HAL
open science

Précipitation sous contrainte dans les semiconducteurs

Obtention De, Nikolay Cherkashin

To cite this version:

Obtention De, Nikolay Cherkashin. Précipitation sous contrainte dans les semiconducteurs . Science des matériaux [cond-mat.mtrl-sci]. Univesité Toulouse III- Paul Sabatier; Ecole doctorale Sciences de la matière; Section CNU Milieux denses et matériaux, 2017. tel-01800161

HAL Id: tel-01800161

https://hal.science/tel-01800161v1

Submitted on 31 May 2018

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

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

Université Toulouse III - Paul Sabatier

Nikolay Cherkashin

Chargé de recherche (CR1) au CNRS
Au Centre d'Elaboration de Matériaux et d'Etudes Structurales
(CEMES-CNRS)

« Précipitation sous contrainte dans les semiconducteurs »

Pour l'obtention de

L'HABILITATION A DIRIGER DES RECHERCHES

Présenté le 5 Avril 2017 devant jury composé de :

Rapporteurs :

Catherine BOUGEROL Directrice de recherche CNRS, Institut NEEL, Grenoble
Georges BREMOND Professeur, INSA de Lyon
Bernard GIL Directeur de recherche CNRS, Université de Montpellier

Examninateurs :

Lionel CALMELS Professeur UPS, CEMES, Toulouse
Alain CLAVERIE Directeur de recherche CNRS, CEMES, Toulouse

Contenu

A) CURRICULUM VITAE 2

B) RECHERCHE SCIENTIFIQUE 6

B.1) Préambule 6

B.2) Etude par microscopie électronique en transmission de l'influence de la température de croissance sur la microstructure et la morphologie de plots quantiques dans le système InAs-(Al)GaAs 13

B.3) Croissance et manipulation de réseaux 2D de nanocristaux de silicium pour la réalisation de mémoires non-volatiles 16

B.4) Défauts étendus formés par implantation ionique dans le silicium 18

B.5) Contraintes et défauts dans les alliages SiGe(C) et les structures contraintes associées ... 24

B.6) Mesure et modélisation de la déformation cristalline créée par des objets nanométriques 1D, 2D et 3D dans des semiconducteurs 28

B.7) Mesure, analyse statistique et modélisation de la précipitation de l'hydrogène et de l'hélium dans le Si, le SiGe, le LNO et le GaN en présence de contrainte. Substrats innovants pour la microélectronique ultime 41

B.7.1) Contraintes volontairement appliquées 42

B.7.2) Contraintes involontairement appliquée 54

B.7.3) Substrats innovants pour la microélectronique ultime 56

C) LE PROJET : Précipitation d'hydrogène et d'hélium dans les semiconducteurs: application à la fabrication de substrats innovants pour la microélectronique ultime. Développement des techniques de mesure de la déformation cristalline. 58

C.1) Précipitation d'hydrogène et d'hélium dans les semiconducteurs 58

C.2) Développement des techniques de mesure de la déformation cristalline 59

C.2.1) Mesure absolu des distances et des angles interplanaires par l'analyse de phase géométrique d'une image en haute résolution 59

C.2.2) Microscopie électronique par le design d'échantillons: application à la mesure de la déformation 62

D) LISTE COMPLETE DES PUBLICATIONS 66

E) ENSEIGNEMENT, FORMATION ET DIFFUSION DE LA CULTURE SCIENTIFIQUE 84

A) CURRICULUM VITAE

Nikolay CHERKASHIN
Chargé de recherche (CR1) au CNRS
CEMES-CNRS, Groupe MEM : Matériaux et dispositifs pour l'Electronique et le Magnétisme

Né le 27 Novembre 1973 à St.Petersbourg, Russie
Nationalité Russe
Marié

Adresse professionnelle :

CEMES/CNRS, BP 4347
F-31055 Toulouse Cedex 4
29 rue Jeanne Marvig
Tel : 05.62.25.79.04
E-mail : nikolay.cherkashin@cemes.fr

FORMATION

2002

Docteur ès Sciences Physico-mathematiques, à l'Institut Physique et Technique de l'Ioffe de St Petersbourg, en Russie.

1998

Diplôme de "Master" en Physique (équivalent DEA), option Physique de l'Etat Solide, à l'Université Technique d'Etat de St. Petersbourg, en Russie.

COMPETENCES

Domaines: Synthèse, structure et propriétés optiques de matériaux semiconducteurs nanostructurés. Exemples : nanocristaux, boites quantiques, défauts étendus, matériaux implantés. Application : micro et optoélectronique (mémoires, lasers, CMOS ultimes).

Techniques maitrisées: Microscopie électronique en transmission (**MET**) conventionnelle, faisceaux faibles et en haute résolution (**HREM**); **Holographie**, Analyse des phases géométriques (**GPA**).

Techniques utilisées:

Spectroscopie de Photoluminescence (**PL**), **rayons X**, spectroscopie **Raman**, **MBE, MOCVD**; **Implantation Ionique** (II) à des énergies conventionnelles et à très basses énergies (Ultra-Low Energy Ion Implantation -ULEII)

Referee dans Acta Materialia (**Acta Mater.**), Journal of Applied Physics (**J. of Appl. Phys.**), ECS Solid State Letters (**ECS Solid-State Lett**.), Nuclear Instruments and Methods in Physics Research Section B (**NIMB**), Transactions on Electron Devices (**T-ED**), Crystal Research and Technology (**CRT**), The European Physical Journal - Applied Physics (**Eur. Phys J.-Appl. Phys**.).

EXPERIENCE PROFESSIONNELLE

Octobre 2008-

Chargé de recherche (CR1) au CNRS

CEMES-CNRS, Groupe « Nanomatériaux » (« MEM : Matériaux et dispositifs pour l'Electronique et le Magnétisme » depuis 2016)

Sujet: Précipitation dans les semiconducteurs sous contrainte. Etude de la génération et la relaxation élastique et plastique de la contrainte lors de l'implantation ionique et/ou la croissance épitaxiale dans les semiconducteurs A_4B_4 et A_3B_5. Etude de l'influence de la déformation cristalline sur la nucléation et la croissance des précipités formés soit après implantation et recuit thermique soit lors de la croissance épitaxiale. Invention et développement de méthodes de mesure de déformations cristallines, basée sur la microscopie électronique à transmission.

Octobre 2005 –2008

Chercheur contractuel salarié au CEMES/CNRS, Toulouse

Sujet: Mécanismes physiques dans le procédé SmartCut. Etude de la nucléation et de la croissance de « platelets » formés après implantation d'He^+ ou/et H^+ et recuit thermique dans le Si, SiGe et GaN.

Contrat de Recherche avec la Société SOITEC à Bernin (38).

Octobre 2004 – Octobre 2005

Chercheur contractuel salarié au CEMES/CNRS, Toulouse

Sujet: Étude des conditions permettant l'incorporation de nouveaux matériaux de type alliages IV-IV (à base de Si, Ge, C) au sein de la filière microélectronique en vue de la réalisation de dispositifs ultimes (45 nm) sur silicium. Mesure de champs de déplacement et de contrainte dans les solutions solides et les empilements de type Si_xGe_{1-x}.

Projet intégré NanoCMOS du 6e PCRD.

Avril 2004 – Octobre 2004

Chercheur salarié à l'Institut Physique et Technique de l'Ioffe de St. Petersbourg, en Russie.

Sujet: Evolution thermique de nanocristaux hexagonaux d'arsenic dans une matrice cubique de GaAs.

Avril 2003 - Avril 2004

Chercheur contractuel salarié au CEMES/CNRS à Toulouse

Sujet: Identification et évolution thermique de défauts étendus formés par implantation ionique dans le Silicium. Relation défauts/diffusion des dopants.

Projet Européen IST/Frendtech du 5e PCRD.

Avril 2002- Avril 2003

Chercheur contractuel salarié au CEMES/CNRS à Toulouse

Sujet: Manipulation de couches 2D de nanocristaux de Si dans de fines matrices de SiO_2 Application à la fabrication de mémoires non volatiles à base de nanocristaux par implantation ionique à basse énergie.

Projet Européen GROWTH/NEON du 5e PCRD.

Juin 1998- Février 2002

Thèse de Doctorat en Physique, option Physique des Semiconducteurs, à l'Institut Physique et Technique du Ioffe de St. Petersbourg, en Russie.

Sujet: Etude par Microscopie Electronique en Transmission de l'influence de la température de croissance sur la microstructure et la morphologie de plots quantiques dans le système InAs-(Al)GaAs.

Septembre 2001- Décembre 2001

Stagiaire boursier au CEMES/CNRS à Toulouse.

Sujet: Evolution thermique de nanocristaux d'arsenic dans une matrice GaAs.

Projet Européen INTAS (France, Allemagne, Russie).

QUELQUES CHIFFRES

- Direction: 2 thèses en co-direction (soutenus en 2015 et 2016), 1 stage de licence professionnelle, 4 stages post-doctoraux
- ~140 articles dans des revues internationales, 2 chapitres d'ouvrage (http://orcid.org/0000-0002-0322-0864)
- 24 H-factor (source ICI-WEB décembre 2016)
- 1559 citations
- 8 conférences invitées présentées personnellement et 27 en tant que co-auteur + 16 communications orales dans des conférences internationales présentées personnellement et 28 en tant que co-auteur

B) RECHERCHE SCIENTIFIQUE

B.1) Préambule

De nationalité russe, j'ai suivi une formation à l'Université Technique d'Etat de St. Pétersbourg de 1992 à 1998. J'ai obtenu mon diplôme de Docteur à l'Institut Physique et Technique de Ioffe en physique des semiconducteurs après des études de 3ème cycle de 1998 à 2002. Au cours de ma thèse, j'ai travaillé à la fabrication et l'optimisation de structures à plots quantiques (ou quantum dots, QD) dans le système InAs-Al(Ga)As élaborées par épitaxie par jet moléculaire (MBE) et Déposition Chimique en Phase Vapeur d'Organométalliques (MOCVD). Ces structures ont des propriétés particulières à cause du confinement 3D des porteurs dans un îlot contraint. Elles sont utilisées comme le médium actif pour les lasers solides émettant à la longueur d'onde très intéressante de 1.3 µm. Mais une dégradation importante du système provient de la présence de centres non-radiatifs associés aux dislocations. Dans ce système, je me suis intéressé au phénomène de relaxation de la contrainte induite par la formation d'îlots 3D InAs en mode Stranski-Krastanov qui peuvent être contraints ou riches en dislocations. J'ai développé une méthode de « monitoring » de la microstructure et de la morphologie des QD. J'ai montré, en utilisant la Microscopie Electronique en Transmission (MET), la corrélation entre les informations structurales concernant les ilots déformés comportant des dislocations et les propriétés optiques obtenues par photoluminescence (PL). Mon approche a consisté à observer, comprendre puis à proposer un modèle physique qui décrit au mieux la formation de QDs dans le but de manipuler les propriétés structurales de ces systèmes. D'autre part, j'ai cherché à améliorer les propriétés optiques des structures en réduisant la concentration de centres non-radiatifs [J1-J10, P1, P2]. Cela m'a donné une bonne formation en me faisant participer à une activité de type « Science des Matériaux » tout en visant des applications mettant en jeu des technologies innovantes.

En même temps, pendant mes cours de 3ème cycle, j'ai participé à différents projets concernant la caractérisation structurale de couches de GaN sur substrats Al2O3 [J11-J13, P3], la caractérisation structurale et optique de structures InGaAsN/GaAs auto-organisées [J14, P4] et enfin l'évolution thermique de nano-précipités d'arsenic dans une matrice GaAs [J15]. La nécessité d'étudier des structures cristallines de différents types et de dimension variées en utilisant de nombreuses méthodes d'imagerie m'a permis d'acquérir une solide expérience en Microscopie Electronique en Transmission (MET).

A partir de fin 2001, j'ai travaillé au CEMES/CNRS dans le cadre tout d'abord d'une collaboration Russo-Européenne INTAS financée par la Commission Européenne (CE) puis dans le cadre de contrats

européens tels que GROWTH/NEON, IST/Frendtech du 5ème PCRD et de l'IP NanoCMOS du 6ème PCRD. Au cours du projet INTAS, j'ai étudié par MET l'évolution thermique de clusters d'arsenic qui se forment après recuit thermique de GaAs élaboré à basse température dans le but de résoudre le problème tant expérimental que théorique de l'influence de la sursaturation initiale d'As sur les cinétiques de croissance des précipités ainsi que sur les propriétés physiques de ce matériau [J16]. En effet, ces clusters sont connus pour être à l'origine de la résistivité très élevée de ces couches et des temps de vie ultra-courtes des porteurs, deux caractéristiques qui ont permis de développer des applications dans les technologies récentes de matériaux III-V.

J'ai ensuite été recruté par le CEMES en 2002 dans le cadre du projet NEON (Nanoparticules pour l'électronique, coordinateur : Alain Claverie) dont le but ultime était de fabriquer des mémoires à semiconducteurs constituées d'un transistor MOSFET contenant des nanocristaux enfouis dans son oxyde de grille. Ces dispositifs sont des candidats très sérieux pour l'intégration à grande échelle et faible consommation des nanomémoires non volatiles à semiconducteurs. J'ai travaillé sur le problème d'ajustement de la distance qui contrôle l'effet tunnel électronique entre le substrat Si et les nanocristraux (ncs) de Si fabriqués par implantation à très basse énergie [J17-J28, P5-P12]. Ce paramètre est crucial pour un fonctionnement optimal de ce type de dispositif. Ce projet a nécessité le développement d'une méthode caractérisant avec précision la position en profondeur de la bande de nanocristaux, leurs densités et leurs distributions de tailles. Il m'a également été nécessaire de modéliser les processus d'élaboration des ncs et enfin d'optimiser les paramètres d'élaboration dans le but de fabriquer des nanomémoires.

Ma participation au projet FrendTech (2003-2004) a consisté en une étude détaillée de la formation et de l'évolution thermique des défauts étendus qui se forment après implantation ionique de dopants dans le Si et le Ge [J29-J40, P13-P27]. Ces défauts étendus sont à l'origine des anomalies de diffusion et d'activation des dopants qui constituent un obstacle majeur à la réalisation de jonctions p^+/n ultraminces très fortement dopées pour les prochaines générations de transistors MOS. La compréhension et la modélisation de ces phénomènes sont donc nécessaires pour améliorer les simulateurs de procédés de fabrication des transistors, de plus en plus utilisés pour faire face aux énormes coûts de développement des nouveaux composants.

De 2004 à 2005, j'ai travaillé au CEMES, au sein du Projet Intégré IP NanoCMOS de la Commission Européenne. J'ai étudié les conditions permettant l'incorporation de nouveaux matériaux de type alliages IV-IV (à base de Si, Ge, C) au sein de la filière microélectronique en vue de la réalisation de dispositifs ultimes (45 nm) sur silicium [J41-J45, P28-P33]. Mon travail, au sein de ce projet, a consisté à comprendre les mécanismes et les conditions permettant l'obtention de structures alternées à base de Ge et de Si en contrainte sur une couche (buffer) d'un alliage de Si_{1-x}

Ge_x relaxé. Je me suis intéressé plus particulièrement à la caractérisation et à l'optimisation de structures SiGe/Ge/Si et notamment à l'influence de la symétrisation des contraintes sur les phénomènes de relaxation de ces structures. Pour ce faire, j'ai développé la méthode originellement inventée par M. Hÿtch avec qui je travaille, pour mesurer, sur la même image, l'alternance des champs de déformation dans ces couches de quelques nanomètres d'épaisseur en prenant en compte l'effet de la relaxation dans une lame mince par simulation par éléments finis (FEM) [P28, P29]. C'était la première fois qu'une cartographie 2D de déformation dans des structures cristallines a été combinée avec une simulation FEM, ce qu'a permis d'améliorer considérablement la précision de la méthode. Je conserve toujours une activité dans ce domaine.

De 2005 à 2008, j'ai travaillé au CEMES et j'ai été rémunéré grâce à un contrat de recherche qui lie le CEMES à la société SOITEC (responsable: A. Claverie). Mon travail a consisté à caractériser les défauts formés lors de l'implantation d'ions d'Hydrogène et/ou d'Helium et à en étudier le comportement au cours de recuits thermiques [J46-J48, P34]. Ce sont en effet ces défauts qui sont à l'origine du phénomène de fracture observé dans des plaques de Si implantée par ces ions, fracture qui est à la base du procédé SmartCut. Ce procédé permet la fabrication de structures de type SOI (Silicon On Insulator), briques de base des nouvelles et futures générations des MOSFETs.

Je suis rentré au CNRS en octobre 2008 sur un poste de CR1. Je fais partie du groupe nanomatériaux (nMat) (depuis 2016 : MEM=Matériaux et dispositifs pour l'Electronique et le Magnétisme) du CEMES. Au sein de ce groupe, grace à mon experience passée, j'ai développé une vision générale, cinétique, des **phénomènes de précipitation dans les matrices semiconductrices cristallines** en m'attachant particulièrement aux effets liés **à la présence de contraintes** dans ces systèmes. Ainsi, j'étudie l'influence du type et de l'amplitude d'une contrainte volontairement ou involontairement appliquée sur la nucléation et la croissance de précipités d'Hydrogène dans différents semiconducteurs afin d'aider à l'optimisation du procédé SmartCut pour fabriquer des substrats innovants pour la microélectronique ultime [J49-J59, P35, P36]. Il s'agit d'une thématique que j'ai initiée dans le groupe nMat et que je me suis appliqué à structurer et développer au cours des dix dernières années. D'autre part, compte tenu de mon expérience passée je reste toujours intéressé par le développement [J60, J61, P37] et l'application [J62-J87, P38-P44] de techniques de mesure des déformations générées par des objets nano et micrométriques aussi qu'à la détermination de leur structure [J88-J90].

Mes outils principaux sont la Microscopie Electronique à Transmission (MET), les techniques d'analyse des images MET, la modélisation de la structure des objets nano et micrométriques ainsi

que la modélisation de la cinétique de l'évolution de populations de précipités en présence d'une contrainte volontairement ou involontairement appliquée. Quant aux propriétés dynamiques, elles sont étudiées au travers de collaborations, soit au sein du laboratoire (rayons-X, Raman), soit à l'extérieur (SIMS, calculs basés sur la théorie de la fonctionnelle de la densité (DFT), propriétés optiques/électriques), ce qui constitue autant de possibilités d'ouverture vers des domaines plus fondamentaux ou plus appliqués.

Mon activité se décline suivant trois axes:

1) *Développement de méthodes de mesure de déformations cristallines basée sur la microscopie électronique à transmission.*

2) *Mesure et modélisation des déformations générées par des objets nanométriques 1D, 2D et 3D dans des semiconducteurs et détermination de leur structure* (je fus **coordinateur** d'un Projet International PICS, **« partner representative » pour le CEMES** au sein des Projets Européen NEWLED et ANR Multisolsi, et **participant du CEMES au sein des** Projets Européen I3/ESTEEM, IP/Pullnano, du réseau national METSA, de l'ANR HDStrain et des contrats Nano2008 et Nano2012 du Minefi.

3) *Mesure, analyse statistique et modélisation de la précipitation de l'hydrogène et de l'hélium dans le Si, le SiGe, le LNO et le GaN en présence de contrainte. Substrats innovants pour la microélectronique ultime* (je fus **participant** de nombreux Contrats de Recherche Amont avec l'industriel Soitec ainsi que de l'ANR Poem et enfin **directeur de 2 thèses** (en co-encadrement).

Concernant la première thématique, au cours des dernières années, j'ai travaillé à l'amélioration de la précision, de la résolution spatiale et de la sensibilité de différentes techniques basées sur la MET permettant de cartographier des champs de déformation dans des échantillons cristallins. Plus précisément, j'ai travaillé au développement de la technique d'Analyse de Phase Géométrique (GPA, en anglais) d'images obtenues en haute résolution (HRTEM) ou par holographie électronique en champ sombre (DFEH). J'ai de plus exploré quelques nouveaux domaines d'application de ces techniques.

L'analyse des phases géométriques (GPA) est une technique qui est basée sur le filtrage des fréquences spatiales obtenues par transformation de Fourier d'une image HRTEM en utilisant un masque[1, 2]. L'extraction, par transformation inverse de Fourier, de la composante de la phase géométrique contenue dans l'image complexe permet de cartographier les déformations, mesurées par rapport à un réseau de référence qui doit être présent sur la même image, sur une zone de 70 nm x 70 nm. La résolution spatiale du GPA est définie par le rayon du masque du filtre utilisé pour

reconstruire la phase par FFT, pour un vecteur du réseau réciproque choisi. La sensibilité du GPA est définie par le bruit affectant la mesure de la déformation nulle mesurée sur ce réseau de référence. La précision de la méthode, que l'on peut définir comme la différence entre valeur réelle et valeurs mesurées, dépend de la résolution spatiale choisie, des distorsions introduites par le système optique du microscope et par la caméra CCD et de la géométrie de la lame mince utilisée pour former les images.

Afin d'améliorer la précision de la méthode, une technique permettant de soustraire les distorsions générées par la caméra CCD et le système optique du microscope a été proposée par des membres du laboratoire[3]. Les distorsions ont été mesurées par GPA d'une image expérimentale HRTEM de Silicium selon l'axe de zone <110>. Cependant, cette correction reste partielle, souvent insuffisante, car un réseau de référence choisi sur une zone quelconque d'une image expérimentale est toujours distordu. Dans le projet que je propose en fin de document, je souhaite explorer une nouvelle méthode qui, au-delà de mesures relatives se nourrissant d'une image d'un réseau de référence, permettrait d'accéder aux valeurs absolues des distances interplanaires. Cette méthode cherche à établir une correction absolue des distorsions expérimentales (voir le projet pour les détails).

Au cours de mon travail, j'ai systématiquement eu recours à des simulations FEM décrivant la relaxation élastique affectant les lames minces telle qu'utilisées expérimentalement dans le microscope. Ceci me permet d'estimer le taux de la relaxation des contraintes dans ces lames minces [P29, P30] et donc, de reconstruire les déformations telles qu'elles existaient dans la structure, avant la préparation de la lame mince. Afin d'estimer l'impact de la résolution spatiale résultant du traitement par GPA d'une image expérimentale sur la précision des mesures obtenues, j'ai proposé et écrit un protocole de traitement des données FEM qui permet de comparer (soustraire, par exemple) résultats expérimentaux et simulations, nécessairement obtenus avec la même résolution spatiale. Pour cela, je transforme les données FEM en une une « quasi- image HRTEM » qui peut ensuite être traitée exactement comme les images expérimentales par GPA [J80, J84].

Ainsi améliorée, cette technique offre une résolution spatiale de 1 nm et une sensibilité de 10^{-3} [P29, P30, J43, J81, J82, J84] sur les mesures de déformation.

L'holographie électronique en champ sombre (DFEH) est une technique basée sur l'interférence de deux parties d'une onde électronique diffractée, dont l'une traverse une zone d'intérêt et l'autre une zone de référence[4]. Lorsque les deux parties de l'onde interférent, un motif de franges d'interférences est obtenu ; leurs caractéristiques dépendent de la différence de phase entre les deux ondes. La phase géométrique peut en être extraite après traitement, ce qui permet de cartographier la déformation avec une résolution de quelques nanomètres, une très bonne

sensibilité (10^{-4}) et sur un grand champ de vue (<2 µm) dans le mode de Lorentz[4, 5] [J38, J53, J80, J81, J83, J85, J86, P43].

Généralement, les champs de déformation dans des échantillons qui contiennent des objets sous contrainte dépendent de leur profondeur dans la lame à cause de la relaxation sur les surfaces libres de la lame. Cependant, en comparant les phases géométriques simulées par éléments finis dans des lames minces et projetées selon la profondeur de la lame avec celles obtenues expérimentalement par DFEH, j'ai pu identifier une différence systématique entre les champs de déformation projetés simulées et celles obtenus expérimentalement. Cette remarque a été à la base d'une étude théorique réalisée par Axel Lubk (postdoc avec M. Hÿtch) qui a montré que les phases reconstruites à partir des hologrammes obtenus par DFEH correspondent aux phases géométriques simulées par éléments finis à condition que ces dernières sont projetées avec une fonction de pondération dépendante de la profondeur de la lame. Il en a déduit la fonction de pondération qui dépend du potentiel cristallin du matériau, de l'épaisseur de l'échantillon et de la déviation des conditions de Bragg [J60, P37] ce qui a été bien vérifié par nos études expérimentales [J60, J61, J83, J86].

Ce travail nous a permis d'améliorer considérablement la précision de la technique et d'ouvrir la voie vers la tomographie 3D de la déformation.

Au-delà de l'application « standard » de DFEH dans le mode de Lorentz, j'ai réussi à l'appliquer dans le mode d'haute résolution ce qui m'a permis d'obtenir une cartographie de la déformation **avec une résolution ultime de 0.3-0.4 nm** et toujours avec une bonne sensibilité de 10^{-3}. Cela a été possible grâce au nouveau microscope Hitachi I2TEM-Toulouse, un microscope à faisceau plus cohérent à émission de champ froide équipé de trois biprismes et dédié à l'interférométrie électronique. Ce TEM a été installé au CEMES en 2012.

Au sein de la deuxième thématique d'une part j'ai adapté et appliqué des techniques «pointues» basées sur la microscopie électronique en transmission afin de mesurer puis reconstruire la déformation autour des défauts crées par l'implantation ionique, des dislocations, des joints de grains, dans des couches minces, des nanofils et des ilots 3D (boites quantiques) dans différents semiconducteurs tels que Si, SiGe, Ge, SiC, (In)GaAs, (AlGa)InP et (In)GaN. D'autre part, j'ai utilisé ces données afin de modéliser la structure atomique des objets nano et micrométriques, de proposer des nouveaux structures et, éventuellement, de les exploiter pour la génération des nouvelle propriétés optiques ou électriques des dispositifs.

Plus précisément, j'ai utilisé des procédures basées sur l'utilisation soit de l'imagerie en champ sombre sous faisceau faible soit de l'holographie électronique en champ sombre ou encore de l'imagerie haute résolution. De façon pratique, je fais des images avec une résolution (sub-)

nanométrique de champs de déplacement dans les matrices cristallines, autour et à l'intérieur des précipités, afin d'identifier et comprendre la structure et l'orientation de ces objets. Ces mesures sont couplées avec des simulations par éléments finis afin de prendre en compte les effets de relaxation des lames minces utilisées au MET et de reconstruire d'éventuelles distributions de composition et de structure à l'intérieur des précipités.

Au sein de la troisième thématique j'ai étudié et modélisé l'influence du type, tension ou compression, d'une contrainte, volontairement ou involontairement appliquée, sur la nucléation et la croissance de précipités dans différents semiconducteurs tels que le Si, le SiGe et le GaN. Ces travaux ont trouvé leur inspiration ou leur utilité au sien de problématiques technologiques afin, par exemple, d'aider à la modélisation des phénomènes mis en jeu au cours du dopage dans les MOSFETs ultimes sur silicium ou au cours du procédé SmartCut permettant de fabriquer des substrats innovants pour la microélectronique ultime.

L'étude de l'évolution thermique d'une population de défauts ou précipités (au travers de recuits isochrones ou isothermes par exemple) exige que cette population soit quantifiée. La densité de défauts que l'on peut mesurer sur une image doit être corrigée en tenant compte de la "visibilité" de chaque variant cristallographique qui dépend bien sur des conditions d'imagerie. De même, les tailles ou longueurs de défauts mesurées doivent être corrigées par des facteurs de projection qui dépendent de l'inclinaison de chacun des variants des défauts par rapport au plan image. Une fois cela fait, on peut alors calculer le nombre total d'atomes contenus dans les défauts. L'analyse statistique de populations de défauts, en termes de distribution de taille et de densité, permet d'étudier, de comprendre et éventuellement de modéliser, c'est-à-dire prédire, l'influence des conditions de traitement (recuit, par exemple) sur ces défauts. Au cours des différentes études que j'ai menées sur d'assez grandes variétés de défauts et précipités, je me suis toujours attaché à identifier très précisément (géométrie, cristallographie, composition, densité…) les objets nanométriques que j'étudiais puis mettais en place un protocole rigoureux permettant l'analyse statistiques des caractéristiques des populations étudiées. Après avoir déterminé les conditions pertinentes de visualisation, les tailles, concentrations et fractions volumiques sont mesurées sur un grand nombre de défauts et sur plusieurs images, en fonction de leur position dans le wafer. Combinant ce travail aux des informations obtenues au sein des 1re et 2me thématiques et concernant les mesures des déformations, j'ai développé puis validé un modèle décrivant l'influence des contraintes, volontairement ou involontairement appliquées, sur les cinétiques de nucléation et de croissance des différentes variants cristallographique de précipités ou défauts.

L'ensemble de ces problématiques s'inscrivent dans le contexte de la miniaturisation des composants de la microélectronique et de l'opto-électronique. En effet, l'évolution de ces composants de base, comme le transistor MOS, passe par le développement de substrats innovants (SiGe, SOI) afin d'augmenter la mobilité des porteurs dans le canal et diminuer les résistances parasites, la formation de jonctions ultra-minces, l'insertion de nanoparticules dans l'oxyde de grille pour de nouvelles générations de mémoires flash… Ces évolutions posent des problèmes de physique pointus qui nécessitent, pour les résoudre des compétences en cristallographie et en physique des matériaux et en particulier la connaissance de phénomènes thermodynamiques tels que la nucléation et croissance de défauts étendus et nanocristaux, domaines dont je suis spécialiste. Ces études nécessitent également des outils spécifiques tels que la Microscopie Electronique à Transmission. Au cours de mes presque dix-huit années d'expérience, je me suis familiarisé et/ou j'ai aidé au développement de différentes méthodes de microscopie électronique, certaines originales, dans le but d'étudier une grande variété d'objets de petites tailles tels ilots, dislocations, précipités, nanocristaux et couches ultra-minces. En utilisant ces méthodes, j'ai pu mener des études statistiques et quantitatives concernant l'évolution de ces objets au sein de populations, en fonctions de conditions d'élaboration. Ces résultats m'ont permis de comprendre et aussi de simuler les phénomènes physiques qui s'enchainent au cours de la croissance de ces objets et ainsi d'optimiser des structures hôtes, à des fins d'applications industrielles.

Dans la partie suivante, je présenterai plus en détail les résultats de mes activités passées.

B.2) Etude par microscopie électronique en transmission de l'influence de la température de croissance sur la microstructure et la morphologie de plots quantiques dans le système InAs-(Al)GaAs

Thèse de Doctorat (1998-2002)

Ioffe Physico-Technical Institute, St. Pétersbourg, Russie

J'ai effectué ce travail à l'Ioffe Physico-Technical Institute, à St. Petersbourg, en Russie, sous la direction de Nikolay A. Bert. Le but de ce projet était de déterminer la qualité cristalline de structures d'îlots In(Ga)As enfouis dans des matrice GaAs et GaAlAs en fonction des conditions de croissance et de montrer la corrélation entre caractéristiques structurales de îlots et leur propriétés optiques. Plusieurs étapes ont été nécessaires :

A) Etude de l'influence des différents régimes de température de croissance des îlots en présence de défauts étendus dans une structure et sélection du régime optimal de croissance afin de réduire au maximum la densité de défauts.

B) Possibilité d'obtenir des structures sans défauts contenant des îlots à partir d'un puit quantique $In_{0.3}Ga_{0.7}As$ initialement relaxé par la création de dislocations.

C) Etude expérimentale de la forme, de la densité et de la distribution de tailles des îlots en fonction de la température de croissance. Comparaison des résultats obtenus avec les prédictions issues de modèles théoriques et détection des corrélations avec les propriétés optiques.

Du point de vue expérimental, j'ai utilisé différentes méthodes durant ces études :

1) La MET pour la détection des défauts étendus et l'étude de l'évolution de la forme, de la densité et de la distribution de taille des îlots.
2) La photoluminescence (PL) pour déterminer la longueur d'onde et l'intensité de l'émission des structures à îlots.

Voici en quelques lignes le résumé de ce travail de thèse. Si l'on dépose quelques monocouches d'InAs sur le substrat de GaAs on forme une couche 2D. L'arrêt de la croissance durant un certain temps permet la transformation de la couche 2D en un ensemble d'îlots 3D qui seront recouverts par du GaAs par la suite. Ces structures ont des propriétés particulières à cause du confinement 3D des porteurs dans un îlot contraint. Elles sont utilisées comme une couche active pour les lasers solides émettant à la longueur d'onde très intéressante des 1,3 µm. Mon approche a consisté à comprendre si lors de l'arrêt de croissance ce système est toujours dans l'état hors équilibre, c'est à dire, si la densité et taille moyennes des îlots à chaque moment sont définies par la diffusion sur la surface ou si ces paramètres peuvent atteindre certaines valeurs définies par l'état d'équilibre thermodynamique. Puisque que la réponse des paramètres d'îlots au changement de la température pendant la transformation de 2D à 3D détermine l'état du système, nous avons « joué » avec la température pendant l'arrêt de croissance.

J'ai étudié les différents régimes thermiques comme indiqué sur la Fig. 1 par MET et par

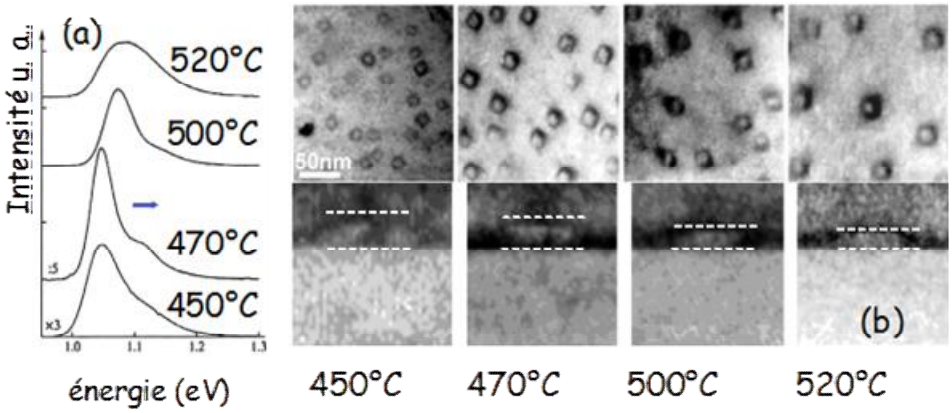

Fig. 1 (a) Série de spectres de photoluminescence et (b), images MET en vue plane (en haut) et en cross-section (en bas) des structures contenant des îlots InAs en fonction de la température de croissance.

photoluminescence. Par exemple, j'ai daterminé que l'augmentation de la température aboutit à l'augmentation de la taille des îlots latéraux mais à la diminution de leur hauteur (Fig. 1*b*). D'après les calculs ce changement de la forme des îlots doit aboutir au déplacement du pic de photoluminescence associé aux îlots dans la direction des grandes longueurs d'ondes. Au contraire, expérimentalement ce déplacement va dans la direction des courtes longueurs d'ondes (Fig. 1*a*). Ce comportement montre que la taille du puit quantique a été réduite ou, autrement dit, que le volume moyen des îlots a diminué. De plus, j'ai pu montrer que c'est la température finale qui régissait la croissance des îlots aboutissant au changement réversible des paramètres des îlots avec un changement réversible de la température. Ce comportement est en contradiction avec celui attendu dans le cas d'une croissance régie par la diffusion seule.

