



HAL
open science

Intégration hybride de sources laser III-V sur Si par collage direct et recroissance pour les télécommunications à haut débit

Claire Besancon

► **To cite this version:**

Claire Besancon. Intégration hybride de sources laser III-V sur Si par collage direct et recroissance pour les télécommunications à haut débit. Micro et nanotechnologies/Microélectronique. Université Grenoble Alpes [2020-..], 2020. Français. NNT : 2020GRALT044 . tel-03120971

HAL Id: tel-03120971

<https://theses.hal.science/tel-03120971>

Submitted on 26 Jan 2021

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.

THÈSE

Pour obtenir le grade de

DOCTEUR DE L'UNIVERSITE GRENOBLE ALPES

Spécialité : **Nano Electronique et Nano Technologies**

Arrêté ministériel : 25 mai 2016

Présentée par

Claire BESANÇON

Thèse dirigée par **Jean Decobert** et
codirigée par **Thierry Baron**

préparée au sein du **Laboratoire III-V Lab** et du **Laboratoire des
Technologies de la Microélectronique (LTM-CNRS)**

dans l'**École Doctorale Electronique, Electrotechnique,
Automatique & Traitement du Signal (EEATS)**

Intégration hybride de sources laser III-V sur Si par collage direct et recroissance pour les télécommunications à haut débit

Thèse soutenue publiquement le **11 septembre 2020**
devant le jury composé de :

Mme Anne TALNEAU

Directrice de Recherche – C2N-CNRS (Palaiseau), Rapportrice

M Eric TOURNIE

Professeur – Université de Montpellier (Montpellier), Rapporteur

Mme Isabelle BERBEZIER

Directrice de Recherche – IM2NP-CNRS (Marseille), Présidente de jury

M Frédéric BŒUF

Ingénieur de Recherche – STMicroelectronics (Grenoble), Examineur

M Thierry BARON

Directeur de Recherche – LTM-CNRS (Grenoble), Directeur de thèse

M Jean DECOBERT

Ingénieur de Recherche – III-V Lab (Palaiseau), Encadrant de thèse

M Frank FOURNEL

Ingénieur de Recherche – CEA-LETI (Grenoble), Invité



« Un scientifique dans son laboratoire n'est pas seulement un technicien : c'est aussi un enfant placé devant des phénomènes naturels qui l'impressionnent comme des contes de fées. Nous devons avoir un moyen pour communiquer ce sentiment à l'extérieur, nous ne devons pas laisser croire que tout progrès scientifique se réduit à des machines et des engrenages. »

Marie Curie

Remerciements

Ces premières pages sont pour moi l'occasion de clôturer l'aventure qu'ont été ces trois années de thèse, en remerciant l'ensemble des personnes ayant participé, de près ou de loin, à cette aventure.

Cette thèse a été réalisée au sein du laboratoire III-V lab, GIE commun à Nokia Bell Labs, Thales Research and Technology et le CEA-Leti. Je tiens à remercier Jean-Pierre Hamaide, directeur du III-V lab, pour m'avoir donné l'opportunité d'effectuer mes travaux dans les meilleures conditions. Je remercie également Theodore Sizer, à la tête du laboratoire *Smart Optical Fabric and Devices Research* de Nokia Bell Labs, pour avoir su partager son enthousiasme quant aux résultats obtenus dans le cadre de ces travaux de thèse depuis Murray Hill.

J'adresse mes remerciements sincères à Anne Talneau et Eric Tournié pour avoir accepté d'être mes rapporteurs. Je les remercie pour la qualité de leurs remarques et pour les discussions scientifiques que nous avons eues.

Je remercie chaleureusement Jean Decobert, mon encadrant au III-V Lab. Son expertise en épitaxie, sa capacité à diriger la recherche et sa grande humanité m'ont permis de grandir en tant que jeune chercheuse. Je le remercie infiniment de la confiance qu'il m'a accordée en me laissant une grande marge d'autonomie. Les nombreuses discussions que nous avons eues, tant sur les aspects techniques que sur les voyages, en passant par l'astronomie, ont fait de cette thèse une expérience extrêmement enrichissante... et presque fait rater notre train à Grenoble.

