dessus, l'hétérostructure GaInP/InGaAs ne semble pas suivre le comportement normal attendu pour un gaz bidimensionnel. D'une part, la densité d'électrons mesurées est trop importante et semble sensiblement égale au plan de dopage inséré dans la structure. D'autre part, la mobilité est particulièrement faible à température ambiante et surtout ne subit pas l'augmentation à laquelle on s'attend à l'azote liquide. Sur une structure similaire dont la barrière est composée cette fois d'AlInP, les résultats semblent indiquer un comportement typique d'une hétérostructure qui génère un gaz bidimensionnel à son interface.

Cette différence de comportement tend à montrer un transfert depuis la barrière vers le canal quasi inexistant dans la structure GaInP/InGaAs qui ne peut s'expliquer par la différence des discontinuités de bandes de conduction (0,11 eV) des deux systèmes. Ces résultats mettent clairement en évidence une formation complètement différente des deux interfaces GaInP/InGaAs et AlInP/InGaAs. En fait, une étude effectuée au laboratoire sur l'hétérostructure GaInP/GaAs par photoluminescence et spectroscopie de photons électrons (XPS) [9] [14] [18] [19] a révélé la présence d'arsenic à la surface de GaInP. De l'arsenic est encore détecté après la croissance d'une couche épaisse de GaInP de 5000 Å ce qui suggère une ségrégation d'arsenic durant la croissance. Cette étude a aussi montré que l'arsenic détecté dans le GaInP n'est pas seulement dû à une ségrégation de l'arsenic durant la croissance mais à un effet du dispositif de croissance. En effet, le mélange des gaz (arsine et phosphine) dans la ligne d'évent et dans le craqueur induit une incorporation d'arsenic dans le GaInP après commutation des éléments V. Le test de différentes séquences de commutation dont l'une consistait en une interruption de croissance d'une nuit a pu mettre en évidence d'une part une absence d'arsenic dans le GaInP et d'autre part une interface quasi parfaite ou on ne relève qu'une légère interdiffusion des éléments V qui est d'ailleurs fonction de la température de croissance. Cette expérience montre ainsi que le mélange de l'arsine et de la phosphine en raison de la purge incomplète lors de la commutation des deux gaz dans le craqueur est l'effet prépondérant pour expliquer l'excès d'arsenic dans le GaInP.

Ainsi, le profil de l'interface GaInP/InGaAs obtenu dans notre bâti est le résultat de ces phénomènes. En premier lieu, l'InGaAs situé près de l'interface contient une très faible quantité de phosphore due à la très faible interdiffusion des éléments V ce qui suggère une très faible réaction entre GaAs et GaInP. En second lieu, le GaInP situé au dessus de l'interface contient une importante quantité d'arsenic provenant du résidu contenu dans le craqueur après commutation.

La figure II.6 donnée ci-dessous représente l'interface GaInP/InGaAs idéale.

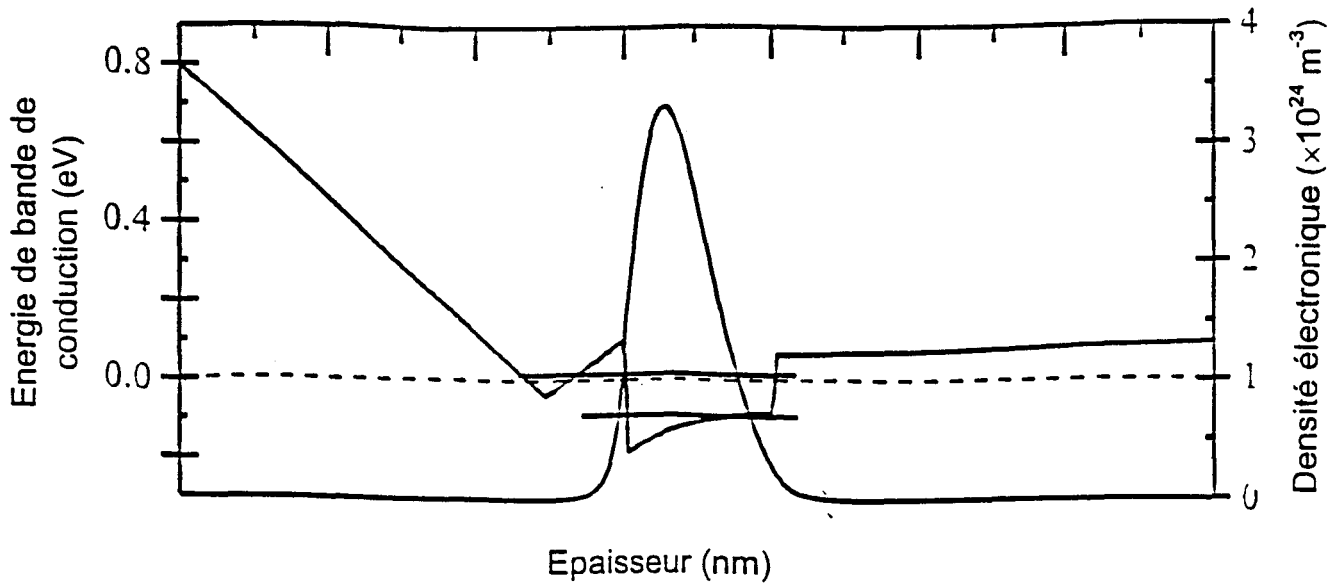


Figure II.6: Interface GaInP/InGaAs idéale.

L'interdiffusion du phosphore dans InGaAs induit la formation de 1 à 2 monocouches de $\text{In}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{As}_x\text{P}_{1-x}$, matériau à grand gap agissant comme une barrière pour les électrons. De plus, la présence d'arsenic dans la barrière mène à la formation d'un matériau à petit gap $\text{Ga}_{0.5}\text{In}_{0.5}\text{P}_x\text{As}_{1-x}$ qui agit comme un puits parasite. Une simulation de commande de charge de cette hétérostructure a été réalisée (fig. II.7) en utilisant les compositions déduites des mesures de spectroscopie (X.P.S).

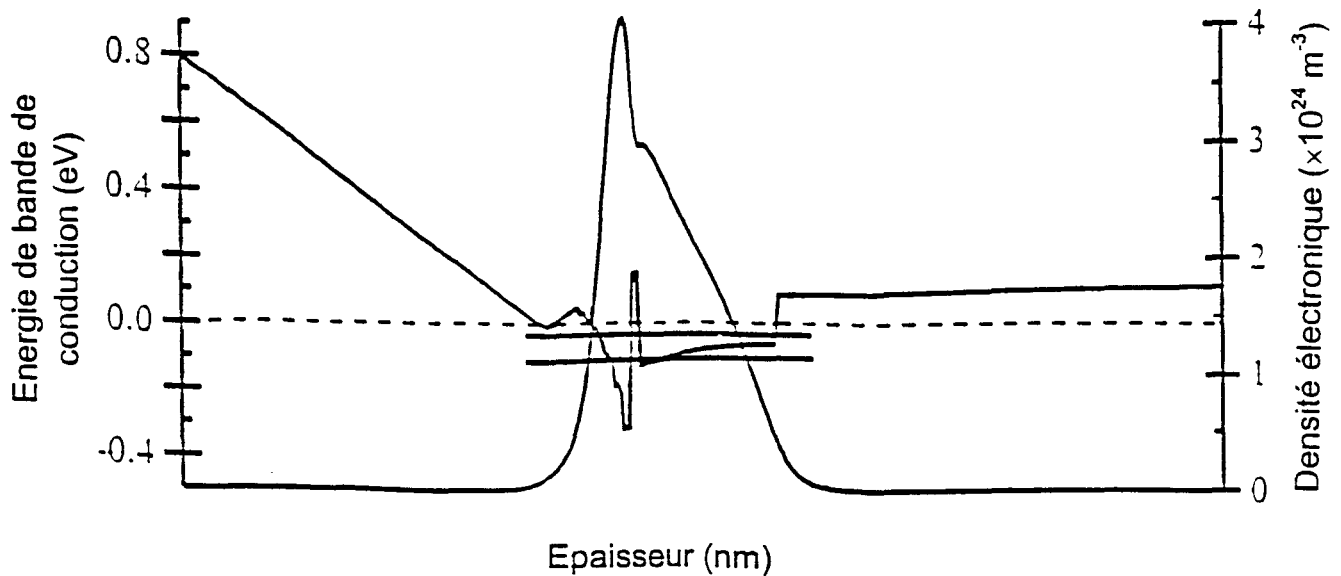


Figure II.7: Interface GaInP/InGaAs réelle.

Les simulations de commande de charge montrent dans le cas de cette interface qu'environ 20 % des électrons sont localisés dans ce puits parasite $\text{Ga}_{0.5}\text{In}_{0.5}\text{P}_x\text{As}_{1-x}$. Cet effet est amplifié par la présence des 1 à 2 monocouches de $\text{In}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{As}_x\text{P}_{1-x}$. Cette modélisation explique donc pourquoi la densité de charges, ainsi que la mobilité, mesurée par effet Hall est pour la première environ égale au plan de dopage et pour la seconde d'une valeur plus faible que celle à laquelle on s'attend. Ces données correspondent, en effet, à une caractérisation d'un matériau dopé en volume.

A présent, si la barrière GaInP est remplacé par AlInP (fig. II.8) et en considérant les mêmes mécanismes, on peut s'attendre à la formation dans la barrière d'un matériau à grand gap $\text{Al}_{0.5}\text{In}_{0.5}\text{P}_x\text{As}_{1-x}$ au lieu de $\text{Ga}_{0.5}\text{In}_{0.5}\text{P}_x\text{As}_{1-x}$, matériau à petit gap. Cette configuration mène donc à une augmentation du confinement lié à l'importance de la discontinuité de bande de conduction induite par le pseudo-interface AlInPAs/InGaAs.

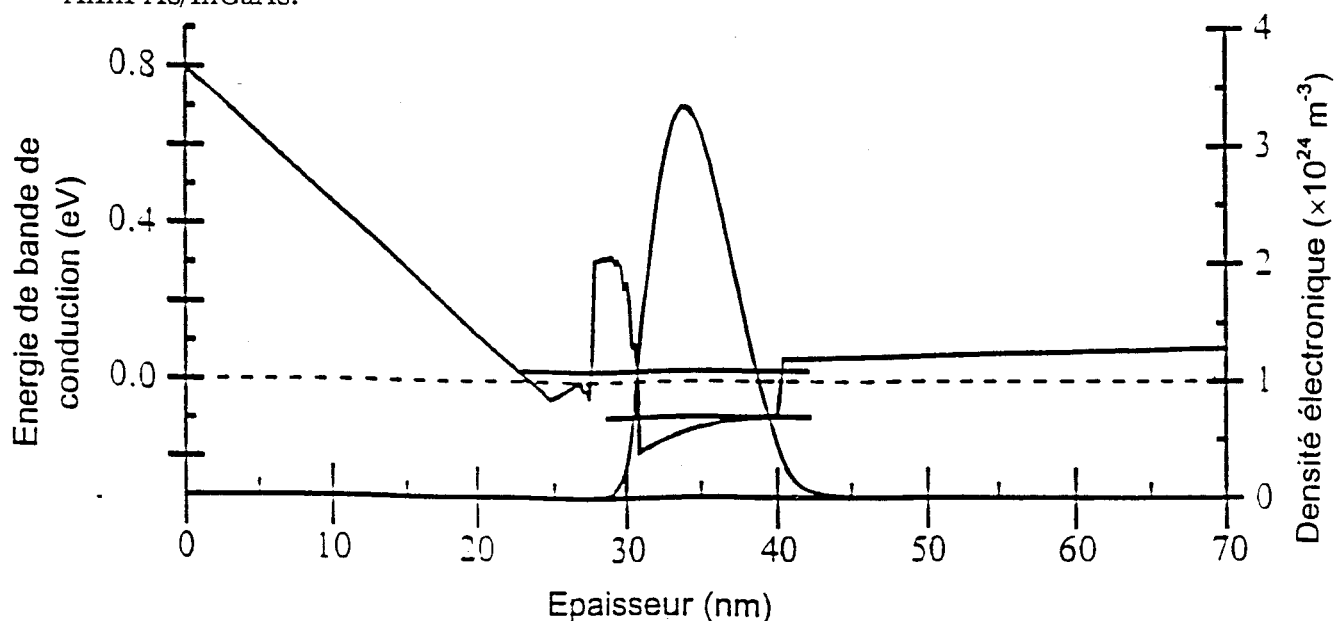


Figure II.8: Interface AlInP/InGaAs réelle.

Cette hypothèse est validée expérimentalement de la façon suivante. On réalise une hétérojonction GaInP/InGaAs en maintenant l'épaisseur de l'espaceur constant à 50 Å, nous avons introduit en début d'espaceur (côté canal) une couche d'AlInP dont nous avons fait varier l'épaisseur. La figure II.9 montre la densité d'électrons et sa

mobilité en fonction de l'épaisseur de la couche AlInP insérée à l'interface.

On observe une amélioration dès deux monocouches ($\sim 0,6$ nm). Il faut 5 à 6 monocouches (1,5 à 2 nm) d'AlInP pour retrouver un transfert satisfaisant de $2,1 \times 10^{12} \text{ cm}^{-2}$. Au delà de 6 monocouches, le transfert de charge et la mobilité restent sensiblement constants et montrent que l'effet du puits parasite est supprimé.

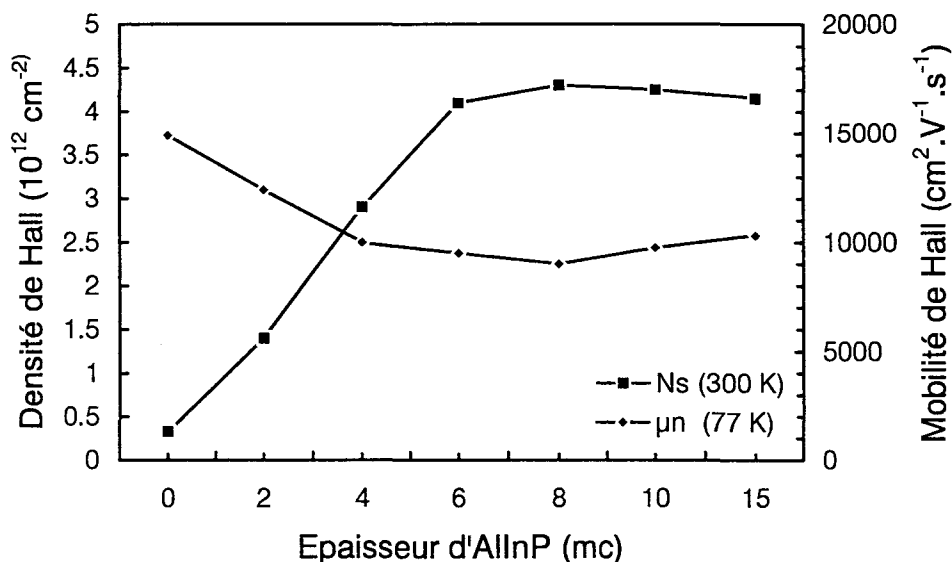


Figure II.9: Densité électronique et mobilité à 77 K de la structure GaInP/InGaAs en fonction de l'épaisseur en monocouches d'AlInP insérée à l'interface. L'espaceur est de 50 \AA .

Ces résultats expliquent pourquoi la structure AlInP/InGaAs présente un comportement conforme à une hétérostructure qui génère un gaz bidimensionnel. Bien que cette solution ne réponde pas complètement à l'interface idéale, elle présente une solution originale à ce problème d'interface qui a été par ailleurs rencontré par d'autres auteurs dont certains préconisent par exemple l'utilisation de l'AlGaAs en lieu et place de AlInP [20][21].

II.1.3.2 Etude de l'hétérostructure AlGaInP/InGaAs

L'intérêt du système $(\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x})_{0,5}\text{In}_{0,5}\text{P}/\text{InGaAs}$ réside sur la grande discontinuité

de bande de conduction générée à l'interface barrière/canal. Watanabe et al. ont déterminé son maximum pour une composition de 70 % d'aluminium ($x = 0,7$). De même nous avons étudié le transfert de charge en fonction de la composition en aluminium tout en maintenant l'accord de maille sur substrat GaAs ($y \sim 0,5$).

Pour assurer la croissance de $\text{Ga}_{0,8}\text{In}_{0,2}\text{As}$ contraint sur GaAs et de $\text{Ga}_{0,5}\text{In}_{0,5}\text{P}$ nous utilisons une cellule de gallium et deux cellules d'indium. L' $\text{Al}_{0,5}\text{In}_{0,5}\text{P}$ est alors réalisé en fixant le flux d'aluminium à la même valeur que celui du gallium et en utilisant la même cellule d'indium pour AlInP et GaInP. Pour épitaxier sans avoir besoin d'un flux en indium trop élevé il est alors plus commode de remplacer AlGaInP par un super réseau à très courte période $(\text{Al}_{0,5}\text{In}_{0,5}\text{P})_n(\text{Ga}_{0,5}\text{In}_{0,5}\text{P})_p$ avec $n/(n+p) = x$. Il s'agit, en fait, d'un pseudo-alliage dont les propriétés électroniques sont très proches de celles de l'alliage. Il représente en pratique une solution facile à mettre en œuvre puisque l'on peut fixer la composition en changeant uniquement les séquences temporelles après avoir réglé les flux de gallium, d'aluminium et d'indium pour les ternaires de base. Les interfaces $\text{Al}_{0,5}\text{In}_{0,5}\text{P}-\text{Ga}_{0,5}\text{In}_{0,5}\text{P}$ n'impliquent qu'un mouvement conjugué des caches de gallium et d'aluminium, à flux d'éléments V constant. Pour chaque ternaire nous avons déposé des épaisseurs de 1 à 3 monocouches (0,3 à 0,9 nm). Cette technique permet de faire varier aisément la composition de l'alliage et permet en outre de faire un dopage sélectif du plan de silicium dans GaInP où l'efficacité de dopage est la meilleure.

Sur la figure II.10 est donnée l'évolution de la densité de charge transférée ainsi que la mobilité à 77 K mesurée par effet Hall. Lorsque la composition en aluminium est nulle, c'est à dire quand la barrière est composée de GaInP, on retrouve les résultats indiqués précédemment, à savoir une densité de charge importante de $3,7 \times 10^{12} \text{ cm}^{-2}$ essentiellement localisée dans la barrière ainsi qu'une mobilité à la température de l'azote liquide associée à cette barrière extrêmement faible de $1500 \text{ cm}^2/\text{V.s}$.

Lorsque le taux d'aluminium augmente ou en d'autres termes lorsque la teneur en aluminium à l'interface augmente, le profil de ce dernier tend à s'approcher de celui

que nous avons évoqué auparavant procurant à l'hétérostructure un comportement normal. Ainsi, pour une composition en aluminium de 50 % le transfert de charge est de $2,3 \times 10^{12} \text{ cm}^{-2}$ associé à une mobilité à 77 K de $15000 \text{ cm}^2/\text{V.s}$.

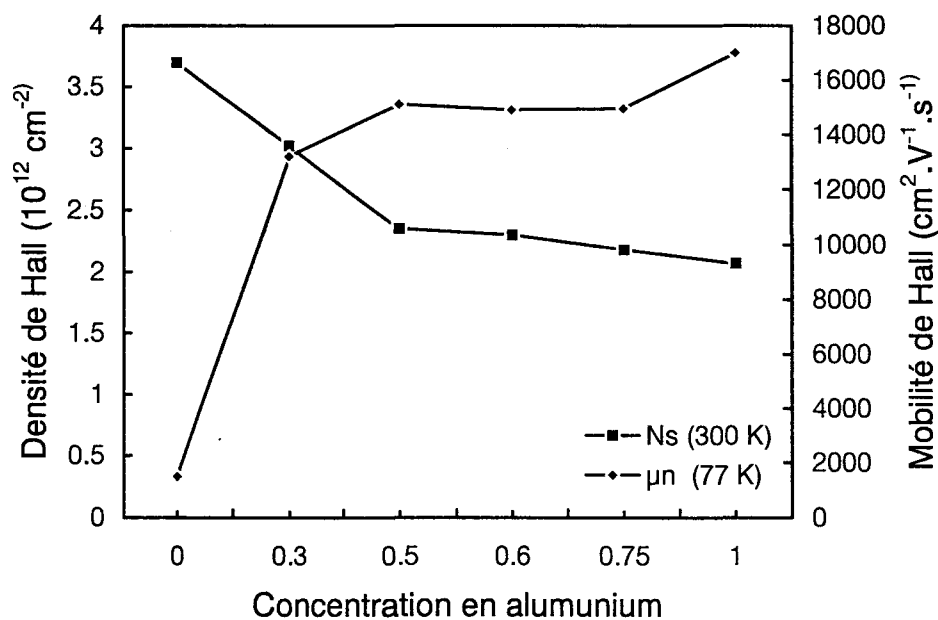


Figure II.10: Densité électronique et mobilité à 77 K de la structure

$(\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x})_{0.5}\text{In}_{0.5}\text{P}/\text{InGaAs}$ en fonction de la teneur en aluminium (x). L'espaceur est de 50 \AA .

Cette composition semble être l'optimum puisque ensuite la densité de charges ne fait que décroître, phénomène probablement dû à la transition directe-indirecte du gap de l'AlGaInP et que la mobilité a tendance à saturer.

En conclusion, la composition optimale en aluminium (x) pour une application HEMT sera fixée à 50 % ce qui permet l'obtention d'une densité de charge supérieure à $2 \times 10^{12} \text{ cm}^{-2}$ associée à une excellente mobilité à 77 K supérieure à $15000 \text{ cm}^2/\text{V.s}$. Ces résultats ont été obtenus sur une structure à un plan de dopage fixé à $5 \times 10^{12} \text{ cm}^{-2}$ (Fig. II.5).

Pour conclure ce travail, nous avons étudié le transfert de charge en fonction de ce dernier paramètre (figure II.11). Nous avons varié d'une part le niveau du plan de dopage et d'autre part sa température d'incorporation. Alors que la température de croissance des couches active est fixée à 520°C , la température optimum

d'incorporation du plan de dopage résultant sur le transfert de charge le plus élevé s'est révélée être aux alentours de 480°C.

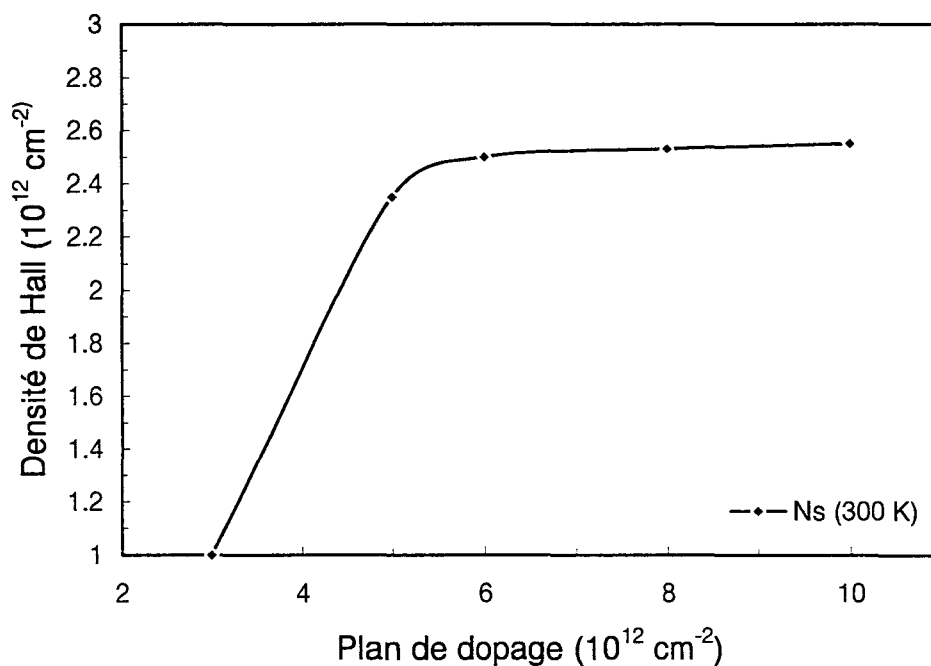


Figure II.11: Densité électronique transférée sur la structure $(Al_{0.5}Ga_{0.5})_{0.5}In_{0.5}P/InGaAs$.
L'espaceur est de 50 Å.

La diminution de la température réduit, en effet la ségrégation du silicium à travers la barrière permettant en premier lieu la localisation des donneurs ionisés au plus près du canal et en second lieu l'augmentation de l'efficacité de transfert. La température ne peut être indéfiniment réduite dans la mesure où la descente en température s'opère durant la croissance de l'espaceur dont l'épaisseur ne laisse que quelques secondes pour réduire la température du four du bâti. Toutefois, à une température d'incorporation de 480°C, le transfert montre une saturation pour une valeur supérieure à $6 \times 10^{12} \text{ cm}^{-2}$ en générant une densité de charge de $2,5 \times 10^{12} \text{ cm}^{-2}$. Finalement, la structure optimum choisie est donc composée d'un canal pseudomorphique dont le taux d'indium est fixé à 20 %, d'un espaceur de 50 Å en AlGaInP dont la composition en aluminium sera fixée à 50 %, d'un plan de dopage de $6 \times 10^{12} \text{ cm}^{-2}$ et d'une barrière de 200 Å dont la composition est identique à celle de l'espaceur.

II.2 ELABORATION D'UNE NOUVELLE TECHNOLOGIE POUR HEMTS PSEUDOMORPHIQUES PHOSPHORES

II.2.1 L'isolation par gravure

Introduction

Malgré les nombreuses avancées technologiques des gravures par plasma, les gravures humides, particulièrement en technologie des matériaux III-V restent à l'ordre du jour. Elles sont préférées aux gravures par plasma quand ces dernières induisent des dommages ou lorsqu'une gravure isotrope est nécessaire. Les gravures humides ont généralement trois applications:

- **Formation de MESA pour l'isolation électrique**
- **Polissage**
- **Révélation des défauts dans les semi-conducteurs**

L'application qui nous intéresse dans ce chapitre est la formation de MESA pour l'isolation. On peut distinguer les gravures humides en deux catégories selon qu'elles sont électrochimiques ou non. La gravure électrolytique ou électrochimique emploie une source électrique extérieure pour induire et contrôler la gravure. La gravure non électrolytique ne nécessite aucune source extérieure et est donc la plus simple à utiliser mais les vitesses de gravure sont plus difficiles à contrôler précisément. C'est elle que nous avons utilisée dans ce travail.

Trois caractéristiques sont communes aux gravures humides. Tout d'abord, les réactions sont généralement basées sur une oxydation et une dissolution des éléments oxydés par un acide ou une base. Prenons le cas de GaAs, il est insoluble dans un acide sur une grande plage de pH si un oxydant tel que H_2O_2 ou HNO_3 n'est pas présent dans la solution afin obtenir des vitesses de gravures importantes. La seconde caractéristique concerne la gravure préférentielle suivant les différentes orientations

cristallines. Toujours dans le cas de GaAs, on relève dans certains cas des vitesses de gravure deux à cinq fois plus importantes suivant les différents plans cristallins (100), (110) ce qui donne lieu après gravure à du facettage [22]. La dernière de ces caractéristiques est l'une des plus intéressantes. Il est possible en effet de varier les différentes concentrations des espèces réactives dans une solution et d'en contrôler le pH afin d'induire une sélectivité de gravure entre composés III-V tels que AlGaAs/GaAs [23] [24] ou InGaAs/AlInAs [25].

Par ailleurs, les mécanismes de gravure des solutions non électrochimiques sont gouvernées par deux phénomènes principaux. Le premier consiste en une limitation de la vitesse de gravure par la diffusion des produits de réaction, le second consiste en une limitation de la vitesse de gravure par la cinétique de la réaction. La domination de l'un de ces deux phénomènes vis à vis de l'autre influe profondément sur le profil de la gravure. Elle est souvent déterminée par la proportion relative des constituants de la solution de gravure. Ainsi la dilution favorise un contrôle par la vitesse de réaction alors qu'une augmentation de la viscosité de la solution augmente la relative importance de la diffusion des espèces chimiques.

En effet, pour les gravures limitées par la diffusion, la vitesse est contrôlée par la mobilité des agents actifs de la solution réagissant à la surface de l'échantillon ou par les produits de la gravure. Ces gravures tendent alors à être isotropes et relativement peu sensibles à la température mais fortement sensibles à la nature et au degré d'agitation.

En ce qui concerne les gravures limitées par la vitesse de réaction, la rapidité de la gravure est contrôlée par les réactions chimiques ayant lieu à la surface de l'échantillon plus que par la mobilité des espèces. Ainsi les gravures limitées par la vitesses de réaction tendent à être anisotropes et à suivre certaines orientations cristallines du semi-conducteur. Par ailleurs, elles sont très sensibles à la température et relativement insensibles à l'agitation.

Une autre caractéristique très importante des gravures humides commune à chacune d'elle est l'évolution de la vitesse de gravure en fonction de leur âge.

L'évolution la plus fréquemment rencontrée est une décroissance monotone en fonction du temps liée à des réactions internes entraînant à terme l'évaporation de l'un des éléments qui composent la solution. Cette décroissance plus ou moins importante est un point clef dans l'utilisation de la solution et peut faire en sorte que la solution soit inutilisable pour nos applications.

II.2.1.1 Mécanisme de gravure des matériaux arséniés et phosphorés

II.2.1.1.1 Cas de l'arséniure de gallium (GaAs)

Le mécanisme de gravure du GaAs et plus généralement des matériaux arséniés réside sur les deux réactions de base que sont l'oxydation et la complexation. La première consiste à oxyder la surface du matériau. A ce stade les oxydes formés en surface ne peuvent pas passer dans la solution. Il est donc nécessaire de recourir à un agent complexant tel un acide ou une base dont le rôle est de dissoudre le semi-conducteur oxydé. Ainsi, la plupart des solutions les plus communément utilisées sont à base d'acide tels que l'acide sulfurique H_2SO_4 , orthophosphorique H_3PO_4 , fluorhydrique HF et un agent oxydant tel que H_2O_2 ou HNO_3 . Ces solutions sont généralement diluées dans l'eau.

Le tableau II.4 donne quelques unes des solutions les plus couramment utilisées pour graver l'arséniure de gallium ainsi que la vitesse de gravure de ces solutions [26].

Solutions	Vitesse de gravure ($\mu\text{m}/\text{min}$)
$1\text{H}_3\text{PO}_4/1\text{H}_2\text{O}_2/1\text{H}_2\text{O}$	4
$1\text{H}_3\text{PO}_4/1\text{CH}_3\text{COOH}/1\text{H}_2\text{O}_2$	2
$1\text{HNO}_3/1\text{H}_3\text{PO}_4/1\text{H}_2\text{O}_2$	3,5
$1\text{HNO}_3/1\text{H}_3\text{PO}_4/1\text{H}_2\text{O}_2$	10
$1\text{H}_2\text{SO}_4/1\text{H}_2\text{O}_2/1\text{H}_2\text{O}$	5
$1\text{HF}/1\text{HNO}_3/1\text{H}_2\text{O}$	10
$1\text{HBr}/1\text{HNO}_3$	0,75
$1\text{NH}_4\text{OH}/1\text{H}_2\text{O}_2/1\text{H}_2\text{O}$	1,8
$1\text{KOH}/1\text{H}_2\text{O}_2/1\text{H}_2\text{O}$	0,5

Tableau II.4: Vitesses de gravure du GaAs par différentes solutions (acides ou basiques).

La gravure de l'arséniure de gallium dans une solution dont la composition typique est un acide ou une base accompagné de peroxyde d'hydrogène s'effectue par un mécanisme continu d'oxydation par H_2O_2 et de dissolution des oxydes (qui sont typiquement pour le GaAs: As_2O_3 , As_2O_5 , Ga_2O_3 , Ga_2O_5) par un complexant acide qui peut être H_3PO_4 , H_2SO_4 , HF [27] [28] ou une base telle NH_4OH [29]. En effet, ces oxydes ont la particularité d'être très solubles dans un acide ou une base.

II.2.1.1.2 Cas du Phosphure d'Indium (InP)

Le mécanisme de gravure de l'InP ne repose pas sur le même principe que celui utilisé pour le GaAs. L'InP ne nécessite pas en effet d'oxydation préalable. Il réagit directement avec des agents tels que l'acide bromhydrique (HBr), une solution de Brome-Méthanol à 1% ou l'acide chlorhydrique (HCl) qui est le plus largement utilisé.

De nombreuses publications traitent de la gravure de l'InP à partir de solution basée sur l'acide chlorhydrique HCl [30] [31] [32]. Les résultats ont permis de

conclure que dans ce type de solution, l'InP se décompose par un simple mécanisme chimique décrit ci après.

Notten [33] a particulièrement étudié la gravure de l'InP en fonction de la concentration de l'acide chlorhydrique. Sur la figure II.12 est représentée la vitesse de gravure de l'InP obtenue par Notten en fonction de la concentration molaire de l'acide chlorhydrique. La concentration souhaitée de HCl est obtenue par une dilution dans l'eau.

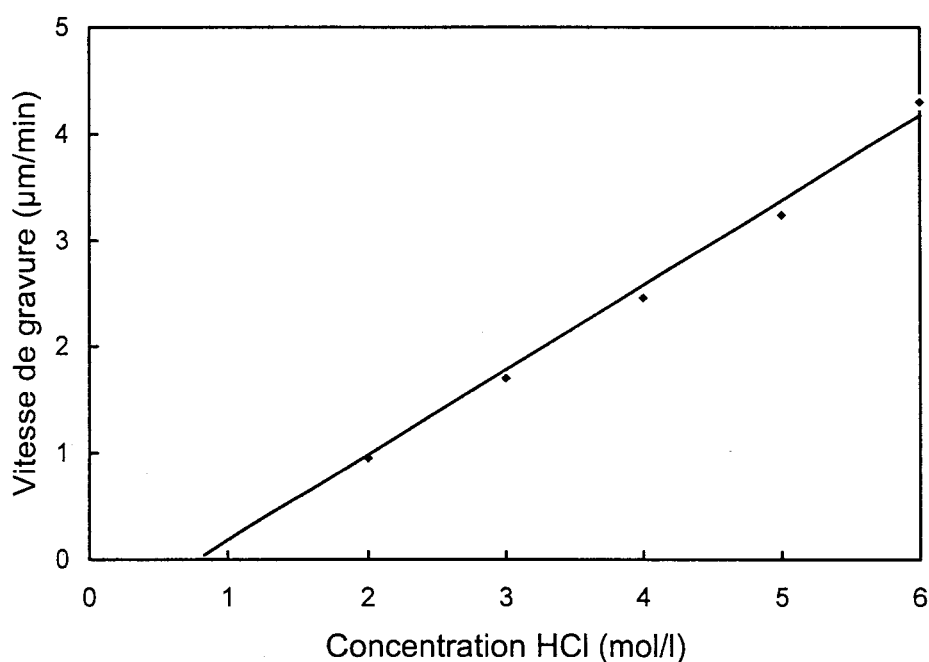
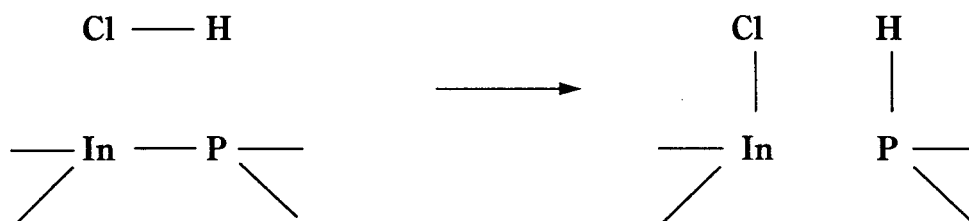


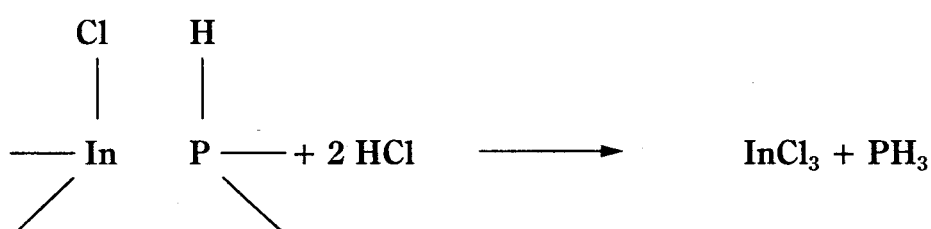
Figure II.12: Vitesse de gravure de l'InP en fonction de la concentration molaire de l'acide chlorhydrique (HCl). D'après [33]

Il est évident d'après ce graphe, que la gravure chimique de l'InP ne survient en milieu aqueux que lorsque la concentration molaire de HCl dépasse une valeur critique. La vitesse de gravure dépend alors fortement de la concentration molaire de HCl. Elle devient très importante dès que la concentration dépasse les 2 à 3 mol/l. En fait, ces études montrent que la vitesse de gravure est une fonction fortement dépendante de la dissociation de la molécule HCl dans l'eau. Plus la solution est diluée, plus la dissociation de la molécule HCl est importante et plus la vitesse de gravure chute. Notten propose un schéma de réaction pour expliquer la gravure. La première

étape implique un remplacement simultané des liens originaux Hydrogène-Chlore H-Cl et Phosphore-Indium In-P par des liens Indium-Chlore In-Cl et Phosphore-Hydrogène P-H.



A présent puisque les atomes d'indium et de phosphore à la surface sont triplement liés à leurs atomes voisins, deux liens peuvent être brisés de façon analogue pour enlever chaque atome de la matière.



L'indium est donc dissout sous la forme InCl_3 et le phosphore passe sous la forme gazeuse PH_3 (phosphine). L'étude des gaz résultant de la réaction a montré que 100 % du phosphore était converti en phosphine (PH_3) [33].

II.2.1.2 Etude d'une solution non sélective entre matériaux arséniés et phosphorés

Les progrès de l'épitaxie par jets moléculaires et l'utilisation de la phosphine comme précurseur ont permis l'incorporation de matériaux III-V phosphorés dans une large variété de structures. De plus en plus d'applications de ces matériaux existent grâce à leurs propriétés électroniques: large bande interdite, large ΔE_v et large ΔE_c

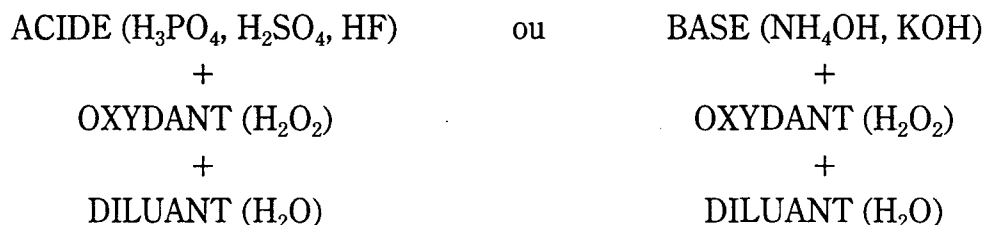
avec d'autres semi-conducteurs. Les structures existantes incluent le transistor bipolaire à hétérojonctions (GaInP/GaAs) [34] [35], le laser [36] et le HEMT [17] [20] [21]. Les couches actives qui constituent ces différentes structures sont épitaxiées sur toute la surface du substrat. Il faut donc isoler électriquement chaque composant. Pour sa simplicité et sa rapidité de mise en œuvre nous avons choisi de pratiquer une isolation par MESA à l'aide d'une gravure chimique en milieu aqueux.

Auparavant, pour ces diverses structures, le MESA d'isolation devait être réalisé en plusieurs étapes. La gravure consiste alors à préparer deux solutions de gravure appropriées aux deux natures de matériaux (arséniés et phosphorés) et à les attaquer alternativement. On pouvait également procéder en une seule étape en utilisant un mélange basé sur l'emploi de HCl et H₂O₂ [37] mais cette solution chimique non sélective s'est avérée être ni stable dans le temps et ni reproductible.

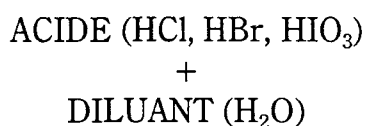
Pour ces raisons, il était très intéressant d'étudier et de développer une solution non sélective entre matériaux arséniés et phosphorés afin de réaliser plus facilement l'isolation sur les différents composants. En raison de la nature des structures que nous souhaitons étudier, nos investigations se sont portées sur l'étude d'une solution non sélective entre GaAs et (Al_{0.7}Ga_{0.3})_{0.5}In_{0.5}P. La composition de l'AlGaInP correspond à l'accord de maille sur substrat GaAs et à la plus grande discontinuité de bande de conduction avec GaAs.

Nous venons de voir dans les parties antérieures que les mécanismes de gravure du GaAs et de tous les matériaux arséniés en général étaient complètement différents de ceux de l'InP que l'on peut d'ailleurs généraliser à tous les matériaux phosphorés. Il existe ainsi deux types de schémas de gravure pour ces deux familles de matériaux III-V.

Pour les arséniés le schéma est donc typiquement:

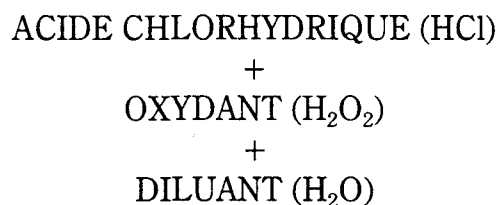


Pour les phosphores, le schéma typique est:

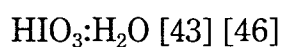
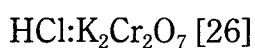
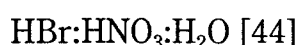
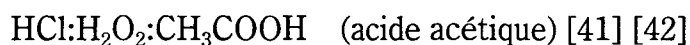
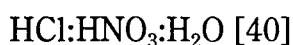
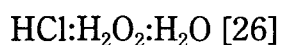
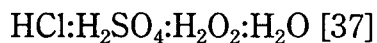
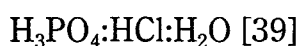
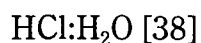


Les acides H_3PO_4 , H_2SO_4 , HF, ou les bases NH_4OH et KOH sont les éléments les plus couramment utilisés dans le cadre de gravure non sélective entre matériaux arséniés. En ce qui concerne les matériaux phosphorés, HCl et HBr sont les acides les plus courants, l'acide iodique étant plus marginalement utilisé.

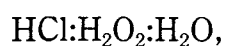
Si on considère ces deux familles de solution de gravure, la non sélectivité peut être obtenue de façon assez immédiate par l'association de l'acide chlorhydrique afin de graver les matériaux phosphorés et l'ajout d'un oxydant tel que H_2O_2 pour obtenir la non sélectivité. Soit:



Cette solution a le mérite d'être non sélective mais nos investigations nous ont montré que les résultats ne sont pas aussi simples qu'il n'y paraît. Ainsi dans le cadre de nos investigations nous avons étudié de nombreuses solutions issues de la littérature internationale dont voici la liste chronologique:



Les solutions présentées ci-dessus sont pour certaines d'entre elles sélectives entre matériaux arséniés et phosphorés. C'est le cas en effet des solutions qui ne sont pas composées à la fois d'un acide et d'un oxydant comme par exemple: $\text{HCl:H}_2\text{O}$. Pour les autres, les deux conditions sont réunies. En outre, l'étude de ces solutions a mis en évidence des comportements similaires pour certaines d'entre elles et c'est pour cette raison que l'étude de chacune ne sera pas détaillée. Toutefois, afin de montrer quelle a été notre démarche scientifique, nous allons fixer notre attention sur les solutions les plus représentatives de leur comportement chimique. Ces solutions sont les suivantes:



et enfin



II.2.1.2.1 Etude de la solution $\text{HCl}:\text{H}_2\text{O}_2:\text{H}_2\text{O}$

La solution $\text{HCl}:\text{H}_2\text{O}_2:\text{H}_2\text{O}$ nous a semblé la plus immédiate pour obtenir la non sélectivité entre matériaux arséniés et phosphorés. Elle combine à la fois l'acide chlorhydrique concentré (HCl) qui possède la capacité de graver les matériaux phosphorés tel que AlGaInP et le peroxyde d'hydrogène, qui lui possède la capacité d'oxyder le GaAs. Les oxydes de GaAs créés sont finalement dissous par HCl présent dans la solution. Ainsi, en ajustant les taux de peroxyde d'hydrogène et d'acide chlorhydrique non dissocié, il est possible de contrôler les vitesses de gravure respectives sur GaAs et AlGaInP et par conséquent la sélectivité qui est définie comme étant le rapport des vitesses de gravure des deux matériaux. Dans notre application, la sélectivité recherchée est de l'ordre de 1 avec une vitesse de gravure de l'ordre de 1000 Å/min. Cette vitesse convient parfaitement à la réalisation d'une isolation par MESA qui nécessite typiquement une profondeur de gravure comprise entre 1500 à 2000 Å.

Les études menées sur une solution similaire à ceci près que l'eau qui est le diluant a été remplacée par l'acide acétique ont (figure II.13) malheureusement montré de nombreuses limitations [41]. Le travail que nous avons mené sur la solution $\text{HCl}:\text{H}_2\text{O}_2:\text{H}_2\text{O}$ a montré les mêmes limitations. Nous avons en effet observé une absence de reproductibilité et une considérable instabilité de la solution dans le temps. Cette instabilité se traduit par une importante évolution de la vitesse de gravure en fonction du temps. Cette dernière croît en effet de manière importante dans les premières minutes après le mélange des éléments puis décroît plus lentement.

Cette variation de la vitesse de gravure suggère une réaction interne dominante qui survient dans la solution à travers le temps. En fait, les modifications chimiques de ce système ($\text{HCl}:\text{H}_2\text{O}_2:\text{H}_2\text{O}$) peuvent être expliquées en considérant l'oxydation de l'ion Cl^- par H_2O_2 . En effet, lorsque ces deux éléments chimiques sont mélangés l' H_2O_2 oxyde l'ion Cl^- et crée du chlore (Cl_2). Le chlore est un élément gazeux qui s'évapore alors progressivement de la solution au cours du temps.

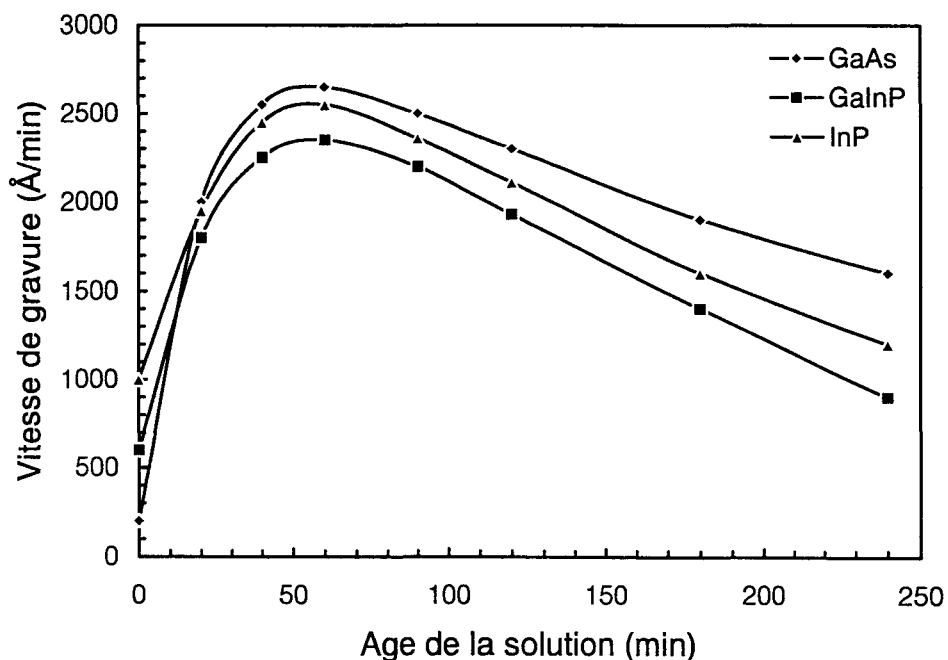
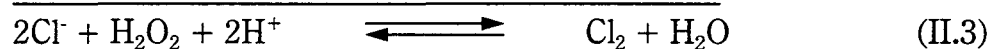
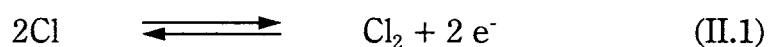


Figure II.13: Vitesse de gravure de l'InP, GaAs et GaInP par une solution à base 1HCl:1H₂O₂:40CH₃COOH. D'après [41]

Une explication qualitative de ce phénomène est donnée par les équations d'oxydoréductions des éléments Cl⁻ et H₂O₂.

Si on considère les équations d'oxydoréductions (II.1) pour H₂O₂ et (II.2) pour le chlore (Cl⁻), on obtient le système suivant:



Le potentiel d'oxydoréduction de H₂O₂ étant de 1,77 V, il est supérieur à celui de Cl₂ qui lui est de 1,32 V. La référence est l'hydrogène. H₂O₂ est donc capable d'oxyder l'ion Cl⁻ pour donner du chlore. Puisque la réaction va globalement se déplacer vers la droite, l'équation-bilan II.4. devient:



La cinétique de la réaction est telle qu'il faut quelques minutes pour observer l'apparition du chlore (Cl_2) qui se manifeste d'une part par une coloration jaunâtre la solution et d'autre part, le chlore étant un gaz, par un ensemble de petites bulles dans la solution.

L'évolution de la courbe représenté sur figure II.13 montre dans un premier temps une augmentation importante de la vitesse de gravure. Celle ci est liée à la réaction très violente du gaz Cl_2 avec la surface du semi-conducteur [41]. Dans un deuxième temps, la décroissance de la vitesse de gravure s'explique par l'évaporation progressive du chlore de la solution.

Ces réactions internes induisent donc une absence de reproductibilité et un manque de fiabilité de la solution qui ne sont guère souhaitables dans la technologie des composants III-V.

Nous avons donc poursuivi nos investigations avec pour but d'éviter toute réaction de l'acide chlorhydrique avec un oxydant puissant. L'association de l'acide chlorhydrique avec un oxydant est toutefois possible. La condition de cette association est que l'oxydant ait un potentiel d'oxydoréduction inférieur à celui de Cl^- afin d'éviter l'oxydation de ce dernier. Un oxydant tel que KIO_3 est un élément qui présente une bonne alternative à H_2O_2 .

II.3.1.2.2 Etude de la solution $\text{HCl}:\text{KIO}_3$ et $\text{HCl}:\text{K}_2\text{Cr}_2\text{O}_7$

Contrairement à H_2O_2 , l'iodate de potassium KIO_3 est un oxydant incapable de d'oxyder l'ion Cl^- et donc d'induire la formation de chlore (Cl_2). En effet, le potentiel d'oxydoréduction de IO_3^-/I_2 est de 1,19 V et est inférieur à celui de Cl^- . L'iodate de potassium se présente sous la forme d'un sel solide constitué de cristaux. Nous l'avons utilisé en solution aqueuse associé à HCl en faisant varier sa concentration molaire.

Les différentes concentrations sont obtenues par dilution des cristaux de KIO_3 dans l'eau. Des solutions concentrées à de 0,01, 0,1 et 0,25 mol/l ont été réalisées. Le mélange $\text{HCl}:\text{KIO}_3$ a été étudié en retenant les critères de validation suivants:

- Une vitesse de gravure de l'ordre de 1000 Å/min sur les deux matériaux
- Une bonne morphologie
- Grande stabilité dans le temps

La stabilité dans le temps a été obtenue et ce, quelle que soit la concentration molaire ce qui montre effectivement l'incapacité du pouvoir oxydant de KIO_3 sur HCl . Toutefois, son rôle oxydant sur le matériau GaAs s'est bien confirmé et nous avons obtenu une vitesse de gravure de 1000 Å/min sur les deux matériaux GaAs et $(\text{Al}_{0.7}\text{Ga}_{0.3})_{0.5}\text{In}_{0.5}\text{P}$ en fixant une concentration molaire de KIO_3 de 0,1 mol/l.

Toutefois, cette solution appliquée à une hétérostructure composée d'un cap layer de GaAs de 500 Å dopé à $5 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$, une barrière AlGaInP de 250 Å et d'un canal GaAs a malheureusement dévoilé une importante sous-gravure du matériau phosphoré (fig.II.14).

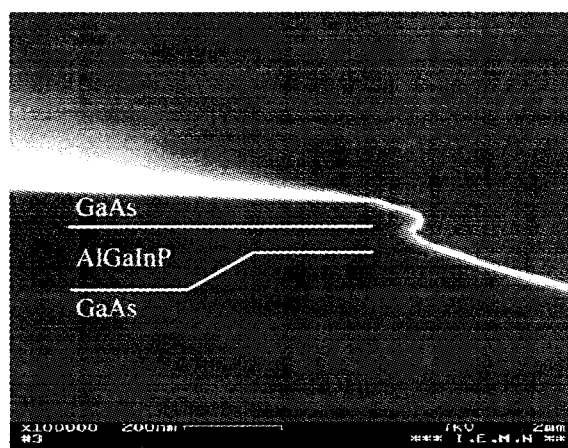


Figure II.14: Vue en section de la structure $\text{GaAs}/\text{AlGaInP}/\text{GaAs}$ gravé par une solution $\text{HCl}:\text{KIO}_3$ (1:1). KIO_3 est concentré à 0,1 mol/l. On distingue une importante sous-gravure de l' AlGaInP .