Afin de déterminer la force motrice régissant la croissance des îlots, j'ai utilisé la thermodynamique. Celle-ci prédit que la transformation de la couche 2D en l'îlot 3D est dictée par la réduction de l'énergie élastique, le changement d'énergie surfacique et l'apparition d'énergie des arêtes. Cette théorie permet de calculer l'énergie totale du réseau d'îlots par unité de surface comme étant fonction de la taille des îlots. J'ai pu montrer que pour certains matériaux et à certaines températures le système en équilibre tend vers un état d'énergie minimale correspondant à une taille moyenne déterminée. Pour le système InAs/GaAs le volume moyen doit donc diminuer avec l'augmentation de la température comme cela a été montré expérimentalement dans mon travail de thèse. Au final, j'ai réussi à montrer que la croissance du réseau d'îlots 3D dans le système InAs/GaAs était régie par l'équilibre thermodynamique.

Ce travail de thèse a donné lieu à 12 publications [J1-J10, P1, P2].

B.3) Croissance et manipulation de réseaux 2D de nanocristaux de silicium pour la réalisation de mémoires non-volatiles

PostDoc1 (2002-2003) : Projet Européen GROWTH/NEON

CEMES/CNRS, Toulouse, France

J'ai effectué ce travail au CEMES, Toulouse, sous la responsabilité d'Alain Claverie et Caroline Bonafos (CEMES-05). Cette activité a été menée en collaboration avec plusieurs groupes de recherche européens et financée par le projet Européen NEON (Nanoparticles for Electronics) dont Alain Claverie était le coordinateur. Le but en était l'étude de méthodes permettant la fabrication de réseaux 2D formés de nanocristaux de Si ou de Ge enfouis dans des matrices ultra-fines (<10 nm) de silice et la réalisation d'une nouvelle génération de composants mémoires utilisant ces nanocristaux comme éléments de stockage de charges. Ces nouveaux dispositifs sont en effet très prometteurs et devraient permettre une plus grande densité de stockage, une vitesse d'écriture plus élevée ainsi qu'une meilleure rétention de l'information (« non volatilité »), tout en conservant une faible consommation d'énergie et de faibles tensions de fonctionnement. Au sein de ce projet mon rôle était d'essayer de manipuler et de mesurer les caractéristiques de la population de nanocristaux (distribution de taille, densité surfacique, position dans l'oxyde de grille), et ce, avec une précision sub-nanométrique.

Du point de vue de l'élaboration nous avons utilisé une méthode originale de fabrication, l'implantation ionique à ultra-basse énergie (<1 keV), réalisée au CEMES, suivie d'un recuit thermique à haute température (>900°C). Elle permet la fabrication d'un plan de nanocristaux (réseau bi-dimensionnel) parallèle au canal et enfoui dans des matrices de silice très fines (<10 nm).

En ce qui concerne l'étude structurale à laquelle j'ai contribué, nous avons été amené à utiliser et développer des méthodes expérimentales spécifiques et adaptées à l'échelle des systèmes, allant de l'imagerie en contraste de Fresnel et à la Microscopie Electronique en Haute Résolution (MEHR) pour la mesure des distances caractéristiques avec une précision inférieure au nm, à la spectroscopie de perte d'énergie des électrons (EELS) résolue spatialement afin de mesurer les distributions de taille et les densités de nanocristaux dans le plan et à la Spectroscopie de Masse d'Ions Secondaire par temps de vol (TOF-SIMS) pour mesurer les distributions en profondeur de l'excès de Si introduit dans la couche de silice.

Nous avons ainsi pu montrer que l'on pouvait faire varier la distance d'injection, qui sépare la couche de nanocristaux de l'électrode canal de 10 à 2 nm en jouant à la fois sur l'énergie d'implantation et sur l'épaisseur nominale de la couche de silice (Fig. 2).

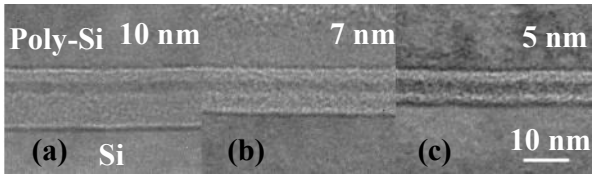

Fig.2 Images en vues sur la tranche et en contraste de Fresnel montrant l'effet de la réduction de l'épaisseur nominale d'oxyde (de 10 à 5 nm), pour une implantation à 1 keV, sur la position des ncs de Si; pour une épaisseur nominale de 5 nm, les ncs sont à 2 nm à peine du canal.

De plus, nous avons également montré que des recuits sous atmosphère légèrement oxydante étaient essentiels pour l'optimisation des propriétés de mémoire de ces dispositifs. Au cours de ces recuits oxydants, l'intégrité de l'oxyde est restaurée et l'on sépare aussi les nanocristaux connectés, rendant possible un contrôle de la taille et de la densité surfacique de ces derniers. Suivant les conditions d'élaboration et donc les caractéristiques des populations de nanocristaux de Si obtenues, les performances des dispositifs mémoires (vitesse d'écriture, rétention, endurance) ont pu être contrôlées [J17, J19-J22, J24-J28, P5, P7-P12].

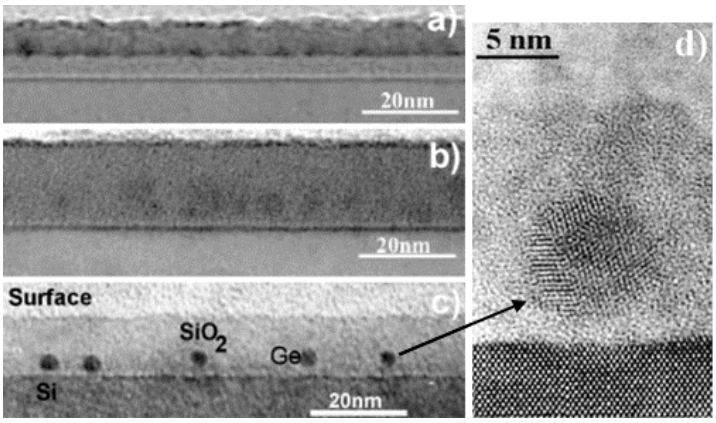

Fig. 3 Images de MET en vue sur la tranche des échantillons: a) as-grown; b) oxydés; c) après réduction. (d) image en MEHR d'un nc de Ge formé après réduction.

Une autre approche pour la formation de nanocristaux enrobés dans l'oxyde de grille de transistors MOS a été développée dans le cadre du projet NEON et en collaboration avec l'Université d'Aarhus. Il s'agit de dépôts par épitaxie à Jets Moléculaires (MBE). L'objectif était de développer une procédure afin de produire des nanoparticules de Ge enterrées dans des couches minces de SiO_2, proches de l'interface Si/SiO_2 en utilisant le dépôt MBE d'îlots de Ge sur du Si monocristallin. Dans ce but, 0,7 nm de Ge a été déposé sur une couche très fine (4 nm) de silice thermique puis recouverte par 4 nm de Si (Fig. 3*a*). Une oxydation postérieure a permis la séparation de phase entre le SiO_2 et le GeO_2, les particules formées ayant tendance à prendre une forme sphérique d'équilibre et à croître de manière compétitive suivant un mécanisme de type maturation d'Ostwald (Fig. 3*b*). Ensuite, un procédé de réduction sous atmosphère N_2 a conduit à la décomposition du Ge et du SiO_2 et à la formation de nanocristaux de Ge, de structure cubique, enrobés dans l'oxyde de grille (voir Fig. 3*c*, *d*). L'étude structurale que j'ai entreprise a contribué à l'optimisation de cette voie de synthèse qui a permis la fabrication d'un réseau dense de nanocristaux de Ge localisés tout près (< 4.5 nm) de l'interface Si/SiO_2. Des mesures de capacitance ont montré des propriétés de stockage de charge [J18, J23, P6].

Ce travail a été présenté au cours de congres internationaux et a donné lieu à 20 publications [J17-J28, P5-P12] y compris 3 publications [J18, J19, J22] avec plus de 100 citations chacune.

B.4) Défauts étendus formés par implantation ionique dans le silicium

PostDoc2 (2003-2004): Projet Européen IST/FRENDTECH

CEMES/CNRS, Toulouse, France

J'ai effectué ce travail au CEMES, sous les responsabilités d'Alain Claverie (CEMES-05) et Fuccio Cristiano (LAAS-08). Cette activité de recherche a été menée dans le cadre d'un projet financé par la Commission Européenne. Le but du projet était d'élaborer des modèles physiques permettant la simulation des anomalies de diffusion et d'activation des dopants introduits par implantation ionique dans le silicium lors de la fabrication des transistors MOS. Ces anomalies sont dues à la présence de défauts étendus qui se forment au cours du recuit thermique qui suit l'étape d'implantation ionique. Mon rôle au sein du projet était donc d'effectuer une étude exhaustive sur la formation et l'évolution thermique de ces défauts. En particulier, pour une famille de défauts typiquement observée dans des conditions d'intérêt technologique (celle des défauts {113}) il s'agissait de déterminer si leur évolution est contrôlée par un mécanisme de type "Ostwald ripening" (échange d'atomes de Si entre les défauts) ou bien s'ils évoluent simplement en émettant les atomes de Si qui les constituent (dissolution pure). Ceci représentait un sujet de controverse intense au sein de la communauté scientifique.

Afin de répondre à cette question, j'ai d'abord déterminé le vecteur de Burgers b des défauts {113} par MET un utilisant deux techniques complémentaires : l'imagerie en vue plane en champ sombre sous faisceau faible et l'imagerie haute résolution en coupe transversale [J38]. Pour un ensemble donné de conditions d'imagerie, c'est-à-dire un vecteur de diffraction ***g*** et une déviation par rapport aux conditions exactes de Bragg, s, l'intensité de l'image d'une ligne de dislocation résulte des contributions pondérées différemment de $|\mathbf{g}\cdot\mathbf{b}|$ et $|\mathbf{g}\cdot\mathbf{b}\otimes\mathbf{u}|$, où $\mathbf{u}$ est le vecteur unitaire tangentiel à la ligne de dislocation ligne. La "vraie" extinction du contraste dans l'image est réalisée quand $|\mathbf{g}_1\cdot\mathbf{b}|=0$ et $|\mathbf{g}_1\cdot\mathbf{b}\otimes\mathbf{u}|=0$. Si $|\mathbf{g}_2\cdot\mathbf{b}|=0$, mais $|\mathbf{g}_2\cdot\mathbf{b}\otimes\mathbf{u}|\neq 0$, la ligne de dislocation sera vue en contraste résiduel. Ce "vrai" contraste résiduel ne dépend pas du signe de *s* qui permet de le distinguer du faible contraste observé pour $|\mathbf{g}_2\cdot\mathbf{b}|<<1$. Enfin, le vecteur de Burgers d'une dislocation doit être perpendiculaire au plan contenant les deux vecteurs de diffraction $\mathbf{g}_1$ et $\mathbf{g}_2$, et ce plan devant être déterminé expérimentalement. L'analyse de la série des images montrée sur Fig.4 m'as permis de déterminer que ces défauts {113} sont des boucles de dislocation de type

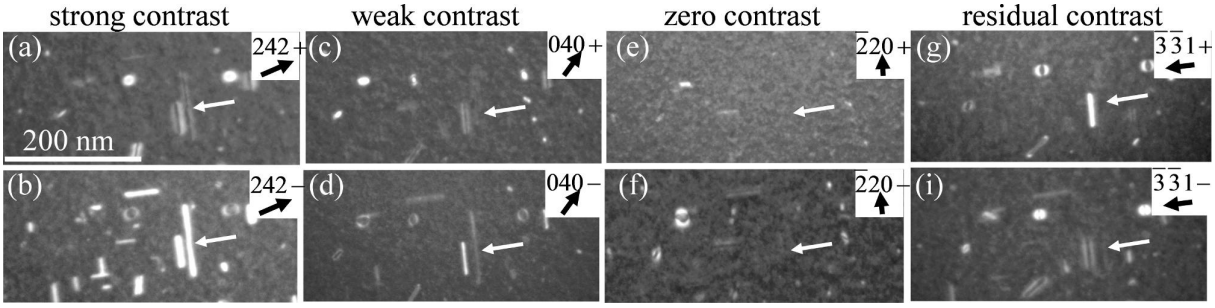

*Fig. 4 Série d'images en vue plane et en champ sombre sous faisceau faible prises avec différents **g** et s démontrant que le défaut (113) marqué par la flèche blanche a son vecteur de Burgers le long de* $[116]$*. Le signe "±" indique le signe positif / négatif de s.*

extrinsèque (c'est-à-dire constitues des interstitiels du Si) avec des plans habituels {113} allongés le long des directions $\langle 110 \rangle$ et ses vecteurs de Burgers sont parallèle aux <116>.

Malheureusement, cette méthode ne permet ni de déterminer l'amplitude d'un vecteur de Burgers ni de fournir des informations sur la structure atomique du défaut. C'est là que de nouvelles techniques telles que le GPA des images en haute résolution et l'holographie électronique en champ sombre peuvent donner des informations supplémentaires.

La Figure 5 montre l'image en haute résolution en coupe transversale (110) d'un défaut {113}

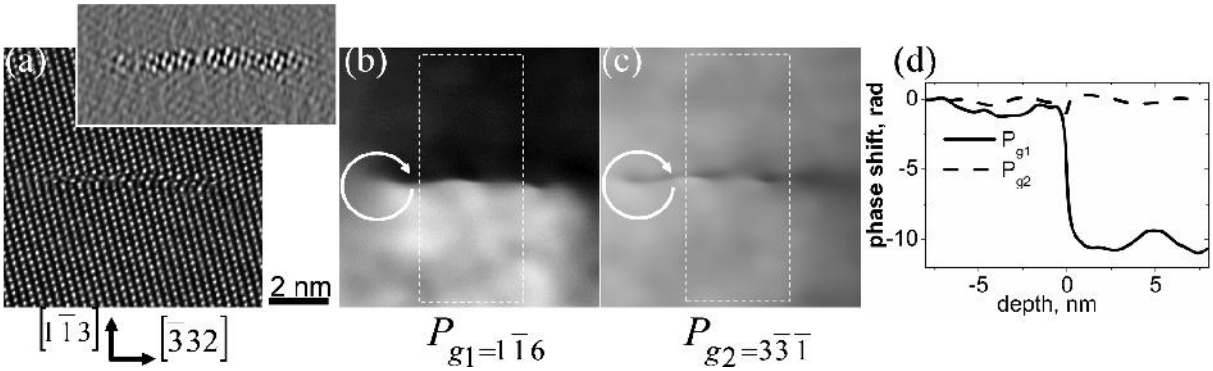

Fig. 5 Image en haute résolution en coupe transversale (110) d'un défaut {113} vu bord-on (a). L'insertion dans (a) montre l'image obtenue par la transformation Fourier inversée après l'élimination des composantes de la matrice du Si. GPA de l'image: les images de phase géométrique obtenues en utilisant $g_1 = 1\bar{1}6$ *(b) et* $g_1 = 3\bar{3}\bar{1}$ *(c). Profils d'intensité extraits de (b) et (c) par l'intégration le long du plan de l'habitude du défaut dans les rectangles à points blancs observés sur les images de phase.*

allongé selon d'axe d'observation [110]. Par la transformation Fourier inversée obtenue après l'élimination des composantes de la matrice du Si (voir l'insertion dans Fig. 5*a*), j'ai pu montrer que le défaut bâtonnet consiste en des chaînes de di-interstitiels situées sur le plan (113) et s'étendant le long de la direction [110], c'est-à-dire perpendiculairement au plan d'image. Cette structure atomique est similaire à celle trouvée pour les défauts planaires qui ont de dimensions beaucoup plus grandes, véritablement bidimensionnelles, et seulement observés après irradiation électronique dans le Si[6].

En appliquant GPA, j'ai extrait deux images de phase P_{g1} et P_{g2} qui correspondent aux vecteurs réciproques $\mathbf{g}_1 = 1\bar{1}6$ (Fig. 5*b*) and $\mathbf{g}_2 = 3\bar{3}\bar{1}$ (Fig. 5*c*). Par définition, le vecteur de Burgers d'une dislocation est l'intégrale du déplacement autour de son cœur. Ainsi, pour une ligne de dislocation, **la projection de son vecteur de Burgers** sur le plan de l'image peut être déterminée à partir de deux images de phase géométrique[2]:

$$\mathbf{b}_p = -\frac{1}{2\pi}(\Delta P_{\mathrm{g1}} \cdot \mathbf{a}_1 + \Delta P_{\mathrm{g2}} \cdot \mathbf{a}_2)$$

où ΔP_{g1} (ΔP_{g2}) est un saut de phase obtenu autour du cœur de la dislocation pour $\mathbf{g}_1$($\mathbf{g}_2$). $\mathbf{a}_1$ ($\mathbf{a}_2$) est un vecteur dans l'espace réel qui correspond à $\mathbf{g}_1$ ($\mathbf{g}_2$). J'ai étendu cette définition pour une boucle de dislocation en mesurant des saufs de phases à travers du plan du défaut (Fig. 5*d*) ce qui m'a permis de déterminer *la projection du vecteur de Burgers du défaut bâtonnet sur le plan de l'image* comme $\mathbf{b}_p = \frac{1}{24 \pm 1}[1\bar{1}6]$. **C'est là que la complémentarité de deux techniques (champ sombre en faisceau faible et GPA) montre sa richesse** : en connaissant *la direction du vecteur plein de Burgers* à partir de l'étude par la technique du champ sombre en faisceau faible j'ai pu conclure que le vecteur plein de Burgers des défauts bâtonnets {113} est égal à $\mathbf{b} = \mathbf{b}_p = \frac{1}{24 \pm 1}\langle 116 \rangle$.

Une fois déterminés la structure et le vecteur de Burgers des défauts bâtonnets {113}, j'ai donc mis au point une nouvelle méthode d'observation des défauts {113} par MET [J38, P19]. Ces conditions ont l'avantage de permettre la visualisation simultanée des 12 variants de ce type de défaut (Fig. 6b), ce qui n'est pas le cas avec les conditions d'imagerie "conventionnelles" (Fig. 6*a*). Il est ainsi possible de mesurer des histogrammes de taille très fiables pour ces défauts (Fig. 6*c*) et aussi d'évaluer la contribution de chaque variant à la densité totale.

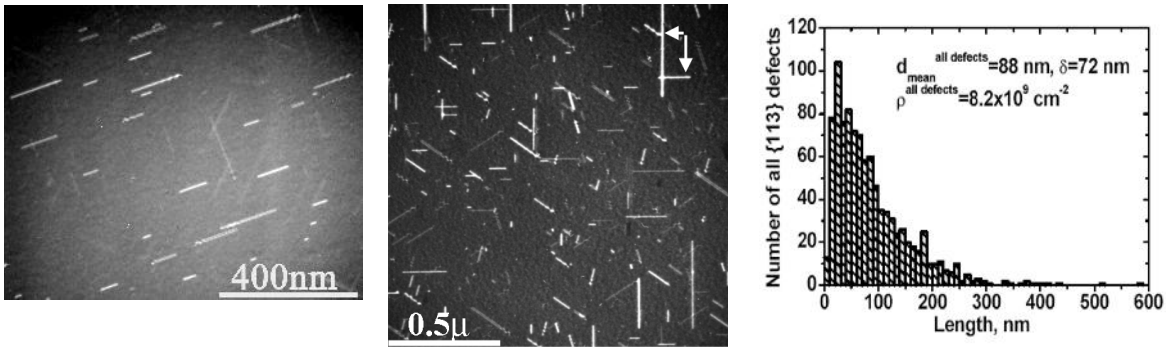

*Fig. 6 - (a) et (b). Images MET en faisceau faible (weak beam) d'une population de défauts {113}, prises en utilisant différents axes de zone, B, et vecteurs de diffraction, **g**. (a) B = [001], **g** = <400>. (b) **B** = [113], **g** = <242>. (c) Histogramme des tailles des défauts {113} mesurées à partir de l'image 6b. La distribution est fortement asymétrique.*

En utilisant ces nouvelles conditions d'analyse, j'ai donc "revisité" des expériences très connues sur la dissolution des défauts {113} (implantation d'ions Si^+ à basse énergie et faible dose : 40 keV, $6x10^{13}$ cm^{-2}) [J29, P13-P15, P19, P22], et j'ai pu mettre en évidence des aspects dans l'évolution des défauts qui n'avaient pas été vus par les premiers auteurs, tels que la réduction asymétrique de la bande de défauts au cours du recuit et l'existence de deux régimes différents dans l'évolution des défauts {113} au cours du recuit. Ces nouveaux résultats nous ont permis de montrer que les défauts {113} évoluent selon un mécanisme d' "Ostwald ripening" non conservatif au tout début du recuit, suivi d'un régime de dissolution rapide. La diminution du nombre d'atomes de Si contenus dans les défauts, tout au long du recuit, est due à la proximité de la surface qui agit comme un site préférentiel de recombinaison pour les atomes de Si interstitiel émis par les défauts.

Dans une autre série d'expériences (*implantation d'ions Si^+ à haute énergie et forte dose : 100 keV, $2x10^{14}$ cm^{-2})* [J29, J38-J40], j'ai ensuite étudié l'évolution des défauts formés à des plus grandes profondeurs. Une analyse rigoureuse par MET sur ces structures, nous a permis de conclure que dans ces conditions le mécanisme de "Ostwald ripening" qui contrôle l'évolution des défauts {113} au tout début du recuit est de type quasi-conservatif, ce qui permet aux défauts d'évoluer jusqu'à des tailles importantes. Par conséquent, dans ces conditions d'implantation, il a été possible d'observer **la transformation progressive des défauts de type « rod-like » (bâtonnets) {113} en défauts de même type cette fois dans les plans {111}** [J32, P23] et puis en boucles de dislocation, énergétiquement plus stables. Une fois formées, ces boucles agissent en tant que sites dominants de recombinaison pour les interstitiels.

Dans une autre partie du projet, je me suis intéressé à l'analyse de structures de silicium implantées avec des ions B^+ à très basse énergie (< 1 keV) et forte dose (≥ $1x10^{15}$ cm^{-2}) [J30, J31, J38, J39, P16-P18, P20, P22, P27]. La miniaturisation continue des dispositifs "métal-semiconducteur-oxyde" exige la fabrication de jonctions ultraminces et fortement dopée p^+/n. De telles jonctions sont créées par une implantation de B^+ à forte dose dans la matrice de Si à très basse énergie. Comme l'atome de B est trivalent et l'atome de Si est tétravalent, l'atome de B en position substitutionnelle dans la matrice de Silicium est un accepteur, et cause la création d'un trou. Ainsi, la concentration d'atomes de B substitutionnels définit la concentration de trous qui sont les porteurs majoritaires. Les recuits sont nécessaires pour activer les atomes de B dans le Si, c'est-à-dire les rendre substitutionnels. L'implantation de B^+ à haute dose entraîne une sursaturation de la matrice d'atomes de Si et de B, loin des conditions limites de solubilité dans le silicium. Cela signifie que, mise à part les atomes de B substitutionnels électriquement actifs, il y a une concentration élevée d'autres types de défauts ponctuels (par exemple les interstitiels de B et de Si, les lacunes) en excès. Au cours du recuit, les défauts doivent précipiter pour diminuer l'énergie libre du système au dépens d'une

séparation de phase en raison de la diminution du potentiel chimique (l'énergie volumique). La présence de ces défauts augmente la résistivité électrique des dispositifs MOS, ce qui est indésirable. C'est pourquoi une bonne compréhension de leur structure est très importante. J'ai donc réalisé une caractérisation structurale détaillée des défauts formés après l'implantation de B^+ au moyen de l'imagerie en faisceau faible et de la microscopie eléctronique en transmission en haute résolution (HRTEM). J'ai identifié ces défauts comme étant des plaquettes d'interstitiels d'une longueur de quelques nanomètres, avec le plan (001) contenant les boucles parallèle à la surface. Ces objets montrent en effet un contraste typique de boucles de dislocation pour différentes conditions de WBDF, comme brillant blanc interne (Int), plus faible externe (Ext) ou le contraste résiduel/disparu. J'ai enfin utilisé l'Analyse de Phase Géométrique (GPA), d'images en haute résolution qui est décrite plus en détail dans la partie IV, pour mesurer le champ de déplacement autour de ces objets, et ainsi déterminer explicitement leurs vecteurs de Burgers (Fig. 7). C'est la première fois que cette technique a été utilisée à cette fin.

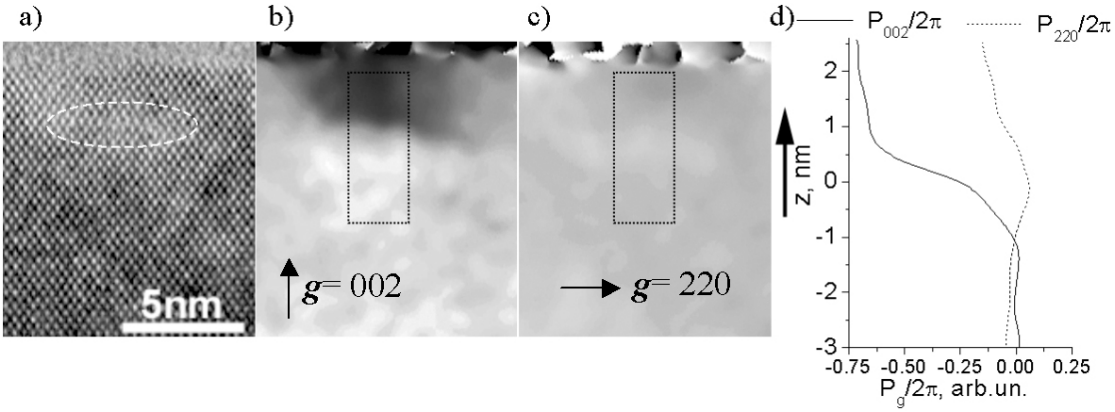

Fig. 7 (a) Image en haute résolution d'un « platelet » (001) observé selon l'azimuth <110>; b) et c) images de phase P_{g1} et P_{g2} obtenues pour g_1= 002 et g_2= 220 respectivement; d) profils d'intensité à travers le plan du défaut.

Finalement deux types de boucles de dislocation dans le plan (001) ont été identifiés avec b=1/4 [001] and b ~<011>. J'ai ainsi pu démontrer que les BICs n'étaient autres que des boucles de dislocation de 2 types se trouvant dans les plans (001) et constitués de centaines d'atomes de silicium et de bore.

Ces résultats remettent donc en question la vision généralement acceptée par la communauté scientifique selon laquelle le bore précipite sous la forme d'agglomérats bore-Si interstitiels contenant très peu d'atomes (<10) et donc "invisibles" en microscopie électronique.

Plus récemment, j'ai étudié en collaboration avec F. Cristiano et al. l'évolution du dommage et la répartition des dopants au cours du recuit laser pendant des nanosecondes du silicium implanté par des ions du bore et du silicium [J39, P27]. Nous avons réalisée l'étude en fonction des différentes

positions de front de fusion: non fondu, fondu partiellement et fondu complètement par rapport au profil de dopants implantés. Nous avons utilisé les deux techniques complémentaires tels que l'imagerie en champ sombre en faisceau faible et GPA d'une image haute résolution (Fig. 8) avec l'approche d'analyse que j'ai décrit au-dessus afin de déterminer la structure et le vecteur de Burgers de défauts formés après recuit laser.

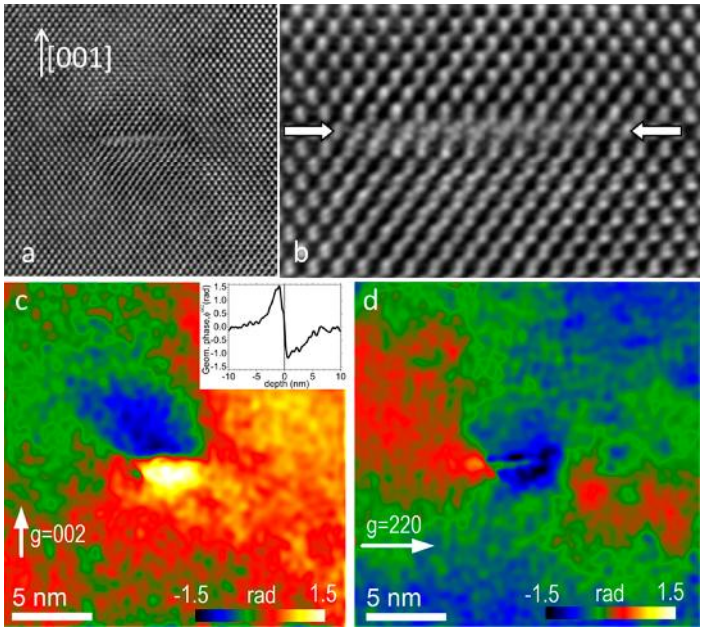

Fig. 8 Analyse « GPA » d'une image HRTEM d'une boucle de dislocation observée dans un échantillon implanté par du B puis recuit par faisceau laser par . (a),iImage en haute résolution (1-10); (b) Vue agrandie de la boucle de dislocation. Le défaut est observé « debout ». Il est contenu dans le plan (001)(habit plane) ; Images de phase géométrique obtenues pour (c), g=002 et (d), g=220. La courbe insérée dans (c)montre le saut de phase à travers le plan du défaut pour g=002.

Dans les deux échantillons de silicium implantés **au bore et au silicium**, les défauts observés sont le plus souvent des boucles de dislocation extrinsèques (interstitielles) localisées dans le plan (001) et possédant un vecteur de Burgers parallèle à [001]. Ils sont bien différents des boucles de dislocation {111} ou des défauts bâtonnets {311} qui sont généralement observés dans le silicium implanté après recuit. Ces boucles (001) sont systématiquement situées en dessous de la profondeur à laquelle une interface liquide/solide se forme, pendant le recuit laser. Bien qu'ils montrent des caractéristiques voisines de celles des «BIC» (les précipités très riches en bore observés après implantation de fortes doses de bore), les défauts observés ici n'en sont pas. Ce sont plutôt de grandes boucles (001) extrinsèques, formées par l'agglomération d'atomes de Si interstitiels, éventuellement décorées à leur périphérie par des atomes de bore.

J'ai expliqué ces observations en considérant une possible modification de l'énergie de formation de défauts induite par la contrainte en compression présente dans les régions non fondues lors du recuit laser.

Ce travail a fait l'objet de 27 publications [J29-J40, P13-P27].

B.5) Contraintes et défauts dans les alliages SiGe(C) et les structures contraintes associées

PostDoc3 (2004-2005)**:** Projet Européen IP NanoCMOS

CEMES/CNRS, Toulouse, France

Ce travail s'est déroulé au CEMES, sous la responsabilité d'Alain Claverie (CEMES-05), en collaboration avec Martin Hÿtch (CEMES), le LAAS à Toulouse, le LETI à Grenoble, l'IMEC (Belgique), l'IEF à Orsay et STMicroelectronics à Crolles et au sein du Projet Intégré nanoCMOS de la Commission Européenne, dont il constitue le SP1: *Starting Materials*. Il consistait à étudier les conditions permettant l'incorporation de nouveaux matériaux de type alliages IV-IV (Si, Ge, C) au sein de la filière microélectronique en vue de la réalisation de dispositifs ultimes (45 nm) sur silicium. L'incorporation d'éléments comme le SiGe dans les régions actives du MOSFETs, est en effet une piste prometteuse pour créer des dispositifs ultimes à base de Si. Par croissance de bi-couches de Ge en compression/ Si en tension sur des substrats virtuels de $Si_{1-x}Ge_x$, la mobilité des trous et des électrons spatialement confinés est considérablement augmentée. Effectivement, la contrainte détermine l'alignement des bandes d'énergie aux interfaces, influençant ainsi l'énergie de confinement des électrons et des trous dans les puits quantiques. Le défi principal avec un tel complexe d'hétérostructures est d'être capable de contrôler et de manipuler la contrainte dans chaque couche. Il est donc essentiel de développer une méthode donnant des renseignements quantitatifs sur cette contrainte dans les couches d'épaisseur nanométrique.

Au-delà du fort intérêt industriel de ce travail, les alliages IV-IV, dont la croissance par CVD (Chemical Vapor Deposition : la technique de croissance industrielle) est loin d'être maitrisée, offrent un système idéal pour l'étude des phénomènes de croissance hors-équilibre et de relaxation de contraintes. En effet, l'alliage SiGe est une solution solide, ce qui permet donc de faire varier continûment le paramètre de maille de a_{Si} à a_{Ge}, soit 4,2 % au-delà de la valeur de a_{Si}. Cette caractéristique, en plus de l'extrême pureté des matériaux, indispensable tant aux applications microélectroniques qu'à l'observation des phénomènes élémentaires de diffusion, font de ce système, le système-école pour la manipulation des contraintes dans des structures constituées de couches alternées de paramètres de mailles ajustables.

Mon travail, au sein de ce projet, a consisté à comprendre les mécanismes et les conditions permettant l'obtention de structures alternées à base de Ge et de Si contraints sur une couche (buffer) d'un alliage de $Si_{1-x}Ge_x$ relaxé.

J'ai tout d'abord aidé à valider une méthode croissance par paliers triangulaires permettant la relaxation plastique des contraintes dans les couches $Si_{1-x}Ge_x$ et le blocage des dislocations dans des zones prédéterminées de la couche [J41, J42, J44, J45, P28-P30, P32, P33]. Ce travail s'appuie sur une analyse minutieuse des caractéristiques des dislocations formées (type, densité, position) à partir d'images de MET en faisceau faible (Fig. 9).

