

Mémoire

Présenté à

L'Université des Sciences et Technologies de Lille

par

Xavier WALLART

pour obtenir

l'Habilitation à Diriger des Recherches

**Contribution à l'étude de l'épitaxie d'hétérostructures
à base de semi-conducteurs III-V phosphorés**

Soutenu le 22 novembre 2005, devant la commission d'examen :

A. CAPPY	Président
J.C. HARMAND	Rapporteur
J. MASSIES	Rapporteur
E. TOURNIE	Rapporteur
F. MOLLOT	Directeur des Recherches
N. MAGNEA	Examineur
C. PRIESTER	Examineur

*A Nathalie,
Edouard et Arthur*

Remerciements

Ces travaux ont été réalisés principalement à l'Institut d'Electronique, de Microélectronique et de Nanotechnologie (IEMN - UMR 8520) dirigé par Monsieur Alain CAPPY, dans le groupe Epiphy. Je n'oublie pourtant pas les débuts, antérieurs à la création de l'IEMN, où le soutien de l'Institut Supérieur d'Electronique et du Numérique (ISEN) a été déterminant pour la suite.

A ce titre, je remercie les directions de L'ISEN et de l'IEMN pour la confiance qu'elles m'ont témoignée au long de ces années.

Monsieur Alain CAPPY fut mon voisin de bureau avant d'être appelé aux fonctions qui sont les siennes aujourd'hui. Ce fut pour moi l'occasion de discussions toujours intéressantes avec un scientifique et un pédagogue passionné et je suis très heureux qu'il ait accepté de présider ce jury.

Je remercie chaleureusement Messieurs Jean-Christophe HARMAND, Eric TOURNIE et Jean MASSIES d'avoir accepté de rapporter sur ce travail. Une reconnaissance particulière envers Monsieur Jean MASSIES, un des pionniers de l'Épitaxie par Jets Moléculaires en France, qui m'a initié à cet univers lors d'un séjour de quelques semaines au Centre de Recherche sur l'Hétéro-Épitaxie et ses Applications en 1990.

J'exprime mes sincères remerciements à Monsieur Noël MAGNEA pour avoir accepté d'examiner ce travail.

C'est grâce à Madame Catherine PRIESTER que nombre de résultats expérimentaux ont pu trouver une interprétation satisfaisante. Je tiens à lui dire combien j'ai apprécié sa collaboration chaleureuse et son enthousiasme communicatif.

L'expérience de Monsieur Francis MOLLOT constitua un atout précieux dans mon travail de recherche. Il a su m'en faire profiter, a guidé ma démarche et m'a permis d'acquérir, au fil du temps, mon indépendance. J'ai beaucoup appris à son contact, aiguillonné en permanence par sa rigueur et son exigence scientifiques. Je l'en remercie vivement.

Je ne peux oublier mes compagnons de fortune et d'infortune en épitaxie : Messieurs Christophe COINON et Jean-Louis CODRON. Je leur témoigne toute ma gratitude pour l'ambiance sympathique qu'ils contribuent à entretenir autour des bâtis.

L'épitaxie a besoin de caractérisations : un grand merci à Dominique VIGNAUD et à Dominique DERESMES pour la photoluminescence et la microscopie à force atomique ainsi que pour leurs analyses critiques des résultats qui m'ont été précieuses.

J'associe pleinement à ces remerciements les doctorants avec lesquels j'ai travaillé : les travaux présentés leur doivent beaucoup.

Enfin, je remercie les collègues des groupes Composants et du groupe Physique de l'IEMN avec qui j'ai eu de nombreuses discussions et collaborations.

Curriculum Vitae

Etat Civil

Nom : WALLART

Prénoms : Xavier François Emmanuel

Date et lieu de naissance : 6 mai 1962 à Hazebrouck (59)

Nationalité : Française

Situation familiale : marié, 2 enfants

Adresse personnelle : 41, Rue Marcel Hénaux
59160 LOMME

tél : 03 20 08 21 37

Diplômes

juillet 1984 : Diplôme d'Ingénieur en Electronique, Institut Supérieur d'Electronique du Nord, Lille

juillet 1984 : Diplôme d'Etudes Approfondies, spécialité Sciences des Matériaux, Université des Sciences et Technologies de Lille I

juillet 1988 : Doctorat d'Université, spécialité Sciences des Matériaux, Université des Sciences et Technologies de Lille I

Activité et situation professionnelles

1985-1988 : Thésard et enseignant à l'Institut Supérieur d'Electronique du Nord

1988-1991 : Enseignant chercheur à l'Institut Supérieur d'Electronique du Nord

Depuis 1991 :

- Chargé de recherche de 1ère classe au CNRS à l'Institut d'Electronique, de Microélectronique et de Nanotechnologie au sein de l'équipe « Epitaxie » dirigée par Francis Mollot, directeur de recherche au CNRS

- Enseignant à l'Institut Supérieur d'Electronique et du Numérique

Date d'entrée au CNRS : 1er octobre 1991, CR1

Rattachement administratif : CNRS

Délégation régionale Nord-Pas de Calais et Picardie
2, Avenue des Canoniers,
59046 Lille Cedex

Adresse professionnelle :

Institut d'Electronique, de Microélectronique et de Nanotechnologie

U.M.R.-C.N.R.S. 8520,

Avenue Poincaré, B.P.69,

59652 Villeneuve d'Ascq Cedex

tél : 03 20 19 78 57

fax : 03 20 19 78 92

e-mail : Xavier.Wallart@iemn.univ-lille1.fr

Plan

Introduction	P. 1
1^{ère} partie : mon parcours dans la recherche	P. 3
Les débuts	P. 3
Quelques mots sur les siliciures	P. 3
Oxydation des alliages SiGe	P. 4
Le tournant : la création de l'IEMN	P. 4
Une constante de mon activité : l'analyse de surfaces	P. 5
Le cœur de mon travail : l'épitaxie de semi-conducteurs	P. 7
Références	P.11
2^{ème} partie : hétérostructures à base de semi-conducteurs III-V phosphorés	P.13
Reconstructions de surfaces	P.13
Les surfaces GaAs et InAs (001)	P.13
Etude des surfaces de phosphures par RHEED et photoémission	P.15
Les Interfaces	P.17
Interfaces à anion commun	P.17
Interfaces différant par leurs anions	P.21
Surfaces d'arséniures exposées à un flux de phosphore	P.25
Croissance contrainte	P.27
InGaAs sur InP	P.27
Alliages InGaP contraints	P.30
Appliation aux hétérostructures pour composants micro-ondes	P.33
Le double plan de dopage et la structure inversée	P.33
Les canaux mixtes et phosphorés	P.34
Vers des canaux à haute mobilité	P.35
Références	P.36
3^{ème} partie : projet de recherche	
épitaxie d'hétérostructures à base d'antimoniures	P.39
Contexte national et international	P.39
Le projet : hétérostructures antimoniées pour électronique très rapide	P.40
Hétérostructures à dopage modulé	P.40
Le transistor bipolaire à hétérojonction	P.41
Les études liées à la croissance	P.42
Références	P.44
Conclusion	P.47

4^{ème} partie : autres activités	P.49
Enseignement	P.49
Encadrement	P.49
Encadrement de DEA	P.49
Participation à l'encadrement de thèses	P.50
Participation à des jurys de thèse	P.50
Organisation de conférences	P.51
Valorisation	P.51
5^{ème} partie : annexes	P.53
Liste des publications et communications	P.55
Sélection de publications	P.67

Introduction

Faire le point de 17 années de recherche n'est pas chose aisée. Mon activité a connu des changements thématiques importants et comporté différents aspects qu'il n'était pas possible de détailler tous. C'est pourquoi j'ai choisi de me focaliser uniquement sur ce qui a constitué le cœur de mon travail, l'épitaxie d'hétérostructures à base de semi-conducteurs III-V phosphorés.

Néanmoins, il m'a paru intéressant de préciser la trajectoire que j'avais suivie et le contexte dans lequel s'est déroulé ce travail : ceci est l'objet de la première partie.

La seconde partie entre dans le vif du sujet et détaille mes principales contributions à l'élaboration d'hétérostructures de semi-conducteurs III-V.

Dans la troisième partie, j'esquisse mon projet de recherche pour les années à venir, consacré aux hétérostructures de semi-conducteurs III-V antimoniés.

La quatrième partie résume mes autres activités, notamment l'enseignement de Mécanique Quantique et Physique des Solides auquel je suis particulièrement attaché et les différents encadrements d'étudiants de DEA et thésards.

Enfin, les annexes sont regroupées dans la cinquième partie avec la liste de mes publications et communications et une sélection de publications.

1^{ère} partie

Mon parcours dans la recherche

Dans cette partie, je présente rapidement les thèmes de recherche que j'ai abordés à l'exception de l'épitaxie d'hétérostructures de semi-conducteurs III-V qui est détaillée dans la seconde partie. Si, pour certaines de ces activités telle l'étude des couches minces de siliciures, la page est tournée d'autres telle l'analyse de surfaces par spectroscopie de photoélectrons continue de faire partie de mon paysage quotidien.

Les débuts

J'ai commencé durant la thèse d'Université par l'étude des siliciures de titane, puis ai poursuivi comme enseignant chercheur à l'ISEN par l'étude du siliciure de fer semi-conducteur et l'oxydation des alliages SiGe. Cette période m'a permis d'aborder le monde des matériaux semi-conducteurs, les problèmes d'interface liés aux films minces de quelques nanomètres d'épaisseur et d'acquérir une expérience en techniques d'analyse de surfaces.

Quelques mots sur les siliciures

Tout commence avec le silicium !

Dans la fabrication des composants silicium, les siliciures interviennent comme matériaux de faible résistivité pouvant avantageusement remplacer le polysilicium comme matériau de grille. Le siliciure de titane s'avère particulièrement intéressant puisqu'il présente l'une des plus faibles résistivités parmi les siliciures. C'est dans ce contexte que j'ai entrepris mon travail de thèse au sein du Laboratoire d'Etude des Surfaces et Interfaces (LESI, URA 253) dirigé par Michel Lannoo. Le sujet portait sur la caractérisation de la réaction en phase solide lors du recuit d'un film mince de titane (1-5 nm) déposé sur un substrat de silicium dans une enceinte ultra-vide. Sur le plan expérimental, les conditions étaient particulières puisqu'il m'a fallu "démarrer" le système ultra-vide associé à cette étude, avec l'aide de Jean-Philippe Nys, aujourd'hui ingénieur d'études CNRS. Les techniques expérimentales que j'ai mises en œuvre sont essentiellement les spectroscopies Auger et de pertes d'énergie d'électrons et la diffraction d'électrons lents.

Au cours de cette étude, j'ai approfondi 2 aspects de la spectroscopie Auger :

- l'analyse quantitative qui m'a permis de déterminer la composition des siliciures formés à l'interface ainsi que leur mode de croissance

- l'analyse de la forme de la raie Auger SiLVV et son interprétation à l'aide des densités d'états partielles en bande de valence qui m'ont donné accès à l'environnement chimique du silicium à l'interface et dans les films minces. Cette partie de l'étude a fait l'objet d'une collaboration avec l'équipe théorique du laboratoire (Isabelle Devos-Lefèbvre, Michel Lannoo) pour le calcul des densités d'états pour les différents siliciures [1,2].

Durant ce travail, j'ai participé au Groupement Circuits Intégrés Silicium (GCIS) et bénéficié de son soutien financier.

Après ma soutenance de thèse en juillet 1988, les études sur les siliciures métalliques étaient déjà bien avancées au niveau international. Le sujet a connu alors un regain d'intérêt avec les siliciures semi-conducteurs et particulièrement le siliciure de fer β -FeSi₂. Après discussion avec Paul Friedel, je me suis lancé dans l'aventure en encadrant mon premier

thésard, Hong Sheng Zeng (directeur de thèse : Didier Stièvenard)[3], et les mêmes outils que précédemment. J'y ai adjoint une technique nouvelle : la spectroscopie de structures fines de pertes d'énergie des électrons. Cette dernière, apparentée à l'EXAFS, permet de déterminer l'ordre atomique local en surface et est bien adaptée à l'étude des régions interfaciales amorphes ou polycristallines rencontrées dans les systèmes silicium-métaux [4,5].

Les siliciures de fer ont été mon premier contact avec l'épitaxie (dans ce cas en phase solide) puisque la phase β -FeSi₂ peut s'épitaxier sur les surfaces Si(111) et (100). La qualité cristalline du matériau obtenu par réaction en phase solide s'est avérée mauvaise et, malgré l'utilisation d'un procédé de coévaporation de fer et silicium, je n'ai pu obtenir du matériau de qualité suffisante pour prétendre à une application de type semi-conducteur. Les principales raisons en sont :

- plusieurs orientations d'épitaxie équivalentes sur Si(111)
- la difficulté de contrôle de la stœchiométrie dans le cas de la coévaporation.

Ce sujet a été l'occasion d'une collaboration avec les laboratoires du LEP et du CRMC2 (CRMCN depuis) dans le cadre d'un contrat DRET sur la faisabilité d'un détecteur à base de β -FeSi₂ [6,7].

Oxydation des alliages SiGe

Des alliages prometteurs

Les années 80 voient le développement de l'épitaxie des semi-conducteurs III-V mais également des alliages SiGe sur substrat silicium. Ces alliages permettent d'améliorer les performances des composants bipolaires silicium avec le TBH à base SiGe et à effet de champ avec les MOSFET à canal SiGe (ou Si contraint plus récemment). Au début des années 90, l'utilisation des alliages SiGe comme matériau de canal de transistor MOS semble prometteuse puisqu'elle améliore la dynamique des trous qui est l'un des facteurs limitant les performances des paires CMOS. La fabrication de l'oxyde de grille sur un alliage SiGe par oxydation thermique n'est plus envisageable dans ce cas car nécessite des températures trop élevées. C'est ainsi qu'après discussion avec Didier Stièvenard, j'ai abordé l'oxydation assistée par plasma des alliages SiGe. Ce travail a fait l'objet de la thèse de Claude Tételin dont j'ai assuré l'encadrement, Didier Stièvenard étant directeur de thèse [8]. Les échantillons épitaxiés par dépôt en phase vapeur (CVD) ont été fournis par Lili Vescan (Institut für Schicht and Ionentechnik, Forschungszentrum, Jülich). Cette étude a détaillé la cinétique d'oxydation de ces alliages en fonction de leur composition et a montré qu'elle s'accompagne de la formation de SiO₂ en surface et d'un empilement de germanium à l'interface Si-SiO₂. Pour mener à bien ce travail, j'ai associé la spectroscopie d'électrons Auger à un canon ionique permettant une analyse chimique en profondeur. Cette technique d'analyse fournit des résultats délicats à interpréter mais par une optimisation des conditions de profilage, un étalonnage sur des échantillons test et un traitement des données prenant en compte la plupart des effets indésirables (ion mixing,...), j'ai pu remonter à des profils de concentration "réalistes" sur des échelles d'épaisseur de l'ordre du nanomètre [9,10].

Le tournant : la création de l'IEMN

En 1991, dans la perspective de la création de l'IEMN, j'ai intégré le CNRS comme chargé de recherche avec à la clé :

- une mission : définition, choix et mise en oeuvre d'un appareillage de spectroscopie de photoélectrons (ESCA) couplé à des bâtis d'épitaxie par jets moléculaires (EJM).

- un changement thématique puisque mon programme de recherche portait sur l'épithaxie d'hétérostructures à base de semi-conducteurs III-V pour applications micro-ondes.

Une constante de mon activité : l'analyse de surfaces

Surface, quand tu nous tiens...

Parmi les investissements réalisés à la création de l'IEMN, il est décidé de renforcer la caractérisation physique de matériaux et en particulier de coupler un système d'analyse de surfaces (ESCA) aux bâtis d'EJM. Compte tenu de mon activité antérieure dans le domaine, je me suis investi dans ce projet. En collaboration avec mes collègues de l'EJM, j'ai défini le système, opéré le choix du fabricant et surtout me suis assuré de la compatibilité avec les bâtis EJM. C'est ce dernier point qui m'a demandé le plus d'énergie puisqu'aucune solution commerciale n'existait et qu'il a donc fallu l'inventer. Malgré un retard de livraison et quelques péripéties, le système est installé début 1995 et donne encore aujourd'hui toute satisfaction

Depuis lors, j'ai en charge cet équipement d'analyse et j'ai développé son activité autour de 3 pôles essentiels :

- l'étude de surfaces et d'interfaces entre semi-conducteurs III-V élaborées par épithaxie par jets moléculaires (cf. 2^{ème} partie)
- l'étude de couches organiques greffées sur substrats de silicium au laboratoire et en collaboration avec l'extérieur
- la caractérisation d'étapes technologiques lors de la fabrication de composants

Etude de couches moléculaires greffées sur silicium

Depuis quelques années se développe le greffage de couches organiques sur silicium. La sensibilité de surface de l'XPS en fait un outil d'analyse privilégié pour ces structures où l'épaisseur des couches est de l'ordre de 1 à 2 nm. L'ESCA de l'IEMN disposant d'une source X monochromatisée, des spectres XPS haute résolution peuvent être obtenus afin de caractériser l'environnement chimique des différents constituants de la molécule greffée. Ce travail a fait l'objet d'une collaboration avec l'équipe de P. Allongue de l'Université Pierre et Marie Curie à Paris dans le cadre du Programme Matériaux du CNRS (1998-2000) [11-13] et avec le groupe physique de l'IEMN [14].

L'action menée avec P. Allongue visait à étudier le greffage de molécules de type alcènes C_nH_{2n+1} sur substrats Si(111). Le greffage étant réalisé sur des substrats monocristallins, les effets de diffraction des photoélectrons peuvent altérer fortement l'analyse quantitative des résultats. Ils sont dus aux interférences entre l'onde électronique émanant de l'atome émetteur et les ondes diffusées (surtout vers l'avant pour des énergies électroniques supérieures à 500 eV) par les atomes voisins. Pour un cristal homogène, les variations d'intensité mesurées peuvent atteindre plusieurs dizaines de % suivant les angles polaire et azimutal de détection. Ceci a nécessité de développer une méthodologie permettant de s'affranchir le plus possible de ces effets. La solution retenue consiste à opérer une moyenne azimutale pour chaque angle polaire (angle entre la surface et la direction d'émission des photoélectrons) [15]. L'analyse des échantillons est effectuée suivant différents angles polaires (de 25 à 75°) permettant une variation de la profondeur sondée d'un facteur 2 environ. L'atténuation de l'intensité de la raie du silicium Si 2p donne alors accès à l'épaisseur de la couche greffée ou plus précisément au rapport d/λ où d est l'épaisseur de la couche greffée et λ le libre parcours moyen des électrons dans la couche. La méthode a été testée avec succès sur des échantillons de silicium recouverts d'oxyde natif. Pour l'étendre

aux couches moléculaires, des spectres et des intensités de référence pour les éléments Si, C et O, constituants majoritaires des couches greffées, ont été relevés sur des échantillons Si(111)-H, carbone graphite et SiO₂. Les valeurs de λ obtenues sont en bon accord avec des déterminations précédentes portant sur des couches de thiols greffées sur des substrats d'or. Les différences peuvent s'interpréter par un greffage imparfait : nous avons montré que le taux de couverture est compris entre 0.45 et 0.5 pour un taux théorique de 0.5. Ces résultats sont confirmés par une détermination indépendante de la densité en atomes de carbone de la couche obtenue à partir de celle du graphite [13].

Avec le groupe Physique de l'IEMN, j'ai abordé la fonctionnalisation de surfaces Si(111) par des molécules de semi-carbazine servant ultérieurement à l'accrochage de peptides dans le cadre de travaux menés à l'interface physique-biologie. Plus précisément, c'est dans ce cas la sensibilité de l'XPS à l'environnement chimique des atomes de carbone qui a été mise à profit pour démontrer de greffage covalent de cette molécule complexe et pour comparer différentes méthodes de greffage (cf. figure I.1).

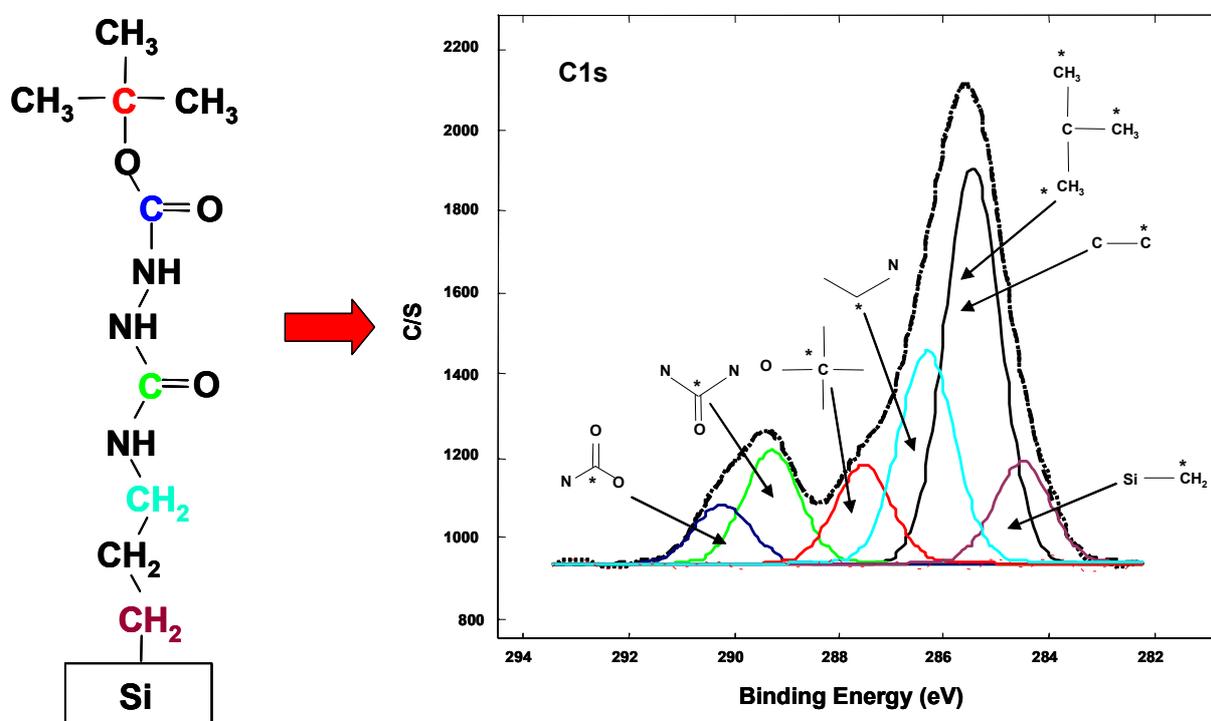


Figure I.1 : Schéma de principe du greffage de la molécule de semi-carbazine sur une surface de silicium (à gauche) et spectre XPS de la raie C1s obtenu après greffage permettant d'identifier les différents environnements chimiques des atomes de carbone.

Caractérisation d'étapes technologiques

L'une des activités importantes du laboratoire est la technologie des semi-conducteurs III-V pour la réalisation de dispositifs opto et micro-électroniques. Dans ce cadre, l'XPS permet de caractériser les différentes opérations technologiques telles que gravure, recuit... et j'ai été fréquemment amené à collaborer avec les équipes « composants » du laboratoire à ce sujet [16]. A titre d'exemple, je peux citer l'étude menée sur les traitements de désoxydation des alliages InGaAs et InAlAs pour l'optimisation du contact Schottky de grille des transistors HEMT dans la filière InAlAs/InGaAs. Cette étude a déterminé les meilleures

attaques acides pour désoxyder la couche de contact InGaAs avant gravure du fossé de grille puis la couche barrière InAlAs avant le dépôt de la grille. Le même type de caractérisation a été mené sur les matériaux nitrures GaN, AlGaN [17].

Plus récemment, j'ai collaboré avec E. Dubois dans le cadre du programme européen SODAMOS sur la fabrication de transistors MOS silicium ultimes [18]. Il s'agit dans ce cas d'étudier la formation de contacts Schottky à très faible hauteur de barrière sur substrats SOI. Parmi les candidats possibles, nous avons étudié les siliciures de platine et d'iridium formés par recuit thermique sous azote d'un film métallique déposé sur silicium. L'analyse XPS couplée à l'érosion ionique a eu pour but de déterminer les réactions d'interface, la composition et la cinétique de croissance des siliciures formés en fonction de la température de recuit. Ces résultats ont été corrélés avec des mesures électriques [19-21].

Le cœur de mon travail : l'épitaxie de semi-conducteurs

Mon intégration dans l'équipe "Epitaxie" de l'IEMN s'est faite avec pour but de développer la croissance d'hétérostructures InAlAs/InGaAs sur substrat InP pour la fabrication de composants de type HEMT rapides. Je dois à Yves Druelle, professeur et à Jean-Luc Lorriaux, ingénieur de recherche, mon initiation à l'EJM des semi-conducteurs III-V. Francis Mollet, directeur de recherche au CNRS, m'a ensuite guidé dans toutes les subtilités du métier. J'ai pu mesurer à cette occasion l'écart qui existe entre la mise en oeuvre de l'ultra-vide pour les études matériaux et pour l'élaboration de matériaux semi-conducteurs pour la fabrication de composants.

A mon arrivée en 1991, l'équipe "Epitaxie" a déjà acquis une expérience dans la réalisation de structures de type HEMT à canal GaAs ou InGaAs pseudomorphique sur substrat GaAs mais n'a pas encore développé de croissances sur substrat InP. J'ai développé cette activité en tentant d'allier une recherche portant sur la croissance des matériaux à une démarche spécifiquement tournée vers les composants. Plus récemment, j'ai tenté de diversifier le volet « matériaux » en tentant une approche de l'épitaxie de diamant par jets moléculaires

Epitaxie d'hétérostructures de semi-conducteurs III-V

Ce travail est exposé en détail dans la seconde partie et je n'en donne ci-dessous qu'un résumé.