Sur une structure plus simple (fig. II.15) composée uniquement d'une couche AlGaInP de 1000 Å épitaxié sur du GaAs, on distingue plus clairement le phénomène de sous-gravure du matériau phosphoré.

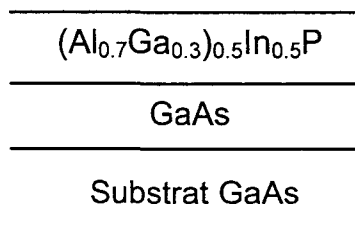
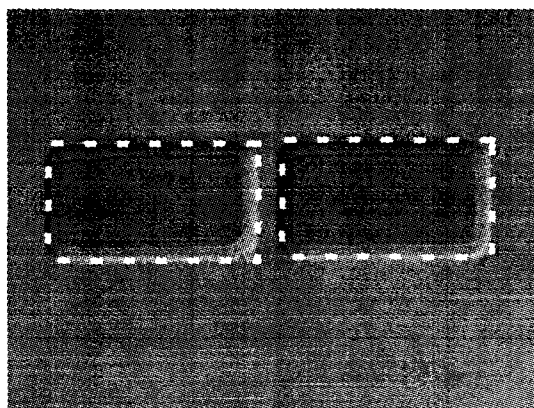


Figure II.14: Vue de dessus d'une structure GaAs/AlGaInP gravée par une solution HCl:KIO₃ (1:1). KIO₃ est concentré à 0,1 mol/l. On distingue une importante sous-gravure de l'AlGaInP.

Le contour en pointillé symbolise le masque de résine qui a été enlevé après l'attaque. On remarque le caractère fortement anisotrope de cette solution sur les matériaux phosphorés car l'épaisseur totale gravée sur cet échantillon n'est que de 1500 Å alors que nous relevons une gravure latérale de l'AlGaInP de l'ordre de 2 à 3 microns. De plus, l'observation par microscopie à balayage électronique montre un profil de MESA particulièrement mal défini. Toutes ces constatations, nous ont poussé à poursuivre nos investigations vers un autre agent oxydant.

Une solution à base de bichromate de potassium K₂Cr₂O₇ [26] répond au même exigence de stabilité que le KIO₃ dans la mesure où son potentiel d'oxydoréduction est de 1,23 V. Il est inférieur à celui de Cl⁻ dont nous rappelons ici la valeur: 1,77 V. Bien que cette solution soit également stable, elle a toutefois donné exactement le même type de résultats que KIO₃, à savoir, une sous gravure importante du matériau phosphoré similaire à celle présentée sur la figure II.14.

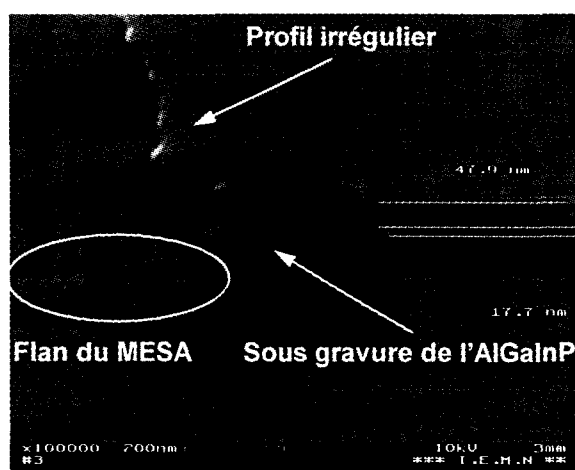


Figure II.15: Vue en section de la structure GaAs/AlGaInP/GaAs gravé par une solution $HCl:K_2Cr_2O_7$. On distingue une sous-gravure de l'AlGaInP et la très mauvaise définition du MESA.

En définitive, il semble que l'utilisation de sels tels que KIO_3 ou $K_2Cr_2O_7$ associé à un acide comme HCl ne conviennent pas dans la cadre de nos applications. Ce phénomène est lié à une anisotropie de la gravure du matériau $AlGaInP$. Nous nous sommes donc tournés vers une autre solution qui consiste à utiliser un acide ayant la capacité à graver les matériaux phosphorés et pouvant simultanément agir comme oxydant. A notre connaissance le seul acide qui répond à ces exigences est l'acide iodique HIO_3 . Cet acide est connu pour sa gravure de l' InP [43] [46] mais il n'a pas fait à ce jour l'objet d'études fouillées dans le cadre de la gravure de matériaux arséniés.

II.3.1.2.3 Etude des solutions à base d'acide iodique HIO_3

Les résultats décevants obtenus avec les solutions non sélectives basées sur un mélange conjoint d' HCl et d'oxydant tels que KIO_3 ou $K_2Cr_2O_7$ alors que les problèmes de stabilité étaient résolus, nous ont conduits vers l'étude d'agents naturellement non sélectifs. A notre connaissance, seul l'acide iodique HIO_3 répond à cette exigence. Cet acide est en effet le seul à notre connaissance capable de graver les matériaux

phosphorés et arséniés. Toutefois, les études reportées dans la littérature ne traitent de son utilisation que dans le cadre de la gravure de l'InP et à notre connaissance aucune étude fouillée sur les matériaux arséniés n'a été publiée. C'est en fait une phrase faisant allusion à la gravure de l'InGaAs par HIO_3 [43] qui nous a poussé à l'étudier pour la gravure non sélective des matériaux arséniés et phosphorés.

L'acide iodique HIO_3 a la capacité de graver les matériaux phosphorés suivant le même principe que l'acide chlorhydrique et il tient son pouvoir de graver des matériaux arséniés de son caractère d'oxydant très puissant. Ainsi, les deux fonctions sont réunies (acide + oxydant). Il se présente sous forme cristalline. Dans un premier temps, nous avons étudié cet acide en le diluant dans l'eau afin d'ajuster sa concentration molaire. Les concentrations molaires de 5 mol/l, 2 mol/l et 1,5 mol/l ont été étudiées. La concentration la plus importante a donné une vitesse de gravure de $2,4 \mu\text{m}/\text{min}$ sur GaAs et $1700 \text{ \AA}/\text{min}$ sur AlGaInP. La morphologie sur AlGaInP était de très bonne qualité alors que sur GaAs une couche blanchâtre superficielle et particulièrement rugueuse est apparue après gravure. Elle semble être le résultat d'une violente oxydation du GaAs par l'acide iodique.

Une dilution de la solution à 1,5 mol/l a permis de faire chuter de manière drastique la vitesse de GaAs avec une valeur de $10000 \text{ \AA}/\text{min}$ tout en maintenant une vitesse correcte de $1000 \text{ \AA}/\text{min}$ sur AlGaInP. Malheureusement, comme dans le cas précédent, la morphologie sur GaAs montre une importante rugosité (fig. II.16a) qui est le résultat du même dépôt blanchâtre superficielle, alors que la morphologie sur AlGaInP est particulièrement correcte (fig. II.16b).

Les résultats en terme de morphologie et surtout de vitesse de gravure beaucoup trop différentes entre GaAs et AlGaInP interdisent l'emploi de cette solution dans le cas d'une hétérostructure multiple.

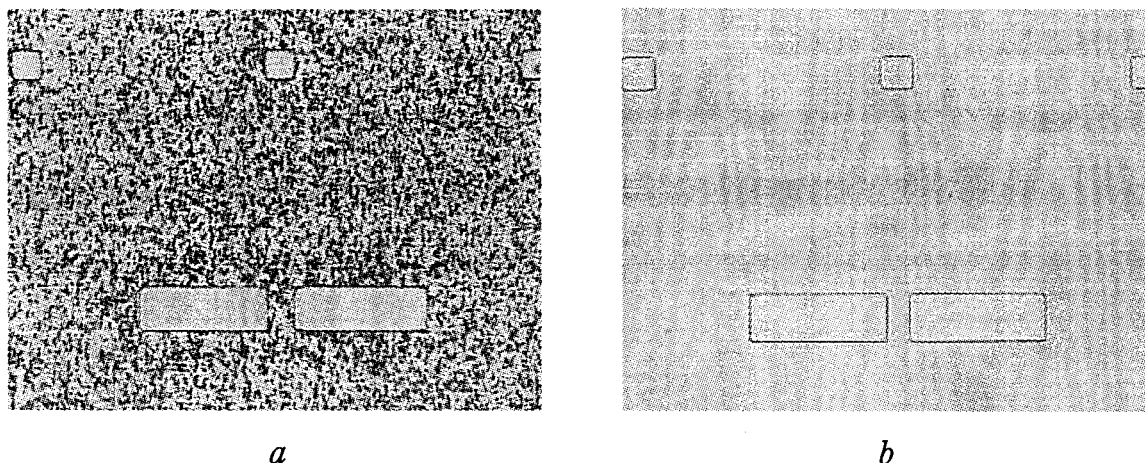


Figure II.16: Morphologie de surface de GaAs a) et AlGaInP b) gravée par une solution d'acide iodique pur concentré à 1,5 mol/l. Dans les deux cas la profondeur de gravure est de 1000 Å.

Cependant, le pouvoir très puissant d'oxydation de l'acide iodique nous a fait penser qu'il était peut être possible de l'utiliser uniquement pour son pouvoir d'oxydation en le diluant et en l'associant à l'acide chlorhydrique. Par ailleurs, le potentiel d'oxydoréduction de l'ion IO_3^-/I_2 étant inférieur, comme nous l'avons vu pour KIO_3 , à celui de Cl^- nous pouvons attendre de l'association $\text{HIO}_3:\text{HCl}$ une solution stable. Nous avons donc dilué l'acide iodique à une concentration de 0,2 mol/l afin de ne préserver que sa propriété d'oxydation. En effet, à cette concentration l'AlGaInP et le GaAs ne sont plus gravés. Différentes solutions ont alors été testées.

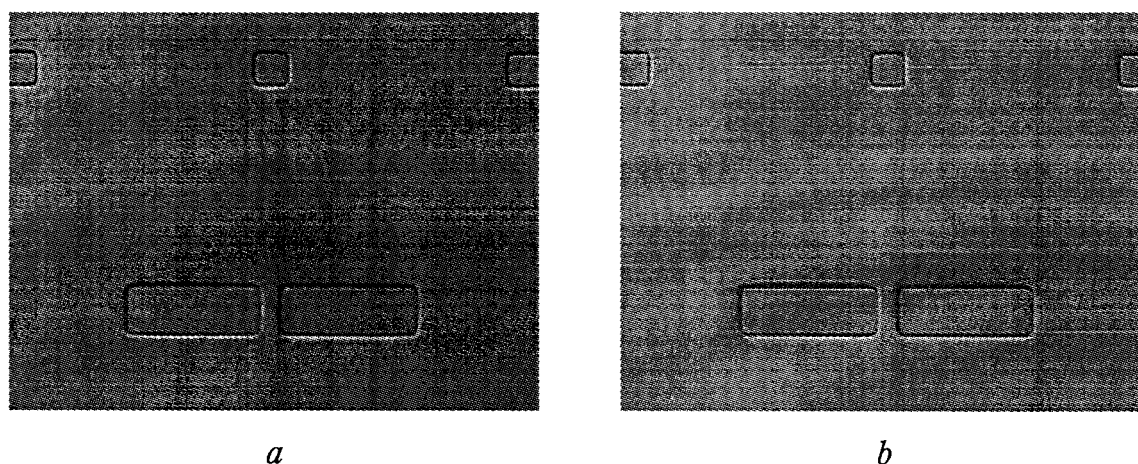


Figure II.17: Morphologie de surface de GaAs a) et AlGaInP b) gravée par une solution $\text{HIO}_3:\text{HCl}:\text{H}_2\text{O}$ (1:1:30) pendant 1 minute. HIO_3 est concentré à 0,2 mol/l.

La solution $\text{HIO}_3:\text{HCl}:\text{H}_2\text{O}$ (1:1:30) où l'acide iodique est concentré à 0,2 mol/l a donné sur GaAs et AlGaInP d'excellentes morphologies (fig. II.17) associée à des vitesses de gravure similaires de 1000 Å/min. Suite à ces bons résultats, cette solution a été étudiée en fonction de la dilution.

On observe sur la figure II.18, une dépendance modérée de la vitesse de gravure ainsi qu'une vitesse de gravure identique pour GaAs et AlGaInP dans toute la gamme de dilution. L'évolution comprise entre 1000 Å/min et 300 Å/min s'effectue sur une très large gamme de dilution (x compris entre 20 et 100) permettant ainsi un grand contrôle et une très bonne reproductibilité liée à la très faible sensibilité de la vitesse de gravure à la dilution lorsque x dépasse 20. De plus il apparaît, que la présence de l'acide iodique même à très faible concentration, gouverne complètement le mécanisme de gravure.

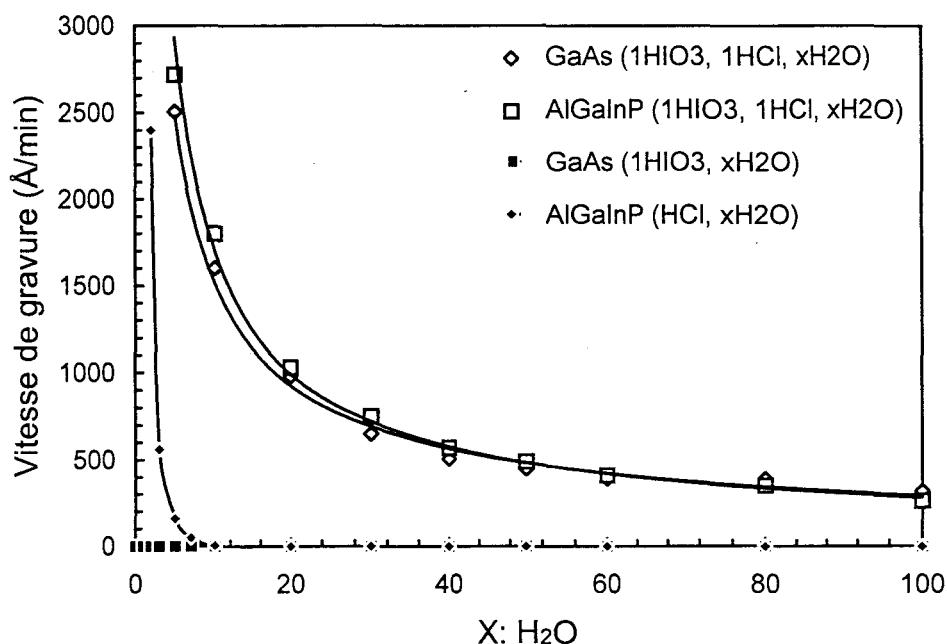


Figure II.18: Vitesses de gravure de GaAs et AlGaInP en fonction de la dilution de la solution $\text{HCl}:\text{HIO}_3$.

En effet, sur la figure II.18, l'évolution par une solution ($\text{HCl}:\text{H}_2\text{O}$) de la vitesse de gravure de AlGaInP permet de constater une forte diminution de cette dernière passant de 1,8 μ/min à 560 Å/min pour une solution dont les proportions passent de

(1:1) à (1:3). Cette variation brutale est due à la dissociation drastique de la molécule HCl dans l'eau. Ce phénomène semble fortement limité lorsque l'acide iodique est ajouté à la solution permettant ainsi un très bon contrôle de la vitesse de gravure de AlGaInP. Sur la figure II.18 est aussi représentée la vitesse de gravure de GaAs par l'acide iodique concentré à 0,2 mol/l. On constate que la vitesse est négligeable ce qui confirme le rôle essentiellement oxydant de l'acide iodique (HIO_3).

La stabilité dans le temps de cette solution a été vérifiée. La figure II.19 représente la variation de la vitesse de gravure de GaAs et de l'AlGaInP en fonction du temps pour la solution ($\text{HIO}_3:\text{HCl}:\text{H}_2\text{O}$) dont la composition est (1:1:20). Nous observons une fluctuation inférieure à 10 % après 80 minutes. En comparaison, Flemish et al. avaient observé une variation supérieure à 250 % [41] (fig. II.13).

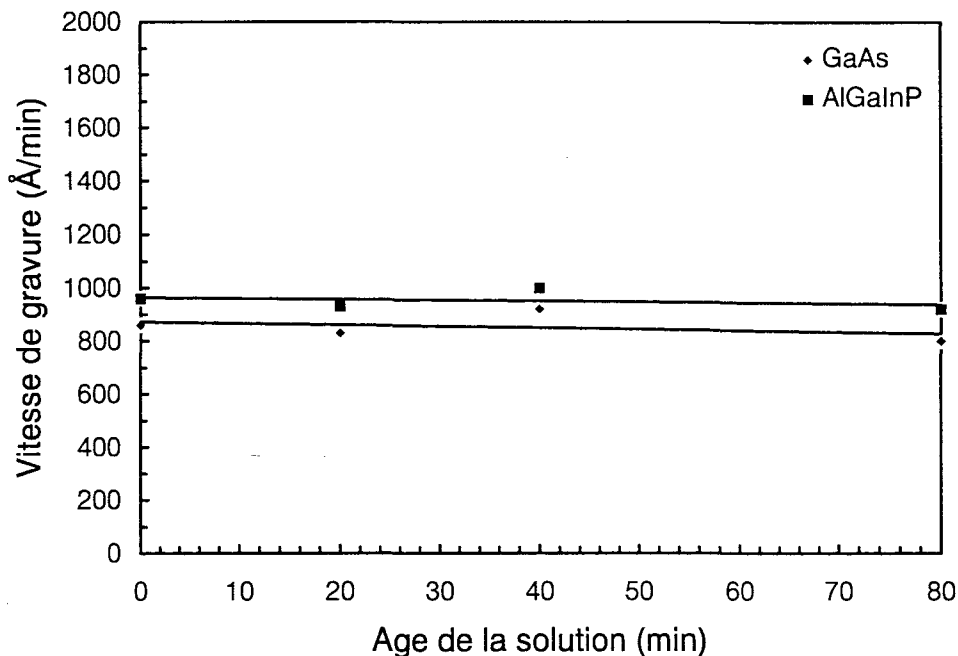


Figure II.19: Evolution de la vitesse de gravure de GaAs et AlGaInP en fonction du temps dans la solution ($\text{HIO}_3:\text{HCl}:\text{H}_2\text{O}$) dont la composition est (1:1:20).

En ce qui concerne le profil de gravure, nous avons observé une légère sur-gravure au bord du masque (fig. II.20). Cet effet, qui n'apparaît que lorsque la gravure est limitée par la diffusion, est liée à une sur-concentration locale des réactifs [48].

Toutefois, cette sur-gravure n'est pas ici pénalisante dans la mesure où le rapport b/a (fig. II.20) est compris entre 1,5 et 2 et ne peut pas induire de coupure du métal de grille lors de la descente de MESA.

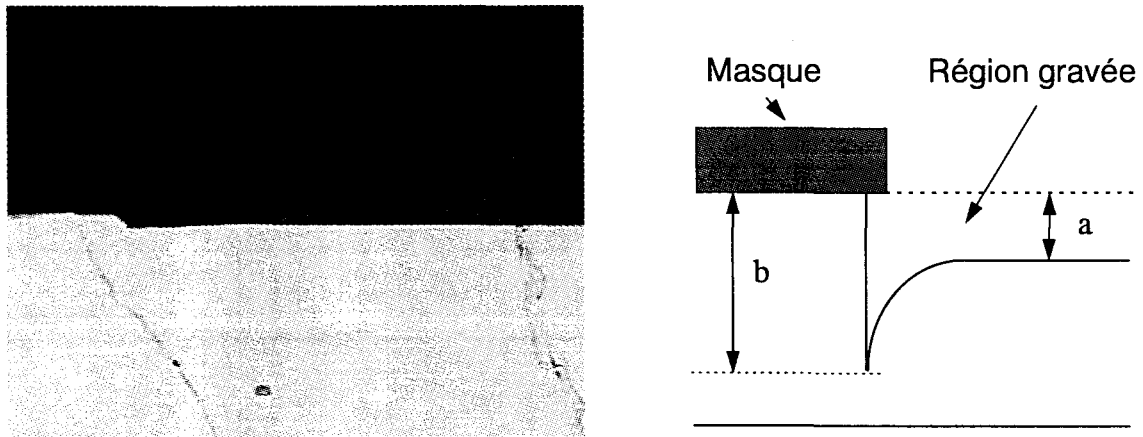


Figure II.20: Vue en section de GaAs gravé par une solution ($\text{HIO}_3\text{:HCl:H}_2\text{O}$) dont la composition est (1:1:20).

Pour conclure ce travail, la figure II.21 montre le profil de MESA sur une structure $(\text{Al}_{0.7}\text{Ga}_{0.3})_{0.5}\text{In}_{0.5}\text{P/GaAs}$ similaire à celle de la figure II.14. Contrairement au résultat de la gravure sur cette hétérostructure par la solution HCl:KIO_3 (fig. II.14), on ne relève ici aucune sous-gravure liée à une anisotropie de gravure de l' AlGaInP et le MESA est bien défini contrairement à ce qui est présenté sur la figure II.15.

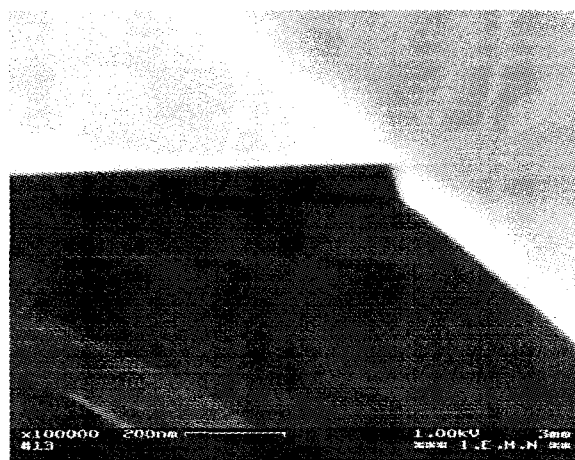


Figure II.21: Vue en section de la structure GaAs/AlGaInP/GaAs gravé par une solution ($\text{HIO}_3\text{:HCl:H}_2\text{O}$) dont la composition est (1:1:20).

Conclusion

Lors de cette étude, nous avons mené des investigations sur une nouvelle solution non sélective entre matériaux arséniés et phosphorés. Après avoir éliminé les solutions classiques comme $\text{HCl}:\text{H}_2\text{O}_2$ en raison de leur instabilité, nous avons essayé dans un premier temps, des solutions associant HCl avec un agent oxydant comme KIO_3 ou $\text{K}_2\text{Cr}_2\text{O}_7$. Ces agents oxydants ont été choisis parce que leurs potentiels d'oxydoréduction étaient plus faibles que celui de Cl^- . Cela permet d'éviter toute réaction interne dans la solution lors du mélange. Ainsi, les solutions ($\text{HCl}:\text{KIO}_3$) et ($\text{HCl}:\text{K}_2\text{Cr}_2\text{O}_7$) ont permis d'obtenir des solutions stables dans le temps associées à de très bonnes morphologies de surface sur GaAs et AlGaInP . Malheureusement, appliquées à une hétérostructure, ces solutions provoquent une importante sous-gravure de l' AlGaInP .

L'acide iodique est naturellement non sélectif entre matériaux phosphorés et arséniés. Utilisé à forte concentration (1,5 mol/l), il a donné une très mauvaise morphologie sur GaAs . Par ailleurs, les vitesses de gravure sur AlGaInP et GaAs sont trop différentes pour une utilisation simple.

Cependant, l'association de l'acide iodique très dilué à 0,2 mol/l et de l'acide chlorhydrique a permis d'obtenir de très bons résultats en terme de morphologie de surface sur les deux matériaux. De plus, des vitesses de gravure similaires ont été obtenues sur une large gamme de dilution ce qui assure un bon contrôle et une bonne reproductibilité de la gravure. Finalement, cette solution a été appliquée à une hétérostructure et a permis d'obtenir un profil convenable pour nos applications.

II.2.3 Le contact ohmique

Introduction

L'optimisation des HEMTs est conditionnée par la réalisation de contacts

ohmiques de source et de drain de faible valeur. L'optimisation des contacts ohmiques s'inscrit donc ici dans notre objectif global d'optimisation des transistors pseudomorphiques phosphorés. Ils contribuent à l'obtention de faibles résistances d'accès de source et de drain indispensable pour atteindre des transconductances et des fréquences de coupure élevées [49]. Les transconductances extrinsèques et intrinsèques d'un transistor à effet de champ sont en effet intimement liés à la valeur de la résistance de source R_s par la relation:

$$gm_{ext} = \frac{gm_{int}}{1 + R_s gm_{int}}$$

Par ailleurs, le gain puissance qui est un paramètre prépondérant dans nos applications est lui aussi fortement affecté par le résultat de cette optimisation puisqu'il diminue lorsque R_s augmente:

$$MAG = \left(\frac{F_T}{f}\right)^2 \frac{1}{4Gd(Rg + R_s + Ri + \pi F_T L_s) + 4\pi F_T Cgd(2Rg + Ri + R_s + 2\pi F_T L_s)}$$

En pratique, des résistances de contacts comprises entre 0,1 et 0,15 Ω .mm sont nécessaires afin d'obtenir les meilleures performances possibles en petit et en grand signal (puissance) [50] [51].

La difficulté majeure à laquelle nous sommes confrontés est l'utilisation de matériaux à large bande interdite. L'AlGaInP voit en effet la largeur de sa bande interdite évoluer en fonction de la composition en aluminium d'une valeur de 1,9 eV pour le GaInP jusqu'à 2,4 eV pour AlInP. Ces valeurs importantes induisent une limitation du passage des électrons par effet tunnel indispensable à la réalisation de contacts ohmiques performants. La seconde difficulté, de taille, est l'absence totale à l'heure actuelle d'études sur la formation des contacts sur des structures comportant des matériaux phosphorés. Dans les articles publiés, les auteurs rapportent [17] [52] l'utilisation de contacts ohmiques qui ont été optimisés pour la filière

pseudomorphique AlGaAs/InGaAs. Ces contacts se révèlent souvent peu performants en présence de phosphures puisque les valeurs des résistances de source sont typiquement de l'ordre de $1 \Omega \cdot \text{mm}$ alors qu'un contact optimisé devrait pouvoir donner une valeur inférieure à $0,5 \Omega \cdot \text{mm}$.

II.2.2.1 Contact ohmique AuGeNi sur GaAs

Les dépôts de métallisation des contacts ohmiques sont réalisés dans un bâti MECA 2000 par évaporation sous un vide poussé de l'ordre de 10^{-6} à 10^{-8} Torr. Les recuits des contacts ohmiques se font dans un four de recuit rapide sous atmosphère d'azote hydrogéné ($90\% \text{N}_2 + 10\% \text{H}_2$). Il a été montré qu'un recuit thermique rapide présente des avantages par rapport à un recuit longue durée dans un four tubulaire. Ces recuits ont conduit non seulement à une meilleure résistance de contact mais également à une interface de meilleure qualité, une morphologie améliorée, et des bords de plots mieux définis [53] [54].

Structure d'étude:

La figure II.22 présente la structure sur laquelle nous avons réalisé l'étude des contacts ohmiques.

GaAs	$5 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$	50 nm	
$(\text{Al}_{0.5}\text{Ga}_{0.5})_{0.5}\text{In}_{0.5}\text{P}$	nid	25 nm	
$(\text{Al}_{0.5}\text{Ga}_{0.5})_{0.5}\text{In}_{0.5}\text{P}$	nid	5 nm	$\delta 1 = 6 \times 10^{12} \text{ cm}^{-2}$
$\text{In}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{As}$	nid	12 nm	
buffer GaAs		300 nm	
Substrat: GaAs S.I.			

Figure II.22: Structure d'étude des contacts ohmiques.

Cette structure est issue de l'optimisation de l'épitaxie et est celle utilisée pour la réalisation des transistors. La résistance par carré de cette structure est de 150Ω .

Les plots de contacts de l'échelle de résistances sont définis par lithographie optique et technique du lift-off. Un MESA d'isolation est réalisé à l'aide de la solution de gravure $\text{HIO}_3:\text{HCl}:\text{H}_2\text{O}$ (1:1:30).

Les contacts ohmiques les plus fréquemment utilisés sur les structures de transistors pseudomorphiques AlGaAs/InGaAs sur GaAs comportant un cap épais en GaAs fortement dopé ($5 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$) sont réalisés à partir d'un alliage d'or et de germanium de composition proche de l'eutectique (soit en poids 88 % d'or et 12 % de germanium) [55]. Une couche de nickel sert de barrière à la diffusion entre le système AuGe et la dernière couche qui est un épaissement d'or. Ce type de contact ohmique AuGe/Ni/Au sur GaAs donne une très bonne résistivité après un recuit thermique rapide dans une gamme de températures allant de 420 à 450°C. Le recuit de l'alliage AuGe permet la diffusion et l'incorporation du dopant de type n: le germanium.

Des analyses par TEM et rayons X de l'interface de la structure GaAs/AuGe/Ni/Au ont été réalisées afin de déterminer quels étaient les principaux mécanismes qui gouvernent la formation du contact [56] [57] [58] [59]. Ces études ont été effectuées en fonction de la température du recuit. Elles ont montré que, pour une température inférieure à 400°C, les phases NiGe et NiAs se forment. La première apparaît à l'intérieur de la métallisation et la seconde par diffusion du nickel dans le matériau. On assiste aussi à une diffusion de l'or dans le semi-conducteur et à une exodiffusion de la plupart du Ga ainsi que d'une partie de l'As. A ce stade, la résistivité de contact est encore élevée ($>10^{-4} \Omega \cdot \text{cm}^2$) puisque la plupart du germanium est toujours piégé dans la phase NiGe et n'est pas encore en contact avec le GaAs. Pour les températures supérieures à 400°C, des réactions significatives sont observées. Le germanium, qui était piégé dans la phase NiGe, passe dans la phase NiAs pour créer une phase ternaire NiGeAs très peu résistive qui diffuse dans le matériau.

Par ailleurs, l'exodiffusion du Ga mène à la formation en surface de binaires Au_7Ga (β -AuGa) et Au_2Ga (β' -AuGa).

A ce stade de très faibles résistivités d'environ $10^{-6} \Omega \cdot \text{cm}^2$ sont obtenues et sont

attribuées à l'interface formée entre le semi-conducteur et le composé NiGeAs. Ce dernier mène à une dégénérescence de l'interface par diffusion du germanium et contribue à une faible résistance de contact. Un recuit à une température qui avoisine 500°C a pour conséquence d'accroître la taille des composées NiGeAs résultant en une dégradation simultanée de la résistivité de contact, de la morphologie et du profil des bords des contacts.

Des études complémentaires sur la composition de ce contact indiquent que de plus faibles résistances de contact peuvent être obtenues lorsque le rapport des épaisseurs Ni/Ge est compris entre 0,7 et 1 [60]. De plus, des investigations menées pour déterminer la séquence optimale ont montré que l'introduction d'une couche de nickel à l'interface AuGe/GaAs sert à améliorer de manière significative la morphologie du contact ainsi que l'uniformité de sa valeur à travers une plaque [61].

Sur ces principes, les métallisations alliées ou non alliées utilisés au laboratoire sur différentes filières de composants (HEMT, HIGFET) ont fait l'objet d'une étude sur notre filière. Ainsi, les métallisations Ni/Ge/Au/Ti/Au et AuGe/Ni/Au couramment utilisées sur le HEMT pseudomorphique AlGaAs/InGaAs [62] et le HIGFET AlGaAs/InGaAs [63] [64] ont été appliquées à notre structure.

II.2.2.2 L'étude de différentes métallisations

II.2.2.2.1 Métallisation Ni/Ge/Au/Ti/Au

La métallisation Ni/Ge/Au/Ti/Au (150Å/195Å/390Å/500Å/2000Å) [65] [62] a fait l'objet d'études dans notre laboratoire en vue d'une application à la filière HEMT AlGaAs/InGaAs. Sur cette filière, elle donne avec une très bonne reproductibilité des résistances de contact inférieures à 0,1 Ω .mm pour un couple température-durée de recuit de 400°C-40 secondes. Elle permet d'obtenir des résistances de source tout à fait comparables au meilleur niveau mondial compris entre 0,3 et 0,5 Ω .mm [62].

En s'appuyant sur cette expérience, cette métallisation a fait objet de tests sur notre structure. Sur la figure II.23 sont représentés les résultats de l'optimisation

température-durée de recuit sur la structure d'étude (fig. II.23).

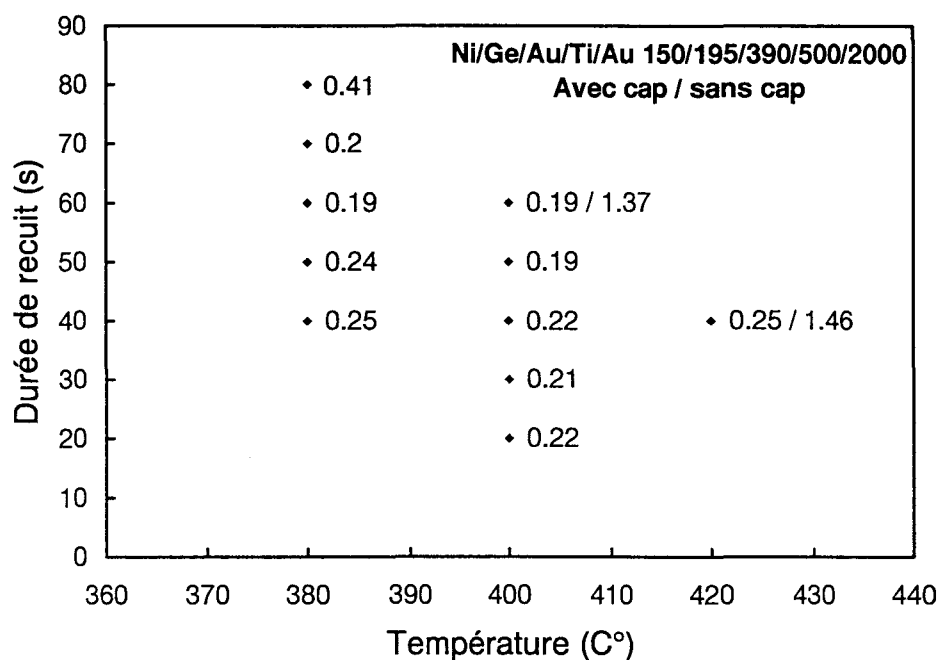


Figure II.23: Résistances de contact de Ni(150)/Ge(195)/Au(390)/Ti(500)/Au(2000Å) obtenus sur la structure d'étude. Le résultat est exprimé en $\Omega.mm$.

La caractéristique courant-tension n'est ohmique que pour des températures supérieures à 380°C.

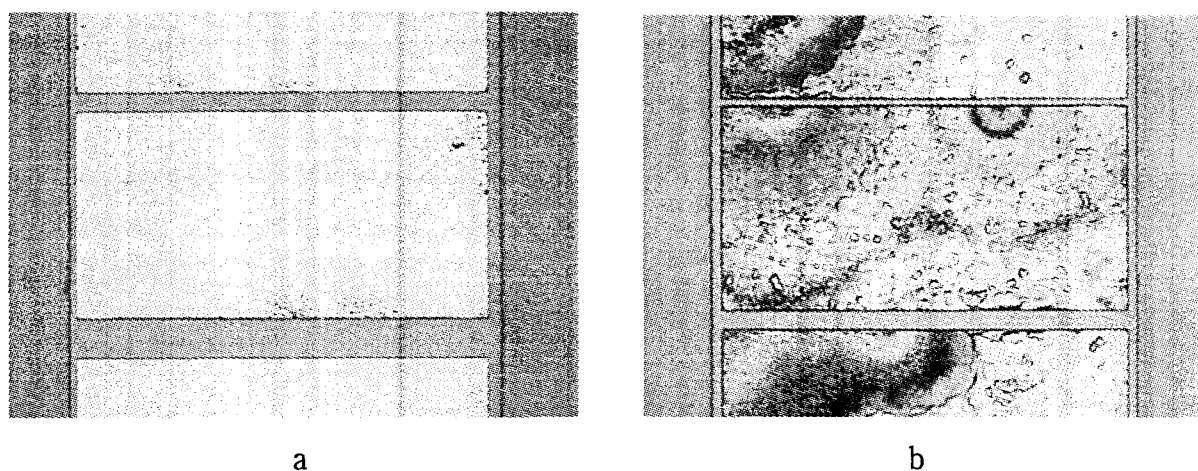


Figure II.24: Morphologie du contact de Ni(150)/Ge(195)/Au(390)/Ti(500)/Au(2000Å) après recuit à 400°C durant 50 secondes a) et 420°C durant 20 secondes b).

A 380°C, une résistance de contact minimale de 0,19 Ω .mm, qui équivaut à une résistivité spécifique de $2,3 \times 10^{-6} \Omega$.cm², est obtenue pour un recuit de 60 secondes.

L'augmentation de la température à 400°C (fig. II.24.a) a pour effet de maintenir constante la valeur de la résistance de contact mais pour une durée de recuit réduite à 50 secondes. Ce phénomène s'explique par une diffusion précoce de la métallisation due à l'augmentation de la température. L'augmentation de cette dernière s'accompagne d'une dégradation de la morphologie et d'une augmentation de la résistance de contact (fig. II.24.b), ces deux phénomènes étant probablement liés. Des essais à plus hautes températures ont montré une aggravation de ces phénomènes.

Ces résultats sont relativement médiocres en comparaison à ceux obtenus sur la filière pseudomorphique AlGaAs/InGaAs dont la valeur est inférieure à 0,1 Ω .mm. Afin d'expliquer ce résultat, nous avons opéré une gravure du cap en GaAs par gravure sélective avec AlGaInP afin d'annihiler l'influence du cap dont le dopage élevé et l'épaisseur masquent de manière non négligeable les problèmes qui peuvent être liés à la connexion du gaz bidimensionnel par le contact ohmique. Nous avons relevé à nouveau dans ces conditions la résistance de contact. Des valeurs de 1,37 Ω .mm et de 1,46 Ω .mm ont été mesurées sur des échantillons recuits à 400 et 420°C pour une durée respective de 60 et 40 secondes.

Ces valeurs élevées soulignent le fait que ce contact à été optimisé essentiellement sur le cap et démontrent la difficulté particulièrement élevée à contacter le gaz bidimensionnel à travers un matériau dont le gap est aussi important (AlGaInP: 2,2 eV). Il semble, en effet, que l'effet tunnel pur réponde largement aux exigences d'un contact ohmique de cette nature sur la filière pseudomorphique AlGaAs/InGaAs dont la barrière de potentiel à l'interface GaAs n⁺/AlGaAs n'est que de 0,2 eV associée à une hauteur de bande interdite qui n'excède pas 1,7 eV.

Par ailleurs, nous avons vu, au début de cette partie, l'importance des réactions intermétalliques qui interviennent entre les composants de ce contact et l'arsenic des matériaux semi-conducteur. Les investigations montrent en effet la création d'un composé NiGeAs dont la très faible résistivité entraîne de faibles résistances de contact. Si le contact réagit effectivement avec le cap GaAs et par diffusion avec la

barrière AlGaAs, tous deux à caractère arsénié, qu'en est-il de la réaction avec une barrière à caractère phosphoré ? Il semble toutefois à la vue de ces constatations qu'il est nécessaire de s'orienter vers une métallisation de contact ohmique dont les propriétés de diffusion et, par voie de conséquence, de tenue en température permettront par une diffusion jusqu'au canal la connexion du gaz bidimensionnel.

Dans cet objectif, nous nous sommes penchés sur la métallisation AuGe/Ni/Au [56] [57] [58] [59]. Cette métallisation a fait l'objet de nombreuses études dans le monde et au laboratoire [62] [63] [64] dans le cadre de la réalisation de transistors MESFET, HEMT et HIGFET dont certaines structures comportent de l'AlGaAs très résistif puisque le taux d'aluminium est de 75 % ce qui correspond à une hauteur de bande interdite de 1,9 eV.

II.2.2.2 Métallisation AuGe/Ni/Au

Cette métallisation de contact ohmique AuGe/Ni/Au (1000Å/300Å/1500Å) a tout particulièrement retenu notre attention pour sa capacité de tenue à haute température. En effet, elle a montré sur des structures arséniées que d'excellentes résistivités de contact ont pu être obtenues dans une large gamme de températures allant de 400°C à 500°C. Les recuits à 400°C présentent simultanément une faible résistivité et une très belle morphologie. Un contact recuit à 500°C présente, certes, une morphologie dégradée mais donne encore, à l'inverse de la métallisation étudiée précédemment, une très bonne résistance de contact [64]. C'est cette possibilité de recuit à très haute température, permettant une profonde diffusion, qui nous poussé à étudier cette métallisation sur notre structure. La figure II.25 présente les mesures de résistances de contact de la métallisation AuGe/Ni/Au après recuit thermique rapide pour différentes durées de recuit dans une gamme de températures allant de 420°C à 500°C.

La caractéristique courant-tension n'est ohmique que pour des températures supérieures à 400°C. A 420°C, une résistance de contact de l'ordre de 0,25 Ω.mm est relevée et montre qu'à cette température la diffusion de la métallisation est faible.

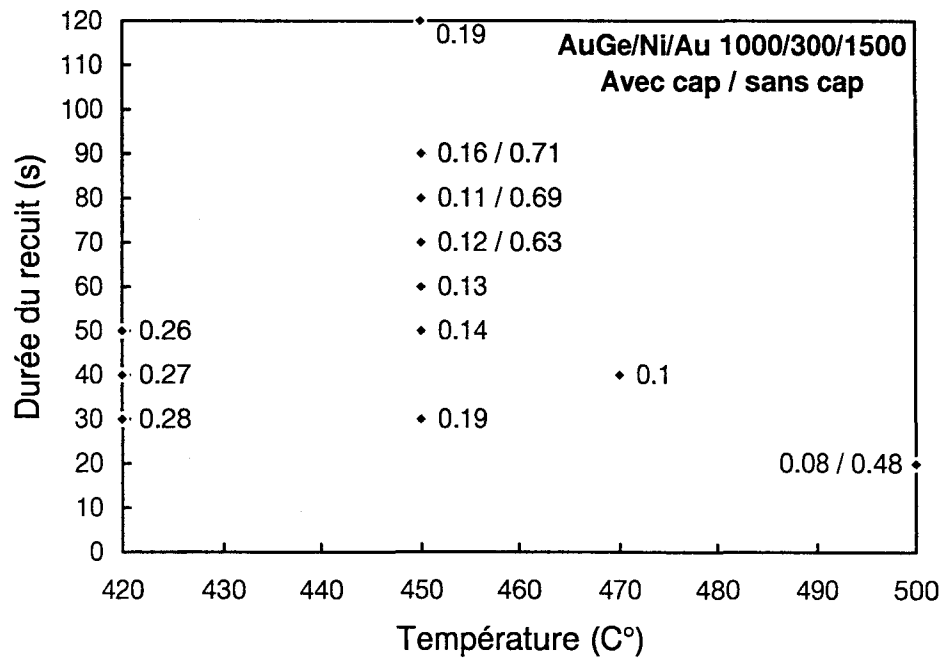


Figure II.25: Résistances de contact de AuGe(1000)/Ni(300)/Au(1500Å) obtenus sur la structure d'étude. Le résultat est exprimé en $\Omega \cdot mm$.

A l'inverse de la précédente métallisation (Ni/Ge/Au/Ti/Au) la morphologie à cette température est excellente. Nous relevons une résistance de contact minimale de 0,11 $\Omega \cdot mm$ à 450°C pour une durée de recuit de 80 sec, avec une morphologie associée encore d'excellente qualité (fig. II.26).

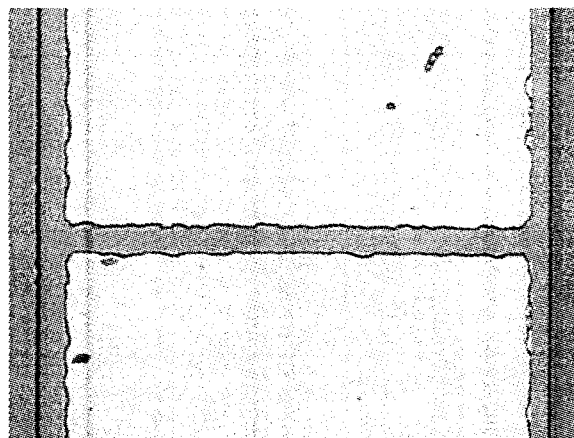


Figure II.26: Morphologie du contact de AuGe(1000)/Ni(300)/Au(1500Å) après recuit à 450°C durant 80 secondes.

A cette température, la résistance de contact mesurée sans cap est de l'ordre de 0,65 Ω .mm. Cette valeur est deux fois plus faible que celle obtenue avec la métallisation précédente dont il faut noter, à ce stade, qu'elle se dégradait fortement à l'application de telles températures. Ce résultat témoigne d'une diffusion plus importante de l'alliage vers le canal liée à l'augmentation de la température.

D'une augmentation de la température à 470°C résulte, bien que la morphologie commence à se détériorer (fig. II.27), en une diminution de la résistance de contact à une valeur de 0,1 Ω .mm. Elle montre ainsi la poursuite de la diffusion de la métallisation à travers la structure toujours liée à l'augmentation de la température.

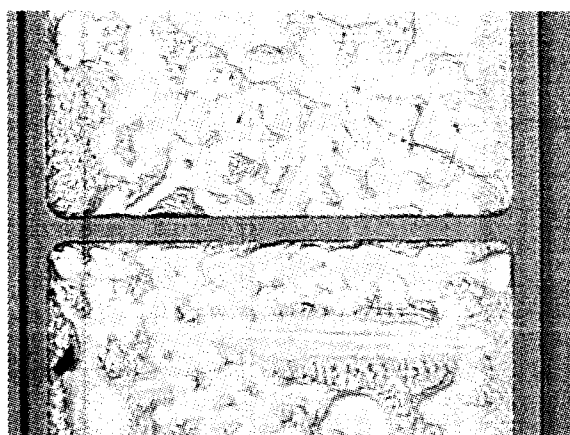


Figure II.27: Morphologie du contact de AuGe(1000)/Ni(300)/Au(1500Å) après recuit à 500°C durant 20 secondes.

Un recuit rapide de 500°C appliqué pendant 20 secondes a permis d'obtenir une résistance de contact de 0,08 Ω .mm qui équivaut à une résistivité spécifique de $1 \times 10^7 \Omega$.cm². A notre connaissance, il s'agit là de la résistance de contact de type n la plus faible jamais obtenue sur cette filière de composant. Cette résistance est notamment près de dix fois plus faible que les données déjà publiées dans la littérature [15]. La morphologie à cette température est très fortement dégradée mais ne semble pas influencer sur le résultat de la résistance de contact puisque passant de 470°C à 500°C cette dernière continue de diminuer. Sur la fig. II.27, on aperçoit en surface une structure dendritique qui se produit dans le cas de métaux purs ou d'alliages quand il existe une surfusion au voisinage d'une interface solide-liquide [66].

Toutefois, dans le souci de réduire encore la résistance de contact, et en nous basant sur la conclusion selon laquelle la profondeur de diffusion entraîne de faibles résistances, nous avons à nouveau optimisé cette métallisation sur une structure dont le cap initialement de 500 Å a été ramené à 250 Å. Le dopage de ce cap a été doublé passant de 5×10^{18} à 10^{19} cm^{-3} afin de préserver une faible résistance par carré qui passe toutefois de 150 Ω à 270 Ω.

II.2.2.2.3 Optimisation du contact AuGe/Ni/Au sur structure a cap fin

La fig. II.28 présente les résultats de résistance de contacts sur une structure à cap fin (250 Å).

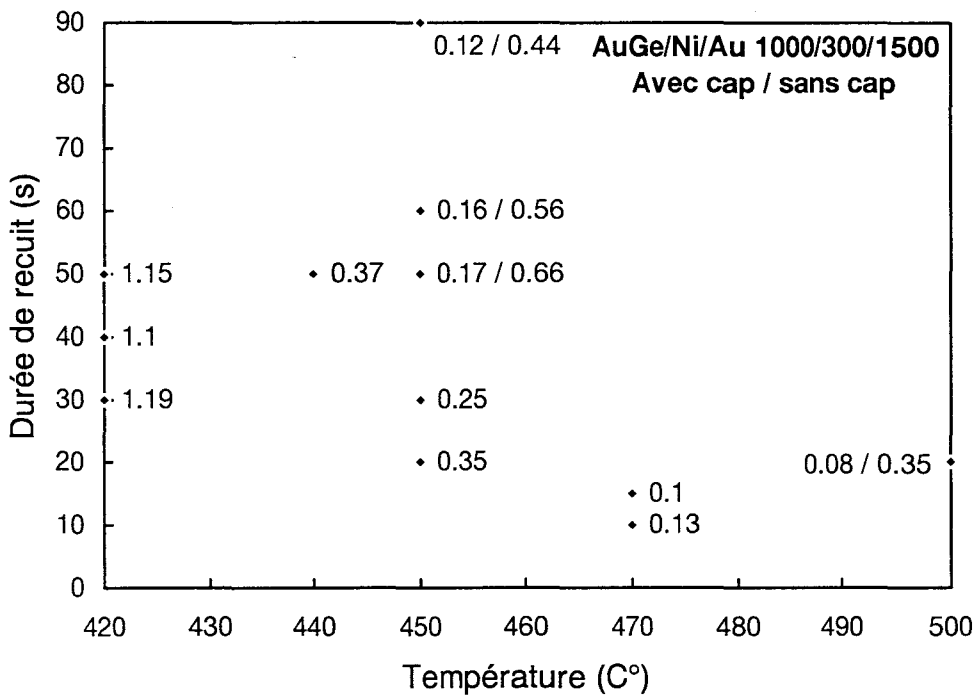


Figure II.28: Résistances de contact de AuGe(1000)/Ni(300)/Au(1500Å) obtenus sur une structure à cap fin. Le résultat est exprimé en Ω.mm.

On distingue rapidement que les valeurs sont supérieures à température et à

durée de recuit équivalentes, comparée à la structure à cap épais (notamment à 420°C). Ce comportement est dû à l'amincissement du cap beaucoup moins conducteur montrant ainsi qu'à faible température l'optimisation ne s'effectue que sur le cap.

A 450°C, le fait remarquable est la diminution de la résistance de contact mesurée sans cap de 0,44 Ω .mm contre 0,71 Ω .mm dans le cas du cap épais signifiant ainsi une diffusion plus importante de l'alliage à travers toute la structure jusqu'à proximité du canal et ce à température et durée de recuit identiques. Cette tendance est confirmée pour un recuit à 500°C pendant 20 secondes où les résistances de contact avec cap sont identiques et égales à 0,08 Ω .mm mais une diminution de la résistance de contact sans cap qui passe de 0,48 Ω .mm à 0,35 Ω .mm.

Ce dernier résultat met clairement en évidence le phénomène de diffusion de la métallisation lors du recuit. Effectivement, à température et temps de recuit identique (500°C, 20 secondes), la métallisation semble atteindre plus rapidement le canal sur la structure à cap fin puisque la résistance de contact après gravure du cap est plus faible sur cette structure en comparaison avec la structure à cap épais (0,35 contre 0,48 Ω .mm). Cette différence est liée à l'épaisseur plus faible de la structure à cap fin.

Afin de mieux comprendre le mécanisme de formation du contact, nous avons entrepris une analyse ESCA des espèces diffusantes. La figure II.29.a représente les profils ESCA d'un contact ohmique AuGe/Ni/Au sur une structure dotée d'un cap fin sans recuit et après recuit thermique rapide à 400°C durant 40 sec (fig.II.29.b). La figure II.29.b indique clairement un exodiffusion de gallium provenant du cap et d'or qui est à l'origine contenu dans alliage AuGe vers la surface pour former avec une phase AuGa.

On relève aussi une diffusion importante de la barrière de nickel vers l'intérieur du semi-conducteur ainsi qu'une pénétration importante du germanium dans le semi-conducteur couplé à une exodiffusion du phosphore. Comme nous l'avons décrit grâce aux études antérieures (§ II.2.2.1), une phase NiGeAs liée à la nature du cap semble se former à l'interface et bien qu'il soit difficile d'affirmer avec certitude, une phase à

base de composés phosphorés (NiGeP, NiP, GeP) à l'interface métallisation/semi-conducteur semble aussi se créer à l'interface.