Je souhaiterais remercier mon directeur de thèse, Thierry Baron, qui m'a permis de travailler avec son équipe sur des campagnes de caractérisation STEM/TEM au Laboratoire des Technologies de la Microélectronique à Grenoble. J'en profite pour adresser mes remerciements à Franck Bassani et Sylvain David, pour avoir mené les caractérisations sur mes échantillons et pour avoir contribué aux nombreuses discussions techniques.

J'adresse mes remerciements sincères à Cécilia Dupré qui a joué le rôle d'interface avec les équipes du CEA-Leti. Son dynamisme m'a aidée à créer un cadre pour faire fructifier les échanges entre les équipes du LTM, celles du Leti et celles du III-V Lab. Je tiens également à remercier tout particulièrement Frank Fournel, qui a sans aucun doute été mon mentor sur les techniques de collage. Son expertise et sa pédagogie m'ont permis d'acquérir des connaissances solides, ce qui a donné lieu à des discussions passionnantes sur les explications des phénomènes physiques rencontrés lors de ces travaux de thèse. J'adresse également un grand remerciement à son équipe pour tous les collages effectués. J'en profite pour remercier Viviane Muffato qui a contribué à l'organisation de ces (nombreux !) lots de collage. Enfin, je remercie Christophe Jany qui a toujours partagé son enthousiasme sur les résultats obtenus.

J'ai effectué cette thèse principalement au III-V Lab à Palaiseau entre les différents pôles de compétences du laboratoire : épitaxie, technologie et design/mesure.

A mes chers épitaxieurs : un grand merci. Je tiens tout d'abord à remercier Nicolas Vaissière, accolyte du V5, pour son esprit d'équipe et les échanges scientifiques. Il a su m'épauler tout au long de ces travaux de thèse et a été aux premières loges lors de mes épis lasers sur InPoSi (photo à l'appui) ! Les nombreuses discussions devant le V5 m'ont été précieuses pour gagner en maturité, tant sur le plan scientifique que sur le reste. Je remercie également Arnaud Wilk pour sa bonne humeur et son humour, parfois incompris. *Well done* pour la coordination du projet PICTURE ! Je souhaiterais aussi remercier Olivier Parillaud, Axel Ervigen, Antoine Elias, Jean-Pierre Le Goec, Agnès Chataigner, Cédric Lacam et Florence Martin pour les discussions que nous avons partagées et pour avoir grandement contribué à la bonne ambiance en épitaxie. Un grand merci à la « team d'épitaxieuses » pour l'esprit de sororité :

Carme Gomez, Nadia El Bondry et Tiphaine Cerba. Enfin, je souhaiterais remercier Bruno Gérard pour les échanges que nous avons eus tant sur l'épitanie que sur le collage.

Aux technologues : un grand merci. Je suis très reconnaissante envers Frédéric Pommereau de m'avoir ouvert les portes de la techno. Je le remercie de m'avoir partagé son savoir au cours des discussions que nous avons eues sur le procédé de fabrication des composants. Je remercie chaleureusement Delphine Néel pour avoir endossé le rôle de mentore en techno. Les longues journées passées en salles blanches ont été rendues meilleures grâce à son soutien (mention spéciale pendant la période de Septembre 2019 !). J'adresse mes remerciements sincères à Dalila Make pour sa bonne humeur et son aide, notamment sur les clivages (difficiles !) sur substrat silicium. Je souhaiterais aussi remercier Cosimo Calo pour sa générosité et son partage de connaissances. Enfin, je remercie tous ceux avec qui j'ai eu l'occasion d'échanger en techno: Alexandre Garreau, Jean-François Paret, Michel Garcia, Claire Théveneau, Alexandre Larrue, Bouzid Simozrag, Hervé Bertin, Jorge Pereira, Catherine Fortin, Estelle Derouin, Olivier Patard, Colin Mesmer, Muriel Riet, Virginie Nodjiadjim... Je souhaiterais également adresser mes remerciements à Yves Gourdel pour sa grande sympathie et son adaptabilité hors pair.