J'ai orienté l'aspect matériaux vers les problèmes d'interfaces et la croissance des semi-conducteurs phosphorés contraints. J'ai abordé le problème des interfaces à anion commun pour lequel nous avons proposé un modèle cinétique prenant en compte l'effet de la température de croissance sur les mécanismes d'échange et de ségrégation en surface. Pour les interfaces différant par leurs anions, la corrélation des résultats de diverses techniques m'a amené à une description précise de la composition chimique de ces interfaces en fonction des conditions de croissance et de son influence sur les propriétés électroniques de l'hétérostructure. Les séquences de croissance ont ensuite été optimisées pour réaliser les interfaces les plus abruptes possible. Cette optimisation m'a conduit à étudier la réactivité de surface des arséniures sous flux de phosphore pour laquelle, avec C. Priester du groupe Physique de l'IEMN, nous avons déterminé les facteurs essentiels : dimères d'anions en surface et énergie de liaison des binaires impliqués. L'effet de la contrainte sur la morphologie des couches de semi-conducteurs phosphorés présente des similitudes et des différences avec le cas des arséniés. Nous avons proposé une interprétation de ces différences soulignant le rôle des reconstructions de surface spécifiques aux phosphorés.

Concernant les composants, j'ai initié au sein de l'IEMN la croissance d'hétérostructures à modulation de dopage sur substrat InP. Les applications visées sont les composants micro-ondes de puissance ou faible bruit. J'ai ainsi été conduit à optimiser la croissance de structures à double plan de dopage, celle de barrière InAlAs à fort taux d'aluminium et celle de canaux composites pour les applications de puissance. Pour le faible bruit, mon effort a porté sur la croissance de canaux contraints en InGaAs à fort taux d'indium et de structures à dimensions ultimes pour les longueurs de grille les plus courtes.

Une diversification à haut risque : l'homoépitaxie de diamant

Durant les années 97-98, le laboratoire a entrepris une réflexion prospective sur les matériaux sous forme d'une commission que j'ai animée. Suite aux travaux de cette commission que j'ai présentés en Conseil de Laboratoire, il a été décidé d'entreprendre l'homoépitaxie de diamant en vue d'applications électroniques.

Le diamant, de par ses propriétés thermique, optique et électronique exceptionnelles, tient une place à part dans la famille des matériaux. Il se distingue par sa capacité à supporter des environnements extrêmes en pression, température et puissance dissipée. Cependant, les dispositifs électroniques à base de diamant n'en sont qu'à leur premier stade, du fait de problèmes inhérents à l'élaboration de substrats diamant de pureté et de qualité cristalline suffisantes et de dopage. La croissance de diamant dopé n'a été démontrée que récemment (1997) et a relancé l'intérêt de la communauté scientifique pour ce matériau.

Avec Francis Mollot et Dominique Vignaud, j'ai participé activement au choix de la technique de croissance et à la définition du système d'épitaxie, opérant ainsi une diversification de mon activité de croissance de matériaux. La méthode d'élaboration retenue est l'Épitaxie par Jets Moléculaires à Sources Gazeuses (EJMSG). Elle se démarque nettement des techniques usuelles d'épitaxie du diamant, l'Épitaxie en Phase Vapeur à Filament Chaud (EPVFC) ou Assistée par Plasma (EPVAP). Ces deux techniques utilisent un mélange gazeux, composé d'un hydrocarbure (le plus souvent le méthane) et d'hydrogène, activé soit par des filaments de tungstène placés à quelques millimètres de l'échantillon et portés à plus de 2000°C, soit par un plasma micro-ondes. Ceci conduit à d'importantes concentrations de radicaux méthyles et d'hydrogène atomique en surface de l'échantillon, les deux espèces supposées nécessaires à la croissance de diamant.

Le choix de l'EJMSG est motivé par les inconvénients présentés par ces deux techniques. En EPVFC, la disposition des filaments à proximité de la surface en croissance est propice à l'incorporation d'impuretés métalliques. De plus, la carburation des filaments rend le craquage des gaz injectés progressivement moins efficace. En EPVAP, l'échantillon en croissance est placé dans le plasma et donc exposé aux espèces ionisées plus ou moins énergétiques qui peuvent induire des défauts cristallins, voire contribuer à l'incorporation d'impuretés dans le diamant épitaxié. Enfin, si ces deux techniques permettent d'obtenir des films monocristallins dopés de type p par ajout d'une espèce contenant du bore, elles ne permettent que très difficilement la croissance de films dopés de type n. Le projet de l'IEMN a donc deux objectifs majeurs :

- étudier la faisabilité de l'épitaxie de diamant par EJMSG qui est une technique plus douce et conduite dans un environnement plus propre (ultra-vide) que les précédentes. Ceci est un véritable défi car jusqu'à présent, les quelques tentatives relevées dans la littérature se sont soldées par des croissances de films de qualité médiocre et à des vitesses très faibles

- tenter d'améliorer l'efficacité du dopage de type n par rapport à l'épitaxie en phase vapeur.

Le bâti d'épithaxie, comportant de nombreux éléments prototypes, a été installé en salle blanche à l'automne 2000. Le travail de thèse de Thomas Géhin [22] dont j'ai été co-directeur a porté sur 3 aspects :

- la préparation des surfaces de diamant monocristallin pour l'épithaxie
- la recherche et la mise en œuvre d'une source intense d'hydrogène atomique et d'une source de radicaux méthyles, précurseurs de la croissance de diamant
- la recherche de conditions de croissance favorisant la croissance de la phase diamant et non graphite

A partir des substrats reçus du fournisseur, à l'aide de caractérisations XPS et AFM, nous avons mis au point une procédure de nettoyage chimique permettant d'éliminer toutes traces d'impuretés et de résidus de carbone amorphe à la surface. Cependant, la rugosité des surfaces due au polissage des substrats est telle que, après recuit dans la chambre de croissance, seuls certains échantillons présentent une reconstruction (2x1), observée en RHEED, caractéristique des surfaces atomiquement propres.

La mise au point et la caractérisation des sources radicalaires a nécessité l'utilisation intensive de la spectrométrie de masse à ionisation de seuil afin de confirmer et de quantifier la formation des radicaux souhaités. Le craquage thermique de l'hydrogène moléculaire dans une cellule de type capillaire n'a permis d'obtenir que des flux d'hydrogène atomique de l'ordre de $1 \cdot 10^{15}/\text{cm}^2\text{s}$. Seule l'utilisation d'une cellule à craquage assisté par plasma RF nous a permis d'atteindre des valeurs environ 10 fois supérieures, de l'ordre de $1 \text{ à } 2 \cdot 10^{16} \text{ H}/\text{cm}^2\text{s}$ à la surface de l'échantillon.

La fabrication d'une source efficace de radicaux méthyles s'avère plus délicate car le craquage d'hydrocarbures assisté par plasma conduit rapidement à un dépôt de carbone à l'intérieur de la cavité radiofréquence, rendant la cellule inutilisable. Seul le craquage thermique est possible mais nécessite l'utilisation d'un craqueur haute température (jusque 1800°C), compte tenu des énergies de liaison en jeu. Nous avons également fait varier le régime d'écoulement du gaz dans le craqueur (laminaire, moléculaire) en modifiant la conductance du diffuseur de sortie. Le craquage thermique du méthane (hydrocarbure utilisé en EPV) ne fournit des quantités significatives de radicaux méthyles ($1 \cdot 10^{15}/\text{cm}^2\text{s}$ par sccm de CH_4) qu'en écoulement laminaire dans le craqueur, favorisant l'accommodation thermique. Dans le cas de l'éthane, une efficacité légèrement supérieure a été obtenue ($5 \cdot 10^{15}/\text{cm}^2\text{s}$ par sccm de C_2H_6) mais cette fois en régime moléculaire. Pour accroître le flux de radicaux méthyles, nous nous sommes alors tournés vers des précurseurs originaux : l'isobutène et l'acétone pour lesquels les énergies de liaison sont plus faibles. Avec ces derniers, nous avons ainsi pu obtenir des flux nettement supérieurs (de l'ordre de $1 \text{ à } 2 \cdot 10^{16}/\text{cm}^2\text{s}$ par sccm de gaz précurseur). Cependant, dans le cas de l'isobutène, la production de radicaux méthyles s'accompagne de celle de radicaux allyles (C_3H_5) alors que le craquage de l'acétone conduit à la formation simultanée de CO, molécule très stable [23].

Nous avons ensuite exploré la recherche des conditions de croissance de la phase diamant sur substrats silicium et diamant. Par analogie avec les techniques EPVFC et EPVAP, nous dirigeons sur la surface un flux de radicaux méthyles et un flux d'hydrogène atomique. Nous avons exploré une gamme de température de substrat allant de l'ambiante à 1100°C . Sur substrat silicium, en utilisant le craquage thermique du méthane, de l'éthane ou de l'acétone nous avons observé la formation de SiC polycristallin pour des températures supérieures à 650°C , mais aucune nucléation de la phase diamant. Par contre, aucune croissance n'est détectée sur substrat diamant quels que soient la température et le rapport des flux hydrogène atomique/radicaux méthyles (de 1 à 20).

Le craquage thermique de l'isobutène conduit à des résultats différents. En effet, sur silicium, nous avons pu déposer des films de type DLC (plusieurs centaines de nanomètres d'épaisseur) à température ambiante. Hélas, ces films se subliment au-delà de 500°C et n'ont

pas pu servir de base à la nucléation de la phase diamant. Sur substrat diamant, nous avons obtenu de faibles dépôts de carbone amorphe (quelques nanomètres d'épaisseur) plus ou moins hydrogéné suivant la température de croissance mais là encore, jamais de croissance de la phase diamant. Les dépôts observés avec l'isobutène sont probablement dus aux radicaux allyles (C_3H_5) issus du craquage de l'isobutène, et non aux radicaux méthyles.

Les schémas réactionnels permettant la croissance de diamant en EPV sont donc inopérants en EJM. L'une des raisons en est sans doute le trop faible flux d'hydrogène atomique obtenu en EJM (quelques $10^{16}/cm^2s$) comparé à celui utilisé en EPV (quelques $10^{19}/cm^2s$). L'hydrogène atomique est à l'origine des réactions d'activation de la surface, d'abstraction et de recombinaison sur les radicaux méthyles permettant finalement l'incorporation de ces radicaux en diamant. Le faible flux utilisé en EJM pénalise donc fortement la fréquence de ces réactions durant la durée de vie des radicaux méthyles en surface, limitée par la désorption thermique. L'augmentation de la durée de vie des radicaux par une diminution de la température du substrat ne permet pas d'améliorer la situation car, dans ce cas, les phénomènes de gravure deviennent prépondérants.

Le couple radicaux méthyles-hydrogène atomique ne fonctionne donc pas en EJM. L'augmentation significative du flux d'hydrogène atomique pour se rapprocher des conditions EPV paraît très difficile à réaliser techniquement. L'alternative consiste alors à utiliser des radicaux plus réactifs que les radicaux méthyles et ayant donc une durée de vie supérieure à la surface : c'est cette voie que nous explorons actuellement.

Références

- [1] : X. Wallart, J.P. Nys, G. Dalmai, I. Lefebvre, M. Lannoo, Europhys. Lett. **10**, 587 (1989)
- [2] : X. Wallart, J.P. Nys, H.S. Zeng, G. Dalmai, I. Lefebvre, M. Lannoo, Phys.Rev. **B41**, 3781 (1990)
- [3] : H.S. Zeng, *Etude de la formation de films minces de siliciures de fer par spectroscopies d'électrons*, thèse de l'Université des Sciences et Technologies de Lille I, spécialité Sciences des Matériaux, octobre 1991.
- [4] : H.S. Zeng, X. Wallart, J.P. Nys, G. Dalmai, P. Friedel, Phys.Rev. **B44**, 13811 (1991)
- [5] : X. Wallart, J.P. Nys, C. Tételin, Phys.Rev. **B49**, 5714 (1994)
- [6] : J.P. André, H. Alaoui, A. Deswarte, Y. Zheng, J.F. Petroff, X. Wallart, J.P. Nys, J.Cryst.Growth **144**, 29 (1994)
- [7] : *Photodétecteur intégrable en siliciure de fer - épitaxie sur silicium*, Contrat MRT N° 90 S 0248.
- [8] : C. Tételin, *Oxydation basse température assistée par plasma des alliages silicium-germanium*, thèse de l'Université des Sciences et Technologies de Lille I, spécialité Sciences des Matériaux, mars 1996.
- [9] : C. Tételin, X. Wallart, D. Stiévenard, J.P. Nys, D.J. Gravesteijn, J. Vac. Sci. Technol. **B16**, 137 (1998)
- [10] : C. Tételin, X. Wallart, J.P. Nys, L. Vescan, D.J. Gravesteijn, J. Appl. Phys. **83**, 2842 (1998)
- [11] : *Films moléculaires greffés directement sur silicium : fonctionnalisation et nanostructuration*, Programme Matériaux CNRS, appel d'offres 1998
- [12] : P. Allongue, C. Henry De Villeneuve, J. Pinson, F. Ozanam, J.N. Chazalviel, X. Wallart, Electrochemical Acta **43**, 2791 (1998)
- [13] : X. Wallart, C. Henry de Villeneuve, P. Allongue, accepté à J. Am. Chem. Soc.
- [14] : Y. Coffinier, C. Olivier, A. Perzyna, B. Grandidier, X. Wallart, J.-O. Durand, O. Melnyk, D. Stiévenard, Langmuir **21**, 1489 (2005)
- [15] : M. Seelmann-Eggebert and H. J. Richter, Phys. Rev. **B43** (1991) 9578
- [16] : I. Roch, L. Buchailot, X. Wallart, D. Collard, J. Vac. Sci. Technol. **B19**, 305 (2001)
- [17] : B. Boudart, S. Trassaert, X. Wallart, J.C. Pesant, O. Yaradou, D. Théron, Y. Crosnier, H. Lahreche, F. Omnes, Journal of Electronic Materials **29**, 603 (2000)
- [18] : Projet européen SODAMOS IST-2000-26475
- [19] : G. Larrieu, *Elaboration et caractérisation de transistors MOS Schottky en regime nanométrique*, thèse de l'Université des Sciences et Techniques de Lille I, spécialité Electronique, avril 2004.
- [20] : G. Larrieu, E. Dubois, X. Wallart, X. Baie, J. Katcki, J. Appl. Phys. **94**, 7801 (2003)
- [21] : A. Laszcz, J. Katcki, J. Ratajczak, G. Larrieu, E. Dubois, X. Wallart, J. Alloy and Compounds **382**, 24 (2004)
- [22] : T. Géhin, *Mise en oeuvre de l'épitaxie par jets moléculaires pour la synthèse de diamant monocristallin*, thèse de l'Université des Sciences et Techniques de Lille I, spécialité Science des Matériaux, décembre 2004
- [23] : T. Géhin, X. Wallart, D. Vignaud, Surface and bulk defects in CVD diamond X, Hasselt (2005)

2^{ème} Partie

Hétérostructures à base de semi-conducteurs III-V phosphorés

De la physique des surfaces aux composants

Mon travail en Epitaxie par Jets Moléculaires de semi-conducteurs III-V a comporté de nombreux aspects. Cela m'a permis d'aborder différentes problématiques, allant de la physique des surfaces aux composants hyperfréquences. Je ne mentionnerai ici que mes contributions les plus significatives que j'ai regroupées en quatre thèmes principaux.

Le premier concerne les reconstructions de surface qui jouent un rôle primordial dans la croissance épitaxiale. Je discuterai particulièrement les reconstructions de surface des phosphures qui présentent des différences notables avec celles plus documentées des arséniures. Une autre caractéristique majeure des hétérostructures est la qualité de leurs interfaces que j'aborderai ensuite, suivant qu'elles mettent en jeu des semi-conducteurs à anion commun ou non. La contrainte tient également une place de choix en épitaxie puisqu'elle fixe les limites au-delà desquelles il n'est pas toujours bon d'aller, quoique... Enfin, la croissance d'hétérostructures vise le plus souvent la réalisation de dispositifs opto ou microélectroniques. J'illustrerai dans cette dernière partie les résultats obtenus sur des structures à modulation de dopage, de type HEMT.

Reconstructions de surfaces

Un vieux problème... toujours d'actualité

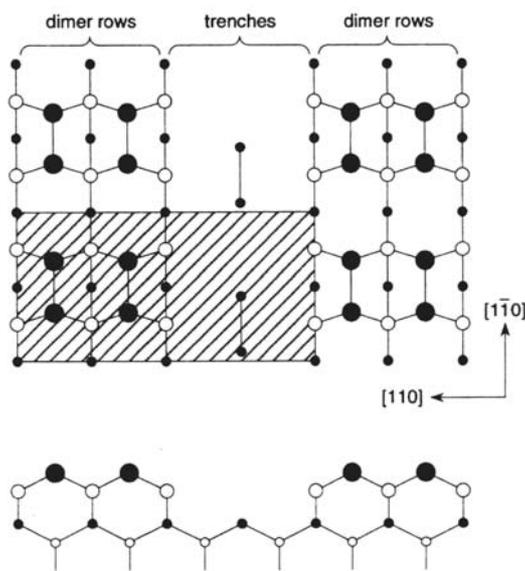
Les reconstructions de surface sont observées sur la plupart des surfaces de monocristaux, métalliques ou semi-conducteurs. Dans le cas des semi-conducteurs III-V, elles dépendent de la composition de la surface en élément III ou V. A ce titre, leur connaissance est un guide précieux lors de l'épitaxie puisqu'il permet par observation du diagramme RHEED, d'estimer la composition de la surface en croissance. Ces différentes reconstructions correspondent à des énergies spécifiques différentes qui peuvent favoriser la diffusion de surface des espèces incidentes mais aussi la transition d'un mode de croissance bidimensionnel vers un mode tridimensionnel. Historiquement, les reconstructions de surface de GaAs ont servi de prototype à toute discussion sur d'autres semi-conducteurs III-V. Je commence donc par un bref retour sur les reconstructions les plus courantes des surfaces GaAs (001) et InAs (001) avant de présenter le cas des phosphures GaP (001) et InP (001).

Les surfaces GaAs et InAs (001)

A tout seigneur, tout honneur : la surface GaAs(001)

Lors de la croissance de GaAs, l'observation des diagrammes RHEED révèle principalement 3 reconstructions que l'on peut classer suivant leur concentration décroissante en arsenic : $c(4 \times 4)$, (2×4) et (4×2) . La $c(4 \times 4)$ est une reconstruction très riche en arsenic avec plus d'une monocouche d'arsenic en surface tandis que la (4×2) est enrichie en gallium. Pour ces raisons, la croissance de GaAs s'effectue le plus souvent en (2×4) , pour laquelle la composition en arsenic est de l'ordre de 0.5-0.75 monocouche. Une caractéristique importante de la surface de GaAs (comme des autres arséniures) est la possibilité d'observer la transition d'une surface riche en arsenic à une surface riche en gallium en suivant le passage d'un diagramme RHEED (2×4) à un diagramme (4×2) .

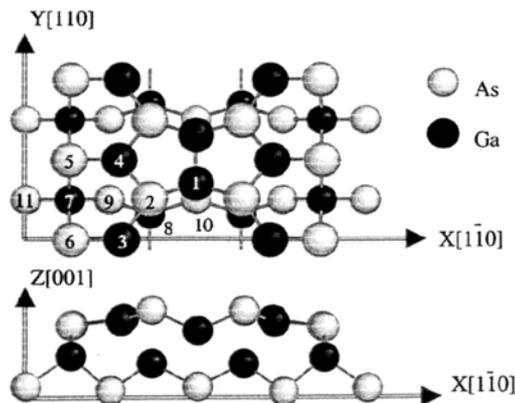
La reconstruction (2x4) de GaAs a suscité de nombreuses études expérimentales (photoémission, STM, RDS,...) et théoriques (calculs ab initio d'énergie de différents modèles de reconstruction) [1-8]. Lors de la croissance épitaxiale de GaAs, des changements d'intensité des raies fractionnaires du diagramme (2x4) permettent de distinguer les reconstruction (2x4) α , β et γ . Il existe actuellement un consensus suivant lequel l'arrangement le plus stable correspond au modèle β_2 (2x4) (figure II.1), dans lequel le taux de couverture en arsenic est de 0.75.



Plus précis : GaAs (2x4)

Figure II. 1 : vues de dessus et de profil de la reconstruction GaAs $\beta_2(2x4)$ (d'après [8]).

La reconstruction riche gallium est plus complexe et ce n'est que récemment que le modèle $\xi(4x2)$, permettant de rendre compte de toutes les observations expérimentales, a été élaboré [9-12].



Cela peut devenir complexe....

Figure II.2 : vues de dessus et de profil de la reconstruction GaAs $\xi(4x2)$ (d'après [11]).

Finalement, la reconstruction $c(4x4)$, la plus riche en arsenic, fait encore débat puisque si jusqu'alors, elle était décrite avec plusieurs dimères d'arsenic en surface [13,14] conduisant à un taux de couverture en arsenic de 1.75, des résultats récents tendent à prouver qu'elle est caractérisée par 3 dimères mixtes Ga-As et un taux de couverture de 1.0 en arsenic [15]. Néanmoins, cette dernière valeur semble faible car très proche de celle relevée sur la

reconstruction $\beta 2$ (2×4) alors que ces 2 reconstructions apparaissent expérimentalement pour des pressions d'arsenic ou des températures de substrat très distinctes.

Dans le cas de la surface InAs (001) (2×4), des mesures en diffraction de rayons X rasants ont conclu au même modèle $\beta 2$ que pour la surface de GaAs [16]. Néanmoins, des observations récentes en STM démontrent que l'arrangement atomique correspondant aux surfaces (2×4) est plutôt un mélange des reconstructions $\beta 2$ et $\alpha 2$ [17,18] (figure II.3).

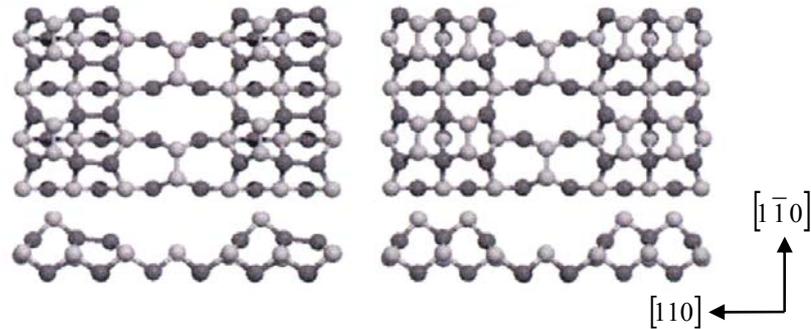


Figure II.3 : vues de dessus et de profil des reconstructions $\alpha 2$ (2×4) (gauche) et $\beta 2$ (2×4) (droite) rencontrées sur les surfaces InAs (d'après [17]).

Etude des surfaces de phosphures par RHEED et photoémission

Par comparaison, les reconstructions de surface des phosphures ont été beaucoup moins étudiées et ce n'est que récemment qu'ont émergé des modèles convaincants. J'ai pour

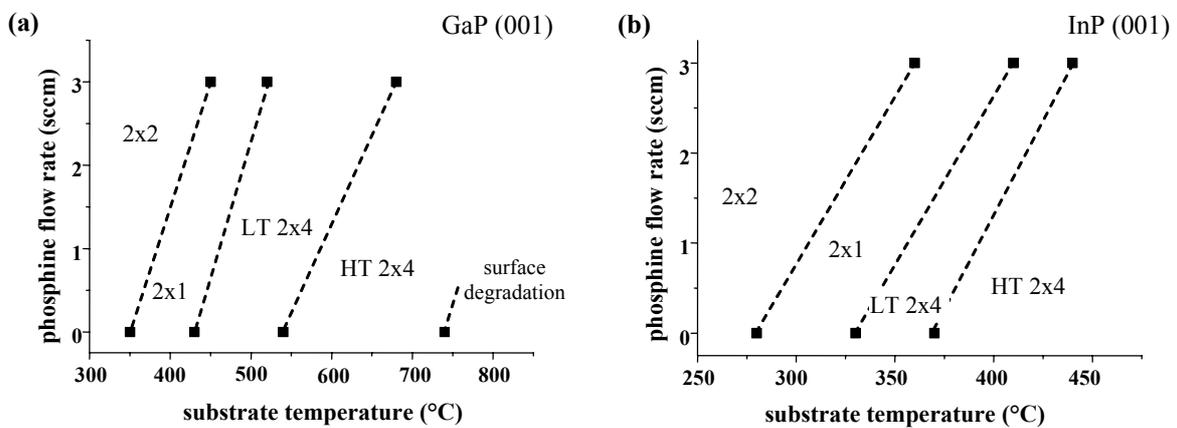


Figure II.4 : reconstruction de surface en fonction de la température de recuit avec ou sans flux de phosphore

ma part étudié les reconstructions de surface de GaP et InP(001) par RHEED et photoémission induite par rayons X (XPS) [19].

Des surfaces riches en phosphore ont été préparées en exposant à un flux de phosphore à basse température des couches épitaxiées de GaP et InP. Nous avons suivi ensuite l'évolution du diagramme RHEED lors du chauffage de ces surfaces sous ultra-vide. La séquence d'apparition des reconstructions lors de la montée en température est similaire dans les 2 cas, à savoir une (2×2) suivie d'une (2×1) puis d'une (2×4) basse température (BT) et

enfin une (2x4) haute température (HT) (figure II.4). Ces résultats sont en bon accord avec ceux de LaBella et al. [20]. Une des différences essentielles avec le cas des arséniures est qu'il n'existe pas de reconstruction (4x2).

Nous nous sommes intéressés plus particulièrement aux reconstructions (2x4). Les mesures XPS résolues angulairement montrent que la (2x4) BT est riche phosphore alors que la (2x4) HT est riche cation. Les spectres XPS haute résolution sur la raie P2p révèlent une composante de surface à plus faible énergie de liaison pour la (2x4) HT, en bon accord avec la littérature (figure II.5). Le modèle structural de cette reconstruction a été reporté récemment, consistant en une surface riche cation terminée par un dimère mixte (figure II.6) [21-24]. Le taux de couverture en phosphore suivant ce modèle est de 1/8 : il s'agit bien d'une surface riche cation. Pour la GaP(2x4) BT, une seconde composante à plus forte énergie de liaison apparaît (figure II.5). Ceci témoigne de 2 sites atomiques différents pour les atomes de phosphore en surface de la (2x4) BT. Dans le cas d'InP par contre, apparaît une 3^{ème} composante de surface à plus haute énergie de liaison correspondant à du phosphore élémentaire adsorbé sur la surface. Pour InP, la (2x4) BT est donc vraisemblablement une reconstruction de transition entre la (2x1) et la (2x4)HT.