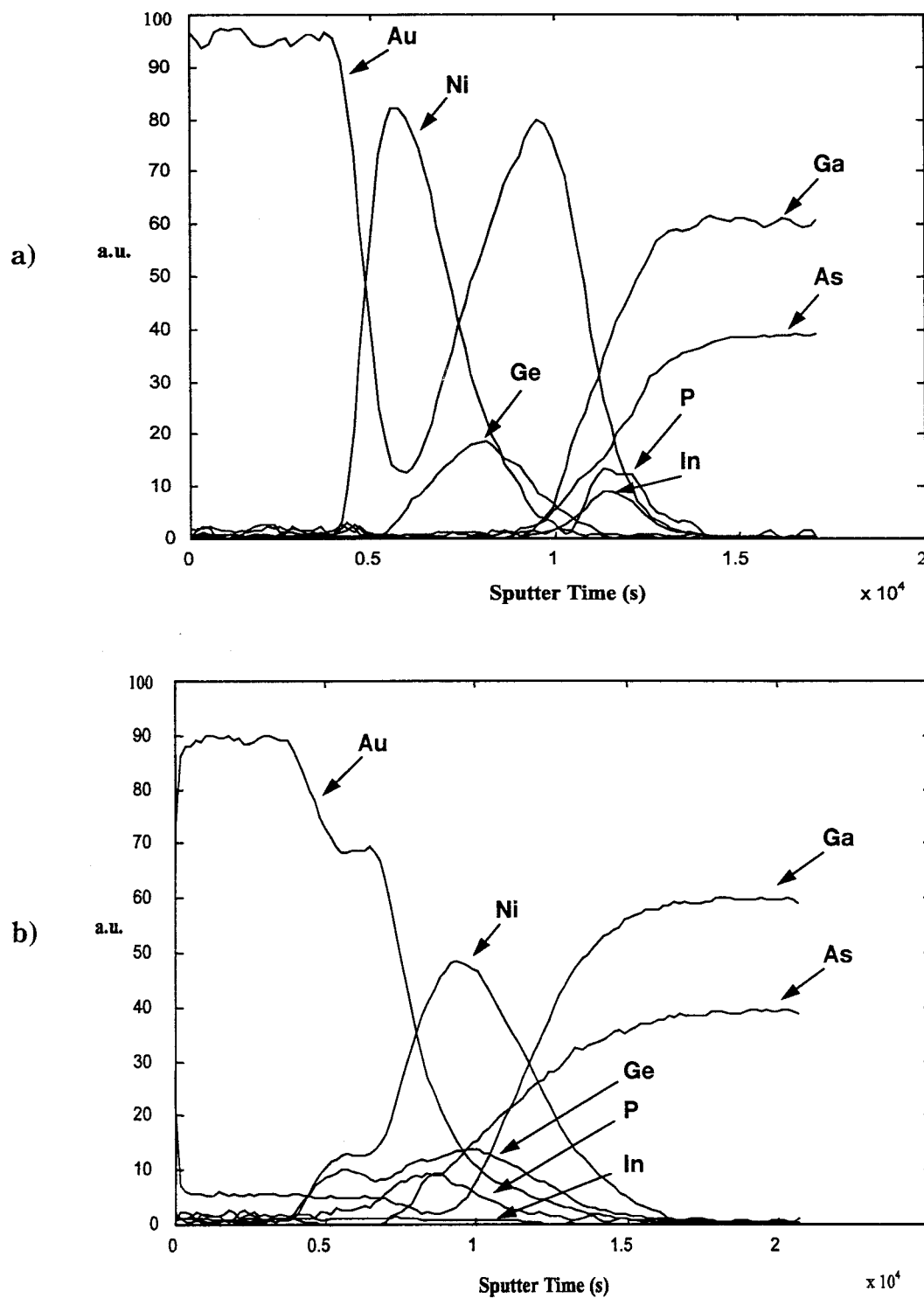


Figure II.29: Analyse ESCA du contact ohmique AuGe(1000)/Ni(300)/Au(1500Å) avant recuit (a), après recuit à 400°C durant 40 secondes (b).

Une tentative d'analyse d'une métallisation recuite à 500°C, température de recuit qui a donné la résistance de contact la plus faible, a été entreprise. Malheureusement, la morphologie dendritique révélée après recuit de ce contact rend impossible l'analyse ESCA qui a besoin d'une surface plane afin que l'usinage ionique soit uniforme durant le sondage. Il est donc difficile d'affirmer avec certitude quels types de composés se forment (NiGeAs, NiGeP, NiP...) et entraînent de faibles résistances de contact. La levée de l'indétermination passe tout d'abord par l'optimisation de la morphologie du contact pour un recuit à 500°C.

Conclusion

L'étude d'un contact ohmique, dont la résistance de contact doit être comprise entre 0,1 et 0,15 Ω .mm, a été entreprise. Les solutions proposées dans la littérature internationale rendaient compte de mauvaises résistances de contact sans proposer ni d'explication ni de solutions. Les métallisations Ni/Ge/Au/Ti/Au et AuGe/Ni/Au ont été étudiées. C'est en définitive, la métallisation AuGe/Ni/Au qui a donné les meilleurs résultats. En effet, l'optimisation de ce contact ohmique a donné sur une structure à cap fin, pour une température de recuit fixée à 500°C et une durée de recuit de 20 secondes, une résistance de contact inférieure à 0,1 Ω .mm. Notre étude a abouti à l'obtention de résistances de contact extrêmement faibles et à notre connaissance les plus faibles jamais relevées nous permettant ainsi de poursuivre nos investigations vers la réalisation de transistors dans cette filière qui pourront pleinement bénéficier de cette optimisation.

II.3 REALISATION ET CARACTERISATION DES TRANSISTORS

GAINP/INGAAS, ALGAINP/INGAAS ET ALINP/INGAAS

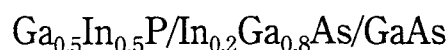
Dans les parties précédentes, nous avons rapporté la méthodologie de la mise au point de chaque étape technologique, épitaxie par jets moléculaires, gravure non sélective, contact ohmique, nécessaire à la réalisation de transistors à effet de champ de la nouvelle filière AlGaInP/InGaAs/GaAs. Afin de valider les potentialités de cette technologie, nous nous proposons à présent de la mettre en application et de décrire les performances de transistors HEMT pseudomorphiques.

Les trois taux d'aluminium (x) de la barrière $(Al_xGa_{1-x})_{0,5}In_{0,5}P$ choisis de cette partie sont de 0, 0,5, et 1. Ces différents taux correspondent au matériau GaInP pour $x = 0$, AlInP pour $x = 1$ et lorsque $x = 0,5$ il correspond à la structure optimale en terme de transfert électronique.

Dans cette partie nous nous fixons trois objectifs :

- Décrire la réalisation des transistors avec une longueur de grille de $0,1 \mu m$, ainsi que la caractérisation statique et hyperfréquence petit signal (schéma équivalent) pour les trois compositions
- Etudier les potentialités de cette nouvelle filière en puissance à 60 GHz
- Comparer les résultats obtenus sur les trois compositions et discuter des perspectives envisagées

II.3.1 Réalisation et caractérisation des HEMTs



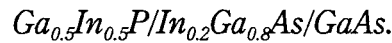
II.3.1.1 Epitaxie et réalisation technologique

La structure a été légèrement modifiée par rapport à celle employée pour l'optimisation de l'épitaxie. Cette modification a été effectuée en prévoyance de la

longueur de grille L_g que nous avons fixée à $0,1 \mu\text{m}$. Dans ce sens et afin de préserver un rapport d'aspect L_g/a au moins égal à 5, a étant la distance séparant le gaz bidimensionnel d'électrons de la grille, l'épaisseur de la barrière ainsi que celle de l'espaceur ont été respectivement réduites à 200 \AA et 30 \AA .

GaAs	$1 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$	25 nm	
$\text{Ga}_{0.5}\text{In}_{0.5}\text{P}$	nid	20 nm	
$\text{Ga}_{0.5}\text{In}_{0.5}\text{P}$	nid	3 nm	$\delta 1 = 6 \times 10^{12} \text{ cm}^{-2}$
$\text{In}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{As}$	nid	12 nm	
buffer GaAs		300 nm	
Substrat: GaAs S.I.			

Figure II.30: Structure épitaxiale du HEMT pseudomorphique



Dans la structure épitaxiale donnée en figure II.30, sont insérées à l'interface GaInP/InGaAs 6 monocouches d'AlInP conformément aux résultats donnés par la figure II.9. Cette hétérostructure génère une densité de charge de $2,1 \cdot 10^{12} \text{ cm}^{-2}$ avec une mobilité de $5500 \text{ cm}^2/\text{V.s}$. La mobilité passe à $15000 \text{ cm}^2/\text{V.s}$ à la température de l'azote liquide. La résistance par carré de la couche est de 275Ω .

Par ailleurs, le calcul du contrôle de charge par la résolution autocohérente des équations de Schrödinger et de Poisson a été effectué afin de déterminer la relation qui lie la densité surfacique de charge à la tension de grille. Cette simulation permet notamment de déterminer la tension de pincement ainsi que la densité maximale de charge. La structure qui a été simulée est représentée à la figure II.30 et découle directement de l'optimisation de l'épitaxie et du contact ohmique.

Conformément à la figure II.4 la discontinuité de bande de conduction nécessaire à la modélisation a été fixée à $0,32 \text{ eV}$ et la hauteur de barrière Schottky à $0,8 \text{ eV}$.

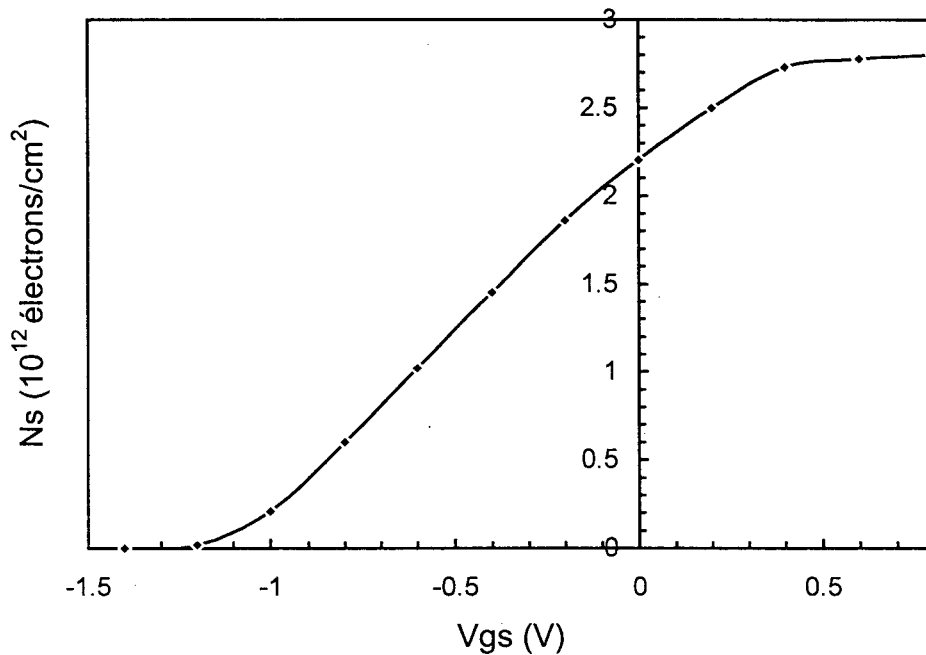


Figure II.31: Evolution de la densité de porteurs (N_s) dans le canal en fonction de V_{gs} .
(structure de la figure II.30).

Par le calcul on obtient ainsi sur cette structure (fig. II.31) une densité maximale de charge de $2,8 \times 10^{12} \text{ cm}^{-2}$ et une tension de pincement est de $-1,2 \text{ V}$ pour un plan de dopage fixé à $6 \times 10^{12} \text{ cm}^{-2}$.

La technologie des composants a été effectuée selon les spécifications décrites dans les parties précédentes. Elle est constituée par les points suivants:

- ✓ Masquage électronique des marques (Ti(1000Å)/Au(2000Å))
- ✓ Masquage électronique des contacts ohmiques qui sont distants de $1,5 \mu\text{m}$
- ✓ Evaporation de la métallisation AuGe(1000Å)/Ni(300Å)/Au(1500Å), suivie d'un recuit effectué à 500°C durant 20 secondes.
- ✓ Isolation par méso réalisée à l'aide de la solution $\text{HIO}_3:\text{HCl}:\text{H}_2\text{O}$ (1:1:30) durant 1 minute et 30 secondes. La vitesse de gravure des matériaux à cette composition de solution est de $1000 \text{ \AA}/\text{min}$.
- ✓ Ecriture de la grille en T de $0,1 \mu\text{m}$ utilisant la technologie bicouche de résine.

Ce procédé est le résultat d'une évolution des investigations menées sur un procédé tricouche initiées par F. Diette [62] et P. Chevalier [67] dans le cadre de leur thèse. Il nous a permis d'obtenir des grilles de longueur de pied de $0,1 \mu\text{m}$. Le système de résine consiste en un empilement de deux résines électroniques. La première est une PMMA 950 K dont l'épaisseur a été fixée à 1500 \AA , la seconde est un copolymère P(MMA-8,5 % MAA) dont l'épaisseur a été fixée à 6800 \AA .

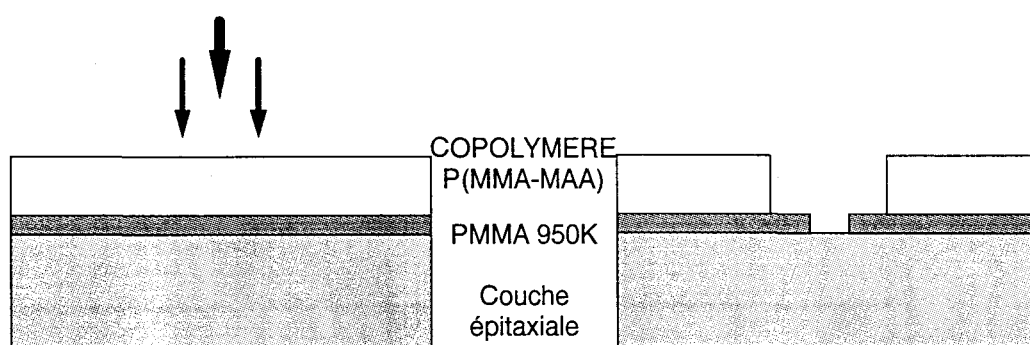


Figure II.32: Procédé lithographique bicouche pour la réalisation de grille en T.

On expose alors par faisceau électronique une ligne centrale ainsi que deux lignes latérales. La dose plus importante est appliquée par la ligne centrale pour définir la longueur du pied. La dose plus faible est appliquée par les latérales et ne permet d'ouvrir que la seconde résine à forte sensibilité pour définir la dimension du haut de la grille. La révélation est effectuée dans un mélange MIBK:IPA (1:2) durant 3 minutes à une agitation constante de 100 tr/min suivie d'un rinçage dans l'alcool isopropylique pur durant 30 secondes. On obtient ainsi après révélation le profil donné sur la figure II.32.

Les expositions des motifs pour obtenir des grilles en T ou en Γ sont données figure II.33. Ils sont effectués par notre masqueur électronique sous une tension d'accélération de 100 kV avec une résolution de 10 nm .

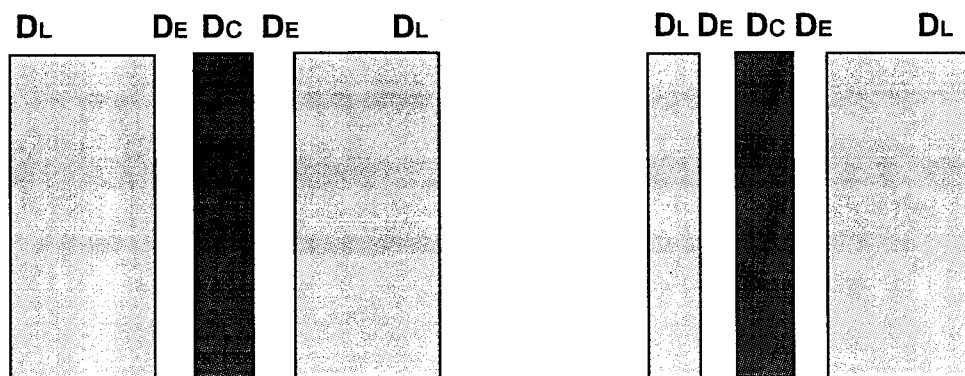


Figure II.33: Motifs étudiés pour la réalisation de grille en T et en Γ .

Les dimensions de la ligne centrale Dc, des espaceurs Dl ainsi que celles des lignes latérales ont été optimisés pour la réalisation de grille de longueur de pied de $0,1 \mu\text{m}$. Ainsi, pour des dimensions fixées à 70 nm, 50 nm et 300 nm respectivement pour la ligne centrale, les espaceurs et les lignes latérales donnent une grille de $0,1 \mu\text{m}$ avec un chapeau d'environ $0,8 \mu\text{m}$. L'optimisation a permis de fixer la dose de la ligne centrale à $900 \mu\text{C}/\text{cm}^2$ et à $400 \mu\text{C}/\text{cm}^2$ pour les lignes latérales.

Après révélation et évaporation de la métallisation Ti(250Å)/Pt(250Å)/Au(3500Å), une grille en T et en Γ (fig. II.34) dont le haut de grille est de $0,8 \mu\text{m}$ a permis de relever une résistance métallique d'environ $180 \Omega/\text{mm}$. Par ailleurs, en allant vers les limites de ce procédé nous avons pu réaliser des grilles de 50 nm (fig. II.35) dont la résistance de grille est de $350 \Omega/\text{mm}$. Ce résultat est en fait possible grâce à la tension accélération de 100 kV qui permet de travailler à très haute résolution.

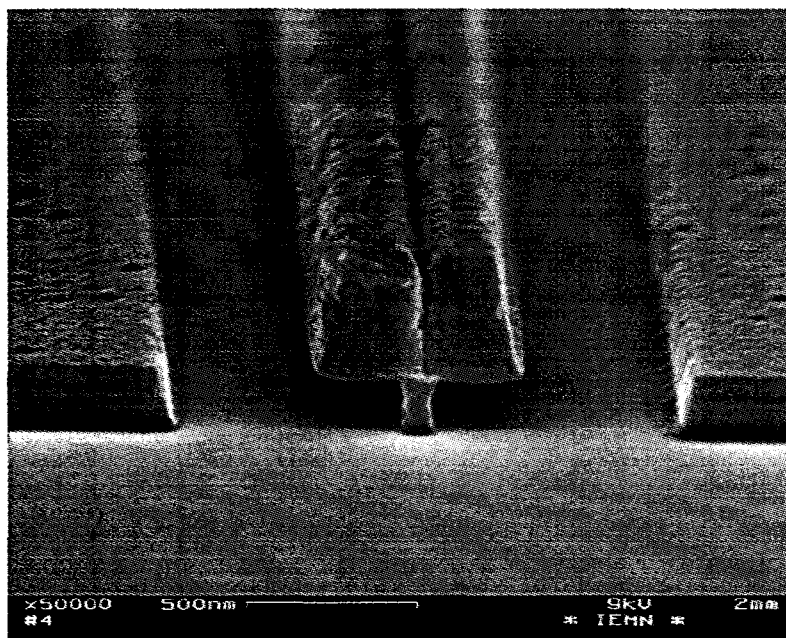
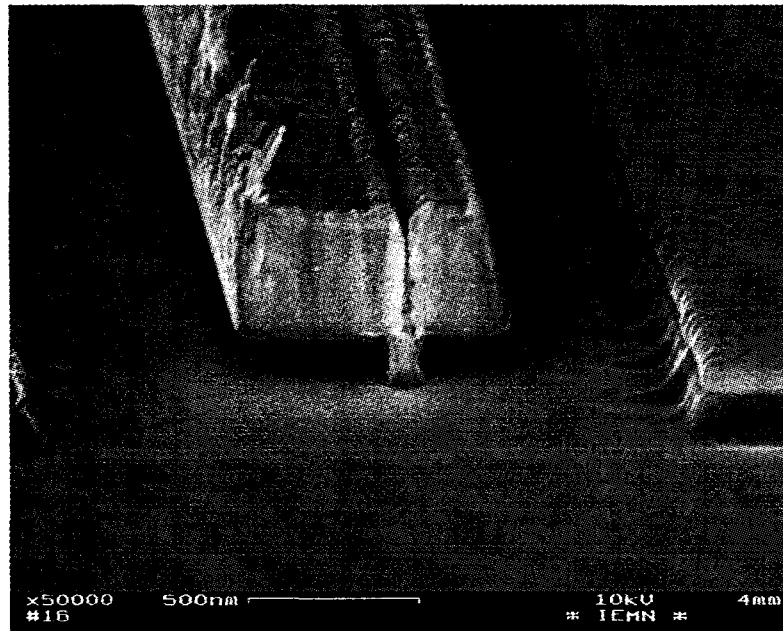


Figure II.34: Réalisation de grille en Γ et en T de longueur de pied de $0,1 \mu\text{m}$.

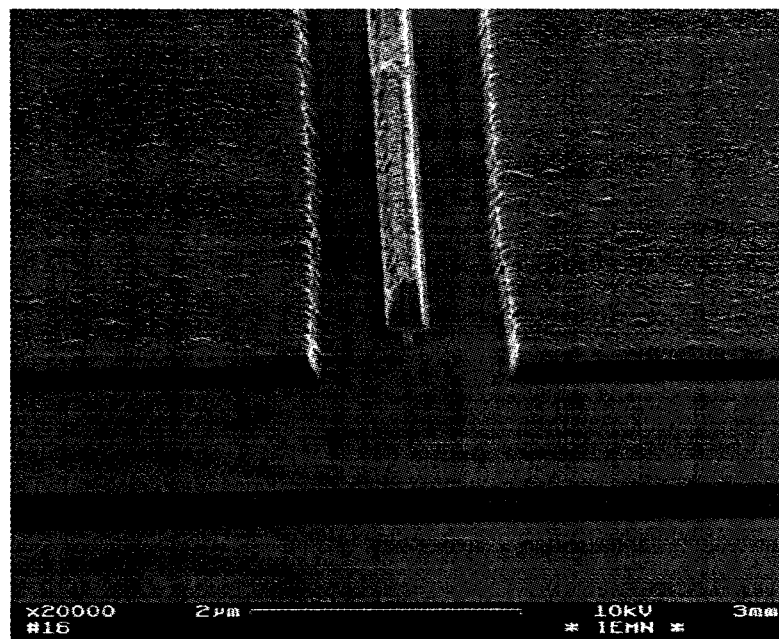
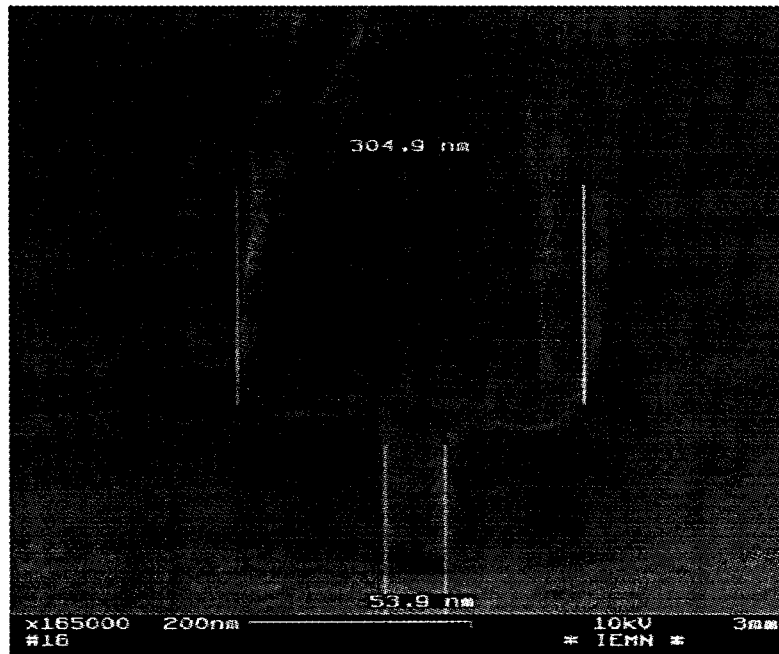


Figure II.35: Réalisation de grille en T de longueur de pied de 0,05 μm.

✓ Recess de grille (fig. II.36) réalisé par une solution d'acide sulfurique ($\text{H}_2\text{SO}_4:\text{H}_2\text{O}_2:\text{H}_2\text{O}$) (1:1:50) hautement sélective entre arséniés et phosphorés et dont la vitesse de gravure de GaAs est de $600 \text{ \AA}/\text{min}$. Le recess est suivi d'une désoxydation d'une minute par une solution ($\text{H}_2\text{SO}_4:\text{H}_2\text{O}$) (1:10) et enfin du dépôt de la grille $\text{Ti}(250\text{\AA})/\text{Pt}(250\text{\AA})/\text{Au}(3500\text{\AA})$ par évaporation.

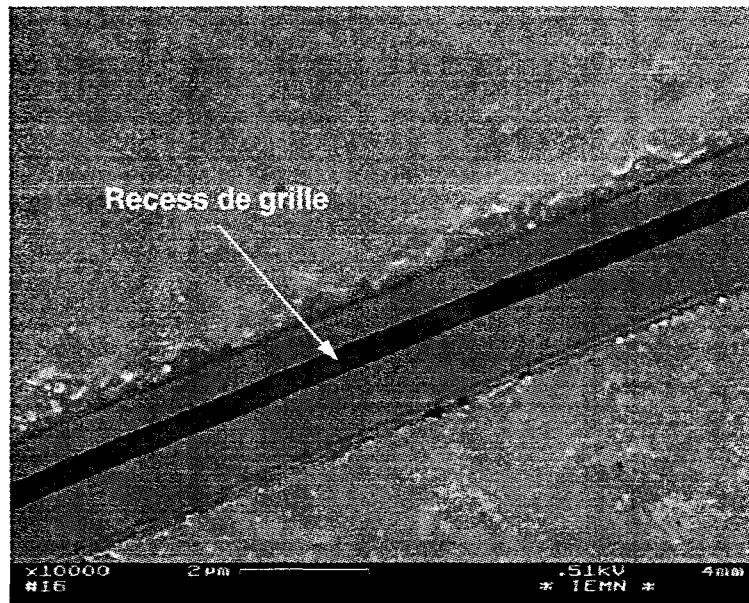


Figure II.36: Vue de dessus du recess de grille.

✓ Epaisseur $\text{Ti}(1000\text{\AA})/\text{Au}(4000\text{\AA})$ réalisé en lithographie optique.

II.3.1.2 Caractérisations statiques

L'ensemble des caractéristiques de ce composant sont résumées dans le tableau II.5.

I_{ds} (mA/mm)	G_m (mS/mm)	V_p (V)	$V_{br_{gd}}$ (V)	V_b η	R_c (Ω .mm)
780	750	-0,6 V	9 V	0,57 1,63	0,08

Tableau II.5: Caractéristiques statiques du composant GaInP/InGaAs/GaAs.

Les figures II.37.a à II.37.c représentent les caractéristiques statiques des transistors GaInP/InGaAs de développement $2 \times 50 \mu\text{m}$ et de longueur de grille $0,1 \mu\text{m}$.

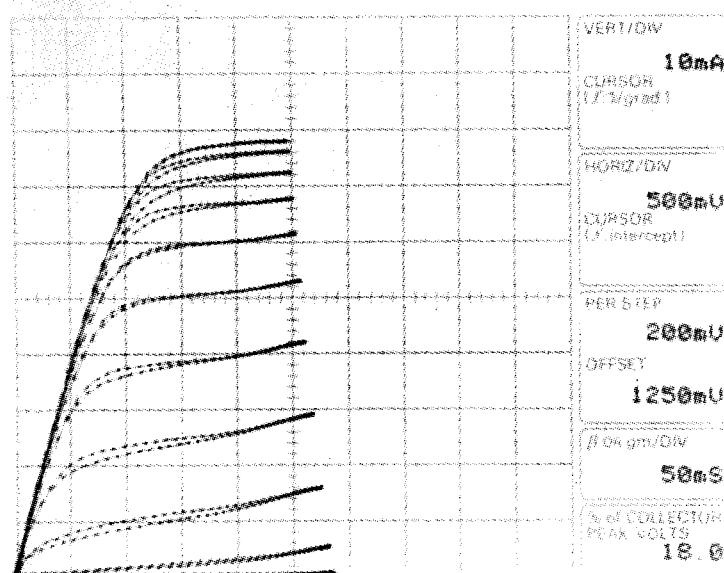


Figure II.37.a: Caractéristiques I_{ds} - V_{ds} du transistor GaInP/InGaAs $2 \times 50 \times 0,1 \mu\text{m}^2$ avec V_{gs} supérieur égale à $+1,25 \text{ V}$ et variant par pas de $0,2 \text{ V}$.

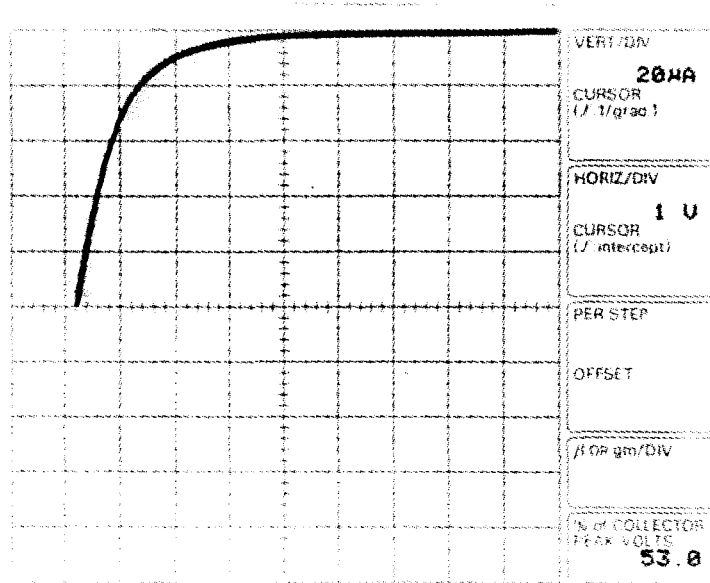


Figure II.37.b: Caractéristique de diode en inverse du transistor
GaInP/InGaAs $2 \times 50 \times 0,1 \mu\text{m}^2$.

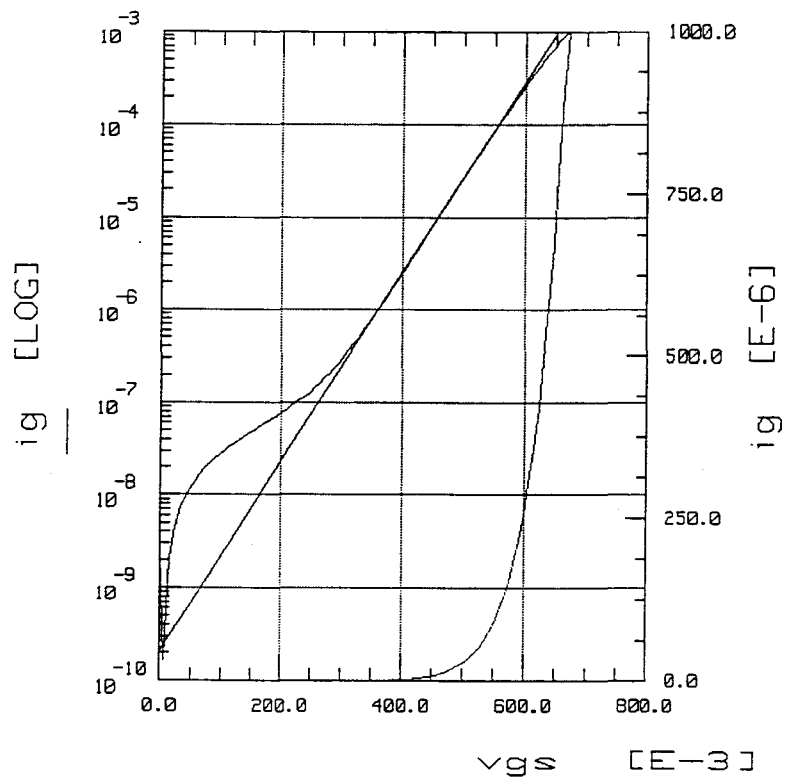


Figure II.37.c: Caractéristique de diode en direct du transistor
GaInP/InGaAs $2 \times 50 \times 0,1 \mu\text{m}^2$.

La figure II.37.a. représente la caractéristique Id-Vds. La tension de pincement de ce composant est de -0,6 V. Le transistor délivre une densité de courant de 780 mA/mm à $V_{gs} = +1,25$ V ainsi qu'une transconductance de 750 mS/mm. L'évolution de ces paramètres en fonction de V_{gs} est représenté figure II.38.

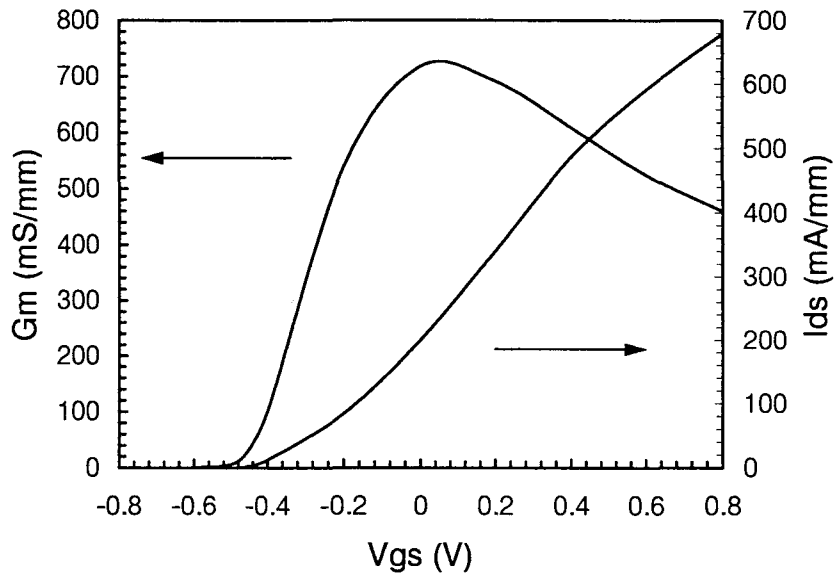


Figure II.38: Evolution de la transconductance et du courant en fonction de V_{gs} pour la structure GaInP/InGaAs $2 \times 50 \times 0,1 \mu\text{m}^2$. $V_{ds} = 2$ V.

En comparaison, Pereiaslavets [68][69], dont les résultats publiés sont les meilleurs actuellement, avait obtenu une densité de courant de 650 mA/mm et une transconductance de 600 mS/mm.

La mesure de la résistance de contact est en accord avec l'optimisation et donne une valeur de $0,08 \Omega \cdot \text{mm}$. Ce résultat représente aussi la plus faible valeur jamais obtenue. Quant à la tension de claquage de ces composants, elle est de 9 V (fig. II.37.b). Cette valeur est légèrement supérieure à ce que donne la filière AlGaAs/InGaAs [70] [71] [72] [73] à longueur de grille environ égale. Le contact Schottky quant à lui (fig. II.32.c) présente une barrière de 0,57 eV associée à un coefficient d'idéalité de 1,66.

Ainsi l'ensemble des résultats statiques représentent les meilleures performances actuelles dans la filière GaInP [74] [75] [76] [77] [78].

La tension de pincement de ce transistor est de -0,6 V. Or les simulations de commande charge nous indiquent une tension de pincement de - 1,2 V. L'origine de ce décalage de tension de pincement ne réside pas dans un manque de sélectivité de la solution de recess de grille. Par contre, la solution de désoxydation qui suit cette gravure a pu être mise en cause. En effet, cette solution composée d'acide sulfurique diluée dans l'eau desionisée dans les proportions (1:10) ne grave pas le GaInP à température ambiante. Toutefois, lors de la préparation, le caractère fortement exothermique du mélange entraîne un échauffement de la solution à une température qui avoisine les 40°C. Dans ces conditions, nous avons relevé une gravure de GaInP rendue possible par l'activation thermique. La vitesse de gravure a été mesurée à 50 Å/min et explique, puisque la désoxydation à une durée de une minute, une gravure d'environ 50 Å de la barrière entraînant un décalage de la tension de pincement d'environ 0,5 V.

II.3.1.3 Caractéristiques en hyperfréquences petit signal

II.3.1.3.1 Les gains

La caractéristique hyperfréquence petit signal consiste en la mesure des paramètres S sur analyseur de réseau dans la bande 0,5 GHz 50 GHz. Ces mesures permettent entre autres de déduire par le calcul les évolutions des différents gains du transistor.

La figure II.39 représente l'évolution du H_{21} et du MAG en fonction de la fréquence ainsi que la détermination des fréquences de coupures qui leur sont associées F_t et F_{max} . D'excellentes performances sont obtenues notamment en termes de F_t . Effectivement, sur ce composant nous avons relevé un F_t de 120 GHz ce qui représente à l'heure actuelle la meilleure performance obtenue dans cette filière. Ce résultat est supérieur à celui qu'avait obtenu Pereiaslavets, c'est à dire, 100 GHz [68] pour une longueur de grille similaire. Cette différence est liée au très faible élément d'accès (R_s) que notre technologie a permis d'obtenir.

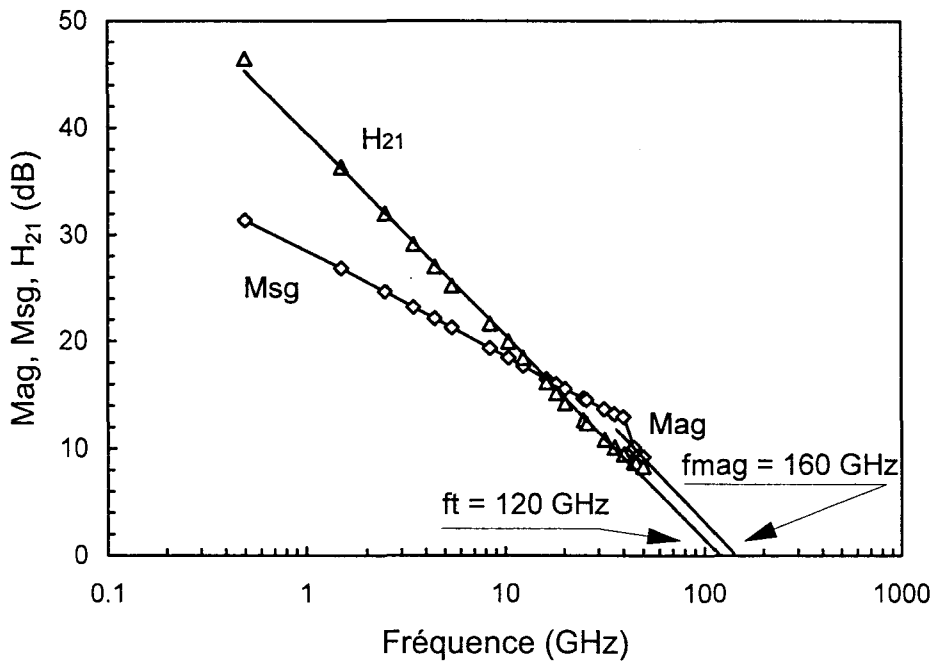


Figure II.39: Evolution des gains du transistor GaInP/InGaAs $2 \times 50 \times 0,1 \mu\text{m}^2$ à $V_{ds} = 2 \text{ V}$ et $V_{gs} = 0 \text{ V}$.

II.3.1.3.2 Schéma équivalent

La détermination du schéma équivalent petit signal complet d'un transistor se fait à partir de la méthode standard développée par G. Dambrine [79]. Les éléments du schéma équivalent sont obtenus à partir de la mesure des paramètres S.

Ils sont reportés dans le tableau II.6.

Gm	Gd	Cgs	Cgd	Rs	Fc	Ft	Fmag
(mS/mm)	(mS/mm)	(pF/mm)	(pF/mm)	$\Omega \cdot \text{mm}$	(GHz)	(GHz)	(GHz)
980	94	1	0,13	0,33	162	120	160

Tableau II.6: Caractéristiques hyperfréquences du composant GaInP/InGaAs/GaAs à $V_{ds} = 2 \text{ V}$ et $V_{gs} = 0 \text{ V}$.

Notre attention s'est portée en premier lieu sur l'évolution de la capacité C_{gs} (fig. II.40) en fonction de la polarisation V_{gs} car elle est particulièrement intéressante et riche d'enseignements quant aux propriétés électroniques de l'interface GaInP/InGaAs.

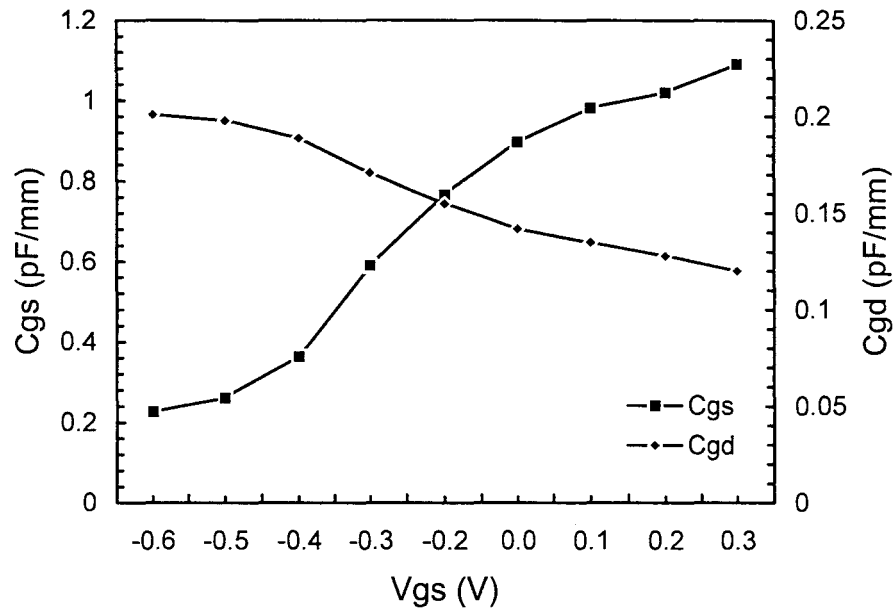


Figure II.40: Evolution des capacités C_{gs} et C_{gd} du transistor GaInP/InGaAs $2 \times 50 \times 0,1 \mu m^2$. $V_{ds} = 2$ V.

Effectivement à l'examen de cette évolution, nous n'observons pas de saturation de la capacité C_{gs} lors de l'application de tensions V_{gs} supérieures à 0 V. Pour les tensions de commande proche du canal ouvert, la capacité continue d'augmenter montrant ainsi l'absence d'une zone accumulation franche dans le canal à l'interface barrière/canal. Il semble, en effet qu'à canal ouvert, un transfert non négligeable de charges s'opère depuis le canal vers la barrière. Ce transfert, qui d'ailleurs existe aussi dans la filière AlGaAs/InGaAs [80] [81] est lié à la faiblesse de la discontinuité de la bande de conduction qui ne peut confiner les porteurs dans le canal dans toute la gamme de commande. Toutefois à la vue des résultats obtenus en hyperfréquence (F_t , F_{max}), ce comportement ne perturbe en rien le bon fonctionnement du transistor.

Par ailleurs, parmi les caractérisations indiquées dans le tableau II.6 nous relevons une résistance d'accès particulièrement faible. La résistance de source,

élément important pour l'obtention d'une transconductance extrinsèque importante, n'est que de $0,33 \Omega \cdot \text{mm}$. Une résistance de source aussi faible provient du contact ohmique d'excellente qualité et explique la valeur de transconductance extrinsèque que nous avons obtenue. Il faut d'ailleurs noter à ce stade de l'analyse, l'importance du rôle des éléments d'accès dans cette filière. La réalisation d'un bon contact ohmique au vu de ce qui est publié dans la littérature semble avoir été un point bloquant vers l'amélioration des composants de cette filière [68] [69] [74]. En effet, on relève dans les différents articles des résistances d'accès qui sont typiquement de l'ordre de $1 \Omega \cdot \text{mm}$, ce qui a incité d'ailleurs certains auteurs à utiliser une technologie autoalignée [17] [74] afin de se soustraire à la résistance d'accès amenée par l'espace source-grille. A notre connaissance le meilleur résultat en terme d'éléments d'accès a été obtenu par Pereiaslavets et al. avec une résistance de source de $0,65 \Omega \cdot \text{mm}$ [68]. Les performances de nos transistors s'expliquent en grande partie par notre faible résistance d'accès deux fois inférieure à ce qui a été obtenu de meilleur dans le monde.

La transconductance intrinsèque de ces composants est donnée en figure II.41.

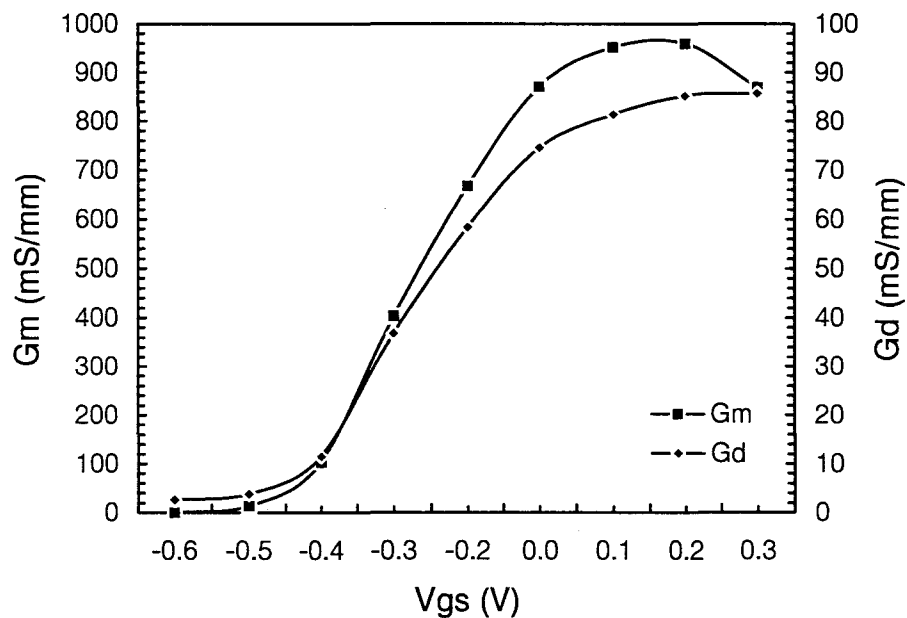
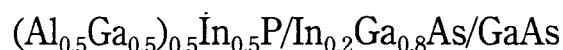


Figure II.41: Evolution de la transconductance et de la conductance de sortie intrinsèque du transistor GaInP/InGaAs $2 \times 50 \times 0,1 \mu\text{m}^2$. $V_{ds} = 2 \text{ V}$ et $V_{gs} = 0 \text{ V}$.

Elle atteint la valeur de 980 mS/mm et démontre l'excellente dynamique des porteurs dans ce nouveau système et la très bonne qualité de l'épitaxie obtenue par MBE à sources gazeuses puisque cette valeur est typiquement celle obtenue dans le système AlGaAs/InGaAs [82] [83] [84] [85] dont la maturité en terme à la fois de technologie et de technique de croissance permet d'obtenir d'excellents performances. Le gain en tension intrinsèque qui est défini comme étant le rapport G_m/G_d vaut 10 pour ce composant polarisé à une tension correspondant au maximum de la transconductance. Le rapport C_{gs}/C_{gd} dans les même conditions est de 7,7.

II.3.2 Réalisation et caractérisation de HEMT



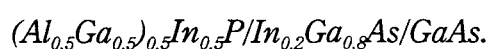
II.3.2.1 Epitaxie et réalisation technologique

Dans la structure AlGaInP/InGaAs/GaAs, le taux d'aluminium a été fixé à 50 % conformément à l'étude expérimentale qui prévoit un transfert de charges maximal à cette composition. La structure est représentée sur la figure II.42.

GaAs	$1 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$	25 nm	
$(Al_{0.5}Ga_{0.5})In_{0.5}P$	nid	20 nm	
$(Al_{0.5}Ga_{0.5})In_{0.5}P$	nid	3 nm	$\delta 1 = 6 \times 10^{12} \text{ cm}^{-2}$
$In_{0.2}Ga_{0.8}As$	nid	12 nm	
buffer GaAs	300 nm		

Substrat : GaAs S.I.

Figure II.42: Structure épitaxiale du HEMT pseudomorphique



Nous rappelons ici que le quaternaire AlGaInP est remplacé pour des raisons de commodité par un super réseau GaInP/AlInP (§ II.1.1.3.2). Quant à l'épaisseur et au dopage des différentes couches qui composent cette structure, elles sont identiques à la structure GaInP/InGaAs/GaAs.

L'interface de cette structure est réalisée de manière similaire à la structure GaInP/InGaAs, c'est à dire que six monocouches d'AlInP sont insérées entre la barrière et le canal. Cette hétérostructure génère une densité de charges de $2,5 \times 10^{12} \text{ cm}^{-2}$ associée à une mobilité de $5200 \text{ cm}^2/\text{V.s}$. La mobilité passe à $15000 \text{ cm}^2/\text{V.s}$ à la température de l'azote liquide. La résistance par carré de la couche est de 250Ω .

Le calcul du contrôle de charge par la résolution autocohérente des équations de Schrödinger et de Poisson a été effectué sur cette structure (fig. II.43).

La discontinuité ΔE_c a été fixée pour le calcul à $0,45 \text{ eV}$ (voir figure II.4) et la hauteur de barrière Schottky à $0,8 \text{ eV}$. La simulation indique une densité maximale de charge supérieure à $3,5 \times 10^{12} \text{ cm}^{-2}$ ainsi qu'une tension de pincement de $-1,6 \text{ V}$ pour un plan de dopage fixé à $6 \times 10^{12} \text{ cm}^{-2}$.

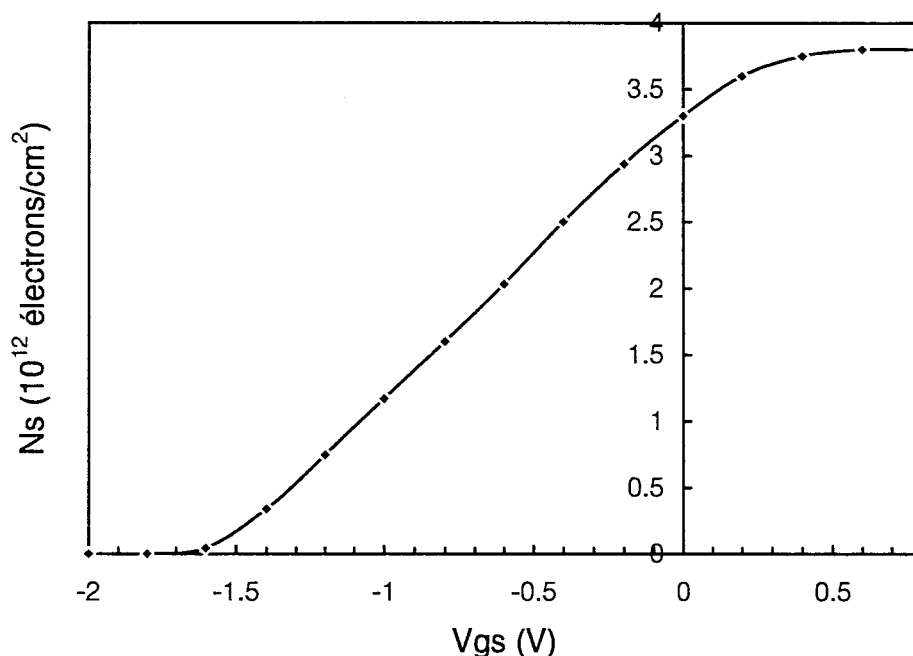


Figure II.43: Evolution de la densité de porteurs (N_s) dans le canal en fonction de V_{gs} .

(Structure de la figure II.42).

La densité de charge mesurée est moins importante que ne le prévoit la simulation de commande de charge. Bien que le dopage de la barrière ait été effectué sélectivement dans le GaInP, il semble d'une part que l'activation ne soit pas optimum et d'autre part que l'optimisation de l'interface ne permette pas d'assurer le transfert de charge prévu.

Les composants ont été réalisés en utilisant une technologie similaire en tous points à celle utilisée sur l'épitaxie GaInP/InGaAs.

II.3.2.2 Caractérisations statiques

Les caractéristiques statiques sont résumées dans le tableau II.7.

Ids (mA/mm)	Gm (mS/mm)	Vp (V)	Vbr _{gd} (V)	Vb η	Rc (Ω.mm)
430	550	-0,6 V	9 V	0,54 2,19	0,16

Tableau II.7: Caractéristiques statiques du composant AlGaInP/InGaAs/GaAs.

Les figures II.44.a à II.44.c représentent les caractéristiques statiques du transistor $(Al_{0,5}Ga_{0,5})_{0,5}In_{0,5}P/In_{0,2}Ga_{0,8}As$ dont le développement est $2 \times 50 \times 0,1 \mu m^2$.

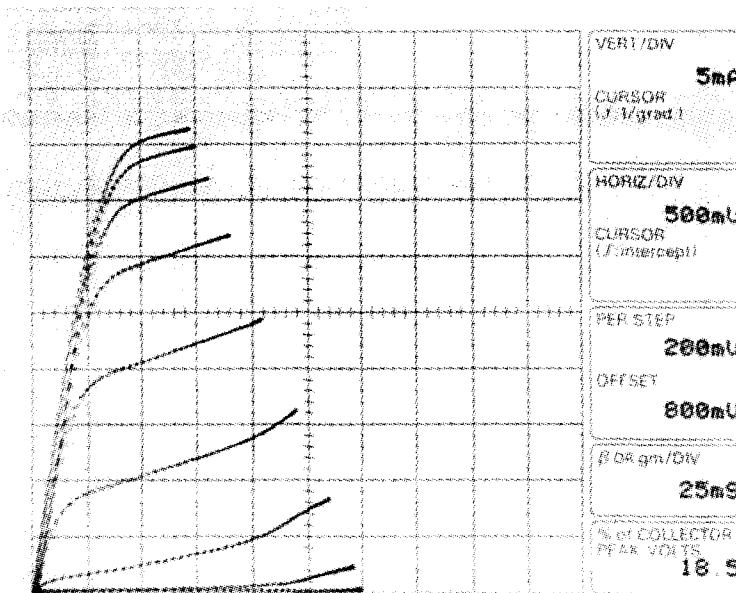


Figure II.44.a: Caractéristiques I_{ds} - V_{ds} du transistor $AlGaInP/InGaAs$ $2 \times 50 \times 0,1 \mu m^2$ avec V_{gs} supérieur égale à $+0,8$ V et variant par pas de $0,2$ V.