Mes remerciements les plus sincères à Giancarlo Cerulo pour son aide, sa patience et pour les nombreuses discussions techniques que nous avons eues. Un grand merci pour la formation sur le banc de mesure, après t'être arraché les cheveux sur la prise des contacts des pavés. Je remercie Christophe Caillaud, avec qui j'ai beaucoup échangé sur les aspects de simulation. Je remercie également Delphine Lanteri pour son aide. Un grand merci à Harry Gariah pour sa sympathie et pour les nombreuses embases. Merci à Alessandro Aimone pour sa bonne humeur et son dynamisme. On se retrouve sur la glace l'hiver prochain pour tenter les JO2024 en duo de patinage artistique.

Je remercie chaleureusement l'équipe de la « Silicon Photonics » : Alexandre Shen, Joan Ramirez, David Bitauld. Je suis profondément reconnaissante que mes travaux de thèse puissent continuer d'évoluer au travers de nos collaborations futures. Merci de faire honneur à la SAG sur InPoSi ! Bien évidemment, un grand merci aux thésards avec qui j'ai beaucoup échangé tant sur le plan technique que sur le reste, autour de quelques bières, quelques cocktails : Antonin Gallet, Hajar Elfaiki, Théo Vérolet et Pierre Fanneau. Je vous souhaite le meilleur pour la suite.

Je souhaiterais adresser mes remerciements à Jean-Luc Reverchon et son équipe. Un grand merci pour avoir cru au potentiel de mes travaux de thèse sur le fameux InPoSi ! Je remercie également les thésards de l'équipe : Grégory Quinchard, Thomas Poletti et Mathurin Lagrée. Merci pour votre bonne humeur et vos énigmes improbables qui m'ont cassé le cerveau en 4. Je remercie Frédéric Van Dijk et son équipe, François Dupont, Sylvain Boust et Yasmine Ibrahim, pour les échanges que nous avons eus. Merci de m'avoir accueillie ponctuellement pour les déjeuners à 11h30 ! Enfin, j'adresse ma gratitude à Pascale Téfaïne et Maryline Beguet, secrétaires hors pair du III-V Lab, pour leur gentillesse et les services rendus. Mention spéciale pendant la période, pas facile, du COVID-19 !

J'adresse mes remerciements à mes amis en dehors du labo. Tout d'abord, à mes amies de très longues dates, qui ont inévitablement partagé cette aventure : Taleesouïs, Cécile, Olivia, Alexandra. A mes amis de lycée : Mathilde, Sarah, Laure, Thomas, Gus, Beaudoin... Bien que, pour certains, nous soyons éparpillés aux 4 coins de la France, voire du monde. Au Chaptal Gang, créée en 2012 et scellé dans l'adversité, dès les premiers TDs du mardi après-midi (vous devinez lesquels). Puis, après la prépa, l'école d'ingénieur... A mes chers amis de promo PNS : un grand merci de m'avoir accueillie à Grenoble pour des sessions snow/ski/raquette dès les premiers flocons. Ce n'est pas parce que la thèse se termine que vous y échapperez les années à venir. A Alexiane, Pauline, Manue, qui avez su m'accueillir à bras ouverts et soutenu pendant le confinement. Je garde le contenu de nos discussions pour nous. A ma team Halloumi vie qui a suivi de très (très !) près la rédaction. Merci de votre soutien infini durant cette période de confinement, et même après. Mes colocos souris s'en souviennent.

Enfin, je souhaiterais adresser ma gratitude éternelle envers mes proches : la Souïs Family. Je vous remercie d'avoir partagé cette aventure à mes côtés... et que l'aventure continue!