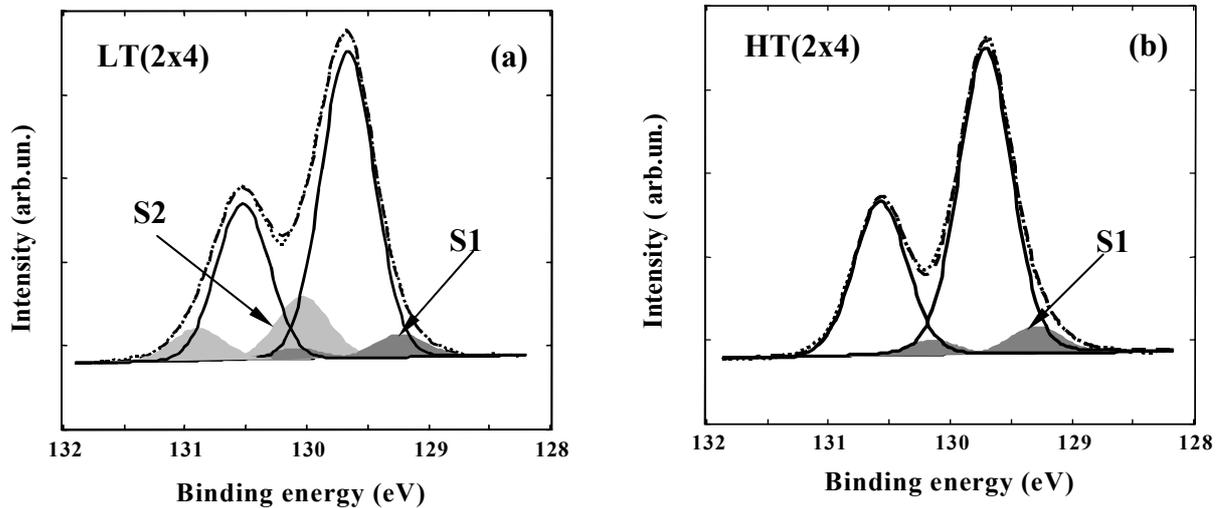


Figure II.5 : spectre P2p du phosphore enregistré sur une surface GaP(001) (2x4) BT (a) et (2x4) HT (b).

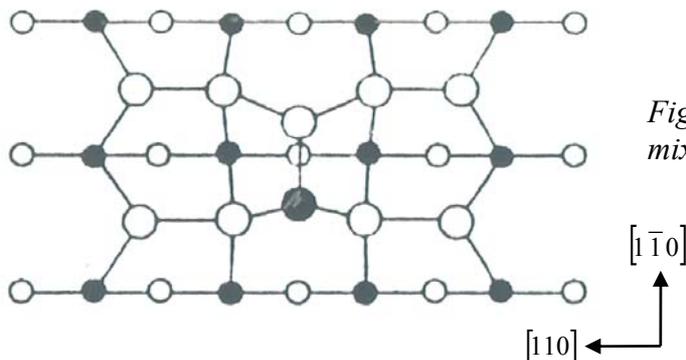


Figure II.6 : modèle de reconstruction (2x4) mixed-dimer (d'après [21]).

Les interfaces

Des zones bien mystérieuses

L'une des caractéristiques des hétérostructures à base de semi-conducteurs III-V est qu'elles mettent en jeu des couches de faible épaisseur, typiquement quelques dizaines de nanomètres ou moins. La fabrication de telles structures impose un contrôle précis des vitesses de croissance mais requiert également la maîtrise de la réalisation des interfaces. L'EJM est techniquement bien armée pour affronter ces exigences puisqu'avec des vitesses de croissance typiques de 1µm/h et des changements de matériaux en des temps inférieurs à la seconde, on peut espérer contrôler les épaisseurs et les interfaces à la monocouche atomique près. Néanmoins, on peut identifier 3 sources essentielles d'élargissement des interfaces :

- l'interdiffusion des espèces
- la rugosité du front de croissance
- la ségrégation
- les effets mémoire du système

Aux températures de croissance de l'EJM, l'interdiffusion des éléments III et V est négligeable [25-27], contrairement au cas de la MOCVD, opérant à plus hautes températures. La rugosité du front de croissance intervient quelle que soit l'interface considérée, dépend des paramètres de croissance et de l'état de contrainte de la couche : je n'en discuterai pas davantage dans cette partie. Les 2 derniers effets interviennent différemment suivant l'interface considérée. Les interfaces à anion commun et ne différant que par leur cation ne sont influencées que par la ségrégation. En effet, aux températures de croissance, il n'existe aucun effet mémoire lié aux cations dont la pression de vapeur est très faible. Par contre, ces effets mémoire doivent être pris en compte pour les interfaces différant par leurs anions.

Ce travail a débuté en 1994 avec la thèse d'Olivier Dehaese [28] que j'ai encadrée et dont le directeur de thèse était Didier Stièvenard. A cette époque, la ségrégation des éléments III était déjà avérée [29] et nous avons pour but dans cette thèse d'étudier la ségrégation des éléments V, notamment As par rapport à P. Cependant, les modèles proposés jusque là pour décrire la ségrégation nous ont semblé insuffisants et cela nous a amené à développer un modèle cinétique de ségrégation, d'abord mis en œuvre et validé sur les éléments III.

En passant aux éléments V, nous nous sommes rapidement aperçus que l'élargissement des interfaces différant par leurs anions était davantage dû à des effets expérimentaux qu'à la ségrégation. Notre travail dans ce domaine s'est donc orienté vers une optimisation de la procédure de commutation des anions. Cette partie doit également beaucoup au travail de thèse d'Olivier Schuler [30].

La mise en œuvre de cette optimisation nécessite d'exposer la surface d'un phosphore à un flux d'arsenic ou vice-versa. C'est pourquoi nous nous sommes ensuite intéressés à l'évolution des surfaces d'arséniures sous flux de phosphore, en collaboration avec C. Priester.

Interfaces à anion commun

La ségrégation

Un phénomène général

La ségrégation est un phénomène général dans la métallurgie des alliages. Elle se manifeste par l'enrichissement de la surface en l'un des constituants de l'alliage lors de traitements thermiques. Lors de l'épitaxie d'hétérostructures de semi-conducteurs III-V à anion commun, la ségrégation se manifeste par l'enrichissement de la surface en l'un des cations. Ainsi, lors de la croissance du binaire BV sur le binaire AV, si A est l'élément

ségrégant, A s'incorpore lors de la croissance de BV. De même, lors de la croissance de l'alliage ABV, la surface est enrichie en A.

La ségrégation est gouvernée par 2 processus de base :

- la minimisation de l'énergie de surface
- la minimisation de l'énergie élastique et donc de la contrainte

La surface en croissance possède toujours un nombre important de liaisons insatisfaites dont le coût énergétique dépend des éléments. Ainsi, il est énergétiquement plus favorable que le composé ayant la plus faible énergie de surface ségrége vers la surface. Lors de la croissance d'alliages contraints, le binaire présentant le plus fort désaccord de maille avec le substrat a intérêt à ségréger pour diminuer l'énergie élastique emmagasinée et relaxer partiellement la contrainte en surface. Ces 2 processus peuvent se cumuler ou entrer en compétition.

Historiquement, la ségrégation du gallium par rapport à l'aluminium [29] et celle de l'indium par rapport au gallium [29, 31, 32] ont été rapidement mises en évidence.

Les modèles et leur limitation

La diffusion des éléments pouvant être négligée, tous les modèles décrivent la ségrégation par un processus d'échange entre la monocouche atomique en croissance et celle immédiatement en dessous appelée monocouche de volume (figure II.7). De plus, aux températures de croissance, la réévaporation des éléments III est nulle, correspondant à un coefficient de collage de 1 [33]. Ceci autorise l'utilisation d'une équation de conservation de la matière qui permet de calculer itérativement la concentration de chaque monocouche. Avant notre travail sur le sujet, on distinguait :

- le modèle à taux d'échange constant
- le modèle à l'équilibre thermodynamique

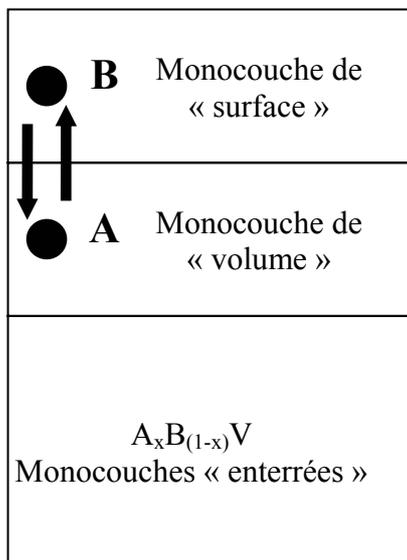


Figure II.7 : représentation schématique de l'échange.

Un modèle empirique

Considérons à nouveau 2 binaires AV et BV pour lesquels il y a ségrégation à la surface de l'élément A par rapport à B. La composition en élément A de la monocouche en croissance est égale à la composition nominale à laquelle on ajoute une partie due à la ségrégation. Dans le modèle à taux d'échange constant, cette dernière est supposée égale à R

fois la composition en élément A de la dernière monocouche de volume [29,31,32]. Un calcul itératif permet de calculer la concentration en A tout au long de la croissance.

Ce modèle permet de décrire correctement la ségrégation par ajustement du paramètre R sur des données expérimentales. Par contre, il n'a pas de caractère prédictif : si les conditions de croissance sont modifiées, une nouvelle valeur de R est nécessaire. Par ailleurs, le fait de garder R fixe pour toute composition n'est pas justifié et, sans autre précaution, conduit dans certains cas à des valeurs de concentration supérieures à 1 [28]. Cette difficulté est levée dans le modèle à l'équilibre thermodynamique.

Mieux : faisons entrer la thermodynamique

Dans le modèle à l'équilibre thermodynamique [34-36], les concentrations en A et B sur la monocouche en croissance et la dernière monocouche de volume sont régies par un équilibre de constante :

$$K = \exp(E_s/kT) \quad (\text{II.1})$$

où E_s est l'énergie de ségrégation. E_s est le seul paramètre du modèle et représente le gain énergétique au cours de l'échange. L'interprétation physique simple de ce modèle a contribué à son succès. Néanmoins, il pose la question de savoir si l'on peut considérer que la croissance de semi-conducteurs III-V se fait à l'équilibre thermodynamique ou s'il faut prendre en compte la cinétique. La réponse est fournie par des résultats expérimentaux mettant en évidence une diminution de la ségrégation lorsque la température de croissance décroît [35-39]. Or ce modèle, à E_s fixée, prédit une augmentation de K et donc de la ségrégation si l'on baisse la température. C'est pour lever cette contradiction que nous avons développé un modèle cinétique de ségrégation.

Le modèle cinétique de ségrégation

Tentons de rendre compte de l'expérience

La prise en compte de la cinétique de croissance à travers les deux paramètres importants que sont la température et la vitesse de croissance est l'objectif principal de tout modèle cinétique. Pour y parvenir, il est possible de développer une méthode de simulation microscopique, généralement basée sur la méthode de Monte-Carlo ou de traiter le problème à un niveau macroscopique en s'inspirant de méthodes statistiques utilisées par exemple en cinétique chimique. Pour modéliser la ségrégation des éléments III au cours de la croissance de semi-conducteurs III-V, nous avons choisi cette seconde approche qui permet de rester dans la continuité du modèle d'échange à l'équilibre thermodynamique. Tout comme ceux présentés précédemment, notre modèle cinétique suppose un échange entre un atome de la monocouche de volume et un autre de celle de surface ainsi que l'absence de réévaporation des éléments III afin de pouvoir ajouter une équation de conservation. Le diagramme II.8 schématise l'échange entre l'élément A ségrégant et l'élément B non. La prise en compte de la cinétique intervient par l'introduction des barrières énergétiques E_1 et E_2 qui permettent de définir des taux d'échange et de contre-échange. Ces derniers sont introduits dans des équations différentielles du premier ordre par rapport au temps pour décrire l'évolution temporelle des concentrations [40].

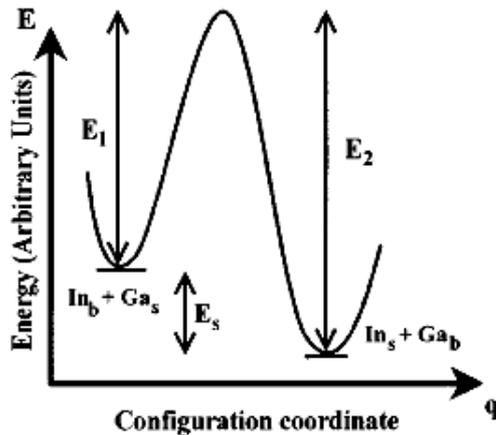


Figure II.8. diagramme de configuration pour un échange In/Ga.

Avant notre étude, la mise en évidence expérimentale de la ségrégation s'était faite principalement par des mesures de photoluminescence sur des puits quantiques judicieusement choisis. La ségrégation ayant pour effet d'introduire des zones graduelles aux interfaces, les énergies des transitions optiques s'en trouvent modifiées. L'écart entre les énergies attendues et celles mesurées caractérise alors la ségrégation. Cependant, ceci ne permet pas de remonter à un profil de concentration aux interfaces car plusieurs modèles peuvent donner des énergies de transition optique très voisines.

L'apport de l'XPS

Pour tenter de préciser les profils de concentration aux interfaces, nous avons utilisé la photoémission induite par rayons X (XPS) résolue angulairement. En effet, la profondeur sondée par cette technique est $3\lambda \sin\theta$ où λ est le libre parcours inélastique moyen des photoélectrons et θ l'angle polaire d'émission des photoélectrons repéré par rapport au plan de surface. Ainsi, en faisant varier θ , on sonde plus ou moins profondément le matériau. Dans le cas d'une interface entre un binaire BV déposé sur un binaire AV, on peut, en choisissant correctement l'épaisseur de BV, sonder soit BV seul, soit BV et les dernières monocouches de AV. L'intensité d'un niveau de cœur de l'élément A mesurée en XPS est proportionnelle à la concentration de A sur l'épaisseur sondée. Cependant, l'évolution des intensités XPS en fonction de l'épaisseur sondée ne permet pas de remonter directement à un profil de concentration. Les intensités relevées pour différents angles d'émission sont donc comparées aux intensités calculées en supposant différents modèles de concentration.

Néanmoins, lors de mesures XPS réalisées sur des monocristaux, apparaissent des phénomènes de photodiffraction suivant les principales directions cristallographiques. Clairement, ces effets se superposent aux variations d'intensité liées aux changements de concentration et, sans précaution particulière, rendent toute détermination de concentration aléatoire. Pour remédier à ce problème, nous avons utilisé une moyenne azimutale du signal XPS en faisant tourner l'échantillon sur lui-même pendant l'acquisition à un angle polaire fixé (cf. 1^{ère} partie « *Etude de couches moléculaires greffées sur silicium* »). Pour s'affranchir des variations du dispositif expérimental, nous avons de plus utilisé des rapports d'intensité.

Notre modèle cinétique de ségrégation a ainsi pu être testé sur l'interface GaAs sur GaInAs. La figure II.9 illustre l'accord obtenu entre notre modèle et l'expérience dans le cas d'une couche de 10 mc de GaAs épitaxiée sur une couche de 100 Å de GaInAs sur substrat GaAs. Avec les mêmes valeurs des barrières E_1 et E_2 (1.74 et 1.91 eV respectivement), nous parvenons à modéliser correctement les mesures à 400 et 500°C. En particulier, notre modèle

rend compte de la diminution de la ségrégation lorsque l'on baisse la température de croissance.

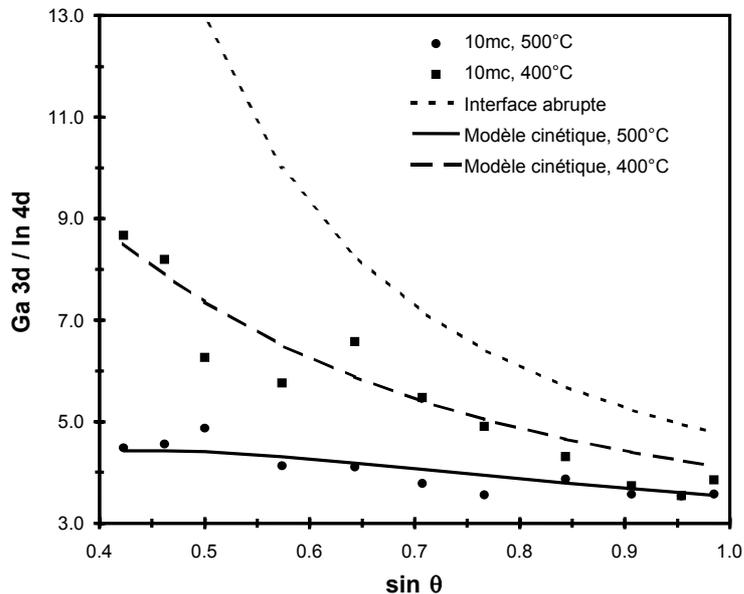


Figure II.9 : Rapport d'intensité $Ga3d/In4d$ mesurés sur un échantillon comportant 10mc de GaAs épitaxiés à 400 et 500°C sur GaInAs.

Les interfaces différant par leurs anions

Quel est le problème ?

Contrairement au cas des interfaces à anion commun (As) avec commutation de cations (Ga, Al, In) dont l'élargissement est bien expliqué par des phénomènes d'échange et de ségrégation, aucun modèle physique ne rend compte de la formation d'interfaces différant par leur anion bien que celles-ci s'avèrent souvent diffuses. L'une des raisons est la difficulté expérimentale à commuter de façon abrupte As et P dans les techniques de croissance usuelles, l'autre étant la nature de l'incorporation des éléments V, intrinsèquement différente de celle des éléments III. Ceci rend très délicate la distinction entre effets expérimentaux extrinsèques et effets intrinsèques liés au système de matériaux étudié.

Le problème posé par les interfaces différant par leurs anions n'est pas symétrique car l'arsenic s'incorpore plus facilement dans une couche de phosphure que le phosphore dans une couche d'arséniure. C'est pourquoi nous avons surtout étudié l'interface GaInP/GaAs. La croissance est réalisée sur le bâti EJM à sources gazeuses pour les éléments V (AsH_3 , PH_3), équipé d'une cellule à craquage thermique commune pour les 2 hydrures. Nous avons appliqué la méthode d'analyse angulaire des intensités XPS pour les raies P2p et As3d corrélée avec des mesures de photoluminescence.

Pour tester l'interface GaInP sur GaAs, nous avons utilisé des puits quantiques asymétriques comportant 19 mc de GaAs avec une barrière supérieure en GaInP et une barrière inférieure en AlGaAs. Sans précaution particulière quant à la commutation des gaz, le spectre de photoluminescence relevé à 10K montre que l'énergie de la transition optique est décalée de plus de 25 meV par rapport à la valeur attendue (fig. II.10). Ce décalage ne peut s'interpréter par une incertitude sur l'épaisseur du puits qui devrait être de plusieurs monocouches pour expliquer une telle différence.

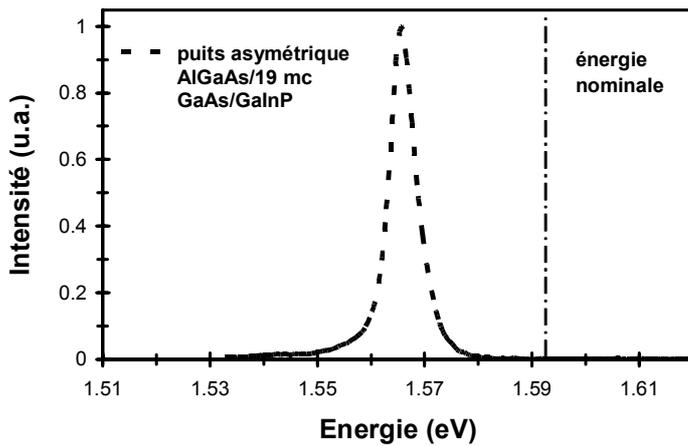


Figure II.10 : spectre de photoluminescence relevé sur un puits asymétrique de 19 mc GaAs.

Pour tenter d'expliquer cela par la ségrégation de l'arsenic dans GaInP, nous avons relevé les intensités XPS sur une interface composée de 5mc de GaInP sur GaAs à différentes températures de croissance (figure II.11). Aux 3 températures, le rapport expérimental As3d/P2p est nettement supérieur à celui calculé pour une interface abrupte, pour tous les angles polaires. Ceci démontre la présence d'arsenic dans la couche supérieure de GaInP. Nous avons alors tenté de modéliser cet excès d'arsenic par de la ségrégation en utilisant le modèle à l'équilibre thermodynamique avec une valeur de E_s élevée, 0.4 eV. Dans ces conditions, l'échange est quasi-total. Les valeurs ainsi calculées sont proches de l'expérience

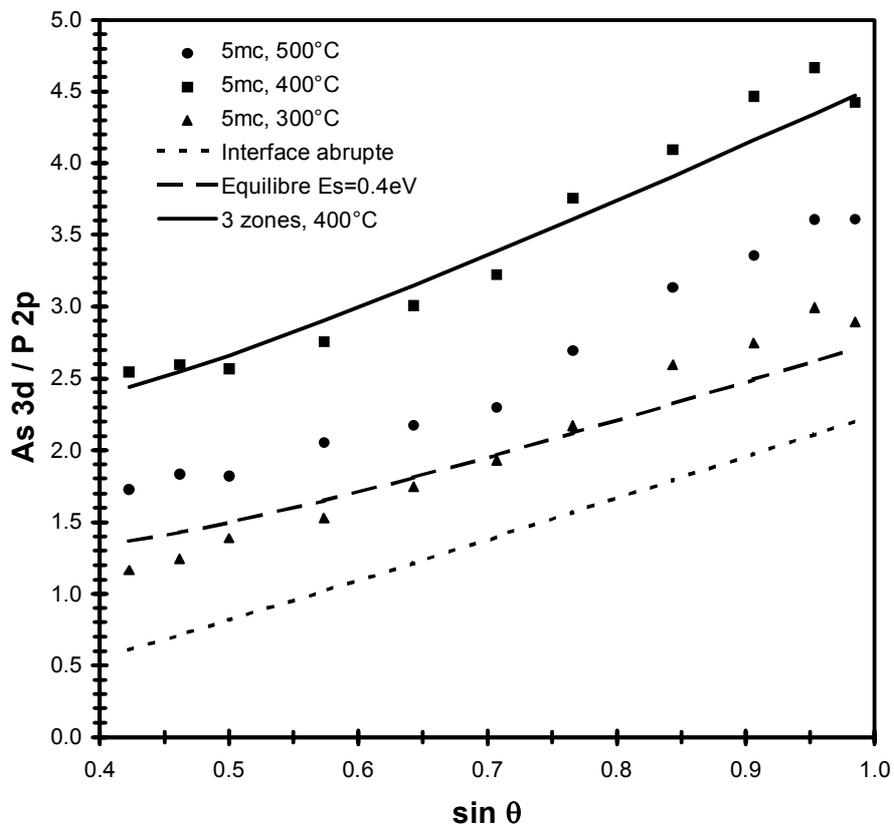


Figure II.11 : Intensités XPS relevées sur une interface composée de 5 mc de GaInP sur GaAs à différentes températures et comparaison avec différents modèles.

à 300°C mais nettement en-dessous de celles à 400 et 500°C. Pour ces températures, il n'est pas possible de rendre compte de l'évolution des intensités XPS par un modèle de ségrégation de l'As par rapport à P, quel qu'il soit. Nous avons alors modélisé l'interface par un modèle comportant différentes zones de composition constante. La figure II.12 illustre un tel profil pour une température de croissance de 400°C. On y voit clairement la formation d'un puits de GaInAsP sur 3 mc au moins. Le même effet a été observé lors de la croissance de InP sur GaInAs durant laquelle se forme un puits parasite d'InAsP à l'interface.

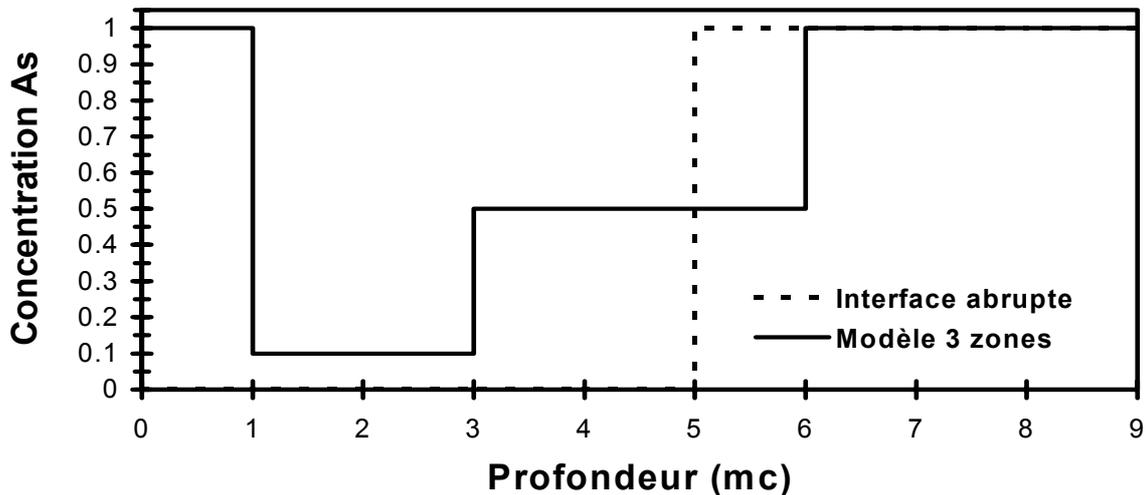


Figure II.12 : Profil de concentration en As d'une interface comportant 5 mc de GaInP sur GaAs épitaxiée à 400°C.