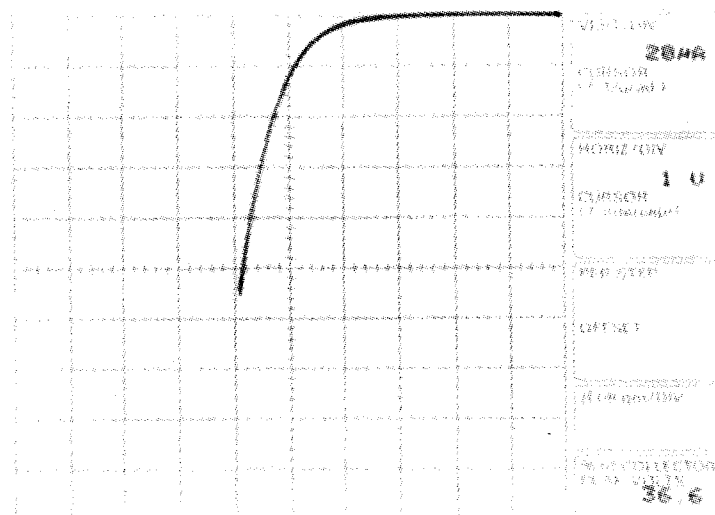


Figure II.44.b: Caractéristique de diode en inverse du transistor $AlGaInP/InGaAs$ $2 \times 50 \times 0,1 \mu m^2$.

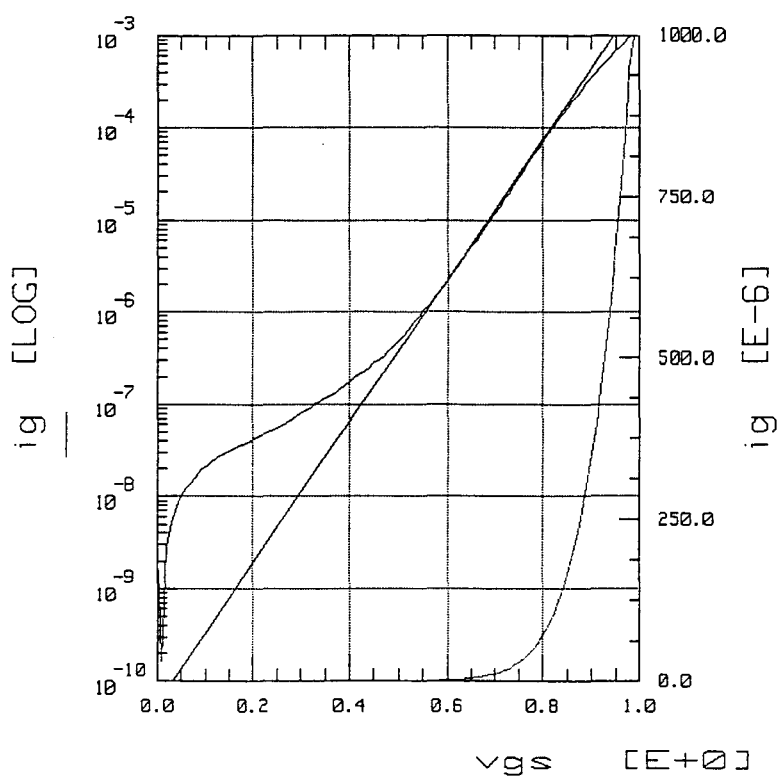


Figure II.44.c: Caractéristique de diode en direct du transistor
AlGaInP/InGaAs $2 \times 50 \times 0,1 \mu m^2$.

La figure II.44.a. représente la caractéristique I_d - V_{ds} . La tension de pincement de ce composant est de -0,6 V. Le transistor délivre une densité de courant de 430 mA/mm à $V_{gs} = + 0,8$ V ainsi qu'une transconductance de 550 mS/mm. L'évolution de ces paramètres en fonction de V_{gs} est représenté figure II.45.

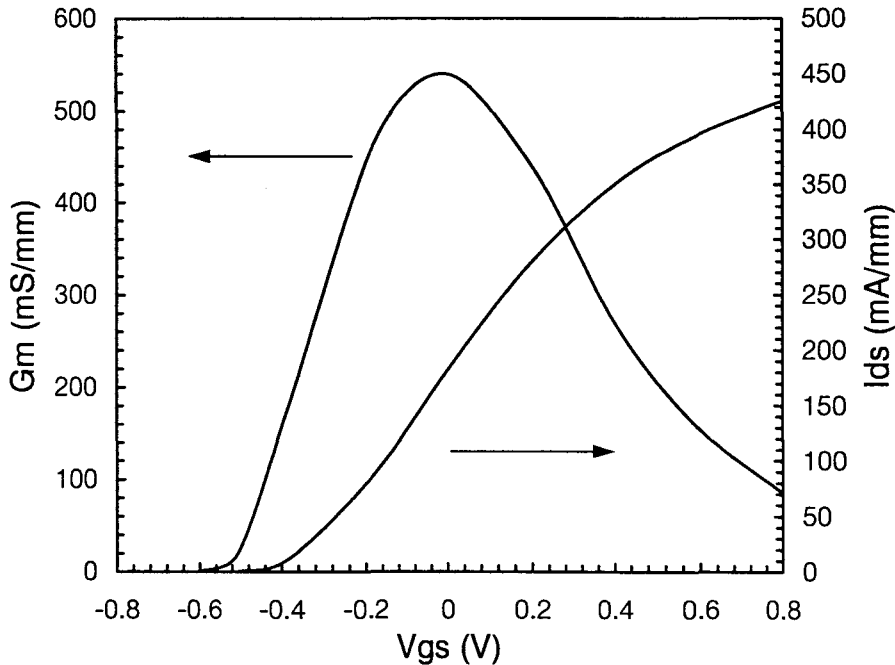


Figure II.45: Evolution de la transconductance et du courant en fonction de V_{gs} pour la structure AlGaInP/InGaAs $2 \times 50 \times 0,1 \mu\text{m}^2$. $V_{ds} = 1,5 \text{ V}$.

En comparaison, Dickmann [17] qui a publié les résultats d'une structure AlGaInP/InGaAs/GaAs à grille courte ($L_g = 0,35 \mu\text{m}$) avait obtenu une densité de courant de 326 mA/mm , une transconductance relativement faible de 368 mS/mm , probablement liée à une résistance de contact extrêmement importante de $1,1 \Omega \cdot \text{mm}$.

Les résultats en régime statique de ce composant représentent donc à l'heure actuelle les meilleures performances obtenues dans la filière AlGaInP [17] [86] [87] [88].

La résistance de contact est supérieure à celle obtenue lors de la phase d'optimisation avec une valeur de $0,17 \Omega \cdot \text{mm}$. Cette différence est simplement attribuée à la dispersion technologique.

Quant à la tension de claquage de ces composants, elle est de 6 V (fig. II.44.b) et le contact Schottky (fig. II.44.c) présente une barrière de $0,54 \text{ eV}$ associée à un coefficient d'idéalité de $2,19$.

On relève aussi sur ce composant un décalage de la tension de pincement. Ce décalage est ici de -1 V. Les simulations de commande charge prévoyaient en effet une tension de pincement sur cette structure de -1,6 V. Comme le procédé utilisé pour cette épitaxie est identique à celui de la structure GaInP/InGaAs, l'origine de ce décalage de tension de pincement est supposé être le même dans les deux cas à savoir une gravure non intentionnelle de la barrière par la solution de désoxydation composée d'acide sulfurique dilué dans l'eau desionisée dans les proportions (1:10) et qui est utilisée juste après la gravure du recess de grille.

II.3.2.3 Caractéristiques hyperfréquences petit signal.

II.3.2.3.1 Les gains

La figure II.46 représente les évolutions des différents gains MAG, MSG et H_{21} .

Ce composant présente d'excellentes performances en hyperfréquences notamment en terme de Ft. La valeur de 100 GHz qui a été relevé est supérieure aux meilleures performances que nous avons pu trouver sur la filière AlGaInP, toutes compositions de barrière confondues [17] [86] [87]. Ce résultat est en particulier plus élevé que celui obtenu par Dickmann [17] et qui représente la seule référence sur un transistor à grille courte avec une longueur de grille de $0,35 \mu\text{m}$ dont le Ft était de 52 GHz. Par ailleurs, ces résultats sont proches de ceux obtenus sur la filière GaInP/InGaAs ce qui montre une assez bonne reproductibilité à la fois dans la maîtrise des matériaux et de la technologie.

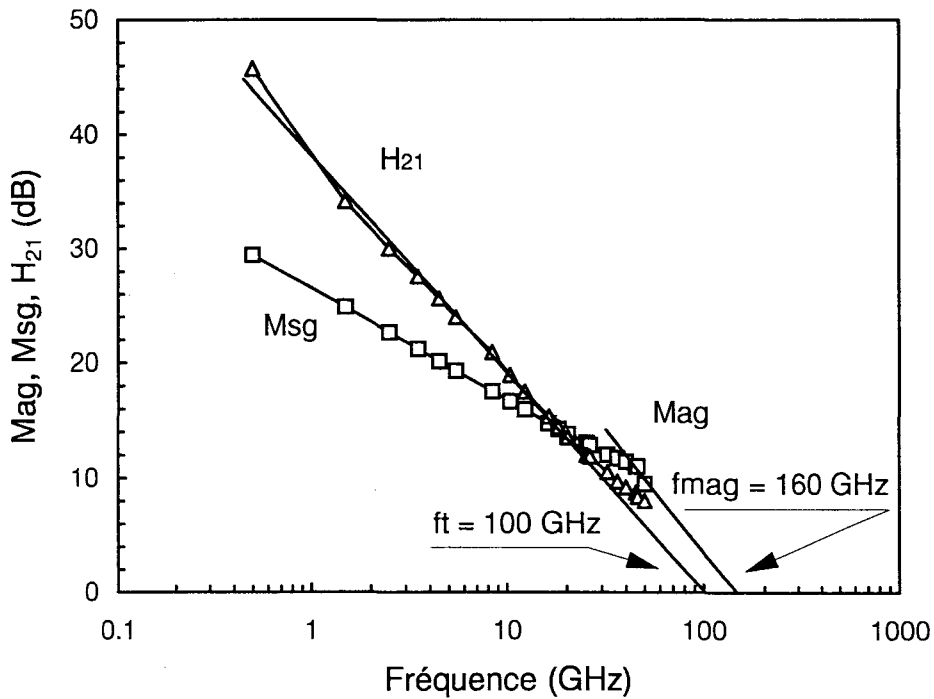


Figure II.46: Evolution des gains du transistor AlGaInP/InGaAs $2 \times 50 \times 0,1 \mu\text{m}^2$ à $V_{ds} = 1,5 \text{ V}$ et $V_{gs} = 0 \text{ V}$.

II.3.2.3.2 Schéma équivalent

Les éléments du schéma équivalent sont reportés dans le tableau II.8.

Gm (mS/mm)	Gd (mS/mm)	Cgs (pF/mm)	Cgd (pF/mm)	Rs Ω .mm	Fc (GHz)	Ft (GHz)	Fmag (GHz)
880	10,6	0,75	0,15	0,53	186	100	160

Tableau II.8: Caractéristiques hyperfréquences du composant AlGaInP/InGaAs/GaAs à $V_{ds} = 1,5 \text{ V}$ et $V_{gs} = 0 \text{ V}$.

De la même façon que pour la structure GaInP/InGaAs/GaAs notre attention s'est portée en premier lieu sur l'évolution de la capacité Cgs (fig.II.47) en fonction de

la polarisation V_{gs} . Elle permet de comparer les propriétés électroniques de l'interface ainsi que l'efficacité de confinement des structures GaInP/InGaAs et AlGaInP/InGaAs.

Contrairement à la structure GaInP/InGaAs, on observe ici une saturation nette de la capacité C_{gs} lors de l'application de tensions de commande correspondant au régime de canal ouvert. Cette évolution montre clairement un grand confinement des charges qui engendre une zone d'accumulation franche et complètement localisée dans le canal. La grande discontinuité de bande conduction est à l'origine de ce comportement.

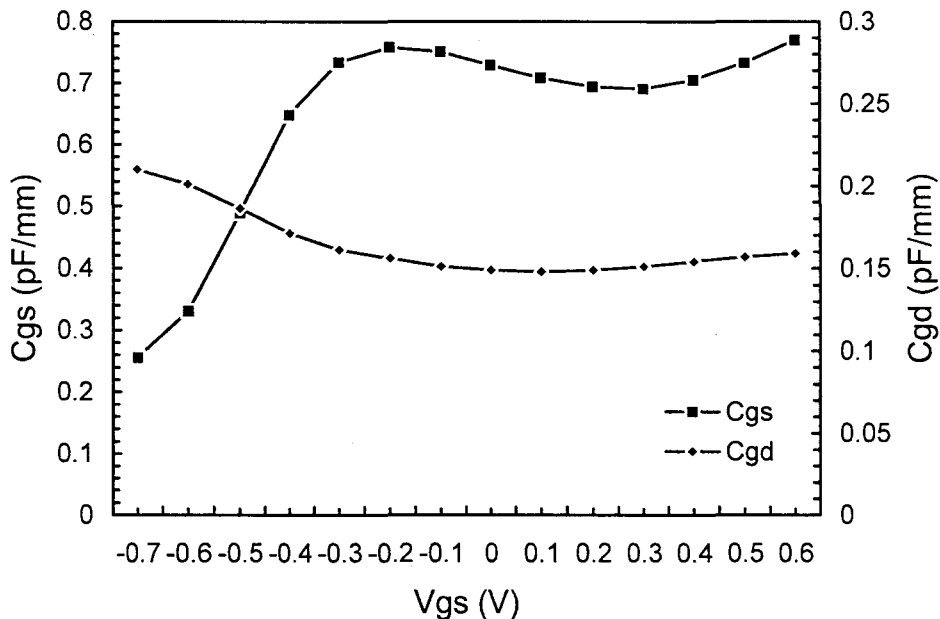


Figure II.47: Evolution des capacités C_{gs} et C_{gd} du transistor

AlGaInP/InGaAs $2 \times 50 \times 0,1 \mu m^2$. $V_{ds} = 1,5$ V.

Par ailleurs, les caractérisations indiquées dans le tableau II.8 témoignent de résistance d'accès de $0,53 \Omega \cdot mm$. Elle est plus importante que celle que nous avons obtenu sur la structure GaInP/InGaAs. Cette différence est attribuée d'une part à l'augmentation du gap de la barrière qui passe de $1,9$ eV dans le cas de GaInP à $2,2$ eV pour l'AlGaInP et d'autre part à la présence d'aluminium qui modifie les mécanismes de formation du contact. Ce constat montre ainsi la grande difficulté à connecter le gaz bidimensionnel à travers un matériau à grand gap. Toutefois, cette valeur reste d'un

niveau très acceptable dans le cadre de notre application et représente une amélioration des résultats existants dans cette filière pour laquelle on relève des résistances de source typiquement supérieures à $1 \Omega \cdot \text{mm}$ [17] [87].

La transconductance intrinsèque (fig. II.48) atteint la valeur de 880 mS/mm et est tout à fait comparable avec celle obtenue sur le composant GaInP/InGaAs. Le gain en tension intrinsèque G_m/G_d est pour ce composant de 8,3 au maximum de la transconductance. Le rapport C_{gs}/C_{gd} dans les mêmes conditions est de 5.

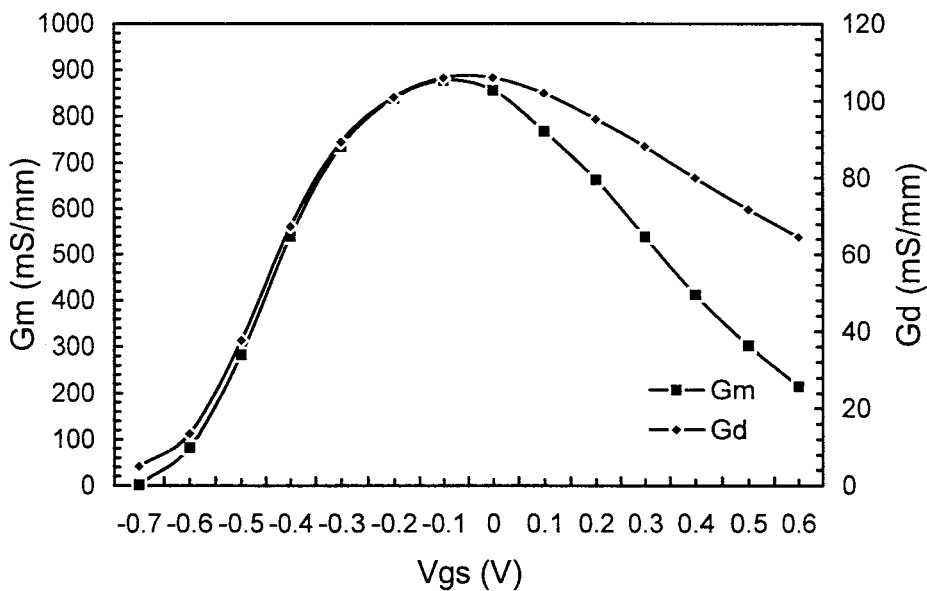
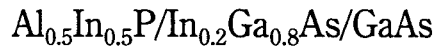


Figure II.48: Evolution de la transconductance et de la conductance de sortie intrinsèque du transistor AlGaInP/InGaAs $2 \times 50 \times 0,1 \mu\text{m}^2$. $V_{ds} = 1,5 \text{ V}$.

La différence relevée sur les deux composants entre leur transconductance extrinsèque, à savoir 750 mS/mm contre 550 mS/mm , alors que les transconductances intrinsèques sont très proches s'explique par la résistance de source. La valeur transconductance intrinsèque montre comme dans le cas précédent l'excellente dynamique des porteurs dans ce système et la très bonne qualité de l'épitaxie obtenue par MBE à sources gazeuses.

II.3.3 Réalisation et caractérisation des HEMTs



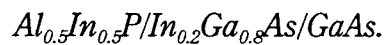
II.3.3.1 Epitaxie et réalisation technologique

La structure AlInP/InGaAs/GaAs (fig. II.49) est identique aux deux précédentes en épaisseur et en dopage pour chaque couche qui la compose.

GaAs	$1 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$	25 nm	
$\text{Al}_{0.5}\text{In}_{0.5}\text{P}$	nid	20 nm	
$\text{Al}_{0.5}\text{In}_{0.5}\text{P}$	nid	3 nm	$\delta 1 = 6 \times 10^{12} \text{ cm}^{-2}$
$\text{In}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{As}$	nid	12 nm	
buffer GaAs		300 nm	

Substrat : GaAs S.I.

Figure II.49: Structure épitaxiale du HEMT pseudomorphique



Cette hétérostructure présente une densité de charges de $2 \times 10^{12} \text{ cm}^{-2}$ associée à une mobilité de $5200 \text{ cm}^2/\text{V.s}$. La mobilité passe à $15000 \text{ cm}^2/\text{V.s}$ à la température de l'azote liquide. On remarque avec cette troisième et dernière structure l'homogénéité des mobilités aussi bien à température ambiante qu'à la température de l'azote liquide entre les trois couches montrant ainsi la reproductibilité des interfaces AlGaInP/InGaAs pour les différentes compositions en aluminium. La résistance par carré de la couche est quant à elle de 250Ω .

De même que pour les deux structures précédentes, cette structure a fait l'objet d'une modélisation. Pour ce faire, la discontinuité de bande de conduction a été fixée à $0,46 \text{ eV}$ (voir fig. II.4) et la hauteur de barrière Schottky à $0,8 \text{ eV}$.

Le calcul montre (fig. II.50) une densité maximale de charge transférée qui avoisine les $4 \times 10^{12} \text{ cm}^{-2}$ et une tension de pincement de $-1,8 \text{ V}$ pour un plan de dopage fixé à $6 \times 10^{12} \text{ cm}^{-2}$.

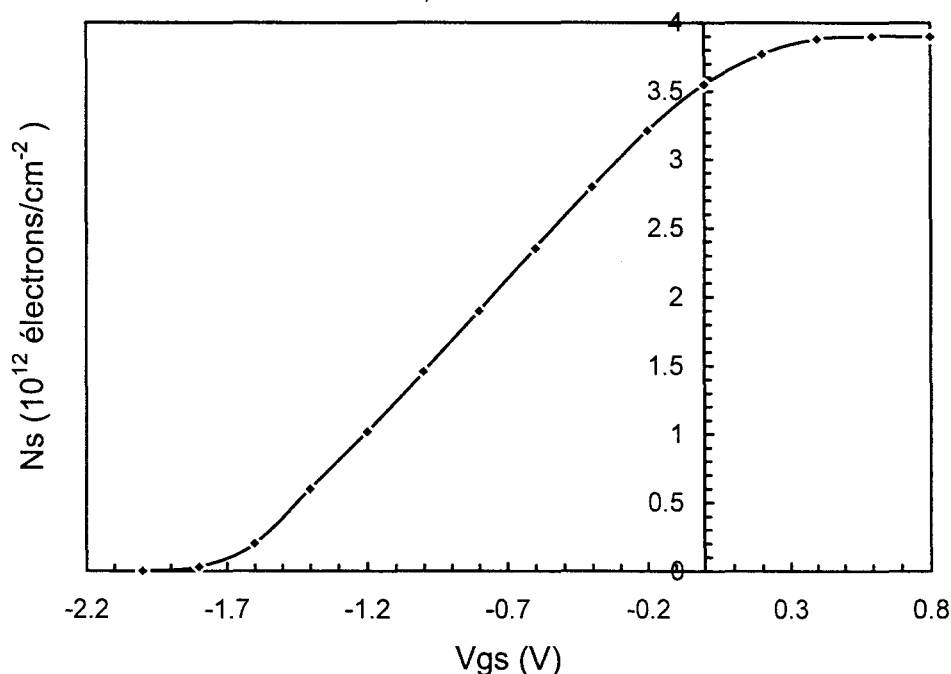


Figure II.50: Evolution de la densité de porteurs (N_s) dans le canal en fonction de V_{gs} .
(structure de la figure II.47).

La densité de charge est bien moins importante que ne le prévoit la simulation de commande de charge. Bien que le dopage de la barrière ait été effectué de façon similaire à la structure AlGaInP/InGaAs, c'est à dire sélectivement dans une couche de GaInP introduite dans ce but, il semble que de façon similaire à la structure AlGaInP/InGaAs, l'optimisation de l'interface ne permette pas de générer un transfert de charge supérieur à $3,5 \times 10^{12} \text{ cm}^{-2}$. Une seconde raison tient dans la très faible activation du silicium dans l'AlInP comme nous le voyons sur le tableau II.9.

Le tableau II.9 résume et compare les résultats de l'activation du silicium obtenus entre le GaAs, GaInP et AlInP. On note une activation de seulement 5 % du silicium dans l'AlInP alors que cette dernière atteint 94 % dans GaInP. Par ailleurs, les

caractérisations sur AlInP ont montré une photoconductivité persistante à 77 K, signature de niveaux profonds de type DX observés couramment dans les alliages d'aluminium.

	Dopage volumique Nominal: $2 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$	Dopage planaire 5 plans de $1 \times 10^{12} \text{ cm}^{-2}$
GaAs	$1,9 \times 10^{18}$	$4,3 \times 10^{12}$
GaInP	$1,7 \times 10^{18}$	$4,72 \times 10^{12}$
AlInP	1×10^{17}	$0,24 \times 10^{12}$

Tableau II.9: Densité électronique mesurée par effet Hall dans GaAs, GaInP et AlInP pour un dopage volumique de $2 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ et 5 plans de dopage de $1 \times 10^{12} \text{ cm}^{-2}$.

En ce qui concerne le procédé technologique, il est similaire aux deux cas précédents.

II.3.3.2 Caractérisations statiques

Les caractéristiques statiques de ce transistor sont résumées dans le tableau II.10.

I_{ds} (mA/mm)	G_m (mS/mm)	V_p (V)	$V_{br_{gd}}$ (V)	V_b η	R_c (Ω .mm)
190	360	+0,4 V	9 V	0,4 2,61	0,19

Tableau II.10: Caractéristiques statiques du composant AlInP/InGaAs/GaAs.

Les figures II.51.a à II.51.c représentent les caractéristiques statiques du transistor $\text{Al}_{0.5}\text{In}_{0.5}\text{P}/\text{In}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{As}$ de développement $2 \times 50 \mu\text{m}$ et de longueur de grille $0,1 \mu\text{m}$.

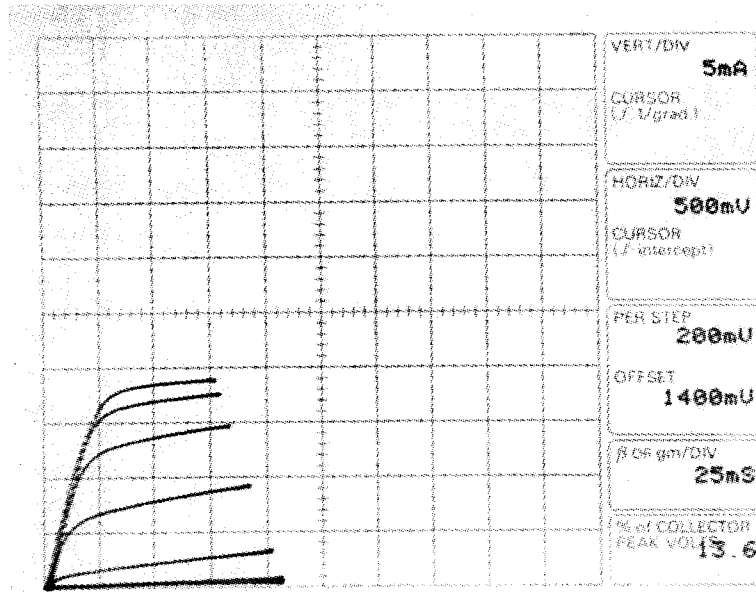


Figure II.51.a: Caractéristiques I_{ds} - V_{ds} du transistor $\text{AlInP}/\text{InGaAs}$ $2 \times 50 \times 0,1 \mu\text{m}^2$ avec V_{gs} supérieur égale à $+1,4 \text{ V}$ et variant par pas de $0,2 \text{ V}$.

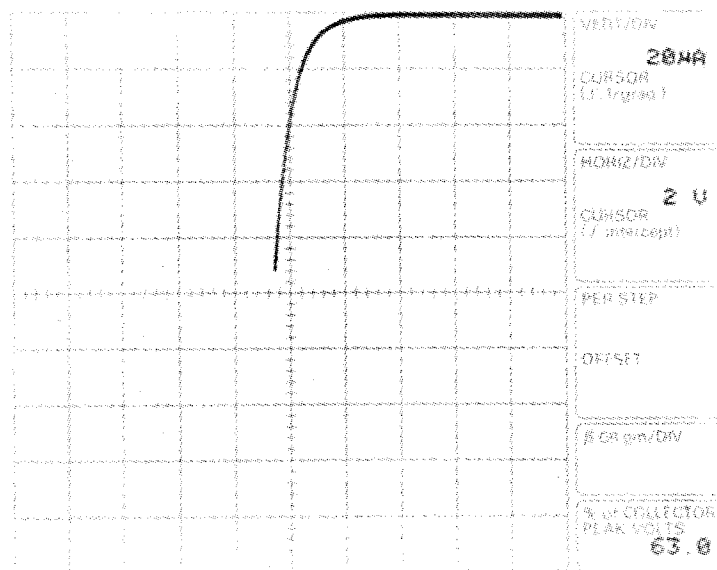


Figure II.51.b: Caractéristique de diode en inverse du transistor $\text{AlInP}/\text{InGaAs}$ $2 \times 50 \times 0,1 \mu\text{m}^2$.

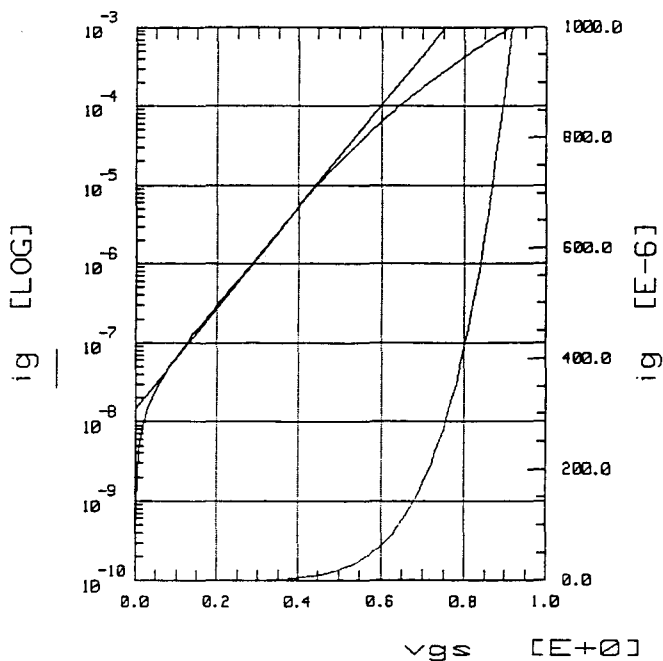


Figure II.51.c: Caractéristique de diode en direct du transistor
AlInP/InGaAs $2 \times 50 \times 0,1 \mu\text{m}^2$.

La figure II.51.a et II.51.b représentent la caractérisations I_d - V_{ds} . Le transistor délivre une densité de courant relativement faible avec une valeur de 190 mA/mm à $V_{gs} = + 1,4 \text{ V}$ et une transconductance de 360 mS/mm (figure II.52).

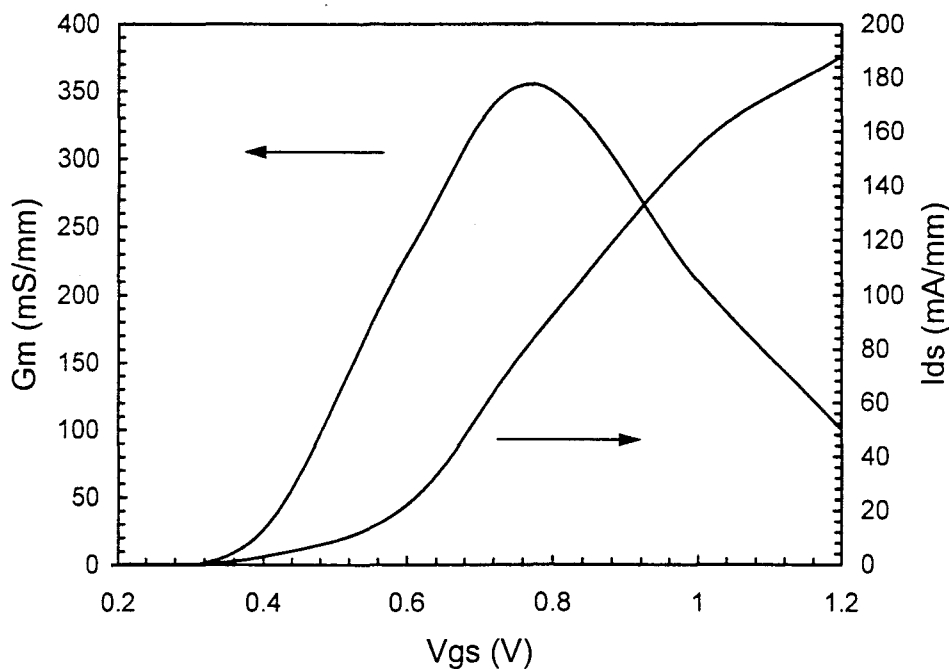


Figure II.52: Evolution de la transconductance et du courant en fonction de V_{gs} pour la structure *AlInP/InGaAs* $2 \times 50 \times 0,1 \mu\text{m}^2$. $V_{ds} = 1,5 \text{ V}$.

Par ailleurs, le transistor est normalement off avec une tension de pincement de + 0,4 V. Une gravure excessive de l'AlInP ne permet pas à elle seule d'expliquer ce résultat car alors la transconductance devrait être augmentée. Par contre la faible activation du dopage peut expliquer ces faibles performances, notamment sur la densité de courant. Il semble en effet que l'insertion du plan de dopage à basse température (480°C) et dans du GaInP (2 monocouches de part et d'autre du plan) où l'activation est meilleure, ne suffise pas à améliorer ni l'activation du silicium dans la barrière ni l'efficacité du transfert des électrons vers le canal. Le manque d'activation explique donc d'une part le manque de densité de courant générée par la structure et d'autre part le décalage très important de tension de pincement assurément accentué par la desoxydation effectuée à l'aide de la solution d'acide sulfurique diluée.

Extrêmement peu de résultats ont été publiés sur ce type de structure [89] [90] [91]. A notre connaissance seul J-M. Kuo [89] a publié un résultat sur un tel composant avec une longueur de grille similaire. Il a obtenu sur une structure $\text{Al}_{0.52}\text{In}_{0.48}\text{P}/\text{In}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{As}/\text{GaAs}$ à grille courte ($L_g = 0,1 \mu\text{m}$) une densité de courant de 180 mA/mm, une transconductance relativement faible de 250 mS/mm, en grande partie due à une résistance de contact extrêmement importante de 1,45 $\Omega\cdot\text{mm}$.

A cet égard, les résultats statiques obtenus sur nos composants sont sur certains points nettement meilleurs.

Quant à la tension de claquage de ces composants, elle est supérieure de 10 V (fig. II.51.b). Le contact Schottky (fig. II.51.c) présente une barrière de 0,62 eV associée à un coefficient d'idéalité de 1,87.

II.3.3.3 Caractéristiques en hyperfréquences petit signal

II.3.3.3.1 Les gains

La figure II.48 représente les évolutions des différents gains MAG, MSG et H_{21} .

Le composant présente de bonnes performances en hyperfréquences notamment en terme de Ft. Un Ft de 95 GHz a été relevé. Ce résultat est supérieur à celui qu'a obtenu M-J Kuo [89] dont le transistor de longueur de grille similaire ($0,1 \mu\text{m}$) présentait un Ft de 60 GHz.

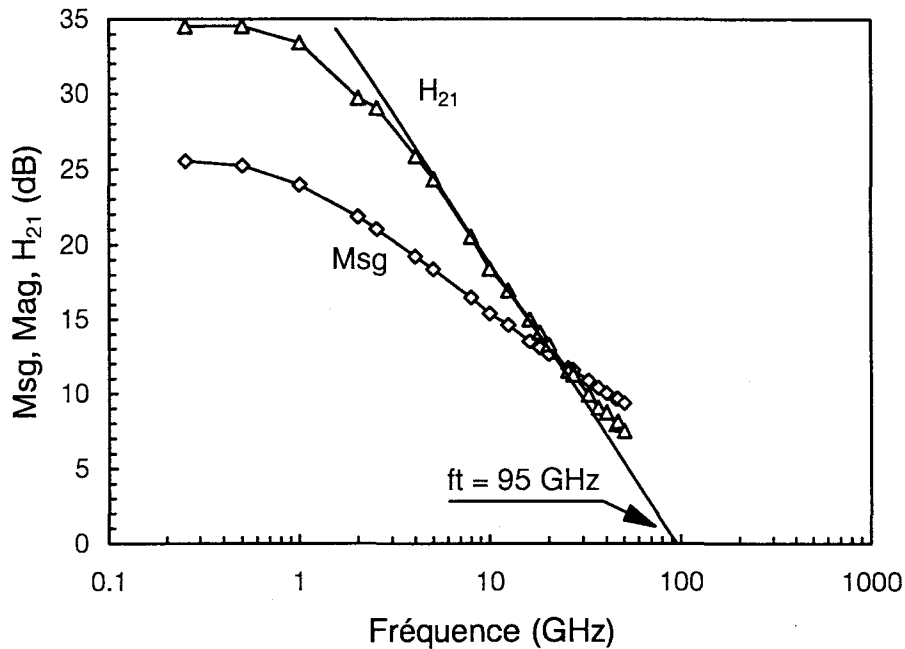


Figure II.53: Evolution des gains du transistor AlInP/InGaAs $2 \times 50 \times 0,1 \mu\text{m}^2$
à $V_{ds} = 1,5 \text{ V}$ et $V_{gs} = + 0,9 \text{ V}$.

II.3.3.3.2 Schéma équivalent

Les éléments du schéma équivalent sont reportés dans le tableau II.11.

Gm (mS/mm)	Gd (mS/mm)	Cgs (pF/mm)	Cgd (pF/mm)	Rs Ω .mm	Fc (GHz)	Ft (GHz)	Fmag (GHz)
929	9,9	0,812	0,189	0,8	182	95	-

Tableau II.11: Caractéristiques hyperfréquences du composant AlInP/InGaAs/GaAs
à $V_{ds} = 1,5 \text{ V}$ et $V_{gs} = + 0,9 \text{ V}$.

On observe sur la structure AlInP/InGaAs une saturation nette de la capacité C_{gs} (fig. II.54) lors de l'application de tension de commande correspondant au régime de canal ouvert. Cette évolution fait preuve d'un comportement similaire à celui observé sur la structure AlGaInP/InGaAs. Elle montre clairement le grand confinement des charges qui engendre une zone d'accumulation franche et complètement localisée dans le canal. La grande discontinuité de bande conduction est à l'origine de ce comportement.

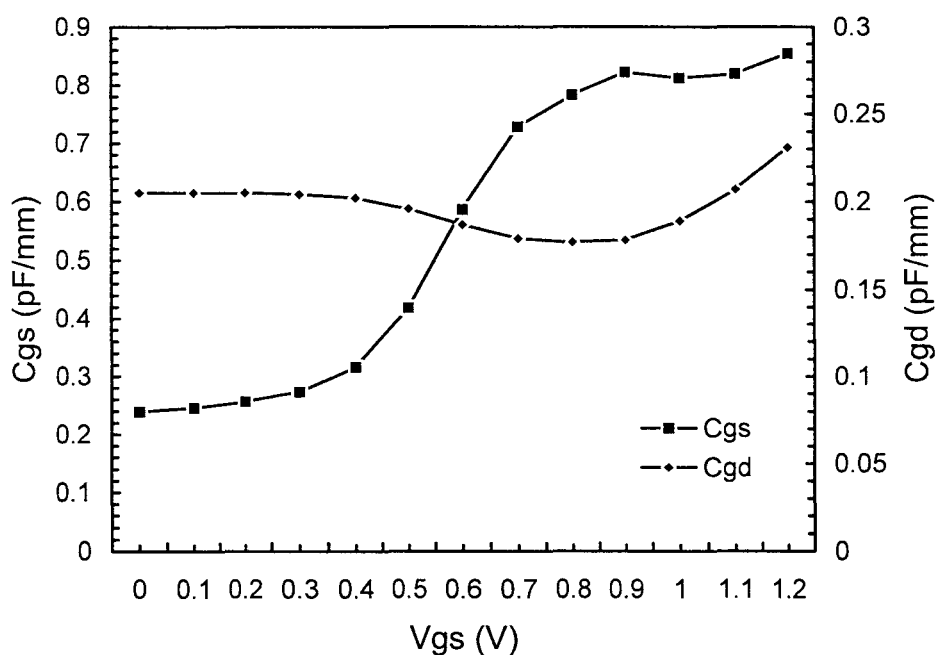


Figure II.54: Evolution des capacités C_{gs} et C_{gd} du transistor AlInP/InGaAs $2 \times 50 \times 0,1 \mu\text{m}^2$. $V_{ds} = 1,5$ V.

Les caractérisations témoignent de résistances d'accès très importantes de $0,8 \Omega \cdot \text{mm}$. Ce résultat met très clairement en évidence l'augmentation de ces résistances qui évoluent sur les trois composants que nous venons de présenter en commençant à $0,33 \Omega \cdot \text{mm}$ sur la structure GaInP/InGaAs, pour passer $0,53 \Omega \cdot \text{mm}$ sur la structure AlGaInP/InGaAs et enfin $0,85 \Omega \cdot \text{mm}$ sur la structure AlInP/InGaAs. Cette évolution est intimement liée à l'augmentation sans cesse croissante du taux d'aluminium de la barrière.

La transconductance intrinsèque (fig. II.55) extraite des composants atteint la valeur importante de 929 mS/mm. Elle est tout à fait comparable à celle obtenue sur les deux composants précédents. Le gain en tension intrinsèque G_m/G_d est pour ce composant de 9,4 au maximum de la transconductance. Le rapport C_{gs}/C_{gd} dans les mêmes conditions est de 4,3.

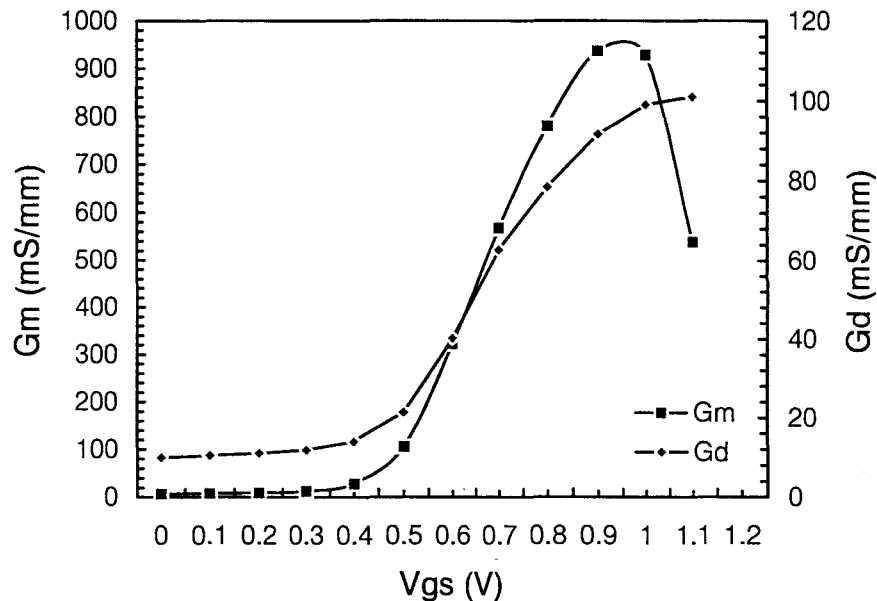


Figure II.55: Evolution de la transconductance et de la conductance de sortie intrinsèque du transistor AlInP/InGaAs $2 \times 50 \times 0,1 \mu\text{m}^2$.

Bien que les performances extrinsèques de ce composant soit complètement bridées par ses éléments d'accès importants ($R_s = 0,8 \Omega \cdot \text{mm}$), il n'en demeure pas moins que la transconductance intrinsèque démontre comme sur les deux composants précédents, l'excellente qualité du matériau obtenu par MBE à sources gazeuses qui génère dans ce nouveau système une dynamique des porteurs permettant d'obtenir des fréquences de coupure qui avoisinent les 100 GHz. Ce résultat conforte l'idée que la faible densité de courant est due à une faible densité d'électrons dans le canal et non pas à de mauvaises propriétés de transport.

II.3.4 Caractérisation grand signal des HEMTs

$\text{Ga}_{0.5}\text{In}_{0.5}\text{P}/\text{In}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{As}/\text{GaAs}$ et $(\text{Al}_{0.5}\text{Ga}_{0.5})\text{In}_{0.5}\text{P}/\text{InGaAs}/\text{GaAs}$

Nous venons de présenter les résultats de caractérisations en régime statique puis en petit signal hyperfréquence de HEMTs pseudomorphiques dont les structures sont GaInP/InGaAs, AlGaInP/InGaAs et AlInP/InGaAs. Les résultats de ces caractérisations ont montré que ces composants présentaient d'excellentes performances et mettent en évidence les améliorations technologiques que nous avons apporté à ces structures.

Toutefois, bien que les résultats en petit signal hyperfréquence soient d'un excellent niveau, la mesure de la réponse en puissance est le seul juge définitif des potentialités d'une nouvelle filière de composant de puissance hyperfréquence. Les transistors ont donc été caractérisés sur le banc en ligne de puissance dont nous disposons au laboratoire. La fréquence de fonctionnement de ce banc est de 60 GHz. Celui ci possède des adaptateurs en entrée et en sortie afin de minimiser la puissance réfléchiée en entrée et de maximiser la puissance de sortie (fig. I.29). Les pertes des guides et des pointes de mesure sont pris en compte afin de corriger les résultats bruts.

Nous présentons donc dans ce qui suit les résultats de la puissance de sortie (P_s) en fonction de la puissance d'entrée (P_e) ainsi que le rendement en puissance ajoutée (PAE) après corrections [92].

Seul les transistors GaInP/InGaAs et AlGaInP/InGaAs ont pu être caractérisés. En effet, le composant AlInP/InGaAs n'a pu faire l'objet d'une caractérisation en puissance dans la mesure où ce dernier est instable à 60 GHz, c'est à dire que le MAG n'est pas défini à cette fréquence. Dans ce cas de figure, il n'est pas possible d'adapter le transistor et de procéder à la mesure des performances optimales du transistor.

II.3.4.1 Caractérisation de puissance à 60 GHz du HEMTs $\text{Ga}_{0.5}\text{In}_{0.5}\text{P}/\text{In}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{As}/\text{GaAs}$

La figure II.56 représente la caractéristique Ps-Pe ainsi que P.A.E.-Pe. Ce composant délivre 560 mW/mm à 60 GHz sous une polarisation de V_{ds} de 4 V et V_{gs} de 0 V soit un courant I_d de 390 mA/mm. Il délivre une puissance de 480 mW/mm à 1dB de compression ce qui met en évidence le caractère fortement linéaire de la réponse en puissance de ce composant. Notons ici que le maximum de puissance a été obtenu à un V_{ds} de 4 V mais qu'il a été possible de polariser le transistor jusqu'à 11 V de V_{ds} avant sa destruction. Les gains linéaire et de puissance de ce composant sont respectivement de 9 dB et 4,6 dB. Le rendement en puissance ajouté est de 22,5%. Ce résultat représente l'état de l'art en puissance de cette filière [93] [94]. En effet seul un résultat de puissance en hyperfréquence a été publié [68]. Le composant générerait alors une puissance de 400mW/mm à 10 GHz.

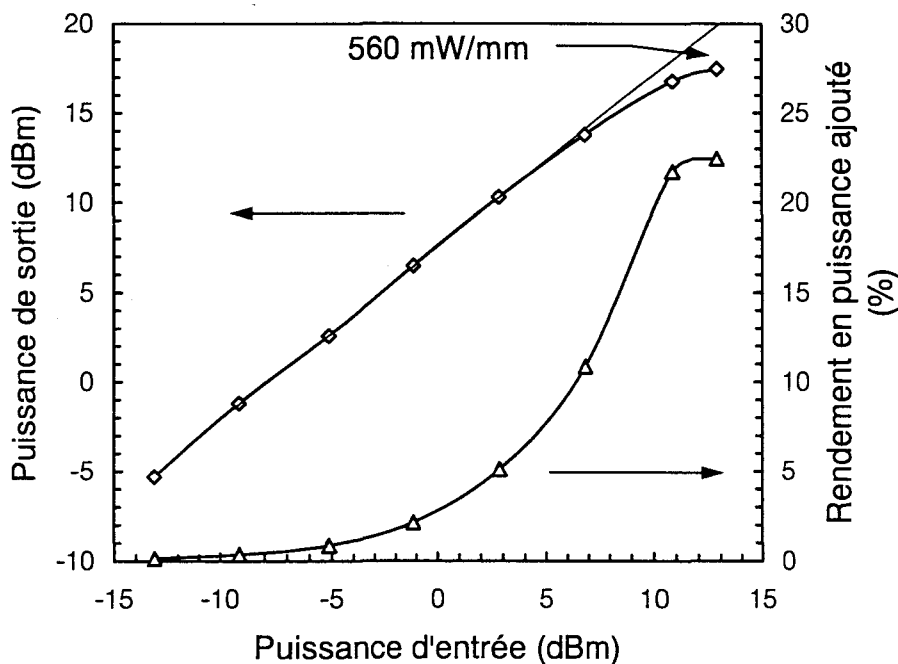


Figure II.56: Evolution de la puissance de sortie et du rendement en puissance ajoutée en fonction de la puissance d'entrée du transistor $\text{GaInP}/\text{InGaAs}$ $2 \times 50 \times 0,1 \mu\text{m}^2$.

$$V_{gs} = 0 \text{ V}, V_{ds} = 4 \text{ V}.$$

Cet unique résultat permet de se rendre compte de l'extraordinaire potentiel de cette filière à générer de la puissance en hyperfréquence dans la mesure où structure n'est pas complètement optimisée. En effet, ce composant délivre 560 mW/mm alors qu'il ne possède qu'un seul plan de dopage et que nous n'avons effectué qu'un simple recess. Or ce niveau de puissance est à la hauteur des résultats publiés au début des années 1990 sur des structures optimisées pour la puissance [70] [72] [73]. Nous pouvons donc attendre de ces structures une densité de puissance proche de 1 W/mm à 60 GHz sur une structure optimisée à double plan de dopage.

II.3.4.2 Caractérisation de puissance à 60 GHz

du HEMTs ($\text{Al}_{0.5}\text{Ga}_{0.5}$) $_{0.5}\text{In}_{0.5}\text{P}/\text{InGaAs}/\text{GaAs}$

La figure II.57 représente la caractéristique Ps-Pe ainsi que P.A.E.-Pe.

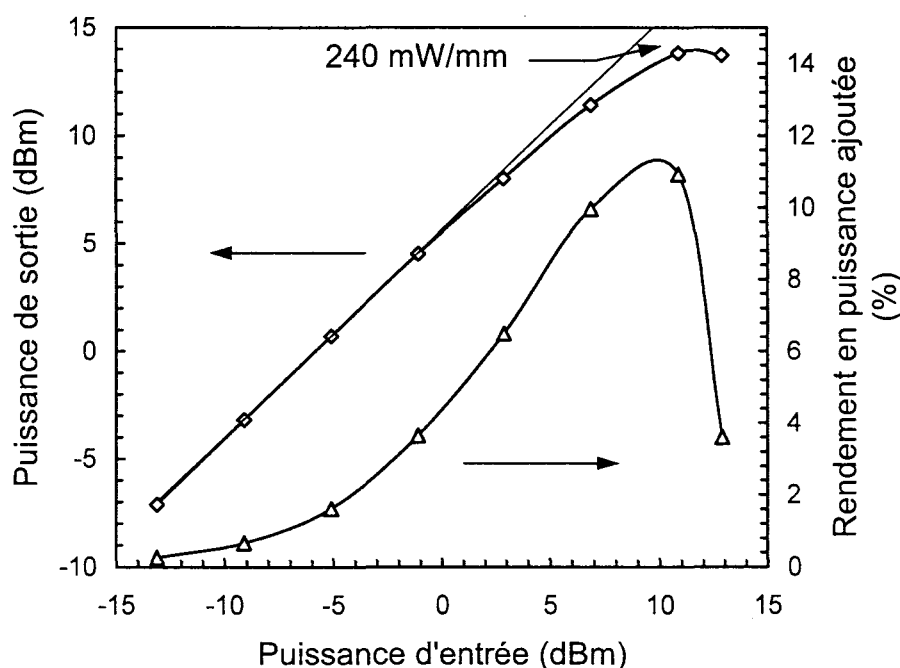


Figure II.57: Evolution de la puissance de sortie et du rendement en puissance ajoutée en fonction de la puissance d'entrée du transistor AlGaInP/InGaAs $2 \times 50 \times 0,1 \mu\text{m}^2$.

$$V_{gs} = -0,2 \text{ V}, V_{ds} = 4,5 \text{ V}.$$

Ce composant délivre 240 mW/mm à 60 GHz sous une polarisation de V_{ds} de 4,5 V. Il délivre une puissance de 130 mW/mm à 1dB de compression. Les gains linéaires et de puissance de ce composant sont respectivement de 6 dB et 2,9 dB. Le rendement en puissance ajoutée est de 11 %. Ce résultat représente à notre connaissance le seul obtenu sur cette filière. Il est par ailleurs bien moins bon que celui obtenu sur le composant GaInP/InGaAs ce que nous attribuons en grande partie à la densité de courant plus faible sur cette structure.

II.4 DISCUSSION ET PERSPECTIVES

Dans cette dernière partie, nous nous proposons de comparer et de discuter plus finement les différentes caractéristiques de ces trois différents composants telles que les courants, les transconductances, les éléments d'accès, le contact Schottky.

En premier lieu, la structure GaInP présente bien que la discontinuité de bande de conduction soit en principe de seulement 0,36 eV une densité de courant surprenante de 780 mA/mm alors que ce composant ne dispose que d'un seul plan de dopage.

Cette impression se confirme lorsqu'on analyse le transfert de charge de cette structure. En effet, les mesures d'effet Hall nous indiquent que cette hétérostructure ne génère qu'une densité de charge de $2 \times 10^{12} \text{ cm}^{-2}$, ce qui si on considère nos connaissances actuelles sur la filière AlGaAs/InGaAs devrait mener qu'à une densité de courant de l'ordre de 400 à 500 mA/mm.

L'analyse de l'évolution du réseau de sortie I_d - V_{ds} nous permet d'avancer un élément de réponse (fig. II.58). En effet, sur cette figure nous voyons que la transconductance après avoir atteint son maximum ($V_{gs} = 0 \text{ V}$), chute ensuite très lentement avec la polarisation V_{gs} (de 0 V à + 0,8 V).