Résumé

Ce travail présente une approche d'intégration de semiconducteurs III-V sur silicium. L'objectif est de réaliser des sources laser multi-longueur d'onde émettant en bande C pour les télécommunications optiques à partir d'une croissance épaisse de matériaux III-V sur fine couche d'InP collée sur silicium oxydé (InP-SiO₂/Si = InPoSi).

Afin d'étudier la compatibilité du procédé de collage avec l'élévation en température nécessaire à l'étape de recroissance, de l'ordre de 600°C par MOVPE, une étude de la stabilité en température des substrats InPoSi a été menée. Cette dernière a mis en évidence le délaminage de l'InPoSi avec apparition de "bulles" liée au décollement de la couche d'InP provoqué par la désorption d'hydrogène à 400°C. Une étude de la diffusion latérale de l'hydrogène le long de l'interface de collage a permis de mesurer une longueur de diffusion de l'ordre de 100 µm dans nos conditions expérimentales. Le développement de tranchées de dégazage espacées de 200 µm a ainsi permis d'effectuer la recroissance de matériaux III-V de haute qualité sur InPoSi sans apparition de défektivité de type "bulles" entre ces tranchées.

Par la suite, l'amélioration constante des étapes de préparation des surfaces à coller a permis d'obtenir une qualité de matériau InPoSi optimale pour la recroissance à haute température sans faire appel à des procédés de dégazage. L'étude d'une structure active composée de multipuits quantiques (MQWs) à base de matériaux AlGaInAs a été menée par caractérisation in-situ pendant la croissance sur InPoSi. Par la mesure en temps réel de la courbure du substrat InPoSi à température d'épitaxie, une contrainte thermique de 390 ppm a été quantifiée. Cette dernière est créée par la différence de coefficients d'expansion thermique entre InP et Si. Malgré cette contrainte thermique, la recroissance d'une structure diode laser de 3 µm d'épaisseur de grande qualité cristalline a été démontrée sur InPoSi. Des lasers à contact large basés sur cette structure ont été fabriqués et les performances ont été comparées à celles obtenues pour le même composant fabriqué sur substrat InP pour référence. Des courants de seuil de 0,4 kA/cm² à 20°C en régime pulsé ont été obtenus sur InPoSi. La comparaison des lasers sur InPoSi et InP a montré des courants de seuil, des rendements et une température caractéristique similaires. Ce résultat démontre que la structure épaisse épitaxiée sur InPoSi ne subit pas de dégradation matériau.

Enfin, un nouveau procédé de croissance sélective (SAG : Selective Area Growth) a été développé spécifiquement sur InPoSi. Pour cela, la silice de l'InPoSi est déterrée localement par gravure de la couche d'InP afin d'offrir des surfaces diélectriques de tailles variables pour le procédé SAG. La variation des épaisseurs des puits quantiques obtenus par épitaxie sélective en fonction de la surface des masques permet d'atteindre une très large extension en longueur d'onde de photoluminescence, de 1490 à 1650 nm. En utilisant la SAG, des lasers Fabry-Pérot ont été fabriqués en structure shallow-ridge et des émissions laser couvrant 155 nm d'extension spectrale ont été obtenues. Pour une barrette de 500 µm de long, des courants de seuil en dessous de 30 mA à 20°C ont été obtenus en régime continu pour les lasers en bande C. A 70°C, les courants de seuil demeurent en dessous de 60 mA, ce qui traduit une très bonne tenue en température des lasers. L'ensemble de ces résultats valide la méthode d'intégration de III-V sur silicium.

Mots clés : Epitaxie, MOVPE, III-V/Si, Photonique sur Si, Collage direct, Croissance sélective

Abstract

This thesis focuses on the integration of III-V semiconductors on silicon. The objective is to process multi-wavelength laser sources emitting in the C-band for optical telecommunications. The process is based on the regrowth of a thick III-V structure on a thin InP layer bonded onto an oxidized silicon wafer (InP-SiO₂/Si = InPoSi).