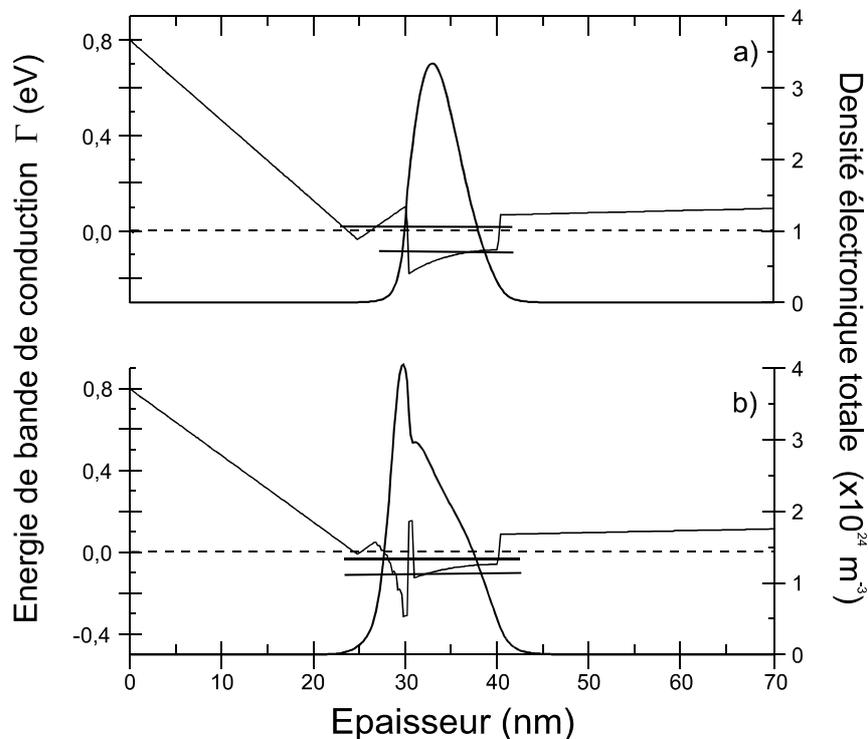


Figure II.13 : bande de conduction, densité électronique et position des 2 premiers niveaux d'énergie d'une structure à modulation de dopage GaInP/InGaAs. (a) : structure nominale, (b) : structure à interface diffuse

Dans les hétérostructures à modulation de dopage GaInP/GaInAs, ce puits parasite piège les électrons du gaz 2D. Ceci est mis en évidence sur la figure II.13 où l'on observe que la densité électronique est maximale à l'endroit du puits parasite dans le cas de l'interface diffuse. Ceci conduit à une diminution sensible de la mobilité électronique qui ne dépasse pas $1\,500\text{ cm}^2/\text{V.s}$ à 300 et 77K [41].

Les remèdes

L'incorporation d'arsenic dans le phosphore ne peut s'expliquer par un phénomène de ségrégation seul mais fait intervenir ce qu'il est convenu d'appeler « les effets mémoire » du système. Ceux-ci, dans notre cas, peuvent avoir 3 origines :

- une pression résiduelle d'arsenic trop importante dans le bâti lors du début de la croissance du phosphore
- des phénomènes de « cross-talk » au niveau de la ligne d'évent du craqueur d'hydrures
- le craqueur thermique lui-même qui peut piéger l'arsenic dans des volumes morts.

L'identification de la cause principale a été un travail de longue haleine et nous avons utilisé des parades pour mener à bien nos études avant de finaliser l'optimisation de ces interfaces. Ainsi, pour tenter de préciser l'effet de la ségrégation d'arsenic, nous avons utilisé des interfaces réalisées avec une longue interruption de croissance (plusieurs heures) de sorte que les effets mémoire du système soient supprimés. Dans ce cas, les intensités XPS sont très proches de celles attendues pour une interface abrupte et ne témoignent donc que d'une faible ségrégation de l'As. Le dépouillement de ces résultats conduit à une énergie de ségrégation de 0.12 eV. Par ailleurs, on observe sur la figure II.11 que la concentration d'arsenic est plus faible à 500°C qu'à 400°C, ce qui est contraire à notre modèle cinétique de ségrégation. Ceci s'explique par la ré-évaporation de l'arsenic en surface à 500°C avec un coefficient voisin de 0.1. Sur ces interfaces quasi-abruptes, nous avons pu mesurer l'offset de bande de valence entre GaInP et GaAs par photoémission [42]. Nous trouvons une valeur de $0.3 \pm 0.05\text{ eV}$, en bon accord avec les prédictions théoriques [43] et les résultats de la littérature [44].

Lors de la croissance de l'hétérostructure GaInP/InGaAs, un arrêt de croissance de plusieurs heures à l'interface n'est pas concevable. Dans ce cas, nous avons intercalé une couche d'AlInP à l'interface GaInP/InGaAs. Ainsi, l'incorporation d'arsenic dans le phosphore se fait dans AlInP et conduit à la formation du quaternaire AlInAsP, qui est encore un matériau grand gap : la formation d'un puits parasite est évitée. Des mesures par effet Hall en fonction de l'épaisseur d'AlInP intercalé ont montré un accroissement de la mobilité électronique jusqu'à une épaisseur de 6-8 mc. Ceci confirme le caractère diffus de l'interface sur au moins 2 nm.

Après de nombreuses expériences, il s'est avéré que la cause principale d'incorporation de l'As dans le phosphore était un effet mémoire de la cellule à craquage thermique. Ceci se traduit par le fait qu'au moment de la commutation arsine/phosphine, le craqueur continue à envoyer de l'arsenic sur le substrat : tout se passe comme s'il fallait un temps de purge du craqueur au changement de gaz. Nous avons alors optimisé la procédure en introduisant un temps de 5 à 10 secondes pendant lequel la surface de l'arséniure est exposée au flux de phosphore (ou plus exactement au mélange arsenic-phosphore résultant de la purge du craqueur) avant de commencer la croissance du phosphore (GaInP ou InP). La figure II.14 confirme qu'avec un temps de 10 secondes, la position du pic de photoluminescence correspond à celle attendue.

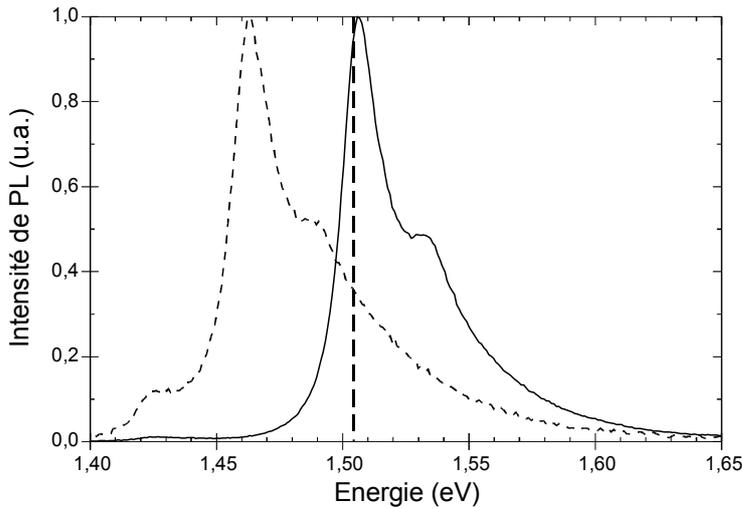


Fig. II.14 : Spectres de photoluminescence à 300K de puits asymétriques de 19 mc GaAs avec (trait plein) et sans (pointillés) anticipation de 10 secondes.

Surfaces d'arséniures exposées à un flux de phosphore

Où une procédure de commutation nous ramène à un problème de surface

Cette procédure nous a conduit à mener une étude détaillée de la réactivité des surfaces d'arséniures exposées à un flux de phosphore combinant RHEED, XPS et AFM. Nous avons considéré les deux binaires GaAs et InAs ainsi que les alliages $\text{Ga}_{0.47}\text{In}_{0.53}\text{As}$ adapté en maille sur InP et $\text{Ga}_{0.8}\text{In}_{0.2}\text{As}$ contraint en compression sur GaAs. Les surfaces ont été préparées pour présenter des reconstructions typiques riches As (2×4 ou 2×3) avant l'exposition au phosphore. Les observations RHEED et AFM ont montré que les surfaces de GaAs et des 2 alliages se rugosifient sous l'effet de l'exposition au phosphore alors que la surface d'InAs conserve son caractère bidimensionnel même pour de longues expositions (figure II.15).

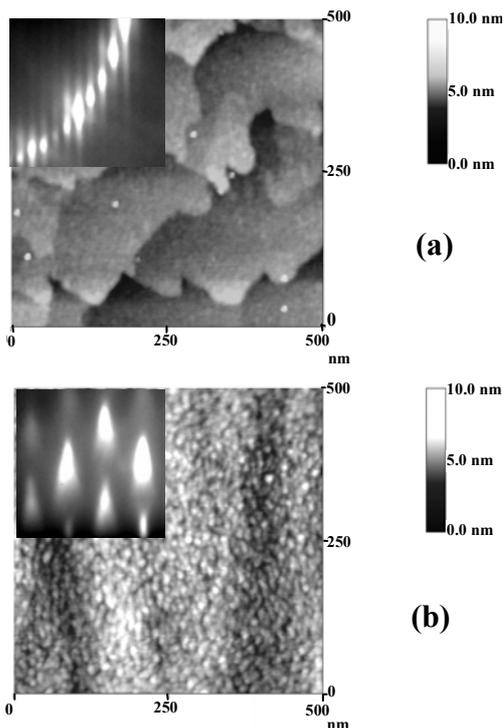


Figure II.15 : Images AFM d'une surface InAs (2×4) exposée 10 min. (a) et d'une surface GaAs (2×4) exposée 5 min (b) à un flux de phosphore à 500°C . Les insertions montrent les diagrammes RHEED correspondants suivant l'azimut $[110]$.

Les mesures XPS indiquent que la quantité de phosphore incorporé pour un même temps d'exposition est équivalente dans les différents échantillons. Avec Catherine Priester, nous avons montré que cette différence de comportement entre les 2 binaires GaAs et InAs est reliée à la différence d'énergie élastique liée à l'incorporation du phosphore dans les 2 matériaux [45].

Nous avons également mis en évidence le rôle des dimères d'anions de surface qui créent des sites favorables (sous les dimères) et défavorables (entre les dimères) pour l'incorporation de phosphore [46] (figure II.16). L'ordre induit par ces mêmes dimères dans les premiers plans de cations de l'alliage $\text{Ga}_{0.47}\text{In}_{0.53}\text{As}$ adapté en maille sur InP permet de rendre compte des observations expérimentales pour cet alliage. Par contre, dans le cas de l'alliage $\text{Ga}_{0.8}\text{In}_{0.2}\text{As}$ contraint sur GaAs, la rugosification de la surface après exposition au phosphore tient en partie son origine de la faible rugosité initiale induite par la croissance contrainte [47].

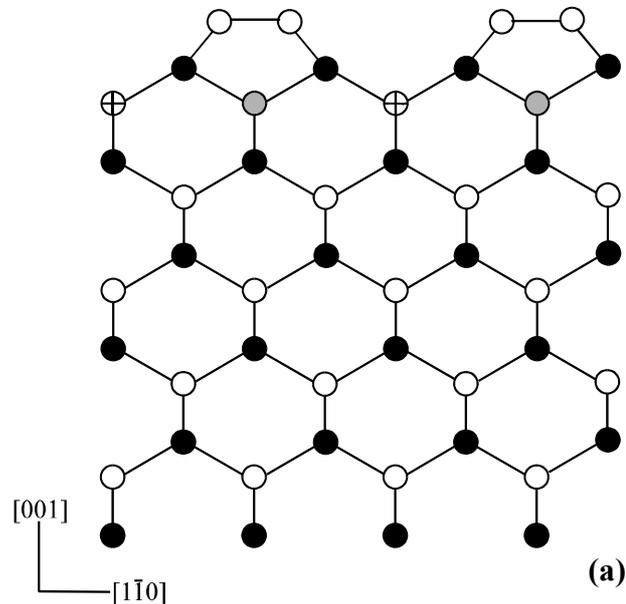


Figure II.16 : Schéma montrant l'existence de sites favorables et défavorables pour l'incorporation de phosphore dans le second plan d'anion pour une reconstruction (2x1) riche anion. Les cercles pleins représentent les cations, les cercles évidés les anions. Les cercles gris pointent les sites favorables et les croix les sites défavorables.

Croissance contrainte

Dans le cadre de l'optimisation des structures pour composants HEMT, j'ai abordé la croissance contrainte de l'alliage InGaAs sur InP et de l'alliage InGaP sur GaAs.

Croissance contrainte d'InGaAs sur InP

Dans le but d'obtenir des composants à fréquence de coupure élevée, l'utilisation d'une zone active en InGaAs contraint s'avère intéressante. En effet, cet alliage possède une dynamique de transport électronique d'autant plus favorable que le taux d'indium est élevé. C'est par ce biais que j'ai abordé la croissance des alliages InGaAs contraints sur InP.

Ce sujet a suscité l'intérêt de plusieurs équipes et notamment en France, celle du LEOM. Ces travaux ont mis en évidence les deux modes de relaxation de contrainte (plastique ou élastique) en fonction de la composition. A une température de croissance d'environ 500°C et dans des conditions riches en arsenic, la relaxation intervient par formation de dislocations (plastique) pour des concentrations inférieures à 0.75-0.8. Pour des valeurs supérieures, la relaxation s'opère via une transition entre un mode de croissance bidimensionnel et un mode tridimensionnel (élastique) [48-53]. Les effets cinétiques ont également été soulignés. Une réduction de la température de croissance de 525°C à 450°C permet d'augmenter l'épaisseur critique tandis qu'une reconstruction riche cation peut changer le mode de relaxation à une température de croissance donnée [54]. De ces études, il ressort que le taux maximum d'indium compatible avec la croissance bidimensionnelle d'une zone active de 10 à 15 nm d'épaisseur est de 75%.

Peut-on tirer parti de la cinétique ?

Mon travail a consisté à examiner l'effet d'une réduction plus importante de la température de croissance et donc de la cinétique de surface sur la relaxation afin de dépasser si possible ce taux maximum de 75%. Pour ce faire, nous avons étudié la croissance d'alliages de composition supérieure à 75% à des températures comprises entre 350°C et 500°C. Nous avons utilisé des observations RHEED in situ, AFM ex-situ et avons caractérisé des hétérostructures InGaAs/InAlAs par effet Hall à 77 et 300K.

En RHEED, nous avons noté soit une rugosification du front de croissance, soit une nette transition 2D-3D. La figure II.17 résume les épaisseurs critiques pour l'apparition de ces phénomènes.

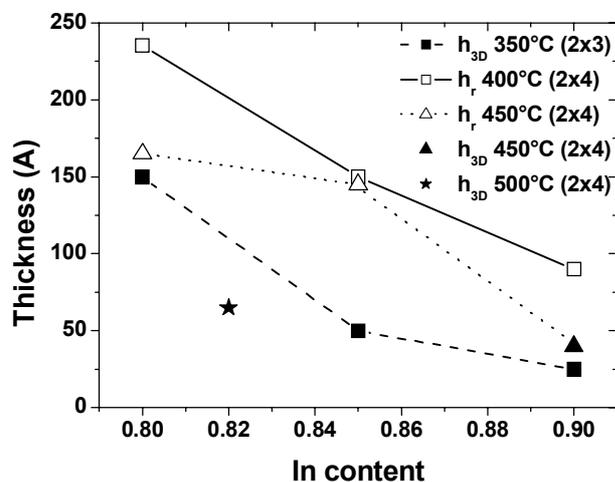


Figure II.17: épaisseur critique pour l'apparition de la transition 2D-3D (h_{3D}) ou la rugosification de surface (h_r) en fonction du taux d'indium de l'alliage contraint InGaAs à différentes températures de croissance et pour 2 reconstructions de surface. La valeur h_{3D} à 500°C, pour comparaison, est tirée de la référence [54].

Le résultat important et surprenant de la figure II.17 est que l'épaisseur critique à 350°C est plus faible qu'à 400 ou 450°C (figure II.18) et se traduit par une relaxation élastique quel que soit le taux d'indium. Ces observations RHEED ont été confirmées par des images AFM et s'avèrent en contradiction totale avec ce qui est attendu de la réduction de la cinétique de surface avec la température de croissance.

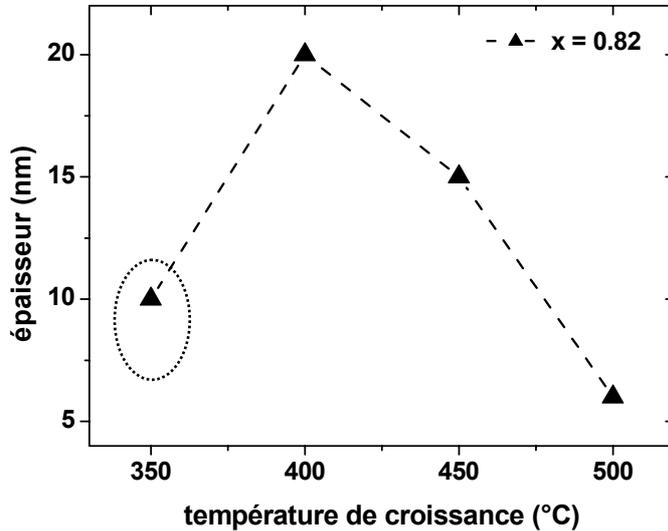


Figure II.18 : épaisseur critique en fonction de la température de croissance pour une composition particulière.

L'importance de la reconstruction de surface

La clé de ce paradoxe réside dans la reconstruction de surface qui, dans nos conditions de croissance, est de type (2x3) à 350°C alors qu'elle est de type (2x4) aux températures supérieures. Pour valider cette hypothèse, nous avons examiné l'effet de la reconstruction de surface à 350°C en modulant le flux d'arsenic de telle sorte que la surface lors de la croissance bidimensionnelle du film présente soit une reconstruction (2x3) très riche As, soit une (2x4) riche As, soit enfin une (4x2) riche cation.

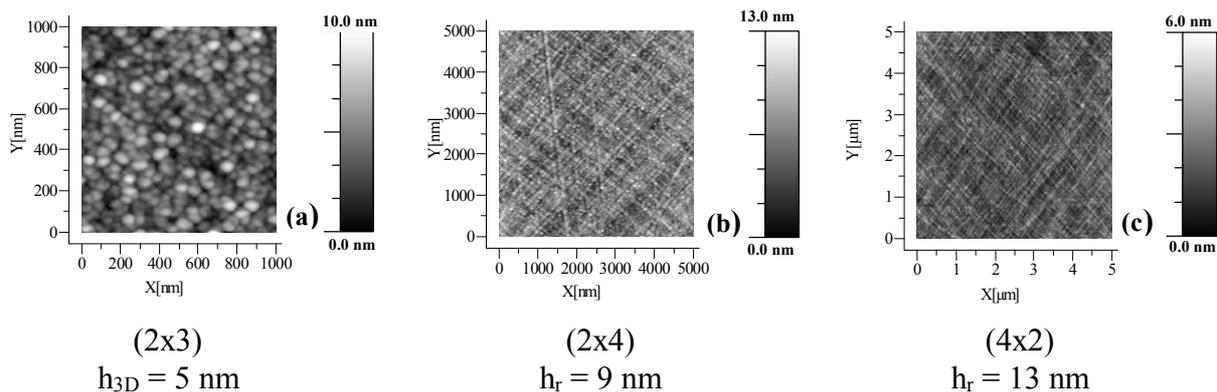


Figure II.19 : Images AFM d'un film d' $\text{In}_{0.85}\text{Ga}_{0.15}\text{As}$ après relaxation à 350°C pour 3 reconstructions de surface initiales et épaisseurs critiques associées.

La figure II.19 résume les observations AFM et RHEED et démontre clairement que la reconstruction (2x3) très riche As favorise la transition 2D-3D. Par contre, les reconstructions moins riches As, voire riches cation permettent de conserver une croissance bidimensionnelle,

la relaxation étant alors plastique. Ceci est relié à l'énergie de surface. En effet, les surfaces riches As présentent davantage de liaisons pendantes sur les atomes As qui ont un coût énergétique inférieur aux liaisons pendantes de cations. Néanmoins, même dans le cas des reconstructions (2x4) et (4x2), l'épaisseur critique demeure plus faible à 350°C qu'à 400 ou 450°C. Ceci est dû au développement d'une rugosité à petite échelle à basse température qui favorise la nucléation de dislocations. Dans ce cas, la limitation de la cinétique en surface est trop importante et a l'effet inverse de celui recherché.

Pour valider ces observations RHEED et AFM, nous avons épitaxié des hétérostructures InAlAs en accord de maille sur InP/InGaAs contraint et les avons caractérisé par effet Hall. Il s'est avéré que l'épaisseur critique pour la relaxation plastique était inférieure à celle déterminée par RHEED pour la rugosification de surface à 400 et 450°C. Ainsi, l'observation AFM de couches de 12 nm d'épaisseur d'alliages à 85% d'indium épitaxiés à 400°C et à 82% d'indium épitaxié à 450°C révèle l'apparition des premières dislocations. Ceci nous a contraint à restreindre le taux maximum d'indium à 80%. Par ailleurs, à cette composition ($x=0.8$), des mesures Hall réalisées sur une structure épitaxiée à 450°C et une autre à 500°C montrent que la mobilité électronique est supérieure à 500°C. Ceci est lié à l'inévitable incorporation d'impuretés durant l'arrêt de croissance nécessaire à la diminution de la température du substrat avant le canal, la couche tampon étant réalisée à 500°C. A cette température, des mesures de photoluminescence ont permis d'établir que le taux d'indium maximum avant le début de la relaxation plastique pour une épaisseur de 12 nm est de 75%, conformément aux études antérieures. Nous avons donc finalement obtenu nos meilleurs résultats pour une température de croissance de 500°C et un taux d'indium de 75%, avec des mobilités de 16 000 et 140 000 cm²/Vs à 300 et 77 K respectivement [55]. Ces valeurs sont parmi les meilleures publiées à ce jour pour ce système de matériaux.

Croissance des alliages InGaP contraints

L'hétérojonction AlGaAs/(In)GaAs est la première à avoir été réalisée et étudiée et continue à susciter l'intérêt. C'est elle qui a donné lieu aux premiers composants à dopage modulé, de type HEMT. De ce point de vue, l'utilisation de l'alliage AlGaAs pose quelques problèmes technologiques, tel l'apparition de centres profonds (DX) pour des concentrations d'aluminium supérieures à 0.4 et son oxydation rapide à l'atmosphère ambiante. Une alternative possible est son remplacement par l'alliage InGaP qui permet de s'affranchir des problèmes de centres DX. De plus, lors des étapes technologiques, la sélectivité de gravure entre la couche de contact arsénée et la couche barrière en InGaP peut être mise à profit.

Cependant, l'offset de bande de conduction entre InGaP et GaAs est assez faible (de l'ordre de 150 meV) et donc peu favorable au transfert électronique. L'utilisation d'alliages InGaP contraints en tension permettrait d'accroître le décalage de bande de conduction et donc le transfert électronique. Pourtant, la croissance des alliages InGaP contraints est beaucoup moins documentée que celle des alliages InGaAs. Il n'est cependant pas certain que les connaissances acquises sur les alliages InGaAs puissent être transposées directement aux alliages InGaP compte tenu des différences d'enthalpie de mélange et de reconstruction de surface entre les 2 familles. C'est pourquoi j'ai entrepris une étude de la croissance des alliages InGaP contraints, d'abord sur substrat GaAs.

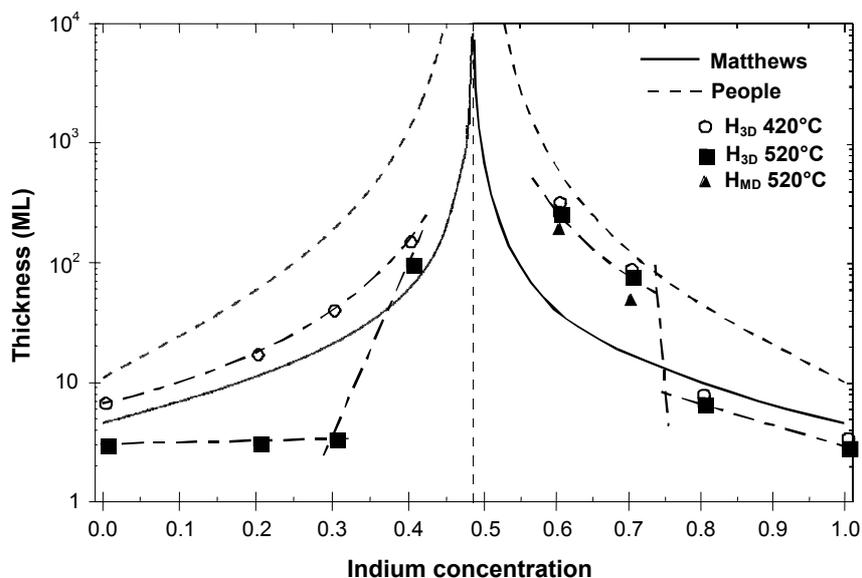


Figure II.20 : Evolution de l'épaisseur critique d'un film de $In_xGa_{1-x}P$ épitaxié sur GaAs, en compression ou en tension.

Le comportement observé pour une contrainte en compression (taux d'indium supérieur à 50%) et une température de croissance de 520°C est voisin de celui relevé pour le système InGaAs/InP. En effet, la relaxation de la contrainte s'opère par nucléation de dislocations (plastique) pour les plus faibles taux d'indium ($x < 0.75$) puis par croissance tridimensionnelle pour $x > 0.75$. Par contre, dans le cas de la contrainte en tension, la transition 2D-3D est observée pour environ 3 monocouches déposées pour une composition en indium variant de 0 à 0.35 (figure II.20). Sur substrat InP, pour la même contrainte en tension (mais pas la même composition), ce comportement anormal n'est pas observé : il s'agit donc bien plutôt d'un effet de composition que d'un effet de contrainte [56]. Ces observations pourraient être expliquées par la décomposition spinodale de l'alliage InGaP reportée dans la littérature pour des compositions en indium inférieures à 50% vers 500°C [57]. Pour tester cette

hypothèse, nous avons abordé l'étude de la croissance de l'alliage contraint en compression sur GaP : cette fois, la composition est identique au cas de l'alliage contraint en tension sur GaAs mais la contrainte est inversée. La décomposition spinodale ne dépendant pas du signe de la contrainte, elle devrait également se manifester dans ce cas. Or, il n'en est rien et l'évolution de l'épaisseur critique en fonction du taux d'indium dans le système InGaP/GaP est très similaire à celle relevée pour le système InGaAs/GaAs (figure II.21). En nous appuyant sur des modélisations réalisées par C. Priester, nous avons montré que cette décomposition de l'alliage est favorisée à la fois par la contrainte en tension, la composition en indium (20-30%) et la ségrégation verticale et latérale de l'indium [58].