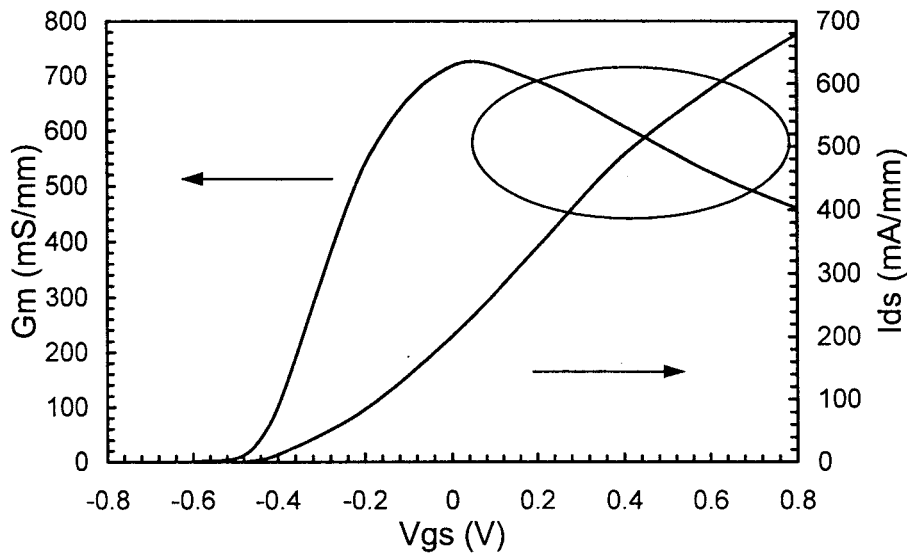


Figure II.58: Evolution de la transconductance et du courant en fonction de V_{gs} pour la structure GaInP/InGaAs $2 \times 50 \times 0,1 \mu\text{m}^2$. $V_{ds} = 2$ V.

Il s'avère que cette zone correspond à un contrôle de charge dans la barrière lié au faible confinement des porteurs dans le puits (fig. II.59). L'évolution de la capacité C_{gs} avec V_{gs} par l'absence de saturation le confirme.

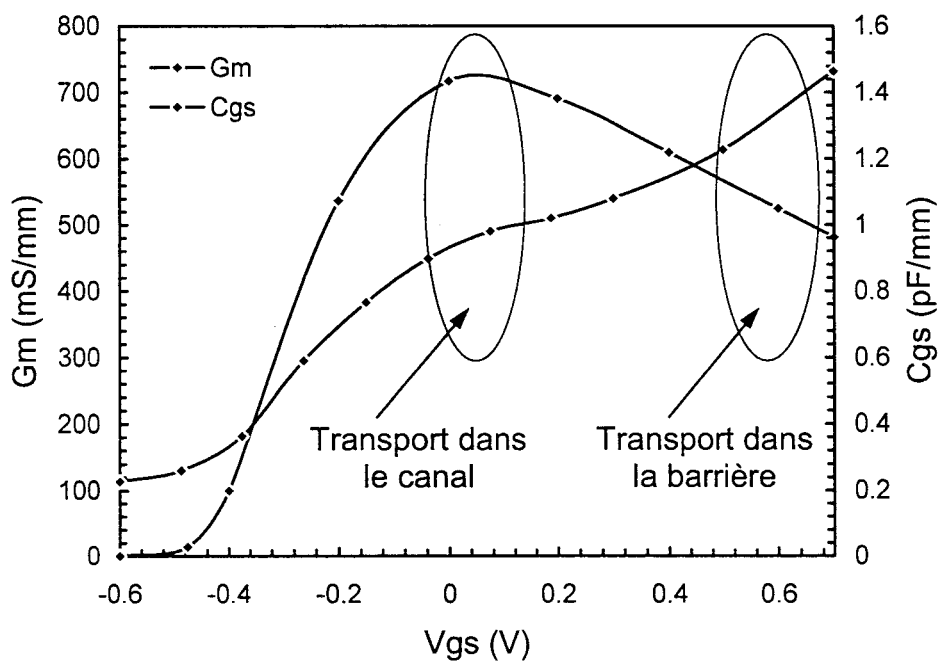


Figure II.59: Evolution de la transconductance extrinsèque et de la capacité C_{gs} en fonction de V_{gs} pour la structure GaInP/InGaAs $2 \times 50 \times 0,1 \mu\text{m}^2$. $V_{ds} = 2$ V.

Il semble donc que les charges qui transitent dans la barrière de ce composant à V_{gs} positif bénéficient d'une très bonne dynamique. En effet, le matériau GaInP en accord de maille semble jouir de très bonnes propriétés de transport comme le montrent les études expérimentales et les simulations de type Monté-Carlo [7].

De plus, des mesures de mobilité effectuées sur des échantillons épitaxiés au laboratoire (tableau II.12) nous indiquent une mobilité de $2000 \text{ cm}^2/\text{V.s}$ contre une mobilité de $3400 \text{ cm}^2/\text{V.s}$ pour le GaAs dopé dans des conditions similaires et représentatives du dopage effectué dans le composant.

	Dopage volumique Nominal: $2 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$	Mobilité $\text{cm}^2/\text{V.s}$	Dopage planaire 5 plans de $1 \times 10^{12} \text{ cm}^{-2}$	Mobilité $\text{cm}^2/\text{V.s}$
GaAs	$1,9 \times 10^{18}$	2020	$4,3 \times 10^{12}$	3400
GaInP	$1,7 \times 10^{18}$	630	$4,72 \times 10^{12}$	2000
AlInP	1×10^{17}	470	$0,24 \times 10^{12}$	450

Tableau II.12: Densité électronique et mobilité de Hall dans GaAs, GaInP et AlInP pour un dopage volumique de $2 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ et 5 plans de dopage de $1 \times 10^{12} \text{ cm}^{-2}$.

La mobilité dans GaInP dopé par 5 plans de dopage à $1 \times 10^{12} \text{ cm}^{-2}$ est en effet égale à 60 % de celle du GaAs. Par ailleurs une étude de transport réalisée par calcul de type Monté Carlo [7] a montré également (fig. II.60) que la vitesse pic dans GaInP est égale à la moitié de celle du GaAs et qu'en outre les vitesses de saturations sont quant à elles sensiblement identiques avec une valeur d'environ $1 \times 10^7 \text{ cm/s}$.

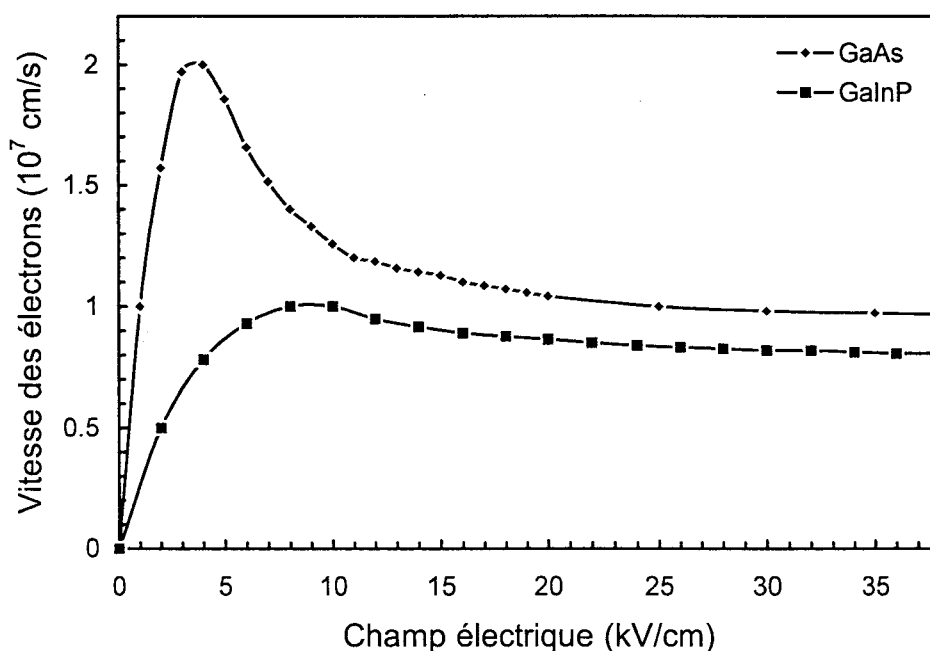


Figure II.60: Evolution des vitesses électroniques dans GaAs et GaInP non dopé.

Le courant dans nos structures étant directement proportionnel à la vitesse moyenne des porteurs dans le matériau, il semble que lorsque les charges sont transférées dans la barrière, notre composant bénéficie d'un apport de courant supplémentaire induit par le bon transport parallèle dans la barrière. Un tel phénomène a été déjà reporté [93].

En outre Y.Lin [94] a fabriqué avec une technologie similaire et caractérisé deux MESFET, l'un avec un canal en GaAs et l'autre en GaInP. La caractérisation de ces deux transistors a montré des performances fréquentielles du MESFET GaAs légèrement supérieures à celle MESFET GaInP. Ces performances sont expliquées en particulier par les bonnes propriétés de transport dans le GaInP.

Ainsi notre composant bénéficie de ce que l'on peut appelé un *bon effet MESFET parasite* dont il tire en partie sa densité de courant par rapport à la filière AlGaAs/InGaAs pour laquelle les composants qui délivrent un courant similaire (~ 800 mA/mm) ont nécessairement deux plans de dopages [72] [95]. Par ailleurs, ce MESFET parallèle ne semble pas détériorer les performances fréquentielles du composant comme on pourrait s'y attendre compte tenu du mauvais confinement des

porteurs. Celui-ci présente en effet une fréquence de coupure du gain en courant de 120 GHz, tout à fait à la hauteur des performances des HEMTS pseudomorphiques AlGaAs/InGaAs dont la composition du canal est identique.

D'ailleurs tant la transconductance extrinsèque avec une valeur de 750 mS/mm que la transconductance intrinsèque dont la valeur approche 1 S/mm tendent à montrer les très bonnes propriétés de transport qui découlent de la qualité de l'épithaxie obtenue par MBE à sources gazeuses. Ces dernières sont d'ailleurs très proches sur les trois composants GaInP/InGaAs, AlGaInP/InGaAs et AlInP/InGaAs. Ces résultats sont confirmés par la mobilité quasi identique sur les trois structures respectivement 5500 cm²/V.s, 5200 cm²/V.s, 5200 cm²/V.s pour les trois épithaxies montrant là aussi la maîtrise et la reproductibilité de ces dernières.

Les transconductances extrinsèques de ces trois composants apparaissent quant à elles très fortement liées aux éléments d'accès. En effet, ces dernières évoluent de 750 mS/mm à 350 mS/mm pour les structures GaInP et AlInP en passant par une valeur de 550 mS/mm pour la structure AlGaInP.

Cette évolution suit celle des résistances de source qui passent de 0,35 Ω.mm à 0,8 Ω.mm pour les structures GaInP/InGaAs et AlInP/InGaAs avec 0,55 Ω.mm pour la structure AlGaInP. Cependant le calcul de la transconductance extrinsèque du composant AlInP/InGaAs à partir de la transconductance intrinsèque et de la résistance de source ne permet pas de rendre compte de sa très faible valeur. En effet $G_{m_{ext}} = G_{m_{int}}(1 + R_s G_{m_{int}})$ vaut 530 mS/mm contre 350 mS/mm. Il semble donc qu'une partie des charges contrôlées par la grille en régime statique ne contribuent pas au courant de drain.

Par ailleurs bien que sur la structure AlInP les éléments d'accès soient aussi importants, et donc que la transconductance extrinsèque soit aussi faible, les performances hyperfréquences en petit signal sont étonnamment bonnes. En effet, ce composant présente une fréquence de coupure du gain en courant de 95 GHz alors que la transconductance extrinsèque (350 mS/mm) est deux fois inférieure à la structure GaInP (750 mS/mm) qui présente une fréquence de coupure du gain en courant

supérieure mais relativement proche de 120 GHz. L'analyse du schéma équivalent permet partiellement de trouver une explication à ce résultat.

En effet, la fréquence du coupure du gain en courant évolue à C_{gd} près (ici très faible), inversement proportionnellement à C_{gs} . Or la capacité C_{gs} du transistor AlInP est 20 % plus faible que celle de la structure GaInP. Cette dernière permet de compenser partiellement la faible transconductance.

Le deuxième argument réside dans le confinement. Dans la structure AlInP il est plus important que dans la structure GaInP, les évolutions des capacités C_{gs} des deux composants en attestent (fig. II.40 et II.54). Ce confinement accru a pour conséquence de focaliser les électrons dans le puits en évitant ainsi un transport aux abords du canal mais dans les barrières. Ainsi dans cette configuration ils bénéficient pleinement des propriétés d'un gaz bidimensionnel.

Ce phénomène a été dans le passé constaté lorsque les investigations sur le transistor à effet de champ sont passées du HEMT conventionnel AlGaAs/GaAs au HEMT pseudomorphique AlGaAs/InGaAs [96]. En effet, alors que les propriétés de transport dans l'InGaAs pseudomorphique sont identiques à celles du GaAs, et ceci en raison des contraintes qui inhibent complètement les avantages d'un puits riche en indium, il s'est avéré que le HEMT pseudomorphique présentait des performances fréquentielles supérieures au HEMT conventionnel. Ces performances ne pouvant être liées aux propriétés de transport du canal, il a été montré que le confinement en était responsable. Ce dernier est lié à la plus grande profondeur du puits quantique puisque la discontinuité de bande de conduction passe typiquement de 0,2 eV pour la filière HEMT conventionnel à 0,35 eV pour la filière HEMT pseudomorphique. La discontinuité de bande de conduction permet de confiner plus nettement les électrons afin qu'ils puissent bénéficier pleinement des propriétés d'un gaz bidimensionnel [96].

Ainsi, la structure AlInP a pu bénéficier à la fois d'une capacité C_{gs} plus faible et d'un confinement accru (les deux étant liés) pour obtenir des performances fréquentielles très proche de la structure GaInP malgré les éléments d'accès plus important sur ces dernières.

Le courant généré par le composant AlGaInP est le plus en accord avec la densité de charge mesurée par effet Hall. En effet, sur cette structure, la densité de courant est de 430 mA/mm pour une densité de charge de $2,5 \times 10^{12} \text{ cm}^{-2}$. Cette structure en raison du meilleur confinement qu'elle procure ne semble pas bénéficier de ce que l'on a appelé précédemment le *bon effet MESFET parasite* qui semble exister sur la structure GaInP et présente un comportement plus conforme à la filière AlGaAs/InGaAs.

La tenue en tension de ces composants très correcte pour une longueur de grille de $0,1 \mu\text{m}$ est typiquement de 8 à 9 V. Ces résultats sont liés à la largeur de bande interdite importante de ces matériaux. Toutefois, nous pouvons noter une dégradation du contact Schottky avec le taux d'aluminium visible sur le coefficient d'idéalité. En effet ce dernier évolue fortement avec le taux d'aluminium, il passe de 1,62 pour la structure GaInP à 2,19 pour la structure AlGaInP et enfin 2,61 pour la structure AlInP. En outre les barrières semblent souffrir de la présence de l'aluminium puisque celles-ci sont respectivement de 0,57, 0,54 et 0,4 eV pour les composants GaInP [99] [100] [101], AlGaInP et AlInP alors que le gap augmente en passant d'une structure à l'autre et que l'on devrait s'attendre dans ce cas à une amélioration de la hauteur de barrière [102]. Le procédé de réalisation du recess de grille n'a fait l'objet par manque de temps d'aucune optimisation. Il semble que l'aluminium contenu dans les barrières subisse une oxydation dont la provenance n'est pas encore déterminée. Il peut s'agir de la solution employée pour le recess, la solution de désoxydation, ou à une oxydation par l'air entre la fin de la gravure du recess de grille et l'introduction et la mise sous vide dans le bâti de métallisation. Une étude d'optimisation similaire à celle présentée dans le troisième chapitre sur la barrière de la filière métamorphique et dont le but a été de mesurer les répercussions de différentes solutions de désoxydation reste donc à mener ici.

Pour la première fois des mesures en puissance à 60 GHz sur ces composants ont été réalisées et ont permis pour le meilleur d'entre eux, c'est à dire la structure GaInP/InGaAs d'obtenir une densité de puissance de 560 mW/mm associée à un gain en puissance de 4,6 dB et un rendement en puissance ajoutée de 22,5 %. Le gain linéaire est de 9 dB. Ces résultats de puissance montrent les potentialités très attrayantes de cette filière. Ainsi en termes de perspective, nous pensons que la poursuite des investigations sur la filière GaInP/InGaAs passe par l'optimisation de cette structure en utilisant un double plan de dopage afin d'augmenter la densité de courant et l'amélioration de la technologie du recess de grille afin de permettre à l'avenir d'obtenir une densité de puissance proche de 1 W/mm à 60 GHz.

II.4 CONCLUSION

L'objectif des travaux présentés dans ce chapitre est l'étude des potentialités de nouveaux matériaux phosphorés tels que GaInP, AlGaInP et AlInP dans d'élaboration de transistors de puissance à gaz bidimensionnel d'électrons sur substrat GaAs aux fréquences de 60 GHz. Les intérêts de ces matériaux par rapport à la filière AlGaAs existante résident dans l'importance de la largeur de bande interdite et les grandes discontinuités de bande de conduction et de valence. Les premières phases de ce travail ont consisté à développer et à optimiser chaque brique technologique nécessaire à cette nouvelle filière: structure de l'épitaxie, solution de gravure non sélective, résistance de contact, grille.

Une recherche bibliographique sur cette nouvelle filière a conduit à un très petit nombre de publications sur le sujet montrant par là même l'ampleur des investigations à entreprendre.

Dans un premier temps, ces nouveaux matériaux ont nécessité la mise au point de tout un procédé technologique qui débute par l'isolation pour laquelle nous avons choisi une gravure chimique. La bibliographie a montré qu'à ce jour aucune solution

d'attaque non sélective étudiée ne répondait à nos exigences. En effet, les solutions proposées n'étaient pas satisfaisantes en raison de leur instabilité chimique. Après une étude importante sur la compréhension des phénomènes chimiques mis en jeu et de nombreux essais, l'association de l'acide iodique et de l'acide chlorhydrique a montré de spectaculaires résultats tant sur les matériaux phosphorés que arséniés. En effet, une solution composée d'acide chlorhydrique (HCl) et d'acide iodique (HIO₃) très diluée a permis d'obtenir de très bonnes morphologies sur les deux matériaux ainsi qu'une vitesse de gravure similaire sur chacun d'entre eux sur une large gamme de dilution permettant un contrôle et une bonne reproductibilité de la vitesse de la gravure.

Ensuite, l'étude d'un contact ohmique, dont la résistance de contact doit être comprise entre 0,1 et 0,15 Ω .mm, a été entreprise. Là aussi, les solutions proposées dans la littérature internationale rendaient compte de mauvaises résistances de contact sans proposer ni d'explication ni de solutions. Différentes métallisations ont été étudiées. C'est en définitive, la métallisation AuGe/Ni/Au qui a donné les meilleurs résultats. En effet, l'optimisation de ce contact ohmique a donné pour une température de recuit fixée à 500°C et une durée de recuit de 20 secondes, une résistance de contact inférieure à 0,1 Ω .mm. Ce résultat correspond à l'état de l'art des contacts ohmiques de la filière phosphorée.

Les composants GaInP/InGaAs, (Al_{0,5}Ga_{0,5})_{0,5}In_{0,5}P/InGaAs et AlInP/InGaAs ont été réalisés sur une structure à simple plan de dopage. Ils ont donné d'excellentes performances. L'état de l'art a été obtenu sur ces trois filières de composants tant en performances fréquentielles petit signal qu'en statique. Nous avons en outre, relevé un comportement atypique sur la structure GaInP/InGaAs. En effet, ce composant génère une densité de courant de près 800 mA/mm anormalement élevée vis à vis de ce que nous connaissons de la filière AlGaAs/InGaAs. Il s'est avéré que ce composant bénéficiait d'une transconductance encore importante à canal ouvert. En fait ce régime de fonctionnement correspond sur ce composant en raison d'un faible confinement de charge dans le puits à un transfert des porteurs dans la barrière où ils bénéficient d'une très bonne dynamique. En effet, le matériau GaInP en accord de maille jouit de très

bonnes propriétés de transport comme le montrent les mesures de mobilité ($2000 \text{ cm}^2/\text{V.s}$ contre $3400 \text{ cm}^2/\text{V.s}$ pour le GaAs) ainsi que le calcul. Il semble ainsi que notre composant bénéficie d'un apport de courant supplémentaire induit par le bon transport parallèle dans la barrière ce qu'on a appelé un *bon effet MESFET parasite* dont il tire la densité de courant supplémentaire par comparaison à la filière AlGaAs/InGaAs.

Pour la première fois des mesures en puissance à 60 GHz sur ces composants ont été réalisées et ont permis pour le meilleur d'entre eux, c'est à dire la structure GaInP/InGaAs d'obtenir une densité de puissance de 560 mW/mm associée à un gain en puissance de 4,6 dB et un rendement en puissance ajoutée de 22,5 %. Ces résultats de puissance montrent les potentialités très attrayantes de cette filière. Nous pensons ainsi que l'optimisation de la structure GaInP/InGaAs par l'utilisation d'un double plan de dopage afin d'augmenter la densité de courant et l'amélioration de la technologie du recess de grille permettra à l'avenir d'obtenir une densité de puissance proche de 1 W/mm à 60 GHz.

Bibliographie

- [1] Prix Nobel 1948
- [2] K. Drangreld et al.,
High speed gallium arsenide Schottky barrier field effect transistor,
Electronics Letters, vol 6, pp. 228-229, Avril 1970
- [3] T. Furutsuka et al.,
Improvement of the drain breakdown voltage of GaAs power MESFET's by a simple recess structure,
IEEE Transaction on Electron Devices, vol. 25, no. 6, pp. 563-567, 1978
- [4] R. Dingle et al.,
Electron mobilities in modulation-doped semiconductor heterojunction superlattices,
Applied Physics Letters, vol. 33, no. 7, pp. 665-667, 1978
- [5] A. Alibert et al.,
Electroreflectance and band structure of GaInP alloys,
Physical Review B., vol. 6, no. 4, pp. 1301-1310, 1972
- [6] A. M. Joullie et al.,
On the Γ - Γ and Γ -X transitions of the GaInP alloys,
Journal of Applied Physics, vol. 45, no. 12, pp. 5472-5474, 1978
- [7] O. Houzeaux,
Etude du transport des électrons dans GaInP,
Rapport de stage de l'Université d'Artois, 1995
- [8] D. P. Bour et al.,
Optical properties of AlInP grown by organometallic vapor phase epitaxy,
Applied Physics Letters, vol. 50, no. 10, pp. 615-617, 1987
- [9] O. Schuler,
Epitaxie par jets moléculaires à sources gazeuses des matériaux AlGaInP sur substrat GaAs pour applications hyperfréquences,
Thèse de doctorat de Université des Sciences et Technologies de Lille, Novembre 1998
- [10] S. Adachi et al.
Electroreflectance study of $(\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x})_{0.5}\text{In}_{0.5}\text{P}$ alloys,
Japanese Journal of Applied Physics, vol. 35, no. 2, pp. 537-542, 1996
- [11] S. Ozaki et al.,
Ellipsometric and thermoreflectance spectra of $(\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x})_{0.5}\text{In}_{0.5}\text{P}$ alloys,
Journal of Applied Physics, vol. 79, no. 1, pp. 439-445, 1996

-
- [12] D. J. Mowbray et al.,
Electronic band structure an AlGaInP grown by solid-source molecular beam epitaxy,
Applied Physics Letters, vol. 65, no. 2, pp. 213-217, 1994
- [13] M. O. Watanabe et al.,
Interface properties for GaAs/InGaAlP heterojunctions by capacitance-voltage profiling technique,
Applied Physics Letters, vol. 50, no. 14, pp. 906-908, 1987
- [14] M. A. Rao et al.,
Determination of the valence and conduction-band discontinuities at the (Ga,In)P/GaAs heterojunction by C-V profiling
Journal of Applied Physics, vol. 61, no. 2, pp. 643-649, 1986
- [15] O. Dehaese,
Contribution à l'étude d'interfaces de semi-conducteurs III-V par spectroscopies de photons: cas de l'interface GaAs-GaInP,
Thèse de doctorat de Université des Sciences et Technologies de Lille, Juillet 1997
- [16] S. Niki et al.,
Band-edge discontinuities of strained-layer of InGaAs/GaAs heterojunctions and quantum wells,
Applied Physics Letters, vol. 55, no. 13, pp. 1339-1341, 1989
- [17] J. Dickmann et al.,
(Al_{0.7}Ga_{0.3})_{0.5}In_{0.5}P/In_{0.15}Ga_{0.85}As/GaAs heterostructure field effect transistor with very thin highly p-doped surface layer,
IEEE Transaction on Electron Devices, vol. 42, no. 1, pp. 2-6, 1995
- [18] O. Schuler et al.,
Interface quality and electron transfer at the GaInP on GaAs heterojunction,
Journal of Applied Physics, vol. 84, no. 2, pp. 765-769, 1998
- [19] O. Dehaese et al.,
As surface segregation during the growth of GaInP on GaAs,
Japanese Journal of Applied Physics, vol. 36, no. 11, pp. 6620-6624, 1997
- [20] M. Missous et al.,
InGaP/InGaAs/GaAs high electron mobility transistor structure grown by solid source molecular beam epitaxy using GaP as phosphorous source,
Japanese Journal of Applied Physics, vol. 36, no. 6A, pp. L647-L649, 1997
- [21] K. H. Bachem,
AlGaInP/InGaAs/GaAs MODFET with P⁺ gate structure, its concept, beneficials and device properties,
Communication privée
- [22] A. Sadao et al.,
Chemical Etching Characteristidcs of (001) GaAs,
Journal of the Electrochemical Society, vol. 130, no. 12, pp. 2427-2435, 1983
- [23] G. C. DeSalvo et al.,
Etch Rates and Selectivities of Citric Acid/Hydrogen/Peroxide on GaAs, Al_{0.3}Ga_{0.7}As, In_{0.2}Ga_{0.8}As, In_{0.53}Ga_{0.47}As, In_{0.52}Al_{0.47}As, InP,
Journal of the Electrochemical Society, vol. 139, no. 3, pp. 831-835, 1992

-
- [24] X. Hue et al.,
Gate Recess Optimization Of GaAs/Al_{0.22}In_{0.78}As HFET Using Citric Acid/Hydrogen Peroxide/Ammonium Hydroxide For Power Applications,
Journal of Vacuum Sciences and Technology, à paraître
- [25] H. Fourre et al.,
Selective wet etching of lattice matched InGaAs/InAlAs and metamorphic InGaAs/InAlAs on GaAs using succinic acid /hydrogen peroxide solution,
Journal of Vacuum Sciences and Technology, vol. B14, no. 5, pp.3400-3402, 1996
- [26] R. Williams,
Modern GaAs processing methods,
Artech House, Boston, 1990
- [27] Y. Mori et al.,
A new etching solution system, H₃PO₄, H₂O₂, H₂O, for GaAs and its kinetics,
Journal of the Electrochemical Society, vol. 125, no. 9, pp. 1510-1514, 1978
- [28] D. W. Shaw,
Localized GaAs etching with acidic hydrogen peroxide solutions,
Journal of the Electrochemical Society, vol. 128, no. 4, pp. 874-880, 1981
- [29] K. Knefick,
Selective etching characteristics of peroxide/ammonium hydroxide solutions for GaAs/Al_{0.18}Ga_{0.84}As,
Journal of the Electrochemical Society, vol. 129, no. 10, pp. 2380-2382, 1982
- [30] S. Adachi et al.,
Chemical etching characteristics of (001)InP,
Journal of the Electrochemical Society, vol. 128, no. 6, pp. 1342-1349, 1981
- [31] D. T. C. Huo et al.,
Preferential etching of InP through photoresist mask,
Journal of the Electrochemical Society, vol. 135, no. 9, pp. 2334-2338, 1988
- [32] B. Tuck et al.,
Chemical etching of (111) and (100) surfaces of InP,
Journal of Materials Science, no. 8, pp. 1559-1566, 1973
- [33] P. H. L. Notten,
The etching of InP in HCl solutions: A chemical mechanism,
Journal of the Electrochemical Society, vol. 131, no. 11, pp. 2641-2644, 1984
- [34] W. J. Ho et al.,
GaInP/GaAs heterojunction bipolar transistor for high-speed integrated circuit applications,
IEEE Electron Device Letters, vol. 14, pp. 572-574, 1993
- [35] W. Liu et al.,
Microwave performance of a self-aligned GaInP/GaAs heterojunction bipolar transistor,
IEEE Electron Device Letters, vol. 14, pp. 176-178, 1993
- [36] Savolainen et al.,
High power, high efficiency GaInP/AlGaInP laser diode,
Japanese Journal of Applied Physics, vol. 35, no. 11, pp. L1501-L1504, 1996

-
- [37] I. Hiroshi et al.,
Selective and non selective chemical etching of InGa(As)P/GaAs heterostructures
Journal of the Electrochemical Society, vol. 142, no. 10, pp. 3383-3386, 1995
- [38] J. R. Lothain et al.,
Wet and dry etching characteristics of $\text{Al}_{0.5}\text{In}_{0.5}\text{P}$,
Journal of Vacuum Sciences and Technology B, vol. 10, no. 3, pp. 1061-1065, 1992
- [39] J. R. Lothain et al.,
Plasma and wet chemical etching of $\text{In}_{0.5}\text{Ga}_{0.5}\text{P}$,
Journal of Electronic Materials, vol. 21, no. 4, pp. 441-445, 1992
- [40] J. W. Lee et al.,
Investigation of wet etching solutions for $\text{Ga}_{0.5}\text{In}_{0.5}\text{P}$,
Solid-State Electronics, vol. 38, no. 11, pp. 1871-1874, 1995
- [41] J. R. Flemish et al.,
Selective wet etching of GaInP, GaAs, and InP in solutions of HCl, CH_3COOH , and H_2O_2
Journal of the Electrochemical Society, vol. 140, no. 3, pp. 844-847, 1993
- [42] D. Gregusova et al.,
Wet chemical etching MESA of GaInP and GaAs with solutions based on HCl, CH_3COOH , and H_2O_2
Physica Status Solidi a, vol. 151, pp. 113-118, 1995
- [43] K. Ikossi-Anastasiou et al.,
Wet chemical etching with lactic acid solutions for InP-Based semiconductor devices,
Journal of the Electrochemical Society, vol. 142, no. 10, pp. 3558-3564, 1995
- [44] E. Inamura et al.,
Wet chemical etching for ultrafine periodic structure: rectangular InP corrugation of 70 nm pitch and 100 nm depth,
Japanese Journal of Applied Physics, vol. 28, no. 10, pp. 2193-2196, 1989
- [45] I. E. Vermeir et al.,
Electrochemical etching behavior of InP single crystals in Iodic acid solutions,
Journal of Electrochemical Society, vol. 139, no. 5, pp. 1389-1396, 1992
- [46] C. S. Sundararaman et al.,
Chemical etching of InP
International Conference on Indium Phosphide and Related Materials, pp. 224-227, 1990
- [47] Zaknounge et al.,
Non selective wet chemical etching of GaAs and AlGaInP for device applications,
Journal of Vacuum Sciences and Technology B, vol. 16, no. 1, pp. 223-226, 1998
- [48] Properties of Gallium Arsenide,
The Institution of Electrical Engineers,
INSPEC, London, 1996
- [49] P. J. Tasker et al.,
Importance of source and drain resistance to the maximum f_t of millimeter-wave MODFET's,
IEEE Electron Device Letters, vol. 10, no. 7, pp. 291-293, 1989

-
- [50] W. L. Jones et al.,
High -performance AlGaAs/GaAs MODFET's with improved ohmic contact,
IEEE Transaction on Electron Devices, vol. 33, no. 5, pp. 712-715, 1986
- [51] A. A. Keterson et al.,
Characterization of extremely low contact resistances on modulation-doped FET's,
IEEE Transaction on Electron Devices, vol. 32, no. 11, pp. 2257-2261, 1985
- [52] Z. P. Jiang et al.,
Novel high electron $\text{Ga}_{0.51}\text{In}_{0.49}\text{P}/\text{GaAs}$ modulation doped field-effect transistor structures grown using a gas source molecular beam epitaxy,
Journal of Applied Physics, vol. 71, no. 9, pp. 4632-4634, 1992
- [53] T. C. Shen.,
Recent developments in ohmic contacts for III-V compound semiconductors,
Journal of Vacuum Sciences and Technology B, vol. 10, no. 5, pp. 2113-2131, 1992
- [54] A. Piotrowska et al.,
Ohmic contacts to III-V compound semiconductors: a review of fabrication techniques,
Solid-State Electronics, vol. 36, no. 3, pp. 179-197, 1983
- [55] O. O'Connor et al.,
Gold-Germanium- Based ohmic contacts to the two dimensional electron gas at selectively doped semiconductor heterointerfaces,
IEEE Transaction on Electron Devices, vol. 34, no. 4, pp. 765-771, 1987
- [56] T. S. Kuan et al.,
Electron microscope studies of an alloyed Au/Ni/Au-Ge ohmic contact,
Journal of Applied Physics, vol. 54, no. 12, pp. 6952-6957, 1983
- [57] Y. Cheng.,
Effect of interfacial microstructure on uniformity and thermal stability of AuNiGe ohmic contact to n-type GaAs,
Journal of Applied Physics, vol. 62, no. 2, pp. 582-589, 1987
- [58] M. Ogawa,
Alloying behavior of Ni/Au-Ge films on GaAs,
Journal of Applied Physics, vol. 51, no. 1, pp. 406-412, 1986
- [59] A. K. Kulkarni et al.,
Effect of annealing process parameters on the properties of AuGe ohmic contacts to GaAs,
Journal of Applied Physics, vol. 59, no. 8, pp. 2901-2904, 1986
- [60] H. J. Buhlmann et al.,
Characterization of AuGe/Ni/Au Contacts on GaAs/AlGaAs heterostructures for low-temperature applications.
Journal of the Electrochemical Society, vol. 138, no. 10, pp. 2795-2801, 1991
- [61] Y. Shih et al.,
Journal of Applied Physics, vol. 62, no. 2, pp. 582-589, 1987
- [62] F. Diette,
Etude des transistors à effet de champ de type HEMT sur substrat GaAs et InP pour l'amplification de puissance en gamme millimétrique,
Thèse de doctorat de Université des Sciences et Technologies de Lille, Janvier 1998

-
- [63] H. Fawaz,
Technologie multifonction de transistors à effet de champ sur matériaux III-V pour logique rapide et hyperfréquences,
Thèse de doctorat de Université des Sciences et Technologies de Lille, Janvier 1993
- [64] J-F. Thiery,
Etude et réalisation de transistors HIGFETs complémentaires en technologie auto-alignée pour circuits logiques rapides et à faible consommation,
Thèse de doctorat de Université des Sciences et Technologies de Lille, Octobre 1997
- [65] W. L. Chen et al.,
Ohmic contact study for quantum effect transistors and heterojunction bipolar with InGaAs contact layers,
Journal of Vacuum Sciences and Technology B, vol. 10, no. 6, pp. 2354-2360, 1992
- [66] J. Bénard et al.,
Métallurgie générale,
Edition MASSON, 1984
- [67] P. Chevalier,
Conception et réalisation de transistor à effet de champ de la filière AlInAs/GaInAs sur substrat InP. Application à l'amplification faible bruit en ondes millimétriques,
Thèse de doctorat de Université des Sciences et Technologies de Lille, Novembre 1998
- [68] B. Pereiaslavets et al.,
GaInP/InGaAs/GaAs graded barrier MODFET grown by OMVPE: Design, Fabrication, and Device Results,
IEEE Transaction on Electron Devices, vol. 43, no. 10, pp. 1659-1663, 1996
- [69] B. Pereiaslavets et al.,
Narrow-channel GaInP/InGaAs/GaAs MODFET's for high-frequency and power applications,
IEEE Transaction on Electron Devices, vol. 44, no. 9, pp. 1341-1347, 1997
- [70] K. L. Tan et al.,
High-power V-band pseudomorphic InGaAs HEMT,
IEEE Electron Device Letters, vol. 12, no. 5, pp. 213-214, 1991
- [71] D. C. Streit et al.,
High-gain W-band pseudomorphic InGaAs power HEMT's,
IEEE Electron Device Letters, vol. 12, no. 4, pp. 149-150, 1991
- [72] R. Lai et al.,
High-power 0.15- μm V-band pseudomorphic InGaAs-AlGaAs-GaAs HEMT,
IEEE Electron Device Letters, vol. 3, no. 10, pp. 363-365, 1993
- [73] M-Y Kao et al.,
Very high power-added efficiency and low-noise 0.15 μm gate-length pseudomorphic HEMT's,
IEEE Electron Device Letters, vol. 10, no. 12, pp. 580-582, 1989
- [74] D. Geiger et al.,
InGaP/InGaAs HFET with high current density and high cut-off frequencies,
IEEE Electron Device Letters, vol. 16, no. 6, pp. 259-261, 1995

-
- [75] M. Chertouk et al.,
Advantages of Al-free GaInP/InGaAs PHEMTs for power applications,
Electronics Letters, vol. 34, no. 6, pp. 590-592, 1998
- [76] D. Geiger et al.,
Noise in channel doped InGaP/InGaAs HFET devices,
Electronics Letters, vol. 31, no. 15, pp. 1295-1297, 1995
- [77] M. Razeghi et al.,
Ga_{0.51}In_{0.49}P/Ga_xIn_{1-x}As lattice-matched (x=1) and strained (x=0.85) two-dimensional
electron gas field effect transistors,
Semiconductor Science and Technology, no. 6, pp. 103-107, 1991
- [78] M. Takikawa et al.,
Pseudomorphic N-InGaP/InGaAs/GaAs high electron mobility transistors for low
noise amplifiers,
IEEE Electron Device Letters, vol. 14, no. 8, pp. 406-408, 1993
- [79] G. Dambrine,
Caractérisation des transistors à effet de champ. Mesure précise de la matrice de
répartition et détermination directe du schéma équivalent,
Thèse de doctorat de Université des Sciences et Technologies de Lille, 1989
- [80] A. Cappy,
Propriétés physiques et performances potentielles des composants submicroniques
à effet de champ: structures conventionnelles et à gaz d'électrons bidimensionnel
Thèse d'état de Université des Sciences et Technologies de Lille, Décembre 1986
- [81] J. Alamkan,
Etude théoriques des couches actives AlGaAs/InGaAs/GaAs à l'aide d'un modèle de
résolution autocohérente des équations de Schrödinger et de poisson,
Thèse de doctorat de Université des Sciences et Technologies de Lille, Février 1993
- [82] L. D. Nguyen et al.,
0.2 gate-length atomic-planar doped pseudomorphic Al_{0.3}Ga_{0.7}As/In_{0.25}Ga_{0.75}As
MODFET's with f_t over 120 GHz,
IEEE Electron Device Letters, vol. 9, no. 8, pp. 374-376, 1988
- [83] K. L. Tan et al.,
Ultralow-noise W-band pseudomorphic InGaAs HEMT's,
IEEE Electron Device Letters, vol. 11, no. 7, pp. 303-305, 1990
- [84] K. L. Tan et al.,
60-GHz pseudomorphic Al_{0.25}Ga_{0.75}As/In_{0.28}Ga_{0.72}As low-noise HEMT's,
IEEE Electron Device Letters, vol. 12, no. 1, pp. 23-25, 1991
- [85] K. L. Tan et al.,
94-GHz 0.1- μ m T-gate low-noise pseudomorphic InGaAs HEMT's,
IEEE Electron Device Letters, vol. 11, no. 12, pp. 585-587, 1990
- [86] W. Pletschen et al.,
AlGaInP/InGaAs/GaAs MODFET devices: candidates for optoelectronic integrated
circuits,
Materials Science and Engineering, B21, pp. 304-306, 1993

-
- [87] Y. C. Wang et al.,
Single-and double-heterojunction pseudomorphic $\text{In}_{0.5}(\text{Al}_{0.3}\text{Ga}_{0.7})_{0.5}\text{P}/\text{In}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{As}$ high electron mobility transistor grown by gas source molecular beam epitaxy,
IEEE Electron Device Letters, vol. 18, no. 11, pp. 550-552, 1997
- [88] Y. C. Wang et al.,
An $\text{In}_{0.5}(\text{Al}_{0.3}\text{Ga}_{0.7})_{0.5}\text{P}/\text{In}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{As}$ power HEMT with 65,2 % power-added efficiency under 1.2 V operation,
Electronics Letters, vol. 34, no. 6, pp. 594-595, 1998
- [89] J-M Kuo et al.,
Modulation-doped $\text{Al}_{0.48}\text{In}_{0.52}\text{P}/\text{In}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{As}$ field-effect transistors,
Applied Physics Letters, vol. 62, no. 10, pp. 1105-1107, 1993
- [90] G. I. Ng et al.,
A new pseudomorphic $\text{In}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{As}$ HEMT using $\text{Al}_{0.48}\text{In}_{0.52}\text{P}$ as barrier layer,
International Conference on Indium Phosphide and Related Materials, 1993
- [91] Y. Ohba et al.,
Modulation-doped $\text{Al}_{0.5}\text{In}_{0.5}\text{P}/\text{GaAs}$ field-effect transistors,
Japanese Journal of Applied Physics, vol. 27, no. 5, pp. L922-L923, 1988
- [92] C. Gaquière,
Analyse et optimisation de transistors à effet de champ à hétérojonction pour l'amplification de puissance,
Thèse de doctorat de Université des Sciences et Technologies de Lille, Novembre 1993
- [93] Zaknounge et al.,
High power V-band $\text{Ga}_{0.51}\text{In}_{0.49}\text{P}/\text{In}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{As}$ pseudomorphic HEMT grown by gas source molecular beam epitaxy,
Accepté pour publication dans IEEE Microwave and Guided Wave Letters
- [94] Zaknounge et al.,
 $\text{GaInP}/\text{InGaAs}$ pseudomorphic HEMT grown by gas source molecular beam epitaxy with high power performance,
SOTAPOCS XXIX, Electrochemical Society Proceedings, Volume 98-12, pp. 123-130, USA, Boston, Novembre 1998
- [95] P. Lomax et al.,
 GaInP HEMT fabrication, characterisation and analysis of the parasitic MESFET effect,
8th European Heterostructure Technology Workshop, Cardiff, UK, Septembre 1998
- [96] Y-S. Lin et al.,
High-breakdown-voltage $\text{Ga}_{0.51}\text{In}_{0.49}\text{P}$ channel MESFET's grown by GSMBE,
IEEE Electron Device Letters, vol. 17, no. 9, pp. 452-454, 1996
- [97] W. E. Hoke et al.,
High performance double pulse doped pseudomorphic $\text{AlGaAs}/\text{InGaAs}$ transistors grown by molecular-beam epitaxy,
Journal of Vacuum Sciences and Technology B, vol. 10, no. 3, pp. 1066-1069, 1992
- [98] K. M. Sherif,
Simulation hydrodynamique bidimensionnelle des transistors à effet de champ à gaz d'électrons: contribution à l'optimisation des composants pour ondes millimétriques,
Thèse de doctorat de Université des Sciences et Technologies de Lille, Mai 1994

-
- [99] E. Y. Chang et al.,
Study on Schottky on $n\text{-Ga}_{0.51}\text{In}_{0.49}\text{P}$ by low-pressure metal-organic chemical-vapor deposition,
Journal of Applied Physics, vol. 74, no. 9, pp. 5622-5625, 1993
- [100] K. Shiojima et al.,
Large Schottky barriers formed on epitaxial InGaP on GaAs,
Journal of Applied Physics, vol. 77, no. 1, pp. 390-392, 1995
- [101] H. J. Chae et al.,
Interface states generated by heat treatment in Au/ InGaP Schottky diodes,
Journal of Applied Physics, vol. 72, no. 8, pp. 3589-3592, 1992
- [102] Y. C. Wang et al.,
Schottky barriers heights of $\text{In}_{0.5}(\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x})_{0.5}\text{P}$ ($0 \leq x \leq 1$) lattice matched to GaAs,
Solid-States Electronics, vol. 42, no. 6, pp. 1045-1048, 1998

Chapitre III

Etude des potentialités de la filière métamorphique sur substrat GaAs pour l'amplification de puissance

Introduction

La filière métamorphique présente plusieurs intérêts. Le premier d'entre eux est qu'elle permet d'éviter l'utilisation du substrat InP dont la fragilité rend la maîtrise technologique plus difficile que sur substrat GaAs [1] [2] [3]. Par ailleurs, il n'est actuellement pas disponible en taille suffisamment grande (4 et 6 pouces) pour permettre une production en masse et à bas coût. En outre, cette filière donne un libre choix de la composition des couches actives permettant une optimisation de la structure pour des applications en faible bruit, en puissance voire en logique rapide. La composition des couches actives HEMT qui nous intéresse en premier lieu pour nos applications correspond à un taux d'indium de 30 %.

La réalisation des structures HEMT AlInAs/GaInAs relaxées sur substrat GaAs (100) nécessite la croissance d'une couche tampon spécifique. A cause de l'importante

différence de paramètre de maille entre ces structures et le matériaux GaAs, cette couche dite métamorphique doit assurer la relaxation des contraintes de désadaptation du réseau cristallin entre la structure HEMT et le substrat GaAs tout en préservant la qualité cristalline de la structure. Pour ce faire, la couche tampon doit non seulement générer des dislocations mais encore les empêcher de se propager dans les zones actives tout en conservant un mode de croissance bidimensionnel nécessaire à l'obtention d'interfaces de bonne qualité.

L'objet de cette partie est de présenter les investigations menées en collaboration avec Yvon Cordier dont l'activité a concerné la croissance des structures métamorphiques par épitaxie par jets moléculaires. Il nous semble, en effet, de la même façon que nous l'avons fait dans le second chapitre, de présenter les travaux effectués dans le domaine de la croissance dans la mesure où les performances des composants sont intimement liées à la qualité du matériau et en particulier à l'étude de la croissance du tampon métamorphique. Ainsi la première partie de ce chapitre est consacrée à l'étude de structures métamorphiques dont la croissance par épitaxie par jets moléculaires à sources solides permet en effet la réalisation des couches tampons à des températures suffisamment faibles pour inhiber la croissance tridimensionnelle. Le système AlInAs a été étudié avec des structures de couches tampons graduelles, c'est à dire dont la composition d'indium varie continuellement depuis une valeur faible ($x = 1\%$) côté substrat, jusqu'à la valeur finale x_{\max} fonction de la composition visée dans les HEMTs (30 % à 52 %). Effectivement bien que l'étude composant que nous allons présenter dans la seconde partie de ce chapitre ne soit limitée qu'à la composition $x = 30\%$, c'est à dire la composition la plus intéressante pour des applications de puissance, nous présentons dans un souci de comparaison les résultats avec différentes compositions afin de montrer les investigations qu'il reste à mener sur chacune d'entre elles. Ainsi le matériau, la pente de la rampe et son épaisseur ont été étudiées au moyen de la microscopie à force atomique (AFM), de la diffraction des rayons X à haute résolution ainsi que l'effet Hall dans le cas de structures HEMTs.

La seconde partie présente les résultats de caractérisation en petit et en grand signal obtenus sur des transistors dont le taux d'indium a été fixé à environ 30 %. Au préalable, une étude de la gravure du recess de grille sur ce type de couche a été réalisée. En effet, il s'est avéré que la solution que nous utilisons qui est à base d'acide succinique [4] [5] [6] ne produisait pas, sans traitement particulier, un rendement de la gravure du cap layer de 100 %. Un procédé technologique incluant l'utilisation d'un agent mouillant et un traitement de surface avant et après gravure a été mis au point et a permis d'obtenir un rendement de recess de grille de 100 %.

III.1 CROISSANCE DES COUCHES HEMT METAMORPHIQUE ALINAS/GAINAS SUR SUBSTRAT GAAS

III.1.1 Intérêt de la filière métamorphique pour la génération de puissance

La filière métamorphique présente plusieurs intérêts. Le premier d'entre eux est qu'elle permet d'éviter l'utilisation du substrat InP. Plus fragile il rend la maîtrise technologique plus difficile que sur substrat GaAs.

Le second intérêt est traduit sur la figure III.1 où sont représentées les évolutions des largeurs de bande interdite des matériaux GaInAs et AlInAs ainsi que les discontinuités de bande de conduction et de valence de ce système en fonction du paramètre de maille.

Ce système a de particulier qu'il présente un décalage maximal de 1 % en composition d'indium pour avoir l'adaptation des paramètres de maille entre GaInAs et AlInAs. Ainsi les matériaux $\text{Al}_{0,48}\text{In}_{0,52}\text{As}$ et $\text{Ga}_{0,47}\text{In}_{0,53}\text{As}$ se trouvent tous deux adaptés en maille avec InP (paramètres de maille 5,8687 Å) alors que le système $\text{Al}_{0,71}\text{In}_{0,29}\text{As}/\text{Ga}_{0,7}\text{In}_{0,30}\text{As}$ dont le paramètre de maille de 5,7748 Å est nettement différent de celui de InP ou du GaAs (5,6533 Å). Les discontinuités ont été calculées en considérant que la discontinuité de bande de conduction représentait 66 % de la

différence entre les largeurs de bande interdite des deux matériaux et que la discontinuité bande de valence en représentait le complément c'est à dire 33 %.

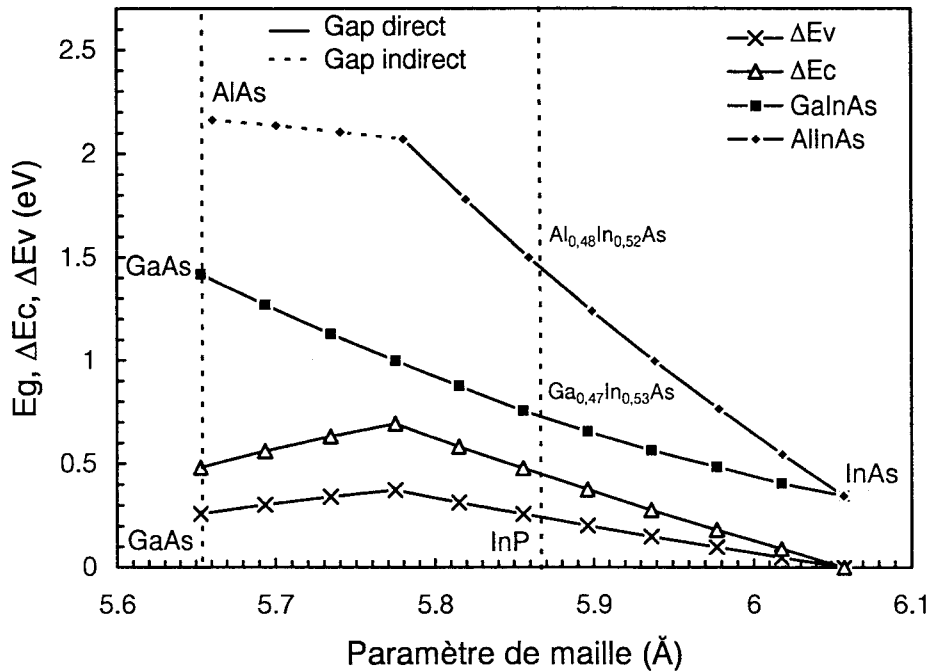


Figure III.1: Evolution de la largeur de bande interdite et des discontinuités de bandes de conduction et de valence du système GaInAs/AlInAs en fonction du paramètre de maille.

La figure III.1 nous montre l'intérêt de l'hétérojonction métamorphique dont le taux d'indium avoisine 30 %. En effet, ce taux d'indium correspond à la transition gap direct-gap indirect de l'AlInAs et au maximum de discontinuité de bande de conduction qui est alors de 0,7 eV [7]. La discontinuité de bande de valence est quant à elle de 0,35 eV. On peut donc à cette composition atteindre le transfert d'électrons maximum possible dans ce systèmes. Cette propriété est primordiale dans le cadre des applications de puissance. Effectivement cette composition présente de nombreux avantages sur les filières pseudomorphiques sur substrat GaAs et accordée en maille sur substrat InP. Ces avantages sont les suivants:

Par rapport à la filière pseudomorphique $\text{Al}_{0.20}\text{Ga}_{0.80}\text{As}/\text{Ga}_{0.80}\text{In}_{0.20}\text{As}$ sur GaAs

- L'augmentation à 30 % du taux d'indium dans le canal GaInAs en l'absence de contrainte doit entraîner une amélioration des propriétés de transport (mobilité, vitesse des électrons) et donc des performances hyperfréquences du transistor.
- L'augmentation des discontinuités de bande de conduction et de valence doit d'une part réduire le courant de grille de trous résultant de l'ionisation par impact et d'autre part augmenter le courant maximum généré par la structure.

Par rapport à la filière $\text{Al}_{0.48}\text{In}_{0.52}\text{As}/\text{Ga}_{0.47}\text{In}_{0.53}\text{As}$ sur InP

- L'augmentation du taux d'aluminium à 70 % dans la couche tampon (buffer) améliore la résistivité et réduit la conductance de sortie.
- L'augmentation de la largeur de bande interdite de la barrière AlInAs (2 eV) améliore la barrière Schottky et les tensions de claquage grille-drain et grille-source.
- L'augmentation de la largeur de bande interdite du canal GaInAs (1 eV) réduit l'ionisation par impact et améliore aussi les tensions de claquage.
- L'augmentation des discontinuités de bande de conduction et de valence doit d'une part réduire le courant de grille de trous résultant de l'ionisation par impact et d'autre part augmenter le courant maximum généré par la structure.