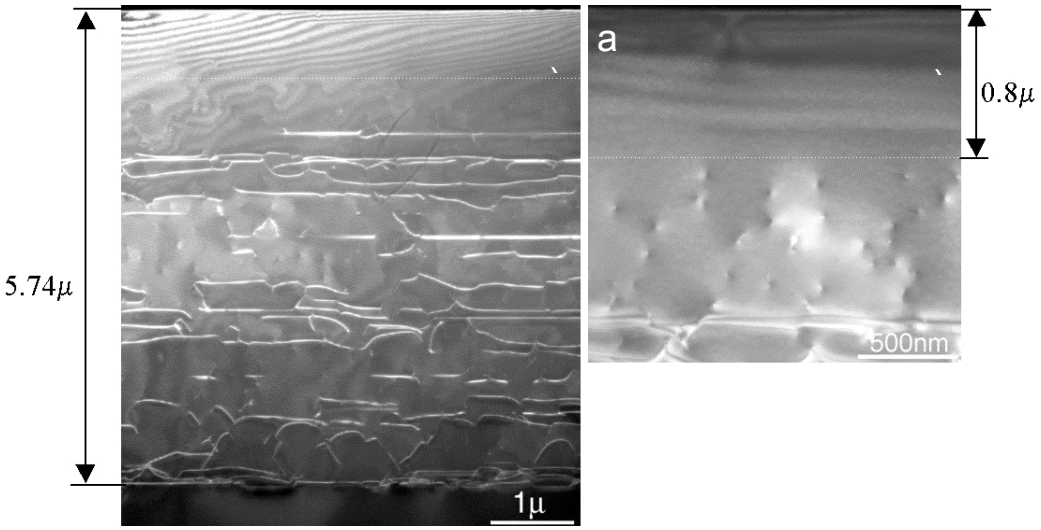

*Fig. 9 Images en faisceau faible montrant la distribution en profondeur des dislocations dans l'alliage SiGe de composition graduelle. (**a**) Structure générale de l'échantillon et (**b**) partie supérieure du réseau de dislocations. Seules des dislocations parallèles au faisceau sont visibles dans la partie la plus proche de la surface.*

Je me suis alors intéressé à la caractérisation et à l'optimisation de structures SiGe/Ge/Si et notamment à l'influence de la symétrisation des contraintes sur les phénomènes de relaxation de ces structures. Pour ce faire, j'ai adapté la méthode originellement développée au CEMES et à Vitry par M. Hÿtch et E. Snoeck, avec qui je travaille, pour mesurer, sur la même image, l'alternance des champs de déplacement et de déformation dans ces couches de quelques nanomètres d'épaisseur en prenant en compte l'effet de la relaxation dans une lame mince par simulation par éléments finis. J'ai réalisé les mesures quantitatives de déformation au moyen de GPA d'une image haute résolution dans une structure constituée des bi-couches de 8.5 nm Ge/ 5.1 nm Si (Fig. 10*a*), élaborée par déposition en phase vapeur sous pression réduite (RP-CVD) sur le haut d'une couche tampon de $Si_{0.5}Ge_{0.5}$ relaxée [P29, P30]. La méthode GPA consiste à mesurer le déplacement du réseau cristallin à travers les couches, par rapport à la couche tampon référence de $Si_{0.5}Ge_{0.5}$ relaxée, par le filtrage de Fourier d'une image en haute résolution en coupe transversale (Figure 10*a-d*). En prenant le réseau de $Si_{0.5}Ge_{0.5}$ comme référence ($P_g(\mathbf{r}) = 0$), l'image de phase $P_g(\mathbf{r}) = -2\pi\mathbf{g}.\mathbf{u}(\mathbf{r})$ (Fig. 10*c*), donne la composante du champ de déplacement $\mathbf{u}(\mathbf{r})$, dans la direction du vecteur de réseau réciproque de référence, ***g***. Un gradient dans la phase parallèle à ***g*** indique un changement dans le paramètre de réseau local. Le profil de phase [002] à travers la structure de SiGe/s-Ge/s-Si, P_{002} (y)

montré dans la Figure 10*d*, est utilisé pour obtenir la composante de la déformation relative à SiGe (Fig. 10*e*) :

$$\varepsilon_{yy}^{SiGe} = \frac{c^{s-Ge,s-Si} - a^{SiGe}}{a^{SiGe}} = -a^{SiGe}\frac{\nabla_y P_{002}}{4\pi}$$

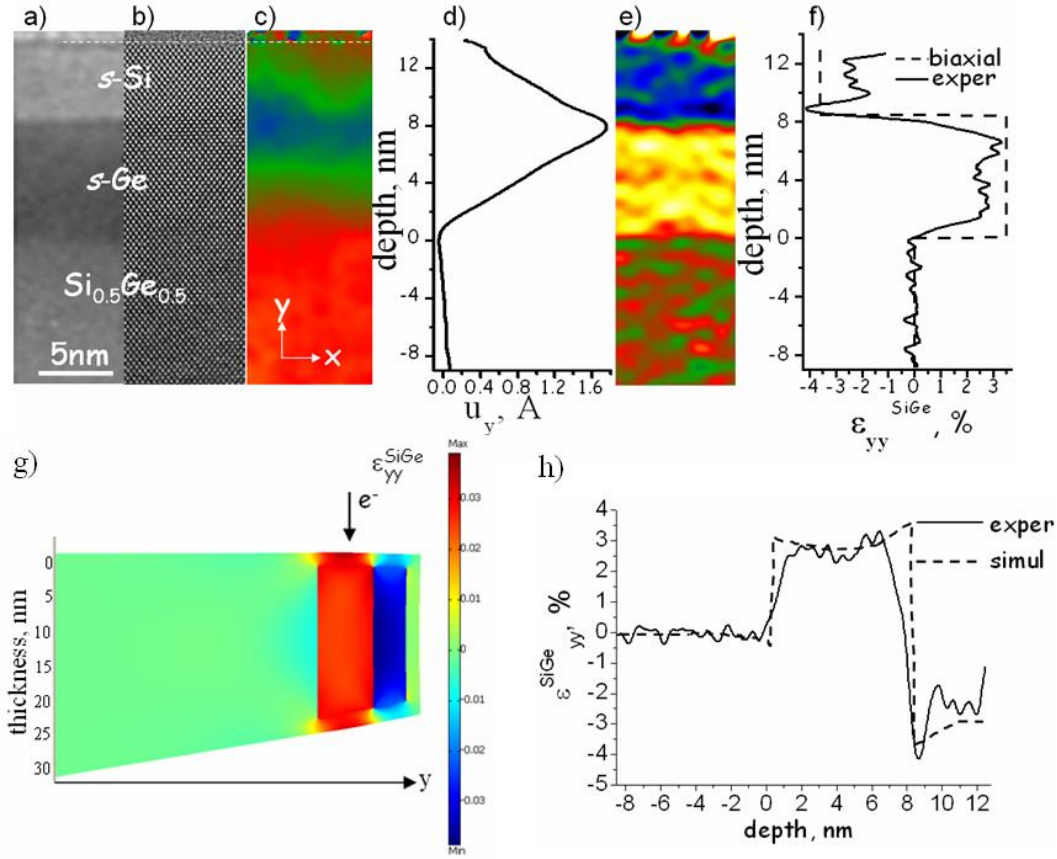

*Fig. 10 : (a), image en champ clair, défocalisée, off-Bragg, de la structure; (b), image HRTEM; (c) image de phase géométrique $P_g(y)$, **g**= 002; (d) déplacement, u_y, relatif à un cristal de référence en $Si_{0.5}Ge_{0.5}$ relaxé, en fonction de la profondeur; (e) image de la déformation , ε_{yy}^{SiGe}; (f) variations de la déformation , ε_{yy}^{SiGe} (traits pleins) en fonction de la prfondeur et calculs élastiques de cette déformation biaxiale (pointillés); (g) distribution de la déformation , ε_{yy}^{SiGe} dans une lame de 20 nm d'épaisseur (échantillons MET) calculée par FEM; (h) comparaison entre déformation ε_{yy}^{SiGe} calculée (pointillés) et mesurée expérimentalement (traits pleins).*

où $c^{s-Ge,s-Si}$ est le paramètre de maille de s-Ge ou de s-Si dans la direction [001], a^{SiGe} est le paramètre de maille de $Si_{0.5}Ge_{0.5}$ et $\nabla_y P_{002}$ est le gradient de phase dans la direction [001]. Un profil ligne obtenu à partir de cette image de déformation moyennée sur 30 nm le long du plan d'interface est montré sur la Fig. 10*f* (ligne pleine) auquel on a superposé le calcul élastique dans le cas d'une contrainte biaxiale par rapport au substrat $Si_{0.5}Ge_{0.5}$ relaxé (pointillés). Les valeurs mesurées sont significativement plus faibles à cause de l'effet de relaxation de contrainte dans les régions amincies de la préparation MET. Afin d'évaluer l'effet de la préparation d'échantillon nous avons mis en œuvre des simulations de type éléments finis (Fig. 10*g*). Les prédictions en terme de distribution de

déformation, ε_{yy}^{SiGe}, dans les régions minces (20 nm) de la préparation MET (pointillés) sont en bon accord avec les valeurs expérimentales (traits pleins) (Fig. 10*h*).

L'utilisation de la GPA d'images HRTEM pour la reconstruction des champs de déformation dans des structures à base d'empilement de matériaux IV-IV, en tenant compte de la géométrie exacte de la lame mince utilisée expérimentalement et donc de son état de relaxation, est un travail totalement original [P29, P30].

J'ai réalisé, en collaboration avec E. Snoeck, des mesures quantitatives de composition au moyen de l'holographie dans une structure constituée d'une bi-couche de 8.5 nm Ge/ 5.1 nm Si déposée sur le haut d'une couche tampon de $Si_{0.5}Ge_{0.5}$ relaxée (Fig. 11*a*). L'image de phase

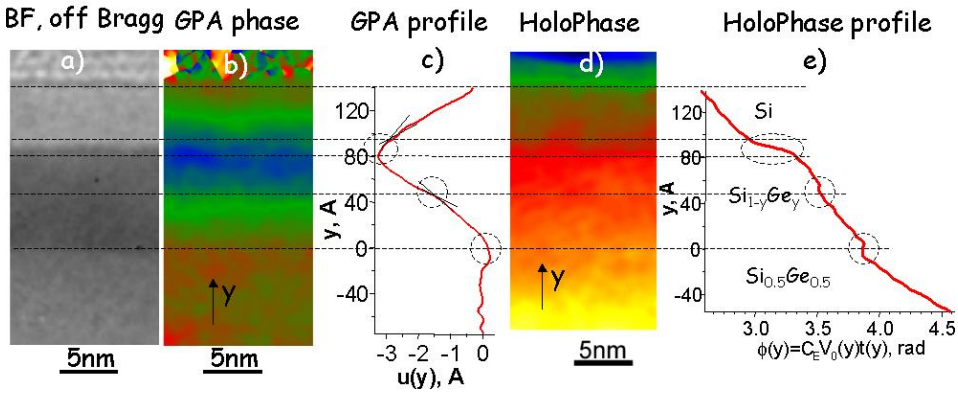

Fig. 11 (a) Image en champ clair, hors conditions de Bragg; (b) Image de phase géométrique; (c) profil de phase géométrique; (d) Image de phase holographique; (e) profil de phase holographique.

géométrique obtenue à partir d'un hologramme et son profil à travers des interfaces moyennés sur 10 nm le long des interfaces sont présentés dans les Fig. 11*d* et *e* respectivement. Le changement de composition est évalué en mesurant les sauts de phase aux interfaces où l'épaisseur ne varie pas ou peu. La composition « absolue » des couches est déduite en utilisant les valeurs de potentiel moyens issues de la littérature, pour Si, V_0^{Si}=12.1±1.3 eV et pour Ge, V_0^{Si}=14.3±0.2 eV. J'ai ensuite comparé les résultats issus de l'holographie aux mesures de contraintes utilisant la méthode GPA discutée plus haut dans ce rapport (Fig. 11*b, c*). Les deux méthodes s'accordent à 0.5% près pour ce qui est des valeurs des déformations en tenant compte de l'effet de la relaxation des contraintes dans les régions minces de l'échantillon et à 10% près en ce qui concerne les valeurs de composition chimique (voir les régions encerclées dans les profils de phase géométriques et holographiques, Fig. 11*c* et *e* respectivement). Ce résultat montre qu'aucune interdiffusion notable ne se produit entre des couches contraintes adjacentes et substrat virtuel.

B.6) Mesure et modélisation de la déformation cristalline créée par des objets nanométriques 1D, 2D et 3D dans des semiconducteurs

Collaborations: M. Hÿtch (CEMES, Toulouse), S.Reboh (CEMES et LETI, Grenoble), J.M. Hartmann (CEA-LETI, Grenoble), V.V. Chaldyshev et A. Tstaculnikov (Ioffe Institute, St. Petersburg), L. Vincent et C. Renard (UPS 11/IEF, Orsay), D. Mencaraglia (LGEP, Paris)

Encadrement: stage doctoral 1 mois de V. Nevedomsliy (2011), stage post-doctoral : A. Michel (2012), M. Korytov (2013-2016), F.-X. Darras (2 mois en 2015)

Support: ANR- HDStrain et ANR-POEM (participant), Projet ANR-MULTISOLSI «**MULTI** spectral **SOL**ar cells based on **SI**licon», (2012-2015, participant et coordinateur du coté CEMES), Projet International (France, Russie) PICS 5575 «Buried quantum dots: transition from coherent to relaxed state » (2009-2012, coordinateur), Contrat de Recherche avec la Société SOITEC à Bernin (participant), Projet Européen NEWLED « Nanostructured Efficient White LEDs based on short-period superlattices and quantum dots » (2012-2016, participant et coordinateur du coté CEMES)

L'ingénierie de la contrainte à l'échelle nanométrique est une tendance moderne dans l'industrie des semiconducteurs et la technologie. Le confinement des porteurs de charge pour des applications laser, l'accélération de la mobilité des charges dans un canal de transistor, le contrôle d'une relaxation plastique et le phénomène de la précipitation constituent une gamme d'applications pour lesquelles des mesures locales de la déformation/contrainte sont nécessaires. Les méthodes «conventionnelles» de mesure de la déformation telles que la diffraction aux rayons-X et la spectroscopie Raman ne sont pas assez locales et souffrent du moyennage de l'information donnée par plusieurs objets différents, ce qui dans la plupart des cas ne permet pas d'extraire une cartographie de la déformation de façon non équivoque.

C'est pour cela que j'ai adapté, développé et appliqué deux méthodes notamment GPA d'images en haute résolution[1, 2,3] et l'holographie électronique en champ sombre (DFEH)[4, 5] afin de mesurer la déformation locale induite par des objets de différentes dimensions dans une matrice cristalline. La GPA permet une cartographie de la déformation avec une résolution spatiale ultime de 1 nm mais sur une petite zone de 70 nm x 70 nm. Par contre la DFEH est une technique qui permet d'extraire la déformation avec une résolution nanométrique, une très bonne sensibilité (10^{-4}) et sur une grande zone de champ de vue (<2µ) dans le mode de Lorentz[4, 5]. De plus, j'ai adapté cette technique pour une utilisation dans le mode haute résolution (HR) qui permet d'extraire la déformation avec une résolution ultime d'une distance interplanaire, ce qui était jusqu'ici impossible.

En fonction du tenseur initial de la contrainte et du degré de liberté du système le tenseur résultant de la déformation sera différent de zéro dans une, deux ou trois dimensions. Donc, on peut discriminer des systèmes grâce à leur champ de déformation 1D, 2D ou 3D.

B.6.1) Champ de déformation 1D

Un exemple typique de la structure avec un champ de déformation 1D est une couche épitaxiale (présentant un paramètre de maille différent de celui du substrat) pseudomorphe au substrat avec une seule composante de déformation hors-de-plan relative au substrat qui n'est pas zéro (voir l'exemple SiGe/Ge/Si). L'ingénierie de ces déformations est utilisée maintenant dans la plupart des transistors avancés afin d'augmenter la mobilité de porteurs de charge dans des régions actives des dispositifs. La croissance de couches de $Si_{1-x}Ge_x$ en compression soit Si:C en tension dans le plan sur Si est utilisée pour déformer les régions actives du MOSFETs. Pour des dispositifs de type n, les régions contenant des alliages $Si_{1-x}Ge_x$ peuvent être utilisées pour déformer le réseau cristallin du Si du canal en compression dans le plan, ce qui conduit à l'amélioration de la mobilité des électrons (Fig. 12*a*, à gauche). Pour des dispositifs de type p, le Si doit être déformé en tension pour

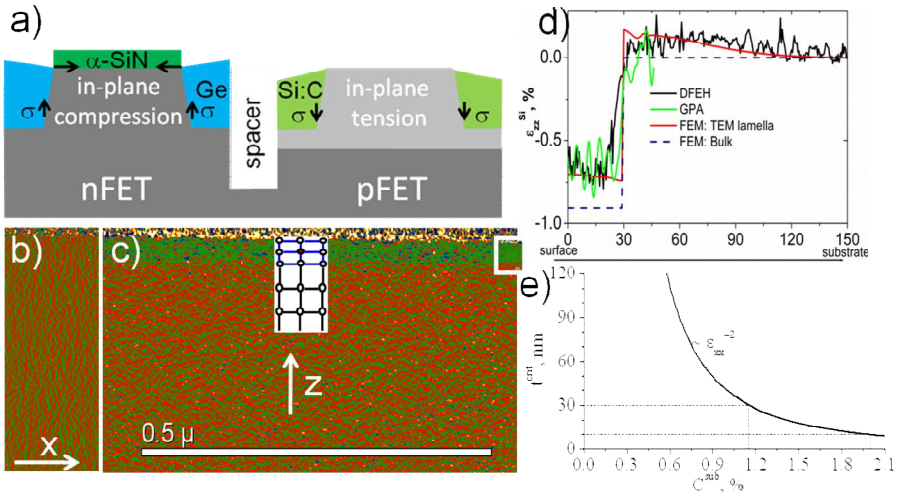

Fig. 12 (a) Schéma des dispositifs de type n et p utilisant des canaux en compression ou en tension, respectivement ; images de la déformation mesurée, dans le plan (b), et hors du plan (c), obtenues dans la couche de Si :C par DFEH ; (d) profils de déformation obtenus dans la couche de Si :C expérimentalement (DFEH et GPA) et par la simulation par des éléments finis ; (e) épaisseur critique en fonction de la concentration du carbone en substitution.

augmenter la mobilité des trous. Un moyen d'y arriver est d'utiliser des régions du Si enrichies en carbone (Si :C) (Fig. 12*a*, à droite). Malheureusement, la solubilité du carbone dans le Si est très limitée et ne permet pas d'augmenter suffisamment la contrainte induite par des couches de Si:C. J'ai pu montrer que cette difficulté peut être surmonté pour des couches suffisement fines. En utilisant plusieurs techniques expérimentales et les calculs basés sur la théorie élastique (Fig. 12*b, c, d*) j'ai pu prouver l'existence d'une épaisseur critique pour la couche de Si enrichi en carbone en fonction de la concentration du carbone en substitution (Fig. 12*e*) et j'ai mis en évidence un nouveau mécanisme de relaxation de l'énergie élastique. Ce mécanisme consiste en la transformation des

atomes de carbone en substitution en interstitiels suivie de leur précipitation [J43, P31]. La particularité remarquable de ce type de relaxation est que les composantes de la déformation dans le plan (Fig. 12*b*) restent toujours égales à zéro alors que la composante de la déformation hors du plan (Fig. 12*c*) diminue en amplitude.

Le développement de diodes électroluminescentes (LED) monolithiques et hybrides à haute efficacité/luminosité à base de semi-conducteurs III-V ouvrira la voie à des LED blanches capables de remplacer toutes les sources de lumière conventionnelles au cours des années à venir. L'amélioration significative de l'extraction de la lumière à chaque étape du procédé de fabrication sont les objectifs du projet européen NEWLED (14 participants, novembre 2012-2016) pour lequel je suis coordinateur du côté CEMES. **Avec un groupe de l'Ioffe, nous avons initié le sujet du projet.** Le montant total est de 8.4 millions d'euros dont ≅ 580K euros pour le CEMES. Les objectifs du projet nécessitent une nouvelle croissance du cristal, un nouveau design et une nouvelle technologie de croissance des hétérostructures. Un milieu actif de LEDs modernes est composé de très minces (petits) objets comme des puits quantiques (QW) et des boîtes quantiques (QD), qui sont déformés élastiquement et pourraient être plastiquement relaxés. Le but est de trouver des distributions de composition/déformation dans les QWs et QDs qui nous permettent d'exploiter leurs propriétés élastiques afin de générer la lumière dans une gamme de longueur d'onde souhaitée. Pour cette raison, nous avons mis en place une caractérisation rigoureuse et systématique de leurs propriétés structurales, morphologiques et des déformations générées avec une résolution ultime de quelques angströms en utilisant des techniques de MET comme le GPA d'images HRTEM et la DFEH haute résolution, le tout couplé a des modélisations et simulations par FEM.

Au sein de cette activité, nous avons développé un protocole pour déterminer la composition en indium avec une précision ultime de 1% et une résolution spatiale de 0.3 nm dans des couches d'InGaN/GaN épitaxiées sur des substrats polaires et semi-polaires GaN/Al_2O_3. Pour cela, nous avons utilisé les données expérimentales de la déformation (Fig. 13*a*), les prédictions analytiques obtenues

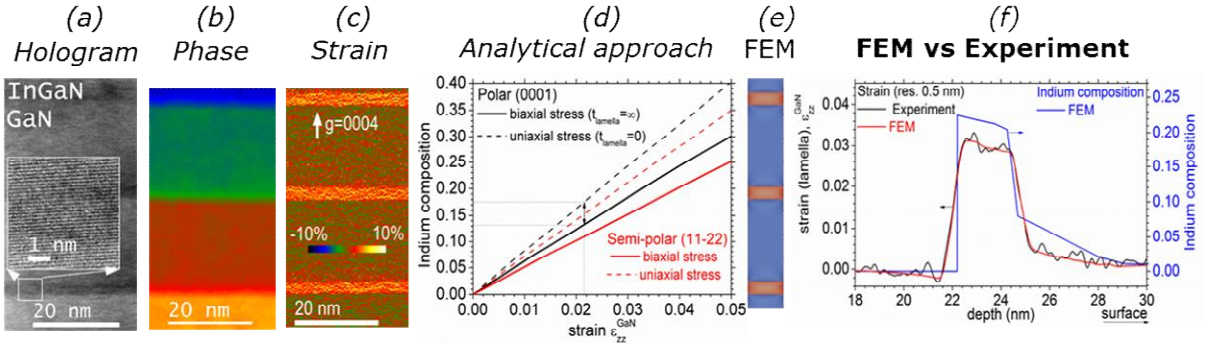

Fig. 13 Images expérimentales du DFEH en haute résolution (a), de la phase héometrique (b), de la distribution de la déformation hors plan (c) et les approches analytiques (d) et numériques (e) permettant de reconstruire la distribution de la composition d'indium dans des couches InGaN/GaN avec une précision de 1% (f).

dans le cadre de la théorie d'élasticité pour deux cas ultimes: la contrainte bi-axiale et uniaxiale (Fig. 13*b*), la simulation par FEM dans une lame MET d'une épaisseur donnée (Fig. 13*c*) et, finalement, l'ajustement du modèle FEM avec les données expérimentales (Fig. 13*d*) afin d'extraire le profil précis de la composition/déformation dans les couches InGaN.

Ici, les champs de déplacement moyennés selon l'épaisseur de la lame obtenus par FEM ont été importés dans Digital Micrograph (Gatan) puis transformés en champs de phase géométrique (en multipliant par -2 π.g) et, finalement, en franges d'hologramme qui ont été traités exactement comme les hologrammes expérimentaux. Cette procédure m'a permis de comparer les champs de déformation obtenus par simulation avec ceux extraits de l'expérience avec la même résolution spatiale. Les résultats expérimentaux ont été obtenus par DFEH dans le mode d'HR grâce à l'utilisation du nouveau microscope I2TEM récemment installé au CEMES.

Ce travail relié à la mesure de la déformation dans des couches épitaxialles a donné lieu à 31 publications [J38, J43, J61-J65, J67-J70, J73-J81, J85, J87, P29-P31, P38-P40, P42-P44].

Un autre exemple typique de la structure avec un champ de déformation 1D est une couche endommagée par l'implantation ionique. Comme l'implantation ionique consiste à ajouter des atomes dans un solide, l'une des caractéristiques importantes de chaque implantation est l'apparition d'une déformation hors plan dans la région implantée avec une distribution en profondeur et une amplitude strictement dépendantes des conditions d'implantations. En fait, cette couche microscopique résulte du recouvrement des champs de déformation nanoscopiques générés par des défauts individuels dans le substrat [J35, J38, J53, J55, J57, J60, J88, P24]. La mesure de la profondeur de déformation permet de quantifier l'énergie de déformation du système et de comprendre le rôle et le type des défauts observés. Je présente ci-après deux exemples de détermination de la distribution des profondeurs de déformation en utilisant la technique DFEH, l'une obtenue après une implantation amorphisante et l'autre après une implantation non amorphisante.

Un exemple typique d'implantation amorphisante est fourni par un substrat du Ge implantée avec des ions Ge^+ à 150 keV pour une dose de $5x10^{14}$ ions/cm^2. Ces conditions d'implantation ont été étudiées en détail, pour mettre fin à une longue controverse sur l'existence éventuelle de défauts étendus dans le Ge [J35, J38, P24].

Figure 14*a* montre une image pris en champs sobre en faisceau faible de la couche amorphe

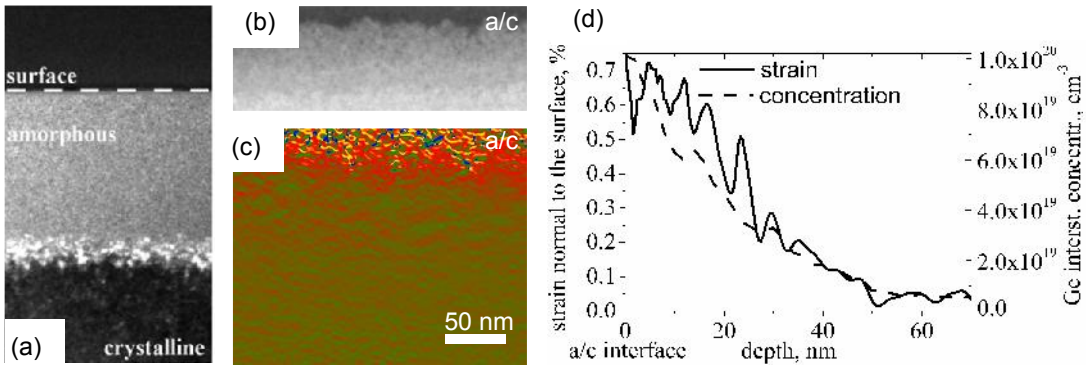

Fig. 14 (a) Image en coupe transversal (110) pris en champs sombre en faisceau faible d'une couche de Ge amorphisée par une implantation de Ge à 150 keV pour une dose de 5 x10^{14} ions/cm^{2} ; (b) Même région, mais imagée en utilisant des conditions exactes de Bragg; (c) cartographie de la déformation hors plan obtenue par DFEH au-dessous de l'interface amorphe/cristal. (d) l'axe de gauche, déformation and l'axe de droite, la concentration de "interstitiels de Ge en excès" (calculée par la méthode de Monte Carlo) en fonction de la distance de l'interface c/a.

de Ge et de l'interface amorphe/cristal (a/c) qui est bien endommagée. Une image en champs sombre de la même région mais prise classiquement dans des conditions exactes de Bragg ne présente pas un tel contraste mais peut être utilisée pour mesurer la rugosité de cette interface (Fig. 14*b*). La Figure 14*c* montre la cartographie de la déformation perpendiculaire à l'interface c/a. Cette image est obtenue à partir de l'hologramme pris en utilisant g=004. La variation moyenne de ce champ de déformation, en fonction de la distance à partir de l'interface c/a, peut être extraite par intégration numérique de cette image le long du plan d'interface. La Figure 14*d* montre le résultat. Aucune déformation n'a été détectée dans la direction parallèle à la surface du substrat. Il est clair que le réseau cristalline est soumis à une contrainte compressive dans le plan ce qu'a abouti à la déformation en tension hors du plan. J'ai pu montrer que ce profil imite le profil de la concentration de "interstitiels de Ge en excès" situés sous l'interface c/a et dus à l'implantation (calculé par la méthode de Monte Carlo) et j'ai suggéré que ces atomes interstitiels, isolés ou sous forme de petits complexes, génèrent cette déformation [J35, J38, P24]. **il faut noter qu'avec cet exemple la technique DFEH nous a permis de détecter des défauts trop petits pour être imagés individuellement à travers l'imagerie du champ de déformation que leur population génère.**

L'implantation d'ions hydrogène dans le silicium fournit un bon exemple de l'interaction entre la contrainte et les défauts dans le cas d'une implantation non amorphisante. Dans les instants qui suivent l'implantation d'hydrogène à température ambiante, les atomes d'hydrogène, les lacunes et les interstitiels de silicium précipitent sous la forme de complexes. Cette transformation dépend de plusieurs paramètres dont les concentrations locales de ces différentes espèces, leurs diffusivités ainsi que des énergies de formation des différents complexes. Un effet direct de modification structurale est l'apparition de la déformation hors-plan, l'indication de la présence d'une contrainte

volontairement appliquée. Cette contrainte détermine la répartition des variantes cristallographiques des platelets formés après le recuit. En utilisant la méthode DFEH (Fig. 15*a,b*)

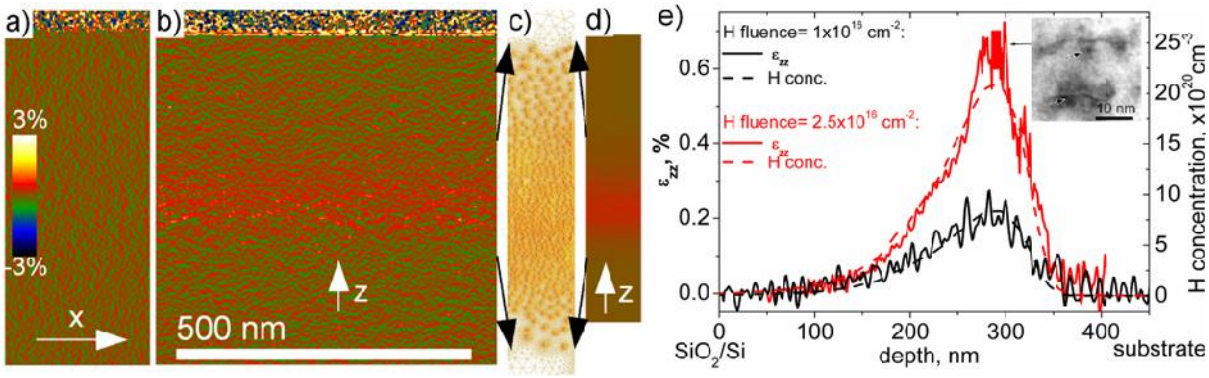

Fig. 15 Mesure de la déformation obtenue par DarkHolo dans Si implanté avec des ions H (a), (b), et par FEM (d) en utilisant le modèle des défauts sub- nanométriques (c): (a) la déformation dans le plan ε_{xx}; (b),(d) la déformation hors-du-plan ε_{zz}; (e) les profils de la déformation hors-du-plan et d'hydrogène en fonction de la profondeur relative aux deux doses d'implantation différentes. L'image MET montre la présence des platelets proche du pic d'H dans la structure implantée avec une dose élevée.

nous avons pu extraire directement les profils de la déformation dans le plan et hors-du-plan crées pour différentes doses d'implantation en fonction de la profondeur (Fig. 15*e*). Ces résultats sont totalement originaux. En les couplant avec des résultats d'expériences obtenues par SIMS, rayons-X et des calculs analytiques et numériques (Fig. 15*c,d*) nous avons prouvé qu'une superposition et un moyennage des champs discrets générés soit par des objets sub-nanométriques fortement reliés aux atomes d'hydrogène soit par des platelets sont à l'origine du champ de déformation mésoscopique mesuré [J38, J53, J55, J57]. De plus, cette mesure expérimentale couplée à des modélisations/simulations FEM nous a permis d'améliorer considérablement la précision de la technique DFEH grâce à une étude théorique des effets dynamiques qui ont lieu lors de la propagation du faisceau électronique à travers une lame déformée de façon inhomogène [J60, P37].

B.6.2) Champ de déformation 2D

L'autre mécanisme de relaxation, notamment plastique, observé dans des couches de $Si_{1-x}Ge_x$, est associé à la formation des dislocations de misfit. La particularité remarquable de ce type de relaxation est que toutes les composantes de la déformation dans la couche épitaxiée sont affectées par la présence d'une dislocation [J38, J82, J86]. L'effet est notable à très longue distance du cœur de la dislocation (Fig. 16*a,b*). Ce système correspond donc à un champ de déformation 2D.

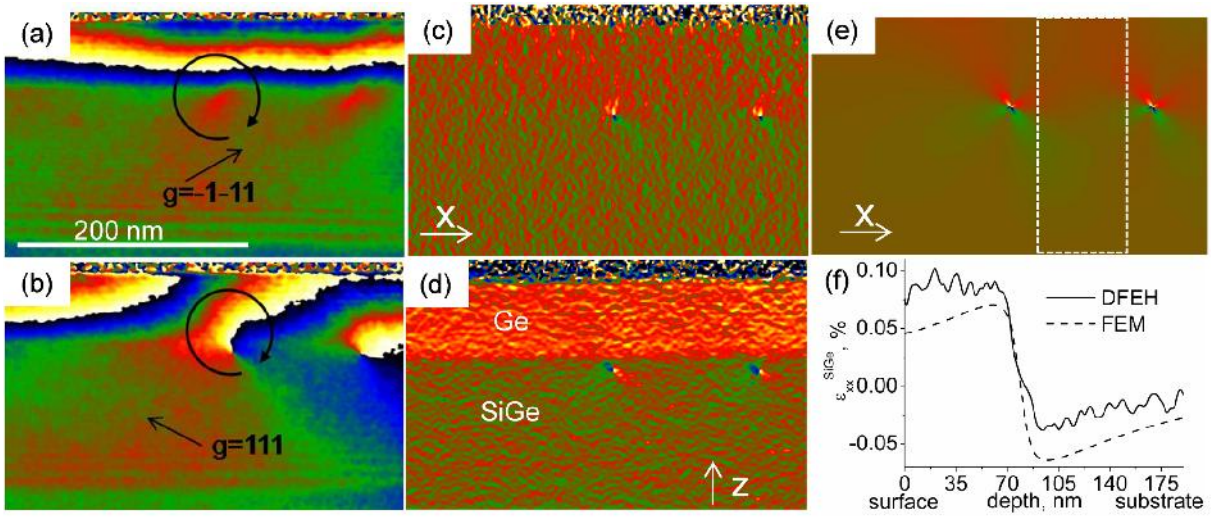

Fig. 16 Cartographies de déformation : (a),(d) dans le plan, ε_{xx}^{SiGe} ; (b), (c) hors-du-plan, ε_{zz}^{SiGe} ; (c), (f) cisaillement, ε_{xz}^{SiGe} obtenu par DFEH et FEM, respectivement, dans la couche de Ge /$Si_{0.15}Ge_{0.85}$.

Nous avons étudié les couches de Ge déposées sur un substrat de SiGe relaxé contenant des dislocations. Nous avons pu simuler le champ macroscopique dû aux dislocations (Fig. 16*e*) et estimer le taux de relaxation dans toute la structure, en bon accord avec les résultats obtenu par rayons-X [J38]. Une fois approuvée, cette procédure pourra être appliquée aux véritables dispositifs pouvant contenir des dislocations (Fig. 12*a*, à gauche). Ce travail est en cours de finalisation.

B.6.3) Champ de déformation 3D

Depuis 2008, j'ai établi une collaboration avec l'Ioffe Institute (St. Pétersbourg) sur le développement de nouvelles structures pour les Light Emitting Diodes (LEDs) à base de puits et boites quantiques (In)(Al)GaN/GaN. Le but du travail a été d'établir des corrélations directes entre la structure, la morphologie et les propriétés électriques/optiques des dispositifs afin de contrôler la longueur d'onde d'émission et son efficacité. Nous avons obtenu des résultats très prometteurs dans une structure présentant une luminescence à grandes longueurs d'ondes et avec une assez bonne efficacité grâce à une concentration d'indium relativement élevée dans le médium actif du LED [J66, J71, P41]. Cela a été possible grâce à une nouvelle approche qui met en œuvre la décomposition de la couche 2D d'InGaN enrichie en indium (précédant sa relaxation plastique lors de la déposition d'InGaN) en réseau d'îlots d'InGaN sans dislocations sous le champ de déformation 3D induit par des domaines déformés d'InAlN d'abord préformés au-dessous (Fig. 17).