L'étude de la croissance sur substrat GaP s'est poursuivie avec pour but une comparaison avec le système InGaAs/GaAs [59]. Deux différences marquantes sont apparues. La première concerne la morphologie des couches pour des taux d'indium compris entre 25 et 50% où il y a formation de structures filaires orientées suivant la direction [110] (figure II.22). La seconde est relative à la taille des îlots ($\sim 1 \mu\text{m}$) observés lors de la croissance d'InP sur GaP (figure II.23). Nous avons expliqué ces observations grâce aux travaux récents publiés sur les reconstructions de surface des phosphures [60] (cf. paragraphe « reconstructions de surfaces »). En effet, il s'avère que GaP et InP présentent une reconstruction de surface (2x4) riche cation, faisant intervenir des dimères de cations orientés suivant [110], favorisant une

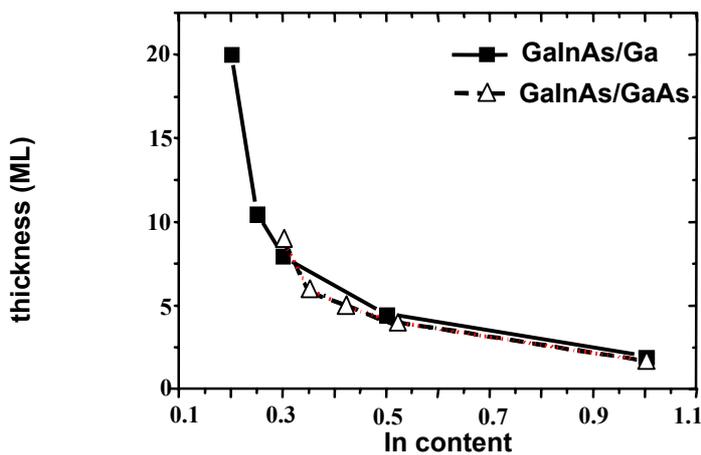


Figure II.21 : Comparaison de l'évolution de l'épaisseur critique en fonction du taux d'indium de l'alliage pour les systèmes InGaAs/GaAs et InGaP/GaP.

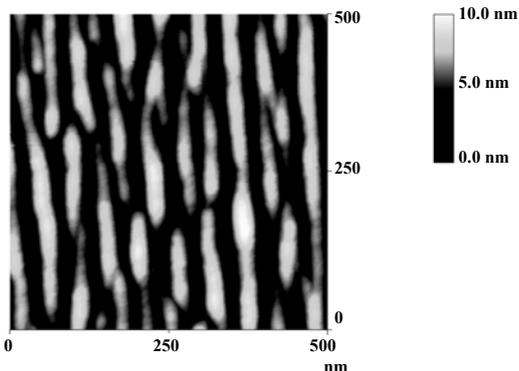


Figure II.22 : Image AFM d'un film de 75 Å de $\text{In}_{0.25}\text{Ga}_{0.75}\text{P}$ épitaxié à 520°C sur substrat GaP.

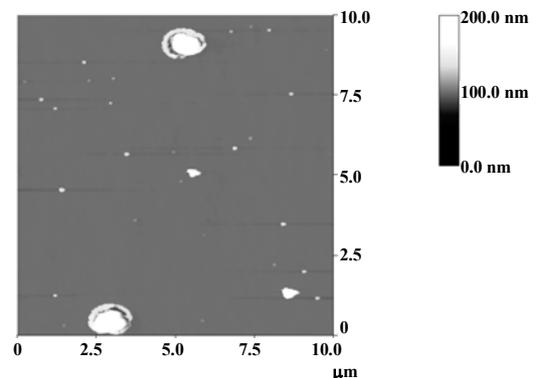


Figure II.23 : Image AFM après croissance de 3.3 monocouches d'InP épitaxiées sur GaP à 520°C

anisotropie de diffusion des espèces à la surface et donc le développement de structures 3D suivant cette direction. Par ailleurs, cette surface riche cation est caractérisée par une très forte mobilité des espèces, à l'origine des îlots de très grande taille.

Application aux hétérostructures pour composants micro-ondes

Ce travail a été le fil rouge de mon activité, visant à optimiser des structures de type HEMT sur InP pour les composants micro-ondes de puissance ou faible bruit. Il m'a permis de mettre à profit les connaissances acquises lors des études présentées plus haut concernant notamment les phénomènes de ségrégation, les interfaces et les couches contraintes.

Le double plan de dopage et la structure inversée

A nouveau la ségrégation

La réalisation de transistors HEMT de puissance sur InP est pénalisée par une mauvaise tenue en tension. Pour y pallier, nous avons fait le pari d'obtenir des courants importants à l'aide de structures à double plan de dopage. Ceci nous a conduit à aborder les problèmes liés à la ségrégation du dopant silicium lors de la croissance de la structure inversée (figure II.24). Cette ségrégation du silicium est particulièrement pénalisante puisqu'à

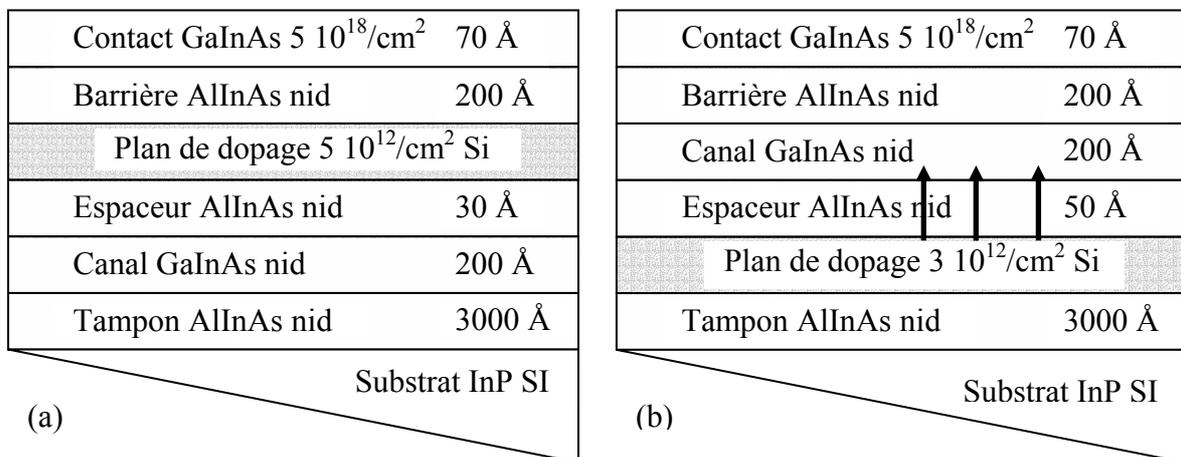


Figure II.24 : Exemple de structures de type HEMT directe (a) et inverse (b). Les flèches de la figure (b) symbolisent la ségrégation du silicium dans le canal.

	Sans optimisation de température		Avec optimisation de température	
	300 K	77 K	300 K	77 K
nH en cm ⁻²	1.52 10 ¹²	1.95 10 ¹²	2.32 10 ¹²	2.86 10 ¹²
μH en cm ² /V.s	3850	6670	8970	25900

Tableau II.1 : Densité de porteurs et mobilité de Hall mesurée sur l'hétérostructure inverse (b) avec et sans optimisation de la température de croissance.

la température de croissance standard pour ces structures (500-520°C), le silicium ségrège à la surface et s'incorpore dans le canal, réduisant de façon dramatique la mobilité des électrons. Nous avons mis au point une procédure de croissance qui diminue fortement la cinétique de la ségrégation. Elle consiste essentiellement à baisser la température du substrat vers 450°C durant les quelques premières monocouches de la couche espaceur, de sorte à « enterrer » les

atomes de silicium du plan de dopage et ainsi à en limiter la ségrégation. La température de croissance est ensuite rétablie aux environs de 500-520°C pour l'épitaxie de la zone active. Les valeurs de la mobilité électronique pour les structures directe et inverse sont alors comparables (cf. tableau II.I). La maîtrise acquise a permis la participation à un contrat DRET sur la filière InP [61]. A titre d'exemple, dans le cadre de la thèse de Frédéric Diette (équipe « Composants de puissance » de l'IEMN), nous avons épitaxié une structure à compensation de contrainte composée d'un canal InGaAs à 65% d'indium, d'une barrière InAlAs à 35% d'indium et de 2 plans de dopage qui a fourni des transistors dont les caractéristiques étaient à l'état de l'art [62,63]. En effet, à 60 GHz, nous avons obtenu une densité de puissance de 370 mW/mm, un rendement en puissance ajoutée supérieur à 28% et un gain en puissance au-delà de 5dB pour un transistor à grille de 0.25 µm.

Dans le cas des composants faible bruit à faible longueur de grille, le report sur des substrats plus isolants permet de réduire considérablement les effets de canal court. Ce thème a fait l'objet d'une collaboration avec le LETI en vue de réaliser des composants hyperfréquences sur substrat InP reportés sur substrats Si ou GaAs par collage moléculaire afin de pallier les problèmes relatifs à l'utilisation des substrats InP (coût, fragilité,...). Lors de la croissance, compte tenu de l'étape de report, la structure doit être épitaxiée inversée. Là encore, la difficulté majeure est de minimiser la ségrégation du silicium dans le canal et nous avons appliqué la même procédure que précédemment. Après collage et élimination du substrat, un transistor HEMT de longueur de grille 0.12 µm a été réalisé, présentant des fréquences de coupure f_c de 185 GHz et f_{max} de 280 GHz, comparables à un composant non reporté [64].

Les canaux mixtes et phosphorés

Où l'on retrouve les interfaces

Afin de réduire l'ionisation par impact liée aux porteurs énergétiques, nous avons introduit des structures à canal mixte InP/InGaAs ou à canal phosphoré (InAsP ou InP). Dans le cas du canal mixte (thèse de Pascal Chevalier, 1998), les porteurs se déplacent d'abord dans l'alliage InGaAs puis, lorsqu'ils ont suffisamment d'énergie, transfèrent dans InP et perdent ainsi de l'énergie cinétique, ce qui réduit le phénomène d'ionisation par impact. Les mesures obtenues sur des structures adaptées en maille à canal mixte InP/InGaAs montrent une réduction d'un facteur 2 de la transconductance de sortie, ce qui confirme la diminution de l'ionisation par impact. Sur ces structures, à 60 GHz et pour un transistor de 0.15µm de longueur de grille, nous avons mesuré une densité de puissance supérieure à 350 mW/mm, un gain en puissance entre 5 et 6dB et un rendement en puissance ajoutée de l'ordre de 13% [65,66]. Ces performances sont assez comparables à la structure à double plan de dopage en termes de densité de puissance et de gain en puissance mais avec un simple plan de dopage. Le canal phosphoré (thèse de Fahrid Medjdoub, 2004) présente une tenue en tension nettement supérieure à celle du canal InGaAs mais est pénalisé par une dynamique des porteurs moins favorable, surtout pour InP. L'utilisation d'une grille courte (100 nm ou moins) est alors indispensable pour autoriser la montée en fréquence. Le respect des règles d'échelle impose alors de réduire l'épaisseur de barrière à 10 nm ou moins. Dans ce cas, le potentiel de surface dans les zones découvertes du fossé de grille déserte en partie le canal et déforme les caractéristiques $I_{DS}=f(V_{DS})$. Pour contrer cet effet, nous avons utilisé une barrière composite InAlAs/InP permettant de réaliser un double fossé de grille et d'éloigner la surface du canal tout en conservant un rapport d'aspect correct. C'est ainsi que récemment ont été réalisés des

transistors à grille de 100 nm présentant l'état de l'art en puissance à 94 GHz, avec une densité de puissance de 260 mW/mm, un gain en puissance de 5.9 dB et un rendement en puissance ajoutée supérieur à 10%.

Vers des canaux à haute mobilité

L'augmentation du taux d'indium de l'alliage InGaAs dans le canal permet un gain en dynamique des porteurs. Du point de vue de l'épitaxie, deux voies ont été explorées, utilisant des structures $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}/\text{In}_y\text{Al}_{1-y}\text{As}$ pseudomorphiques ou métamorphiques sur substrat InP. Dans le premier cas, durant le stage de DEA de Bastien Pinsard, nous avons montré que pour une zone active de 12-15 nm d'épaisseur, les meilleurs résultats sont obtenus pour un taux d'indium de 75% (cf. paragraphe « croissance contrainte d'InGaAs sur InP »). Nous avons déterminé l'influence des paramètres de la structure sur la mobilité dans le canal. Nous avons ainsi montré que la mobilité à 77K croît avec la densité de porteurs jusqu'à des valeurs de $9 \cdot 10^{11}/\text{cm}^2$, mettant ainsi en évidence l'effet collectif d'écrantage du gaz 2D. De même, la mobilité augmente avec l'épaisseur de l'espaceur jusqu'à une épaisseur de 20 nm, permettant une réduction de l'interaction coulombienne entre les porteurs et les donneurs ionisés. Grâce à cette optimisation, nous avons pu obtenir des mobilités de 16 000 et 140 000 cm^2/Vs à 300 et 77 K respectivement, avec une densité de porteurs correspondante de $9 \cdot 10^{11}/\text{cm}^2$ [55]. Ces valeurs sont parmi les meilleures publiées sur des structures pseudomorphiques dans ce système de matériaux.

La littérature fournit quelques valeurs supérieures pour des structures métamorphiques que nous avons étudiées dans le cadre du DEA de Julien Lastennet. Le but visé avec de telles structures était la croissance d'une zone active en InAs de 10-15 nm grâce à une couche tampon métamorphique en $\text{In}_y\text{Al}_{1-y}\text{As}$ servant d'adaptation de paramètre de maille avec le substrat InP. Pour la croissance de la couche d'adaptation, nous nous sommes appuyés sur l'expérience acquise par l'équipe ces dernières années. Cependant, les matériaux utilisés imposent une contrainte en compression du canal InAs, d'autant plus importante que le taux d'indium final de la couche d'adaptation en InAlAs est faible. Ce taux ne peut pourtant pas être trop élevé sous peine de réduire fortement l'offset de bande de conduction et nuire au transfert : nous avons ainsi fixé le taux maximum d'indium de la couche métamorphique à 80%. Dans ce cas, il s'est avéré impossible d'épitaxier un canal InAs de 10 à 15 nm d'épaisseur sans relaxation plastique, quelles que soient les conditions de croissance. Ceci est probablement dû à la rugosité inévitable de la couche métamorphique relaxée. Par contre, nous avons pu obtenir d'excellents résultats avec un canal mixte composé de 7 nm d'InAs avec de part et d'autre 4 nm de $\text{In}_{0.8}\text{Ga}_{0.2}\text{As}$. La mobilité électronique est alors de 21 500 $\text{cm}^2/\text{V.s.}$ à 300K et 179 000 $\text{cm}^2/\text{V.s.}$ à 77K pour une densité de porteurs de $9 \cdot 10^{11}/\text{cm}^2$. Là encore, ces valeurs se situent très honorablement par rapport à la concurrence internationale.

Références

- [1] : C. Deparis and J. Massies, *J. Crystal Growth* **108** (1991) 157.
[2] : H.H. Farrell and C.J. Palmstrom, *J. Vac. Sci. Technol.* **B8** (1990) 903.
[3] : J.E. Northrup and S. Froyen, *Phys. Rev.* **B50** (1994) 2015.
[4] : T. Hashizume, Q.K. Xue, J. Zhou, A. Ichimiya and T. Sakurai, *Phys. Rev. Lett.* **73** (1994) 2208.
[5] : G.P. Srivastava and S.J. Jenkins, *Phys. Rev.* **B53** (1996) 12 589.
[6] : V.P. LaBella, H. Yang, D.W. Bullock, P.M. Thibado, P. Kratzer and M. Scheffler, *Phys. Rev. Lett.* **83** (1999) 2989.
[7] : V.P. LaBella, D.W. Bullock, C. Emery, Z. Ding and P.M. Thibado, *Appl. Phys. Lett.* **79** (2001) 3065.
[8] : M. Itoh, G.R. Bell, A.R. Avery, T.S. Jones, B.A. Joyce, D.D. Vvedensky, *Phys. Rev. Lett.* **81**, 633 (1998)
[9] : S.-H. Lee, W. Moritz, M. Scheffler, *Phys. Rev. Lett.* **85** (2000) 3890
[10] : C. Kumpf, L.D. Marks, D. Ellis, D. Smilgies, E. Landemark, M. Nielsen, R. Feidenhans, J. Zegenhagen, O. Bunk, J.H. Zeysing, Y. Su and R.L. Johnson, *Phys. Rev. Lett.* **86** (2001) 3586.
[11] : D. Paget, Y. Garreau, M. Sauvage, P. Chiaradia, R. Pinchaux and W.G. Schmidt, *Phys. Rev.* **B64** (2001) 161 305.
[12] : A. Ohtake, S. Tsukamoto, M. Pritovsek, N. Koguchi, M. Ozeki, *Phys. Rev.* **B65** (2002) 233 311.
[13] : M. Sauvage-Simkin, R. Pinchaux, J. Massies, P. Claverie, N. Jedrecy, J. Bonnet and I.K. Robinson, *Phys. Rev. Lett.* **62** (1989) 563.
[14] : C. Xu, J.S. Burnham, R.M. Braun, S.H. Goss and N. Winograd, *Phys. Rev.* **B52** (1995) 5172.
[15] : A. Ohtake, J. Nakamura, S. Tsukamoto, N. Koguchi, A. Natori, *Phys. Rev. Lett.* **89** (2002) 206 102.
[16] : M. Göthelid, Y. Garreau, M. Sauvage-Simkin, R. Pinchaux, A. Cricenti, G. Le Lay, *Phys. Rev.* **B59** (1999) 15 285.
[17] : W. Barvosa-Carter, R.S. Ross, C. Ratsch, F. Grosse, J.H.G. Owen, J.J. Zinck, *Surf. Sci.* **499** (2002) L129.
[18] : F Grosse, W. Barvosa-Carter, J.J. Zinck, M.F. Gyure, *Phys. Rev.* **B66** (2002) 075 321.
[19] : X.Wallart, *Surf. Sci.* **506** (2002) 203
[20] : V.P. LaBella, Z. Ding, D.W. Bullock, C. Emery and P.M. Thibado, *J. Vac. Sci. Technol.* **A18** (2000) 1492.
[21] : W.G. Schmidt, F. Bechstedt, N. Esser, M. Pritovsek, C. Schultz and W. Richter, *Phys. Rev.* **B57** (1998) 14 596.
[22] : N. Esser, W.G. Schmidt, J. Bernholc, A.M. Frisch, P. Vogt, M. Zorn, M. Pritovsek, W. Richter, F. Bechstedt, T. Hannapel, S. Visbeck, *J. Vac. Sci. Technol.* **B17** (1999) 1691.
[23] : A.M. Frisch, W.G. Schmidt, J. Bernholc, M. Pritovsek, N. Esser and W. Richter, *Phys. Rev.* **B60** (1999) 2488.
[24] : K. Lüdge, P. Vogt, O. Pulci, N. Esser, F. Bechstedt and W. Richter, *Phys. Rev.* **B62** (2000) 11 046.
[25] : S.V. Ivanov, P.S. Kop'ev, N.N. Ledentsov, *J. Cryst. Growth* **104** (1990) 345.
[26] : B. Jusserand, E. Alexandre, D. Paquet, G. Leroux, *Appl. Phys. Lett.* **47** (1985) 301.
[27] : N. Imata, Y. Matsumoto, T. Baba, *Jpn. J. Appl. Phys.* **24** (1985) L17.

- [28] : O. Dehaese, thèse d'université, Université des Sciences et Technologies de Lille1, juillet 1997
- [29] : J.M. Moison, C. Guille, F. Houzay, F. Barthe, M. Van Rompay, Phys. Rev. **B 40** (1989) 6149.
- [30] : O. Schuler, thèse d'université, Université des Sciences et Technologies de Lille1, novembre 1998.
- [31] : K. Muraki, S. Fukatsu, Y. Shiraki, R. Ito, Appl. Phys. Lett. **61** (1992) 557.
- [32] : H. Toyoshima, T. Niwa, J. Yamazaki, A. Okamoto, Appl. Phys. Lett. **63** (1993) 821.
- [33] : J.R. Arthur, J. Appl. Phys. **39** (1968) 4032.
- [34] : J.M. Gerard, J.Y. Marzin, Phys. Rev. **B 45** (1992) 6313.
- [35] : J. Nagle, J.P. Landesman, M. Larive, C. Mottet, P. Bois, J. Cryst. Growth **127** (1993) 550.
- [36] : M. Larive, J. Nagle, J.P. Landesman, X. Marcadet, C. Mottet, P. Bois, J. Vac. Sci. Tech. **B11** (1993) 1413.
- [37] : B. Jusserand, F. Mollot, J.M. Moison, G. Le Roux, Appl. Phys. Lett. **57** (1990) 560.
- [38] : J. Massies, F. Turco, A. Saletes, J.P. Contour, J. Cryst. Growth **80** (1987) 307.
- [39] : G. Grenet, E. Bergignat, M. Gendry, M. Lapeyrade, G. Hollinger, Surf. Sci. **352-354** (1996) 734.
- [40] : O. Dehaese, X. Wallart, F. Mollot, Appl. Phys. Lett. **66** (1995) 52
- [41] : O. Schuler, O. Dehaese, X. Wallart, F. Mollot, J. Appl. Phys. **84** (1998) 766
- [42] : O. Dehaese, X. Wallart, O. Schuler, F. Mollot, J. Appl. Phys. **84** (1998) 2127
- [43] : Y. Foulon, C. Priester, G. Allan, J.C. Garcia, J.P. Landesman, M. Leroux, Phys. Rev. **B46** (1992) 1886
- [44] : M. Leroux, M.L. Fille, B. Gil, J.P. Landesman, J.C. Garcia, Phys. Rev. **B47** (1993) 6465
- [45] : X. Wallart, C. Priester, D. Deresmes, T. Gehin, F. Mollot, Appl. Phys. Lett. **81** (2002) 1086
- [46] : S.B. Zhang, A. Zunger, Appl. Phys. Lett **71** (1997) 677
- [47] : X. Wallart, C. Priester, Phys. Rev. **B68** (2003) 235314
- [48] : J. Massies, J. Rochette, P. Delescluse, P. Etienne, J. Chevrier and N.T. Linh, Electronics Lett. **18**, 758 (1982)
- [49] : J. Massies and M. Sauvage-Simkin, Appl. Phys. **A 32**, 27 (1983)
- [50] : M. Gendry, V. Drouot, C. Santinelli, G. Hollinger, C. Miozzi and M. Pitaval, J. Vac. Sci. Technol. **B10**, 1829 (1992)
- [51] : S.Z. Chang, S.C. Lee, C.R. Chen and L.J. Chen, J. Appl. Phys. **75**, 1511 (1994)
- [52] : S. Jourba, M. Gendry, P. Regreny and G. Hollinger, J. Crystal Growth **201/202**, 1101 (1999)
- [53] : D. Lacombe, A. Ponchet, S. Fréchengues, V. Drouot, N. Bertru, B. Lambert and A. Le Corre, J. Crystal Growth **201/202**, 252 (1999)
- [54] : M. Gendry, V. Drouot, G. Hollinger and S. Mahajan, Appl. Phys. Lett **66**, 40 (1995)
- [55] : X. Wallart, B. Pinsard, F. Mollot, J. Appl. Phys. **97**, (2005) 053706
- [56] : X. Wallart, O. Schuler, D. Deresmes and F. Mollot., Appl. Phys. Lett. **76** (2000) 2080
- [57] : S.H. Wei, L.G. Ferreira and A. Zunger, Phys. Rev. **B41** (1990) 8240
- [58] : X. Wallart, C. Priester, D. Deresmes and F. Mollot, Appl. Phys. Lett. **77** (2000) 253
- [59] : X. Wallart, D. Deresmes and F. Mollot, J. Crystal Growth. **227-228** (2001) 255
- [60] : X. Wallart, D. Deresmes and F. Mollot, Appl. Phys. Lett. **78** (2001) 2961

- [61] : Contrat DRET91/113, *Etude prospective des potentialités de transistors à effet de champ à base de GaInAs sur InP*
- [62] : S. Piotrowicz, C. Gaquière, B. Bonte, E. Bourcier, D. Théron, X. Wallart, Y. Crosnier, IEEE Microwave and Guided Wave Lett. **8**, 10 (1998)
- [63] : F. Diette, D. Théron, X. Wallart, M. Muller, M. François, E. Delos, C. Gaquière, Y. Crosnier, IEEE Proceedings of IPRM96, 20 (1996)
- [64] : S. Bollaert, X. Wallart, S. Lepilliet, A. Cappy, E. Jalaguier, S. Pocas, B. Aspar, El. Device Lett.**23**, 73 (2002)
- [65] : P. Chevalier, X. Wallart, B. Bonte, R. Fauquembergue, Electronics Letters **34**, 409 (1998)
- [66] : M. Boudrissa, E. Delos, X. Wallart, D. Théron, J.C. De Jaeger, El. Device Lett. **22**, 257 (2001)

3^{ème} partie : projet de recherche

Épitaxie d'hétérostructures à base d'antimoniures

L'évolution future de mon activité de recherche est déjà amorcée et découle de mon expérience: le développement de la croissance d'hétérostructures à base de semi-conducteurs III-V antimoniés.

Ce projet s'insère dans la thématique "composants rapides" du laboratoire et constitue une prolongation de mes activités de croissance d'hétérostructures sur InP pour composants micro-ondes. En effet, dans la course à la haute fréquence, l'intégration de matériaux antimoniés dans les hétérojonctions à modulation de dopage ou dans les transistors bipolaires à hétérojonction permet de franchir un pas supplémentaire.