Toutefois comme le montre la figure III.1, il existe une forte désadaptation entre les matériaux métamorphiques et le substrat GaAs (l'écart relatif de paramètre de maille vaut 2 % pour structure contenant 30 % d'indium). Il est donc clair que la seule façon de faire croître ces matériaux dans un état complètement relaxé est de disposer d'une couche d'adaptation localisée entre les couches actives du composant et le substrat dans laquelle se produit la relaxation de contrainte par formation de dislocations. Le principe des structures métamorphiques repose ainsi 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 dans les couches actives de la structure HEMT.
- D'assurer l'isolation électrique de la structure.

III.1.2 Croissance et caractérisation des couches tampons métamorphiques

La croissance cohérente (conservation du paramètre de maille dans le plan de la croissance) d'une couche A dont le paramètre de maille à l'état non contraint est a_1 sur un substrat B de paramètre a_0 différent de a_1 , génère des contraintes dans le matériau A. En effet, le substrat, plus épais, impose alors son paramètre de maille.

Si, l'écart le paramètre de maille n'est pas trop importante, la relaxation est purement élastique, la maille prend alors la forme tétragonale définie par le paramètre a_0 dans le plan de base et un paramètre $a_1^\perp \neq a_1$ dans la direction de croissance. Cette croissance est dite pseudomorphique (figure III.2)

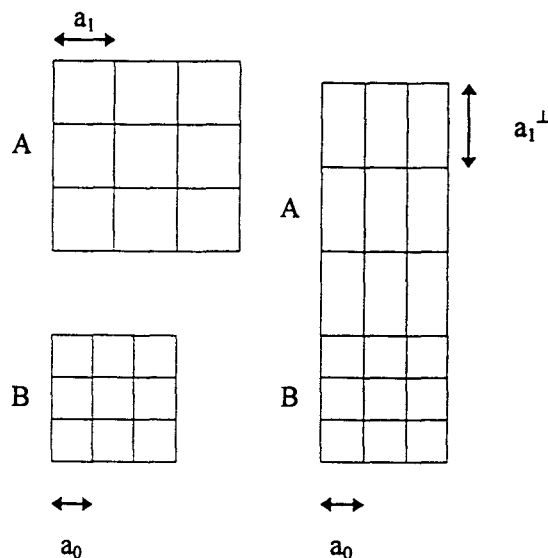


Figure III.2: Croissance pseudomorphique.

La maille subit donc une déformation ε qui est définie par rapport à l'état non contraint de la couche. S'il s'agit d'une couche simple déposée sur un substrat de paramètre a_0 , elle s'écrit:

$$\varepsilon = \frac{a_0 - a_1}{a_1}$$

Dans le cas qui nous intéresse AlInAs et GaInAs présentant un paramètre de maille plus grand que le GaAs, ε est négatif et les couches sont contraintes en compression. L'énergie élastique emmagasinée dans cette couche contrainte est proportionnelle au carré de la déformation et à l'épaisseur de la couche ($E = C\varepsilon^2 h$ pour une couche simple). Pour une déformation donnée, correspondant à une composition x donnée, il existe une épaisseur critique pour laquelle une relaxation plastique apparaît (critère de Mathews [8] ou de People et Bean [9]). Elle se manifeste par la nucléation de dislocations de désadaptation.

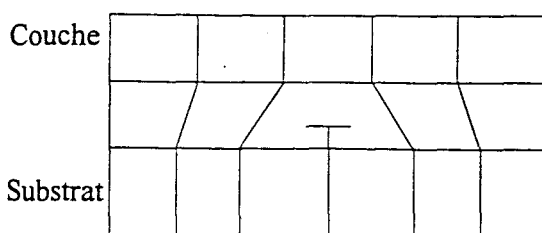


Figure III.3: Croissance métamorphique.

Dans le cas d'une relaxation totale les dislocations ont rattrapé l'écart de paramètre, la maille est de nouveau cubique. La croissance est dite métamorphique (fig. III.3). Dans cette situation, la couche complètement relaxée doit posséder les propriétés physiques correspondant à la composition visée. Nous allons cependant montrer, dans la suite que ce cas idéal est rarement rencontré.

Plusieurs stratégies ont été développées par le passé pour parvenir à ce résultat, parmi lesquelles l'utilisation de superréseaux contraints [1], la croissance de matériaux à composition variable selon un profil en escalier [2] ou continu [3] composé de GaInAs, AlInAs, InAlGaAs [10] [11] ou encore AlGaAsSb [12].

Un tampon métamorphique où la composition varie progressivement entre le substrat et les couches actives afin de passer d'un paramètre de maille à un autre est considéré aujourd'hui comme la meilleure approche pour réaliser des structures de type HEMT. Les mesures de mobilité et les caractérisations du matériau montrent une amélioration de la qualité couches épitaxiées [3] [13]. Tersoff [14] explique les bons résultats de tampons à composition graduelle par un modèle basé sur trois constatations. Premièrement, lors de la croissance, les nouvelles dislocations sont créées dans la partie inférieure du tampon pour minimiser l'énergie dans sa partie supérieure où il n'y a pas encore de dislocations. En conséquence, les interactions entre les dislocations sont réduites, ce qui les rend plus mobiles et donc plus apte à relaxer la contrainte. Deuxièmement, 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. Troisièmement, dans la partie inférieure de la couche tampon, la contrainte est fortement réduite. Par son modèle, Tersoff montre que les dislocations sont réparties sur une certaine épaisseur de couche, dans la partie inférieure du tampon métamorphique. Au delà de cette épaisseur, la couche est pseudomorphique en raison de la présence d'une contrainte résiduelle.

Au cours de cette étude, nous avons caractérisé deux types de structures. Les premières sont des structures uniquement dédiées à l'étude des tampons métamorphiques réalisés en AlInAs. Les secondes sont des structures HEMT dédiées à la caractérisation des propriétés électriques de ces hétérostructures pour application au transistor.

Le choix porté sur l'AlInAs comme tampon métamorphique, comme nous l'avons évoqué auparavant réside dans sa grande résistivité due à sa grande largeur de bande

interdite qui permet à la fois une meilleure isolation et un meilleur confinement des électrons dans le puits GaInAs. Deux types de rampe ont été étudiées. Le premier type consiste en la croissance d'une simple rampe de composition linéaire suivie d'une couche plateau (fig. III.4.a). La caractérisation de ce type de rampe a montré la présence d'une contrainte résiduelle résultant d'une relaxation incomplète. La stratégie que nous avons adoptée est alors d'incorporer un décrochement de composition en fin de rampe. Cela fait l'objet de l'étude du second type de structure (fig. III.4.b). A la fin de la rampe le matériau est partiellement contraint (ici en compression) et si l'on raisonne en taux de relaxation cela veut dire que la taille de la maille cristalline dans le cas où elle serait complètement relaxée est plus petite. Le but du décrochement de composition est de venir s'accorder sur la taille de la maille relaxée. On procède donc à un décrochement de composition vers une taille de maille plus petite (appauvrie en indium) et ceci permet de réduire voire d'annihiler cette contrainte résiduelle [15].

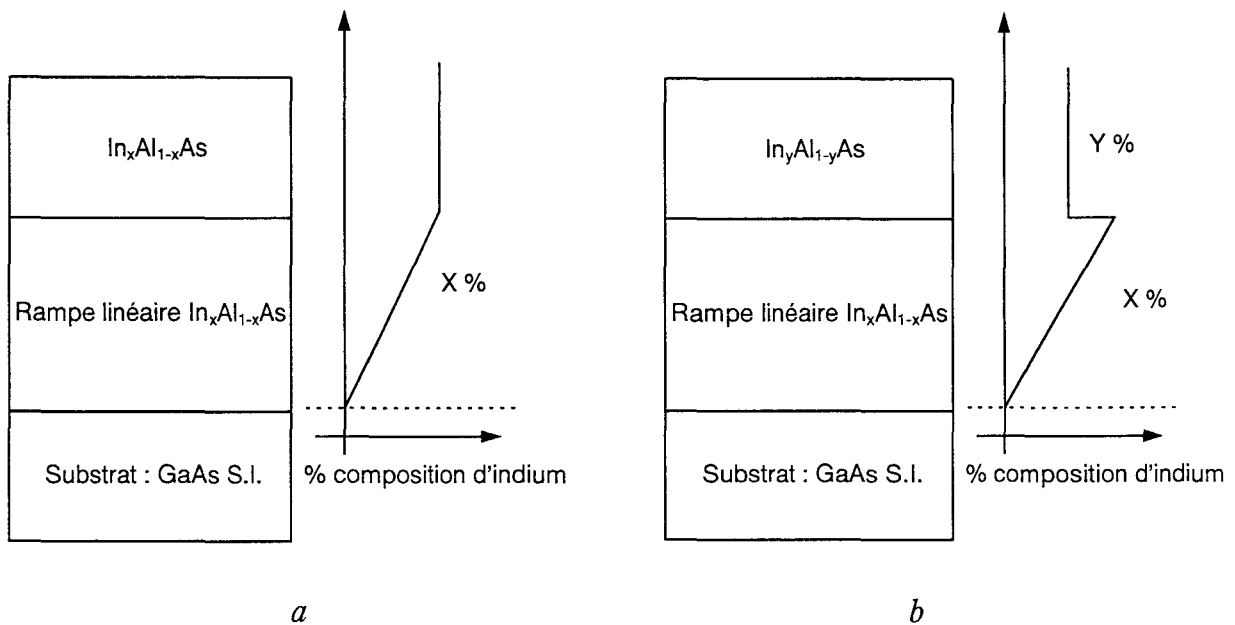


Figure III.4: Profil de composition d'indium des tampons métamorphiques à rampe simple linéaire sans (a) et avec (b) décrochement de composition.

III.1.2.1 Relaxation et morphologie des rampes GaInAs et AlInAs

Le nombre important d'études sur GaInAs ont montré les dispositions de ce matériau à être épitaxié à basse température ~ 350 °C évitant ainsi une croissance tridimensionnelle du tampon métamorphique. En effet, durant l'épitaxie du matériau contraint, la croissance tend à prendre un aspect rugueux pour minimiser l'énergie de surface du système [16] et ce phénomène est thermiquement activé. Ce mode de croissance est rédhibitoire à l'obtention de couches de bonne qualité structurale car lors de la coalescence des îlots, les dislocations en bord d'îlots interagissent pour créer des dislocations émergentes [17]. Ainsi, il a été montré que l'arrangement des dislocations dans GaInAs graduel épitaxié à 500°C n'était plus produit par un processus de multiplication mais était imposé par la rugosité de surface [18]. Malheureusement, pour les applications au transistor la faible bande interdite de ce matériau, dans tous les cas inférieure à 1,42 eV entraîne une mauvaise isolation électrique caractérisée par des courants de fuite localisés dans la couche tampon. A l'inverse le tampon métamorphique constitué en AlInAs dont la largeur de bande interdite est de l'ordre de 2 eV pour les applications de structure métamorphique pour la puissance (~ 30 % d'indium) en fait un matériau particulièrement résistif procurant une très forte isolation. Néanmoins, la croissance métamorphique de ce matériau s'est avérée être plus difficile que la croissance métamorphique du GaInAs ce qui est d'ailleurs confirmé par le plus grand nombre de publications concernant la morphologie et la relaxation de couches AlInAs [19]. D'après nos propres expérimentations, il est apparu que des couches AlInAs de bonne qualité pouvaient être épitaxiées mais dans une gamme de température plus étroite que pour le GaInAs autour de 400°C et que des résultats équivalents en terme d'effet Hall pouvaient être obtenus sur des structures épitaxiées sur les deux types de matériaux [20]. En deçà de cette température de croissance, la surface est souvent apparue très rugueuse du fait de la très faible mobilité de l'aluminium à la surface de l'épitaxie. Au delà de cette température, la contrainte est relaxée en partie par la croissance tridimensionnelle.

Nous avons réalisé une étude de la relaxation des contraintes sur des couches

tampons métamorphiques en AlInAs avec une rampe de composition suivie ou non d'un décrochement de composition (tableau III.1). Les premiers résultats obtenus par diffraction des rayons X ont souvent montré un basculement du plan cristallin des couches relaxées (tilt) qui rend plus compliquée l'exploitation des résultats. La relaxation d'une rampe graduelle linéaire épaisse de $1\ \mu\text{m}$ avec une composition finale de 33 % et $1,2\ \mu\text{m}$ avec une composition finale de 40 % s'est avérée très asymétrique [21], alors que la mesure effectuée sur une structure de $0,85\ \mu\text{m}$ d'épaisseur et de composition finale de 38 % est isotrope. Une structure avec décrochement de composition a produit une relaxation plus isotrope et plus importante ($R = 90\%$). D'autre part, une relaxation quasi-totale ($R = 98\%$) a pu être mesurée sur une structure à couche tampon linéaire jusqu'à 58 % d'indium avec un décrochement de composition à $x = 52\%$. Ce dernier résultat montre l'aptitude de la structure à décrochement de composition à relaxer en quasi totalité des contraintes importantes alors que cette structure possède un paramètre de maille final qui accuse un désaccord avec le substrat de 3,8 % contre 2 % pour un structure à 30 %. Un tel taux de relaxation est impossible à obtenir sur une structure sans décrochement. Toutefois, le résultat obtenu sur une structure à composition finale de 30 % met clairement en évidence la difficulté à obtenir un taux là aussi proche de 100 %. Ceci montre la nécessité d'optimiser tous les paramètres en fonction de la composition visée tels que l'épaisseur du tampon, la pente de la rampe et la variation de composition au niveau du décrochement.

Couche tampon AlInAs	Plateau	Relaxation $f=0^\circ$	Relaxation $f=90^\circ$	Relaxation moyenne
$1\ \mu\text{m}$ 1 %-33 %	$0,3\ \mu\text{m}$ 33 %	81 %	90 %	85,5 %
$1,2\ \mu\text{m}$ 1 %-40 %	$0,55\ \mu\text{m}$ 40 %	75 %	85 %	80 %
$0,85\ \mu\text{m}$ 1 %-38 %	$0,55\ \mu\text{m}$ 38 %	86 %	85 %	85,5 %
$1\ \mu\text{m}$ 1 %-39 %	$0,3\ \mu\text{m}$ 33 %	89 %	91 %	90 %
$1,1\ \mu\text{m}$ 1 %-59 %	$0,35\ \mu\text{m}$ 52 %	97 %	99 %	98 %

Tableau III.1: Relaxation de la contrainte dans les couches tampons graduelles AlInAs.

La microscopie électronique en transmission réalisée sur la tranche des échantillons permet de mettre en évidence le réseau de dislocations. La majorité de ces dislocations sont de type 60° . Elles constituent un réseau orthogonal selon les directions $[011]$ et $[01-1]$ du plan de croissance et ne sont pas équivalentes. De plus, en raison de la non centro symétrie de la maille cristalline, ces dislocations nommées respectivement α et β ne sont pas nucléées au même rythme lors de la relaxation et possèdent des mobilités différentes ce qui dans certaines structures mène à d'importantes anisotropies de relaxation [22] [23]. Comme nous le montre la figure III.5, nous distinguons très clairement les dislocations confinées dans la partie inférieure de la couche tampon confirmant ainsi l'hypothèse de Tersoff [14] qui par ailleurs, prédit une relaxation des contraintes par création de dislocations par glissement dans le plan de la croissance. Tersoff prédit aussi une contrainte résiduelle dans la partie supérieure de la couche ce qui est en outre vérifié dans le tableau III.1. Cette partie peut être localisée sur la figure III.5 comme étant la zone comprise entre les dernières dislocations et le décrochement. Le rôle de ce dernier est par conséquent d'annihiler cette dernière contrainte résiduelle par la réduction du paramètre de maille de la couche supérieure.

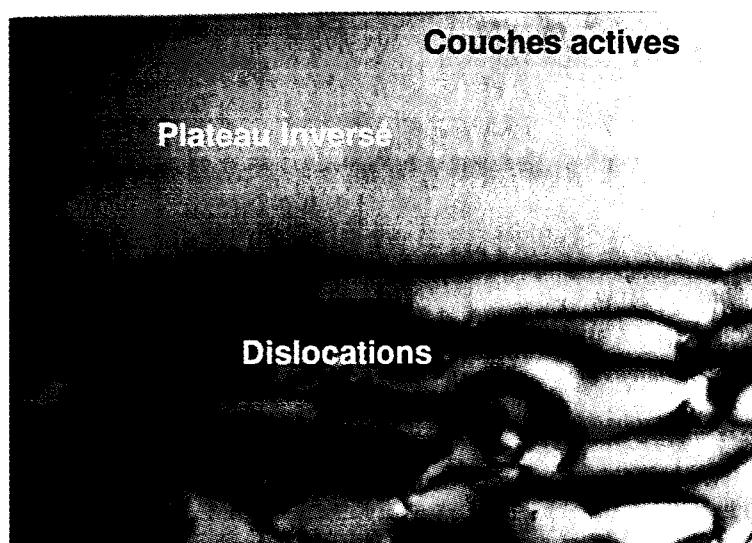


Figure III.5: Microscopie électronique en transmission d'une couche tampon avec plateau inversé.

La microscopie à force atomique (AFM) met en évidence des morphologies de surface caractéristiques de ce type de structures (cross hatch), c'est à dire une striation marquée selon les directions [011] et [01-1]. Ces striations sont liées à des modifications locales de la vitesse de croissance due au réseau de dislocations. Il a été établi que les couches relaxées présentant ce type de morphologie possédaient des propriétés structurales et électriques supérieures à celles présentant une rugosité non ordonnée ou encore des îlots [24]. La première partie du tableau III.2 donne les résultats de rugosité obtenus par AFM de couches tampons AlInAs déposées à une température comprise entre 350°C et 410°C.

Couche tampon AlInAs	Plateau	rms [01-1]	rms [011]	rms moyenne
0,7 μm 1 %-30 %	0,3 μm 30 % Ts=380°C	1,8 nm	2 nm	1,9 nm
1,1 μm 1 %-30 %	0,5 μm 30 % Ts=410°C	1 nm	2,2 nm	1,6 nm
1,1 μm 1 %-39 %	0,5 μm 39 % Ts=410°C	1 nm	4 nm	2,5 nm
0,8 μm 1 %-40 %	0,5 μm 40 % Ts=410°C	1,6 nm	3,4 nm	2,5 nm
0,7 μm 1 %-50 %	0,6 μm 50 % Ts=350°C	2,5 nm	4 nm	3,25 nm
1,6 μm 1 %-50 %	0,3 μm 40 % Ts=410°C	2,2 nm	4,2 nm	3,2 nm
2 μm 1 %-60 %	0,3 μm 50 % Ts=410°C	3,4 nm	4,3 nm	3,85 nm
1 μm 1 %-52 %	0,3 μm 42 % Ts=500°C	2,8 nm	2,9 nm	2,85 nm
1 μm 1 %-49 %	0,3 μm 42 % Ts=500°C	1,3 nm	3,1 nm	2,2 nm

Tableau III.2: Structure et rugosité des couches tampon AlInAs.

La rugosité relevée selon la direction [01-1] est systématiquement plus faible que selon la direction [011] et on peut constater que la rugosité moyenne évolue globalement avec le taux maximal en indium incorporé dans les rampes, mais également que l'utilisation de couches graduelles plus épaisses pour les taux d'indium élevés (conservation de la pente du taux d'indium) ne mène pas une diminution de la rugosité (2^{ème} partie du tableau). On constate également pour les structures avec

décrochement de composition dont le plateau est épitaxié à 500°C, la sensibilité aux contraintes qui mènent à la croissance d'une couche plutôt rugueuse dans le cas d'un décrochement de composition trop élevé ($\Delta x = 10\%$ pour un plateau avec $x = 42\%$) alors qu'un décrochement $\Delta x = 7\%$ mène à une croissance plus lisse (3^{ème} partie du tableau). Ceci laisse supposer que la relaxation des contraintes est de l'ordre de 85 % dans la couche tampon graduelle AlInAs de 1 μm d'épaisseur, en accord avec les mesures par diffraction des rayons X.

Pour illustrer ces résultats voici les clichés obtenus par AFM (fig. III.6) des tampons métamorphiques avec décrochement AlInAs $x = 30\%$ et AlInAs $x = 50\%$. La figure III.6 montre que la morphologie est effectivement dépendante de la forme des rampes et de la composition en indium. L'incorporation de taux d'indium élevés ($x = 50\%$) engendre une rugosité à plus grande échelle que ce soit en distance entre lignes du cross-hatch ou en rugosité.

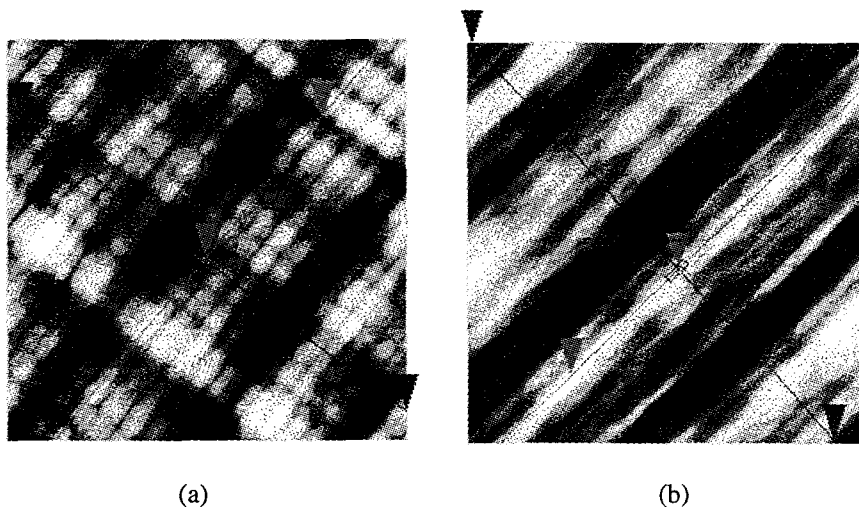


Figure III.6: Clichés AFM d'une couche AlInAs $x = 30\%$ (a) et d'une couche AlInAs $x = 50\%$ (b).

III.1.2.2 Croissance et caractérisation des structures HEMT

Comme nous l'avons déjà dit plus haut la morphologie de la surface n'est pas sans relation avec la relaxation et les propriétés électriques des structures [25]. L'étude de croissance des structures HEMT métamorphiques AlInAs/GaInAs sur GaAs avec un

taux d'indium de 30 % a débuté par l'étude de l'influence du tampon métamorphique sur les propriétés électriques de la zone active. Des structures avec et sans décrochement ont été réalisées avant dépôt des zones actives (tableau III.3).

Couche tampon	Plateau	rms _[1-10]	rms _[110]	rms moyenne	rms _[011]	R _□ _[011]
					rms _[01-1]	R _□ _[01-1]
AlInAs 1 μm 1 %-30 %	AlInAs 0,6 μm 30 %	1,2 nm	3,0 nm	2,1 nm	2,5	1,05
AlInAs 1,2 μm 1 %-40 %	AlInAs 0,6 μm 30 %	1,0 nm	4,3 nm	2,6 nm	4,3	0,99

Tableau III.3: Structure, rugosité et anisotropie de résistance des couches HEMT $x = 30$ %.

Des anisotropies de rugosité assez marquées ont été obtenues, ce qui n'est pas le cas pour les mesures de la résistance par carré réalisées au moyen d'échelles de résistances dans chaque direction de la surface. Cette étude laisse apparaître la bonne adéquation des couches tampons AlInAs pour la réalisation de HEMT métamorphiques que nous avons cherchée à valider dans la gamme de composition 30-52 %. La figure III.7 et le tableau III.4 permettent de comparer les surfaces de couches HEMT avec des compositions en indium allant de 31 % à 52 %. On remarquera les valeurs très raisonnables des rugosités observées sur ces surfaces qui permettent d'envisager une étude des propriétés électriques de ces matériaux.

Couche tampon AlInAs	Plateau	rms _[01-1]	rms _[011]	rms moyenne
1 μm 1 %-31 %	0,5 μm 31 %	1 nm	3 nm	2 nm
0,9 μm 1 %-42 %	0,3 μm 33 %	1 nm	2,4 nm	1,7 nm
1 μm 1 %-51 %	0,3 μm 42 %	1,5 nm	2,9 nm	2,2 nm
1,1 μm 1 %-58 %	0,3 μm 52 %	2,3 nm	4 nm	3,15 nm

Tableau III.4: Structure et rugosité des structures HEMT.

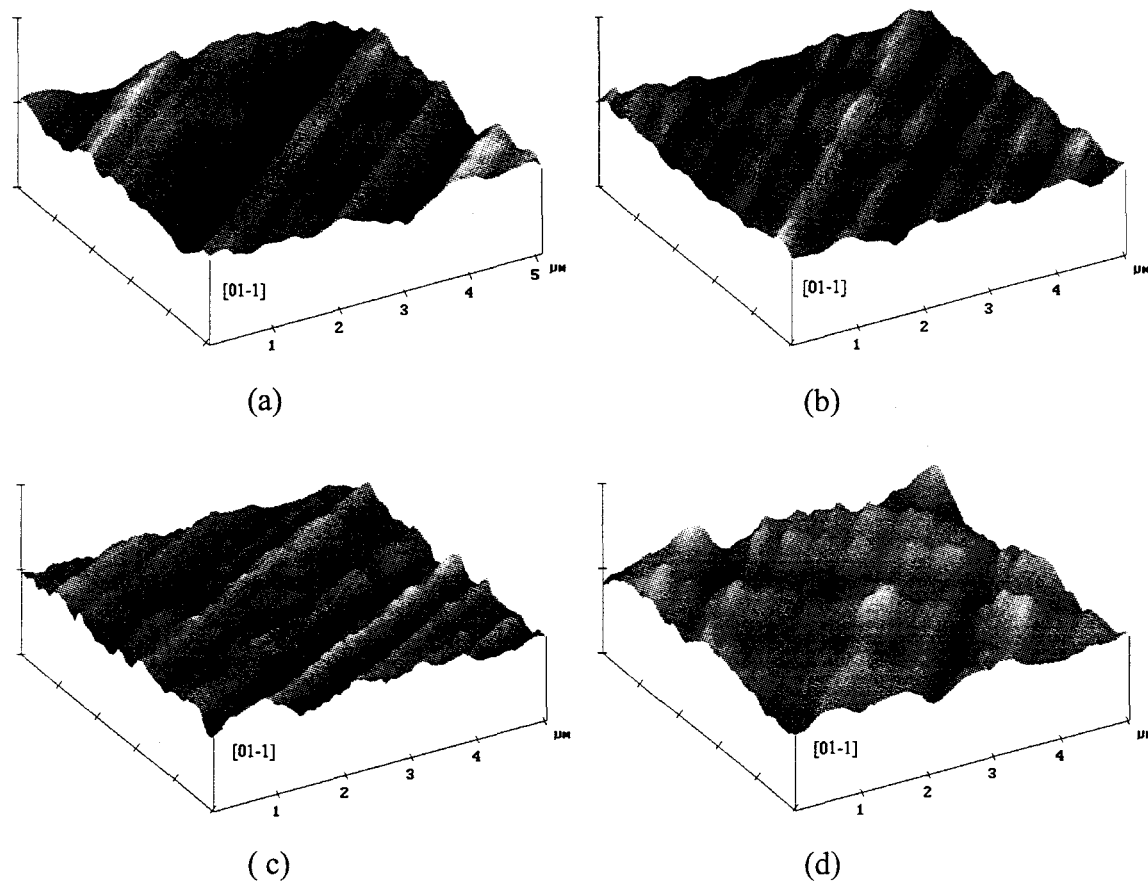


Figure III.7: Clichés AFM des HEMTs métamorphiques.

(a) tampon 31 % + HEMT $x = 31$ %

(b) tampon 42 % + HEMT $x = 33$ %

(c) tampon 51 % + HEMT $x = 42$ %

(d) tampon 58 % + HEMT $x = 52$ %

III.1.2.3 Caractérisation par Effet Hall

Les structures HEMTs schématisées sur la figure III.8 ont été mesurées par effet Hall. Les mesures réalisées sur trèfle de Van Der Pauw à 300 K et à 77 K permettent de mettre en évidence le comportement particulier des structures dont le taux d'indium avoisine $x = 30\%$. En effet pour cette composition, la discontinuité de bande de conduction atteint la valeur maximum de 0,7 eV [7] ce qui devrait mener à un transfert que nous avons estimé être d'environ $4 \times 10^{12} \text{ cm}^{-2}$. Il semble que dans cette région, la transition directe-indirecte de la bande interdite de AlInAs rende le dopage silicium moins efficace, ce qui mène à un transfert limité des électrons vers le canal GaInAs du HEMT. Ce phénomène a déjà été reporté par J. Chen [26] qui a montré effectivement que le transfert était maximum non pas pour une composition de 30 % mais de 40 % d'indium. De ce fait, des résultats moins bons que prévus sont à noter pour cette composition ce qui nous a poussé d'une part à augmenter le taux d'indium à une valeur de 33 % et à augmenter le dopage planaire de la barrière à une valeur de $10 \times 10^{12} \text{ cm}^{-2}$.

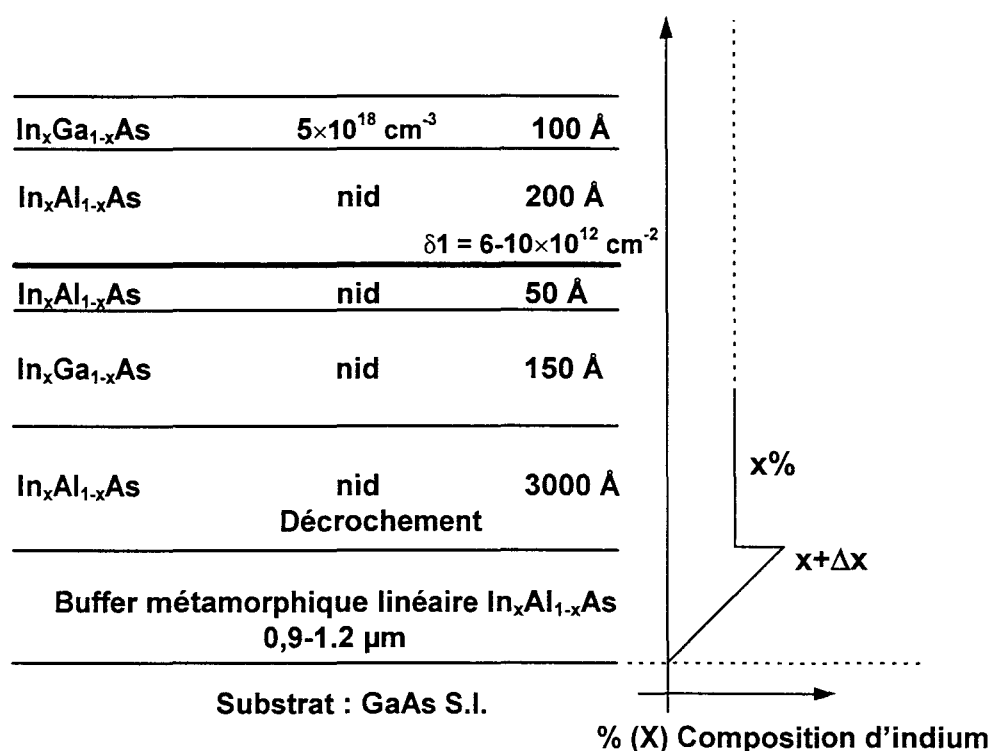


Figure III.8: Structure des HEMT métamorphiques étudiés.

x_{In}	dopage	n_{300K} $10^{12}cm^{-2}$	m_{300K} $cm^2/V.s$	n_{77K} $10^{12}cm^{-2}$	m_{77K} $cm^2/V.s$
30 %	$1 \times 10^{13}cm^{-2}$	3,15	7840	3,28	21010
30 %	$6 \times 10^{12}cm^{-2}$	2,57	7130	2,6	15900
30 %	$8 \times 10^{12}cm^{-2}$	3,05	7350	3,21	16000
33 %	$1 \times 10^{13}cm^{-2}$	3,39	8250	3,46	23410
33 %	$8 \times 10^{12}cm^{-2}$	3,6	8050	3,9	23100
40 %	$8 \times 10^{12}cm^{-2}$	3,43	8470	3,74	25500
40 %	$8 \times 10^{12}cm^{-2}$	4,16	8250	4,38	20800
50 %	$6 \times 10^{12}cm^{-2}$	4,18	9180	3,62	35000
50 %	$6 \times 10^{12}cm^{-2}$	2,9	10000	3,03	30300

Tableau III.5: Mesures d'effet Hall sur les structures HEMT métamorphiques.

Le tableau III.5 montre que cette limitation s'estompe à mesure que l'on s'écarte de la composition $x = 30 \%$. L'utilisation d'un dopage élevé ($1 \times 10^{13} cm^{-2}$) dans AlInAs $x = 33 \%$ mène à des densités et des mobilités intéressantes pour la réalisations de composants métamorphiques de puissance. Toutefois, une étude réalisée dernièrement a montré la possibilité de réduire le plan de dopage à une valeur de $8 \times 10^{12} cm^{-2}$ tout en préservant à la fois le transfert et la mobilité. De même, ce tableau montre que la quantité de silicium et les conditions d'élaboration des plans de dopage dans AlInAs restent également à optimiser dans les gammes de compositions $x = 40 \%$ et $x = 50 \%$. En effet, bien que les résultats d'effet Hall montrent la présence d'un gaz d'électrons de bonne qualité dans ces structures, ils montrent aussi pour certaines d'entre elles un transport parallèle notable dans les couches dopées et dans le cap.

Conclusion

Cette étude a permis de mettre en place une méthodologie de croissance de couches tampons métamorphiques destinées à relaxer les contraintes tout en filtrant les dislocations. Ce travail a permis de montrer la possibilité d'obtenir des taux de relaxation importants (supérieurs à 90 %) tout en gardant des surfaces lisses sur des structures avec décrochement de composition dont l'étude se poursuit. La faisabilité d'hétérojonctions AlInAs/GaInAs métamorphiques sur GaAs a été montrée pour des compositions d'indium allant de 30 % à 52 % avec des qualités suffisante pour envisager la réalisation de composants à effet de champ sur ces structures.

II.2 REALISATION ET CARACTERISATION DES TRANSISTORS HEMTs METAMORPHIQUES

Dans la partie précédente, nous avons rapporté la méthodologie de mise au point de la croissance par épitaxie par jets moléculaires à sources solides de couches tampons métamorphiques AlInAs avec pour objectif la réalisation de structures HEMT ayant des compositions en indium de 30, 40 et 50 %. L'étude qui suit a pour but de valider les potentialités de la filière métamorphique pour l'amplification de puissance. Pour ce faire la composition en indium eu égard aux résultats donnés au § III.1.3 et sur le tableau III.7 a été fixée à 33 %.

Dans cette partie nous nous fixons deux objectifs:

- **Décrire la réalisation des transistors à simple et double plan de dopage avec une longueur de grille de 0,1 μm et la caractérisation statique et hyperfréquence petit signal (schéma équivalent)**
- **Etudier des potentialités de cette nouvelle filière en puissance à 60 GHz sur des transistors de longueur de grille de 0,2 μm**

III.2.1 Procédé technologique du HEMT

métamorphique $\text{Al}_{0.67}\text{In}_{0.33}\text{As}/\text{Ga}_{0.68}\text{In}_{0.32}\text{As}/\text{GaAs}$

La technologie des HEMTs métamorphiques n'a de notre part fait l'objet que de peu d'investigations dans la mesure où cette filière était étudiée depuis de nombreuses années au laboratoire dans le cadre des thèses de Pascal Win [27], Hervé Fourré [5] et Frédéric Diette [6]. L'essentiel des étapes technologiques: l'isolation, le contact ohmique et la grille sont maîtrisées. Elles sont les suivantes:

- ✓ Masquage électronique des contacts ohmiques distants de $1,5 \mu\text{m}$
- ✓ Evaporation de la métallisation $\text{Ge}(400\text{\AA})/\text{Au}(800\text{\AA})/\text{Ni}(200\text{\AA})/\text{Au}(600\text{\AA})$, suivie d'un recuit effectué à 340°C durant 60 secondes [5] [6].

Ce contact permet d'obtenir une résistance de contact de l'ordre de $0,15\Omega.\text{mm}$.

- ✓ Isolation par méssa réalisée à l'aide de la solution H_3PO_4 , H_2O_2 , H_2O (5,1,40) [5] [6] durant 45 secondes.

La vitesse de gravure des matériaux $\text{Al}_{0.67}\text{In}_{0.33}\text{As}$ et $\text{Ga}_{0.66}\text{In}_{0.34}\text{As}$ à l'aide de cette solution est de $2000 \text{\AA}/\text{min}$.

- ✓ Ecriture de la grille en T de $0,1 \mu\text{m}$ en utilisant la technologie bicouche de résine, ce process étant identique à celui utilisé pour la filière phosphorée.

- ✓ Recess de grille. Cette étape technologique est la seule sur laquelle nous ayons travaillé après s'être rendu compte d'un rendement très faible de la gravure. La solution de base utilisée est composée d'acide succinique et peroxyde d'hydrogène (AS , H_2O_2 ,) (30,4) [5] [6] dont la sélectivité entre $\text{Ga}_{0.66}\text{In}_{0.34}\text{As}$ et $\text{Al}_{0.67}\text{In}_{0.33}\text{As}$ atteint la valeur de 500 [28].

- ✓ Dépôt de la grille $\text{Ti}(250\text{\AA})/\text{Pt}(250\text{\AA})/\text{Au}(3500\text{\AA})$ par évaporation.
- ✓ Epaisseur $\text{Ti}(1000\text{\AA})/\text{Au}(4000\text{\AA})$ réalisé par lithographie optique.

III.2.1.1 Etude de la gravure du recess de grille

L'étape de la gravure du recess de grille est assurément l'étape la plus critique dans la réalisation d'un transistor à effet de champ en matériau III-V. De sa qualité dépendent complètement les performances du transistor. Le recess est réalisé à l'aide d'une solution hautement sélective qui grave le $\text{Ga}_{0.66}\text{In}_{0.34}\text{As}$ 500 fois plus vite que l' $\text{Al}_{0.67}\text{In}_{0.33}\text{As}$ [28]. Toutefois, nous avons constaté un très mauvais rendement sur nos structures lorsque cette solution était utilisée sans préparation de surface telle qu'une désoxydation qui permet de supprimer les oxydes natifs du GaInAs ce qui facilite le démarrage de la gravure. La structure d'essai sur laquelle nous avons travaillé est identique sur le plan des couches actives à celle présentée sur la figure III.8 mais ne comportait pas de décrochement de composition dans le tampon métamorphique. Pour comprendre la nécessité de travailler sur le recess de grille, il suffit de regarder la figure III.9.

On constate, sur cette figure, alors que l'échantillon n'a subi aucun traitement de surface avant gravure, l'apparition d'un seul motif gravé alors que l'échantillon pris en photo en comporte en principe environ une trentaine.

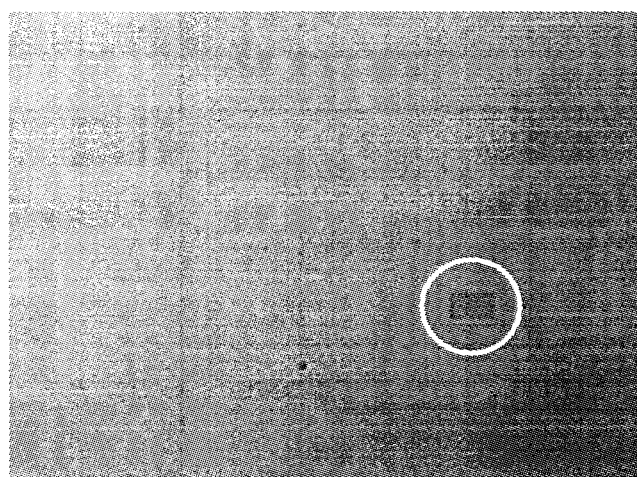


Figure III.9: Surface d'un échantillon d'AlInAs/InGaAs n'ayant subi aucun traitement de surface et gravée à travers un motif test.

Bien que les dimensions des ouvertures soient sur ce motif test de l'ordre de $100\ \mu\text{m}$ par $30\ \mu\text{m}$, en d'autres termes, il s'agit là de grandes surfaces, l'acide succinique ne semble pas graver le matériau et ce à cause de la présence des oxydes natifs du GaInAs. Par ailleurs, il est également envisageable de mettre en cause des problèmes de mouillabilité de la surface par l'acide succinique empêchant aussi dans ce cas la gravure.

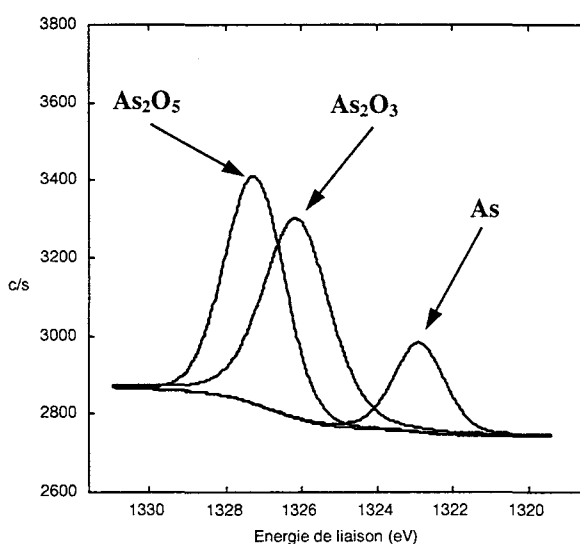
Dans ce qui suit, nous allons montrer que ces deux processus sont les causes du mauvais rendement de la gravure.

Pour ce faire, une étude de surface X.P.S a été entreprise dans le but de qualifier l'effet sur la surface de différentes désoxydations. Sur les figures III.10.a,b,c sont représentés les spectres X.P.S, des trois éléments chimiques qui composent le cap de notre structure, à savoir l'arsenic, le gallium et l'indium.

Ces spectres montrent une très forte composante oxydée pour chaque élément :

- As_2O_3 et As_2O_5 pour l'arsenic,
- Ga_2O_3 pour le gallium
- In_2O_3 et $\text{In}_2\text{O}_3(\text{OH})_3$ pour l'indium.

a)



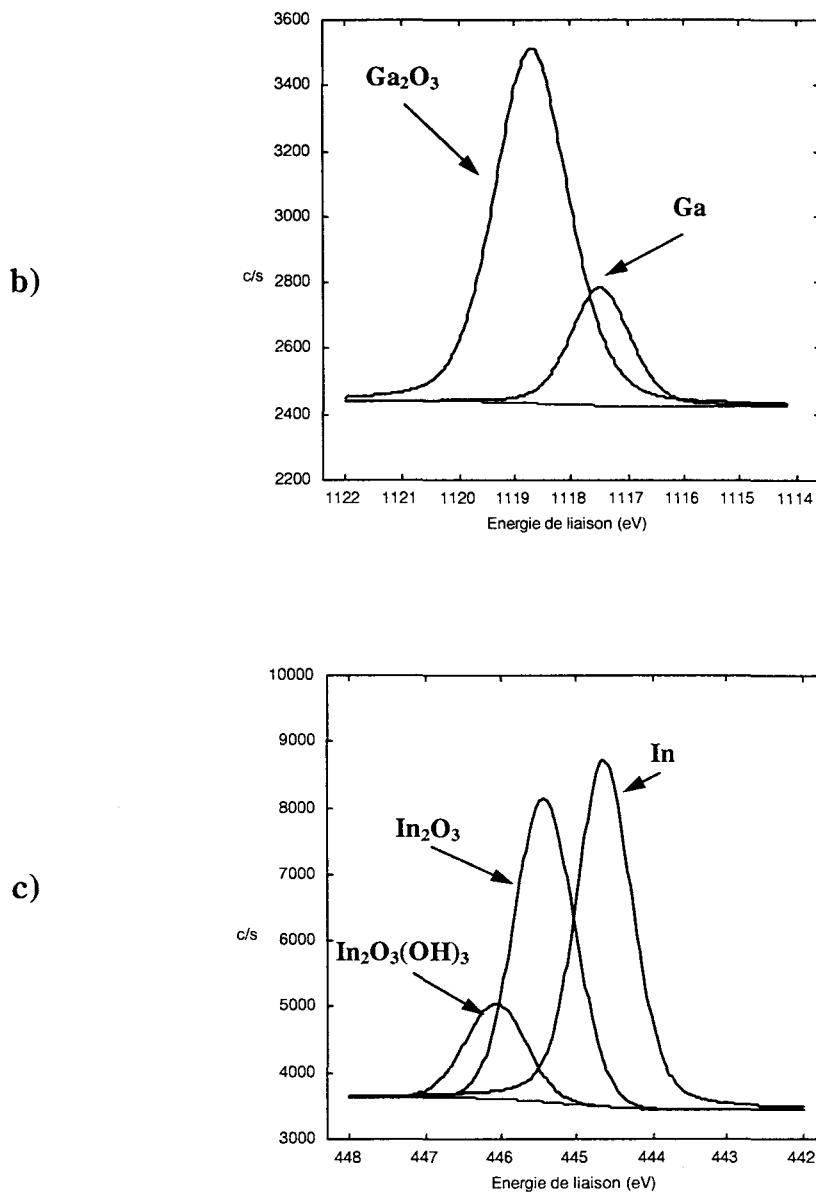
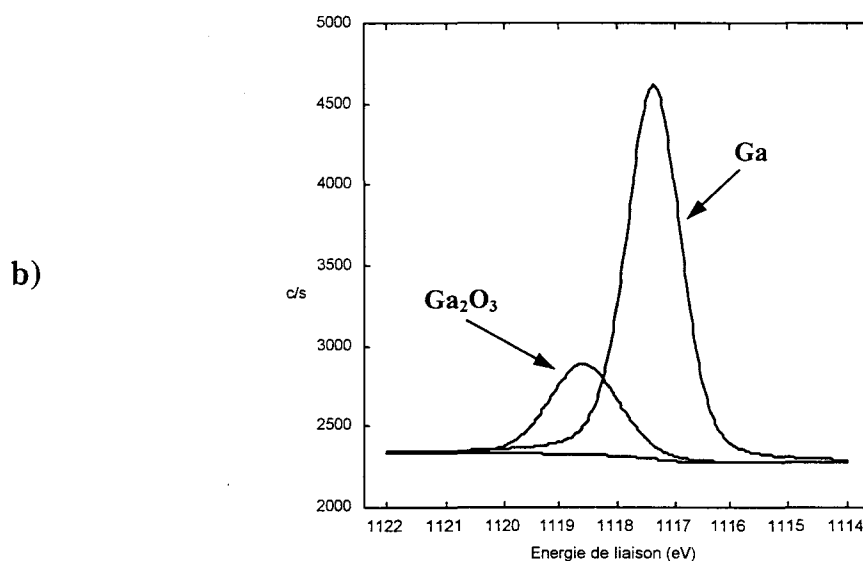
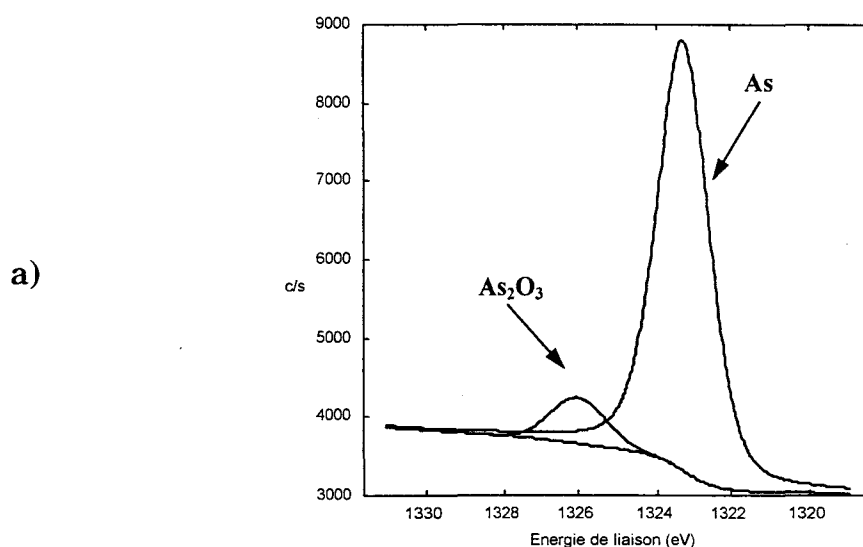


Figure III.10: Analyse XPS des trois éléments As, Ga, In (respectivement a, b, c) réalisée sur un cap GaInAs n'ayant subi aucun traitement de surface.

Ces trois spectres tendent à montrer que la surface du semi-conducteur est complètement recouverte d'oxydes et tout particulièrement d'oxydes d'arsenic et de gallium. Ces derniers sont en grande partie responsables du mauvais rendement de la gravure dans la mesure où l'acide succinique ne semble pas être en mesure de les attaquer au démarrage de l'attaque.

Une désoxydation de deux minutes a été réalisée sur le même échantillon par une solution d'acide chlorhydrique (HCl) diluée à 20 % dans de l'eau déionisée. Les résultats sont représentés sur les figures III.11.a,b,c. On note une diminution drastique des composantes oxydées laissant place aux éléments As, Ga et In. Dans le cas de l'arsenic, on ne relève qu'une légère quantité As_2O_3 , l' As_2O_5 étant complètement éliminé. On observe également quelques traces de Ga_2O_3 et In_2O_3 . Toutefois, les quantités d'oxydes deviennent négligeables après ce traitement et nous pouvons affirmer que la désoxydation à l'aide d'une solution d'acide chlorhydrique diluée à 20 %, paraît convenir parfaitement à la désoxydation de la surface GaInAs en vue de sa préparation à la gravure du recess de grille.



c)

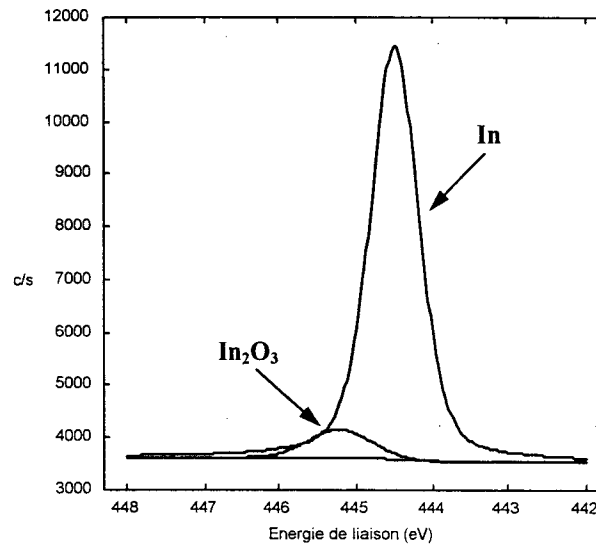


Figure III.11: Analyse XPS des trois éléments As, Ga, In (respectivement a, b, c) réalisée sur un cap GaInAs ayant subi une désoxydation HCl:H₂O (4:1).

Suite à la conclusion que nous avons tirée de la désoxydation à l'aide de l'acide chlorhydrique nous avons réalisé un essai à travers nos motifs de test. Le procédé technologique employé est alors le suivant:

- Désoxydation avec HCl:H₂O (1:4) pendant 2 min
- Attaque à l'acide succinique AS:H₂O₂ (30:4) pendant 1 min et 30 s
- Rinçage à l'eau désionisée H₂O pendant 2min.

Le résultat est présenté sur la figure III.12.

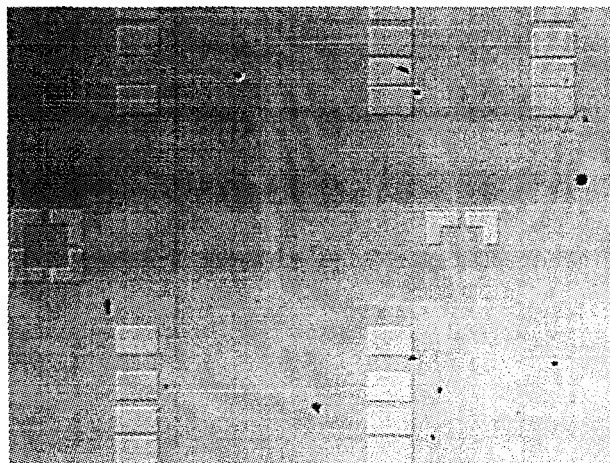


Figure III.12: Surface d'un échantillon d'AlInAs/InGaAs gravée à travers un motif test ayant subi une désoxydation HCl:H₂O (4:1).

On note un rendement qui passe de quelques pourcents pour une gravure sans traitement (fig. III.9) à un rendement qui avoisine les 85 % après désoxydation à partir d'une solution d'HCl diluée (fig. III.12).

Ce procédé a été appliqué pour la réalisation de transistors. La longueur de grille définie par la lithographie électronique est dans ce cas de 0,1 μm (fig. III.13).