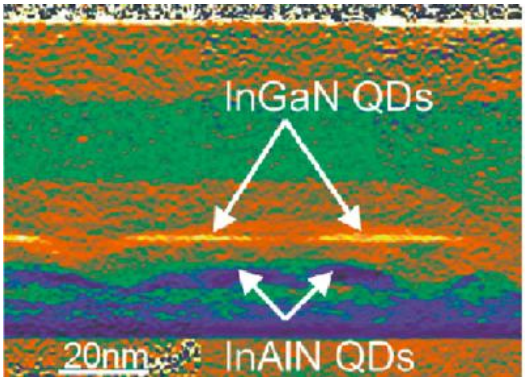

Fig. 17 Image des déformations engendrées) de la structure contenant des boites quantiques d'InGaN/GaN formées sous le champ de déformation induit par des domaines d'InAlN déformés (la résolution spatiale est de 1 nm). (GPA d'une image HRETM)

Ce travail, ainsi que d'autres résultats obtenus pendant notre collaboration précédente, ont été à la base du projet européen NEWLED. Un groupe de LED « modernes », basées sur des matériaux InGaN/GaN, est constitué de couches très minces, un sytème à deux dimensions (2D), définissant ainsi des puits quantiques (QWs) qui sont élastiquement déformés mais peuvent aussi se relaxer en partie, plastiquement. Si la concentration d'indium dans les couches d'InGaN est homogène, les porteurs de charges sont libres de migrer dans le plan des QW et peuvent ainsi atteindre les coeurs de dislocations où ils se recombinent. Donc, s'il y a une densité élevée de dislocations dans ces empilements de GaN/Al_2O_3 alors l'efficacité des LEDs est fortement dégradée. La présence d'inclusions d'InGaN riches en indium, servant de points quantiques (QDs), pourrait permettre une localisation plus efficace des porteurs. De ce fait, leur diffusion vers ces dislocations serait réduite et les LEDs rendues plus efficace. Malheureusement, et contrairement au systeme InAs/GaAs, la formation d'îlots d'InGaN/GaN épitaxiés, par croissance selon le mode Stranski-Krastanov, n'est pas possible par MOCVD. Nous avons ainsi du chercher des solutions alternatives.

Nous avons mis au point une approche différente, permettant la formation de structures tridimensionnelles en forme d'îlots d'InGaN/GaN. La méthode consiste à former tout d'abord la couche mince (2D) d'InGaN puis à interrompre cette croissance en exposant la surface à une atmosphère hydrogénée. Cette exposition permet la conversion inhomogène de l'InGaN en GaN à la surface de la couche d'InGaN. Si les conditions de l'interruption sont optimales, une assez forte ondulation de la surface de la couche d'InGaN conduit à la formation d'îlots tridimensionnels. J'ai pu détecter puis expliquer ce phénomène. Ces structures ont permis une amélioration notable de l'efficacité quantique des diodes électroluminescentes fabriquées par cette méthode et ceci grâce à une localisation plus efficace des porteurs de charge dans les îlots que dans les couche 2D traditionnelles [J73, J77].

De plus, j'ai détecté et étudié une corrélation verticale des îlots d'InGaN qui existe entre les couches successives lorsque l'épaisseur des couches intermédiaires de GaN est inférieure à 10 nm (Fig. 18*a*).

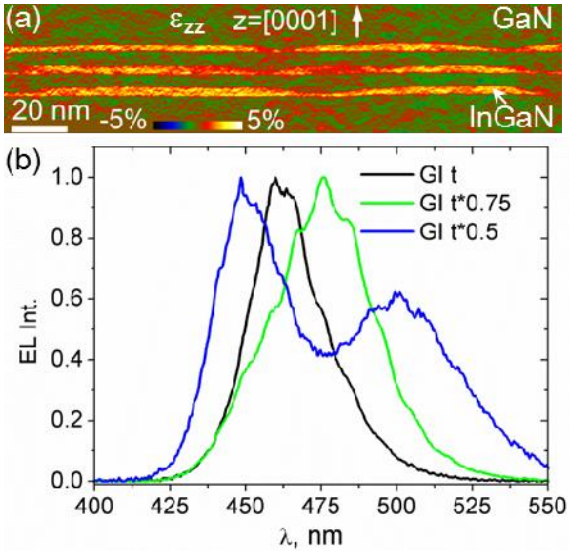

Fig. 18 (a) Cartographie des déformations hors-plan qui montre la corrélation verticale des îlots d'InGaN/GaN épitaxiés par MOCVD (GPA d'une image obtenue par DFEH à l'I2TEM, avec une résolution spatiale de 0.5 nm). (b) Spectres d'électroluminescence des structures contenant des îlots InGaN couplés verticalement avec une couche intercalaire de GaN d'un épaisseur moins de 1 nm pris en sandwich parmi les îlots en fonction du temps de l'interruption de croissance du premier îlot. La structure avec l'épaisseur minimale de la couche intercalaire de GaN émet dans la gamme spectrale bleue et verte (ligne bleue).

J'ai expliqué ce phénomène comme résultant de la relaxation élastique de la contrainte dans les îlots 3D formés dans la première couche. Cette relaxation induit une déformation tendant à augmenter le paramètre de maille du GaN dans le plan, au-dessus des îlots. Cette déformation locale, en tension, du GaN réduit la déformation en compression subie par les couches d'InGaN épitaxiées ultérieurement, favorisant ainsi la formation d'îlots d'InGaN les uns aux dessus des autres.

J'ai donc proposé d'exploiter ce phénomène afin de réaliser des LEDs monolithiques.

Aujourd'hui, les LEDs monolithiques sont réalisés en utilisant des puits quantiques bleu et vert bien séparés par des couches dopées différemment assez épaisses [J74, J75]. Les conditions nécessaires à la croissance des QWs enfouis dans le même milieu mais émettant respectivement dans le bleu et le vert étant très différentes, ces structures sont impossibles à optimiser et la qualité des LEDs en est limitée. Afin d'éviter cet inconvénient, j'ai proposé de créer des objets géométriquement « quasi-singuliers » capables cependant d'émettre à différentes longueurs d'onde. Ces objets sont des îlots couplés verticalement et séparés par une couche intercalaire de GaN très fine prise en sandwich. Cette couche de GaN se créée naturellement lors de l'interruption de croissance permettant la formation des premiers îlots. Daniele Barettin de l'Université de Rome a

réalisé, à ma demande, une étude théorique qui a prédit une émission simultanée de longueurs d'onde bleue et verte à partir de cette structure. Le groupe d'Ioffe animé par Andrey Tsatsulnikov a réalisé la croissance d'un ensemble d'échantillons contenant ces îlots couplés verticalement en utilisant différentes conditions d'interruption de croissance après le dépôt de la première couche d'InGaN. Parmi plusieurs essais, Ioffe a détecté pour la première fois une émission à deux longueurs d'onde provenant de l'une des structures formée dans des conditions optimales (Fig. 18*b*, ligne bleue).

L'exploitation de ce phénomène dans des LEDs est en cours mais nous pouvons déjà conclure que les résultats obtenus sont très prometteurs pour des îlots couplés verticalement dans des LED monolithiques.

Dans le cadre de NEWLED, j'ai encadré 1 stage post-doctoral, celui de M. Korytov (2013-2016).

Il existe plusieurs types d'objets nanométriques présentant un champ de déformation 3D par nature. Par exemple, les boîtes quantiques de type In(Ga)As/GaAs, très utilisées pour l'application laser, ont la forme d'îlots pyramidaux enfouis dans la matrice de GaAs et créent un champ de déformation 3D. L'obtention de données telles que la distribution spatiale de la composition et la déformation à l'intérieur et à l'extérieur des boîtes présente un grand intérêt. En effet, cela permettrait de mieux comprendre certaines propriétés des lasers puis de les contrôler. La mesure de la déformation 3D par la MET en mode imagerie est un objectif très ambitieux puisqu'à priori la MET fournit seulement des images 2D.

J'ai pris la responsabilité de cette activité, que j'ai développé, en particulier au travers du Projet franco-russe PICS 5575 (2010-2012), **dont j'ai assuré la coordination**. L'objectif de ce projet était l'étude structurale de l'état cohérent des boîtes quantiques et l'étude de la transition de l'état cohérent vers l'état relaxé. Nous avons étudié les îlots pyramidaux d'InGaAs formés selon le mode Stranski-Krastanov et enfouis dans la matrice de GaAs (Fig. 19).

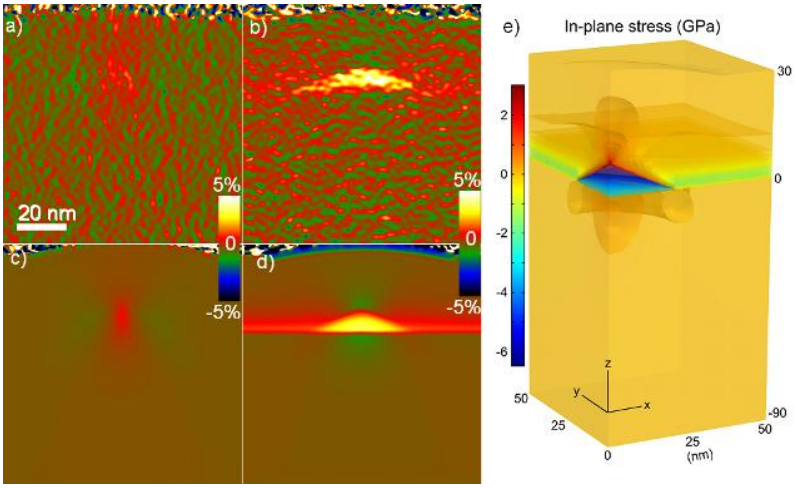

Fig. 19 Cartographie de la déformation (relative au réseau de GaAs) d'une boîte quantique d' In(Ga)As enfouie au sein d'une lame de MET. Obtenue expérimentalement par DFEH (a) et (b), modélisée puis simulée par FEM en utilisant un modèle (c) et (d). (a) et (c), déformation dans le plan, ε_{xx}^{GaAs}; (b)et (d) déformation hors-plan, ε_{zz}^{GaAs}; (e) Simulation FEM de la distribution 3D de la contrainte dans le plan montrée pour un quart de la boite quantique enfouie.

La largeur des îlots obtenus n'excède pas 40 nm et leur hauteur 9 nm. En utilisant une combinaison de techniques telles que GPA de HRTEM, DFEH (Fig. 19*a,b*) et les simulations par FEM (Fig. 19*c,d*), nous avons pu déduire la forme des îlots, la distribution spatiale de la composition d'indium et le tenseur 3D de la déformation et de la contrainte (Fig. 19*e*) à l'intérieur et à l'extérieur de la boîte quantique [J84] que nous avons observée.

En 2012, nous avons commencé le projet ANR-MULTISOLSI (2012-2016) au sein duquel je coordonne les efforts du partenaire CEMES. Le montant total du projet est de 790K euros dont ≅ 190K euros pour le CEMES. L'intégration monolithique de dispositifs à base de GaAs avec des circuits intégrés à base de Si est un rêve poursuivi depuis de nombreuses années. Jusqu'à présent, les dispositifs à base de GaAs utilisaient seulement des structures homo-épitaxiées (GaAs/GaAs). Pourtant, remplacer les substrats de GaAs coûteux par du Si pour fabriquer des dispositifs de GaAs « traditionnels » tels que cellules solaires, photo-détecteurs, LEDS, lasers et dispositifs à micro-ondes serait un sérieux avantage.

La relaxation plastique dans un milieu actif de cellules solaires composées par des hétérostructures épaisses est un inconvénient drastique pour la performance des dispositifs. Un nouveau design des cellules solaires tri-dimensionnelles à la base de SiGe/Si ou Ga(In)As/Si a été proposé par l'IEF (Paris). La croissance sélective d'ilots de grandes dimensions (>1 µ) sur un masque périodique ouvert dans une couche de SiO_2, leur permet de se développer soit dans la direction verticale (régime de grande énergie élastique) soit dans la direction latérale (régime d'énergie élastique nulle) tout en produisant une très faible densité des défauts. Au sein de ce projet, je cherche à comprendre puis à optimiser les conditions de croissance permettant la formation de

jonctions électriques entre ces matériaux ($Ga_{1-x}In_xAs/Si$), relaxés et sans défauts. Dans le régime où l'énergie élastique est nulle, la croissance des structures s'effectue par Chemical Beam Epitaxy (CBE) en utilisant la croissance latérale de GaInAs sur Si à travers un « trou » dans une couche fine (<1 nm) de SiO_2 (Fig. 20*a*). Les études effectuées sur ces structures par la microscopie électronique en

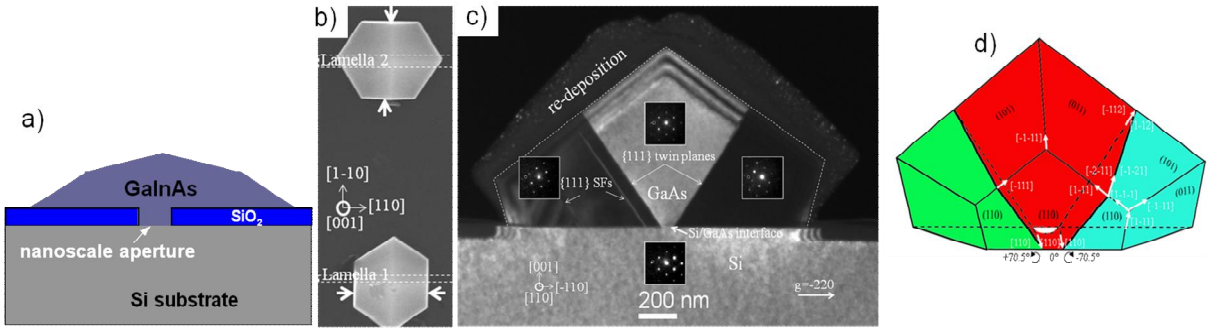

Fig. 20 (a) Schéma montrant la croissance latérale de GaInAs sur Si à travers un trou dans une couche fine de SiO_2 ; (b) image MEB en vue plane de deux îlots orientés orthogonalement ; (c) image MET en champ sombre en section transverse qui montre les deux plans des macles à l'intérieur de l'ilot ; (d) reconstruction de la structure de l'ilot.

balayage (MEB) nous ont permis de détecter deux types d'îlots avec une même forme régulière mais d'orientations orthogonales (Fig. 20*b*). L'analyse cristallographique des ilots par MET (Fig. 20*c*) m'a permis d'en reconstruire la structure et la morphologie (Fig. 20*d*). Tous les ilots hébergeant systématiquement les mêmes seuls défauts, un couple de macles, j'ai proposé un modèle simple de la formation de ces ilots, rendant compte de leurs caractéristiques géométriques et cristallographiques, et résultant de l'anisotropie du cristal zinc-blende [J88, J89].

Au cours des dernières années nous avons pu appliquer cette technique de croissance à d'autres systèmes, des ilots de GaAs sur un substrat du silicium d'une autre orientation, notamment Si(111). Au sein de collaborations entre l'IEF, le CEMES, le GeePs et de l'Université de Valence (Espagne), nous avons ainsi farbriqué une diode GaAs/Si intégrée fournissant une densité de courant très élevée, de 10 $kA.cm^{-2}$ pour une polarisation directe de 3.7 V [J90]. Cette technique épitaxiale ouvre une voie nouvelle pour la production souple et facile de dispositifs optoélectroniques de hautes performances par l'intégration hybride III-V/Si en se libérant des restrictions habituelles résultant du désaccord paramétrique entre les différents cristaux.

Ces résultats ont été publiés dans quelques journaux prestigieux y compris Scientific Reports [J90].

Dans le régime de grande énergie élastique, j'ai étudié la croissance verticale du SiGe sur Si(001) à travers un trou dans une couche épaisse de SiO_2 sous la forme de grands îlots de SiGe/Si(001). Pour

cela, j'ai appliqué la DFEH dans le mode Lorentz en utilisant le Tecnai et l'I2TEM afin de quantifier la distribution de la déformation pour un très grand champ de vue avec une résolution spatiale de 3 nm et déduire la distribution de Ge dan l'îlot (Fig. 21*a, b*). J'ai pu détecter que la déformation générée par l'ilot se propage profondément dans le substrat de Si (Fig. 21). Une simulation par FEM en combinaison avec la théorie dynamique (Fig. 21*c, d*) réalisée par F.-X. Darras qui était en postodoc avec moi, nous a montré que l'îlot contient 20% de Ge distribué de façon homogène à travers tout l'îlot. La très bonne coïncidence entre les profils de déformation dans et hors du plan obtenus expérimentalement et par la simulation (Fig. 21*e*) a permis de justifier cette conclusion.

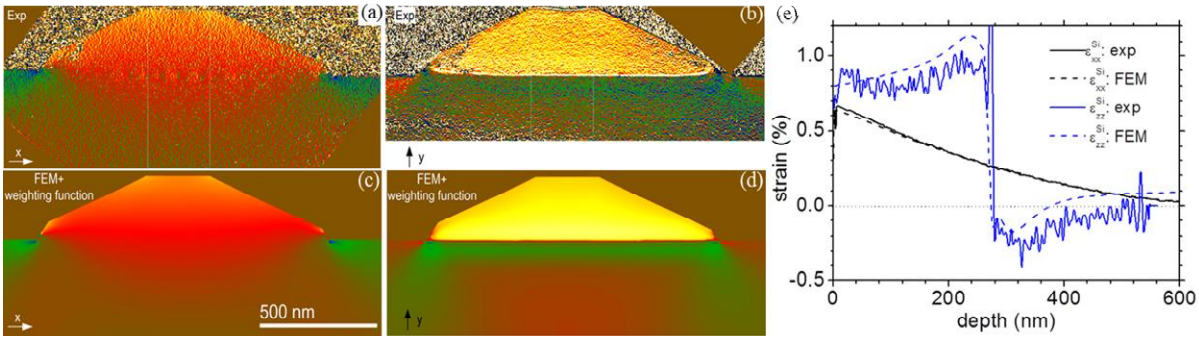

Fig. 21 Distribution de la déformation dans un ilot de SiGe/Si(001) : déformation dans le plan (a) et hors du plan (b) obtenue par DFEH dans le mode Lorentz a l'I2TEM avec une résolution spatiale de 3 nm. Déformation dans le plan (c) et hors du plan (d) obtenue par FEM en prenant en compte les effets dynamiques.(e) Profils de déformation extraits des (a)-(c).

Au-delà des buts initiaux de ce projet, ce phénomène est potentiellement prometteur et pourrait être appliqués dans les dispositifs tels que les MOSFETs afin de générer une déformation supérieure à celle disponible pour le moment dans la technologie moderne.

Dans le cadre de l'ANR-MULTISOLSI, j'ai encadré 2 stages post-doctorals, celui de A. Michel (2012-2013) et F.X. Darras (2015, 2 mois).

Ce travail de développement de techniques d'extraction et de modélisation de la déformation créée par des objets nanométriques 1D, 2D et 3D dans des semiconducteurs a été valorisé par des présentations dans des conférences internationales (8 oraux invités + 7 oraux + 3 affiches entre 2008 et 2016). Ces présentations ont été accompagnées de publications dans des proceedings et par plusieurs papiers réguliers tels que Scientific Reports, NanoLetters, Nanotechnology, Applied Physics Letters etc (50 articles au total) et dans 2 chapitres d'ouvrage.

B.7) Mesure, analyse statistique et modélisation de la précipitation de l'hydrogène et de l'hélium dans le Si, le SiGe, le LNO et le GaN en présence de contrainte. Substrats innovants pour la microélectronique ultime

Collaborations: A. Claverie (CEMES, Toulouse), S. Reboh (CEMES et LETI, Grenoble), V. Paillard (Université de Toulouse et CEMES), O. Kononchuk, L. Capello (Soitec, Bernin), P. Pochet (CEA UJF, INAC, Grenoble)

Support: Contrats de Recherche Amont Soitec, ANR POEM (participant), bourse ministérielle

Encadrement: (80%) thèse de F.-X. Darras (2011-2015) en co-direction avec Alain Claverie, (100%) thèse en cotutelle franco-tunisiene de N. Daghbouj (2013-2015) en co-direction avec Mustapha Fnaiech

Ce travail s'est déroulé au CEMES en collaboration avec la société SOITEC à Bernin, près de Crolles en Isère et LETI à Grenoble. Dans ce travail, je me suis intéressé aux défauts qui sont formées à la suite d'une implantation d'hydrogène et d'helium, au comportement thermique de défauts en forme de plaquettes (platelets) qui sont des précipités d'hydrogène (et/ou d'He) et de lacunes, qui se forment après implantation ou co-implantation d'He et/ou d'H, suivi d'un recuit thermique, dans du Silicium, des alliages de Ge et Si et du GaN. Pendant le recuit, les platelets croissent en taille et exercent une contrainte très forte dans le matériau, ce qui conduit, *in fine*, à la formation de fissures parallèles à la surface. Ces fissures se situent à une profondeur presque constante et finissent par mener à la séparation de la couche supérieure de la plaque du substrat via un phénomène de fracture. Ce procédé, inventé par M. Bruel du LETI est appelé « SmartCut » et est utilisé pour le transfert de couches fines de matériaux divers sur pratiquement n'importe quel substrat. Parmi toutes ces structures, la fabrication de SOI (Silicon On Insulator) a permis à la société SOITEC de se développer en proposant des structures SOI de très grande qualité permettant d'envisager la fabrication de transistors MOSFETs de faible consommation (MOS complètement déplétés).

Le but de mon travail est de comprendre la formation et l'évolution des « défauts » formés pendant l'implantation ou la co-implantation d' H^+ et d'He^+ dans le Si, le SiGe et le GaN et au cours des recuits thermiques après implantation et de relier ces phénomènes aux effets liés à la présence de contraintes volontairement ou involontairement appliquées dans ces systèmes. Ce travail doit permettre d'identifier les mécanismes physiques menant à la fracture du matériau.

Les défauts « étendus » peuvent être des précipités d'interstitiels et/ou de lacunes associés ou non à des atomes d'H ou d'He et finalement des platelets remplis d'hydrogène moléculaire sous la forme de précipités plans, circulaires et de dimension nanométrique. Ils peuvent précipiter sur des

plans {001} et/ou {111} ce qui permet l'apparition de 7 variants distincts. La répartition des variants cristallographiques dépend de la contrainte présente dans le système.

B.7.1) Contraintes volontairement appliquées

D'abord, un des objectifs de mon travail était d'étudier la précipitation des défauts ponctuels à la suite d'une implantation d'**hydrogène** dans le **silicium** [J56, J57] puis des cavités plates (ou platelets) qui sont formées à la suite d'un recuit [P36]. Plusieurs travaux ont été consacrés à l'étude de ces platelets, cependant ces recherches se sont focalisées sur leur évolution au cours du recuit. Or, l'étape de nucléation semble conditionner l'évolution future des platelets. Pour pouvoir expliquer cette étape, plusieurs caractéristiques concernant l'état initial de la plaque implanté restent à éclaircir, comme la contrainte, l'état de déformation et la nature des défauts et des complexes initialement formés.

La diffusion et l'interaction des impuretés dans les semiconducteurs jouent un rôle important qui doit être pris en compte pour pouvoir simuler les procédés technologiques utilisés pour la fabrication des dispositifs à semiconducteurs. Étant mobiles, les impuretés, les lacunes et les interstitiels peuvent diffuser, se recombiner et/ou précipiter sous la forme de complexes stables, modifiant ainsi les propriétés du matériau processé. Pour calculer les concentrations des différents complexes qui se forment «dans les instants» qui suivent la fin d'une implantation d'hydrogène à température ambiante, j'ai proposé un modèle semi-analytique décrivant la précipitation des défauts ponctuels initiaux sous la forme de complexes. Ce modèle décrit l'agrégation de défauts ponctuels et d'impuretés au travers des probabilités de rencontre entre défauts ponctuels (Fig. 22) et des probabilités de formation des différents complexes possibles.

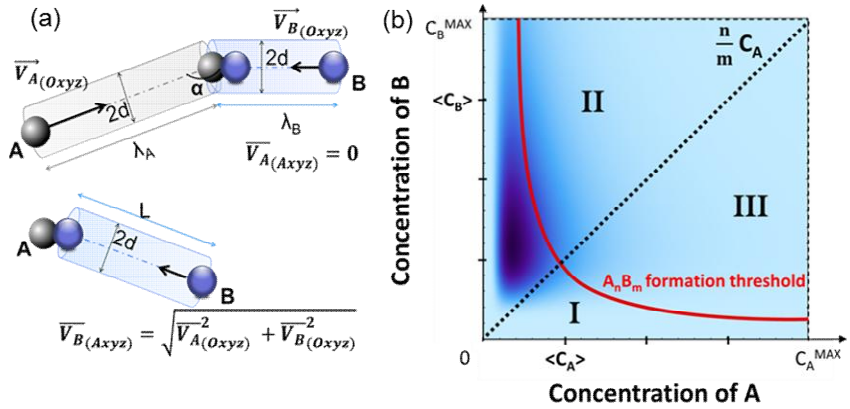

Fig. 22 (a) Libres parcours des défauts A et B dans les référentiels fixe et mobile utilisé pour calculer le seuil de formation du complexe A_nB_m en fonction des concentrations locales en défauts A et B (ligne rouge en (b)) ; (b)Produit des densités de probabilité d'obtenir des concentrations locales données des défauts A C_A et B C_B dans un volume du cristal où les concentrations moyennes des défauts A <C_A> et B <C_B>sont fixées. Chaque point du graphe correspond à un couple de valeur (C_A, C_B). La probabilité de couple de concentration est d'autant plus grande que sa couleur est sombre.

Cette dernière probabilité dépend des énergies de formation de ces complexes qui ont été calculées par DFT. Cette approche est générale et peut être utilisée quelles que soient les impuretés et le cristal considéré.

Nous avons appliqué et validé ce modèle en nous intéressant à la formation de complexes après implantation d'ions H^+ dans le silicium à température ambiante. Nous avons montré que la déformation macroscopique que l'on peut mesurer dans un cristal implanté ε_{zz}^{Si} obtenus par rayons-X (Fig. 23*a*) résulte de la superposition des champs de déformation individuels générés par ces différents complexes (Fig. 23*b*).

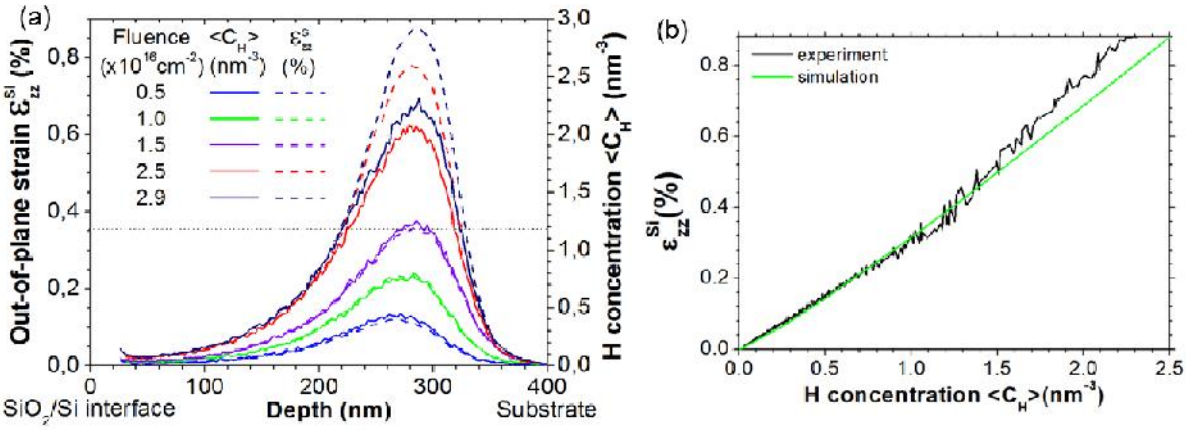

Fig. 23 (a) Mesures de la distribution de la déformation (tirets) et de la concentration moyenne d'hydrogène (traits pleins) pour plusieurs doses d'une implantation d'hydrogène à 37keV. (b) Relation entre déformation hors du plan ε_{zz}^{Si} et concentration d'hydrogène implanté. La courbe verte montre le meilleur ajustement obtenu à partir de notre modèle.

L'expression de la déformation ε_{zz}^{Si} en fonction des concentrations moyennes de complexes $\left\langle C_{A_nB_m} \right\rangle$ et de leurs dilatations volumiques associées $\Delta V_{A_nH_m}$ est donnée par $\varepsilon_{zz}^{Si} \cong 1/3\left(1+2C_{12}/C_{11}\right)\sum_{n,m}\left\langle C_{A_nB_m}\right\rangle \Delta V_{A_nH_m}$ où C_{12} et C_{11} sont les constants élastique de la matrice.

Le modèle étant validé, les concentrations de complexes ont été déduites (Fig. 24) en comparant avec des résultats expérimentaux obtenus par rayons X (Fig. 23).

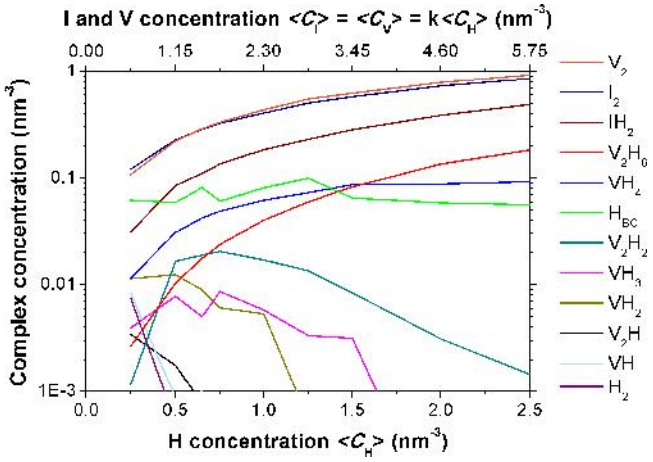

Fig. 24 Répartition de l'hydrogène et des défauts ponctuels dans les différents complexes en fonction de la concentration d'hydrogène implanté.

La calibration de ce modèle a permis de plus de déterminer les coefficients de diffusion des lacunes et des interstitiels de silicium **à la température ambiante**, le temps nécessaire à la formation des complexes, les concentrations des complexes en fonction de la concentration d'ions H^+ et le rôle spécifique de certains complexes ainsi que leur capacité à « générer de la déformation ». Le modèle peut être introduit pour simuler puis optimiser la technologie SmartCut® utilisée pour fabriquer des substrats innovants pour la microélectronique, tels que le SOI et ses dérivés. Ces résultats ont été publiés dans Acta Materialia.

Enfin, nous avons pu mettre en évidence un changement des constantes élastiques dans la couche implantée [J55], l'existence et l'estimation de la quantité d'interstitiels et de lacunes à la suite d'une implantation d'hydrogéne [J56], de prédire la distribution des différents complexes en fonction de profondeur et d'élucider le rôle de chaque type de défauts dans la génération de la contrainte après l'implantation d'H [J57].

L'évolution thermique du système soumis à une contrainte conduit à la co- précipitation des atomes d'hydrogène et des lacunes de silicium en forme de cavités plates (platelets) qui se forment sur les plans {001} et {111} (7 variants). Ces objets seraient, lors d'un recuit plus long, à l'origine de l'apparition de nanofissures, puis de microfissures dans la couche implantée. Leur répartition parmi ces 7 variants est critique pour la géométrie des microfissures et, donc, pour la fracture et le transfert des couche minces. Cette répartition est définie par leurs énergies de formation respectives qui régissent aussi leur nucléation et leur croissance au cours du recuit [J54]. Nous avons développé un formalisme basé sur le modèle de Volmer, qui permet de décrire le taux de nucléation des platelets stables (d'une taille critique) en fonction de la variation de l'énergie libre de Gibbs du système pendant la nucléation des platelets [P36]. Un platelet est décrit comme une boucle de dislocation de type extrinsèque avec un vecteur de Burgers b dépendant de la température de recuit T. J'ai mesuré les vecteurs de Burgers des platelets {001} et {111} en utilisant la DFEH (Fig. 25).

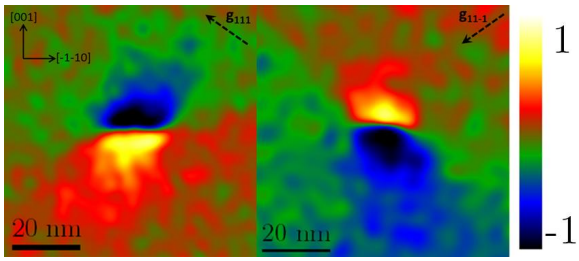

Fig. 25 Images de phase géométrique d'un platelet (001) obtenues avec les vecteurs réciproque g_{111} (à gauche) et $g_{11\text{-}1}$ (à droite) qui permettent de déduire le vecteur de Burgers du platelet.

Nous avons identifié explicitement la variation de l'énergie libre du système consécutive à la formation d'un platelet en fonction de l'énergie volumique, surfacique et élastique. Pour pouvoir déterminer les constantes qui interviennent dans l'expression de l'énergie d'un platelet, nous avons utilisé les répartitions expérimentales des objets dans des systèmes connus. Différentes distributions de platelets ont été obtenues en modulant la contrainte compressive dans la couche implantée. Par exemple, en modifiant la quantité d'ions implantée, on a pu jouer sur l'amplitude de la contrainte et lever la dégénérescence entre des platelets (Fig. 26). On a pu également faire varier la direction

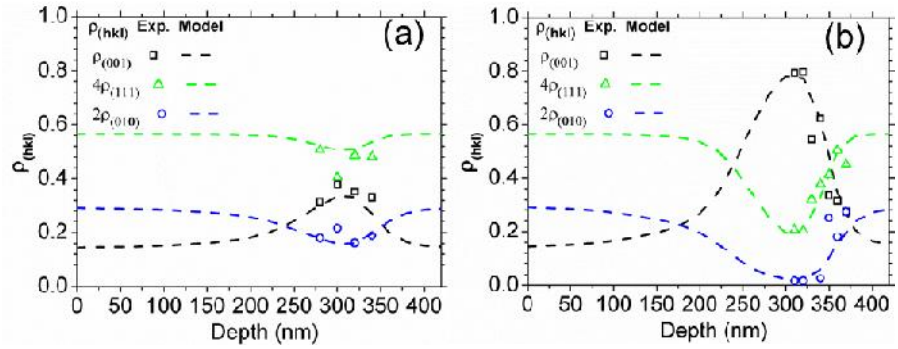

Fig. 26 Les distributions expérimentales et simulées des occurrences de variantes de platelets en fonction de profondeur obtenues pour les échantillons implantés pour des doses de: (a) $1x10^{16}cm^{-2}$; (b) $3x10^{16}cm^{-2}$.

d'application de la force en changeant l'orientation du cristal de la plaque implantée. Après un court recuit à 350°C, nous avons mesuré par MET les populations de platelets obtenues. Ces répartitions ont été ensuite utilisées pour déterminer les caractéristiques énergétiques intrinsèques d'un platelet (Fig. 27).