Contexte national et international

C'est sans nul doute les chercheurs de Santa Barbara emmenés par le prix Nobel H. Kroemer qui furent les pionniers dans l'épitaxie des antimoniures dès la fin des années 1980. Ils démontrèrent les potentialités de l'hétérostructure AlSb/InAs avec des mobilités électroniques record de l'ordre de $30\,000\text{ cm}^2/\text{V.s}$ à 300K et $900\,000\text{ cm}^2/\text{V.s}$ à 4K [1-4]. L'équipe initiale a essaimé et actuellement, le groupe de C. Bolognesi de l'Université Simon Fraser au Canada est également très actif dans le domaine. Le « Naval Research Laboratory » (NRL) américain est également engagé fortement dans le domaine et on lui doit nombre d'études sur les surfaces d'antimoniures et leurs interfaces avec les arséniures [5-8].

Les chercheurs de Santa Barbara comme ceux du NRL ont réalisé des transistors de type HEMT basés sur l'hétérojonction AlSb/InAs. Pour une longueur de grille de $0.1\ \mu\text{m}$, le NRL atteint des fréquences de coupure f_T et f_{Max} aux environs de 200GHz [9, 10] tandis que pour une grille de $0.2\ \mu\text{m}$, l'équipe de Santa Barbara obtient 160 et 140 GHz respectivement [11]. Ces résultats sont assez décevants compte tenu des propriétés remarquables de l'hétérostructure AlSb/InAs : grande discontinuité de bande de conduction (1.35 eV) et mobilité électronique très élevée dans InAs. Ceci s'explique essentiellement par les phénomènes d'ionisation par impact dans le canal InAs à petit gap mais aussi par les difficultés technologiques (contacts,...) rencontrées avec les antimoniures : la technologie est beaucoup moins mature que celle sur substrat GaAs ou InP. Par ailleurs, les composants étudiés sont épitaxiés sur substrat GaAs avec une couche tampon métamorphique pour adapter le paramètre de maille : l'influence d'une forte densité de dislocations émergentes dans la zone active doit également être considérée.

L'utilisation de l'antimoine dans la base de transistors à hétérojonction a permis une avancée significative. En effet, en utilisant comme matériau de base un alliage GaAsSb en accord de maille sur InP, C.Bolognesi et al. ont montré que l'on peut atteindre des fréquences de coupure voisines de 300 GHz sans technologie complexe, valorisant ainsi l'apport des antimoniures dans la structure TBH sur InP [12]. Ces performances n'avaient été atteintes précédemment par M. Rodwell et al. qu'au prix d'une technologie complexe impliquant notamment une étape de report [13]. Par rapport à une base en InGaAs, la base en GaAsSb améliore le blocage des trous à la jonction émetteur-base et surtout favorise l'injection des électrons à la jonction base-collecteur (figure III.1).

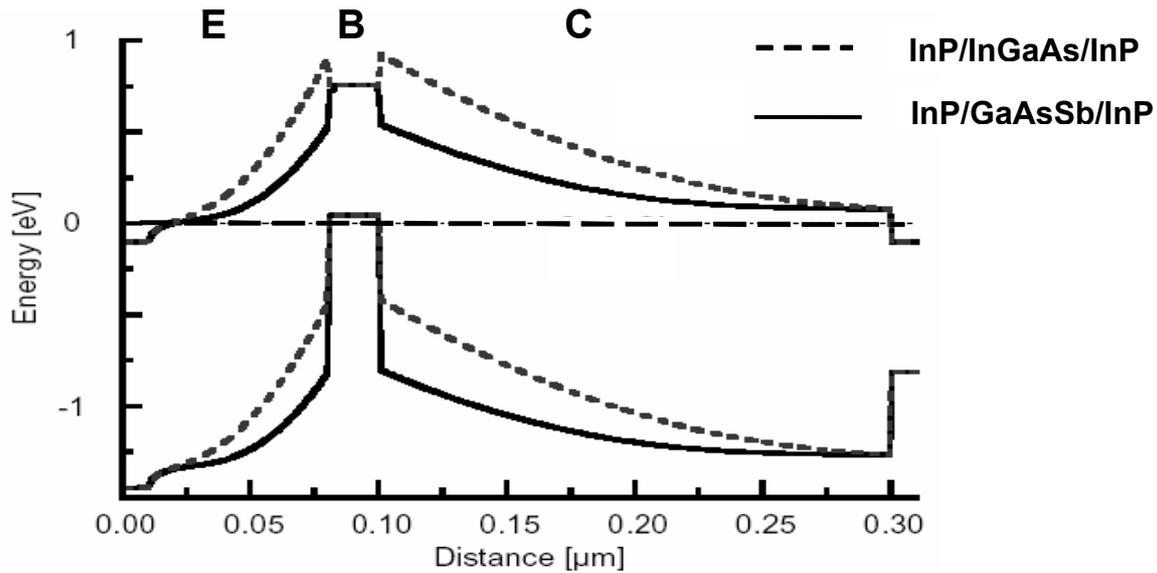


Figure III.1 : schéma des bandes de valence et de conduction le long d'un HBT à base InGaAs ou GaAsSb sans polarisation (d'après C. Bolognesi et al.)

Enfin, il faut souligner la réalisation au début des années 1990 d'une diode à effet Tunnel résonnant à double barrière AlSb par les chercheurs du MIT présentant une fréquence maximum d'oscillation de 712GHz constituant encore aujourd'hui le record en la matière [14].

En France, les principaux laboratoires impliqués dans la croissance d'antimoniures par EJM sont le CEM2 à Montpellier, le LPN à Marcoussis et le laboratoire de recherche de Thalès à Corbeville. Les applications visées sont essentiellement optoélectroniques, dans l'infra-rouge. Par ailleurs, des industriels tel OMMIC à Limeil-Brévannes s'intéressent fortement aux structures HBT à base antimonée.

Le projet : hétérostructures antimoniées pour électronique très rapide

Les éléments présentés ci-dessus tendent à prouver que le futur de la montée en fréquence passe par l'utilisation des matériaux antimoniés. Plus récemment, des sociétés telle Intel ont également montré l'intérêt des antimoniures pour réduire la puissance dissipée dans les futurs dispositifs [15,16]. Au niveau national, aucun laboratoire universitaire n'est fortement impliqué dans la recherche sur les composants rapides à base d'antimoine. Compte tenu de l'expérience de l'IEMN dans ce domaine, il apparaît donc naturel qu'il entreprenne un programme d'élaboration d'hétérostructures pour des composants haute fréquence utilisant l'antimoine.

Ce programme abordera les structures à modulation de dopage, les TBH et s'appuiera sur des études plus fondamentales liées à la croissance.

Hétérostructures à dopage modulé

Ces hétérostructures visent d'abord la fabrication de transistors de type HEMT à canal InAs. Comme il a été mentionné plus haut, la structure métamorphique $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}/\text{In}_y\text{Al}_{1-y}\text{As}$

demeure délicate à mettre en œuvre et présente d'importantes limitations en terme notamment d'offset de bande de conduction. Aussi, pour s'affranchir de ces limitations, de la contrainte et permettre l'utilisation d'InAs dans la zone active, l'emploi d'antimoniures comme matériau de barrière est incontournable.

L'hétérojonction AlSb/InAs présente la plus importante discontinuité de bande de conduction (1.35 eV) parmi les semi-conducteurs III-V, très favorable au transfert électronique. Le canal InAs permet quant à lui d'atteindre des mobilités électroniques élevées grâce à la faible masse effective des électrons dans InAs (0.025 m_0). Cependant, la faible bande interdite d'InAs associée à l'hétérojonction AlSb/InAs de type II conduit à une importante concentration de trous, non confinés dans le canal, générés par ionisation par impact. Ces trous participent alors à un courant de grille et à une charge positive du substrat, 2 phénomènes parasites du fonctionnement du transistor HEMT.

Nous nous proposons donc de développer des solutions permettant de réduire l'ionisation par impact et d'améliorer le confinement des trous créés dans le canal. Les premières sont basées sur des canaux mixtes alliant InAs à un alliage de plus grande bande interdite. Cette approche a déjà été expérimentée par le groupe de Santa Barbara avec des canaux mixtes InAs/InAlAs [17] et InAs/InAsP [18]. Des composants ont été réalisés et ont démontré une amélioration par rapport à ceux à canal InAs, notamment du point de vue de l'ionisation par impact. Les longueurs de grille utilisées étaient relativement longues (0.5 et 0.7 μm) et ne permettent pas de juger des performances ultimes de ce type de composants. Nous nous proposons de continuer dans cette voie avec des longueurs de grille de 0.1 μm ou moins pour explorer les potentialités de cette approche. L'amélioration du confinement des trous passe par l'utilisation d'alliages Al(Ga)As_xSb_{1-x} comme matériau de couche tampon et de barrière afin que l'hétérojonction Al(Ga)As_xSb_{1-x}/InAs soit de type I. Des premiers pas en ce sens ont été entrepris par les chercheurs de Santa Barbara avec l'insertion d'une couche d'AlAs_xSb_{1-x} dans la barrière [19] mais en gardant AlSb comme couche tampon, la collection du courant de trous vers le substrat se faisant par une grille arrière [20]. Le retour à une hétérostructure de type I nous paraît préférable et les excellents résultats obtenus par les chercheurs d'Intel sur l'hétérojonction AlInSb/InSb (de type I) [15,16], malgré la très faible bande interdite d'InSb (~0.2 eV), nous encouragent en ce sens.

Enfin, les structures à dopage modulé peuvent également déboucher sur des aspects plus originaux comme les composants balistiques. L'émergence des structures balistiques vient du rapprochement des longueurs maintenant technologiquement accessibles, de l'ordre de 100 nm, et du libre parcours moyen des électrons entre deux collisions à température ambiante dans certains matériaux. C'est le cas des alliages InGaAs, d'autant plus que le taux d'In est élevé, le meilleur candidat étant InAs. Dans le cadre du projet européen Nanotera [21], le laboratoire a déjà entrepris une action sur ces structures à base d'alliages InGaAs sur substrat InP.

Le transistor bipolaire à hétérojonction

Les résultats récents sur les transistors TBH à base GaAsSb en font un candidat de choix pour la montée en fréquence. Notre travail portera dans un premier temps sur l'optimisation de la structure à double hétérojonction InP/GaAsSb/InP. Nous nous appuyerons sur l'expérience acquise au laboratoire dans la réalisation de TBH InP/InGaAs/InP ces dernières années [22,23]. Puis, à plus long terme, le degré de liberté supplémentaire apporté par l'antimoine dans l'ingénierie des structures de bandes permet d'envisager la réalisation de TBH dans une filière 6.1Å, c'est-à-dire adaptée en maille à GaSb.

Les études liées à la croissance

Comme tout au long de mon activité passée, les objectifs finalisés décrits ci-dessus reposeront sur des études plus fondamentales. D'ores et déjà, j'identifie 3 pistes principales.

Les couches tampon métamorphiques

La première est l'élaboration de couches tampons métamorphiques isolantes, nécessaires à la croissance de structures pour composants. En effet, il n'existe ni substrats GaSb, ni a fortiori de substrats InAs semi isolants. Il est donc nécessaire d'utiliser des substrats GaAs ou InP semi isolants sur lesquels il faut épitaxier une couche tampon, typiquement en $\text{Al}(\text{Ga})\text{As}_x\text{Sb}_{1-x}$, isolante électriquement et qui permette l'adaptation du paramètre de maille entre le substrat et la zone active [4, 24, 25]. Pour ce faire, je m'appuierai sur l'expérience de l'équipe « Epitaxie » acquise lors de la croissance métamorphique sur substrats GaAs et InP [26, 27]. Néanmoins, la croissance métamorphique des alliages $\text{InGa}(\text{Al})\text{As}$ sur GaAs ou InP repose exclusivement sur des gradients de composition en éléments III (Ga-In ou Al-In) alors que dans le cas des antimoniés, ces gradients concernent les éléments V As et Sb. La tâche sera plus ardue car l'incorporation respective de As et Sb dépend des conditions de croissance, ce qui n'est pas le cas pour les éléments III pour lesquels le coefficient de collage est toujours 1. Une étude préalable de l'incorporation de As et Sb en fonction des conditions de croissance (température de croissance, rapport des flux V/III) sera donc nécessaire et pourra bénéficier utilement des résultats déjà obtenus par l'équipe de Thalès [28]. D'un point de vue expérimental, cela nécessite un contrôle précis des flux d'éléments V qui exige l'utilisation de cellules à vanne.

Le dopage n utilisant le tellure

Le second aspect à maîtriser est le dopage de type n des antimoniures qui n'est pas possible directement avec le silicium. Deux solutions existent. La première consiste à épitaxier des barrières sous forme de super-réseaux AlSb/InAs à courte période dans lesquels le dopage se fait grâce au silicium dans la couche InAs [29]. La seconde nécessite l'emploi du tellure. Pour ce faire, des sources binaires tel GaTe sont préférées car ces matériaux présentent une pression de vapeur beaucoup plus faible que le tellure élémentaire et sont donc plus compatibles avec l'environnement EJM [30]. Le tellure a été également utilisé comme surfactant lors de la croissance contrainte d'alliages InGaAs par exemple [31], dans laquelle est mise à profit sa tendance à ségréger en surface. Dans le cas du dopage, il me faudra au contraire travailler pour limiter au maximum cette ségrégation.

Où l'on retrouve les interfaces et les surfaces

Le troisième sujet d'étude à aborder est le contrôle des interfaces arséniures/antimoniures et phosphures/antimoniures. Les chercheurs du laboratoire de recherche de Thalès ainsi que ceux de l'université de Montpellier ont déjà travaillé sur ce sujet dans le cadre d'applications optiques [32,33]. Il me faudra reprendre ce sujet en visant une optimisation pour des composants électroniques. Ce point est particulièrement délicat puisque dans les applications envisagées, il y a à la fois commutation d'anions et de cations aux interfaces, InP/GaAsSb pour les transistors bipolaires à hétérojonction et AlSb/InAs pour les hétérostructures à dopage modulé. L'effet de la séquence de commutation aux interfaces sur les propriétés électroniques a été très tôt mis en évidence par le groupe de Santa Barbara [34] et demeure un sujet d'actualité [35,36]. Je bénéficierai de notre expérience passée de

l'étude des interfaces arséniures/phosphures et de l'ensemble expérimental de l'IEMN disposant d'un système d'analyse de surfaces couplé aux bâtis EJM.

Enfin, poursuivant mon investigation de l'influence des reconstructions de surface sur la croissance des matériaux, je m'attacherai à mener une étude des reconstructions de surface spécifiques aux antimoniures car elles sont de loin moins bien documentées que celles des arséniures ou phosphures. Les travaux antérieurs indiquent que les reconstructions rencontrées sur AlSb sont assez voisines de celles observées sur AlAs, à savoir une $c(4 \times 4)$ pour les surfaces riches Sb puis une (1×3) . Par contre, les reconstructions observées sur GaSb sont très différentes de celles de GaAs puisque lorsque le taux de couverture en Sb de la surface diminue, apparaissent successivement une (2×5) , une (1×5) puis une $c(2 \times 6)$ et enfin une (1×3) [37-40]. Ces reconstructions ont fait l'objet d'études RHEED et STM mais ont donné lieu à assez peu d'analyses par photoémission [41,42]. C'est ce type de travaux que je pourrai développer en tirant partie de l'ensemble expérimental de l'IEMN.

Références

- [1] : G. Tuttle, H. Kroemer, J.H. English, J. Appl. Phys. **67** (1990) 3032
- [2] : C.R. Bolognesi, H. Kroemer and J.H. English, Appl. Phys. Lett. **61** (1992) 213
- [3] : C. Nguyen, B. Brar, C.R. Bolognesi, J.J. Pekarik, H. Kroemer and J.H. English, J. Electronic Materials **22** (1993) 255
- [4] : M. Thomas, H.R. Blank, K.C. Wong and H. Kroemer, J. Crystal Growth **175/176** (1997) 894
- [5] : P.M. Thibado, B.R. Bennett, B.V. Shanabrook, L.J. Whitman, J. Crystal Growth **175/176** (1997) 317
- [6] : B.Z. Nosho, W.H. Weinberg, W. Barvosa-Carter, A.S. Bracker, R. Magno, B.R. Bennett, J.C. Culbertson, B.V. Shanabrook, L.J. Whitman, J. Vac. Sci. Technol. **B17** (1999) 1786
- [7] : W. Barvosa-Carter, A.S. Bracker, J.C. Culbertson, B.Z. Nosho, B.V. Shanabrook, L.J. Whitman, Phys. Rev. Lett. **84** (2000) 4649
- [8] : A.S. Bracker, M.J. Yang, B.R. Bennett, J.C. Culbertson, W.J. Moore, J. Crystal Growth **220** (2000) 384
- [9] : J.B. Boos, M.J. Yang, B.R. Bennett, D. Park, W. Kruppa, C.H. Yang, and R. Bass, Electronics Letters **34**, (1998) 1525-1526.
- [10] : R. Tsai, M. Barsky, J. B. Boos, B. R. Bennett, J. Lee, N. A. Papanicolaou, R. Magno, C. Namba, P. H. Liu, D. Park, R. Grundbacher, and A. Gutierrez, Proceedings of the 2003 IEEE GaAs IC Symposium (2003).
- [11] : C. Kadow, M. Dahlström, J.U. Bae, H.K. Lin, A.C. Gossard, M.J.W. Rodwell, B. Brar, G.J. Sullivan, G. Naguy, J.I. Bergman, IEEE Trans El. Devices **52** (2005) 151
- [12] : M.W. Dvorak, C.R. Bolognesi, O.J. Pitts, S.P. Watkins, IEEE El. Device Lett. **22** (2001) 361.
- [13] : M.J.W. Rodwell, M. Urteaga, T. Mathew, D. Scott, D. Mensa, Q. Lee, J. Guthrie, Y. Betsler, S.C. Martin, R.P. Smith, S. Jaganathan, S. Krishnan, S.I. Long, R. Pullela, B. Argaval, U. Bhattacharya, L. Samoska, M. Dahlstrom, IEEE Trans. El. Devices **48** (2001) 2606.
- [14] : E.R. Brown, J.R. Söderström, C.D. Parker, L.J. Mahoney, K.M. Molvar, T.C. McGill, Appl. Phys. Lett. **58** (1991) 2291.
- [15] : S. Datta, R. Chau, T. Ashley, A. R. Barnes, L. Buckle, A. B. Dean, M. T. Emeny, M. Fearn, D. G. Hayes, K. P. Hilton, R. Jefferies, T. Martin, K. J. Nash, T. J. Phillips, W. H. A. Tang and P. J. Wilding, The 7th International Conference on Solid-State and Integrated-Circuit Technology, ICSICT 2004, Beijing, Chine, octobre 2004.
- [16] : R. Chau, 2005 IEEE VLSI-TSA International Symposium on VLSI Technology, Hsinchu, Taiwan, avril 2005.
- [17] : H.K. Lin, C. Kadow, J.U. Bae, M.J.W. Rodwell, A.C. Gossard, B. Brar, G. Sullivan, G. Nagy, J. Bergman, J. Appl. Phys. **97** (2005) 024505.
- [18] : H.K. Lin, C. Kadow, M. Dahlström, J.U. Bae, M.J.W. Rodwell, A.C. Gossard, B. Brar, G. Sullivan, G. Nagy, J. Bergman, Appl. Phys. Lett. **84** (2004) 437.
- [19] : C.R. Bolognesi, J.D. Werking, E.J. Caine, H. Kroemer, E.L. Hu, El. Device Lett. **14** (1993) 13.
- [20] : B. Brar, H. Kroemer, El. Device Lett. **16** (1995) 548.
- [21] : Contrat européen Nano-Tera IST-2001-32517, *Ballistic Nanodevices for Terahertz Data Processing*.
- [22] : E. Lefebvre, M.Zaknune, F.Mollet, R.Teissier, D.Sicault and J.L.Pelouard, IEEE Proceedings of the 14th Indium Phosphide and Related Materials, Stockholm (2002) 615.
- [23] : E. Lefebvre, M.Zaknune, Y.Cordier and F.Mollet, IEEE Proceedings of the 15th Indium Phosphide and Related Materials, Santa Barbara (2003) 409.

- [24] : S. Miya, S. Muramatsu, N Kuze, K. Nagase, T. Iwabuchi, A. Ichii, M. Ozaki, I Shibasaki, *J. Electronic Materials* **25** (1996) 415.
- [25] : P.M. Thibado, B.R. Bennett, M.E. Twigg, B.V. Shanabrook, L.J. Whitman, *J. Vac. Sci. Technol.* **A14** (1996) 885
- [26] : Y. Cordier, D. Ferré, J.-M. Chauveau and J. DiPersio, *Appl. Surf. Sci.* **166** (2000) 442
- [27] : E. Lefebvre, M. Zaknune, Y. Cordier and F. Molloy, *IEEE Proceedings of the 15th Indium Phosphide and Related Materials*, Santa Barbara (2003) 409.
- [28] : C. Renard, X. Marcadet, J. Massies, R. Bisaro, O. Durand, M. Garcia, C. Sirtori, *Proceedings of the 13th European Molecular Beam Epitaxy Workshop*, Grindelwald (2005).
- [29] : C.R. Bolognesi, J.E. Bryce, D.H. Chow, *Appl. Phys. Lett.* **69** (1996) 3531
- [30] : A. Furukawa, M. Mizuta, *Electron. Lett.* **24** (1988) 1378.
- [31] : N. Grandjean, J. Massies, *Phys. Rev.* **B53** (1996) R1323.
- [32] : I. Prevot, X. Marcadet, O. Durand, R. Bisaro, A. Bouchier, F.H. Julien, *J. Crystal Growth* **227/228** (2001) 566.
- [33] : I. Prevot, B. Vinter, X. Marcadet, J. Massies, *Appl. Phys. Lett.* **81** (2002) 3362.
- [34] : G. Tuttle, H. Kroemer, J.H. English, *J. Appl. Phys.* **67** (1990) 3032
- [35] : B.Z. Noshov, W.H. Weinberg, J.J. Zinck, B.V. Shanabrook, B.R. Bennett, L.J. Whitman, *J. Vac. Sci. Technol.* **B16** (1998) 2381
- [36] : M. Zhong, J. Steinshnider, M. Weimer, R. Kaspi, *J. Vac. Sci. Technol.* **B22** (2004) 1593
- [37] : P.M. Thibado, B.R. Bennett, B.V. Shanabrook, L.J. Whitman, *J. Crystal Growth* **175/176** (1997) 317
- [38] : W. Barvosa-Carter, A.S. Bracker, J.C. Culbertson, B.Z. Noshov, B.V. Shanabrook, L.J. Whitman, H. Kim, N.A. Modine, E. Kaxiras, *Phys. Rev. Lett.* **84** (2000) 4649
- [39] : A.S. Bracker, M.J. Yang, B.R. Bennett, J.C. Culbertson, W.J. Moore, *J. Crystal Growth* **220** (2000) 384.
- [40] : M.C. Righi, R. Magri, C.M. Bertoni, *Phys. Rev.* **B71** (2005) 075323.
- [41] : G.E. Franklin, D.H. Rich, A. Samsavar, E.S. Hirschorn, F.M. Leibsle, T. Miller, T.C. Chiang, *Phys. Rev.* **B41** (1990) 12619.
- [42] : M.T. Sieger, T. Miller, T.C. Chiang, *Phys. Rev.* **B52** (1995) 8256.

Conclusion

Durant ces 17 années, j'ai abordé différents thèmes de recherche et bénéficié du contexte favorable de l'IEMN. Après des débuts consacrés à l'étude des siliciures, mon activité s'est rapidement centrée sur l'épitaxie par jets moléculaires d'hétérostructures de semi-conducteurs III-V.

Ma contribution principale a porté sur les surfaces des semi-conducteurs phosphorés GaP et InP, les phénomènes d'échange et de ségrégation, les interfaces arséniés/phosphorés et la croissance contrainte d'alliages InGaP. Tout au long de ce travail, j'ai cherché à corrélérer les résultats de différentes techniques de caractérisation avec une attention particulière portée à la spectroscopie de photoélectrons, tirant ainsi partie du dispositif expérimental de l'IEMN. Le développement de la spectroscopie de photoélectrons a par ailleurs donné lieu à de nombreuses collaborations tant à l'intérieur de l'IEMN, au sein du groupe « Physique » et des groupes impliqués en technologie, qu'à l'extérieur. Grâce aux multiples compétences réunies à l'IEMN, j'ai pu allier cette recherche dite « amont » sur les matériaux à une recherche plus « appliquée » destinée aux composants. Cette interaction avec les équipes « composants », l'aller-retour incessant amont-aval et les collaborations qu'ils impliquent m'ont permis de contribuer à l'obtention de résultats significatifs dans le domaine des composants.

C'est cette approche que je souhaite continuer à développer dans mon projet de croissance d'hétérostructures antimoniées pour applications microélectroniques. Même s'il existe déjà des études sur ce sujet, les propriétés des antimoniures et de leurs interfaces demeurent bien moins connues que celles des arséniures et phosphures. Le champ d'investigation est vaste : propriétés des surfaces, des interfaces, croissance pseudo et métamorphique... La réussite de ce projet passera donc par une collaboration avec les groupes « Physique » et « Composants » de l'IEMN ainsi qu'avec les équipes nationales déjà engagées dans des travaux sur les antimoniures.

4^{ème} partie

Autres activités

Enseignement

J'ai dispensé mon enseignement à l'Institut Supérieur d'Electronique et du Numérique (ISEN) à Lille, en 1^{ère} et 2^{ème} années de cycle Ingénieur (niveau 2^{ème} cycle universitaire).

1985-1988 : Travaux dirigés de Mécanique Quantique

1988-1991 : Travaux dirigés de Mécanique Quantique

Travaux dirigés de Physique du solide

1991-2000 : Cours de Mécanique Quantique

Travaux dirigés de Mécanique Quantique

Travaux dirigés de Physique du solide

2001-2004 : Cours de Mécanique Quantique

Travaux dirigés de Mécanique Quantique et de Physique du Solide

Cours et Travaux Pratiques d'analyse de surfaces

Cours sur l'élaboration d'hétérostructures de semi-conducteurs par Epitaxie par Jets Moléculaires

Encadrement

Diplôme d'Etudes Approfondies

- Claude TETELIN

Etude de la formation d'interfaces ytterbium-silicium (111) et siliciures d'ytterbium-silicium par spectroscopie et diffraction d'électrons, DEA de Sciences des Matériaux, LilleI, juillet 1991

- Olivier DEHAESE

Caractérisation de siliciures de fer obtenus par coévaporation, DEA de Sciences des Matériaux, Université des Sciences et Technologies de Lille I, juillet 1992

- Bouchta LAYATI

Croissance du GaInAs et de l'AlInAs sur InP par épitaxie par jets moléculaires, DEA d'Electronique, Université des Sciences et Technologies de Lille I, juillet 1992

- Emmanuelle DERON

Analyse de profils Auger lors de l'oxydation plasma d'alliages SiGe, DEA de Sciences des Matériaux, Université des Sciences et Technologies de Lille I, juillet 1994.