In order to study the bonding process compatibility with high temperature annealing, around 600°C, required for MOVPE growth, a study of the thermal stability behavior of InPoSi substrate was carried out. The latter showed InPoSi delamination with "bubble" appearance due to the debonding of the InP layer caused by hydrogen desorption at 400°C. A study of the hydrogen lateral diffusion along the bonding interface enabled the assessment of a diffusion length of 100 μm. The development of outgassing trenches spaced 200 μm apart has permitted to obtain III-V material of high-quality regrown onto InPoSi without emergence of any void defect between the trenches.

Then, the constant improvement of the preparation steps of the surfaces to be bonded enabled to obtain optimal material quality of InPoSi for regrowth at high temperature without the use of any outgassing method. The study of an active structure composed of AlGaInAs-based multi-quantum wells (MQWs) was carried out during growth on InPoSi. A thermal strain of 390 ppm was assessed at growth temperature thanks to real-time curvature measurement. The latter is due to the difference of thermal coefficients between InP and Si. Despite this thermal strain, the regrowth of a 3 μm-thick laser structure of high crystal quality was successfully obtained on InPoSi. Based on this structure, broad-area lasers were processed and their performance was compared to the ones obtained with the same component made on InP substrate as a reference. Threshold current densities as low as 0.4 kA/cm² at 20°C in pulse regime were obtained on InPoSi. The laser comparison on InPoSi and InP showed that threshold currents, laser efficiency and characteristic temperatures were similar. This result demonstrates that the thick structure grown on InPoSi does not suffer from material degradation.

Finally, a new selective area growth (SAG) process was specifically developed on InPoSi. To do so, the silica from InPoSi was locally digged out by the etching of the InP layer in order to open the variable-sized dielectric surfaces for the SAG process. The thickness variation of the quantum wells obtained by SAG with the masks' dimensions has enabled to obtain a very large photoluminescence wavelength extension, from 1490 to 1650 nm. Shallow-ridge Fabry-Pérot laser arrays were processed using SAG, and laser emissions covering a 155 nm-wide spectral range were successfully obtained. Threshold currents below 30 mA were obtained at 20°C under continuous-wave operation for 500 μm-long bars. At 70°C, threshold currents remain below 60 mA, which shows the high thermal stability of the lasers. Altogether, these results validate the III-V integration process on silicon.

Keywords : Epitaxy, MOVPE, III-V/Si, Si Photonics, Direct bonding, Selective Area Growth

Table des matières

Résumé	i
Abstract	ii
Table des matières	iii
Acronymes	vi
Liste des figures	viii
Liste des tableaux	xvii
Introduction	1
Chapitre 1 L'intégration des matériaux III-V sur Si pour les télécommunications optiques.	7
1.1 L'intégration photonique sur InP pour les télécommunications optiques	8
1.1.1 Préambule : historique de l'intégration photonique	8
1.1.2 Les semiconducteurs III-V	8
1.1.3 L'intégration photonique sur InP	12
1.2 L'intégration III-V sur Si pour les télécommunications optiques	22
1.2.1 Historique de la photonique sur Si	22
1.2.2 Intégration monolithique par croissance directe	22
1.2.3 Intégration hétérogène par collage	36
1.2.4 Intégration hétérogène par collage et recroissance.....	45
1.3 Conclusion	47
Chapitre 2 Etude du comportement à haute température du substrat InP-SiO ₂ /Si	49
2.1 Procédé de fabrication du substrat InP-SiO ₂ /Si	50
2.1.1 Etape 1 : croissance par MOVPE sur substrat InP	50
2.1.2 Etape 2 : préparation des surfaces à coller	52
2.1.3 Etape 3 : collage direct	52
2.1.4 Etape 4 : retrait du substrat InP et de la couche sacrificielle InGaAs	54
2.1.5 Synthèse	54
2.2 Etude de la stabilité en température du collage InP - SiO ₂	55
2.2.1 Etude de la désorption d'hydrogène dans un substrat InP-SiO ₂ /Si	55
2.2.2 Etude de la diffusion latérale d'hydrogène.....	59
2.2.3 Synthèse	60
2.3 Développement de procédés de dégazage	61
2.3.1 Approches développées dans l'état de l'art.....	61