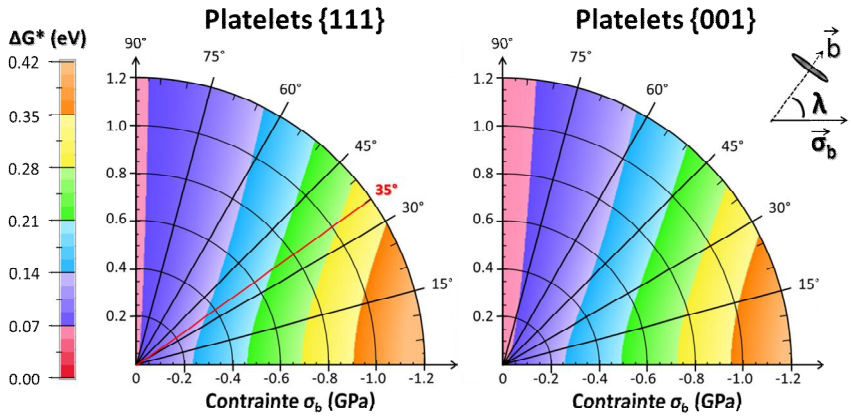

Fig. 27 Energie libre de Gibbs des platelets au moment de leur nucléation (ΔG) à 350°C exprimée en coordonnées polaires, où λ est l'angle formé entre la direction du vecteur de Burgers et la direction d'application de la contrainte (σ_b) et où la distance entre un point du graphe et l'origine correspond à l'intensité de la contrainte.*

Ces derniers résultats ont été obtenus dans le cadre de la thèse de François-Xavier Darras (2011-2015, bourse ministérielle) que j'ai encadré (le co-directeur étant Alain Claverie du CEMES). L'installation de deux lignes d'implantation d'H et d'He au CEMES en 2011, financée par le CEMES ainsi que la collaboration continue avec Soitec et CEA-LETI nous ont permis de réaliser les objectifs de sa thèse.

Ces résultats ont été présentés lors de conférences internationales (2 oraux invités + 4 conférences orales+2 affiches) et par 11 articles [J46-J48, J53-J57, P34, P36, P37].

Jusqu'ici, le procédé SmartCut permet de découper et transférer des couches relativement épaisses (> 200 nm). Par contre Il y a donc un fort intérêt scientifique et technologique pour développer un procédé de transfert de couches plus minces (moins de 50 nm d'épaisseur). En principe, cela peut être réalisé par implantation à très basse énergie. Cependant, commd la largeur de distribution d'H, implanté à basse énergie pour une dose minimale nécessaire à la fracture, est comparable à l'épaisseur de la couche à transférer ceci ne permettra pas de réaliser un transfert d'une couche très mince par ce procédé en utilisant l'implantation d'H seul. L'utilisation de la co-implantation ionique d'H et d'He à très basse énergie, pour des doses totales bien plus faibles que celles requises lorsque l'hydrogène est implanté seul, pourrait ouvrir la voie à un transfert de couches extrêmement minces (<50 nm). Cependant, les phénomènes mis en jeu ainsi que les mécanismes responsables de l'interaction, près de la surface libre de la plaque, entre l'H et l'He, et les interstitiels et les lacunes qu'ils génèrent, restent à ce jour largement incompris.

Dans le cadre de la thèse en cotutelle de N. Daghbouj entre le CEMES et la faculté des Sciences de Monastir (Tunisie) que j'ai encadré (en co-direction formelle par le prof. M. Fnaiech de la faculté des Sciences de Monastir), nous avons étudié la co-implantation d'He^+/H^+ dans Si permettant de former des fissures bien localisées et proches (à la distance <100 nm) de la surface du wafer. Ce travail se décline autour de plusieurs thématiques, permettant d'une part de mieux cerner les caractéristiques physiques du matériau implanté par l'H et l'He à basse énergie, et d'autre part de proposer différents scénarii permettant de rendre compte des similarités et des différences mises en évidence tant avant recuit qu'après recuit, à basse ou plus haute température selon le type d'implantation réalisée.

Au sein de la première thématique, nous avons étudié les fissures et les cloques qui se forment suite à la co-implantation d'He et d'H à basse énergie dans des conditions proches de celles utilisées dans la technologie Smart Cut ™ (Fig. 28) [J58].

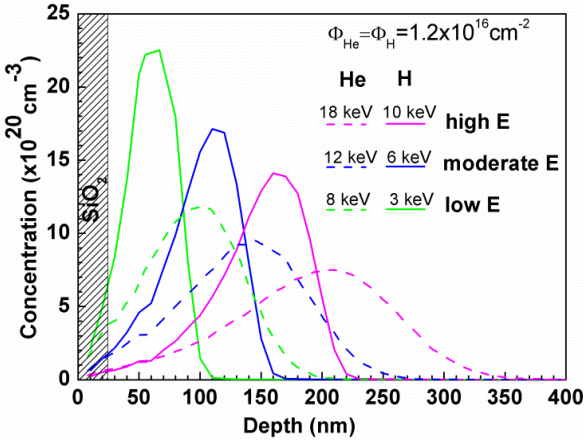

Fig. 28 Profils d'implantations d'H (traits pleins) et d'He (lignes en pointillés) calculés par SRIM pour des échantillons implantés à «haute dose ».

En utilisant plusieurs techniques telles que MET (Fig. 29), MEB (Fig. 30), AFM (Fig. 31) pour visualiser les cloques formées après un recuit et leur analyse statistique, nous avons pu détecter le ralentissement de la coalescence des fissures localisées proches de la surface du wafer par rapport aux fissures situées plus profondément.

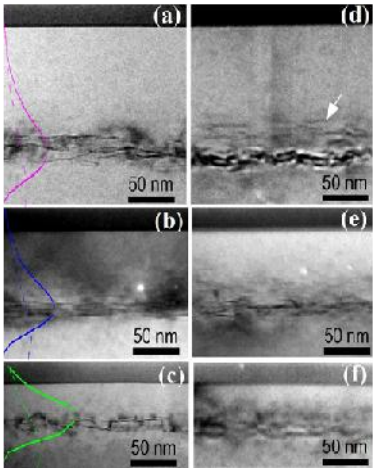

Fig. 29 Images MET en section transversale (110) des plaques co-implantées et recuite. Echantillons implantés avec une forte (a, d), moyenne (b, e) et basse énergie (c, f). Echantillons implantés à faible dose (a, b, c) et à forte dose (d, e, f). Les profils d'ions implantés sont ajoutés sur les images (H : ligne continue et He : ligne pointillés). La flèche dans l'image (d) repère un platelet.

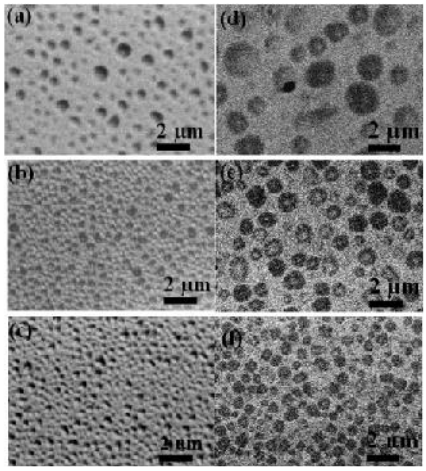

Fig. 30 Images MEB de différentes plaques co-implantées puis recuites. La disposition des images est la même que celle de la Figure 29. Echantillons implantés avec une forte (a, d), moyenne (b, e) et basse énergie (c, f). Echantillons implantés à faible dose (a, b, c) et à forte dose (d, e, f.

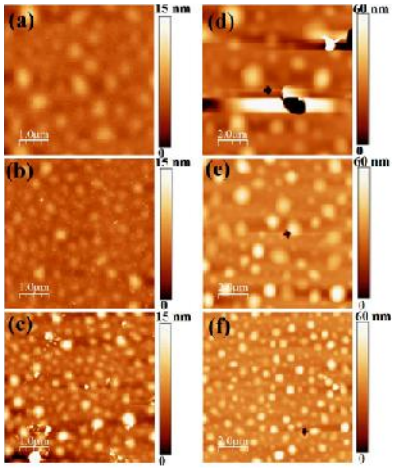

Fig. 31 Images AFM des surfaces implantées à basse (a), (b) et (c) et forte dose (d), (e) et (f). Sur les figures de haut en bas l'énergie d'implantation diminue : (a) et (d) à haute énergie, (b) et (e) à moyenne énergie et (c) et (f) à basse énergie.

En couplant simulations par FEM (Fig. 32) aux résultats expérimentaux, nous avons étudié la déformation de la surface des cloques résultant de la relaxation de la pression dans les fissures.

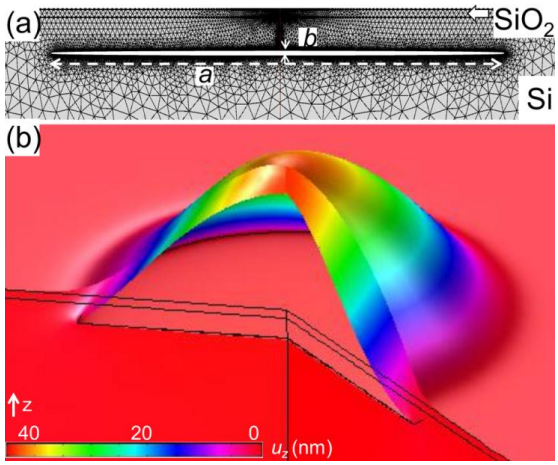

Fig. 32 Modélisation par FEM (système de coordonnées cylindriques) de la réaction du système à la mise sous pression d'une cavité formée à partir d'une fissure aplatie sphéroïdale ayant un diamètre de 1.1µm, une épaisseur de 1 nm, située à une distance de 60 nm de la surface de la plaque (pression interne de gaz de 0,12 GPa). (a) Configuration initiale de la fissure et (b), champ de déplacement calculé dans la direction perpendiculaire à la surface de la plaque. La dimension verticale a été grandie d'un facteur 5 pour une meilleure visualisation.

Au cours du recuit, tous les atomes d'hélium diffusent vers la région implantée par les ions H^+ et participent à la formation et à la pressurisation des platelets et des microcavités. Pour une position donnée en profondeur d'une fissure, la hauteur de la cloque qu'elle génère dépend uniquement de son diamètre. Nous avons modélisé par éléments finis les caractéristiques des cloques puis nous avons utilisé ce modèle pour déduire la pression du gaz dans une cavité de cloque à partir de sa hauteur. De là, nous avons pu démontrer que la pression dans une cavité de cloque ne dépend que de son diamètre et non des conditions expérimentales (énergie, dose) (Fig. 33).

Nous avons démontré que la pression à l'intérieur d'une cloque située à proximité de la surface de la plaque peut être analytiquement calculée comme étant la pression à l'intérieur d'une fissure, enfouie dans un milieu infini, de même diamètre et contenant la même concentration de gaz (Fig. 33, ligne en pointillés).

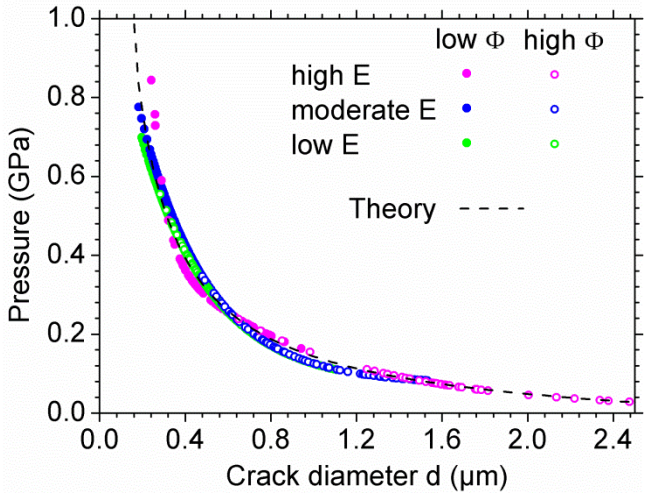

Fig. 33 Pression à l'intérieur d'une cloque en fonction de son diamètre, déduite de simulations FEM en utilisant la relation biunivoque entre la hauteur de la cloque et son diamètre obtenue expérimentalement. Compilation des résultats correspondant à une haute (symboles violets), moyenne (symboles bleus) et basse (symboles verts) énergie d'implantation pour une faible dose (cercle rempli) et une forte dose (cercle vide). La relation théorique reliant pression et diamètre est représentée par la courbe noire en pointillés.

En comparant les densités de gaz nécessaires pour pressuriser les cloques observées avec les doses implantées, nous avons montré que les cloques ne peuvent pas être pressurisées par des molécules d'H_2 ou d'He seules mais forcémment par un mélange de ces deux gaz (Fig. 34).

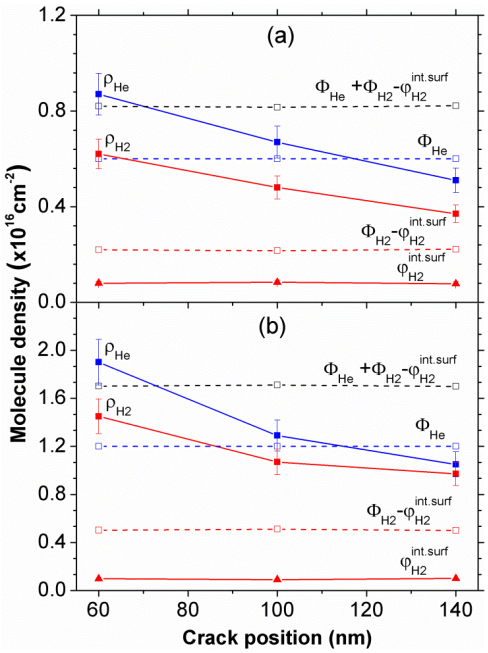

Fig. 34 Densité de molécules qui pressurise les cloques en fonction de la profondeur des cavités intiales (donc de l'énergie d'implantation) pour une faible (a) et une forte (b) dose. Les carrés pleins bleus et rouges correspondent aux limites supérieures et inférieures de la densité moléculaire d'un mélange d'He et d'H_2, ρ_{HeH_2} calculé pour He seule(ρ_{He}) et H_2 seul (ρ_{H2}) respectivement qui serait nécessaire pour former les cloques observées. Les triangles pleins rouges correspondent à la densité de molécules d'H_2 qui passive les surfaces internes des cloques. Les symboles ouverts correspondent aux densités d'hélium Φ_{He} et/ou de molécule d'H_2 Φ_{H2} disponibles à partir des doses implantées pour pressuriser les cloques.

Prenant en compte que de l'hydrogène est utilisé pour passiver les surfaces internes des cloques, nous avons évalué le rapport He/ H_2 à l'intérieur des cloques et trouvé que ce mélange est constitué d'environ 70% de molécules d'He et de 30% de molécules d'H_2.

En outre, après l'implantation à basse énergie et contrairement à ce qui est dit généralement dans la littérature, tous les atomes de gaz implantés sont présents dans les cloques, ce qui met en évidence l'absence d'exo-diffusion même lorsque les fissures sont situées très près (60 nm) de la surface de la plaque et/ou de l'interface de SiO_2/Si. Lorsque l'énergie d'implantation augmente, les platelets, à partir desquels les fissures se forment, deviennent plus largement distribués et beaucoup d'entre eux ne participent pas à la formation des cavités à l'origine des cloques ce qui conduit à une diminution de la proportion de la dose qui contribue à la pressurisation des cavités de cloques. Ainsi, l'échec de la technologie Smart Cut ™ conventionnelle à des énergies basses et très basses ne peut pas être attribué à l'exo-diffusion des gaz implantés au voisinage de la surface de la plaque mais plutôt à la relaxation élastique de la surface du wafer.

Cette méthode de détermination des densités de gaz contenants dans les cloques observées est totalement originale et peut être appliqué aux autres matériaux implantés par des ions légers.

Au sein de la deuxième thématique nous avons étudié le rôle de l'endommagement, c'est-à-dire des défauts résultants d'une co-implantation d'He et d'H, sur la formation et l'évolution thermique de la microstructure du silicium implanté. Nous avons étudié les mécanismes intervenant dans la formation et l'évolution thermique des différents défauts et complexes formés dans le silicium après co-implantation hydrogène et hélium et ceci en fonction de l'ordre d'implantation [J59]. Nous avons aussi comparé ces résultats à ceux obtenus dans le cas d'une implantation d'hydrogène seul. Les énergies d'implantation ont été choisies de façon à ce que les profils d'H et d'He soit partiellement superposé mais en implantant l'He plus profondément que l'H. Nous avons identifié ces défauts ainsi que leurs effets sur la matrice de silicium environnante grâce à l'utilisation de plusieurs techniques expérimentales complémentaires tels que la spectroscopie Raman, MET, microscopie optique, MEB et AFM. Nous avons ainsi pu mettre en évidence l'influence du dommage, c'est-à-dire des concentrations d'interstitiels et de lacunes mis en jeu par la co-implantation, sur la répartition de l'H et de l'He au sein des différents défauts et complexes qui peuvent être formés, après implantation puis recuit.

Tout d'abord, nous avons détecté des caractéristiques très différentes de la surface des échantillons co-implantés et recuit selon l'ordre d'implantation. En effet sur l'échantillon «He first», des cavités sont mises en évidence par microscopie optique (Fig. 35*b*) et des protubérances (cloques) par AFM (Fig. 35*d*). Par contre, la surface de l'échantillon «H first» reste plate ce qu'indique l'absence de microfissures et de cloques dans cette échantillon (Fig. 35*a, c*).

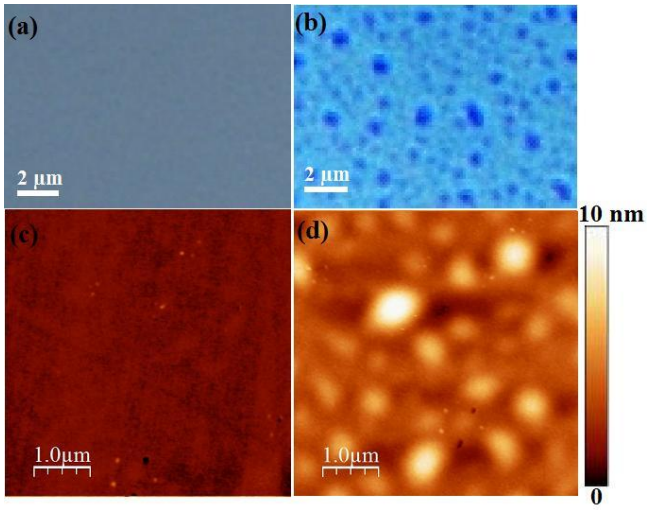

Fig. 35 Images en vues planes des échantillons co-implantés puis recuits à 412°C pendant 60 min obtenues par microscopie optique (a, b) et par AFM (c, d). «H first» (a, c) et «He first» (b, d).

Nous avons pu expliquer ce phénomène et nous avons montré que l'espèce qui est implanté en second tend à détruire les complexes formés après la première implantation, remettant ainsi à disposition du système les constituants de ces complexes qui s'ajoutent ainsi aux défauts de Frenkel crés par la seconde implantation pour former de nouveaux défauts et complexes. La quantité de défauts ponctuels ainsi disponibles dans la zone où l'H est implanté dépend ainsi de l'ordre selon lequel la co-implantation est effectuée. Les ions d'He étant plus lourds et les défauts qu'ils génèrent couvrant le profil d'H, l'implantation de l'He en second met à disposition du système une quantité bien plus grande de défauts ponctuels que lorsque l'H est implanté en second et surtout, que lorsque l'H est implanté seul. Ces différences sont déterminantes vis à vis de la répartition de l'H et d'He parmi des différents complexes pouvant être formés dans la zone ou l'H est implanté au cours des phénomènes de précipitation qui suivent les étapes d'implantation et de recuit (Fig. 36).

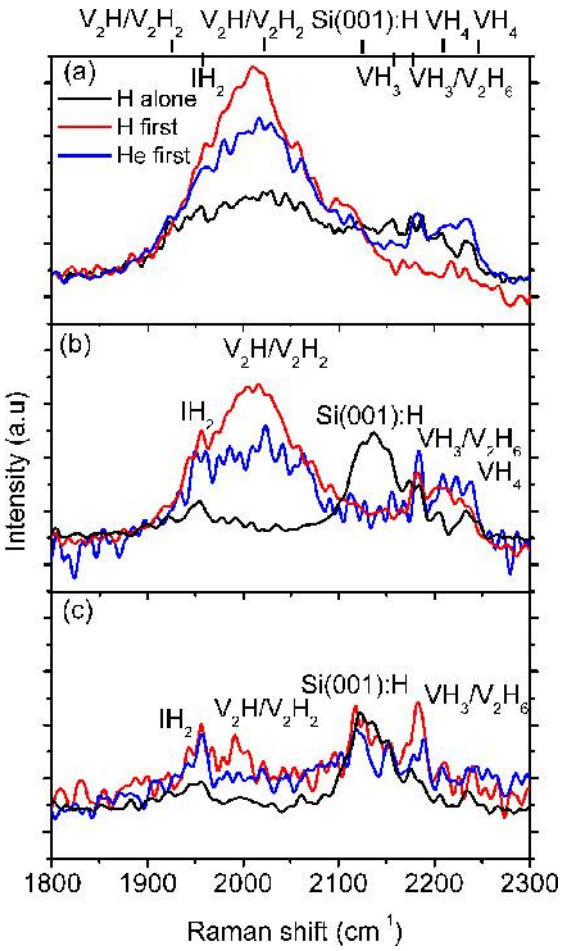

Fig. 36 Spectres Raman obtenus sur les échantillons implantés seulement par de l'H ou co-implantés selon les deux ordres d'implantation : (a) non recuit ; (b) après un recuit à 350°C ; (c) après un recuit à 412°C.

Lorsque l'H est implanté seul, les atomes d'H sont repartis au sein de complexes hydrogénés multi- lacunaires, du complexe IH_2 et des complexes multi-hydrogénés. Une co-implantation de l'H et de l'He modifie les proportions entre ces différents complexes et plus précisément entre complexes hydrogénés multi-lacunaires et complexes multi-hydrogénés d'une part et complexes hydrogénés multi- lacunaires d'autre part. Lorsque les concentrations de défauts ponctuels sont les plus importantes, i.e. lorsque l'He est implanté en deuxième (H-first), ces complexes multi-hydrogénés ne se forment plus ou peu.

Plus la concentration des complexes hydrogénés multi-lacunaires est grande et le dommage généré important, plus les atomes d'He sont piégés facilement et efficacement dans la zone ou l'H est implanté.

Lors d'un recuit, les complexes hydrogénés multi-lacunaires se transforment en nano-bulles d'He alors que les complexes multi-hydrogénés se transforment en platelets pressurisés par un mélange gazeux formé d'He et d'H_2. Ainsi, le système évolue différemment au cours du recuit selon la façon dont l'He était réparti, avant recuit, au sein des nano-bulles et des différents complexes hydrogénés.

Au cours d'un recuit court, les complexes multi-hydrogénés se reconstruisent rapidement lorsque l'He a été implanté en deuxième (H-first) et contribuent ainsi à la formation de platelets. En revanche, après un recuit plus énergique, ce système n'évolue pas en formant des microfissures mais seulement des nano-fissures et des nano-bulles qui hébergent la dose d'He implantée (Fig. 37).

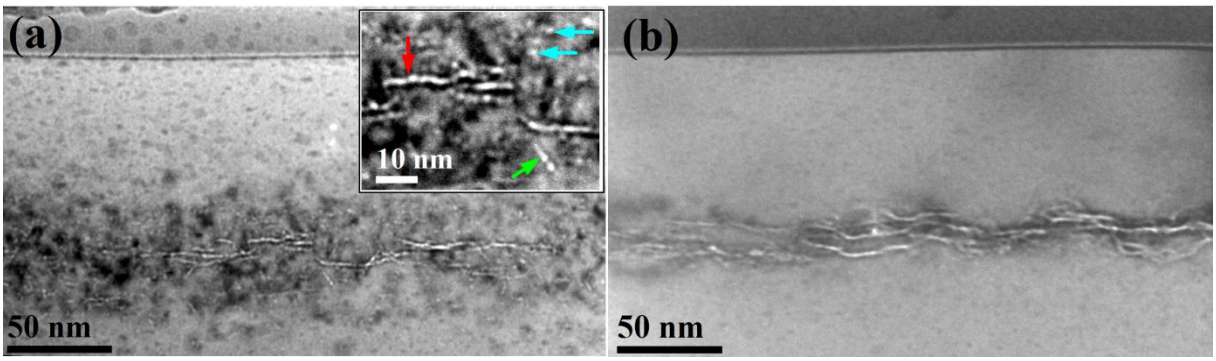

Fig. 37 Images MET en section transverse des échantillons co-implantés et recuits à 412°C pendant 60 min, «H first» (a) et «He first» (b). Les flèches, rouge et vertes dans l'image (a), repèrent des platelets. Les flèches bleues dans l'image (a) repèrent des nano-bulles.

Les micro-fissures se forment par contre au cours du même recuit après co-implantation He-first. Enfin, il est à noter que les platelets se forment en début de recuit quel que soit l'ordre d'implantation, ce qui nous a amené à conclure que ceux formés après co-implantation « H-first » doivent être moins pressurisés que leurs analogues observés après co-implantation « He-first », les atomes d'He « manquants » étant contenus dans les nano-bulles.

Ces résultats ont été valorisés au travers de présentations dans des conférences internationales (3 oraux invités presentés par A. Claverie + 4 conférences orales+2 affiches entre 2010 et 2016) et par 5 artciles [J46, J48, J50, J58, J59].

B.7.2) Contraintes involontairement appliquée

La contrainte due à l'implantation ionique détermine la répartition des variants de platelets. Donc, on doit donc pouvoir se servir de contraintes volontairement appliquées pour manipuler, sélectionner des variants et piloter des vitesses de croissance, en utilisant par exemple des couches épitaxiées en tension ou en compression. L'utilisation d'hétérostructures contenant des couches fines sous contrainte afin de confiner des platelets est une méthode potentiellement très intéressante pour la technologie SmartCut. C'est un fait que la localisation des fissures puis la

fracture dans une couche très mince permettra de transférer des couches ultraminces (< 50 nm en épaisseur totale), ce qui impossible aujourd'hui.

Nous avons donc étudié l'efficacité d'une couche de SiGe en compression enfouie dans une matrice de Si sur la précipitation d'H et des lacunes générées pendant l'hydrogénation de la structure. L'hydrogénation est une sorte d'implantation d'H réalisée sur toute la surface du wafer avec une énergie très faible et à une température relativement élevée (il y a donc recuit pendant l'implantation) (Fig. 38*a*).

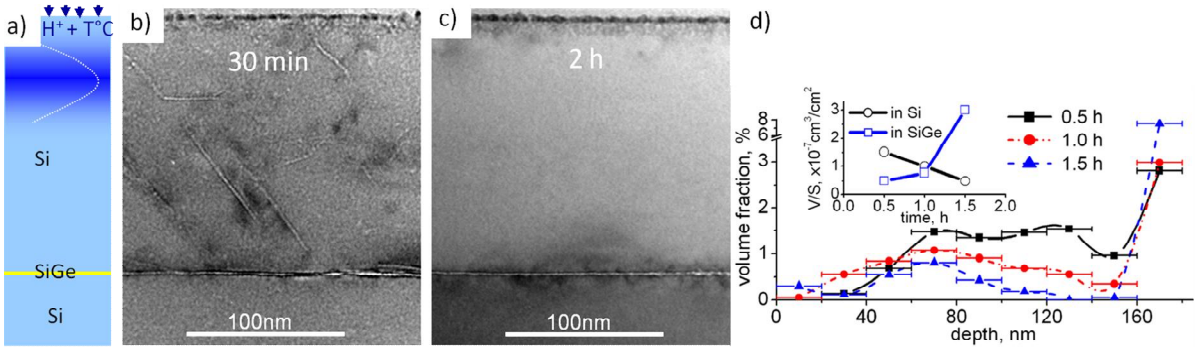

Fig. 38 (a) Schéma de la structure contenant une couche de SiGe et soumise à l'hydrogénation ; images MET de la structure après hydrogénation pendant (b), 30 min et (c), 2 heures; (d) analyse statistique de l'évolution de la fraction volumique des platelets en fonction de la profondeur après l'hydrogénation pendant 30 min, 1h et 1.5h.

En utilisant un protocole de visualisation des platelets (Fig. 38*b,c*) et un protocole d'analyse statistique que j'ai développé (Fig. 38*d*), nous avons montré que la nucléation des platelets a lieu initialement dans toute la structure mais qu'au cours du temps, l'hydrogène est transféré vers les platelets plus grands localisés dans ou au voisinage de la couche de SiGe. Nous avons mis en évidence et expliqué le mécanisme conduisant au transfert massif d'H et des lacunes vers la couche de SiGe [J49]. Nous avons démontré que ce type de procédé peut être utilisé non seulement pour une localisation précise de microfissures mais aussi pour « nettoyer » la couche de Si au-dessus de la couche de SiGe de défauts préexistants (Fig. 38*c*). Ce dernier fait est original et très prometteur pour l'application dans l'industrie.

Nous avons effectué ce travail en collaboration avec M. Nastasi (Los Alamos National Laboratory, Los Alamos, Les Etats-Unis) et F. Okba (Université Ferhat Abbas, Sétif, Algérie) qui a passé 2 ans de stage doctoral au CEMES sous la responsabilité d'Alain Claverie et moi-même dans le cadre de sa thèse algérienne.

J'ai travaillé aussi sur l'effet des couches en compression et en tension sur la nucléation et la croissance des défauts crées dans la matrice de GaN après l'implantation d'H et recuit. Contrairement au cas de Si ou SiGe, l'implantation d'H dans GaN et le recuit nécessaires pour le

transfert d'une couche de GaN ne conduit pas à la formation des platelets. De plus, la dose minimale pour réaliser le transfert est supérieure d'un ordre de grandeur à celle du Si. C'est pour cela que j'ai proposé une série de structures à analyser (Fig. 39*a-d*) qui ont été élaborées chez Soitec puis

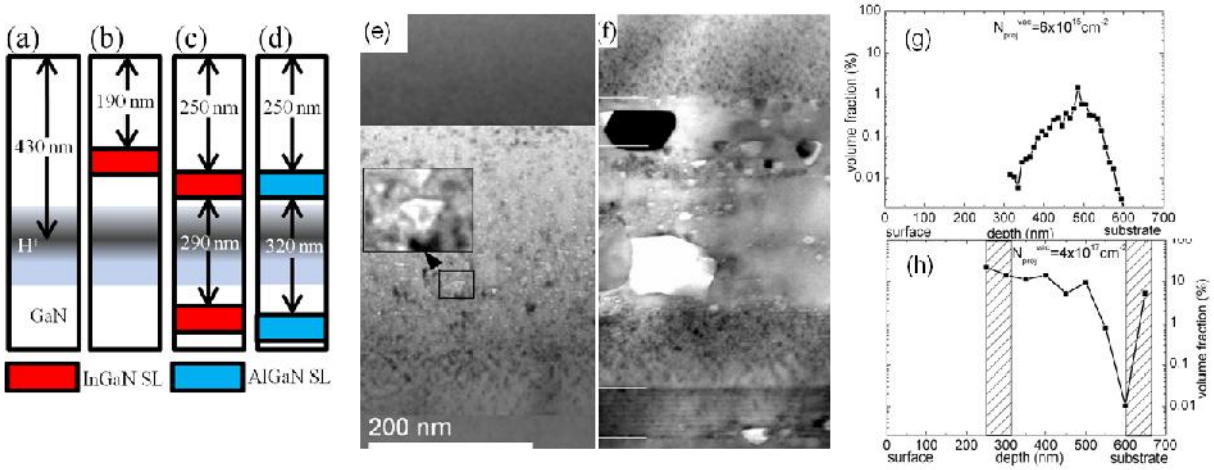

Fig. 39 (a)-(d) Schéma des structures de GaN implantées H et contenant des couches en compression ou en tension; (e), image MET de la structure de GaN implantée H et recuite et (f), image MET de la structure de GaN contenant deux réseaux de couches de InGaN implanté H et recuite; (g) et (h), fraction volumique occupée par les cavités en fonction de la profondeur (analyse statistique des images (e) et (f)).

implantées et recuites au LETI afin de trouver le moyen de localiser précisément la précipitation des défauts responsables de la fracture et pour identifier les mécanismes de formation et de croissance des défauts dans GaN. J'ai pu identifier la nature et l'origine des défauts créés dans GaN après implantation d'H et recuit, notamment les précipités d'interstitiels et d'hydrogènes-lacunes (Fig. 39*e*). Finalement, en utilisant le protocole d'analyse statistique précédent (Fig. 39*g, h*), j'ai démontré l'utilité des couches en compression pour localiser et favoriser la précipitation des défauts du type lacunaires dans GaN. Comme résultat marquant, nous avons démontré la possibilité de prévenir la diffusion des lacunes hors de la zone implantée par l'inclusion de la zone implantée entre deux réseaux d'{InGaN/GaN} (Fig. 39*f*) [J51].

B.7.3) Substrats innovants pour la microélectronique ultime

Ce travail a été réalisé en collaboration avec Soitec. L'objectif du travail était d'expliquer et de reconstruire l'interface de Si(110)/(001) qui est un «joint de flexion de grand angle» avec un angle de flexion de 90° autour de l'axe <110>. Ce type d'interface est présent dans les dispositifs modernes créés par la technologie d'orientation hybride (Hybrid Orientation Technology). Cette technologie permet d'intégrer des transistors de canal de type n et p possédant différentes orientations cristallographiques sur un seul substrat (Fig. 40*a*) afin d'en augmenter la mobilité des porteurs. Il

était important de comprendre l'origine des courants de fuite affectant cette interface dans le pFET (Fig. 40*a*, à droite).

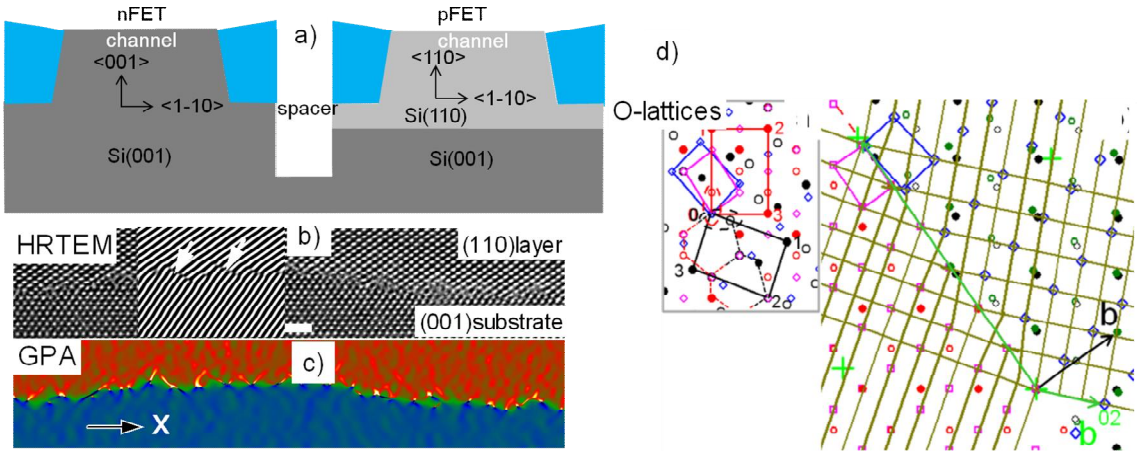

Fig. 40 (a) Représentation schématique de l'intégration d'un nFET et d'un pFET utilisant différentes orientations cristallographiques du canal, notamment (001) et (110) sur un seul substrat deSi(001) ; (b) image MET haute résolution de l'interface Si(110)/(001) ; (c) GPA de l'image (b) : déformation dans le plan ; (d) positions atomiques à l'interface contenant des dislocations reconstruit avec la théorie modifiée d' « O-lattice».