- Serge ROSCISZEWSKI

Etude de l'oxyde formé par oxydation assistée par plasma d'alliages SiGe, DEA de Sciences des Matériaux, Université des Sciences et Technologies de Lille I, juillet 1996.

- Thomas GEHIN

Etude et optimisation de l'interface entre semiconducteurs III-V phosphorés et arséniés épitaxiés par jets moléculaires, DEA de Sciences des Matériaux, Université des Sciences et Technologies de Lille I, juillet 2000.

- Sébastien DHELLEMMES

Etude des surfaces de semi-conducteurs phosphorés par spectroscopie de photoélectrons, DEA de Sciences des Matériaux, Université des Sciences et Technologies de Lille I, juillet 2002.

- Bastien PINSARD

Croissance d'hétérostructures de semi-conducteurs III-V pour composants balistiques, Université des Sciences et Technologies de Lille I, juin 2003.

- Julien LASTENNET

Croissance d'hétérostructures de semi-conducteurs III-V à canal InAs pour composants balistiques, Université des Sciences et Technologies de Lille I, en cours

Participation à l'encadrement de thèses

- Hong Sheng ZENG

Etude de la formation de films minces de siliciures de fer par spectroscopies d'électrons, spécialité Sciences des Matériaux, Université des Sciences et Technologies de Lille I, octobre 1991.

- Claude TETELIN

Oxydation basse température assistée par plasma des alliages silicium-germanium, spécialité Sciences des Matériaux, Université des Sciences et Technologies de Lille I, mars 1996.

- Bouchta LAYATI

Contribution à l'étude d'hétérostructures AlInAs/GaInAs épitaxiées par jets moléculaires sur substrats InP, spécialité Electronique, Université des Sciences et Technologies de Lille I, décembre 1996.

- Olivier DEHAESE

Contribution à l'étude d'interfaces de semiconducteurs III-V par spectroscopies de photoélectrons : cas de l'interface GaAs-GaInP, spécialité Sciences des Matériaux, Université des Sciences et Technologies de Lille I, juillet 1997.

- Thomas GEHIN (co-directeur)

Mise en œuvre de l'épitaxie par jets moléculaires pour la croissance de diamant monocristallin, spécialité Sciences des Matériaux, Université des Sciences et Technologies de Lille I, décembre 2004.

- Sébastien DHELLEMMES (co-directeur)

Epitaxie par jets moléculaires à grande échelle de semi-conducteurs phosphorés, en cours.

Participation à des jurys de thèse

- Hong Sheng ZENG

Etude de la formation de films minces de siliciures de fer par spectroscopies d'électrons, spécialité Sciences des Matériaux, Université des Sciences et Technologies de Lille I, octobre 1991

- Jean-Marc ROGEZ

Caractérisation électrique d'hétérostructures III-V, étude de l'influence de défauts d'irradiation et d'interface, spécialité Sciences des Matériaux, Université des Sciences et Technologies de Lille I, octobre 1993

- Claude TETELIN

Oxydation basse température assistée par plasma des alliages silicium-germanium, spécialité Sciences des Matériaux, Université des Sciences et Technologies de Lille I, mars 1996

- Bouchta LAYATI

Contribution à l'étude d'hétérostructures AlInAs/GaInAs épitaxiées par jets moléculaires sur substrats InP, spécialité Electronique, Université des Sciences et Technologies de Lille I, décembre 1996

- Olivier DEHAESE

Contribution à l'étude d'interfaces de semiconducteurs III-V par spectroscopies de photoélectrons : cas de l'interface GaAs-GaInP, spécialité Sciences des Matériaux, Université des Sciences et Technologies de Lille I, juillet 1997

- Frédéric DIETTE

Etude des transistors à effet de champ de type HEMT sur substrat GaAs et InP pour l'amplification de puissance en gamme millimétrique, spécialité Electronique, Université des Sciences et Technologies de Lille I, janvier 1998

- Pascal CHEVALIER

Conception et réalisation de transistors à effet de champ de la filière AlInAs/GaInAs sur substrat InP. Application à l'amplification faible bruit en ondes millimétriques, spécialité Electronique, Université des Sciences et Technologies de Lille I, novembre 1998

- Fahrid MEDJDOUB

spécialité Electronique, Université des Sciences et Technologies de Lille I, décembre 2004

- Thomas GEHIN

Mise en œuvre de l'épitaxie par jets moléculaires pour la croissance de diamant monocristallin, spécialité Sciences des Matériaux, Université des Sciences et Technologies de Lille I, décembre 2004.

Organisation de conférences

- Participation à l'organisation de la 15^{ème} European Conference on Surface Science, Lille, septembre 1995 – responsable de l'exposition de matériel scientifique.
- Participation à l'organisation des Journées Surfaces et Interfaces 2003, Villeneuve d'Ascq, janvier 2003.
- Participation à l'organisation du Congrès général de la Société Française de Physique, Lille, septembre 2005 – responsable de l'exposition de matériel scientifique.

Valorisation

- Contrat MRT N° 90 S 0248

Photodétecteur intégrable en siliciure de fer - épitaxie sur silicium,

Caractérisation par spectroscopie Auger de couches de siliciures obtenues par épitaxie en phase solide et par dépôt en phase vapeur aux organométalliques

Epitaxie d'hétérostructures à base de semi-conducteurs III-V

L'expérience acquise dans ce domaine m'a permis de participer à divers contrats ayant pour objet la réalisation de transistors ou de circuits micro-ondes.

- Contrat DRET91/113

Etude prospective des potentialités de transistors à effet de champ à base de GaInAs sur InP,

- Contrats DGA 94-160 et 97-057

Transistors des filières InP, Métamorphiques et phosphore

- Contrat européen Nano-Tera IST-2001-32517

Ballistic Nanodevices for Terahertz Data Processing

Caractérisation XPS

- Programme Matériaux CNRS, appel d'offres 1998

Films moléculaires greffés directement sur silicium : fonctionnalisation et nanostructuration

- Projet européen SODAMOS IST-2000-26475

5^{ème} partie

Annexes

Liste des publications et communications

Revues à comité de lecture

1. Wallart X., Nys J.P., Dalmai G., Lefebvre I., Lannoo M.
Combined experimental and theoretical study of the Si L₂₃VV Auger line shape during Ti-Si interface formation, Europhys. Lett. **10**, 587 (1989)
2. Wallart X., Nys J.P., Zeng H.S., Dalmai G., Lefebvre I., Lannoo M.
Auger and electron-energy-loss spectroscopy study of interface formation in the Ti-Si system, Phys.Rev. **B41**, 3781 (1990)
3. Wallart X., Zeng H.S., Nys J.P., Dalmai G., Friedel P.
An Auger and electron energy loss study of the Ti-SiO₂ interface reactivity, J.Appl.Phys.**69**, 8168 (1991)
4. Stievenard D., Wallart X., Mathiot D.
Deep level transient spectroscopic characterization of silicon-silicon interfaces, J.Appl.Phys. **69**, 7640 (1991)
5. Zeng H.S., Wallart X., Nys J.P., Dalmai G., Friedel P.
Probing the local atomic environment at the interfaces in the Fe-Si system by the surface-extended energy-loss fine-structure technique, Phys.Rev. **B44**, 13811 (1991)
6. Wallart X., Nys J.P., Tételin C.
Growth of ultra-thin iron silicide films : observation of the γ -FeSi₂ phase by electron spectroscopies, Phys.Rev.**B49**, 5714 (1994)
7. Vignaud D., Wallart X., Mollot F.
InAlAs/InP heterostructures : influence of a thin InAs layer at the interface, J.Appl.Phys.**76**, 2324 (1994)
8. André J.P., Alaoui H., Deswarte A., Zheng Y., Petroff J.F., Wallart X., Nys J.P.
Iron silicides growth on Si(111) substrate using metal-organic vapour phase epitaxy, J.Cryst.Growth **144**, 29 (1994)
9. Dehaese O., Wallart X., Mollot F.
Kinetic model of element III segregation during molecular beam epitaxy of III-III'-V semiconductor compounds, Appl.Phys.Lett.**66**, 52 (1995)
10. Dehaese O., Wallart X., Schuler O., Mollot F.
As surface segregation during the growth of GaInP on GaAs, J. Journ. Appl. Phys. **36**, 6620 (1997)
11. Tételin C., Wallart X., Stievenard D., Nys J.P., Gravesteijn D.J.
Evidence of Ge island formation during thermal annealing of SiGe alloys : combined atomic force microscopy and Auger electron spectroscopy study, J. Vac. Sci. Technol. **B16**, 137 (1998)
12. Tételin C., Wallart X., Nys J.P., Vescan L., Gravesteijn D.J.
Kinetics and mechanism of low-temperature atomic oxygen-assisted oxidation of SiGe layers, J. Appl. Phys. **83**, 2842 (1998)
13. Vignaud D., Wallart X., Mollot F.
Direct and inverse equivalent InAlAs-InP interfaces grown by gas-source molecular beam epitaxy, Appl. Phys. Lett. **72**, 1075 (1998)
14. Vignaud D., Wallart X., Mollot F., Sermage B.
Photoluminescence study of the interface in type II InAlAs/InP heterostructures, J. Appl. Phys. **84**, 2138 (1998)
15. Grandidier B., Stievenard D., Nys J.P., Wallart X.
Microscopic behaviour of silicon in silicon delta-doped layer in GaAs, Appl. Phys. Lett. **72**, (1998)
16. Allongue P., Henry De Villeneuve C., Pinson J., Ozanam F., Chazalviel J.N., Wallart X.
Organic monolayers on Si(111) by electrochemical method, Electrochemical Acta **43**, 2791 (1998)

17. Schuler O., Dehaese O., Wallart X., Mollot F.
Interface quality and electron transfert at the GaInP on GaAs interface, J. Appl. Phys. **84**, 766 (1998)
18. Dehaese O., Wallart X., Schuler O., Mollot F.
X-ray photoemission characterization of interface abruptness and band offset of Ga_{0.5}In_{0.5}P grown on GaAs, J. Appl. Phys. **84**, 2127 (1998)
19. Chevalier P., Wallart X., Bonte B., Fauquembergue R.
V-band high-power/low voltage InGaAs/InP composite channel HEMTs, Electronics Letters **34**, 409 (1998)
20. Piotrowicz S., Gaquière C., Bonte B., Bourcier E., Théron D., Wallart X., Crosnier Y.
Best combination between power density, efficiency, and gain at V-band with an InP-based PHEMT structure, IEEE Microwave and Guided Wave Lett. **8**, 10 (1998)
21. Duez V., Vanbésien O., Lippens D., Vignaud D., Wallart X., Mollot F.
Type II and mixed type I-II radiative recombinations in AlInAs-InP heterostructures, J. Appl. Phys. **85**, 2202 (1999)
22. Hoel V., Boret S., Grimbert B., Apercé G., Bollaert S., Happy H., Wallart X., Cappy A.
94 GHz low noise amplifier on InP in coplanar technology, Microwave Engineering Europe, Novembre, 51 (1999)
23. Wallart X., Schuler O., Deresmes D., Mollot F.
Composition effect on the growth mode, strain relaxation and critical thickness of tensile Ga_{1-x}In_xP layers, Appl. Phys. Lett. **76**, 2080 (2000)
24. Boudart B., Trassaert S., Wallart X., Pesant J.C., Yaradou O., Théron D., Crosnier Y., Lahreche H., Omnes F.
Comparison between TiAl and TiAlNiAu ohmic contacts to n-type GaN, Journal of Electronic Materials **29**, 603 (2000)
25. Wallart X., Priester C., Deresmes D., Mollot F.,
Interplay between segregation, roughness and local strains in the growth of Ga_{0.75}In_{0.25}P alloy, Appl. Phys. Lett. **77**, 253 (2000)
26. Lefebvre-Devos I., Lasalle M., Wallart X., Olivier-Fourcade J., Monconduit L., Jumas J.C.,
Bonding in skutterudites : combined experimental and theoretical characterization of CoSb₃, Phys. Rev. **B.63**, 125110 (2001)
27. Roch I ; Buchaillot L., Wallart X., Collard D.,
Silicon nitride as an effective protection against oxidation of a TiNi thin film in high temperature oxidizing air environment at atmospheric pressure, J. Vac. Sci. Technol. **B19**, 305 (2001)
28. Wallart X., Deresmes D., Mollot F.,
Relationship between surface reconstruction and morphology of strained Ga_{1-x}In_xP layers grown on GaP (001) by Gas Source Molecular Beam Epitaxy, Appl. Phys. Lett. **78**, 2961 (2001)
29. Boudrissa M., Delos E., Wallart X., Théron D., De Jaeger J.C.,
A 0.15 mm 60GHz High power composite channel GaInAs/InP HEMT with low gate current, El. Device Lett. **22**, 257 (2001)
30. Wallart X.,
A combined RHEED and photoemission comparison of the GaP and InP (001) (2x4) surface reconstructions, Surf. Sci. **506**, 203 (2002)
31. Bollaert S., Wallart X., Lepilliet S., Cappy A., Jalaguier E., Pocas S., Aspar B.,
0.12 μm Transferred-Substrate In_{0.52}Al_{0.48}As/In_{0.53}Ga_{0.47}As HEMTs on silicon wafer, El. Device Lett. **23**, 73 (2002)

32. Wallart X., Priester C., Deresmes D., Gehin T. and Mollot F.,
Why do (2x4) GaAs and InAs (001) surfaces exposed to phosphorus have so different behavior? Elastic strain arguments, Appl. Phys. Lett. **81**, 1086 (2002)
33. Hackens B., Delfosse F., Faniel S., Gustin C., Boutry H., Wallart X., Bollaert S., Cappy A., Bayot V.,
Long dephasing time and high-temperature conductance fluctuations in an open InGaAs quantum dot, Phys. Rev. **B66**, 241305(R) (2002)
34. Wallart X., Priester C.,
Experimental and theoretical investigation of the Ga_{1-x}In_xAs surface reactivity to phosphorus, Phys. Rev. **B68**, 235314 (2003).
35. Larrieu G., Dubois E., Wallart X., Baie X., Katski J.,
Formation of Pt-based silicide contacts : kinetics, stoichiometry and current drive capabilities, J. Appl. Phys. **94**, 7801 (2003)
36. Wichmann N., Duszynski I., Wallart X., Bollaert S., Cappy A.,
InAlAs-InGaAs double-gate HEMTs on transferred substrate, El. Device Lett. **25**, 354 (2004)
37. Laszcz A., Katski J., Ratajczak J., Larrieu G., Dubois E., Wallart X.,
Transmission electron microscopy of irridium silicide contacts for advanced MOSFET structures with Schottky source and drain, J. Alloy and Compounds **382**, 24 (2004)
38. Haeckens B., Gence L., Gustin C., Wallart X., Bollaert S., Cappy A., Bayot V.,
Sign reversal and tunable rectification in a ballistic nanojunction, Appl. Phys. Lett. **85**, 4508 (2004)
39. Coffinier Y., Olivier C., Perzyna A., Grandidier B., Wallart X., Durand J.-O., Melnyk O., Stiévenard D.,
Semicarbazide-functionalized Si(111) surfaces for the site-specific immobilisation of peptides, Langmuir **21**, 1489 (2005)
40. Wallart X., Pinsard B., Mollot F.,
High mobility InGaAs/InAlAs pseudomorphic heterostructures on InP(001), J. Appl. Phys. **97**, 053706 (2005)
41. Soubiron T., Vaurette V., Nys J.P., Grandidier B., Wallart X., Stiévenard D.,
Molecular interactions of PTCDA on Si(100), Surf. Sci. **581**, 178 (2005)
42. Haeckens B., Faniel S., Gustin C., Wallart X., Bollaert S., Cappy A., Bayot V.,
Dwell time limited coherence in open quantum dots, Phys. Rev Lett. **94**, 146802 (2005)
43. Wallart X., Henry de Villeneuve C., Alongue P.,
Truly quantitative XPS characterization of organic monolayers on silicon : Study of alkyl and alkoxy monolayers on H-Si(111), J. Am. Chem. Soc. **127**, 7871 (2005)
44. Wichmann N., Duszynski I., Wallart X., Bollaert S., Cappy A.,
Fabrication and Characterization of 100-nm In_{0.53}Ga_{0.47}As-In_{0.52}Al_{0.48}As Double-Gate HEMTs With Two Separate Gate Controls, El. Device Lett. **26**, 601 (2005)
45. Medjdoub F., Zaknoute M., Wallart X., Gaquière C., Theron D.,
94 GHz high power performances of InAs_{0.4}P_{0.6} channel HEMTs on InP, El. Letters **41**, 769 (2005)
46. Boukherroub R., Wallart X., Szunerits S., Marcus B., Bouvier P., Mermoux M.,
Photochemical oxidation of hydrogenated boron-doped diamond surfaces, Electrochemistry Communications **7**, 937 (2005)
47. Wallart X., Lastennet J., Vignaud D., Mollot F.,
Performances and limitations of InAs/InAlAs metamorphic heterostructures on InP for high mobility devices, Appl. Phys. Lett. **87**, 043504 (2005)

48. Ardès-Guisot N., Durand J.O., Granier M., Perzyna A., Coffinier Y., Grandidier B., Wallart X., Stievenard D., *Trichlorosilane Isocyanate as Coupling Agent for Mild Conditions Functionalization of Silica-Coated Surfaces*, *Langmuir* **21**, 9406 (2005)
49. Medjdoub F., Zaknoune M., Wallart X., Gaquière C., Dessenne F., Thobel J.L., Theron D., *InP HEMT Downscaling for Power Applications at W Band*, *Trans. El. Devices* **52**, 2136 (2005)
50. Medjdoub F., Zaknoune M., Wallart X., Gaquière C., Theron D., *High Performances of InP channel Power HEMT at 94-GHz*, accepté à *El. Letters* (2005)

Actes de colloques à comité de lecture

51. Dalmai G., Nys J.P., Wallart X., *Study of Ti silicides growth on Si heated at different temperatures*, *Le Vide, Les Couches Minces* **42**, 133 (1987)
52. Wallart X., Nys J.P., Dalmai G., *Early stages characterization of the formation of TiSi₂ on Si(100)*, *Appl. Surf. Sci.* **38**, 49 (1989)
53. Rocher A., Wallart X., Charasse M.N., *Moiré pattern studies on thin layers deposited on (001)Si substrates : cases of TiSi₂ and GaAs*, *Mat. Res. Soc. Symp. Proc.* **148**, 95 (1989)
54. Wallart X., Nys J.P., Zeng H.S., Dalmai G., *Correlation between electrical and microscopic properties of Ti-Si interfaces*, *Vacuum* **41**, 1043 (1990)
55. Wallart X., Zeng H.S., Nys J.P., Dalmai G., *Electron spectroscopy study of the Fe/Si(111) and FeSi₂/Si(111) interface formation*, *Mat.Sci.Eng.* **B9**, 253 (1991)
56. Wallart X., Zeng H.S., Nys J.P., Dalmai G., *Electron spectroscopy study of the Fe/Si(111) interface formation and reactivity upon annealing*, *Appl.Surf.Sci.* **56-58**, 427 (1992)
57. Wallart X., Nys J.P., Dehaese O., Vincent G., *Study of the epitaxy of β -FeSi₂ by codeposition of Fe and Si on Si(111)*, *Appl.Surf.Sci.* **70-71**, 598 (1993)
58. Westphalen R., Boudart B., Théron D., Wallart X., Druelle Y., Crosnier Y., *Temperature measurements of LT GaAs diodes*, *Mat. Sci. and Eng.* **B22**, 78 (1993)
59. Mounaix P., Wallart X., Libberecht J.M., Lippens D., *Charge distribution and capacitance of double barrier resonant tunneling diodes*, *Proceedings of the 5th International Conference on Simulation of Semiconductor Devices and Processes*, 329, Springer-Verlag (1993)
60. Tételin C., Wallart X., Nys J.P., Vescan L., *Germanium behaviour during the low temperature plasma assisted oxidation of SiGe alloys*, *Surf.Int.An.* **23**, 363 (1995)
61. Tételin C., Wallart X., Vescan L., Nys J.P., *Plasma assisted oxidation of SiGe layers at 500°C : interface characterization*, *Appl.Surf.Sci.* **104/105**, 385 (1996)
62. Schuler O., Dehaese O., Wallart X., Mollot F., *A study of GaInP-GaAs interfaces : metallurgical coupling of successive quantum wells, Superlattices and Microstructures* **23**, 265 (1998)

63. Lampin J.F., Wallart X., Gouy J.P., Mollot F.,
Light-hole resonant tunneling through tensile-strained GaInAs quantum wells, Superlattices and Microstructures **24**, 273 (1998)
64. Dehaese O., Wallart X., Schuler O., Mollot F.,
XPS study of GaInP on GaAs interface, Appl. Surf. Sci **123/124**, 527 (1998)
65. Schuler O., Wallart X., Mollot F.,
A gas-source MBE growth study of strained Ga_{1-x}In_xP layers on GaAs, J. Cryst. Growth **201/202**, 280 (1999)
66. Wallart X., Mollot F.,
Strained layer growth of Ga_{1-x}In_xP on GaAs (100) and GaP (100) substrates, Appl. Surf. Sci. **166**, 446 (2000)
67. Wallart X., Deresmes D., Mollot F.,
Growth of strained Ga_{1-x}In_xP layers on GaP (001) by Gas Source Molecular Beam Epitaxy: similarities and differences with the growth of strained arsenides, J. Crystal Growth. **227-228**, 255 (2001)
68. Wallart X., Bollaert S., Lepilliet S., Cappy A., Jalaguier E., Mateos J.,
0.12µm gate length In_{0.52}Al_{0.48}As/In_{0.53}Ga_{0.47}As HEMTs on transferred substrate, Institute of Physics Conference Series **170**, 101 (2002)
69. Hackens B., Faniel S., Delfosse F., Gustin C., Boutry H., Huynen I., Wallart X., Bollaert S., Cappy A., Bayot V.,
Long dephasing time and high temperature ballistic transport in an InGaAs open quantum dot, Proceedings of the International Conference on Superlattices, Nano-structures and Nano-devices (ICSNN 2002), Physica **E 17**, 143 (2003)
70. Wallart X., Pinsard B., Mollot F.,
High In content pseudomorphic InGaAs layers for high mobility heterostructures on InP(001), J. Crystal Growth. **278** (2005) 516.
71. Dhellemmes S., Godey S., Wilk A., Wallart X., Mollot F.,
As-P interface-sensitive GaInP/GaAs structures grown in a production MBE system, J. Crystal Growth **278** (2005) 564.
72. Gehin T., Wallart X., Vignaud D.,
Methyl radical beam sources for ultra high vacuum applications, phys. stat. sol. (a) **202**, 2085 (2005)

Publications dans des revues sans comité

73. Diette F., Théron D., Wallart X., Muller M., François M., Delos E., Gaquière C., Crosnier Y.,
Optimisation of the recess configuration in AlInAs/GaInAs HEMT's, IEEE Proceedings of IPRM96, 20 (1996)
74. Chevalier P., Wallart X., Mollot F., Bonte B., Fauquembergue R.,
Composite channel HEMTs for millimeter-wave power applications, IEEE proceedings of IPRM-X, Tsukuba, 207 (1998)
75. Schuler O., Wallart X., Mollot F.,
An experimental study of the relaxation behaviour of strained GaInP grown on GaAs, IEEE Proceedings of IPRM-X, Tsukuba, 615 (1998)
76. Wallart X., Deresmes D., Mollot F.,
Growth of strained Ga_{1-x}In_xP layers on GaP(001) by Gas source molecular beam epitaxy : comparison with the GaInAs/GaAs system, IEEE Proceedings of IPRM 2000, 231 (2000)
77. Zaknoute M., Schuler O., Wallart X., Piotrowicz S., Mollot F., Théron D., Crosnier Y.,
AlGaInP barrier layer grown by Gas Source Molecular Beam Epitaxy for V-band AlGaInP/InGaAs/GaAs power pseudomorphic HEMT, IEEE Proceedings of IPRM 2000, 353 (2000)

- 78.** Boudrissa M., Delos E., Wallart X., Théron D., De Jaeger J.C.,
A 60 GHz High power composite channel GaInAs/InP HEMT on InP substrate with $L_G=0.15 \mu\text{m}$, IEEE Proceedings of IPRM 2001, 196 (2001)
- 79.** Parenty T., Bollaert S., Mateos J., Wallart X., Cappy A.,
Design and realization of sub 100 nm gate fength HEMTs, IEEE Proceedings of IPRM 2001, 626 (2001)
- 80.** Mateos J., Gonzales T., Pardo D., Bollaert S., Wallart X., Cappy A.,
Improvement of the high frequency performance of HEMTs by bufferless technology, IEEE Proceedings of IPRM 2002, 173 (2002)
- 81.** Bollaert S., Parenty T., Wallart X., Happy H., Dambrine G., Cappy A.,
HEMT design for applications beyond 100 GHz, GaAs 2002, Milan, Italie septembre 2002, 45 (2002)
- 82.** Wichmann N., Duszynski I., Parenty T., Bollaert S., Mateos J., Wallart X., Cappy A.,
Double-gate HEMTs on transferred substrate, IEEE Proceedings of IPRM 2003, 118 (2003)
- 83.** Mateos J., Vasallo B.G., Pardo D., Gonzales T., Boutry H., Hackens B., Bayot V., Bednarz L., Simon P., Huynen I., Galloo J.S., Pichonat E., Roelens Y., Wallart X., Bollaert S., Cappy A.,
Room temperature nonlinear transport in InGaAs/AlInAs based ballistic nanodevices, IEEE Proceedings of IPRM 2003, 484 (2003)
- 84.** Wichmann N., Duszynski I., Bollaert S., Wallart X., Cappy A.,
InAlAs/InGaAs double-gate HEMTs with high extrinsic transconductance, IEEE Proceedings of IPRM 2004, Kagoshima, juin 2004, p.295.
- 85.** Dhellemmes S., Godey S., Wilk A., Wallart X., Mollot F.,
Characterization of As-P interface-sensitive GaAs/GaInP structures grown on a production MBE system, IEEE Proceedings of IPRM 2004, Kagoshima, juin 2004, p.159.
- 86.** Galloo J.S., Pichonat E., Roelens Y., Bollaert S., Wallart X., Cappy A., Mateos J., Gonzales T.,
Transition from ballistic to ohmic transport in T-branch Junctions at room temperature in GaInAs/AlInAs heterostructures, IEEE Proceedings of IPRM 2004, Kagoshima, juin 2004, p.378.
- 87.** Wallart X., Lastennet J., Mollot F.,
High mobility InAs/AlInAs metamorphic heterostructures on InP (001), IEEE Proceedings of the 17th IPRM, Glasgow (2005)
- 88.** Medjdoub F., Zaknoute M., Wallart X., Théron D.,
Power potentiality at 94 GHz of InP HEMTs with large bandgap channels, IEEE Proceedings of the 17th IPRM, Glasgow (2005)