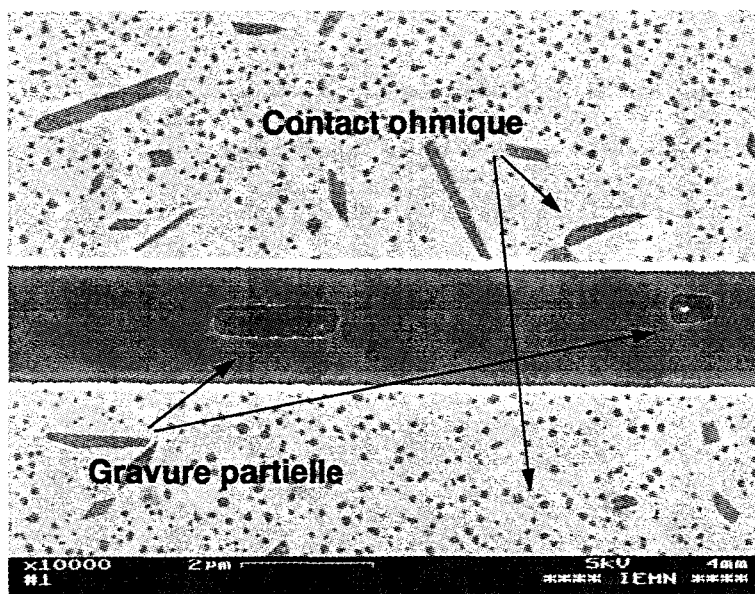


Figure III.13: Mise en évidence du problème de mouillage lors de la gravure du recess de grille. L'ouverture est de 0,1 μm .

La figure III.13 présente le résultat de la gravure du recess de grille après l'application du procédé cité auparavant. On observe entre les deux contacts ohmiques de source et de drain des zones de gravure partielle du cap. Cette photo met en évidence que le processus de gravure ne s'opère pas de la même façon que le motif à graver soit de grande ou petite dimension. Dans ce cas, lorsque les ouvertures sont très inférieures au micron et bien que nous ayons opéré un traitement de surface au préalable, la mouillabilité de l'acide succinique semble insuffisante pour atteindre des ouvertures de si petites dimensions.

Fort de ce constat, nous avons inclus dans notre procédé un agent pour améliorer le rendement à un niveau satisfaisant. Ce dernier est un tensioactif qui permet de donner un caractère hydrophile à la surface à graver.

Pour ce faire, nous avons introduit entre la désoxydation à l'HCl dilué et la gravure proprement dite (AS) une solution d'eau désionisée contenant l'agent mouillant commercial qui est ici le MAO₂.

Le procédé technologique employé est à présent le suivant:

- Désoxydation avec HCl:H₂O (1:4) pendant 2 min
- Solution de mouillage MAO₂:H₂O (40 µl:70 ml) pendant 30 s
- Attaque acide succinique AS:H₂O₂ (30:4) pendant 1min et 30 s
- Rinçage H₂O pendant 2min.

La figure III.14 présente le résultat obtenu sur des ouvertures de grande dimension. La figure III.15 présente quant à elle le résultat obtenu sur des ouvertures de grille toujours de 0,1 µm.



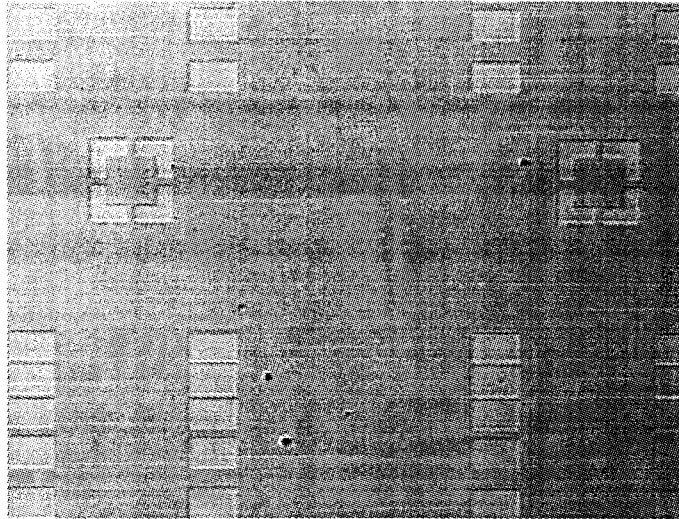


Figure III.14: Surface d'un échantillon d'AlInAs/InGaAs gravée à travers un motif test ayant subi une désoxydation $\text{HCl}:\text{H}_2\text{O}$ (4:1) et en utilisant un agent mouillant avant la gravure.

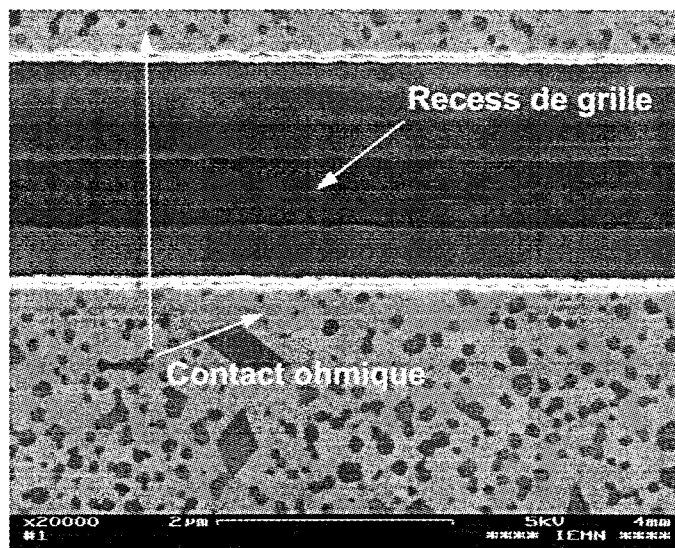


Figure III.15: Gravure du recess de grille d'une ouverture de $0,1 \mu\text{m}$ ayant subi une désoxydation $\text{HCl}:\text{H}_2\text{O}$ (4:1) et en utilisant un agent mouillant avant la gravure.

Ces deux figures indiquent d'une part un rendement qui passe à présent à 100 % sur les ouvertures de grandes dimensions (fig. III.14) aussi bien que sur les petites

dimensions comme nous le montre la figure III.15 où le recess de grille est dans ce cas particulièrement bien réalisé et uniforme sur tout le développement de la grille (100 μm). On peut relever aussi la sous gravure latérale induite par la sélectivité ($S = 500$) de l'acide succinique soit en environ 0,2 μm de part et d'autre de la grille qui a une ouverture nominale de 0,1 μm .

Ce procédé a été appliqué sur une structure composant. Le résultat sur le réseau Id-Vds d'un transistor après la métallisation de grille est donné en figure III.16. La caractéristique Id-Vds montre une commande partiellement défailante. En effet, il est impossible de pincer le transistor et on relève, dans la zone où le composant est commandé, une transconductance qui n'est que de 200 mS/mm pour une longueur de grille est de 0,1 μm .

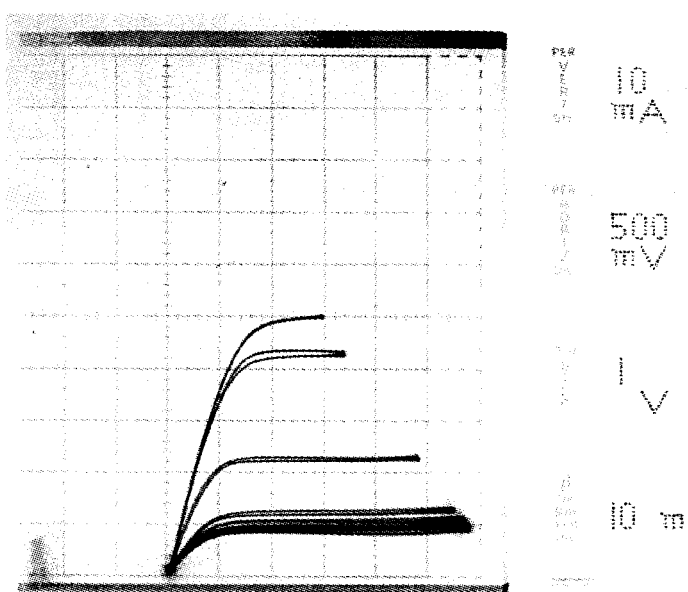


Figure III.16: Caractéristiques Id-Vds du transistor $\text{Al}_{0,67}\text{In}_{0,33}\text{As}/\text{Ga}_{0,68}\text{In}_{0,32}\text{As}$ $2 \times 50 \times 0,1 \mu\text{m}^2$ après un recess de grille utilisant un agent mouillant.

Après observation de la métallisation au microscope (fig. III.17) nous avons relevé la présence d'agent mouillant sous la forme de minuscules gouttelettes situés sous la métallisation. Ces dernières sont très visibles sur la zone d'accès de grille. Il

apparaît, donc, que l'agent mouillant dont le pouvoir d'adhérence est extrêmement important, ne disparaît pas lors d'un simple rinçage à l'eau. Par ailleurs, les spécifications techniques du MAO₂ affirment que ce produit est facilement soluble dans une solution d'acide ou d'alcool.

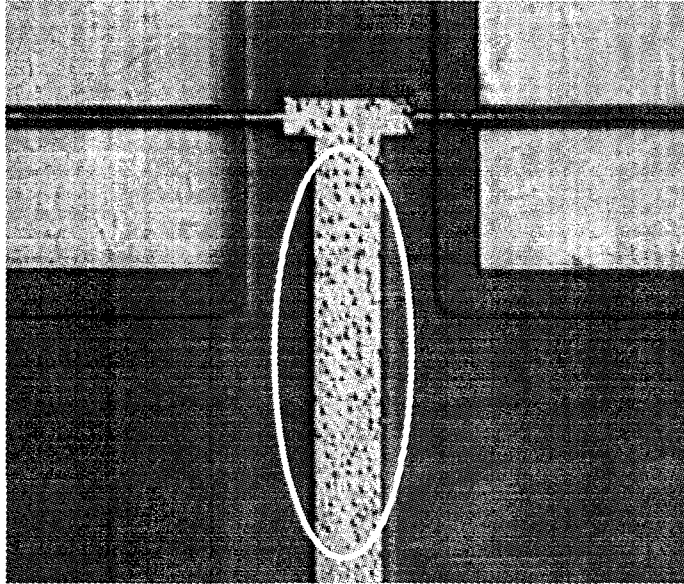


Figure III.17: Aspect de la métallisation de grille d'un transistor après un recess de grille utilisant un agent mouillant.

Notre souci dans le développement de notre technologie de recess de grille étant à terme de terminer cette opération par une désoxydation; nous avons introduit une désoxydation à l'aide d'une solution composée d'eau désionisée et d'acide sulfurique (H₂SO₄) dont le rôle est double: dissoudre l'agent mouillant et désoxyder la surface AlInAs avant l'introduction dans le bâti de métallisation et l'évaporation de la grille.

A l'inverse du cap layer, dont la désoxydation peut être réalisée par une solution d'acide chlorhydrique dilué, la barrière AlInAs ne peut faire l'objet d'une désoxydation avec une solution similaire. Effectivement, compte tenu du taux d'aluminium particulièrement important (~ 70 %), HCl est proscrit car cet acide grave les composés III-V très riches en aluminium. Notre choix s'est donc porté sur l'acide

sulfurique qui lui ne grave pas l'AlInAs et dont le caractère particulièrement violent permet de dissoudre aisément l'agent mouillant tout en désoxydant parfaitement la surface.

Le nouveau procédé employé est donc le suivant :

- Désoxydation avec HCl:H₂O (1:4) pendant 2 min
- Solution de mouillage MAO₂:H₂O (40 µl:70 ml) pendant 30 sec
- Attaque à l'acide succinique AS:H₂O₂ (30:4) pendant 1 min 30 s
- Rinçage H₂O pendant 2 min.
- Dissolution de l'agent mouillant H₂SO₄:H₂O (1:10) pendant 2 min
- Désoxydation avec H₂SO₄: H₂O (1:10) pendant 2 min
- Rinçage HCl:H₂O (5:100) pendant 1 min

Deux bains d'acide sulfurique sont utilisés dans ce procédé. Le premier permet la dissolution de l'agent mouillant et le second est destiné à la désoxydation finale de la surface.

Une solution HCl a tout de même été introduite en toute fin de procédé car la viscosité de l'acide sulfurique est tel qu'il en restait des traces sur la surface de l'échantillon. Un dernier rinçage s'est donc avéré nécessaire. Toutefois, il est utilisé là, à une concentration telle qui ne lui est pas possible de graver AlInAs et ne sert qu'à éviter un rinçage dans l'eau désionisée pure qui pourrait réoxyder la surface en fin de procédé.

Une étude finale par X.P.S de la surface de l'AlInAs, après application du procédé de gravure de recess, a été réalisée.

Sur les figures III.18.a,b,c sont représentés les spectres X.P.S, les éléments aluminium, arsenic, indium. La désoxydation par une solution diluée d'acide sulfurique conduit à la présence de très peu d'oxyde en surface montrant ainsi toute l'efficacité de cette solution comme traitement de la surface après le recess de grille.

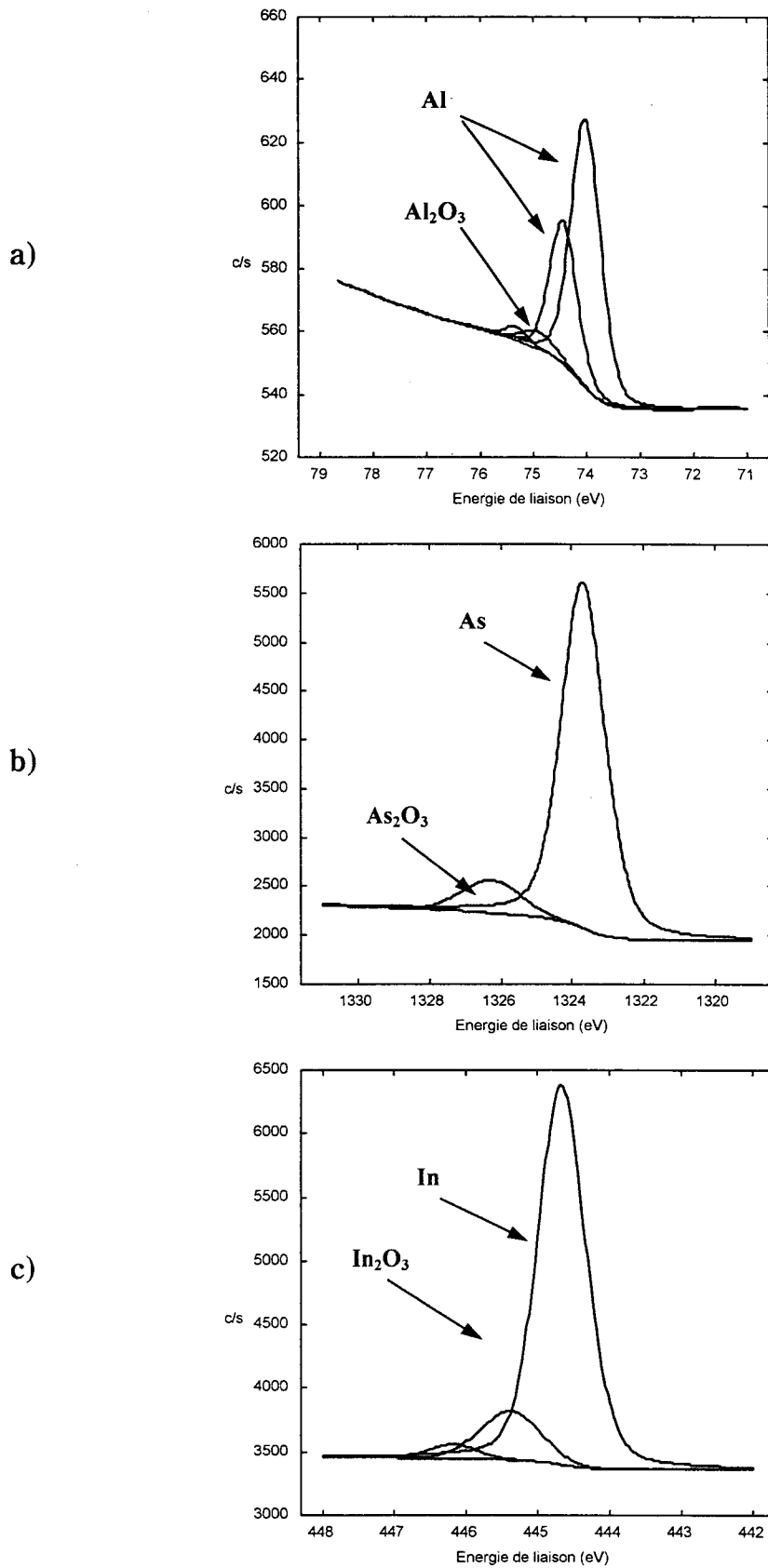


Figure III.18: Analyse XPS des trois éléments Al, As, In (respectivement a, b, c) réalisée sur la barrière ayant subi une désoxydation finale $H_2SO_4:H_2O$ (1:10).

Les résultats obtenus sur la diode Schottky ainsi que sur le transistor sont donnés dans la suite de ce chapitre. On relève désormais des caractéristiques de transistors parfaitement correctes.

III.2.2 Caractérisation de HEMT $\text{Al}_{0.67}\text{In}_{0.33}\text{As}/\text{Ga}_{0.66}\text{In}_{0.34}\text{As}/\text{GaAs}$ à simple plan de dopage

La structure présentée sur la figure III.19 est la première épitaxie sur laquelle nous avons réalisé la technologie qui a été décrite dans la partie précédente. Comme on peut le voir cette structure comporte un décrochement de composition qui a été fixé à 10 %. Cette hétérostructure génère une densité de charge de $3,46 \times 10^{12} \text{ cm}^{-2}$ avec une mobilité de $8250 \text{ cm}^2/\text{V.s}$. La mobilité passe à $23500 \text{ cm}^2/\text{V.s}$ à la température de l'azote liquide. La résistance par carré de la couche est de 230Ω .

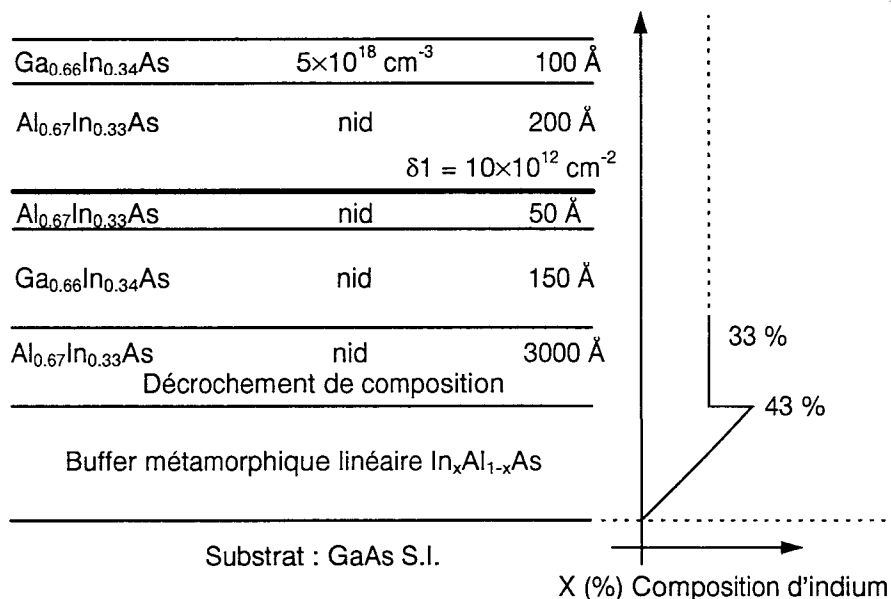


Figure III.19: Structure épitaxiale du HEMT métamorphique à simple plan de dopage $\text{Al}_{0.67}\text{In}_{0.33}\text{As}/\text{Ga}_{0.66}\text{In}_{0.34}\text{As}/\text{GaAs}$.

III.2.2.1 Caractérisations statiques

L'ensemble des caractéristiques de ce composant sont résumées dans le tableau III.6.

Ids (mA/mm)	Gm (mS/mm)	Vp (V)	Vbr _{gd} (V)	Vb η	Rc (Ω.mm)
650	750	-1,2 V	13 V	0,5 2,48	0,2

Tableau III.6: Caractéristiques statiques du composant $Al_{0.67}In_{0.33}As/Ga_{0.66}In_{0.34}As/GaAs$.

Les figures III.20.a à II.20.c représentent les caractéristiques statiques d'un transistor $Al_{0.67}In_{0.33}As/Ga_{0.66}In_{0.34}As/GaAs$ de développement $2 \times 50 \mu m$ et de longueur de grille $0,1 \mu m$.

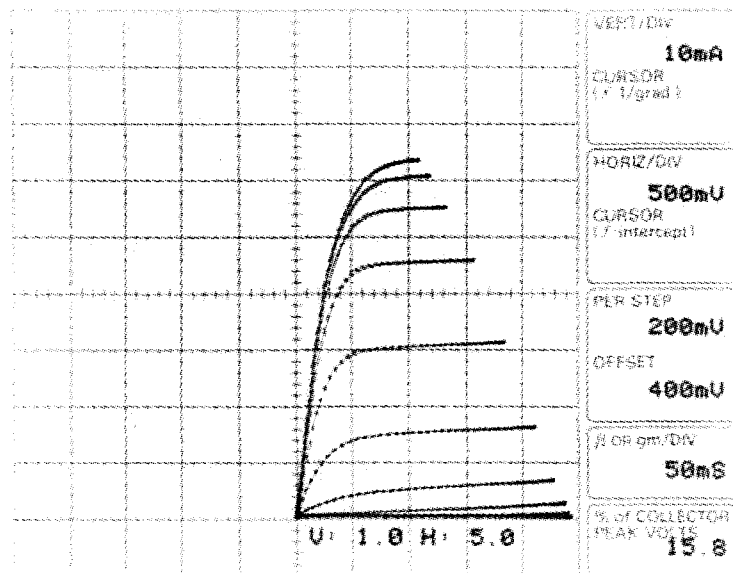


Figure III.20.a: Caractéristiques Id-Vds du transistor SH- $Al_{0.67}In_{0.33}As/Ga_{0.66}In_{0.34}As$ $2 \times 50 \times 0,1 \mu m.^2$. Vgs supérieur est égal à 0,4 V et varie par pas de 0,2 V.

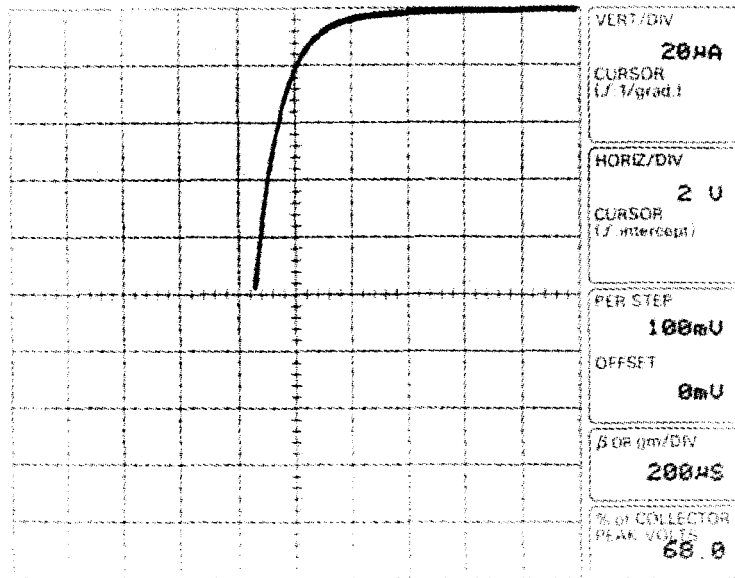


Figure III.20.b: Caractéristique de diode en inverse du transistor

$SH-Al_{0.67}In_{0.33}As/Ga_{0.66}In_{0.34}As 2 \times 50 \times 0,1 \mu m^2$.

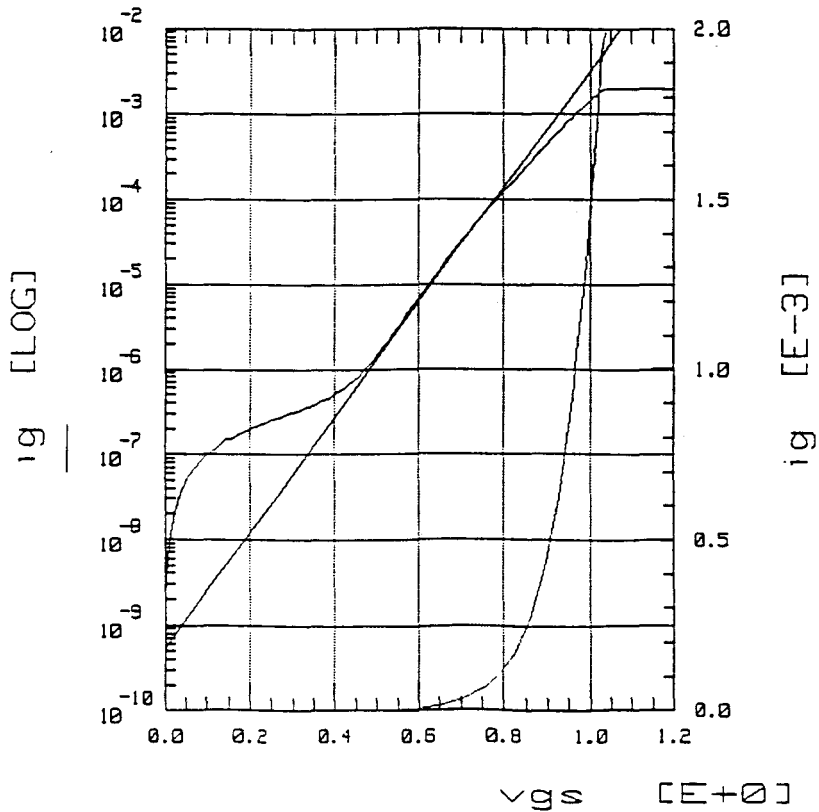


Figure III.20.c: Caractéristique de diode en direct du transistor

$SH-Al_{0.67}In_{0.33}As/Ga_{0.66}In_{0.34}As 2 \times 50 \times 0,1 \mu m^2$.

La figure III.20.a. représente la caractéristique I_d - V_{ds} . La tension de pincement de ce composant est de -1,2 V. Le transistor délivre une densité de courant de 330 mA/mm à $V_{gs} = +0$ V, ce courant atteint 650 mA/mm à $V_{gs} = 0,8$ V. La transconductance est de 750 mS/mm. L'évolution de ces paramètres en fonction de V_{gs} est représenté sur la figure III.21.

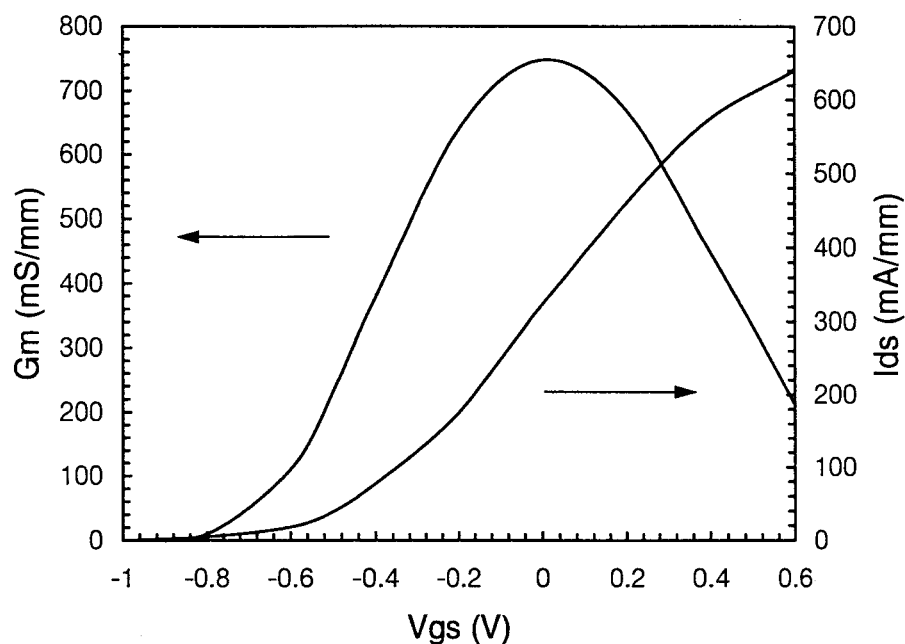


Figure III.21: Evolution de la transconductance et du courant en fonction de V_{gs} de la structure $SH-Al_{0,67}In_{0,33}As/Ga_{0,66}In_{0,34}As$ $2 \times 50 \times 0,1 \mu m^2$. $V_{ds} = 1,5$ V.

La résistance de contact donne une valeur de 0,2 Ω .mm. Ce résultat est particulièrement satisfaisant pour deux raisons. En premier lieu notre expérience par le passé [5] [27] ainsi que la littérature [29] nous a montré qu'il était très difficile de réaliser un bon contact ohmique sur un matériau métamorphique. En second lieu ce résultat que nous avons depuis reproduit nous renseigne sur le niveau de maturité et de qualité des épitaxies que nous avons atteint. Cette maturité est visible à travers les performances statiques de notre transistor qui délivre un courant de 650 mA/mm pour une structure à un seul plan de dopage. Ce courant montre l'excellente dynamique des porteurs due au taux d'indium important dans le canal qui bénéficie par ailleurs de l'absence de contrainte [30], à l'excellent taux de relaxation et au filtrage efficace des

dislocations générées dans la couche tampon métamorphique. Par ailleurs, la hauteur de barrière Schottky obtenu sur l' $\text{Al}_{0.67}\text{In}_{0.33}\text{As}$ dont la largeur de bande interdite avoisine 2 eV permet d'obtenir une tension de claquage de 13 V et ce avec une longueur de grille de $0,1 \mu\text{m}$.

III.2.2.2 Caractéristiques en hyperfréquences et en petit signal

III.2.2.2.1 Les gains

La figure III.22 représente l'évolution du H_{21} et du MAG.

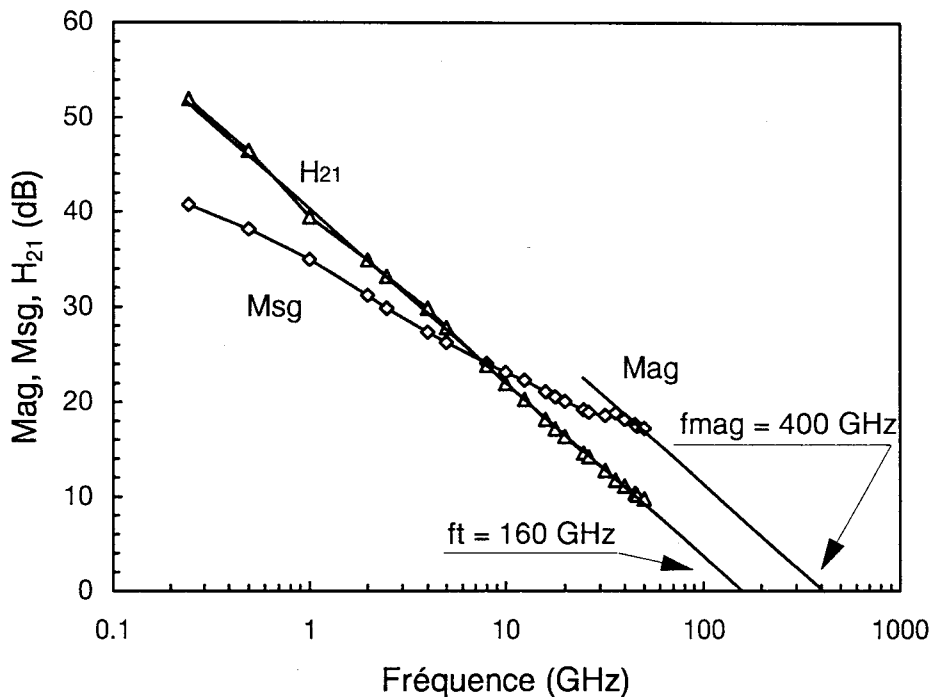


Figure III.22: Evolution des gains du transistor SH $\text{Al}_{0.67}\text{In}_{0.33}\text{As}/\text{Ga}_{0.66}\text{In}_{0.34}\text{As}$ $2 \times 50 \times 0,1 \mu\text{m}^2$ à $V_{\text{ds}} = 1,5 \text{ V}$ et $V_{\text{gs}} = 0 \text{ V}$.

D'excellentes performances sont obtenues notamment en termes de rapport F_t/F_{mag} . Effectivement, sur ce composant un F_t de 160 GHz et un F_{mag} de 400 GHz ont été relevés. En effet ce résultat représente à l'heure actuelle la meilleure performance obtenue avec une composition en indium proche de 30 % [29] [31] [32] et

constitue à notre connaissance sur substrat GaAs un record de F_t/F_{mag} qui atteint ici 2,5. Ce bon résultat est attribué comme précédemment aux propriétés de transport qui sont supérieures à celles obtenues dans la filière pseudomorphique AlGaAs/InGaAs. Ces résultats montrent qu'il est possible d'obtenir du matériau métamorphique de grande qualité cristalline et que l'absence de substrat adapté en maille ne pénalise pas les performances attendues des composants. Celles-ci à longueur de grille identique s'intercalent parfaitement entre celles de la filière pseudomorphique AlGaAs/InGaAs [33] [34] sur GaAs et la filière AlInAs/GaInAs [35] [36] adaptée en maille sur InP.

III.2.2.2.2 Le schéma équivalent

Les éléments du schéma équivalent sont reportés dans le tableau III.6.

Gm (mS/mm)	Gd (mS/mm)	Cgs (pF/mm)	Cgd (pF/mm)	Rs Ω .mm	Fc (GHz)	Ft (GHz)	Fmag (GHz)
1080	18,4	1,07	0,05	0,35	161	160	400

Tableau III.7: Caractéristiques hyperfréquences du composant

SH-Al_{0,67}In_{0,33}As/Ga_{0,66}In_{0,34}As 2×50×0,1 μ m² à Vds = 1,5 V et Vgs = 0 V.

Sont reportés sur les figures III.23 et III.24 les évolutions de la transconductance et de conductance de sortie ainsi que les évolutions des capacités Cgs et Cgd.

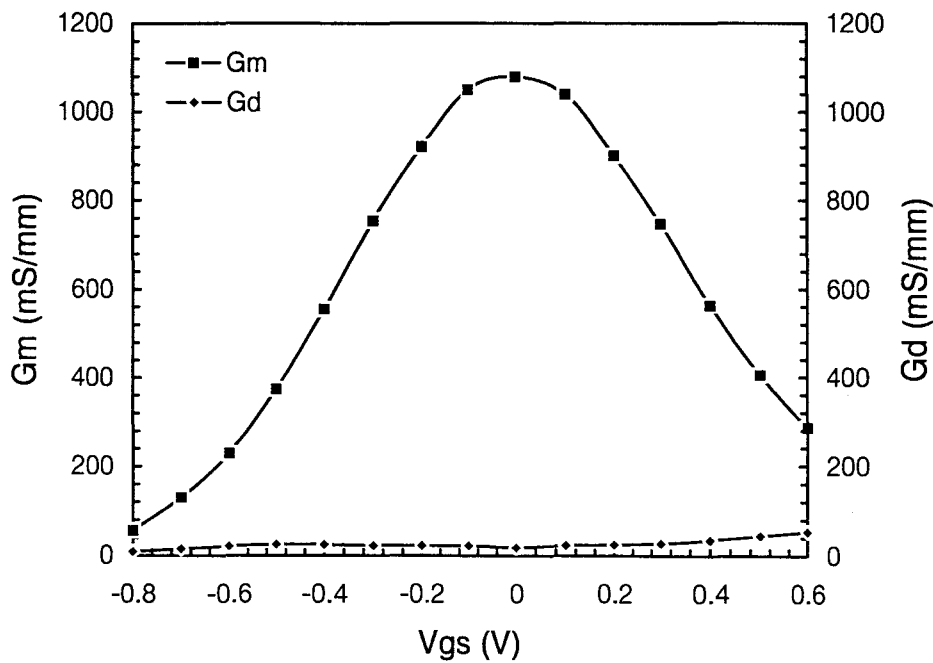


Figure III.23: Evolution de la transconductance et de la conductance de sortie intrinsèque du transistor $SH-Al_{0.67}In_{0.33}As/Ga_{0.66}In_{0.34}As$ $2 \times 50 \times 0,1 \mu m^2$. $V_{ds} = 1,5$ V.

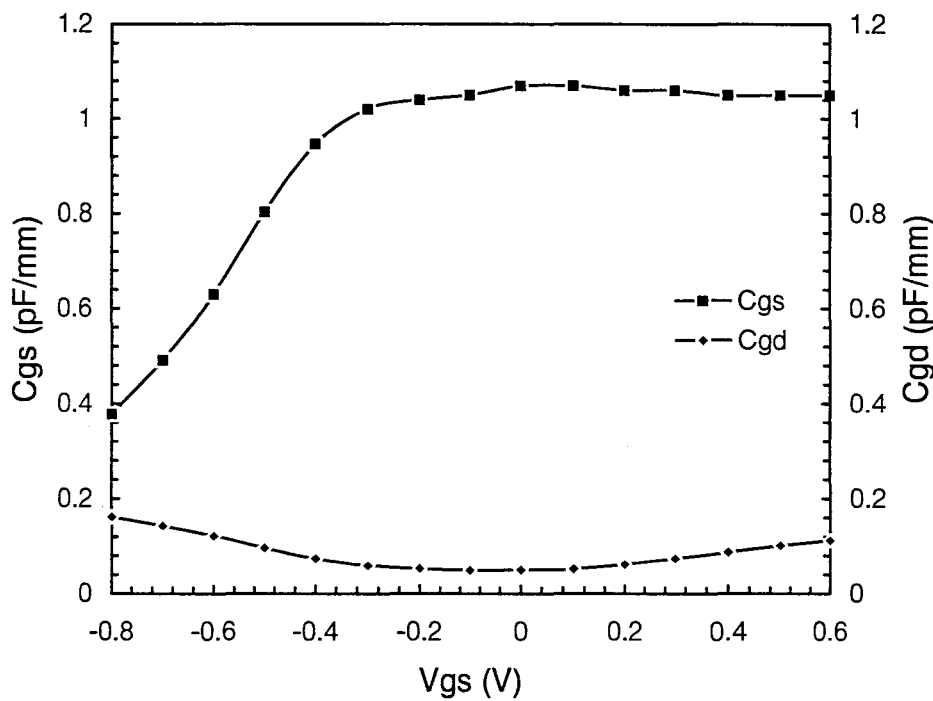


Figure III.24: Evolution des capacités C_{gs} et C_{gd} du transistor $SH-Al_{0.67}In_{0.33}As/Ga_{0.66}In_{0.34}As$ $2 \times 50 \times 0,1 \mu m^2$. $V_{ds} = 1,5$ V.

Les caractérisations indiquées dans le tableau III.7 témoignent de résistances d'accès faibles. La résistance de source, élément important pour l'obtention de transconductance extrinsèque importante, n'est que de $0,35 \Omega \cdot \text{mm}$. La transconductance intrinsèque extraite de ce composant atteint la valeur de 1080 mS/mm ainsi qu'une conductance de sortie de $18,4 \text{ mS/mm}$ soit un rapport définissant le gain en tension intrinsèque de près de 60. Cette excellente valeur est le fruit du confinement particulièrement efficace des électrons dans le canal GaInAs grâce d'une part à la profondeur du puits lié à la grande discontinuité de bande de conduction et d'autre part à la présence de la couche tampon en AlInAs à grande bande interdite qui inhibe en grande partie l'injection d'électrons dans le buffer contribuant à réduire de façon drastique la conductance de sortie du composant. Par ailleurs, on observe une saturation nette de la capacité C_{gs} mettant là aussi clairement en évidence le grand confinement des charges qui engendre une zone d'accumulation franche complètement localisée dans le canal. Le rapport C_{gs}/C_{gd} au maximum de transconductance est de 21,4.

III.2.3 Caractérisation de HEMT $\text{Al}_{0,67}\text{In}_{0,33}\text{As}/\text{Ga}_{0,66}\text{In}_{0,34}\text{As}/\text{GaAs}$ à double plan de dopage

La figure III.25 présente la structure à double plan de dopage. Les conditions de croissance sont identiques à la structure à simple plan de dopage à la différence près que le plan de dopage arrière a été incorporé en abaissant la température de croissance de 50°C , autrement dit la température a été ramenée à 470°C . Le plan de dopage arrière a été fixé à $2 \times 10^{12} \text{ cm}^{-2}$ et le plan de dopage avant à $8 \times 10^{12} \text{ cm}^{-2}$. En effet, ce dernier a été réduit car une étude du transfert de charge effectuée juste avant la réalisation de cette double hétérostructure a montré sur une structure à simple plan de dopage un transfert similaire lorsque le plan de dopage passe de $10 \times 10^{12} \text{ cm}^{-2}$ à $8 \times 10^{12} \text{ cm}^{-2}$.

Le décrochement de composition a été fixé là aussi à 10 %. Cette hétérostructure génère une densité de charge de $5 \times 10^{12} \text{ cm}^{-2}$ avec une mobilité de $7200 \text{ cm}^2/\text{V.s}$. La mobilité passe à $18000 \text{ cm}^2/\text{V.s}$ à la température de l'azote liquide. La résistance par carré de la couche est de 170Ω . A notre connaissance ce type de structure au vu de la littérature n'a pas fait l'objet de réalisation ni d'étude.

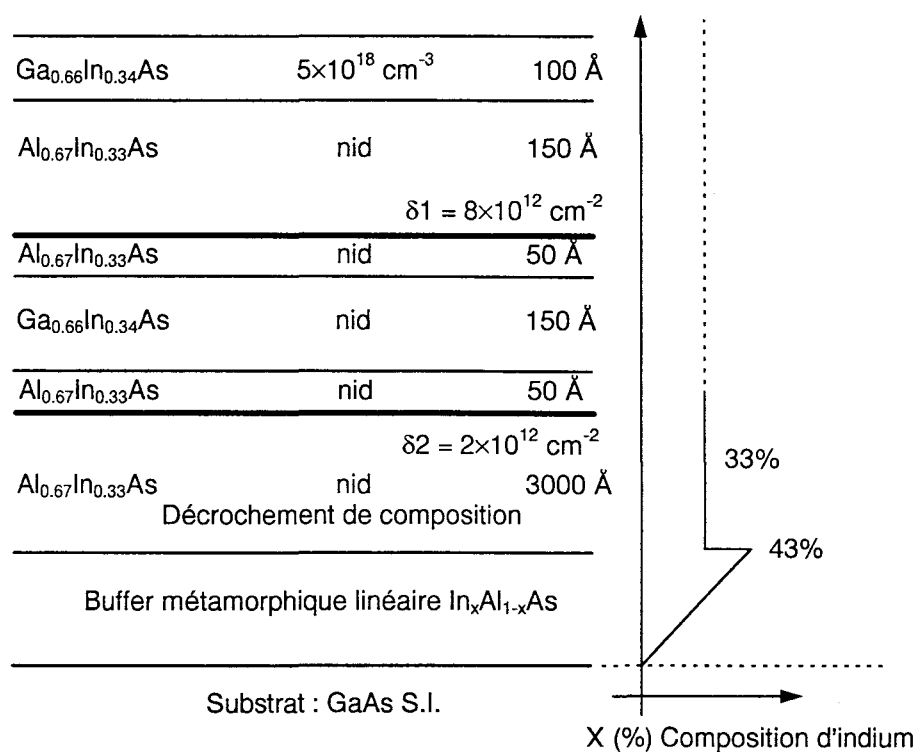


Figure III.25: Structure épitaxiale du HEMT métamorphique double plan de dopage $\text{Al}_{0,67}\text{In}_{0,33}\text{As}/\text{Ga}_{0,66}\text{In}_{0,34}\text{As}/\text{GaAs}$.

La technologie appliquée à cette structure correspond aux spécifications décrites dans la partie § III.2.1.

III.2.3.1 Caractérisations statiques

L'ensemble des caractéristiques de ce composant sont résumées dans le tableau III.8.

Ids (mA/mm)	Gm (mS/mm)	Vp (V)	Vbr _{gd} (V)	Vb η	Rc (Ω.mm)
900	750	-2 V	13 V	0,58 2,37	0,15

Tableau III.8: Caractéristiques statiques du composant $Al_{0,67}In_{0,33}As/Ga_{0,66}In_{0,34}As/GaAs$.

Les figures III.26.a à III.26.c représentent les caractéristiques statiques du transistor $Al_{0,67}In_{0,33}As/Ga_{0,66}In_{0,34}As/GaAs$ de développement $2 \times 50 \mu\text{m}$ et de longueur de grille $0,1 \mu\text{m}$.

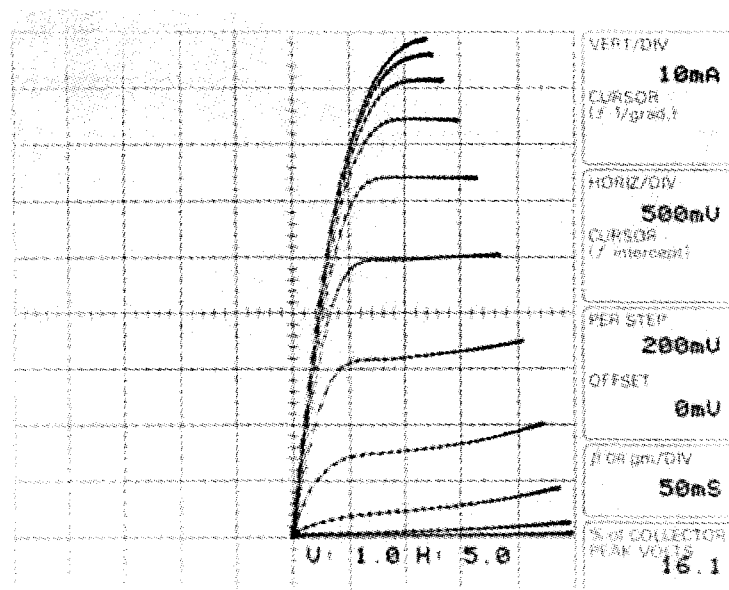


Figure III.26.a: Caractéristiques I_d - V_{ds} du transistor $DH-Al_{0,67}In_{0,33}As/Ga_{0,66}In_{0,34}As$ $2 \times 50 \times 0,1 \mu\text{m}^2$. V_{gs} supérieur égale à 0 V et varie par pas de 0,2 V.

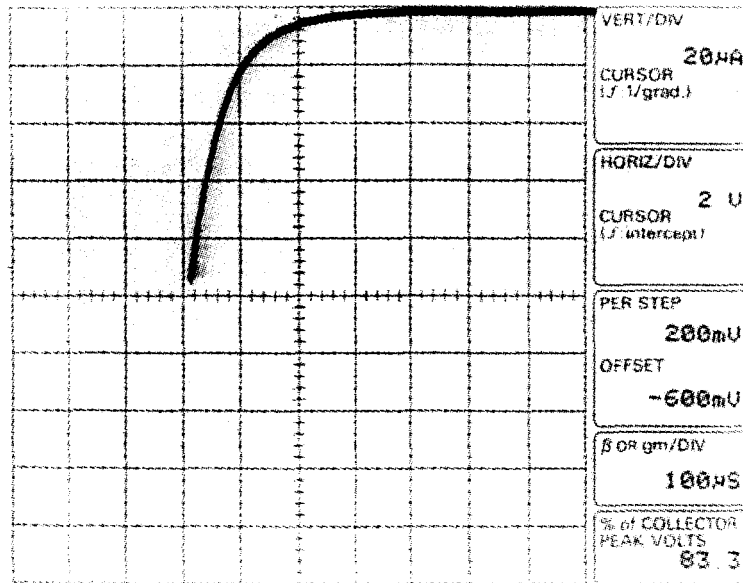


Figure III.26.b: Caractéristique de diode en inverse du transistor

$DH-Al_{0.67}In_{0.33}As/Ga_{0.66}In_{0.34}As$ $2 \times 50 \times 0,1 \mu m^2$.

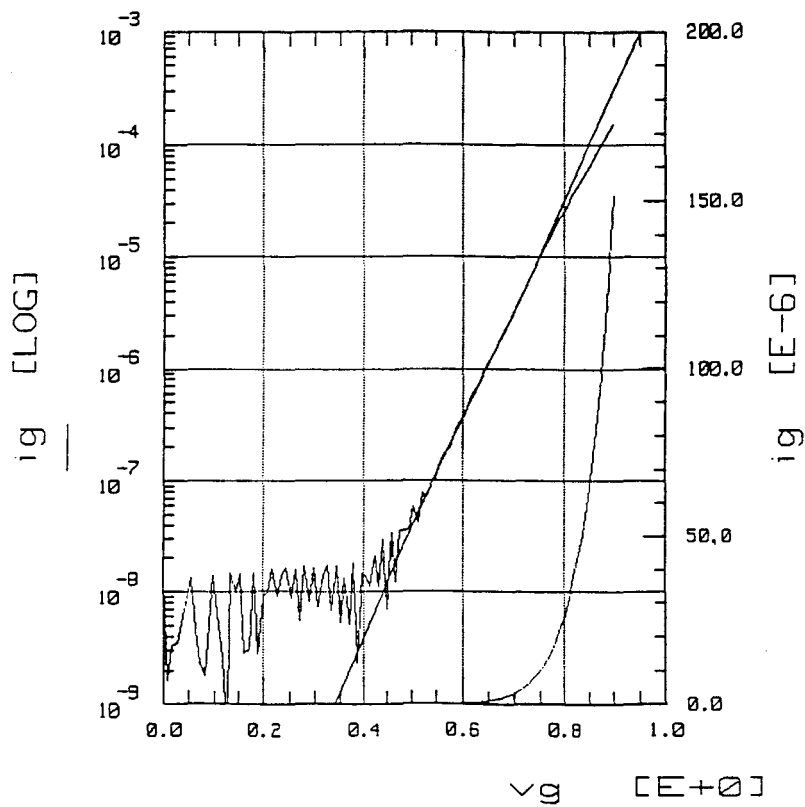


Figure III.26.c: Caractéristique de diode en direct du transistor

$DH-Al_{0.67}In_{0.33}As/Ga_{0.66}In_{0.34}As$ $2 \times 50 \times 0,1 \mu m^2$.

La figure III.26.a. représente la caractéristique Id-Vds. La tension de pincement de ce composant est de -1,6 V. Le transistor délivre une densité de courant de 900 mA/mm à $V_{gs} = + 0$ V. La transconductance est de 800 mS/mm. L'évolution de ces paramètres en fonction de V_{gs} est représenté figure III.27.

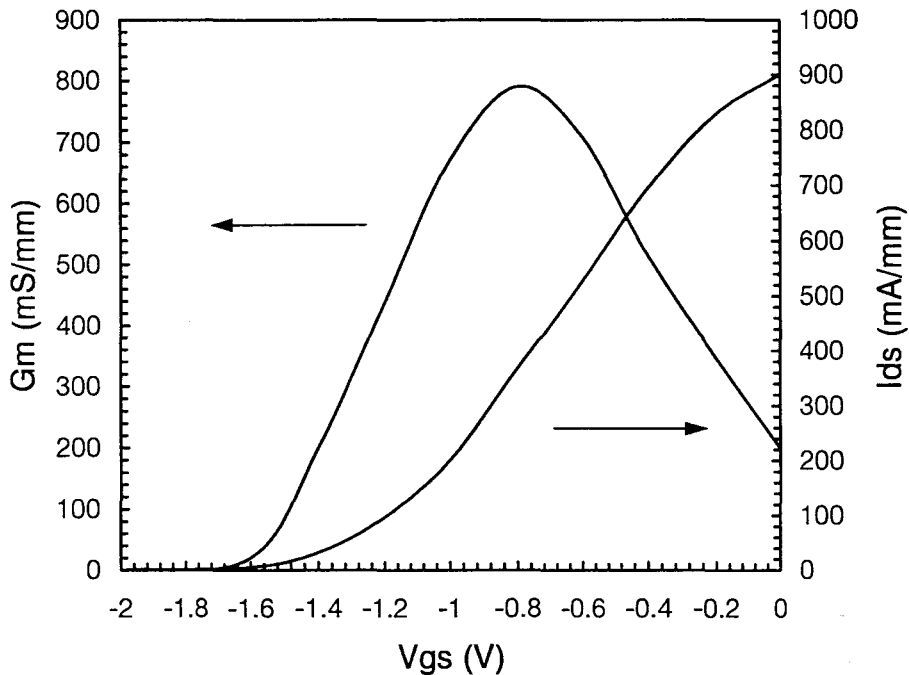


Figure III.27: Evolution de la transconductance et du courant en fonction de V_{gs} pour la structure DH- $Al_{0,67}In_{0,33}As/Ga_{0,66}In_{0,34}As$ $2 \times 50 \times 0,1 \mu m^2$. $V_{ds} = 1,5$ V.

La résistance de contact donne une valeur de $0,15 \Omega \cdot mm$. Elle est meilleure que pour la structure à simple plan de dopage ($0,2 \Omega \cdot mm$). Cette différence est attribuée à la résistance par carré qui est plus faible sur la structure à double plan de dopage. Le transistor délivre un courant de 900 mA/mm. Cette performance montre de façon identique à la structure à simple plan de dopage l'excellente dynamique des porteurs liée au taux d'indium important, au taux de relaxation élevé et à l'efficace filtrage des dislocations générées dans la buffer métamorphique. De plus, elle confirme les qualités de l'hétérostructure inverse. La tension de claquage est identique à la structure simple plan de dopage à savoir environ 13 V.