J'ai étudié les structures élaborées chez Soitec à partir de wafers de SOI en utilisant plusieurs techniques de MET (Fig. 40*b, c*) et des données obtenues par rayons-X chez Soitec. En utilisant la théorie d' «O-lattice » que j'ai modifiée pour l'appliquer dans le cas d'un joint de flexion de grand angle (Fig. 40*d*), j'ai proposé un modèle géométrique assez simple pour la reconstruction atomique de cette interface qui explique la structure du réseau de dislocations et la morphologie de l'interface observées expérimentalement. Enfin, j'ai étendu le modèle pour une grande gamme d'angles de flexion [J52, P35].

Ces résultats ont été valorisés au travers de leur présentation dans une conférence internationale (présentation orale) + 2 publications.

C) LE PROJET : Précipitation d'hydrogène et d'hélium dans les semiconducteurs: application à la fabrication de substrats innovants pour la microélectronique ultime. Développement des techniques de mesure de la déformation cristalline.

C.1) Précipitation d'hydrogène et d'hélium dans les semiconducteurs

Compte tenu du contexte et des opportunités scientifiques, des possibilités d'applications ainsi que de mon expérience passée, je propose de développer mon activité future sur le thème «**Précipitation dans les semiconducteurs** » au sein du thème «**nanomatériaux pour l'électronique** » du Groupe MEM. Ce thème est en effet en plein développement car la plupart des procédés de fabrication utilisés pour la réalisation de dispositifs ultimes mettent en jeu des phénomènes « hors équilibre » dans lesquelles des sursaturations souvent gigantesques de défauts ponctuels et d'impuretés précipitent au cours de recuits thermiques. Ces précipités déterminent souvent les propriétés physiques des matrices dans lesquels ils sont enfouis que ces propriétés soient utiles ou non. Dans Si par exemple, ce sont les cinétiques d'évolution thermique des précipités d'hydrogène qui contrôlent la fracture et le transfert de couches à la base du procédé SmartCut, pilier de la technologie développée par la société Soitec. Ces sujets restent d'actualité et les domaines d'applications s'accroissent régulièrement.

Une partie de mon activité est centrée sur la recherche de nouvelles structures destinées à la fabrication et l'optimisation des briques de base de la nanoélectronique. Dans ce cadre, je souhaiterais créer des hétéro-structures innovantes qui pourraient être exploitées pour le transfert 2D et 3D. Ces structures comporteraient des empilements de couches minces simples (2D) ou déjà structurées (3D). La fabrication de ce type d'hétéro-structure n'est pas envisageable avec des méthodes classiques de croissance mais devient possible avec un procédé de tranfert et de collage de type « Smart Cut™». Cette méthode permettra ainsi d'imaginer des combinaisons de matériaux irréalisables autrement. Cette activité sera tournée vers le développement de structures pour l'électronique mais aussi pour l'optique, voire pour le magnétisme. Des combinaisons peuvent déjà être envisagées pour le transfert de dispositifs, de couches électro-luminescentes ou encore celui de couches magnétiques. Un lien avec l'implantation ionique et les méthodes d'élaboration des matériaux disponible au laboratoire devrait nous permettre de concevoir des matériaux très originaux.

Cependant, la microstructure créée après l'implantation d'H ou/et d'He dans différents semiconducteurs et leur évolution thermique dépend largement de la structure cristalline du matériau implanté, le type d'ions implantés et leur interaction avec la matrice. Déjà, les précipités formés après l'implantation d'He et d'H dans Si sont différents par leurs réactivités chimiques. La

forme et le type d'objets qui se forment après l'implantation d'He et/ou d'H dans GaN est très affecté par la particularité de la structure polaire. C'est pourquoi comprendre puis maîtriser les phénomènes de précipitation dans différents semiconducteurs suppose l'adaptation des méthodologies expérimentales et théoriques que j'ai déjà appliquées et bien maitrisées dans le cas d'H implanté dans Si.

En particulier, je m'attacherai à comprendre puis à modéliser, l'influence des contraintes sur la distribution des variants cristallographiques des précipités ainsi que leurs cinétiques de croissance respectives. J'appliquerai d'abord les résultats de simulation par DFT afin d'identifier les complexes énergétiquement favorables pour un système « ions/dommage/matrice » donné. Puis, je relierai la modélisation de la déformation/contrainte aux résultats expérimentaux afin d'extraire les concentrations des complexes qui peuvent être à l'origine des précipités conduisant à la fracture. A partir de mesures d'occurrence et d'énergie d'activation de la croissance de ces différents précipités, je déduirai les levées de dégénérescence d'énergie de formation de ces différentes familles et de leurs variants, consécutives à la présence d'une contrainte anisotrope dans la matrice. Ces résultats permettront d'établir le diagramme énergétique du système ion/matrice et de prédire de façon quantitative le comportement de la microstructure créée après implantation et recuit.

Cependant, afin de dégager une vision générale des phénomènes de précipitations dans les matrices semiconductrices cristallines, le développement de techniques «pointues» basées sur la microscopie électronique en transmission et permettant l'étude statistique de la «thermodynamique» du système (énergie d'activation, lois de croissance, variants) est indispensable.

C.2) Développement des techniques de mesure de la déformation cristalline

C.2.1) Mesure absolu des distances et des angles interplanaires par l'analyse de phase géométrique d'une image en haute résolution

L'extraction, par la transformation de Fourier inverse, de la composante de la phase géométrique contenue dans une image complexe permet une cartographie de la déformation **relative au réseau de référence** sur une zone de 70 nm x 70 nm. Malgré d'une l'importance des structures qui contiennent des objets d'intérêt nanométriques à proximité d'une zone de réseau de référence non distordu, il existe plusieurs structures où un objet d'intérêt et une zone de réseau de référence ne peuvent pas être imagé simultanément. Des exemples de telles structures peuvent être des couches plus épaisses que 70 nm, des matériaux polycristallins, des nanocristaux enfouis dans une matrice amorphe ou cristalline dont la maille est très désorientée par rapport à celle des objets en question. De plus les distorsions d'une image en haute résolution induites par des lentilles

projecteurs et de la camera CCD sont telles qu'elles empêchent toute mesure absolu des distances et des angles interplanaires sur les images.

Je propose donc une nouvelle méthode qui, au-delà de la cartographie de la déformation relative, peut mener aux valeurs absolues des distances interplanaires et ceci sans avoir besoin d'un réseau de référence sur une même image.

Pour cela, je propose de corriger des distorsions absolues de l'image expérimentale en utilisant une autre image où la cellule unitaire bidimensionnelle décrivant la structure projetée du cristal est connue à priori et qui peut avoir une symétrie cristallographique quelconque. Le principe de la méthode est décrit sur Fig. 41 qui montre la représentation schématique d'un réseau des plans connue (Fig. 41*a*), son image distordue par le système optique du microscope (Fig. 41*b*) et deux vecteurs réciproques extraits par la transformation Fourier à partir de (*a*) (en rouge) et de (*b*) (en noir).

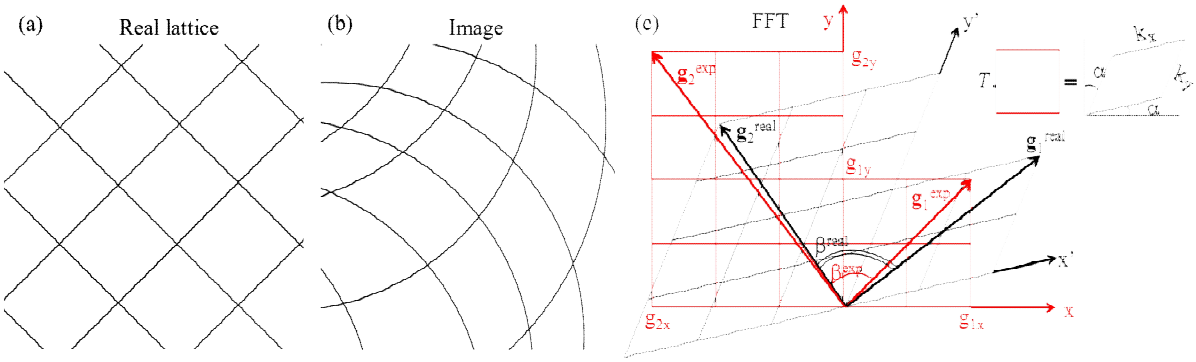

Fig. 41 Représentation schématique : (a) d'un réseau des plans connue ; (b) de l'image de (a) distordue par le système optique du microscope ; (c) FFT de (a) et (b) superposées. L'insertion dans l'image (c) montre l'effet de la matrice de correction T sur un pixel dans l'espace réciproque permettant de reconstruire le réseau (a) à partir de l'image (b).

Par définition, une combinaison linéaire de g_1^{real} et g_2^{real} décrit le réseau des plans connue dans l'espace réciproque. Donc, afin de reconstruire le réseau réel à partir de son image distordue, il sera suffisant de trouver la matrice de correction T (voir l'insertion dans Fig. 41*c*) :

$$T = \begin{pmatrix} k_x \cos\alpha_D & k_z \sin\alpha_D \\ k_x \sin\alpha_D & k_z \cos\alpha_D \end{pmatrix}$$

qui transforme des vecteurs réciproques de l'image distordu en vecteurs réciproques du réseau réel. Pour cela, il faut résoudre le system d'équations :

$$\begin{cases} \left|T.g_1^{\exp}\right| = \left|g_1^{real}\right|, \\ \left|T.g_2^{\exp}\right| = \left|g_2^{real}\right|, \\ \dfrac{T.g_1^{\exp} T.g_2^{\exp}}{\left|T.g_1^{\exp}\right|\left|T.g_2^{\exp}\right|} = \cos\beta^{real}, \end{cases}$$

Une fois T trouvé localement, elle peut être cartographiée sur toute l'image puis appliquée pour une image quelconque d'un objet d'intérêt. Cette correction permettra la détermination de la déformation et des paramètres absolus de la maille d'objets nanométriques sans avoir besoin d'un réseau de référence sur la même image.

De façon pratique, j'ai fusionné une image en haut résolution en section transversale (110) du Si avec celle que j'ai généré dans Digital Micrograph (Fig. 42*a*). Puis, en appliquant le GPA j'ai

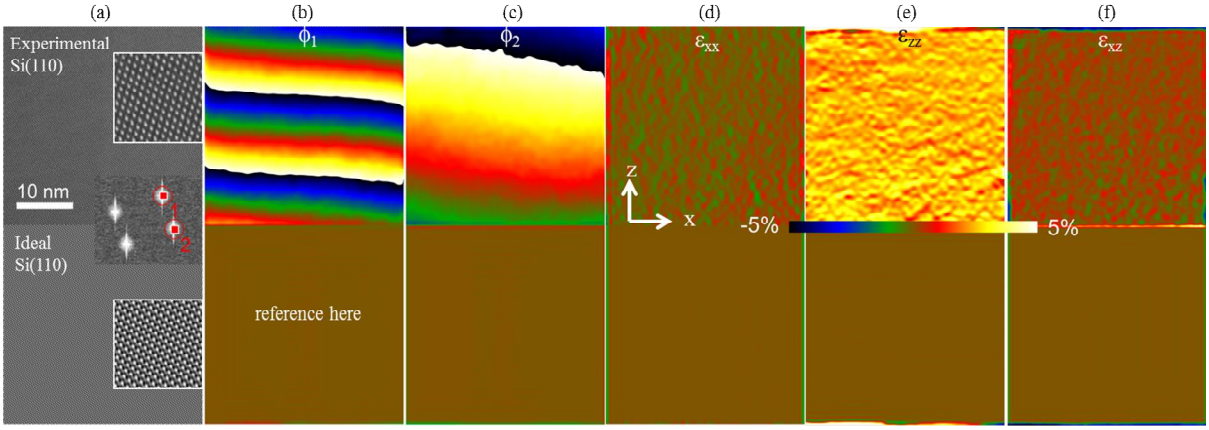

Fig. 42 Distorsions absolus du système optique du microscope : (a) image d'un réseau du Si (110) combinée d'une image expérimentale en haute résolution (en haut) et d'une image simulée des franges idéales (en bas) ; images de phase géométrique correspondants au g_1 (b) et g_2 (c) avec la référence pris sur le réseau idéal ; composants de tenseur 2D de la déformation relative au réseau idéal ε_{xx} (d), ε_{zz} (e) et cisèlement ε_{xz} (f).

sélectionné deux vecteurs réciproques g_1 et g_2 (voir l'insertion dans Fig. 42*a*) et extrait deux images de phase géométrique ϕ_1 (Fig. 42*b*) et ϕ_2 (Fig. 42*c*) en plaçant la référence dans la partie de l'image « idéale ». La cartographie des composants du tenseur 2D de la déformation ε_{xx} (Fig. 42*d*), ε_{zz} (Fig. 42*e*) et cisaillement ε_{xz} (Fig. 42*d*) met en évidence la présence des distorsions importantes et inhomogènes de l'image expérimentale. Maintenant, afin de corriger ces distorsions **absolues** de l'image expérimentale quelconque, on peut utiliser le principe déjà appliqué couramment pour soustraire les distorsions **relatives** du systeme optique du microscope[3]. Pour cela, une combinaison pondérée de ces deux images de phase doit être soustraite d'une phase obtenue à partir de l'image expérimentale quelconque.

Cette méthode sera développée et exploitée afin d'améliorer la précision de GPA et d'étudier des structures dont l'analyse n'a été pas possible jusqu'à présent.

C.2.2) Microscopie électronique par le design d'échantillons: application à la mesure de la déformation

Il existe un nombre important de techniques développées pour la MET impliquant l'utilisation de combinaisons toujours plus complexes de configurations de lentilles, des diaphragmes et de géométries de détecteurs. Dans tous les cas l'échantillon est idéalisé comme un film mince d'épaisseur uniforme et de surfaces propres. En effet, beaucoup d'efforts ont été consacrés à la mise au point de méthodes et d'équipements sophistiqués de préparation d'échantillons, du polissage par faisceau d'ions et par tripode aux systèmes multifonctionnels à faisceaux d'ions focalisés (FIB). Il est intéressant de constater que la géométrie des spécimens visée est toujours la même et qu'une fois préparée, l'échantillon est presque oublié. Toute l'ingéniosité et l'effort sont reportés sur les techniques de microscopie et d'imagerie. Je propose d'explorer la possibilité de changer ce paradigme. L'idée est de préparer un échantillon de telle sorte que la microscopie électronique elle-même devient presque triviale et conduise directement à la mesure souhaitée. Le spécimen devient la technique elle même.

En raison de l'importance de la déformation à l'échelle nanométrique - l'épitaxie, l'ingénierie des contraintes, les piézoélectriques - de nombreuses techniques MET ont été développées: la diffraction électronique à faisceau convergent (CBED), la diffraction d'électrons en nano-faisceau (NBED), l'analyse de phase géométrique de l'image en haute résolution, l'holographie électronique en champ sombre et des franges de moiré en MET à balayage. Ces techniques nécessitent des microscopes équipés d'éléments très spécifiques tels que les correcteurs d'aberration, les biprismes, la précession des électrons, les multiples lentilles condenseurs ou des détecteurs rapides. Comment pouvons-nous concevoir la géométrie de l'échantillon pour réaliser la technique sur un TEM conventionnel le plus basique.

Pour ce faire, nous revisiterons un phénomène d'imagerie connu dès les débuts de la microscopie électronique: le moiré.

En général, les moirés sont visibles lorsque deux grilles d'orientation ou d'espacement légèrement différentes sont superposées. La différence de fréquence est visible sous forme de battement, d'autant plus visible que la période de moiré est en général beaucoup plus grande que l'espacement des grilles elles-mêmes. En microscopie électronique, ces conditions se produisent lorsque deux cristaux diffractant sont superposés (Fig.43 *a*). Nous pouvons décrire le phénomène avec trois fonctions d'onde: le faisceau transmis et les ondes diffractées des deux cristaux.

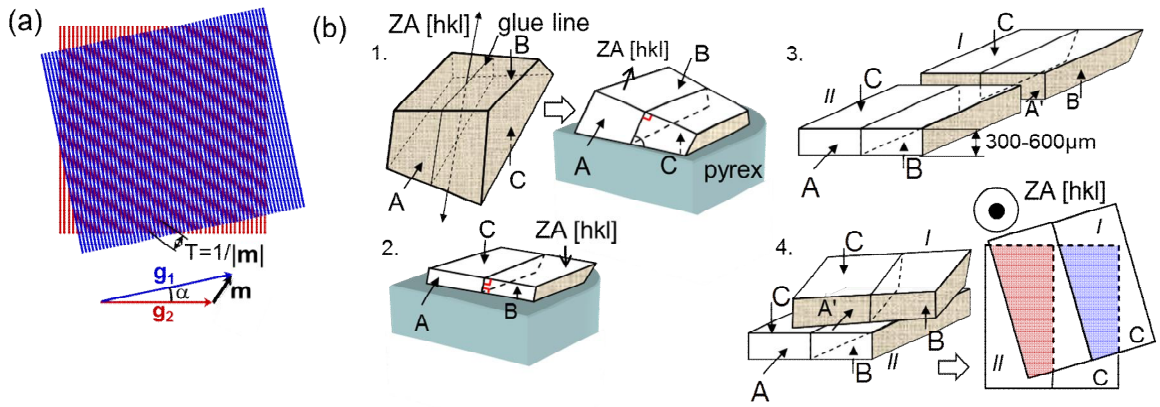

Fig. 43 (a) Principe de la formation de franges de moiré ; (b) Méthode de préparation d'échantillons à doubles lames qui permet la formation de moirés avec des distances interfranges prédéfinies dans des échantillons en coupe transversale et en vue plane.

Je propose donc de développer une méthode de préparation d'échantillons à « doubles lames » qui permettra la formation de moirés avec des distances interfranges prédéfinies dans des échantillons en coupe transversale et en vue plane. Le procédé de préparation d'échantillon est basé sur un polissage précis par tripode des surfaces mutuellement parallèles d'un l'échantillon qui est ensuite découpée en deux morceaux (Fig. 43 *b*). Les deux morceaux sont ensuite superposés avec un angle de rotation contrôlé et aminci mechanicement puis par l'attaque d'ions d'Ar jusqu'à atteindre la transparence aux électrons. Dans cet échantillon, une lame joue un rôle de référence non distordu avec la maille connue. En utilisant une imagerie en champ sombre ou en champ clair, on obtient des images de moirés.

J'ai également développé avec M. Hÿtch un algorithme de traitement d'images de moiré à l'aide d'une correction absolue des distorsions du system optique du microscope qui permet de cartographier les champs de déformation bidimensionnels avec une résolution spatiale nanométrique et une précision de 1x10^{-4}. Pour la reconstruction de la phase géométrique à partir des motifs de Moiré, la méthode de transformation Fourier utilisée dans la cadre de l'holographie en champs sombre a été appliquée.

J'ai déjà utilisé et testé cette méthode sur une structure implantée par des ions d'H^+ qui constituée d'un substrat virtuel $Si_{1-x}Ge_x$ recouverte par une couche épaisse du $Si_{0.6}Ge_{0.4}$ relaxée puis des couches en tension du Si d'épaisseur de10 nm et du $Si_{0.8}Ge_{0.2}$ d'épaisseur de170 nm (Fig. 44).

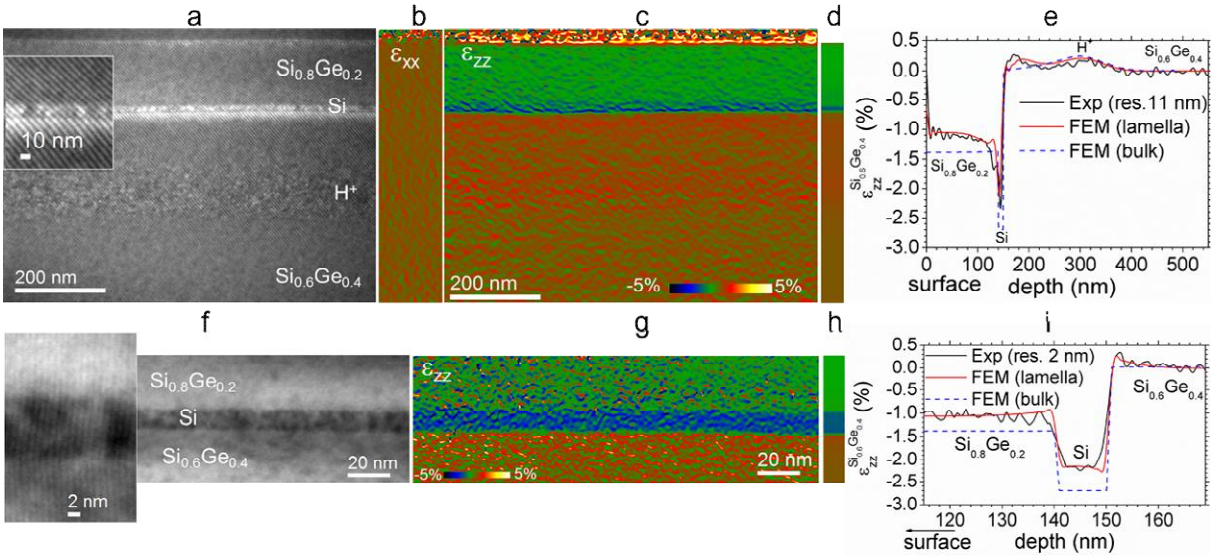

Fig. 44 Structure implantée par des ions d'H^+ constituée d'un substrat virtuel $Si_{1-x}Ge_x$ couverte par une couche épaisse du $Si_{0.6}Ge_{0.4}$ relaxée puis des couches en tension du Si d'épaisseur de10nm et du $Si_{0.8}Ge_{0.2}$ d'épaisseur de170 nm. Echantillons à double lames en section transversale (110) préparés avec un angle de rotation de 3.2°, ***a-e*** *et 7.8°,* ***f-i*** *entre les lames: images en champ sombre prises avec* ***a****, g = 111 et* ***f****, g = 004. Cartographie de la déformation expérimentale* ***b****, dans le plan et* ***c****,* ***g****, hors plan.* ***d*** *et* ***h****, Cartographie de la déformation simulée. Profils de déformation hors plan* ***e*** *et* ***i****, expérimentale (lignes noires), simulée par FEM dans une lame mince (lignes rouges) et dans le bulk (lignes en pointillés bleus).*

J'ai préparé deux échantillons à double lames en section transversale (110*)* avec un angle de rotation de 3.2° (Fig. 44*a-e*) et 7.8° (Fig. 44*f-i***)** entre lames qui gèrent la distance des franges de moiré et, éventuellement, la résolution spatiale de la méthode. J'ai pris les images en champs sombre avec g=111 (Fig. 44*a*) et g=004 (Fig. 44*f*) dans un microscope conventionnelle Jeol 2010. Après traitement des images de moiré, j'ai extrait les images de la déformation dans le plan (Fig. 44*b*) et hors plan (Fig. 44*c* et *g*) qui ont été comparées avec des simulations FEM (Fig. 44*d* et *h*) réalisés par T. Denneulin (postdoc avec M. Hÿtch). En utilisant la même procédure développée pour comparer directement les résultats de la simulation FEM avec ceux obtenus expérimentalement par DFEH, j'ai pu montrer une très bonne concordance entre des profils de déformation expérimentale et simulée (Fig. 44*e* et *i*). Donc, ces résultats prouvent que ceette technique peut être utilisée pour cartographier les champs de déformation bidimensionnels avec une résolution spatiale nanométrique et une précision de $1x10^{-4}$ à partir des images de moiré prises dans un MET conventionnel.

La technique a plusieurs avantages comme l'utilisation possible de METs conventionnels, la cartographie de la déformation et les distances interplanaires absolus dans des échantillons préparés en vue plane ou en coupe transversale sur un très grand champ de vue en deux dimensions et avec une résolution nanométrique avec en plus une simplicité de traitement des images etc. Toutefois, la méthode telle qu'elle est ne permet pas de réaliser des préparations localisées par FIB. Afin de

pousser la technique au-delà de la préparation des échantillons par tripode, le développement de préparation des échantillons à double lames par FIB est indispensable ce qui permettra d'analyser des dispositifs et des structures localisés. Cette activité est en cours de développément.

Alors que la technique permet d'extraire une phase géométrique, on peut penser à l'appliquer pour la mesure des phases magnétiques ou électriques. Pour cela, les plans diffractant de la lame de référence vont jouer le rôle de biprisme utilisé dans l'holographie électronique pour dévier puis superposer des ondes électroniques venant d'une zone de référence et de la zone d'intérêt.

Enfin, la méthode pourrait également être appliquée dans le cas des mesures in-situ et l'évolution des champs de déformation, magnétiques ou électrique dans des échantillons d'intérêt en utilisant des portes objets dédiés à l'expérimentation in-situ.

References

(*Les publications dont je ne suis pas coauteur ont un numéro de référence exposant*)

1. "Quantitative measurement of displacement and strain fields from HREM micrographs", M. J. Hÿtch, E. Snoeck, and R. Kilaas, Ultramicroscopy 74, 131–146, 1998.
2. "Measurement of the displacement field of dislocations to 0.03 Å by electron microscopy", M.J. Hÿtch, J.-L. Putaux, J.-M. Pénisson, Nature 423, 270-27, 2003.
3. "Calibration of projector lens distortions", F. Hue, C. L. Johnson, S. Lartigue-Korinek, G. Wang, P. R. Buseck, M. J. Hÿtch, J. of Electr. Microscopy 54 (3), 181, 2005.
4. "Dark-field electron holography for the measurement of geometric phase", M. J. Hÿtch, F. Houdellier, F. Hüe, E. Snoeck, Ultramicroscopy 111, 1328, 2011.
5. "Nanoscale holographic interferometry for strain measurements in electronic devices", M. J. Hÿtch, F. Houdellier, F. Hue, and E. Snoeck, Nature 453, 1086–1089, 2008.
6. "An Atomic Model of Electron-Irradiation-Induced Defects on {113} in Si", S. Takeda, Jpn. J. Appl. Phys. 30, L639, 1991.

D) LISTE COMPLETE DES PUBLICATIONS

Publications dans des revues à comité de lecture
(*Les publications ont un numéro de référence idiqué comme "J " dans le texte*)

1. "Hole and electron traps in the InGaAs/GaAs heterostructures with quantum dots", Sobolev M. M., Kochnev I. V., Lantratov V. M., Cherkashin N. A., Emtsev V. V., Physica B 274: 959-962, 1999.

2. "Thermal annealing of defects in InGaAs/GaAs heterostructures with three-dimensional islands", Sobolev M. M., Kochnev I. V., Lantratov V. M., Bert N. A., Cherkashin N. A., Ledentsov N. N., Bedarev D. A., Semiconductors 34 (2): 195-204, 2000.

3. "1.3 μm luminescence and gain from defect-free InGaAs-GaAs quantum dots grown by metal-organic chemical vapour deposition", Ledentsov N. N., Maximov M. V., Bimberg D., Maka T., Torres C. M. S., Kochnev I. V., Krestnikov I. L., Lantratov V. M., Cherkashin N. A., Musikhin Y. M., Alferov Z. I., Semiconductor Science and Technology 15 (6): 604-607, 2000.

4. "Photoluminescence emission (1.3-1.4 μm) from quantum dots heterostructures based on GaAs", Egorov V. A., Polyakov N. K., Tonkikh A. A., Petrov V. N., Cirlin G. E., Volovik B. V., Zhukov A. E., Musikhin Y. G., Cherkashin N. A., Ustinov V. M., Applied Surface Science 175: 243-248, 2001.

5. "Reversibility of the island shape, volume and density in Stranski-Krastanow growth", Ledentsov N. N., Shchukin V. A., Bimberg D., Ustinov V. M., Cherkashin N. A., Musikhin Y. G., Volovik B. V., Cirlin G. E., Alferov Z. I., Semiconductor Science and Technology 16 (6): 502-506, 2001.

6. "InGaAs nanodomains formed in situ on the surface of (Al,Ga)As", Krestnikov I. L., Cherkashin N. A., Sizov D. S., Bedarev D. A., Kochnev I. V., Lantratov V. M., Ledentsov N. N., Technical Physics Letters 27 (3): 233-235, 2001.

7. "The influence of heat treatment conditions on the evaporation of defect regions in structures with InGaAs quantum dots in the GaAs matrix", Sizov D. S., Maksimov M. V., Tsatsul'nikov A. F., Cherkashin N. A., Kryzhanovskaya N. V., Zhukov A. B., Maleev N. A., Mikhrin S. S., Vasil'ev A. P., Selin R., Ustinov V. M., Ledentsov N. N., Bimberg D., Alferov Z. I., Semiconductors 36 (9): 1020-1026, 2002.

8. "Effect of the growth parameters on the electron structure of quantum dots in InGaAs/GaAs heterostructures", Tonkikh A. A., Egorov V. A., Polyakov N. K., Tsyrlin G. E., Volovik B. V., Cherkashin N. A., Ustinov V. M., Technical Physics Letters 28 (3): 191-193, 2002.

9. "Control over the parameters of InAs-GaAs quantum dot arrays in the Stranski-Krastanow growth mode", Cherkashin N. A., Maksimov M. V., Makarov A. G., Shchukin V. A., Ustinov V. M., Lukovskaya N. V., Musikhin Y. G., Cirlin G. E., Bert N. A., Alferov Z. I., Ledentsov N. N., Bimberg D., Semiconductors 37 (7): 861-865, 2003.

10. "Effect of nonradiative recombination centers on photoluminescence efficiency in quantum dot structures", Maksimov M. V., Sizov D. S., Makarov A. G., Kayander I. N., Asryan L. V., Zhukov A. E., Ustinov V. M., Cherkashin N. A., Bert N. A., Ledentsov N. N., Bimberg D., Semiconductors 38 (10): 1207-1211, 2004.

11. “TEM structural studies of undoped and Si-doped GaN grown on Al_2O_3 substrate”, Cherkashin N. A., Bert N. A., Musikhin Y. G., Novikov S. V., Cheng T. S., Foxon C. T., Semiconductors 34 (8): 867-871, 2000.

12. “Transmission electron microscopy of GaN columnar nanostructures grown by molecular beam epitaxy”, Mamutin V. V., Cherkashin N. A., Vekshin V. A., Zhmerik V. N., Ivanov S. V., Physics of the Solid State 43 (1): 151-156, 2001.

13. “Polarized micro-photoluminescence spectroscopy of GaN nanocolumns”, Shubina T. V., Jmerik V. N., Ivanov S. V., Solnyshkov D. D., Cherkashin N. A., Karlsson K. F., Holtz P. O., Waag A., Kop'ev P. S., Monemar B., Physica Status Solidi (c) 0 (7): 2602-2605, 2003.

14. “Optical and structural properties of self-organized InGaAsN/GaAs nanostructures”, Volovik B. V., Kovsh A. R., Passenberg W., Kuenzel H., Grote N., Cherkashin N. A., Musikhin Y. G., Ledentsov N. N., Bimberg D., Ustinov V. M., Semiconductor Science and Technology 16 (3): 186-190, 2001.

15. “Capacitance study of electron traps in low-temperature-grown GaAs”, Brunkov P. N., Gutkin A. A., Moiseenko A. K., Musikhin Y. G., Chaldyshev V. V., Cherkashin N. A., Konnikov S. G., Preobrazhenskii V. V., Putyato M. A., Semyagin B. R., Semiconductors 38 (4): 387-392, 2004.

16. “Influence of the initial supersaturation of solute atoms on the size of nanoparticles grown by an Ostwald ripening mechanism”, N.A. Cherkashin, A. Claverie, C. Bonafos, V.V. Chaldyshev, N.A. Bert, V.V. Preobrazhenskii, M.A. Putyato, B. R. Semyagin, P. Werner, J. Appl.Phys. 102: 023520, 2007.

17. “Effects of annealing conditions on charge storage of Si nanocrystal memory devices obtained by low-energy ion beam synthesis”, Normand P., Kapetanakis E., Dimitrakis P., Skarlatos D., Tsoukalas D., Beltsios K., Claverie A., Benassayag G., Bonafos C., Carrada M., Cherkashin N., Soncini V., Agarwal A., Sohl C., Ameen M., Microelectronic Engineering 67 (8): 629-634, 2003.

18. “Structural and electrical properties of silicon dioxide layers with embedded germanium nanocrystals grown by molecular beam epitaxy”, Kanjilal A., Hansen J. L., Gaiduk P., Larsen A. N., Cherkashin N., Claverie A., Normand P., Kapelanakis E., Skarlatos D., Tsoukalas D., Appl. Phys. Lett. 82 (8): 1212-1214, 2003.

19. “Effect of annealing environment on the memory properties of thin oxides with embedded Si nanocrystals obtained by low-energy ion-beam synthesis”, Normand P., Kapetanakis E., Dimitrakis P., Tsoukalas D., Beltsios K., Cherkashin N., Bonafos C., Benassayag G., Coffin H., Claverie A., Soncini V., Agarwal A., Ameen M., Appl. Phys. Lett. 83 (1): 168-170, 2003.

20. “Multi-dot floating-gates for nonvolatile semiconductor memories: Their ion beam synthesis and morphology”, Muller T., Heinig K. H., Moller W., Bonafos C., Coffin H., Cherkashin N., Assayag G. B., Schamm S., Zanchi G., Claverie A., Tence M., Colliex C., Appl. Phys. Lett. 85 (12): 2373-2375, 2004.

21. “Resonant Raman scattering of a single layer of Si nanocrystals on a silicon substrate”, Wellner A., Paillard V., Coffin H., Cherkashin N., Bonafos C., J. of Appl. Phys. 96 (4): 2403-2405, 2004.

22. “Manipulation of two-dimensional arrays of Si nanocrystals embedded in thin SiO_2 layers by low energy ion implantation”, Bonafos C., Carrada M., Cherkashin N., Coffin H., Chassaing D., Assayag G. B., Claverie A., Muller T., Heinig K. H., Perego M., Fanciulli M., Dimitrakis P., Normand P., J. of Appl. Phys. 95 (10): 5696-5702, 2004.

23."Size and aerial density distributions of Ge nanocrystals in a SiO_2 layer produced by molecular beam epitaxy and rapid thermal processing", Kanjilal A., Hansen J.L., Gaiduk P., Nylandsted Larsen A., Normand P., Dimitrakis P., Tsoukalas D., Cherkashin N. and Claverie A., Applied Physics A, Material Science and Processing 81 (2): 363-366, 2005.

24."Si nanocrystals by ultra-low-energy ion beam-synthesis for non-volatile memory applications", Bonafos C., Coffin H., Schamm S., Cherkashin N., Ben Assayag G., Dimitrakis P., Normand P., Carrada M., Paillard V. and Claverie A., Solid-State Electronics 49 (11): 1734-1744, 2005.

25.“Oxidation of Si nanocrystals fabricated by ultralow-energy ion implantation in thin SiO_2 layers”, H. Coffin, C. Bonafos, S. Schamm, N. Cherkashin, G. Ben Assayag, A. Claverie, M. Respaud, P. Dimitrakis and P. Normand, J. Appl. Phys. 99: 044302, 2006.

26.“Wet oxidation of nitride layer implanted with low-energy Si ions for improved oxide-nitride-oxide memory stacks”, V. Ioannou-Sougleridis, P. Dimitrakis, V. Em. Vamvakas, P. Normand, C. Bonafos, S. Schamm, N. Cherkashin, G. Ben Assayag, M. Perego, M. Fanciulli, Appl. Phys. Lett. 90 (26): 263513, 2007.