Communications à des congrès, symposium

- 1.** Dalmai G., Nys J.P., Wallart X.,
AES study of the growth of TiSi_2 on Si(111), 8th European Conference On Surface Science, Jülich (1986) (poster)
- 2.** Dalmai G., Nys J.P., Wallart X.,
Quantitative model of reactive titanium-silicon interface growth, 4th Conference on Quantitative Surface Analysis, Teddington (1986) (poster)
- 3.** Dalmai G., Nys J.P., Wallart X.,
Study of reactive silicon-titanium interface growth, Conférence de la Société Belge de Physique, Namur (1987) (poster)
- 4.** Dalmai G., Nys J.P., Wallart X.,
Study of Ti silicides growth on silicon heated at different temperatures, European Workshop on refractory metal silicides, Aussois (1987) (poster)

5. Wallart X., Nys J.P., Dalmai G.,
Use of Auger line shape analysis for the study of interface formation in the Ti-Si system, Symposium on the Auger effect, Paris (1989) (poster)
6. Wallart X., Nys J.P., Dalmai G.,
Early stages characterization of the formation of TiSi₂ on Si(100), European Workshop on Refractory Metal Silicides, IMEC, Louvain (1989) (orale)
7. Wallart X., Nys J.P., Zeng H.S., Dalmai G.,
Correlation between electrical and microscopic properties of Ti-Si interfaces, 7th International Conference on Solid Surfaces, Cologne (1990) (orale)
8. Wallart X., Nys J.P., Zeng H.S., Dalmai G.,
Electron spectroscopy study of the Fe/Si(111) and FeSi₂/Si(111) interface formation, European MRS Fall Meeting, Strasbourg (1990) (poster)
9. Wallart X., Nys J.P., Zeng H.S., Dalmai G.,
An electron spectroscopy study of the Fe-Si system reactivity, Réunion de la Société Belge de Physique, Gand (1991) (poster)
10. Wallart X., Nys J.P., Zeng H.S., Dalmai G.,
Electron spectroscopy study of the Fe/Si(111) interface formation and reactivity upon annealing, 3rd International Conference on the Formation of Semiconductor Interfaces, Rome (1991) (orale)
11. Wallart X., Dehaese O., Nys J.P., Vincent G.,
Study of the epitaxy of β -FeSi₂ by codeposition of Fe and Si on Si(111), 8th International Conference on Solid Surfaces, La Haye (1992) (poster)
12. Westphalen R., Théron D., Wallart X., Druelle Y., Crosnier Y.,
Temperature measurements of low temperature grown GaAs Schottky diodes, E-MRS Spring Meeting, Strasbourg (1993) (présentée par Westphalen R.)
13. Mounaix P., Wallart X., Libberecht J.M., Lippens D.,
Charge distribution and capacitance of double barrier resonant Tunneling diodes, 5th International Conference on Simulation of Semiconductor Devices and Processes, Vienne (1993) (présentée par Mounaix P.)
14. Théron D., Boudart B., Westphalen R., Wallart X., Druelle Y.,
Growth of LT GaAs on GaAs under different conditions, 3rd Heterostructure Technology Workshop, Villeneuve d'Ascq (1993) (présentée par Théron D.)
15. Tételin C., Wallart X., Nys J.P., Vescan L.,
Germanium behaviour during the low temperature plasma assisted oxidation of SiGe alloys, 8th International Conference on Quantitative Surface Analysis, Surrey (1994) (poster)
16. Mollot F., Wallart X., Gouy J.P., Vignaud D.,
What is the composition of lattice matched AlInAs on InP?, 8th European Workshop on Molecular Beam Epitaxy, Sierra Nevada, Espagne (1995) (poster)
17. Tételin C., Wallart X., Stiévenard D., Nys J.P., Gravesteijn D.J.,
Ge surface segregation during thermal annealing of SiGe alloys: a study using AES, LEED and AFM, 15th ECOSS, Lille, France (1995) (poster)
18. Tételin C., Wallart X., Vescan L., NYS J.P.,
Plasma assisted oxidation of SiGe layers at 500°C : interface characterization, 5th ICFSI, Princeton (1995) (présentée par Tételin C.)
19. Diette F., Théron D., Wallart X., Muller M., François M., Delos E., Gaquière C., Crosnier Y.,
Optimisation of the recess configuration in AlInAs/GaInAs HEMT's, InP and related Material Conference, Schwäbisch Gmünd, Allemagne (1996) (présentée par Diette F.)

-
20. Schuler O., Dehaese O., Wallart X., Mollot F.,
A study of GaInP-GaAs interfaces : metallurgical coupling of successive quantum wells, 9th ICSMM, Liège (1996) (présentée par Schuler O.)
21. Lampin J.F., Wallart X., Gouy J.P., Mollot F.,
Light-hole resonant tunneling through tensile-strained GaInAs quantum wells, 9th ICSMM, Liège (1996) (présentée par Lampin J.F.)
22. Dehaese O., Wallart X., Schuler O., Mollot F.,
XPS study of GaInP/GaAs and AlInP/GaAs interfaces composition profile, 5th ICSOS, Aix-en -Provence, (1996) (poster)
23. Tételin C., Nys J.P., Gravesteijn D.J., Vescan L., Wallart X.,
Interface structure of plasma oxidized SiGe layers, 5th ICSOS, Aix-en -Provence (1996) (poster)
24. Tételin C., Wallart X., Nys J.P., Vescan L., Gravesteijn D.J.,
Kinetics and mechanism of low temperature atomic oxygen assisted oxidation of SiGe layers, 16th ECOSS, Gênes, Italie (1996) (présentée par Tételin C.)
25. Dehaese O., Wallart X., Schuler O., Mollot F.,
Interaction of a (2x4) GaAs surface with phosphorus in gas source molecular beam epitaxy, IX European Workshop on MBE, Oxford (1997) (poster)
26. Schuler O., Dehaese O., Wallart X., Mollot F.,
Interface quality and electron transfer at the GaInP on GaAs heterojunction, IX European Workshop on MBE, Oxford (1997) (présentée par Schuler O.)
27. Théron D., Piotrowicz S., Wallart X., Diette F., Bonte B., Crosnier Y.,
InP based HEMT structures with a large bandgap barrier layer for power application in V band, WOCS DICE, Scheveningen, Pays-Bas (1997) (présentée par Théron D.)
28. Dehaese O., Wallart X., Schuler O., Mollot F.,
XPS study of GaInP on GaAs interface, 6th Int. Conf. on the Formation of Semiconductor Interfaces, Cardiff (1997) (poster)
29. Chevalier P., Wallart X., Mollot F., Bonte B., Fauquembergue R.,
Composite channel HEMTs for millimeter-wave power applications, Xth Conference on Indium Phosphide and Related Materials, Tsukuba, (1998) (présentée par Chevalier P.)
30. Schuler O., Wallart X., Mollot F.,
An experimental study of the relaxation behaviour of strained GaInP grown on GaAs, Xth Conference on Indium Phosphide and Related Materials, Tsukuba, (1998) (présentée par Schuler O.)
31. Schuler O., Wallart X., Mollot F.,
A gas-source MBE growth study of strained Ga_{1-x}In_xP layers on GaAs, International Conference on MBE, Cannes (1998) (poster)
32. Hoel V., Bollaert S., Wallart X., Grimbert B., Lepillet S., Cappy A.,
A new gate process for the realization of lattice-matched HEMT on InP for high yield MMICs, International Conference on GaAs (1998) (présentée par Hoel V.)
33. Hoel V., Boret S., Grimbert B., Apercé G., Bollaert S., Happy H., Wallart X., Cappy A.,
94 GHz low noise amplifier on InP in coplanar technology, International Conference on GaAs (1998) (présentée par Hoel V.)
34. Wallart X., Mollot F.,
Strained layer growth of Ga_{1-x}In_xP on GaAs (100) and GaP (100) substrates, International Conference on the Formation of Semiconductor interfaces, Göteborg (1999) (poster)
35. Hoel V., Boret S., Grimbert B., Apercé G., Decaesteke T., Bollaert S., Wallart X., Lepillet S., Cappy A.,
A 94 GHz CPW low noise amplifier on InP, WOCS DICE 99 (présentée par Hoel V.)

36. Roch I., Buchaillot L., Wallart X.,
Fabrication process of shape memory alloy thin films for microactuation, 3rd Conference on Shape Memory and Superelastic Technologies, Pacific Grove, California (2000) (présentée par Roch I.)
37. Wallart X., Deresmes D., Mollot F.,
Growth of strained Ga_{1-x}In_xP layers on GaP(001) by Gas source molecular beam epitaxy : comparison with the GaInAs/GaAs system, IPRM 2000, Williamsburg (2000) (orale)
38. Zaknoute M., Schuler O., Wallart X., Piotrowicz S., Mollot F., Théron D., Crosnier Y.,
AlGaInP barrier layer grown by Gas Source Molecular Beam Epitaxy for V-band AlGaInP/InGaAs/GaAs power pseudomorphic HEMT, IPRM 2000, Williamsburg, (2000) (orale)
39. Wallart X., Deresmes D., Mollot F.,
Growth of strained Ga_{1-x}In_xP layers on GaP(001) by Gas source molecular beam epitaxy : similarities and differences with the growth of strained arsenides, International Conference on MBE, Pékin (2000) (présentée par Mollot F.)
40. Wallart X., Mollot F.,
RHEED and photoemission study of the GaP(001) and InP(001) surface reconstructions, 11^{ème} European Workshop on Molecular Beam Epitaxy, Hintertzen (2001) (orale)
41. Parenty T., Bollaert S., Mateos J., Wallart X., Cappy A.,
Design and realization of sub 100 nm gate length HEMTs, IPRM 2001, Nara (présentée par Parenty T.)
42. Wallart X., Bollaert S., Lepilliet S., Cappy A., Jalaguier E., Mateos J.,
0.12 μm gate length In_{0.52}Al_{0.48}As/In_{0.53}Ga_{0.47}As HEMTs on transferred substrate, ISCS 2001, Tokyo (poster)
43. Bollaert S., Wallart X., Lepilliet S., Cappy A., Jalaguier E., Pocas S., Aspar B.,
0.12 μm Transferred-Substrate In_{0.52}Al_{0.48}As/In_{0.53}Ga_{0.47}As HEMTs on transferred substrate, GaAs 2001, Londres (présentée par Cappy A.)
44. Faniel S., Hackens B., Delfosse F., Gustin C., Boutry H., Huynen I., Bayot V., Wallart X., Bollaert S., Cappy A.,
High temperature conductance fluctuations in an InGaAs/InAlAs open quantum dot, Annual APS March Meeting 2002, Indianapolis (présentée par Faniel S.)
45. Mateos J., Gonzales T., Pardo D., Bollaert S., Wallart X., Cappy A.,
Improvement of the high frequency performance of HEMTs by bufferless technology, IPRM 2002, Stockholm (poster)
46. Wallart X., Priester C., Deresmes D., Mollot F.,
Some key features of the Ga_{1-x}In_xAs surface reactivity to phosphorus, ICMBE XII, San Francisco (2002) (orale)
47. Priester C., Wallart X.,
On the role of strains, surface reconstruction and morphology on interface intermixing during III-V heterostructure growth, MRS Fall Meeting, Boston (2002) (présentée par Priester C.)
48. Wichmann N., Duszynski I., Parenty T., Bollaert S., Mateos J., Wallart X., Cappy A.,
Double-gate HEMTs on Transferred Substrate, IPRM 2003, Santa Barbara (poster)
49. Mateos J., Vasallo B.G., Pardo D., Gonzales T., Boutry H., Hackens B., Bayot V., Bednarz L., Simon P., Huynen I., Ganoo J.S., Roelens Y., Wallart X., Bollaert S., Cappy A.,
Room temperature Nonlinear Transport in InGaAs/AlInAs Based Ballistic Nanodevices, IPRM 2003, Santa Barbara (poster)
50. Larrieu G., Dubois E., Wallart X.,
Performance of platinum silicide for low barrier Schottky contacts p-MOSFET, Spring Meeting du MRS, Boston, avril 2003 (présenté par G. Larrieu)

51. Soubiron T., Vaurette F., Grandidier B., Wallart X., Nys J.P., Stiévenard D., *Adsorption of PTCDA on Si(001) and Si(001)-H*, Nanotech 2004, Boston, mars 2004.
52. Wichmann N., Duszynski I., Bollaert S., Wallart X., Cappy A., *InAlAs/InGaAs double-gate HEMTs with high extrinsic transconductance*, IPRM 2004, Kagoshima, juin 2004 (présenté par Wichmann N.)
53. Dhellemmes S., Godey S., Wilk A., Wallart X., Mollet F., *Characterization of As-P interface-sensitive GaAs/GaInP structures grown on a production MBE system*, IPRM 2004, Kagoshima, juin 2004 (poster)
54. Galloo J.S., Pichonat E., Roelens Y., Bollaert S., Wallart X., Cappy A., Mateos J., Gonzales T., *Transition from ballistic to ohmic transport in T-branch Junctions at room temperature in GaInAs/AlInAs heterostructures*, IPRM 2004, Kagoshima, juin 2004 (poster)
55. X. Wallart, B. Pinsard and F. Mollet *High In content pseudomorphic InGaAs layers for high mobility heterostructures on InP (001)*, ICMBE XIII, Edimbourg, août 2004 (orale)
56. S. Dhellemmes, S. Godey, A. Wilk, X. Wallart and F. Mollet, *As-P interface-sensitive GaInP/GaAs structures grown in a production MBE system*, ICMBE XIII, Edimbourg, août 2004 (présenté par S. Dhellemmes)
57. Wallart X., Lastennet J., Mollet F., *Metamorphic growth of InAs/InAlAs heterostructures on InP(001) substrates*, 13^{ème} European Workshop on Molecular Beam Epitaxy, Grindelwald (2005) (poster)
58. Géhin T., Wallart X., Vignaud D., *Methyl radical beam sources for ultra high vacuum applications*, 10^{ème} Worksop on Surface and Bulk Defects in Diamond, Hasselt (2005) (présenté par T. Géhin)
59. Wallart X., Lastennet J., Mollet F., *High mobility InAs/AlInAs metamorphic heterostructures on InP (001)*, IPRM 2005, Glasgow, mai 2005 (présentée par F. Mollet)
60. Medjdoub F., Zaknoute M., Wallart X., Théron D., *Power potentiality at 94 GHz of InP HEMTS with large bandgap channels*, IPRM 2005, Glasgow, mai 2005 (présentée par F. Medjdoub)

Séminaires, workshops

1. Dalmai G., Nys J.P., Wallart X., *Etude de l'interface silicium-siliciure de titane*, Réunion du GCIS, Toulouse (1986) (orale)
2. Dalmai G., Nys J.P., Wallart X., *Etude de l'oxydation du siliciure de titane*, Réunion sur les diélectriques et l'oxydation, Paris (1986) (poster)
3. Dalmai G., Ducroux M.C., Nys J.P., Wallart X., *Etude par analyse de la forme des raies Auger des interfaces silicium-carbone et silicium-siliciure*, Congrès des Matériaux, Paris (1986) (poster)
4. Dalmai G., Nys J.P., Wallart X., *Etude de la formation de TiSi₂ sur silicium chauffé*, Réunion du GCIS, Toulouse (1987) (orale)
5. Wallart X., Nys J.P., Dalmai G., *Etude des modifications des propriétés de l'interface silicium-siliciure de titane après oxydation du siliciure*, Réunion du GCIS, Toulouse (1988) (orale)

6. Wallart X., Nys J.P., Dalmai G.,
Analyse de la structure fine des raies Auger des siliciures de titane, Journées de la Matière Condensée, Toulouse (1988) (poster)
7. Wallart X., Nys J.P., Dalmai G.,
Corrélation entre propriétés microscopiques et électriques d'interfaces silicium-siliciures de titane, Journées de la Matière Condensée, Toulouse (1988) (poster)
8. Wallart X., Nys J.P., Dalmai G.,
Caractérisation et corrélation entre propriétés microscopiques et électriques des interfaces silicium-siliciures de titane, Réunion du GCIS, Toulouse (1989) (orale)
9. Druelle Y., Win P., Cappy A., Wallart X., Bouillet A.,
Croissance de matériau GaInAs relaxé sur substrat GaAs, 9^{ème} Séminaire National EJM, St Aygulf (1992) (présentée par Druelle Y.)
10. Wallart X., Nys J.P., Dehaese O.,
Formation and epitaxy of β -FeSi₂ films by Fe and Si coevaporation on Si(111), 3^{èmes} Journées de la Matière Condensée, Lille (1992) (poster)
11. Gouy J.P., Wallart X., Mezzour S., Jaffran A., Harari J., Vilcot J.P., Decoster D.,
Photodétecteur métal-semiconducteur-métal sur substrat InP pour applications micro-ondes, 12^{ème} Colloque Optique Hertzienne et Diélectriques, Paris (1993) (présentée par Gouy J.P.)
12. Dehaese O., Wallart X., Mollot F.,
Modèle cinétique d'échange en croissance épitaxiale, 10^{ème} Séminaire national d'épitaxie par jets moléculaires, St Aygulf (1994) (orale)
13. Théron D., Boudart B., Robert C., Wallart X., Druelle Y.,
GaAs basse température : de la croissance à la réalisation de composants MISFET, 5^{èmes} Journées de microélectronique et optoélectronique III-V, Ecully (1994) (présentée par Théron D.)
14. Wallart X., Layati B., Druelle Y.,
Hétérostructure AlInAs/GaInAs à double plan de dopage sur substrat InP : élaboration et caractérisation, 5^{èmes} Journées de microélectronique et optoélectronique III-V, Ecully (1994) (poster)
15. Tételin C., Wallart X., Nys J.P.,
Redistribution du germanium durant l'oxydation d'alliages SiGe assistée par plasma, 4^{èmes} Journées de la matière Condensée, Rennes (1994) (poster)
16. Wallart X., Nys J.P.,
Croissance du siliciure de fer : rôle d'une couche tampon, 4^{èmes} Journées de la matière Condensée, Rennes (1994) (poster)
17. Lampin J.F., Wallart X., Gouy J.P., Mollot F.,
Effet Tunnel résonnant de trous légers dans des puits quantiques contraints en extension, 5^{èmes} Journées de la Matière Condensée, Orléans (1996) (présentée par Lampin J.F.)
18. Vignaud D., Trentani A., Wallart X., Mollot F.,
Recombinaisons radiatives spatialement indirectes (type II) dans des hétérostructures InAlAs/InP : une sonde de l'interface, 5^{èmes} Journées de la Matière Condensée, Orléans (1996) (présentée par Trentani A.)
19. Lampin J.F., Wallart X., Mollot F.,
Détermination du décalage de bande entre GaP et GaAs via l'étude de l'hétérostructure contrainte GaAs_{1-y}P_y/Ga_{1-x}Al_xAs, 6^{èmes} Journées Nationales de Microélectronique et Optoélectronique III-V, Chantilly (1997) (poster)

- 20.** Schuler O., Dehaese O., Wallart X., Mollot F.,
Etude des interfaces GaInP/GaAs par photoluminescence et ESCA, 6èmes Journées Nationales de Microélectronique et Optoélectronique III-V, Chantilly (1997) (poster)
- 21.** Bonte B., Diette F., Piotrowicz S., Gaquière C., Wallart X., Théron D., Crosnier Y.,
Utilisation d'AlInAs riche en aluminium pour augmenter la tenue en tension des composants HFET's sur InP, 6èmes Journées Nationales de Microélectronique et Optoélectronique III-V, Chantilly (1997) (poster)
- 22.** Chevalier P., Badirou M., Mollot F., Wallart X., Fauquembergue R.,
HEMT sur substrat InP de longueur de grille $L_g=0.15 \mu\text{m}$: comparaison entre un canal GaInAs et un canal composite GaInAs/InP, Journées Nationales Microondes, St Malo (1997) (présentée par Chevalier P.)
- 23.** Chevalier P., Badirou M., Mollot F., Wallart X., Fauquembergue R.,
HEMT sur substrat InP de longueur de grille $L_g=0.15 \mu\text{m}$: comparaison entre un canal GaInAs et un canal composite GaInAs/InP, J.N.M., St-Malo (1997) (présentée par Chevalier P.)
- 24.** Schuler O., Wallart X., Mollot F.,
Etude de la croissance par épitaxie par jets moléculaires à sources gazeuses des alliages GaInP contraints sur GaAs et InP, Journées Nationales Micro et Optoélectronique, Font-Romeu (1999) (présentée par Mollot F.)
- 25.** Wallart X., Priester C., Deresmes D., Mollot F.,
Croissance d'alliages GaInP contraints par Epitaxie à Jets Moléculaires à Sources Gazeuses, Séminaire National sur l'épitaxie par jets moléculaires, EJM 2000, St Aygulf (2000) (orale)
- 26.** Wallart X., Deresmes D., Mollot F.,
Croissance d'alliages $\text{Ga}_{1-x}\text{In}_x\text{P}$ sur GaP(100) par Epitaxie à Jets Moléculaires à Sources Gazeuses : influence de la reconstruction de surface, 8^{èmes} Journées Nationales Microélectronique et Optoélectronique 2001, Aussois (2001) (poster)
- 27.** Bonte B., Schoendorff B., Zaknoune M., Mollot F., Wallart X., Théron D.,
Evaluation de composants de la filière phosphore pour applications à 60GHz, 8^{èmes} Journées Nationales Microélectronique et Optoélectronique, Aussois (2001) (poster)
- 28.** Théron D., Boudrissa M., Delos E., Wallart X., De Jaeger J.C.,
Influence du dopage dans les transistors HEMT à canal composite pour amplification de puissance en ondes millimétriques, 12^{èmes} Journées Nationales Microondes, Futuroscope Poitiers (2001) (poster)
- 29.** Priester C., Wallart X.,
Etude expérimentale et théorique de la réactivité des surfaces InAs et GaAs (100) à un flux de phosphore, réunion du GDR Relax, Paris, mars 2002 (orale)
- 30.** Wallart X., Priester C., Deresmes D., Mollot F.,
Etude de la réactivité des surfaces d'alliages GaInAs (100) à un flux de phosphore, 9^{èmes} Journées Nationales Microélectronique et Optoélectronique, Saint Aygulf (2002) (poster)
- 31.** Wichmann N., Duszynski I., Parenty T., Bollaert S., Wallart X., Cappy A.,
HEMT double-grille sur substrat reporté, Journées Nationales Microondes, Lille, mai 2003 (poster)
- 32.** Duszynski I., Parenty T., Bollaert S., Mateos J., Wallart X., Cappy A.,
Amélioration du F_{max} des HEMTs InAlAs/InGaAs sur substrat d'InP de longueur de grille 70nm par optimisation de la structure de couche, Journées Nationales Microondes, Lille, mai 2003 (présentée par Duszynski I.)
- 33.** Wallart X., Henry de Villeneuve C., Allongue P.,
Caractérisation de films d'alcènes greffés sur des surfaces Si(111) par analyse XPS résolue angulairement, ELSPEC 2004, Saclay, mars 2004 (poster)
- 34.** Medjdoub F., Zaknoune M., Wallart X., Théron D.,
HEMT technology for power applications at 94 GHz and above, 13th European Heterostructure Technology Workshop, Koutouloufari, octobre 2004 (présenté par F. Medjdoub).

Résumé

La fabrication d'hétérostructures de semi-conducteurs III-V de qualité repose sur la connaissance des surfaces, l'optimisation de la formation des interfaces et la maîtrise de la relaxation des couches contraintes. Nous montrons d'abord par une étude en diffraction et spectroscopie d'électrons que la reconstruction de surface des semi-conducteurs III-V phosphorés est différente des reconstructions couramment observées sur les arséniés. Nous abordons ensuite le problème des interfaces à anion commun pour lequel nous proposons un modèle cinétique prenant en compte l'effet de la température de croissance sur les mécanismes d'échange et de ségrégation en surface. Pour les interfaces différant par leurs anions, la corrélation des résultats de diverses techniques nous conduit à une description précise de la composition chimique de ces interfaces en fonction des conditions de croissance et de son influence sur les propriétés électroniques de l'hétérostructure. L'obtention d'interfaces les plus abruptes possible nous amène à étudier la réactivité de surface des arséniures sous flux de phosphore pour laquelle nous déterminons les facteurs essentiels : dimères d'anions en surface et énergie de liaison des binaires impliqués. L'effet de la contrainte sur la morphologie des couches de semi-conducteurs phosphorés présente des similitudes et des différences avec le cas des arséniés. Nous proposons une interprétation de ces différences soulignant le rôle des reconstructions de surface spécifiques aux phosphorés.

Nous envisageons ensuite l'utilisation de ces hétérostructures dans des transistors à effet de champ à modulation de dopage. Nous optimisons la croissance de structures à double plan de dopage, à canaux composites et étudions les limites des approches pseudomorphique et métamorphique pour les canaux en InGaAs à fort taux d'indium. Nous discutons enfin de l'intérêt des semi-conducteurs antimoniés pour améliorer les résultats obtenus avec les arséniés et phosphorés.