III.2.3.2 Caractéristiques en hyperfréquences et en petit signal

III.2.3.2.1 Les gains

La figure III.28 représente l'évolution du H_{21} et du MAG.

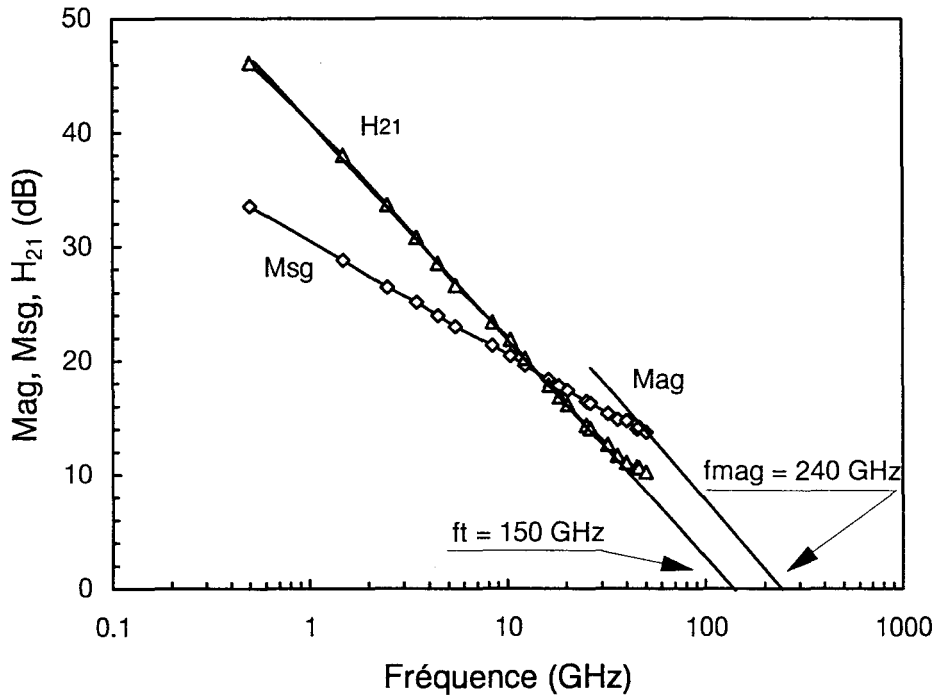


Figure III.28: Evolution des gains du transistor $DH-Al_{0.67}In_{0.33}As/Ga_{0.68}In_{0.32}As$
 $2 \times 50 \times 0,1 \mu m^2$ à $V_{ds} = 1,5 V$ et $V_{gs} = -0,9 V$.

Sur ce composant un F_t de 150 GHz et un F_{max} de 240 GHz ont été relevés. La fréquence de coupure du gain en courant est légèrement inférieure à la structure à simple plan de dopage en raison de la diminution de la mobilité sur cette structure ($7200 \text{ cm}^2/\text{V.s.}$ contre $8250 \text{ cm}^2/\text{V.s.}$). Par ailleurs le rapport d'aspect est moins favorable sur cette structure dans la mesure où le second plan de dopage se situe à une distance plus importante de la grille et à pour conséquence de réduire l'efficacité de commande. On relève de plus un F_{mag} plus faible sur la structure à double plan de dopage que nous attribuons à un confinement réduit que nous allons expliquer dans la suite à l'aide des données du schéma équivalent.

III.2.3.2.2 Le schéma équivalent

Les éléments du schéma équivalent sont reportés dans le tableau III.9.

Gm (mS/mm)	Gd (mS/mm)	Cgs (pF/mm)	Cgd (pF/mm)	Rs Ω .mm	Fc (GHz)	Ft (GHz)	Fmag (GHz)
800	37	0,7	0,09	0,23	178	150	240

Tableau III.9: Caractéristiques hyperfréquences du composant

$DH-Al_{0,67}In_{0,33}As/Ga_{0,66}In_{0,34}As$ $2 \times 50 \times 0,1 \mu m^2$ à $V_{ds} = 1,5 V$ et $V_{gs} = -0,9 V$.

Sont reportés sur les figures III.29 et III.30 les évolutions de la transconductance et de conductance de sortie ainsi que les évolutions des capacités Cgs et Cgd.

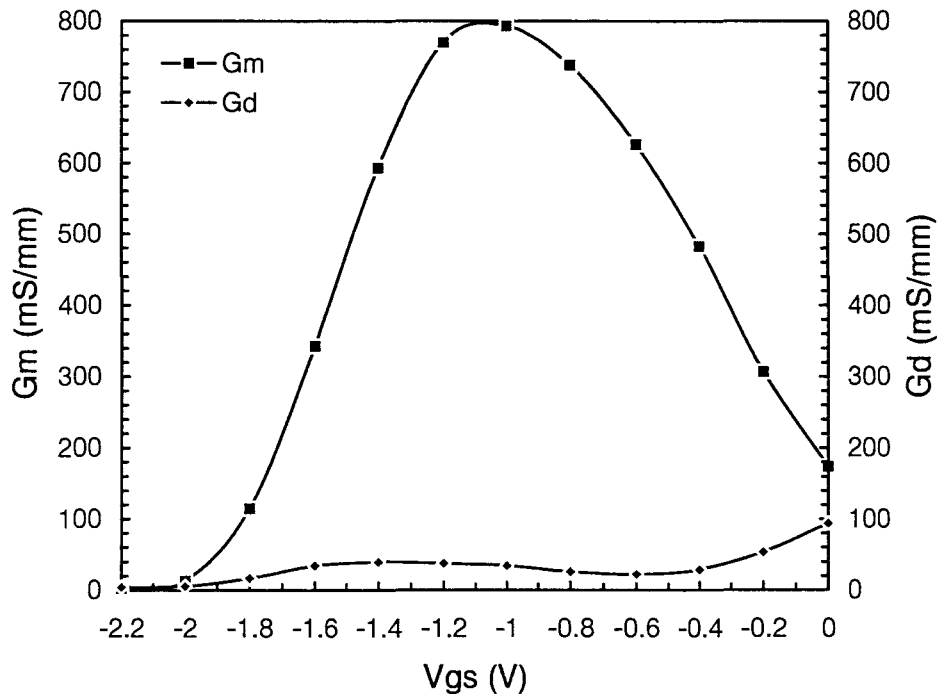


Figure III.29: Evolution de la transconductance et de la conductance de sortie intrinsèque du transistor $DH-Al_{0,67}In_{0,33}As/Ga_{0,66}In_{0,34}As$ $2 \times 50 \times 0,1 \mu m^2$. $V_{ds} = 1,5 V$.

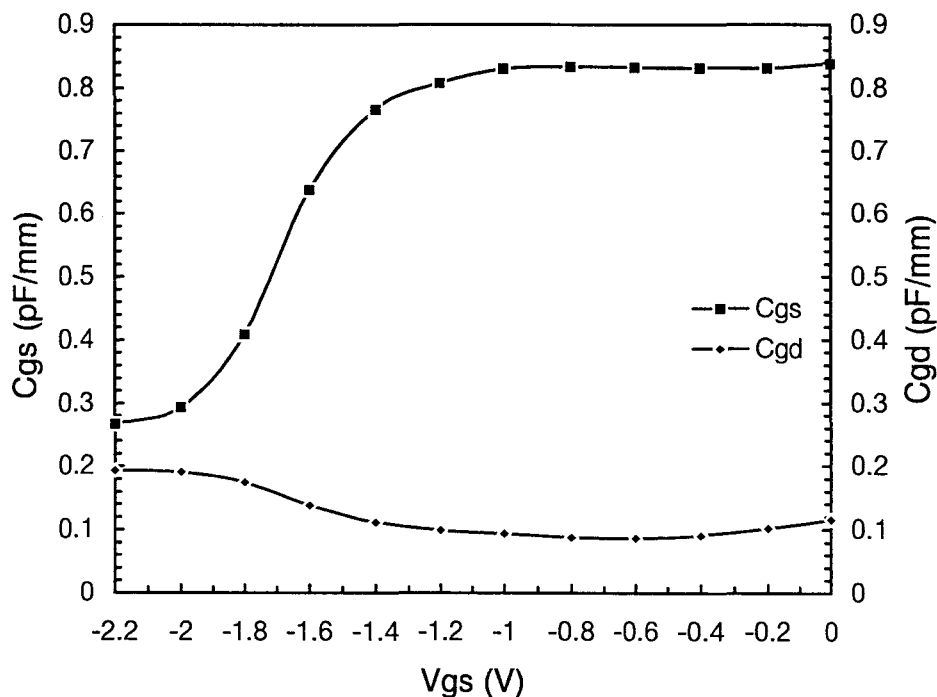


Figure III.30: Evolution des capacité C_{gs} et C_{gd} du transistor

$DH-Al_{0.67}In_{0.33}As/Ga_{0.66}In_{0.34}As$ $2 \times 50 \times 0,1 \mu m^2$. $V_{ds} = 1,5 V$.

Les résultats indiqués dans le tableau III.9 témoignent de résistances d'accès faibles. La résistance de source vaut $0,23 \Omega \cdot mm$ et est plus faible que celle de la structure à simple plan de dopage. La résistance par carré plus faible en est la raison. La transconductance intrinsèque extraite de ce composant atteint la valeur de $800 mS/mm$ ainsi qu'une conductance de sortie de $37 mS/mm$ soit un rapport définissant le gain en tension intrinsèque de 21. Le gain en tension est ici plus faible. En effet, le confinement semble sur cette structure être plus faible en raison de la présence du plan de dopage arrière. En effet l'incorporation du plan arrière induit une augmentation de la conductance de sortie expliquant en grande partie la diminution importante du F_{mag} . Par ailleurs, les rugosités d'interface arrière ainsi que la ségrégation du plan de dopage arrière réduisent la mobilité dans le canal [37] et sont généralement la cause de performances hyperfréquences réduites sur des structures à double plan de dopage. Cette diminution se traduit sur la transconductance intrinsèque qui passe de 1080 à $800 mS/mm$. Le rapport C_{gs}/C_{gd} au maximum de

transconductance est de 7,7. Toutefois les performances de ce composant sont excellentes et semblent prometteuses dans le cadre d'une application en amplification hyperfréquence.

III.2.4 Caractérisation en grand signal des HEMTs à simple et double plan de dopage $\text{Al}_{0.67}\text{In}_{0.33}\text{As}/\text{Ga}_{0.66}\text{In}_{0.34}\text{As}/\text{GaAs}$

Nous venons de présenter les résultats de caractérisation en régime statique puis en petit signal hyperfréquence des HEMTs métamorphiques à simple et à double plan de dopage. Les résultats de ces caractérisations ont montré que ces composants présentaient d'excellentes performances en régime statique et hyperfréquence petit signal.

Nous présentons dans ce qui suit les résultats de la puissance de sortie (P_s) en fonction de la puissance d'entrée (P_e) ainsi que le rendement en puissance ajoutée (PAE).

III.2.4.1 Caractérisation de puissance à 60 GHz d u HEMT à simple plan de dopage $\text{Al}_{0.67}\text{In}_{0.33}\text{As}/\text{Ga}_{0.66}\text{In}_{0.34}\text{As}/\text{GaAs}$

Nous venons de présenter les résultats de caractérisations en régime statique puis en petit signal hyperfréquence de HEMTs métamorphiques à simple et à double plan de dopage dont le taux d'indium a été fixé à 33 %. Les résultats de ces caractérisations ont montré que ces composants présentaient d'excellentes performances en régime de petit signal et mettent en évidence les importantes investigations menées tant en épitaxie qu'en technologie.

Toutefois, bien que les résultats en régime de petit signal hyperfréquences soient d'un excellent niveau, la mesure de la réponse en puissance est le seul juge

définitif des potentialités de cette filière de composant de puissance hyperfréquence. Les transistors ont donc été caractérisés sur un banc en ligne de puissance identique à celui utilisé pour la caractérisation des structures phosphorées décrites dans le second chapitre. La fréquence de fonctionnement de ce banc est de 60 GHz. Celui-ci possède des adaptateurs en entrée et en sortie afin de minimiser la puissance réfléchie en entrée et de maximiser la puissance de sortie (fig. I.29). Les pertes des guides et des pointes de mesure sont pris en compte afin de corriger les résultats bruts.

Nous présentons donc dans ce qui suit les résultats de la puissance de sortie (P_s) en fonction de la puissance d'entrée (P_e) ainsi que le rendement en puissance ajoutée (PAE) après corrections.

La figure III.31 représente la caractéristique P_s - P_e ainsi que P.A.E.- P_e du composant à simple plan de dopage. Ce composant délivre 240 mW/mm à 60 GHz sous une polarisation de V_{ds} de 3 V et un courant de 350 mA/mm.

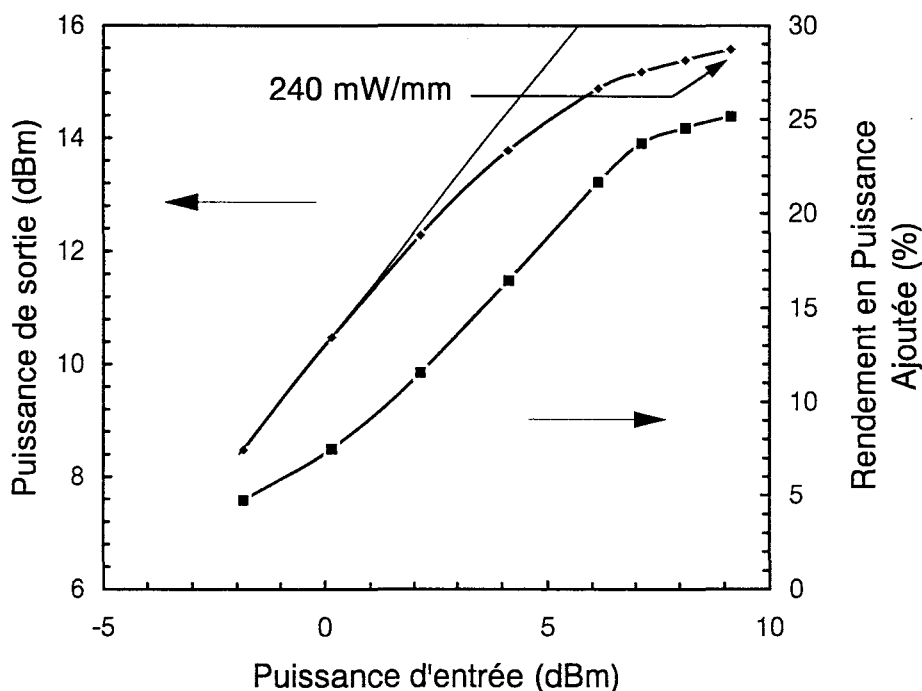


Figure III.31: Evolution de la puissance de sortie et du rendement en puissance ajoutée en fonction de la puissance d'entrée du transistor $SH-Al_{0.67}In_{0.33}As/Ga_{0.66}In_{0.34}As/GaAs$ $2 \times 75 \times 0,2 \mu m^2$. $V_{gs} = -0,8$ V, $V_{ds} = 3$ V.

Il ne délivre qu'une puissance de 160 mW/mm à 1 dB de compression ce qui met en évidence le comportement fortement non linéaire de ce composant. En effet à l'examen de l'évolution de la réponse en puissance on note une compression très rapide. Toutefois, un gain linéaire impressionnant de 11 dB est relevé ainsi qu'un gain en puissance important de 6,4 dB. Le rendement en puissance ajoutée est de 25 %. Ce résultat est le premier à notre connaissance obtenu dans cette filière [38].

III.2.4.2 Caractérisation de puissance à 60 GHz du HEMT

à double plan de dopage $\text{Al}_{0.67}\text{In}_{0.33}\text{As}/\text{Ga}_{0.66}\text{In}_{0.34}\text{As}/\text{GaAs}$

La figure III.32 représente la caractéristique Ps-Pe ainsi que P.A.E.-Pe du composant à double plan de dopage. Ce composant délivre 270 mW/mm à 60 GHz sous une polarisation de V_{ds} de 3 V et un courant de 590 mA/mm. Ce résultat ne représente que 30 mW/mm de plus comparé à structure à simple plan de dopage alors

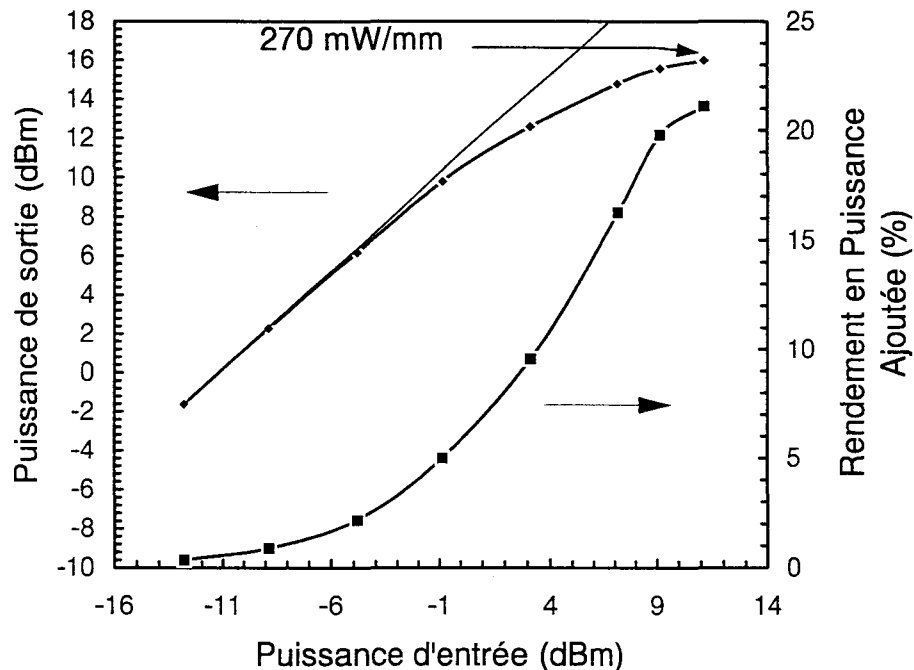


Figure III.32: Evolution de la puissance de sortie et du rendement en puissance ajoutée en fonction de la puissance d'entrée du transistor $\text{DH-Al}_{0.67}\text{In}_{0.33}\text{As}/\text{Ga}_{0.66}\text{In}_{0.34}\text{As}/\text{GaAs}$ $2 \times 75 \times 0,25 \mu\text{m}^2$. $V_{gs} = -0,8 \text{ V}$, $V_{ds} = 3 \text{ V}$.

que le courant généré par la structure DH est 40 % supérieur. La aussi le composant ne délivre qu'une puissance de 120 mW/mm à 1 dB de compression ce qui met en évidence le même comportement fortement non linéaire de la réponse en puissance par une compression très rapide. Toutefois, un gain linéaire identique de 11 dB est relevé ainsi qu'un gain en puissance de 4,8 dB. Le rendement en puissance ajoutée est de 21 %.

III.3 DISCUSSION ET PERSPECTIVES

Dans cette dernière partie nous nous proposons de discuter des potentialités tant en petit signal qu'en grand signal de la filière métamorphique.

Pour ce faire, nous allons dans un premier temps discuter des propriétés de transport de cette filière. En effet l'avenir de cette dernière réside sur la démonstration de la possibilité de faire croître des couches actives de qualité via une couche d'adaptation: le tampon métamorphique.

Nous avons donc étudié et comparé le transport dans les structures à simple hétérojonction (SH) et à double hétérojonction (DH) présentées dans ce chapitre ainsi que ainsi que deux structures dont les taux d'indium sont respectivement de 40 % et 50 %. L'analyse a été effectuée à partir de mesure de capacité relevée en fonction de la polarisation de grille ($C(V_{gs})$) sur des transistors appelés Jumbo. Le surnom de ces transistors sert à rappeler leur longueur de grille importante et qui a été fixée ici à $1,5 \mu\text{m}$. Les figures III.32.a.b.c.d présentent les mesures $C(V_{gs})$ des transistors SH (fig. III.33a) et DH (fig. III.33b) dont le taux d'indium est de 33 % ainsi que celle effectuées sur les structures à 40 % (fig. III.33c) et 50 % (fig. III.33c).

A l'examen des tracés des caractéristiques des structures SH et DH, on relève comme nous l'avons dit précédemment une saturation de l'évolution de la capacité qui démontre le bon confinement des porteurs dans le puits. La capacité relevée sur la structure DH est légèrement plus faible en raison de l'épaisseur électrique plus importante due à la présence du second plan de dopage enterré.

Quant à la transconductance on note une évolution en cloche plus étroite pour la structure SH que pour la structure DH. La différence s'explique par la présence de charges supplémentaires liées au second plan de dopage dans la structure DH et dont la déplétion retarde le pincement en étalant la commande de charge ce qui par ailleurs tend à linéariser la commande du transistor.

L'intégration de l'évolution de la capacité $C(V_{gs})$ nous donne la quantité de charge N_s en fonction de V_{gs} . La densité électronique N_s obtenue au maximum de la transconductance est de $3,72 \times 10^{12} \text{ cm}^{-2}$ pour la SH et $5 \times 10^{12} \text{ cm}^{-2}$ pour la DH. Ces résultats confirment les mesures effectués par effet Hall.

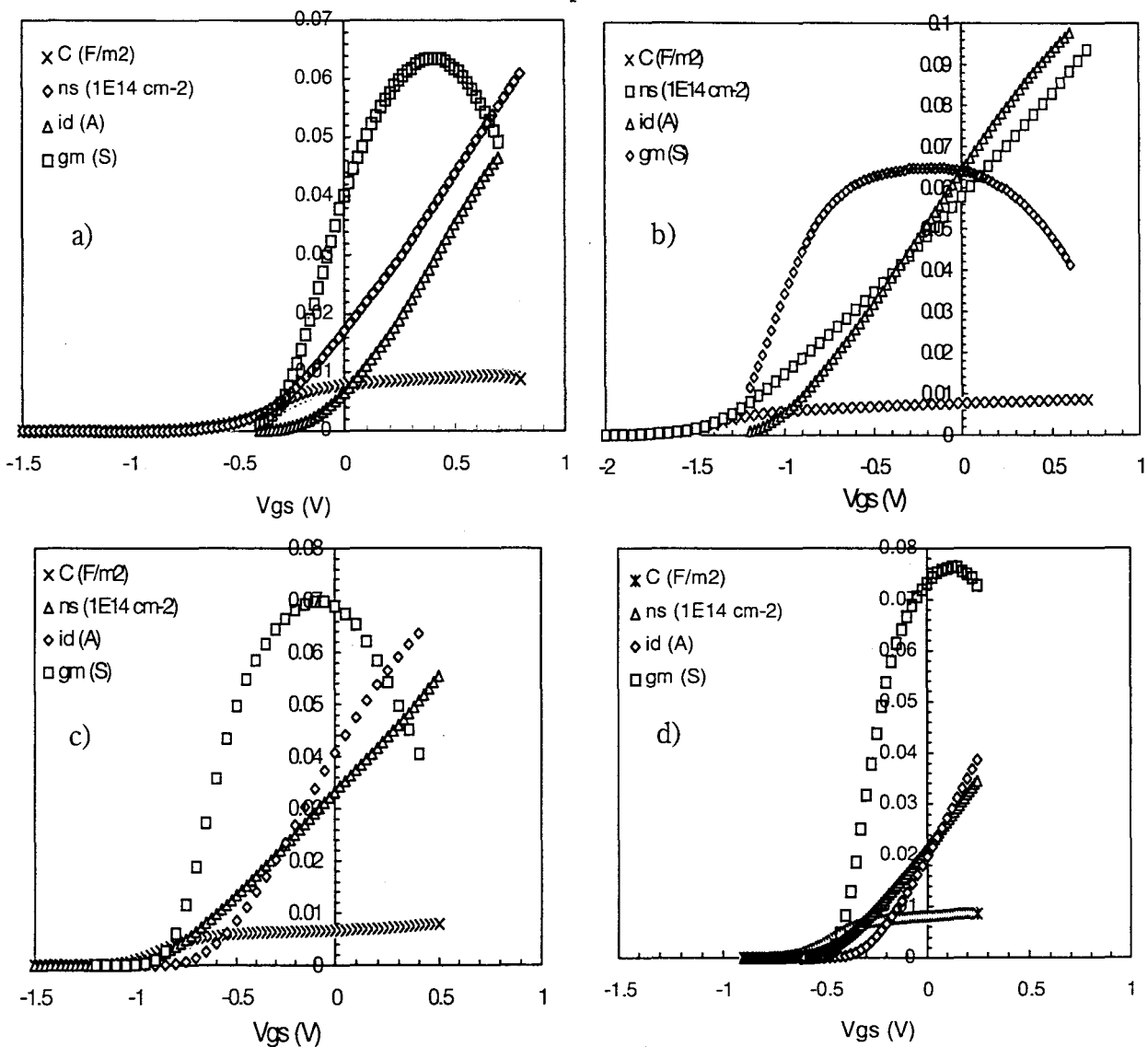


Figure III.33: Evolution de la capacité, de la transconductance, du courant et de la charge des structures SH a) et DH b) à 33 % d'indium, SH à 40 % d'indium c) et SH à 50 % d'indium d) sur transistor Jumbo $1,5 \times 150 \mu\text{m}^2$.

L'analyse de la structure à 40 % d'indium montre un comportement globalement similaire à la SH à 33 % d'indium. Toutefois, à structure identique en terme d'épaisseur de couche active, la tension de pincement est ici plus négative alors que le plan de dopage a été réduit à $6 \times 10^{12} \text{ cm}^{-2}$ (contre $10 \times 10^{12} \text{ cm}^{-2}$ dans la structure à 33 %). Cela tend à montrer une activation du silicium meilleure dans l'AlInAs contenant 60 % d'aluminium.

La densité électronique N_s obtenue au maximum de la transconductance est de $3 \times 10^{12} \text{ cm}^{-2}$. Le transfert est ici plus faible en raison de la diminution de la discontinuité de bande de conduction.

L'analyse de la structure à 50 % d'indium montre un comportement globalement similaire aux SH à 33 % et 40 % d'indium. Néanmoins, on note ici encore une diminution du transfert de charge qui passe à $2,7 \times 10^{12} \text{ cm}^{-2}$ au maximum de la transconductance. Cette évolution du transfert de charge depuis la structure contenant 33 % à celle contenant 50 % d'indium est liée à la décroissance de la discontinuité de bande de conduction dans le système AlInAs/GaInAs en fonction du taux d'indium croissant.

	DH 30 %	SH 30 %	SH 40 %	SH 50 %
$N_{s_{Gm(max)}} (\times 10^{12} \text{ cm}^{-2})$	5	3,7	3	2,7
Ids (mA)	50	27	30	30

Tableau III.10: Caractéristiques hyperfréquences du composant

Par ailleurs, il est également intéressant de noter (tableau III.10) qu'en dépit de la diminution du transfert de charge en fonction du taux d'indium, les trois structures génèrent un courant au maximum de la transconductance sensiblement égal. Ces résultats mettent en évidence un phénomène de compensation des charges par la vitesse moyenne des porteurs qui augmente avec le taux d'indium.

L'analyse montre clairement l'intérêt du passage de la structure SH à la structure DH pour l'obtention de densités électronique élevées et de courants importants (comme on a d'ailleurs pu le vérifier sur les transistors de longueur de grille de $0,1 \mu\text{m}$).

De plus, la structure à 40 % semble intéressante car comme nous avons pu le vérifier, elle permet d'atteindre des courants assez élevés avec moins de problèmes liés à l'activation du dopage silicium.

Quant aux mesures de puissance effectuées sur ces composants, elles montrent une compression prématurée et ce dès les faibles niveaux de puissance d'entrée. Ces composants montrent un comportement totalement différent des transistors pseudomorphiques étudiés dans le chapitre précédent où la réponse en puissance était parfaitement linéaire sur 90 % de son évolution. La seule différence de taille entre ces deux types de composant, dans la mesure où les taux d'indium sont relativement proches (33 % contre 20 %) est l'épaisseur du cap. En effet sur nos structures métamorphiques, l'épaisseur et le dopage du cap sont calculés pour qu'il soit complètement déplété. Cela induit une compression du transistor lors de l'application d'un grand signal en raison du potentiel de surface trop proche du canal. En fait des mesures intrinsèques en régime pulsé actuellement en cours tendent à confirmer cette hypothèse. En effet les premières mesures permettant de remonter aux caractéristiques intrinsèques en régime de grand signal ont montré dans le cas d'un composant métamorphique que le réseau de sortie I_d-V_{ds} n'était en réalité exploité qu'à hauteur de 60 % de ces possibilités. Il s'avère donc qu'une compression à canal ouvert empêche l'excursion totale du réseau. Ce phénomène n'a pas été relevé dans le cas d'une structure pseudomorphique à cap épais. Ainsi en terme de perspective, nous pensons que la poursuite des investigations sur la filière AlInAs/GaInAs sur substrat GaAs passe par l'étude et l'optimisation pour les applications de puissance d'une structure à double plan de dopage dans laquelle le taux d'indium devra être fixé aux alentours de 35 %. Elle nécessitera en particulier une étude fouillée de l'influence de l'épaisseur du cap sur les performances en régime de grand signal afin de dépasser les

actuelles 270 mWmm à 60 GHz obtenus dans ce travail.

III.4 CONCLUSION

Dans ce chapitre, nous nous sommes attachés à étudier la structure AlInAs/InGaAs sur substrat GaAs dont la composition en indium est proche de 30 % ce qui semble à priori plus approprié pour des applications de puissance.

En effet, dans le système de matériau AlInAs/GaInAs, le maximum de discontinuité de bande de conduction et de hauteur de bande interdite de l'AlInAs est obtenu pour une composition de 30 % d'indium. Cette structure génère donc une discontinuité de bande de conduction d'environ 700 meV et dispose d'une hauteur de bande interdite pour l'AlInAs de 2 eV. Les simulations unidimensionnelles de commande de charge calculées à partir des équations de Schrodinger et de Poisson ont permis de montrer que cette hétérostructure était en principe capable de transférer dans la canal GaInAs une densité de charge supérieure à 4×10^{16} électrons/m² pour une structure à un seul plan de dopage. De plus, compte tenu de la hauteur de bande interdite de l'AlInAs elle permet d'obtenir une tension de claquage importante. Ces deux raisons essentielles en font une structure aux potentialités intéressantes pour des applications de puissance.

L'un des aspects technologiques critique de cette filière s'est avéré être la gravure du recess de grille. Nous avons constaté un très mauvais rendement de cette gravure du à des problèmes de mouillage de la solution d'acide succinique employée. Une étude importante a été entreprise sur la base d'un agent mouillant utilisé par les industriels. Cet agent mouillant a permis d'obtenir un rendement de 100 % de la gravure. Ce procédé a d'ailleurs pu être utilisé avec succès par mes collègues, dans l'élaboration de transistors à effet de champ de puissance comptant jusqu'à 8 doigts de grille. Ce type de transistors nécessite le fonctionnement simultané de tous les doigts et impose donc une parfaite uniformité de gravure. Les autres aspects technologiques étant en partie déjà développés au laboratoire dans le cadre de plusieurs thèses et en

s'appuyant sur le travail développé en lithographie électronique pour la réalisation de la grille, nous avons pu nous attacher à expertiser la composition de la structure autour des 30 % d'indium.

Nous avons mis en évidence l'aspect très critique du taux d'indium du matériau dans cette gamme de composition. En effet, la transition directe indirecte de la hauteur de bande interdite du matériau AlInAs se produit pour un taux d'indium de 29 % et induit un phénomène de piégeage d'électrons. Ces pièges bloquent les électrons dans la barrière et empêchent leur transfert dans le canal limitant ainsi l'intérêt de cette structure pour des applications en puissance qui nécessitent des courants élevés.

Toutefois, pour un taux d'indium juste supérieur à 30 %, 33 % exactement, nous avons obtenu des performances excellentes en régime statique et hyperfréquence. Ce composant génère une densité courant de 650 mA/mm associée à une tension de claquage de 12 V. En outre, il possède une fréquence de coupure de 160 GHz représentant l'état de l'art du transistor métamorphique dont la composition est proche de 30 % d'indium. Une structure à double plan de dopage a généré une densité courant de 900 mA/mm associée à une tension de claquage de 12 V également. Les performances hyperfréquence de ce composant sont également excellentes.

Une étude du transport effectuée sur des transistors à grille longue a montré le potentiel d'une structure dont le taux d'indium est de 40 %. En effet il semble que cette structure permette d'atteindre des courants assez élevés avec moins de problèmes liés à l'activation du dopage silicium.

Par ailleurs, une caractérisation en puissance à 60 GHz a été effectuée sur ces composants. Nous avons obtenu une densité de puissance de 240 mW/mm associée à un gain en puissance de 5,2 dB et un rendement en puissance ajoutée de 25 % pour la structure à simple plan de dopage. Les performances pour la structure à double plan de dopage sont de 270 mW/mm associés à un gain en puissance de 4,8 dB et un rendement en puissance ajouté de 21 %.

Ces résultats sont inférieurs à ceux espérés compte tenu du gain en puissance, de la tension de claquage et de la densité de courant disponibles sur ces transistors.

Par comparaison à la filière pseudomorphique sur substrat GaAs, il s'avère qu'une compression à canal ouvert empêche l'excursion totale du réseau lors de l'application d'un grand signal. Ainsi, nous pensons que la poursuite des d'investigations sur la filière AlInAs/GaInAs sur substrat GaAs passe par l'étude et l'optimisation pour les applications de puissance d'une structure à double plan de dopage dont le taux d'indium devra être fixé aux alentours de 35 % et dotée d'un cap épais.

Bibliographie

- [1] G-W. Wang et al.,
0.1 μ -m gate $\text{Al}_{0.5}\text{In}_{0.5}\text{As}/\text{Ga}_{0.5}\text{In}_{0.5}\text{As}$ MODFET fabricated on GaAs substrates,
IEEE Transaction on Electron Devices, Vol. 35, no. 7, pp. 818-823, 1998
- [2] K. Chang et al.,
Lattice-mismatched $\text{In}_{0.53}\text{Ga}_{0.47}\text{As}/\text{In}_{0.52}\text{Al}_{0.48}\text{As}$ modulation-doped field-effect transistors on GaAs: Molecular beam epitaxial growth and device performance,
Journal of Applied Physics, Vol. 67, no. 7, pp. 3323-3327, 1990
- [3] J. C. Harmand et al.,
Lattice-mismatched growth and transport properties of InAlAs/InGaAs heterostructure on GaAs substrates,
Japanese Journal of Applied Physics, Vol. 28, no. 7, pp. L1101-L1103, 1989
- [4] H. Fourre et al.,
Selective wet etching of lattice matched InGaAs/InAlAs and metamorphic InGaAs/InAlAs on GaAs using succinic acid /hydrogen peroxide solution,
Journal of Vacuum and Science Technologies, vol. B14, Sep./Oct., pp.3400-3402, 1996
- [5] H. Fourre,
Réalisation et caractérisation de transistor à effet de champ à hétérojonction de la filière AlInAs/GaInAs pour applications en ondes millimétriques,
Thèse de doctorat de Université des Sciences et Technologies de Lille, Février 1997
- [6] F. Diette,
Etude des transistors à effet de champ de type HEMT sur substrat GaAs et InP pour l'amplification de puissance en gamme millimétrique,
Thèse de doctorat de Université des Sciences et Technologies de Lille, Janvier 1998
- [7] J-L. Shieh et al.,
Band offsets of $\text{In}_{0.30}\text{Ga}_{0.70}\text{As}/\text{In}_{0.29}\text{Al}_{0.71}\text{As}$ heterojunction grown on GaAs substrate,
Electronics Letters, Vol. 30, no. 25, pp. 2172-2173, 1994
- [8] J. W. Matthews et al.,
Journal of Vacuum and Science Technologies, no. 12, pp. 126, 1975
- [9] R. People et al.,
Calculation of critical layer thickness versus lattice mismatch for $\text{Ge}_x\text{Si}_{1-x}/\text{Si}$ strained layer heterostructure,
Applied Physics Letters, vol. 3, no. 47, pp. 322-324, 1985

-
- [10] K. Inoue et al.,
High-quality $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}/\text{InAlAs}$ modulation-doped heterostructures grown lattice-mismatched on GaAs substrates,
Journal of Crystal Growth, vol. 111, pp. 313-317, 1991
- [11] M. Haupt et al.,
Growth of high quality $\text{Al}_{0.48}\text{In}_{0.52}\text{As}/\text{Ga}_{0.47}\text{In}_{0.53}\text{As}$ heterostructures using strain relaxed $\text{Al}_x\text{Ga}_y\text{In}_{1-x-y}\text{As}$ buffer layers on GaAs,
Applied Physics Letters, Vol. 69, no. 3, pp. 412-414, 1996
- [12] D. M. Gill.,
High-performance, $0.1 \mu\text{m}$ $\text{InAlAs}/\text{InGaAs}$ high electron mobility transistors on GaAs,
IEEE Electron Device Letters, Vol. 17, no. 7, pp. 238-330, 1996
- [13] D. E. Grider et al.,
Metamorphic $\text{In}_y\text{Ga}_{1-y}\text{As}/\text{In}_z\text{Al}_{1-z}\text{As}$ heterostructure field effect transistors grown on GaAs (001) substrates using molecular-beam epitaxy,
Journal of Vacuum Science Technologies B, Vol. 8, no. 2, pp.301-304, 1990
- [14] J. Tersoff,
Dislocations and strain relief in compositionally graded layers.
Applied Physics Letters, Vol. 62, no. 3, pp. 693-697, 1993
- [15] S. I. Molina et al.,
Applied Physics Letters, Vol. 65, no. 8, pp. 684-681, 1988
- [16] P. R. Berger et al.,
Applied Physics Letters, Vol. 53, no. 3, pp. 693-697, 1993
- [17] S-Z Chang et al.,
The growth of highly mismatched $\text{In}_y\text{Ga}_{1-y}\text{As}$ ($0.28 < x < 1$) on GaAs by molecular-beam epitaxy,
Journal of Applied Physics, Vol. 73, no. 10, pp. 4916-4926, 1993
- [18] J. F. Valtuena et al.,
Influence of the surface morphology on the relaxation of low-strained $\text{In}_y\text{Ga}_{1-y}\text{As}$ linear structures,
Journal of Crystal Growth, vol. 182, pp. 281-291, 1997
- [19] J. I. Chyi et al.,
Material properties of compositional graded $\text{In}_y\text{Ga}_{1-y}\text{As}$ and $\text{In}_z\text{Al}_{1-z}\text{As}$ epilayers grown on GaAs substrates,
Journal of Applied Physics, Vol. 79, no. 11, pp. 8367-8370, 1996
- [20] Y. Cordier et al.,
MBE grown $\text{InAlAs}/\text{InGaAs}$ lattice mismatched layers for HEMT application on GaAs substrate,
Applied Science Surface, vol. 123/124, pp. 734-737, 1998
- [21] S. Trudel,
Etude par double et triple diffraction des rayons X et modélisation de la relaxation des contraintes dans les hétérostructures semi-conductrices $\text{GaInAs}/\text{GaAs}$ et $\text{AlInAs}/\text{GaAs}$,
Thèse de doctorat de Université des Sciences et Technologies de Lille, Mars 1997

-
- [22] K. L. Kavanagh et al.,
Asymetries in dislocation densities, surface morphology, and strain of GaInAs/GaAs single heterolayers,
Journal of Applied Physics, Vol. 64, no. 10, pp. 4843-4852, 1988
- [23] J. A. Olsen et al.,
X-ray reciprocal-space mapping of strain relaxation and tilting in linearly graded InAlAs buffers,
Journal of Applied Physics, Vol. 79, no. 7, pp. 3578-3584, 1988
- [24] S. Kishino et al.,
Journal of Electrochemical Society, Vol. 119, pp. 617-622, 1972
- [25] R. S. Goldman et al.,
Correlation of buffer strain relaxation modes with transport properties of two dimensional electron gases,
Journal of Applied Physics, Vol. 80, no. 12, pp. 6849-6854, 1996
- [26] J. Chen et al.,
Composition dependent transport properties of strain relaxed $\text{In}_y\text{Ga}_{1-y}\text{As}$ ($x < 0.45$) epilayers,
Applied Physics Letters, Vol. 61, no. 9, pp. 1116-1118, 1992
- [27] P. Win,
Transistor à effet de champ à couche métamorphique AlInAs/GaInAs/GaAs: un nouveau composant pour l'amplification hyperfréquence et la logique ultra rapide,
Thèse de doctorat de Université des Sciences et Technologies de Lille, Juillet 1998
- [28] H. Fourre et al.,
Selective wet etching of lattice matched InGaAs/InAlAs and metamorphic InGaAs/InAlAs on GaAs using succinic acid /hydrogen peroxide solution,
Journal of Vacuum and Science Technologies, vol. B14, Sep./Oct., pp.3400-3402, 1996
- [29] P. Win et al.,
Microwave performance of $0,4 \mu\text{m}$ gate metamorphic $\text{In}_{0.29}\text{Al}_{0.71}\text{As}/\text{In}_{0.30}\text{Ga}_{0.70}\text{As}$ HEMT grown on GaAs substrate,
Electronics Letters, Vol. 29, no. 2, pp. 169-170, 1993
- [30] J. L. Thobel et al.,
Electron transport properties of strained $\text{In}_y\text{Ga}_{1-y}\text{As}$,
Applied Physics Letters, Vol. 56, no. 4, pp. 346-348, 1990
- [31] Y-J. Chan et al.,
GaAs-based $\text{In}_{0.29}\text{Al}_{0.71}\text{As}/\text{In}_{0.30}\text{Ga}_{0.70}\text{As}$ high-electron mobility mobility tranistors,
Microwave and Optical Technology Letters, Vol. 11, no. 3, pp. 148-150, 1996
- [32] Zaknounge et al.,
High performance metamorphic $\text{In}_{0.23}\text{Al}_{0.68}\text{As}/\text{In}_{0.33}\text{Ga}_{0.67}\text{As}$ HEMT's on GaAs substrate with an inverse step InAlAs memorphic buffer,
Device Research Conference, University of Virginia, Charlottesville, Juin 1 998
- [33] K. L. Tan et al.,
94-GHz $0.1\text{-}\mu\text{m}$ T-gate low-noise pseudomorphic InGaAs HEMT's,
IEEE Electron Device Letters, Vol. 11, no. 12, pp. 585-587, 1990

-
- [34] D. C. Streit et al.,
High-gain W-band pseudomorphic InGaAs power HEMT's,
IEEE Electron Device Letters, vol. 12, no. 4, pp. 149-150, 1991
- [35] R. Lai et al.,
A high performance and low DC power V-band MMIC LNA using 0.1 μm
InGaAs/InAlAs/InP HEMT technology,
IEEE Microwave and Guided Wave Letters, vol. 3, no. 12, pp. 447-449, 1993
- [36] K. H. G. Duh et al.,
A super low-noise 0.1 μm T-gate InAlAs-InGaAs-InP HEMT,
IEEE Microwave and Guided Wave Letters, vol. 1, no. 5, pp. 114-116, 1991
- [37] W. E. Hoke et al.,
High performance double pulse doped pseudomorphic AlGaAs/InGaAs transistors
grown by molecular-beam epitaxy,
Journal of Vacuum and Science Technologies, vol. B10, no. 3, pp.1065-1069, 1992
- [38] Zaknourne et al.,
A InAlAs/InGaAs metamorphic HEMT with high current density and high
breakdown voltage,
IEEE Electron Device Letters, vol. 12, no. 19, pp. 345-347, 1998

Conclusion générale

L'objectif des travaux présentés dans ce mémoire était l'étude des potentialités de deux nouvelles filières de composant pour l'élaboration de transistors à effet de champ de puissance à gaz bidimensionnel d'électrons sur substrat GaAs à la fréquence de 60 GHz. La première filière a fait appel à de nouveaux matériaux phosphorés tels que GaInP, AlGaInP et AlInP. La seconde filière plus connue est la filière métamorphique AlInAs/GaInAs et dont le taux d'indium a été fixé aux alentours de 30 %.

Les investigations menées sur la filière phosphorée sont abordées dans le deuxième chapitre. Cette dernière a nécessité beaucoup d'investissements en terme d'études technologiques en raison du manque d'expérience dans l'utilisation de ces matériaux et parce que certains aspects technologiques comme le contact ohmique n'avaient pas fait l'objet d'études reportées dans la littérature. Aussi, dans un premier temps, cette filière a nécessité la mise au point de tout un procédé technologique qui débute par l'isolation. Nous avons opté pour une gravure chimique pour des raisons de commodité. Toutefois les solutions proposées dans la littérature et qui furent le point de départ de notre étude ne répondaient pas à nos exigences dans la mesure où celles-ci présentaient une instabilité chimique les rendant inutilisables. Après une étude sur les phénomènes mis en jeu et de nombreux essais, l'association de l'acide iodique (HIO_3) et de l'acide chlorhydrique (HCl) a montré de spectaculaires résultats. En effet, cette solution a répondu à notre attente car elle nous a permis d'obtenir de très bonnes

morphologies, des vitesses de gravure similaires et ce sur une large gravure de dilutions permettant un contrôle et une bonne reproductibilité de la vitesse de gravure.

Nos investigations se sont ensuite tournées vers le contact ohmique. Les métallisations Ni/Ge/Au/Ni/Au et AuGe/Ni/Au ont fait l'objet d'études poussées. La première a donné des résultats décevants en raison d'une très mauvaise tenue en température alors que l'optimisation de la seconde a donné pour un recuit dont la température a été fixé à 500°C et ceci durant 20 secondes une résistance de contact inférieure à 0,1 Ω .mm. Ce résultat a été rendu possible grâce aux propriétés de tenue en température et de diffusion de ce contact ohmique.

Les composants GaInP/InGaAs, AlInP/InGaAs et AlInP/InGaAs ont été réalisés. Ces transistors à simple plan de dopage ont donné d'excellentes performances. L'état de l'art a été obtenu sur ces trois filières tant en régime statique qu'en régime de petit signal hyperfréquence. Nous avons en outre relevé un comportement atypique sur la structure GaInP/InGaAs. En effet, ce composant génère une densité de courant de près de 800 mA/mm alors que la densité de charge mesurée par effet Hall n'est que d'environ $2 \times 10 \text{ cm}^{-2}$.

Après une analyse, il semble que ce composant bénéficie d'un apport de courant induit par un bon transport parallèle dans la barrière lorsque à canal ouvert les charges en raison d'un faible confinement sont transférées dans cette dernière.

Pour la première fois des mesures en puissance à 60 GHz sur cette filière ont été réalisées. Elles ont permis pour le meilleur d'entre eux, c'est à dire la structure GaInP/InGaAs d'obtenir une densité de puissance de 560 mW/mm associée à un gain en puissance de 4,6 dB et un rendement en puissance ajoutée de 22,5 %. Ces résultats de puissance montrent les potentialités très attrayantes de cette filière. L'optimisation de la structure GaInP/InGaAs par l'utilisation d'un double plan de dopage afin d'augmenter la densité de courant et l'amélioration de la technologie du recess de grille devrait permettre à l'avenir d'obtenir une densité de puissance proche de 1 W/mm à 60 GHz.

Les investigations menées sur la filière métamorphique sont abordées dans le troisième chapitre. Sur cette filière nous nous sommes attachés à étudier la structure AlInAs/GaInAs sur substrat GaAs dont la composition en indium est proche de 30 % ce qui est plus approprié pour des applications de puissance. En effet, le système AlInAs/GaInAs offre pour une composition d'indium proche de 30 % le maximum de discontinuité de bande de conduction et une largeur de bande interdite élevée pour la barrière AlInAs. Ces deux raisons essentielles en font une structure aux potentialités intéressantes pour des applications de puissance.

D'un point de vue technologique, l'un des aspects critique s'est avéré être la gravure de recess de grille. En effet, nous avons constaté un très mauvais rendement de la gravure lié à un problème de mouillage de l'acide succinique. L'introduction d'un agent mouillant dans le procédé de fabrication a permis d'obtenir un rendement de 100 %.

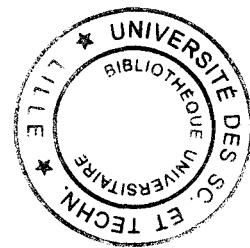
L'étude de la structure épitaxiale en terme de composition a mis en évidence l'aspect très critique du taux d'indium contenu dans le matériaux dans cette gamme de composition. En effet, la transition directe indirecte de la hauteur de bande interdite du matériau AlInAs se produit pour un taux d'indium de 29 % et induit un phénomène de piégeage d'électrons. Ces pièges bloquent les électrons dans la barrière limitant ainsi l'intérêt de cette structure pour des applications en puissance qui nécessitent un transfert de charge élevé.

Néanmoins, pour un taux d'indium juste supérieur à 30 %, 33 % exactement, nous avons obtenu des performances excellentes en régime statique et hyperfréquence. Ce composant génère une densité courant de 650 mA/mm associé à une tension de claquage de 12 V. En outre, il possède une fréquence de coupure de 160 GHz représentant l'état de l'art du transistor métamorphique à cette composition. Une structure à double plan de dopage qui à notre connaissance n'a pas fait l'objet d'étude reportée dans la littérature a généré une densité courant de 900 mA/mm associée à une tension de claquage de 12 V également. Les performances hyperfréquence de ce composant sont également excellentes.

Une étude du transport effectuée sur des transistors à grille longue a montré le potentiel d'une structure dont le taux d'indium est de 40 %. En effet il semble que cette structure permette d'atteindre des courants assez élevés avec moins de problèmes liés à l'activation du dopage silicium.

Une caractérisation en puissance à 60 GHz a été effectuée sur ces composants. Nous avons obtenu une densité de puissance de 240 mW/mm associée à un gain en puissance de 5,2 dB et un rendement en puissance ajoutée de 25 % pour la structure à simple plan de dopage. Les performances pour la structure à double plan de dopage sont de 270 mW/mm associés à un gain en puissance de 4,8 dB et un rendement en puissance ajoutée de 21 %.

Ces résultats ne sont pas à la hauteur de ceux espérés. Par comparaison à la filière pseudomorphique sur substrat GaAs, il s'avère qu'une compression à canal ouvert empêche l'excursion totale du réseau lors de l'application d'un grand signal. Ainsi, la poursuite des investigations sur la filière AlInAs/GaInAs sur substrat GaAs passe par l'étude et l'optimisation pour les applications de puissance d'une structure à double plan de dopage dont le taux d'indium devra être fixé aux alentours de 35 % et probablement dotée d'un cap épais.



Résumé

L'objectif des travaux présentés est l'étude des potentialités de deux nouvelles filières de composant pour l'élaboration de HEMT de puissance sur substrat GaAs. La première filière a fait appel à de nouveaux matériaux phosphorés tels que GaInP, AlGaInP et AlInP. La seconde est la filière métamorphique AlInAs/GaInAs sur substrat GaAs.

De nombreuses investigations technologiques ont dû être menées sur la filière phosphorée. En premier lieu, une solution de gravure originale non sélective entre matériaux arséniés et phosphorés basée sur l'utilisation de l'acide iodique (HIO_3) a été développée pour réaliser le méso d'isolation. En second lieu, l'étude du contact ohmique a été entreprise par le biais de différentes métallisations. La meilleure d'entre elles s'est avérée être la métallisation AuGe/Ni/Au qui a permis d'obtenir une résistance de contact inférieure à $0,1 \Omega \cdot \text{mm}$. Le dernier aspect technologique étudié est la lithographie électronique de grille. Cette étude a mené à la réalisation de grille en T de $0,1 \mu\text{m}$ ainsi qu'une grille de dimension ultime de $0,05 \mu\text{m}$.

Des transistors de longueur de grille de $0,1 \mu\text{m}$ et à simple plan de dopage GaInP/GaInAs, AlGaInP/GaInAs et AlInP/GaInAs ont été réalisés. L'état de l'art en régime statique et hyperfréquence petit signal a été obtenu sur ces trois composants. De plus, pour la première fois sur cette filière des mesures en puissance à 60 GHz ont été réalisées. Elles ont permis pour la structure GaInP/GaInAs d'obtenir une densité de puissance remarquable de 560 mW/mm .

Sur la filière métamorphique nous nous sommes attachés à étudier la structure AlInAs/GaInAs sur substrat GaAs dont la composition en indium est proche de 30 %. L'étude de la structure épitaxiale en terme de composition a mis en évidence l'aspect très critique du taux d'indium contenu dans la structure.

D'un point de vue technologique, la gravure de recess de grille a nécessité une importante optimisation.

Néanmoins, des composants à simple et double plan de dopage ont été réalisés avec un taux d'indium de 33 %. Nous avons obtenu des performances excellentes. La caractérisation du premier a donné une fréquence de coupure de 160 GHz représentant l'état de l'art du transistor métamorphique à cette composition. Une caractérisation en puissance à 60 GHz a été effectuée pour la première fois sur cette filière. Nous avons obtenu une densité de puissance de 240 mW/mm .

Ces résultats montrent les potentialités très attrayantes de ces deux filières pour l'amplification de puissance hyperfréquence.

Mots clefs :

HEMT

Puissance

AlGaInP/GaInAs/GaAs

AlInAs/GaInAs/GaAs

Epitaxie

Gravure humide

Contact ohmique

Lithographie électronique