27.“Oxide-nitride-oxide memory stacks formed by low-energy Si ion implantation into nitride and wet oxidation”, V. Ioannou-Sougleridis, P. Dimitrakis, V. Em. Vamvakas, P. Normand, C. Bonafos, S. Schamm, N. Cherkashin, G. Ben Assayag, M. Perego, M. Fanciulli, Microelectronic Engineering 84 (9-10): 1986–1989, 2007.

28."Imaging Si nanoparticles embedded in SiO_2 layers by (S)TEM-EELS", S. Schamm, C. Bonafos, H. Coffin, N. Cherkashin, M. Carrada, G. Ben Assayag, A. Claverie, M. Tence´, C. Colliex, Ultramicroscopy Volume 108, Issue 4, pp. 346-357, 2008.

29.“Time evolution of the depth profile of {113} defects during transient enhanced diffusion in silicon”, Colombeau B., Cowern N. E. B., Cristiano F., Calvo P., Cherkashin N., Lamrani Y., Claverie A., Appl. Phys. Lett. 83 (10): 1953-1955, 2003.

30.“Clusters formation in ultralow-energy high-dose boron-implanted silicon”, Cristiano F., Hebras X., Cherkashin N., Claverie A., Lerch W., Paul S., Appl. Phys. Lett. 83 (26): 5407-5409, 2003.

31."Deactivation of solid phase epitaxy-activated boron ultrashallow junctions", Lerch W., Paul S., Niess J., Cristiano F., Lamrani Y., Calvo P., Cherkashin N., Downey D.F., Arevalo E.A., J. of Electrochem. Soc. 152 (10): G787-G793, 2005.

32.“Evidences of an intermediate rodlike defect during the transformation of {113} defects into dislocation loops”, S. Boninelli, N. Cherkashin, F. Cristiano and A. Claverie , Appl. Phys. Lett. 89: 161904, 2006.

33."Formation and evolution of F nanobubbles in amorphous and crystalline Si", S. Boninelli, G. Impellizzeri, S. Mirabella, F. Priolo, E. Napolitani, N. Cherkashin, and F. Cristiano, Appl. Phys. Lett. 93, 061906, 2007.

34. "Modeling and experiments on diffusion and activation of phosphorus in germanium", P. Tsouroutas, D.Tsoukalas, I. Zergioti, N. Cherkashin, A. Claverie, J. Appl. Phys. 105(9), p. 094910, 2009.

35. "End of range defects in Ge", S. Koffel, N. Cherkashin, F. Houdellier, M. J. Hytch, G. Benassayag, P. Scheiblin, and A. Claverie, J. Appl. Phys. 105, 126110, 2009.

36. “Specific features of depth distribution profiles of implanted cobalt ions in rutile TiO2”, A. A. Achkeev, R. I. Khaibullin, L. R. Tagirov, A. Mackova, V. Hnatowicz, N. Cherkashin, Phys. Sol. State 53 (3), 543-553 , 2011.

37. “An alternative explanation for the effect of Ge content on the density of end-of-range defects found in ion implanted relaxed SiGe alloys”, A. Belafhaili, L. Laânab, P. F. Fazzini, F. Cristiano, N. Cherkashin, G. Benassayag, A. Claverie, ScienceJet , 1: 14, 2012.

38. N. Cherkashin, A. Claverie, In book: Transmission Electron Microscopy in Micro-nanoelectronics, Chapter: Characterization of Process-Induced Defects, Publisher: WILEY, ISBN: 9781848213678 Editors: A. Claverie, pp.165-193, 2012.

39. “Extended defects formation in nanosecond laser-annealed ion implanted silicon”, Y. Qiu, F. Cristiano, K. Huet, F. Mazzamuto, G. Fisicaro, A. La Magna M. Quillec, N. Cherkashin, H. Wang, S.Duguay. & D.-C. Blavette, Nano Lett. 14 (4), pp 1769–1775, 2014.

40. “On the origin of dislocation loops in irradiated materials: A point of view from silicon”, A. Claverie, N. Cherkashin, NIMB 374, 82-89, 2016.

41. "High germanium content SiGe virtual substrates grown at high temperatures", Bogumilowicz Y., Hartmann J.M., Laugier F., Rolland G., Billon T., Cherkashin N. and Claverie A., J. of Crystal Growth 283 (3-4): 346-355, 2005.

42. “Review of Some Critical Aspects of Ge and GeOI Substrates”, L. Clavelier, C. Le Royer, Y. Morand, C. Deguet, B. Vincent, J.-F. Damlencourt, J.-M. Hartmann, O. Kermarrec, T. Signamarcheix, B. Depuydt, A. Theuwis, C. Quaeyhaegens, N. Cherkashin, P. Rivallin, C. Tabone, S. Lagrasta, Y. Campidelli, S. Descombes, L. Sanchez, T. Akastu, A. Rigny, D. Bensahel, T. Billon, N. Kernevez, S. Deleonibus, ECS Trans. 3 : 789, 2006.

43. “On the influence of elastic strain on the accommodation of carbon atoms into substitutional sites in strained Si:C layers grown on Si substrates”, N. Cherkashin, M. J. Hytch, F. Houdellier, F, F. Hüe, V. Paillard, A. Claverie, A. Gouyé, O. Kermarrec, D. Rouchon, M. Burdin, P. Holliger, Appl. Phys. Lett. 94 (14), p.141910, 2009.

44. "Epitaxial growth of Ge thick layers on nominal and 6 degrees off Si(001): Ge surface passivation by Si", J. M. Hartmann, A. Abbadie, N. Cherkashin, H. Grampeix, L. Clavelier, Semicond. Sci. Technol. 24 (5), p. 055002, 2009.

45. "Fabrication, structural and electrical properties of compressively strained Ge−on−insulator substrates", J. M. Hartmann, L. Sanchez, W.Van Den Daele, A. Abbadie, L. Baud, R. Truche, E Augendre, L. Clavelier, N. Cherkashin, M. Hytch and S. Cristoloveanu, Semicond. Sci. Technol. 25, 075010, 2010.

46. “Comparison of platelet formation in hydrogen and helium-implanted silicon”, X. Hebras, P. Nguyen, K.K. Bourdelle, F. Letertre, N. Cherkashin, A. Claverie, Nuclear Instruments and Methods in Physics Research B 262: 24–28, 2007.

47. "Impact of the transient formation of molecular hydrogen on the microcrack nucleation and evolution in H-implanted Si (001)", S. Personnic , K.K. Bourdelle, F. Letertre , A. Tauzin , N. Cherkashin , A. Claverie , R. Fortunier , H. Klocker, J. Appl. Phys. 103 (1), 2008.

48. "Splitting kinetics of Si0.8Ge0.2 layers implanted with H or sequentially with He and H", P. Nguyen, K. K. Bourdelle, C. Aulnette, F. Lallement, N. Daix,N. Daval, I. Cayrefourcq, F. Letertre, C. Mazuré, Y. Bogumilowicz, A. Tauzin, C. Deguet, N. Cherkashin, A. Claverie, J. Appl. Phys. 104 (11), p. 113526, 2008.

49. "Controlled drive−in and precipitation of hydrogen during plasma hydrogenation of silicon using a thin compressively strained SiGe layer", F. Okba, N. Cherkashin, Z. Di, M. Nastasi, F. Rossi, A. Merabet and A. Claverie, Appl.Phys. Lett. 97, 031917, 2010.

50. "On the microstructure of Si coimplanted with H+ and He+ ions at moderate energies", S. Reboh, F. Schaurich, A. Declemy, J. F. Barbot, M. F. Beaufort, N. Cherkashin and P. F. P. Fichtner, J. Appl. Phys. 108, 023502, 2010.

51. "Confinement of vacancies during annealing of H implanted GaN sandwiched between two {InGaN/GaN} superlattices", N. Cherkashin, A. Claverie, D. Sotta, J.-M. Bethoux, L. Capello, O. Kononchuk, Appl. Phys. Lett. 101, 023105 , 2012.

52. "Application of the O-lattice theory for the reconstruction of the high-angle near 90 degrees tilt Si(110)/(001) boundary created by wafer bonding", N. Cherkashin, O. Kononchuk, S. Reboh, M. Hytch, Acta Mater. 60 (3), 1161-1173, 2012.

53. "Strain in Hydrogen-Implanted Si Investigated Using Dark-Field Electron Holography", N. Cherkashin, S. Reboh, A. Lubk, M. J. Hÿtch, A. Claverie, Applied Physics Express , 6:091301, 2013.

54. "Nanoscale organization by elastic interactions between H and He platelets in Si", S. Reboh, J. F. Barbot, M. Vallet, M. F. Beaufort, F. Rieutord, F. Mazen, N. Cherkashin, P. F. P. Fichtner, J. Grilhé, Journal of Applied Physics , 114(7), 2013.

55. "Effect of H-implantation in the local elastic properties of silicon crystals", S. Reboh, F. Rieutord, L. Vignoud, F. Mazen, N. Cherkashin, M. Zussy, D. Landru, C. Deguet , Appl. Phys. Lett. 103 ,181911 , 2013.

56. "Quantification of the number of Si interstitials formed by hydrogen implantation in silicon using boron marker layers", F.-X. Darras, N. Cherkashin, F. Cristiano, E. Scheid, O. Kononchuk, L. Capello, A. Claverie, NIMB 327, 29-32, 2014.

57. "Modelling of point defect complex formation and its application to H+ ion implanted silicon", N. Cherkashin, F.-X. Darras, P. Pochet, S. Reboh, N. Ratel-Ramond, A. Claverie, Acta Materialia 99, 187-195, 2015.

58. "Cracks and blisters formed close to a silicon wafer surface by He-H co-implantation at low energy", N. Cherkashin, N. Daghbouj, F.-X. Darras, M. Fnaiech, A. Claverie, J. of Appl. Phys. **118**, 245301, 2015.

59. "Effect of the order of He^+ and H^+ ion co-implantation on damage generation and thermal evolution of complexes, platelets, and blisters in silicon", N. Daghbouj, N. Cherkashin, F.-X. Darras, V. Paillard, M. Fnaiech, A. Claverie, J. of Appl. Phys. **19** (13), 135308, 2016.

60. “Dynamic scattering theory for dark-field electron holography of 3D strain fields”, A. Lubk, E. Javon, N. Cherkashin, S. Reboh, C. Gatel, M. Hÿtch, , Ultramicroscopy , 136C, 42-49, 2013.

61. "Dynamical effects in strain measurements by dark-field electron holography", E. Javon, A. Lubk, R. Cours, S. Reboh, N. Cherkashin, F. Houdellier, C. Gatel, M.J. Hÿtch, Ultramicroscopy, 147, 70–85, 2014.

62. "Effect of strain relaxation on active-region formation in InGaN/(Al)GaN heterostructures for green LEDs", A. V. Sakharov, W. V. Lundin, E. E. Zavarin,, M. A. Sinitsyn,, A. E. Nikolaev, S. O. Usov, V. S. Sizov, G. A. Mikhailovsky, N. A. Cherkashin, M. Hÿtch, F. Hue, E. V. Yakovlev, A. V. Lobanova, A. F. Tsatsulnikov, Semiconductors 43 (6), pp. 812-817, 2009.

63. "Effect of pressure in the growth reactor on the properties of the active region in the InGaN/GaN light−emitting diodes", W. V. Lundin, E. E. Zavarin, M. A. Sinitsyn, A. V. Sakharov, S. O. Usov, A. E. Nikolaev, D. V. Davydov, N. A. Cherkashin and A. F. Tsatsulnikov, Semiconductors 44 (1), 123−126, 2010.

64. "Active region based on graded−gap InGaN/GaN superlattices for high−power 440− to 470−nm light−emitting diodes", A. F. Tsatsulnikov, W. V. Lundin, A. V. Sakharov, E. E. Zavarin, S. O. Usov, A. E. Nikolaev, N. A. Cherkashin, B. Ya.Ber, D. Yu. Kazantsev and M. N. Mizerov, Semiconductors 44 (1), 93−97, 2010.

65. "Optical and structural properties of InGaN/GaN short-period superlattices for the active region of light- emitting diodes ", N.V. Kryzhanovskaya, W.V. Lundin, A.E. Nikolaev, A.F. Tsatsul'nikov, A. V. Sakharov, M. M. Pavlov,N.A. Cherkashin, M.J. Hÿtch, G.A. Valkovsky, M.A. Yagovkina, S.O. Usov, Semiconductors 44 (6), 828-834, 2010.

66. "Formation of composite InGaN/GaN/InAlN quantum dots", A. F. Tsatsul’nikov, E. E. Zavarin, N. V. Kryzhanovskaya, W. V. Lundin, A. V. Saharov, S. O. Usov, P. N. Brunkov, V.V. Goncharov, N. A. Cherkashin and M. Hytch, Semiconductors 44 (10), 1338−1341, 2010.

67. "The use of short−period InGaN/GaN superlattices in blue−region light−emitting diodes", V. S. Sizov, A. F. Tsatsulnikov, A. V. Sakharov, W. V. Lundin, E. E. Zavarin, N. A. Cherkashin, M. J. Hÿtch, A. E. Nikolaev, A. M. Mintairov and Yan He, et al, Semiconductors 44 (7), 924−930, 2010.

68. "Single quantum well deep-green LEDs with buried InGaN/GaN short-period superlattice", W.V. Lundin, A.E. Nikolaev, A.V. Sakharov, E.E. Zavarin, G.A. Valkovskiy, M.A. Yagovkina, S.O. Usov, N.V. Kryzhanovskaya, V.S. Sizov, P.N. Brunkov, A.L. Zakgeim, A.E. Cherniakov, N.A. Cherkashin, M.J. Hytch, E.V. Yakovlev, D.S. Bazarevskiy, M.M. Rozhavskaya, A.F. Tsatsulnikov, J. Cryst. Growth 315 (1) , 267-271, 2011.

69. “Monolithic white LEDs: Approaches, technology, design”, V. M. Ustinov, A. F. Tsatsulnikov, V. V. Lundin, A. V. Sakharov, A. E. Nikolaev, E. E. Zavarin, A. L. Zakgeim, A. E. Chernyakov, M. N. Mizerov, N. A. Cherkashin, M. Hÿtch, J. Surf. Investig-X-Ra 6 (3), 501-504, 2012.

70. “InGaN/GaN heterostructures grown by submonolayer deposition”, A. F. Tsatsulnikov, W. V. Lundin, E. E. Zavarin, A. V. Sakharov, Yu. G. Musikhin, S. O. Usov, M. N. Mizerov, N. A. Cherkashin, Semiconductors 46(10), 1335, 2013.

71. “Composite InGaN/GaN/InAlN heterostructures emitting in the yellow-red spectral region”, A. F. Tsatsulnikov, W. V. Lundin, E. E. Zavarin, A. E. Nikolaev, A. V. Sakharov, M. M. Rozhavskaya, S. O.

Usov, P. N. Brunkov, M. A. Synitsin, D. V. Davydov, M. N. Mizerov, N. A. Cherkashin, Semiconductors 46(10), 1281, 2013.

72. "X-ray determination of threading dislocation densities in GaN/Al_2O_3(0001) films grown by metalorganic vapor phase epitaxy", V. S. Kopp, V. M. Kaganer, M. V. Baidakova, W. V. Lundin, A. E. Nikolaev, E. V. Verkhovtceva, M. A. Yagovkina, N. Cherkashin, J. of Appl. Phys. 115 (7), 073507, 2014.

73. " Formation of Three-Dimensional Islands in the Active Region of InGaN Based Light Emitting Diodes Using a Growth Interruption Approach", A. F. Tsatsulnikov , W. V. Lundin , A. V. Sakharov , A. E. Nikolaev , E. E. Zavarin , S. O. Usov , M. A. Yagovkina , M. J. Hÿtch , M. Korytov , N. Cherkashin, Science of Advanced Materials 7(8),1629-1635, 2015.

74. "Effect of the design of the active region of monolithic multi-color LED heterostructures on their spectra and emission efficiency", A. F. Tsatsulnikov, W. V. Lundin, A. V. Sakharov, E. E. Zavarin, S. O. Usov, A. E. Nikolaev, M. A. Sinitsyn, N. A. Cherkashin, S. Y. Karpov, Semiconductors **49** (11), 1516-1521, 2015.

75. "Multi-color monolithic III-nitride light-emitting diodes: Factors controlling emission spectra and efficiency", S.Yu. Karpov , N. A. Cherkashin , W. V. Lundin , A. E. Nikolaev , A. V. Sakharov , M. A. Sinitsin , S. O. Usov , E. E. Zavarin , A. F. Tsatsulnikov, Physica Status Solidi (a) 213 (1), 19-29, 2016.

76. "Optimization of the parameters of HEMT GaN/AlN/AlGaN heterostructures for microwave transistors using numerical simulation", V. G. Tikhomirov, V. E. Zemlyakov, V. V. Volkov, Ya. M. Parnes, V. N. Vyuginov, W. V. Lundin, A. V. Sakharov, E. E. Zavarin, A. F. Tsatsulnikov, N. A. Cherkashin, N. Mizerov, V. M. Ustinov, Semiconductors **50** (2), 244-248, 2016.

77. "Influence of electromechanical coupling on optical properties of InGaN quantum-dot based light-emitting diodes", D. Barettin, M. Auf der Maur, A. Pecchia, A. Tsatsulnikov, A. Sakharov, W. Lundin, A. Nikolaev, S. Usov, N. Cherkashin, M. Hÿtch, A. Di Carlo, S. Karpov, Nanotechnology, accepted.

78. "Epitaxial growth of GaN/AlN/InAlN heterostructures for HEMTs in horizontal MOCVD reactors with different designs", A. F. Tsatsulnikov, W. V. Lundin, A. V. Sakharov, E. E. Zavarin, S. O. Usov, A. E. Nikolaev, M. A.Yagovkina, V. M. Ustinov, and N. A. Cherkashin, Semiconductors **50** (9), 1241-1247, 2016.

79. "Role of compositional fluctuations and their suppression on the strain and luminescence of InGaN alloys", K. Pantzas, G. Patriarche, D. Troadec, M. Kociak, N. Cherkashin, M. Hÿtch, J.Barjon, C. Tanguy, T. Rivera, S. Suresh, A. Ougazzaden, J. of Appl. Phys. 117, 055705, 2015.

80. "Strain mapping in layers and devices by electron holography", M. Hÿtch, N. Cherkashin, S. Reboh, F. Houdellier, A. Claverie, Physica status solidi (a) 208, 580–583, 2011.

81. "Nanoscale concentration and strain distribution in pseudomorphic films Si1−xGex/Si processed by pulsed laser induced epitaxy", L. Vincent, F. Fossard, T. Kociniewski, L. Largeau, N. Cherkashin, M.J. Hÿtch, D. Debarre, T. Sauvage, A. Claverie, J. Boulmer, D. Bouchier, Appl. Surf. Sci. 258 (23), 9208-9212, 2012.

82. "Composition and local strain mapping in Au-catalyzed axial Ge/Si nanowires", L. Vincent, R. Boukhicha, N. Cherkashin, S. Reboh, G. Patriarche, C. Renard, V. Yam, F. Fossard, D. Bouchier, Nanotechnology 23, 395701, 2012.

83. M. J. Hÿtch, F. Houdellier, N. Cherkashin, S. Reboh, E. Javon, P. Benzo, C. Gatel, E. Snoeck, A. Claverie, Chapter: Dark-Field Electron Holography for Strain Mapping, 81-103, ISBN: 9781848213678, 2012.

84. "Determination of stress, strain, and elemental distribution within In(Ga)As quantum dots embedded in GaAs using advanced transmission electron microscopy", N. Cherkashin, S. Reboh, M. J. Hÿtch, A. Claverie, V. V. Preobrazhenskii, M. A. Putyato, B. R. Semyagin, V. V. Chaldyshev, Applied Physics Letters 102, 173115, 2013.

85. "Local stress-induced effects on AlGaAs/AlOx oxidation front shape", F. Chouchane, G. Almuneau, N. Cherkashin,A. Arnoult,G. Lacoste,C. Fontaine, Appl. Phys. Lett. 105, 041909, 2014.

86. "Local Strain Measurements at Dislocations, Disclinations and Domain Boundaries", M. Hÿtch , C. Gatel , A. Lubk , T. Denneulin , L. Durand, N. Cherkashin, E. Snoeck , Microscopy and Microanalysis 20(S3):1044-1045, 2014.

87. "(In,Ga,Al)P–GaP laser diodes grown on high–index GaAs surfaces emitting in the green, yellow and bright red spectral range", N. N. Ledentsov, V. A. Shchukin, Yu. M. Shernyakov, M. M. Kulagina, A. S. Payusov, N. Yu. Gordeev, M. V. Maximov, and N.A. Cherkashin, Semicond. Sci. Technol. 32 (2), 025016, 2017.

88. "Dislocation and antiphase domain free microscale GaAs crystals grown on SiO2 from (001) Si nano-areas", C. Renard, N. Cherkashin, A. Jaffre, L. Vincent, A. Michel, T. Molière, R. Hamouche, V. Yam, J. Alvarez, F. Fossard, D. Mencaraglia, D. Bouchier, Applied Physics Letters , 102, 191915, 2013.

89. "Growth of high quality micrometer scale GaAs/Si crystals from (001) Si nano-areas in SiO2", C. Renard, N. Cherkashin, A. Jaffre, T. Molière, G. Hallais, L. Vincent, J. Alvarez, D. Mencaraglia, A. Michel, D. Bouchier, J. of Crystal Growth, 401,554–558, 2014.

90. "High current density GaAs/Si rectifying heterojunction by defect free Epitaxial Lateral overgrowth on Tunnel Oxide from nano-seed", C. Renard, T. Molière, N. Cherkashin, J. Alvarez, L. Vincent, A. Jaffré, G. Hallais, J. P. Connolly, D. Mencaraglia, D. Bouchier, Scientific Reports 6, 25328, 2016.

Actes de colloques à comité de lecture

(*Les publications ont un numéro de référence idiqué comme "P " dans le texte*)

1. "Influence of annealing on the formation of InGaAs quantum dots in GaAs matrix during metal organic chemical vapor deposition", Cherkashin N.A., Bert N.A., Ledentsov N.N., Kochnev I.V., Lantratov V.M., Musikhin Y.G., Proc. of 8th Intern. Symp. on Nanostructers, pp. 117-121, 2000.

2. "Reduction of defect density in structures with InAs-GaAs quantum dots grown at low temperature for 1.55 μm range", Zakharov N. D., Werner P., Gosele U., Ledentsov N. N., Bimberg D., Cherkashin N. A., Bert N. A., Volovik B. V., Ustinov V. M., Maleev N. A., Zhukov A. E., Tsatsul'nikov A. F., Mechanisms of Surface and Microstructure Evolution in Deposited Films and Film Structures, Symposium (Materials Research Society Symposium Proceedings), Mater. Res. Soc., Warrendale, PA, USA, 672: O8.5.1-6, 2001.

3. “Growth of Self-Organized GaN Nanostructures on Al_2O_3 (0001) by RF MBE”, Mamutin V.V., Vekshin V. V., Jmerik V. V., Ratnikov V. A., Davydov V. Yu., Cherkashin N. A., Ivanov S. V., Pozina G., Bergman P., Monemar B., IPAP Conference Series 1, 413, 2000.

4. “High luminescence efficiency from GaAsN layers grown by MBE with RF nitrogen plasma source”, Ustinov V. M., Cherkashin N. A., Bert N. A., Tsatsul'nikov A. F., Kovsh A. R., Jyh-Shang Wang, Li Wei, Chi J. Y., Progress in Semiconductor Materials for Optoelectronic Applications, Symposium H (Materials Research Society Symposium Proceedings) Mater. Res. Soc. Warrendale, PA, USA 692: H.1.10.1-6, 2002.

5. “Effect of ion energy and dose on the positioning of 2D-arrays of Si nanocrystals ion beam synthesised in thin SiO_2 layers”, Carrada M., Cherkashin N., Bonafos C., Benassayag G., Chassaing D., Normand P., Tsoukalas D., Soncini V., Claverie A., Materials Science & Engineering B-Solid State Materials for Advanced Technology 101 (1-3): 204-207, 2003.

6. “Ge nanocrystals in MOS-memory structures produced by molecular-beam epitaxy and rapid-thermal processing”, Larsen, A. N., Kanjilal, A., Hansen, J. L. , Gaiduk, P., Normand, P., Dimitrakis, P., Tsoukalas, D. , Cherkashin, N., Claverie, A., Proc. Materials Research Society 830, 263-267, 2005.

7. “Nanocrystals manufacturing by ultra-low-energy ion-beam-synthesis for non-volatile memory applications”, Normand P., Kapetanakis E., Dimitrakis P., Skarlatos D., Beltsios K., Tsoukalas D., Bonafos C., Ben Assayag G., Cherkashin N., Claverie A., Van Den Berg J. A., Soncini V., Agarwal A., Ameen M., Perego M., Fanciulli M., Nuclear Instruments & Methods in Physics Research Section B-Beam Interactions with Materials & Atoms 216 : 228-238, 2004.

8. “Multi-dot floating-gates in MOSFETs for nonvolatilememories- their ion beam synthesis and morphology”, Muller T., Heinig K. H., Bonafos C., Coffin H., Cherkashin N., Assayag G. B., Schamm S., Zanchi G., Claverie A., Tencé M., Colliex C., Radiation Effects and Ion-Beam Processing of Materials (Mater. Res. Soc. Symp.) 792, R8.7.1-6, 2004.

9. “Fabrication of nanocrystal memories by ultra low energy ion implantation”, Cherkashin N., Bonafos C., Coffin H., Carrada M., Schamm S., Ben Assayag G., Chassaing D., Dimitrakis P., Normand P., Perego M., Fanciulli M., Muller T., Heinig K. H., Claverie A., Physica Status Solidi (c) 6, 1907-1911, 2005.

10. "Si nanocrystals by ultra-low energy ion implantation for non-volatile memory applications", Coffin H., Bonafos C., Schamm S., Carrada M., Cherkashin N., Ben Assayag G., Dimitrakis P., Normand P., Respaud M. and Claverie A., Materials Science and Engineering: B 124-125, pp. 499-503, 2005.

11. “Synthesis of mono and bi-layer of Si nanocrystals embedded in a dielectric matrix by e-beam evaporation of SiO/SiO2 thin films”, M. Perego, M. Fanciulli, C. Bonafos and N. Cherkashin, Materials Science and Engineering: C 26 (5-7) , pp. 835-839, 2006.

12. “Materials science issues for the fabrication of nanocrystal memory devices by ultra low energy ion implantation”, A. Claverie, C. Bonafos, G. Ben Assayag, S. Schamm, N. Cherkashin,V. Paillard, P. Dimitrakis, E. Kapetenakis, D. Tsoukalas, T. Muller, B. Schmidt, K. H. Heinig, M. Perego, M. Fanciulli, D. Mathiot, M. Carrada and P. Normand, Diffusion in solids and liquids 258-260: 531-541, 2006.

13. “Depth dependence of defect evolution and TED during annealing”, Colombeau B., Cowern N. E. B., Cristiano F., Calvo P., Lamrani Y., Cherkashin N., Lampin E., Claverie A., Nuclear Instruments & Methods in Physics Research Section B-Beam Interactions with Materials & Atoms 216: 90-94, 2004.

14. “Ion beam induced defects in crystalline silicon”, Cristiano F., Cherkashin N., Hebras X., Calvo P., Lamrani Y., Scheid E., de Mauduit B., Colombeau B., Lerch W., Paul S., Claverie A., Nuclear Instruments & Methods in Physics Research Section B-Beam Interactions with Materials & Atoms 216 : 46-56, 2004.

15. “Thermal evolution of {113} defects in silicon: transformation against dissolution”, Calvo P., Claverie A., Cherkashin N., Colombeau B., Lamrani Y., de Mauduit B., Cristiano F., Nuclear Instruments & Methods in Physics Research Section B-Beam Interactions with Materials & Atoms 216 : 173-177, 2004.

16. "Thermal stability of boron electrical activation in preamorphised ultra-shallow junctions", Cristiano F., Cherkashin N., Calvo P., Lamrani Y., Hebras X., Claverie A., Lerch W. and Paul S., Materials Science and Engineering B 114-115, pp. 174-179, 2004.

17. “Activation, diffusion and defect analysis of a spike anneal thermal cycle”, S. Paul, W. Lerch, X. Hebras, N. Cherkashin, F. Cristiano, Silicon Front-End Junction Formation—Physics and Technology Warrendale, PA, (Mater. Res. Soc. Symp.), 810, C5.4.1-7, 2004.

18. “Solid phase epitaxy process integration on 50 nm PMOS devices: effects of defects on chemical and electrical characteristics of ultra shallow junctions”, Farhane R. El., Laviron C., Cristiano F., Cherkashin N., Morin P., Juhel M., Stolk P., Arnaud F., Pouydebasque A., Wacquant F., Lenoble D., Halimaoui A., Silicon Front-End Junction Formation—Physics and Technology Warrendale, PA, (Mater. Res. Soc. Symp.) 810, C1.4, 2004.

19. “On the ”life” of {113} defects”, Cherkashin N., Calvo P., Cristiano F., de Mauduit B., Colombeau B., Lamrani Y., Claverie A., Silicon Front-End Junction Formation—Physics and Technology Warrendale, PA, Proc. Mater. Res. Soc. Symp. 810, C3.7.1-6, 2004.

20. “Structure determination of clusters formed in ultra-low energy high-dose implanted silicon”, N. Cherkashin, M. Hytch, F. Cristiano, A. Claverie, Solid State Phenomena 108-109, 303-308, 2005.

21. “Laser annealing for n^+/p junction formation in germanium”, P. Tsouroutas, D. Tsoukalas, A. Florakis, I. Zergioti, A.A. Serafetinides, N. Cherkashin, B. Marty and A. Claverie, Materials Science in Semiconductor Processing 9 (4-5), 644-649, 2006.

22. “Defects evolution and dopant activation anomalies in ion implanted silicon”, F. Cristiano, Y. Lamrani, F. Severac, M. Gavelle, S. Boninelli, N. Cherkashin, O. Marcelot, A. Claverie, W. Lerch, S. Paul and N. Cowern, NIMB: Beam Interactions with Materials and Atoms 253 (1-2), 68-79, 2006.

23. “Transformation of {1 1 3} defects into dislocation loops mediated by the {1 1 1} rod-like defects”, S. Boninelli, N. Cherkashin, A. Claverie and F. Cristiano, NIMB: Beam Interactions with Materials and Atoms 253 (1-2), 80-84, 2006.

24. "Amorphization, recrystallization and end of range defects in germanium", A. Claverie, S. Koffel, N. Cherkashin, G. Benassayag and P. Scheiblin, Proc. EMRS 2009 Spring Meeting Symposium I: Silicon and germanium issues for future CMOS devices, Thin Solid Films 518 (9), 2307–2313, 2010.

25. "Diffusion and activation of phosphorus in germanium", P. Tsouroutas, D. Tsoukalas, I. Zergioti, N. Cherkashin and A. Claverie, Mat. Sci. Semicond. Process. 11(5-6), pp. 372-377, 2010.

26. "The effect of Ge content on the formation and evolution of {113} defects in SiGe alloys", L. Laânab, A. Belafhaili, F. Cristiano, N. Cherkashin, A. Claverie, Phys. Status Solidi (c) 11 (1), 20–23, 2014.

27. "Extended defects in ion-implanted Si during nanosecond laser annealing", F. Cristiano, Y. Qiu, E. Bedel-Pereira, K. Huet, F. Mazzamuto, G. Fisicaro, A. La Magna, M. Quillec, N. Cherkashin, H. Wang, S. Duguay, D. Blavette, Proc. of 14th International Workshop on Junction Technology (IWJT), 2014.

28. "SiGe virtual substrates growth up to 50% Ge concentration for Si/Ge dual channel epitaxy", Bogumilowicz Y., Hartmann J.M., Cherkashin N., Claverie A., Rolland G. and Billon T., Materials Science and Engineering: B 124-125, pp. 113-117, 2005.

29. "Quantitative strain and stress measurements in Ge/Si dual channels grown on a $Si_{0.5}Ge_{0.5}$ virtual substrate", N. Cherkashin, M.J. Hÿtch, E. Snoeck, A. Claverie, J.M. Hartmann and Y. Bogumilowicz, Materials Science and Engineering: B 124-125 pp. 118-122, 2005.

30. "Quantitative local strain measurements in compressive strained Ge/tensile strained Si bi-layers grown on top of relaxed $Si_{0.5}Ge_{0.5}$ virtual substrates", N. Cherkashin, M.J. Hÿtch, E. Snoeck, F. Hüe, J.M. Hartmann, Y. Bogumilowicz and A. Claverie, Nuclear Instruments and Methods in Physics Research Section B: Beam Interactions with Materials and Atoms 253 (1-2): 145-148, 2006.

31. "Determination of strain within $Si_{1-y}C_y$ layers grown by CVD on a Si substrate", N. Cherkashin, A.Gouyé, F. Houdellier, M.J. Hÿtch, F. Hüe, E. Snoeck, V. Paillard, O. Kermarrec, D. Rouchon, M. Burdin, P. Holliger, A. Claverie, Mater. Res. Soc. Symp, DOI: 10.1557/PROC-1026-C07-03, 2007.

32. "Reduced Pressure–Chemical Vapour Deposition of Si/SiGe heterostructures for nanoelectronics", J.M. Hartmann, F. Andrieu, D. Lafond, T. Ernst, Y. Bogumilowicz, V. Delaye, O.Weber, D. Rouchon, A.M. Papon, N. Cherkashin, Materials Science and Engineering B 154–155, 76–84, 2008.

33. "Cyclic Deposition / Etch processes for the formation of Si raised sources and drains in advanced MOSFETs", J.M. Hartmann, M. Py, P.H. Morel, T. Ernst, B. Prévitali, J.P. Barnes, N. Vulliet, N. Cherkashin, S. Reboh, M. Hÿtch and V. Paillard, Electrochemical Society Transactions 33, 391–407, 2010.

34. "Time dependence study of hydrogen-induced defects in silicon during thermal anneals", S. Personnic, A. Tauzin, K. K. Bourdelle, F. Leterte, N. Kernevez, F. Laugier, N. Cherkashin, A. Claverie, and R. Fortunier, AIP Conference Proceedings 866: 65-68, 2006.

35. "Reconstruction of a High Angle Tilt (110)/(001) Boundary in Si Using O-lattice Theory", N. Cherkashin, O. Kononchuk, M. Hÿtch, Sol. State Phenom. 178-179, 489-494, 2011.

36. "Determination of the Free Gibbs Energy of Plate-Like Precipitates of Hydrogen Molecules and Silicon Vacancies Formed after H+ Ion Implantation into Silicon and Annealing", N. Cherkashin, F. X. Darras, A. Claverie, Solid State Phenomena **242**, 190-195, 2015.

37. A. Lubk, S. Reboh, N. Cherkashin, F. Houdellier, E. Snoeck and M. Hytch, (2010), Proc. IMC17 International Microscopy Congress (Rio de Janeiro, Brazil), 2010.

38. “Optoelectronic structures with InAlN layers grown by MOVPE”, A.V. Sakharov, W.V. Lundin, E.E. Zavarin, M. A. Synitsin, S. O. Usov, A. E. Nikolaev, S. I. Troshkov, M. A. Yagovkina, D. V. Davydov, N.A. Cherkashin, M.J. Hÿtch, F. Hue, P. N. Brunkov, A. F. Tsatsul’nikov, AIP Conf. Proc. 1399, 2011.

39. “InGaN/GaN short-period superlattices: synthesis, properties, applications”, A. F. Tsatsul’nikov, W. V. Lundin, A. V. Saharov, E.E. Zavarin, S. O. Usov, A. E. Nikolaev, N.V. Kryzhanovskaya, V. S. Sizov, M. A. Synitsin, E. V. Yakovlev, A. E. Chernyakov, A. L. Zakgeim, N. A. Cherkashin, M. Hÿtch, Phys. Stat. Sol. (c) 8, 7-8, 2011.

40. “Deep Green And Monolithic White LEDs Based On Combination Of Short-Period InGaN/GaN Super lattice And InGaN QWs”, A. F. Tsatsul’nikov, W. V. Lundin, A. V. Saharov, E.E. Zavarin, S. O. Usov, A. E. Nikolaev, N.V. Kryzhanovskaya, A. E. Chernyakov, A. L. Zakgeim, N. A. Cherkashin, M. Hÿtch, AIP Conf. Proc. 1399, 2011.

41. “Effect of stimulated phase separation on properties of blue, green and monolithic white LEDs”, A. F. Tsatsul’nikov, W. V. Lundin, A.V. Sakharov, E.E. Zavarin, S. O. Usov, A. E. Nikolaev, V. S. Sizov, A. L. Zakgeim, M. N. Mizerov, N. A. Cherkashin, M. Hÿtch, Phys. Stat. Sol. (c) 9 (3-4), 774-777, 2012.

42. “Realistic model of LED structure with InGaN quantum-dots active region”, D. Barettin, M. Auf der Maur, A. Pecchia, W. Rodrigues, A. F. Tsatsulnikov, A. V. Sakharov, W. V. Lundin, A. E. Nikolaev, N. Cherkashin, M. J. Hÿtch, S. Yu. Karpov, A. di Carlo, Proc. IEEE-NANO, 1543-1546, 2015.

43. "Strain Mapping of Layers And Devices Using Electron Holography", A. Claverie, N. Cherkashin, F. Hüe, S. Reboh, F. Houdellier, E. Snoeck and M. Hÿtch, Electrochemical Society Transactions 33, 47−58, 2010.

44. ” Green (In,Ga,Al)P-GaP Light-Emitting Diodes grown on high-index GaAs surfaces”, Ledentsov, N. N., Shchukin, V. A., Lyytikainen, J., Okhotnikov, O., Cherkashin, N. A., Shernyakov, Yu. M, Payusov, A. S, Gordeev, N. Yu., Maximov, M. V, Schlichting, S., Nippert, F., Hoffmann, A, Conference on Light-Emitting Diodes - Materials, Devices, and Applications for Solid State Lighting XIX, LIGHT-EMITTING DIODES: MATERIALS, DEVICES, AND APPLICATIONS FOR SOLID STATE LIGHTING XIX Book Series: Proceedings of SPIE 9383, 93830E, 2015.

Conférences invitées dans des congrès

Présentées personnellement

1. N. Cherkashin, F.-X. Darras, M. Korytov, C. Gatel, M. J. Hÿtch, “Advanced characterization of semiconductors”, XV B-MRS, Campinas, Brazil, 25-30 September, 2016.
2. N. Cherkashin, M. J. Hÿtch, M. Korytov, D. Barettin, A. V. Sakharov, A. E. Nikolaev, A. F. Tsatsulnikov, “MOCVD Grown InGaN/GaN Three-Dimensional Islands: Growth Approaches, Strain-Composition Characterization, Exploitation for LEDs ”, Energy Materials Nanotechnology (EMN), Dubrovnik, Croatia, May 4-7, 2016.
3. N. Cherkashin, M. Korytov, F. Houdellier, M. J. Hÿtch, “Measurement of crystalline lattice strain by transmission electron microscopy”, 14ème colloque de la Société Française des Microscopies, 30 juin-3juillet, Nice, France, 2015.

4. N. Cherkashin, A. Lubk, S. Reboh, E. Javon, F. Houdellier, C. Gatel, E. Snoeck, P. Benzo, A. Claverie and M. Hÿtch, “Dark-field electron holography of semiconductors”, 18th Microscopy of Semi-Conducting Materials (MSM XVIII), April 07-11, 2013, Oxford, UK.
5. N.Cherkashin, S.Reboh, A.Lubk, P.Pochet, A.Claverie and M.J.Hÿtch, “Direct mapping of strain depth distributions with a nanometer spatial resolution in ion implanted Si using Dark-Field Electron Holography”, IV All-Russian Conference “Physical and phisico-chemical basis of ion implantation”, October 18 - 25, 2012, Novosibirsk, Russia
6. N. Cherkashin, S. Reboh, A. Lubk, E. Javon, F. Houdellier, E. Snoeck, A. Claverie and M.J. Hÿtch, “Metrology Relating To Stress/Strain At The Nanoscale”, 19th International Conference on Ion Implantation Technology, June 25-29, 2012, Valladolid, Spain
7. N. Cherkashin, S. Reboh, E. Javon, F. Houdellier, E. Snoeck, M.J. Hÿtch , “Strain Mapping in Nanostructures and Thin Films by Dark- Field Electron Holography”, 38th International Conference for Metallurgical Coatings and Thin Films (ICMCTF 2011) , May 2-6, 2011, San Diego, CA USA
8. N. Cherkashin, M.J. Hÿtch, F. Hüe, “Strain measurement in the InGaN/GaN system by geometric phase analysis of high resolution transmission electron microscopy images” , 6th All-Russian Conference “Gallium, aluminum and indium nitrides”, June 18 - 20, 2008, St. Petersburg, Russia

Co-autheur (27)

1. Blistering of silicon surfaces due to very low energy H and He co-implantation, Energy, Materials, Nanotechnology (EMN) Meeting 2016, Croatia
2. Cracks and blisters formed close to a silicon wafer surface by He-H co-implantation, 18th International Conference on Radiation Effects in Insulators (REI-18), October 2015 Jaipur, Rajasthan, India
3. On the origin of dislocation loops in ion irradiated materials: a point of view from silicon, European Materials Research Society Conference, Lille, May 2015.
4. Process induced strains in FDSOI: a contribution of dark field electron holography, MINOS Workshop, Grenoble, March 2015.
5. Strain imaging of ion implanted materials, Ion Implantation Technology 2014, Portland (Oregon) June 2014
6. Understanding the Smart Cut process: Evolution of defects during annealing of H+ implanted silicon, 18th International Conference on Surface Modification of Materials by Ion Beams, Kusadasi, Turkey, September 2013.
7. Dark Field electron holography extends TEM ability to detect and characterize extended defects, 27th International Conf. On Defects In Semiconductors (ICDS 27), Bologna, Italy, Juillet 2013
8. Strain engineering in microelectronics and the role of electron holography, B-MRS, Florianopolis, Septembre 2012
9. Determination of the elastic properties of nanolayers using electron holography, XI International Conference on Nanostructured Materials (Nano2012), Rhodes, Aout 2012
10. N. Cherkashin, S.Reboh, M. Hytch, A. Claverie, “Strain and Defect imaging of Ion Implanted Materials”, IIT 2014, Portland, USA
11. M. Hytch, C. Gatel, N. Cherkashin, E. Javon, R. Cours, V. Bourreau, A. Claverie, F. Houdellier, E. Snoeck , “State of the Art of Strain Mapping in Nanostructures by Transmission Electron Microscopy”, MRS Spring Meeting, April 21-25, 2014, San-Francisco, USA.
12. N. Cherkashin, S. Reboh, A. Lubk, M. Hÿtch, E. Javon, F. Houdellier, C. Gatel, E. Snoeck, V.V. Chaldyshev , “Measuring and modeling 3D strains: buried quantum dots of InAs in GaAs”, 3rd International Symposium on Advanced Microscopy and Theoretical Calculations (AMTC3), 2012, May 9-11, Gifu, Japan
13. Tsatsulnikov, W. Lundin, A. Nikolaev, A. Sakharov, N. Cherkashin, M. Hytch, “Quantum dot based InGaAlN visible LEDs”, 15th International Conference "Laser Optics 2012" , June 25-29, 2012, St.Petersburg, Russia

14. A. Tsatsulnikov, W. Lundin, A. Nikolaev, A. Sakharov, N. Cherkashin, M. Hytch, “Stimulated Formation of InGaN Quantum Dots by MOCVD”, 4th International Symposium on Growth of III-Nitrides, July 16-19, 2012,St.Petersburg, Russia
15. V. M. Ustinov, A. F. Tsatsulnikov, V. V. Lundin, A. V. Sakharov, A. E. Nikolaev, E. E. Zavarin, A. L. Zakgeim, A. E. Chernyakov, M. N. Mizerov, N. A. Cherkashin, M. Hytch, (2012), “Monolithic white LEDs: Approaches, technology, design”, XV symposium Nanophysics and nanoelectronics, March 14-18, 2011, Nigniy Novgorod, Russia
16. A. Lubk, S. Reboh, N. Cherkashin, F. Houdellier, E. Snoeck and M. Hytch, IMC17 International Microscopy Congress (Rio de Janeiro, Brazil) (2010).
17. M. Hytch, A. Claverie, N. Cherkashin et al., “Strain measurements in nanomaterials and devices”, E-MRS, May 2010, Strasbourg, France
18. A. Claverie, N. Cherkashin, F. Hüe, S. Reboh, F. Houdellier, E. Snoeck , M. Hÿtch, “Strain mapping in nanostructures and devices by electron holography”, Electrochemical Society Meeting, October 2010, Las Vegas, USA
19. A. Claverie, P. F. Fazzini, N. Cherkashin, F. Cristiano, “Silicon precipitation in Silicon”, Phase Transition in Materials, June 6-11, 2010, Avignon, France
20. *“Review of Some Critical Aspects of Ge and GeOI Substrates”*, L. Clavelier, C. Le Royer, Y. Morand, C. Deguet, B. Vincent, J.-F. Damlencourt, J.-M. Hartmann, O. Kermarrec, T. Signamarcheix, B. Depuydt, A. Theuwis, C. Quaeyhaegens, N. Cherkashin, P. Rivallin, C. Tabone, S. Lagrasta, Y. Campidelli, S. Descombes, L. Sanchez, T. Akastu, A. Rigny, D. Bensahel, T. Billon, N. Kernevez, S. Deleonibus, 210th ECS Meeting , Cancun, Mexico, Octobre 29-Novembre 3, 2006.
21. *“Defects evolution and dopant activation anomalies in ion implanted silicon*”, F. Cristiano, Y. Lamrani, F. Severac, M. Gavelle, S. Boninelli, N. Cherkashin, O. Marcelot, A. Claverie, W. Lerch, S. Paul and N. Cowern, EMRS 06: European Material Research Society, Nice, Juin 2006.
22. *“Material Science Issues for the fabrication of nanocrystal based Memories”***,** A. Claverie, C. Bonafos, G. Ben Assayag, S. Schamm, N. Cherkashin,V. Paillard, P. Dimitrakis, E. Kapetenakis, D. Tsoukalas, T. Muller, B. Schmidt, K. H. Heinig, M. Perego, M. Fanciulli, D. Mathiot, M. Carrada and P. Normand, Second International Conference of Diffusion in Solids and Liquids, Portugal, Juillet 2006.
23. *"Solid phase epitaxy-Activation and deactivation of boron in ultra-shallow junctions",* Lerch W., Paul S., Niess J., Cristiano F., Lamrani Y., Calvo P., Cherkashin N., Downey D.F. and Arevalo E.A., Advanced Short-Time Thermal Processing for Si-Based CMOS Devices II , Electrochem. Soc. Spring Meeting, San Antonio, TX, USA, 2004.
24. *”Ion beam induced defects in crystalline silicon”*, Cristiano F., Cherkashin N., Hebras X., Calvo P., Lamrani Y., Scheid E., de Mauduit B., Claverie A., Colombeau B., Lerch W., Paul S., E-MRS, Strasbourg (France), Juin 2003.
25. *“Relation between thermal evolution of interstitial defects and transient enhanced diffusion in silicon”*, Claverie A., Cristiano F., Colombeau B., Hebras X., Calvo P., Cherkashin N., Lamrani Y., Scheid E., de Mauduit B., Lampin E., Electrochem. Soc. Spring Meeting, Paris, 2003.
26. *“Nanocrystals manufacturing by ultra-low-energy ion-beam-synthesis for nonvolatile memory applications”,* Normand P., Kapetanakis E., Dimitrakis P., Skarlatos D., Beltsios K., Tsoukalas D., Bonafos C., Ben Asssayag G., Cherkashin N., Claverie A., Van Den Berg J. A., Soncini V., Agarwal A., Ameen M., Perego M., Fanciulli M., E-MRS 03, Strasbourg (France), Juin 2003.
27. *“Thermal Evolution of Extrinsic Defects in Ion Implanted Silicon: Current understanding and modeling”,* Cristiano F., Colombeau B., Cherkashin N., Hebras X., Calvo P., Lamrani Y., Scheid E., de Mauduit B., Bonafos C., Claverie A., 3rd Int. Workshop on Challenges in Predictive Process Simulations (ChiPPS), Prague, Octobre 2002.

Communications (oral, affiche) dans des congrès, symposium

Présentées personnellement (16)

1. N. Cherkashin, F. –X. Darras, A. Claverie, "Determination of the Free Gibbs Energy of Plate-like Precipitates of Hydrogen Molecules and Silicon Vacancies Formed After H+ Ion Implantation into Silicon and Annealing", Sept. 20-25, 2015, Bad Staffelstein, Germany.
2. N. Cherkashin, F. Darras, M. Hÿtch, A. Claverie, P. Pochet, S. Reboh, "Semi–analytic model of the precipitation of hydrogen atoms, silicon interstitials and vacancies in form of their complexes at room temperature in H–implanted Si", MRS Spring Meeting, April 21-25, 2014, San-Francisco, USA.
3. N. Cherkashin, S. Reboh, F.-X. Darras, A. Lubk, M. J. Hÿtch, N. Ratel, A. Claverie, P. Pochet, "Determination of concentrations of point defects and their complexes in H-implanted Si through strain measurements and DFT calculations", E-MRS, May 27-31, 2013, Strasbourg, France.
4. N. Cherkashin, S. Reboh, A. Claverie, V. V. Chaldyshev, and M. J. Hÿtch, "Measurement and reconstruction of 3D strain distribution within and around In(Ga)As quantum dots embedded in GaAs matrix", 15th European Microscopy Congress (emc2012), September 16 – 21, 2012, Manchester, UK (poster)
5. N. Cherkashin, S. Reboh , M.J. Hÿtch, O. Kononchuk, "Reconstruction of a High-Angle Tilt (110)/(001) Boundary in Si Using O-lattice Theory", XIV. International Conference on: "Gettering and Defect Engineering in Semiconductor Technology" (GADEST), September 25-30, 2011, Loipersdorf, Austria
6. N. Cherkashin , A. Claverie, D. Sotta, J.-M. Bethoux, "Identification of defects formed in GaN after H+ ion implantation and annealing", E-MRS, June 2011, Nice, France (poster)
7. N. Cherkashin, S. Reboh, J.-M. Hartmann, M.J. Hÿtch, "Mapping Strain around Misfit Dislocations in Strained-Ge Layers", IMC17, Rio, Brazil (poster)
8. N. Cherkashin, S. Reboh, F. Houdellier, A. Claverie, M. J. Hÿtch, "Direct mapping of strain depth-distributions in ion implanted Si and Ge", June 2010, Strasbourg, France
9. *Determination of strain within $Si_{1-y}C_y$ layers grown by CVD on a Si substrate"*, N. Cherkashin, A.Gouyé, F. Houdellier, M.J. Hÿtch, F. Hüe, E. Snoeck, V. Paillard, O. Kermarrec, D. Rouchon, M. Burdin, P. Holliger, A. Claverie, MRS Fall Meeting, Boston, Novembre 2007.
10. "*Quantitative local strain measurements in compressive strained Ge/tensile strained Si bi-layers grown on top of relaxed $Si_{0.5}Ge_{0.5}$ virtual substrates",* N. Cherkashin, M. J. Hÿtch, E. Snoeck, F. Hüe, J.M. Hartmann, Y. Bogumilowicz and A. Claverie, EMRS 06: European Material Research Society, Nice, Juin 2006.
11. "*Identification of boron-interstitial clusters formed in ultralow-energy high-dose boron-implanted silicon by means of transmission electron microscopy*", N. Cherkashin, M. J. Hÿtch, F. Cristiano, A. Claverie, IBMM, Taormina, Italy, Septembre 2006.
12. "*Quantitative strain and stress measurements in Ge/Si dual channels grown on a $Si_{0.5}Ge_{0.5}$ virtual substrate*", Cherkashin N., Hÿtch M.J., Snoeck E., Claverie A., Hartmann J.M. and Bogumilowicz Y., E-MRS, Strasbourg, France, Juin 2005.
13. *"Fabrication of nanocrystal memories by ultra low energy ion implantation"*, Cherkashin N., Bonafos C., Coffin H., Carrada M., Schamm S., Ben Assayag G., Chassaing D., Dimitrakis P., Normand P., Perego M., Fanciulli M., Muller T., Heinig K. H., Claverie A., Extended Defects in Semiconductors, EDS 2004, Chernogolovka, Russia, Septembre 2004.
14. "*On the "life" of {113} defects"*, Cherkashin N., Calvo P., Cristiano F., de Mauduit B., Colombeau B., Lamrani Y., Claverie A., MRS, San-Francisco, USA, Avril 2004.
15. "*Influence of annealing on the formation of InGaAs quantum dots in GaAs matrix during metal organic chemical vapor deposition",* Cherkashin N.A., Bert N.A., Ledentsov N.N., Kochnev I.V., Lantratov V.M., Musikhin Y.G., 8th Intern. Symp. on Nanostructers, Ioffe Institute, St. Petersbourg, Russia, Juin 2000.

16. *"Structure determination of clusters formed in ultra-low energy high-dose implanted silicon"*, Cherkashin N., Hytch M., Cristiano F., Claverie A., XIth International Conference on Gettering And Defect Engineering in Semiconductor Technology (GADEST'2005), Gien, France, 25-30 Septembre 2005 (poster).

Co-autheur (28)

1. M. Korytov, N. Cherkashin, J. Bassen, H.−J. Lugauer, H. Laux, T. Schulz, T. Remmele, M. Albrecht,M. Hytch, "Atomic Scale Investigations of the Indium Incorporation in the InGaN/GaN Quantum Wells by Transmission Electron Microscopy", IWN −2014, Wrocław , Poland.
2. "A Method to Determining the Local Elastic Properties of Irradiated Crystals: The Case of H−Implanted Silicon", S. Reboh, F. Rieutord, L. Vignoud, F. Mazen, N. Cherkashin, D. Landru, M. Zussy, C. Deguet, MRS Spring Meeting, April 21-25, 2014, San-Francisco, USA.
3. "Effect of the order of H and He co−implantation on the transfer of silicon layers", F−X. Darras, N. Cherkashin, N. Daix, O. Kononchuk, L. Capello, A. Claverie, MRS Spring Meeting, April 21-25, 2014, San-Francisco, USA.
4. L. Vincent, F. Fossard, T. Kociniewski, L. Largeau, N. Cherkashin, M.J. H¨ytch, D. Debarre, T. Sauvage, A. Claverie, J. Boulmer, D. Bouchier, (2012), "Nanoscale concentration and strain distribution in pseudomorphic films Si1−xGex/Si processed by pulsed laser induced epitaxy", E-MRS, May 2011, Strasbourg, France
5. A.F. Tsatsulnikov, W.V. Lundin, A.V. Sakharov, E E. Zavarin, S.O. Usov, A.E. Nikolaev, V.S. Sizov, A.L. Zakgeim, M.N.Mizerov, N.A. Cherkashin, M. Hytch, "Effect of Stimulated Phase Separation on Properties of Blue, Green and Monolithic White LEDs", 9th International Conference on Nitride Semiconductors, July 10th - 15th , 2011, SECC, Glasgow (poster)
6. A. F. Tsatsulnikov, W. V. Lundin , A. V. Sakharov, E .E. Zavarin, S. O. Usov, A. E. Nikolaev, N. V. Kryzhanovskaya, V. S. Sizov, M. A. Synitsin, E.V. Yakovlev, A. E. Chernyakov, A. L. Zakgeim, N.A. Cherkashin, M. Hytch, "InGaN/GaN Short-Period Superlattices: Synthesis, Properties, Applications", International Workshop on Nitride semiconductors (IWN2010), September 19 – 24, 2010, Tampa, Florida, U.S.A
7. A.Claverie, F.Cristiano, M.Gavelle, F.Severac, F.Cayrel, D.Alquer, W.Lerch, S.Paul, L.Rubin, V.Raineri, F.Giannazzo, H.Jaouen, A.Pakfar, A.Halimaoui, C.Armand, N.Cherkashin, O.Marcelot, *"Strengths and limitations of the vacancy engineering approach for the control of dopant diffusion and activation in silicon"*, MRS 2008, San Francisco (USA), March 24-28, 2008
8. *"Quantitative local strain and composition measured by High Resolution Electron Holography in thin strained bilayers Ge/Si grown on a $Si_{0.5}Ge_{0.5}$ virtual substrate"*, E. Snoeck, N. Cherkashin, M.J. Hÿtch, F. Houdellier, A. Claverie, J.M. Hartmann and Y. Bogumilowicz, IMC2006, Sapporo, Japan, Septembre 2006.
9. "Quantitative local strain and composition measured by High Resolution Electron Holography in strained bilayers Ge/Si grown on a $Si_{0.5}Ge_{0.5}$ virtual substrate", E. Snoeck, N. Cherkashin, M.J. Hÿtch, F. Houdellier, A. Claverie, J.M. Hartmann and Y. Bogumilowicz, EMRS 06: European Material Research Society, Nice, Juin 2006.
10. "*Transformation of {1 1 3} defects into dislocation loops mediated by the {1 1 1} rod-like defects",* S. Boninelli, N. Cherkashin, A. Claverie and F. Cristiano, IBMM, Taormina, Italy, Septembre 2006.
11. *"Self-limited oxidation of Si nanocrystals elaborated by ultra-low implantation energy ion implantation within thin SiO_2 layers"*, C. Bonafos, S. Schamm, H. Coffin, N. Cherkashin, G. Ben Assayag ,A. Claverie, P. Dimitrakis and P. Normand, V. Paillard and M. Carrada, EMRS 06: European Material Research Society, Nice, Juin 2006.
12. *"Quantitative analysis of Si nanocrystal populations designed for multi-dot floating-gate memories by TEM-EELS"*, S. Schamm, C. Bonafos, H. Coffin, N. Cherkashin, G. Ben Assayag and A. Claverie M. Tencé and C. Colliex, EMRS 06: European Material Research Society, Nice, Juin 2006

13. "*Time dependence study of hydrogen-induced defects in silicon during thermal anneals*", S. Personnic, A. Tauzin, K. K. Bourdelle, F. Leterte, N. Kernevez, F. Laugier, N. Cherkashin, A. Claverie, and R. Fortunier, Ion Implantation Technology, Marseille, France, Juin 2006
14. "*Laser annealing for n^+/p junction formation in germanium*", P. Tsouroutas, D. Tsoukalas, A. Florakis, I. Zergioti, A.A. Serafetinides, N. Cherkashin, B. Marty and A. Claverie, EMRS 06: European Material Research Society, Nice, Juin 2006.
15. *"Synthesis of mono and bi-layer of Si nanocrystals embedded in a dielectric matrix by e-beam evaporation of SiO/SiO_2 thin films"*, M. Perego, M. Fanciulli, C. Bonafos and N. Cherkashin, EMRS 05: European Material Research Society, Strasbourg, Juin 2005.
16. "*Manipulation and characterisation of 2D arrays of Si nanocrystals for non volatile memories applications"*, M. Carrada, V. Paillard, A. Wellner, C. Bonafos, N. Cherkashin, H. Coffin, G. Ben Assayag, S. Schamm, A. Claverie, P. Dimitrakis, P. Normand, EMRS 05: European Material Research Society, Strasbourg, Juin 2005.
17. "*SiGe virtual substrates growth up to 50% Ge concentration for Si/Ge dual channel epitaxy",* Bogumilowicz Y., Hartmann J.M., Cherkashin N., Claverie A., Rolland G. and Billon T., E-MRS, Strasbourg, France, Juin 2005.
18. *"Si nanocrystals by ultra low energy beam synthesis for non volatile memories applications",* C. Bonafos, M. Carrada, H. Coffin, N. Cherkashin, G. Ben Assayag, S. Schamm, P. Dimitrakis, P. Normand, M. Perego, M. Fanciulli, V. Paillard and A. Claverie, 1st International Conference on Memory Technology and Design (ICMTD), Gien, Mai 2005.
19. *"Strained Si and Ge MOSFETs with High-K/Metal Gate Stack for High Mobility Dual Channel CMOS"*, Weber O., Bogumilowicz Y., Ernst T., Hartmann J.-M., Ducroquet F., Andrieu F., Dupré C., Clavelier L., Le Royer C., Cherkashin N., Hytch M., Dansas H., Papon A.-M., Carron V., Tabone C., Deleonibus S., IEDM conference, Washington DC, USA, 2005.
20. *"Synthesis of mono and bi-layer of Si nanocrystals embedded in a dielectric matrix by e-beam evaporation of SiO/SiO_2 thin films"*, Perego M., Fanciulli M., Bonafos C. and Cherkashin N., E-MRS, Strasbourg, France, Juin 2005.
21. *"Thermal stability of boron electrical activation in preamorphised ultra-shallow junctions"*, Cristiano F., Cherkashin N., Calvo P., Lamrani Y., Hebras X., Claverie A., Lerch W. and Paul S., E-MRS, Strasbourg, France, Juin 2004.
22. *"Solid phase epitaxy process integration on 50 nm PMOS devices: effects of defects on chemical and electrical characteristics of ultra shallow junctions"*, Farhane R. El., Laviron C., Cristiano F., Cherkashin N., Morin P., Juhel M., Stolk P., Arnaud F., Pouydebasque A., Wacquant F., Lenoble D., Halimaoui A., MRS, San-Francisco, USA, Avril 2004.
23. "*Activation, diffusion and defect analysis of a spike anneal thermal cycle"*, S. Paul, W. Lerch, X. Hebras, N. Cherkashin, F. Cristiano, MRS , San-Francisco, USA, Avril 2004.
24. *"Multi-dot floating-gates in MOSFETs for nonvolatilememories- their ion beam synthesis and morphology",* Muller T., Heinig K. H., Bonafos C., Coffin H., Cherkashin N., Assayag G. B., Schamm S., Zanchi G., Claverie A., Tencé M., Colliex C., MRS, Boston, Decembre 2003.
25. *"Depth dependence of defect evolution and TED during annealing"*, Colombeau B., Cowern N. E. B., Cristiano F., Calvo P., Lamrani Y., Cherkashin N., Lampin E., Claverie A., E-MRS, Strasbourg (France), Juin 2003.
26. *"Reduction of defect density in structures with InAs-GaAs quantum dots grown at low temperature for 1.55 μm range",* Zakharov N. D., Werner P., Gosele U., Ledentsov N. N., Bimberg D., Cherkashin N. A., Bert N. A., Volovik B. V., Ustinov V. M., Maleev N. A., Zhukov A. E., Tsatsul'nikov A. F., MRS, San-Francisco, USA, Avril 2001.
27. *"High luminescence efficiency from GaAsN layers grown by MBE with RF nitrogen plasma source",* Ustinov V. M., Cherkashin N. A., Bert N. A., Tsatsul'nikov A. F., Kovsh A. R., Jyh-Shang Wang, Li Wei, Chi J. Y., MRS, Boston, USA, Decembre 2001.

28. "*Growth of Self-Organized GaN Nanostructures on Al_2O_3 (0001) by RF MBE",* Mamutin V.V., Vekshin V. V., Jmerik V. V., Ratnikov V. A., Davydov V. Yu., Cherkashin N. A., Ivanov S. V., Pozina G., Bergman P., Monemar B., IPAP Conference Series 1, Tokyo, 2000.

Communications dans des workshops

1. N. Cherkashin, A. Claverie, "Precipitation of H in GaN: defect identification and confinement of vacancy-H precipitates", Workshop 2: Soitec-CEMES-LETI, December 2011, Grenoble, France

2. N. Cherkashin, A. Claverie, "Precipitation under strain: H+ implantation into Si", Workshop 1: Soitec-CEMES-LETI, April 2010, Grenoble, France

E) ENSEIGNEMENT, FORMATION ET DIFFUSION DE LA CULTURE SCIENTIFIQUE

Thèses dirigées

1. (80%) Thèse de François-Xavier Darras (2011-2015), bourse ministérielle (Alain Claverie du CEMES est le co-directeur)

Sujet : «Précipitation et contrainte dans le silicium implanté par hydrogen»

L'objectif de cette thèse était d'identifier les contributions respectives des différents complexes crées par l'implantation d'H et/ou la co-implantation d'H et d'He dans le Si dans la génération de la contrainte et d'étudier l'effet de cette contrainte sur leur précipitation en défauts étendus.

2. (100%) Thèse en co-tutelle de Nabil Daghbouj (2012-2015) en co-direction avec Fnaiech Mustapha du Laboratoire de Physique des solides, Faculté des sciences de Monastir ,Tunis, bourse tunisienne.

Sujet : «Implantation ionique d'hydrogène et d'hélium à basse énergie dans le silicium monocristallin»

L'objectif de cette thèse était l'identification des conditions de co-implantation d'H et d'He et de recuit qui permettent la formation de fissures localisées très proches de la surface (profondeur <100 nm).

Stages dirigés

1. (100%) Nabil Daghbouj (Faculté des sciences de Monastir, Tunis; 4 mois en 2012, stage doctoral). Formation aux techniques des rayons-X, Raman et à l'application des logiciels permettant des simulations de la distribution en fonction de la profondeur des ions implantés.
2. (20%) Amine Belafhaili (LCS, Faculty of Sciences, Mohammed V University, Rabat, Morocco; 2 mois en 2010, stage doctoral). Formation aux techniques du MET appliquées pour l'analyse des défauts étendus.
3. (100%) Robin Cours (UPS de Toulouse, 3 mois en 2008, stage de licence professionnelle). Formation aux techniques de la préparation des échantillons. *Actuellement, assistant-ingénieur au CEMES*.
4. (50%) Fouad Okba (Faculté des Sciences de l'Ingénieur, Département Optique et Mécanique de Précision, Université Ferhat Abbas, Sétif, Algérie, 2 ans (2008-2010), stage doctoral).
   Formation aux techniques du MET appliquées pour l'analyse des défauts étendus. Direction de sa recherche sur le sujet « Co-implantation d'H et d'He dans le Si ».
5. (100%) Amélie Michel (CEMES, 2012-2013, stage-postdoctoral). Direction de sa recherche dans le cadre du projet ANR-MULTISOLSI sur le sujet « Caractérisation structurale des cellules solaires multispectrales sur silicium cristallin »

6. (100%) Maxim Korytov (CEMES, 2013-2016, stage-postdoctoral). Direction de sa recherche dans le cadre du projet NEWLED sur le sujet « Caractérisation structurale des diodes électroluminescentes à base d'InGaN/GaN »
7. (100%) F.-X . Darras (CEMES, 2015, 2 mois, stage-postdoctoral). Direction de sa recherche dans le cadre du projet ANR-MULTISOLSI sur le sujet « Modélisation par FEM des cellules solaires multispectrales sur silicium cristallin »

Organisation de conférences et de workshops

1 .Membre du comité scientifique du Symposium L: Advanced Materials for Microelectronics au congrès international XI Brazilian MRS Meeting (Florianópolis, Brésil) en septembre 2012

2. Organisateur de la réunion scientifique (workshop) dans le cadre du projet Multisolsi (CEMES, Toulouse), 1 jour, 7 personnes en juin 2013

3. Organisateur de la réunion scientifique (workshop) dans le cadre du projet NEWLED (CEMES, Toulouse), 2 jours, 21 personnes en avril 2016

Enseignement

Formation (5 jours en 2010, 5 jours en 2011, 4 personnes) au MET dans le cadre du projet franco-marocain Volubilis (2009-2012), niveau doctorat, au CNRST du Maroc à Rabat.

F) TRANSFERT TECHNOLOGIQUE, RELATIONS INDUSTRIELLES ET VALORISATION

Participant et coordinateur du côté CEMES du Projet Européen NEWLED « Nanostructured Efficient White LEDs based on short-period superlattices and quantum dots » (novembre 2012-2016, 14 participants, 8 pays, le coordinateur est le Prof. Edik Rafailov de l'Université de Dundee, Grande-Bretagne). Le montant total du projet est de 8.4 millions d'euros dont ≅ 500 K euros pour le CEMES.

L'objectif de ce projet est le développement de diodes monolithiques à base de GaN pour l'émission de très efficace et très lumineuse de lumière blanche. La moitié des partenaires est formée d'industriels (OSRAM Opto Semiconductors, M Squared Lasers Ltd, LUX-TSI Limited etc). Dans ce projet, notre rôle consiste à étudier des propriétés structurales (la morphologie des interfaces, la déformation cristalline, la qualité cristalline…) des diodes et des structures de test, ainsi que de proposer des mécanismes pertinents.

Coordinateur (avec Alain Claverie du CEMES) du partenariat entre le CEMES et la société Soitec à Bernin concernant l'optimisation du procédé SmartCut permettant de fabriquer des substrats innovants pour la microélectronique ultime.

6 Publications choisies:

1. **N. Cherkashin**, A. Claverie, *In book: Transmission Electron Microscopy in Micro-nanoelectronics, Chapter: Characterization of Process-Induced Defects*, Publisher: WILEY, ISBN: 9781848213678 Editors: A. Claverie, pp.165-193, 2012.

2. *"Application of the O-lattice theory for the reconstruction of the high-angle near 90 degrees tilt Si(110)/(001) boundary created by wafer bonding",* **N. Cherkashin**, O. Kononchuk, S. Reboh, M. Hytch, **Acta Materialia** 60 (3), 1161-1173, 2012.

3. *"Modelling of point defect complex formation and its application to H+ ion implanted silicon",* **N. Cherkashin**, F.-X. Darras, P. Pochet, S. Reboh, N. Ratel-Ramond, A. Claverie, **Acta Materialia** 99, 187-195, 2015.

4. *"Determination of stress, strain, and elemental distribution within In(Ga)As quantum dots embedded in GaAs using advanced transmission electron microscopy",* **N. Cherkashin**, S. Reboh, M. J. Hÿtch, A. Claverie, V. V. Preobrazhenskii, M. A. Putyato, B. R. Semyagin, V. V. Chaldyshev, **Applied Physics Letters** 102, 173115, 2013.

5. *"Extended defects formation in nanosecond laser-annealed ion implanted silicon"*, Y. Qiu, F. Cristiano, K. Huet, F. Mazzamuto, G. Fisicaro, A. La Magna M. Quillec, **N. Cherkashin**, H. Wang, S.Duguay. & D.-C. Blavette, **Nano Lett.** 14 (4), pp 1769–1775, 2014.

6. *"High current density GaAs/Si rectifying heterojunction by defect free Epitaxial Lateral overgrowth on Tunnel Oxide from nano-seed"*, C. Renard, T. Molière, **N. Cherkashin**, J. Alvarez, L. Vincent, A. Jaffré, G. Hallais, J. P. Connolly, D. Mencaraglia, D. Bouchier, **Scientific Reports** 6, 25328, 2016.