2.3.2	Utilisation de tranchées de dégazage.....	63
2.3.3	Utilisation de cavités de dégazage enterrées	67
2.3.4	Synthèse	69
2.4	Conclusions	70
Chapitre 3	Etude de la recroissance de matériaux à base d'AlGaInAs sur substrat InP-SiO ₂ /Si.....	71
3.1	Introduction	72
3.1.1	Préambule.....	72
3.1.2	Introduction au chapitre	72
3.2	Etude de la recroissance d'une structure active à base d'AlGaInAs sur substrat InP-SiO ₂ /Si.....	73
3.2.1	Préambule.....	73
3.2.2	Caractérisations in-situ pendant la croissance.....	74
3.2.3	Caractérisations ex-situ après la croissance	79
3.2.4	Validation de recroissance sur substrat InP-SOI.....	81
3.2.5	Synthèse	82
3.3	Comparaison de laser à contacts larges sur substrats InP-SiO ₂ /Si et InP.....	83
3.3.1	Préambule.....	83
3.3.2	Design de la structure de comparaison.....	84
3.3.3	Caractérisations de la structure	85
3.3.4	Fabrication des lasers à contact large	89
3.3.5	Evaluation des performances des composants lasers	90
3.3.6	Synthèse	94
3.4	Mise en perspective par rapport à l'état de l'art	94
3.4.1	Structures photoniques basées sur une jonction p-i-n horizontale	95
3.4.2	Structures photoniques basées sur une jonction p-i-n verticale	98
3.4.3	Bilan	101
3.5	Conclusions	102
Chapitre 4	Croissance sélective (SAG) pour la réalisation de sources laser multi-longueur d'onde sur silicium.....	103
4.1	Introduction à la croissance sélective (SAG)	104
4.1.1	Principe de la SAG.....	104
4.1.2	Applications de la SAG.....	105
4.1.3	Synthèse	111

4.2	Développement de la SAG sur substrat InP-SiO ₂ /Si	111
4.2.1	Etat de l'art	111
4.2.2	Développement d'un nouveau procédé pour la SAG au III-V Lab.....	113
4.2.3	Calibrages de structures actives obtenues par SAG	117
4.2.4	Simulations des structures obtenues par SAG.....	121
4.2.5	Synthèse	123
4.3	Fabrication de sources laser multi-longueurs d'onde sur silicium	124
4.3.1	Motivations.....	124
4.3.2	Choix du démonstrateur	125
4.3.3	Procédé de fabrication	125
4.3.4	Caractérisations	132
4.3.5	Synthèse	137
4.4	Conclusions	138
	Conclusion générale	141
	Bibliographie	146
	Valorisation scientifique	157

Acronymes

μDRX	Micro-Diffraction aux Rayons X
μPL	Micro-Photoluminescence
μTP	<i>Micro-Transfer-Printing</i>
AFM	Microscope à Force Atomique
APD	<i>AntiPhase Domain</i>
ART	<i>Aspect Ratio-Trapping</i>
BCB	Benzocyclobutene
BJ	<i>Butt-Joint</i>
BRS	<i>Buried-Ridge Structure</i>
CET	Coefficient d'Expansion Thermique
CMOS	<i>Complementary Metal Oxide Semiconductor</i>
C-TLM	<i>Circular Transmission Line Model</i>
CWDM	<i>Coarse Wavelength Division Multiplexing</i>
DBR	<i>Distributed Reflector</i>
DFB	<i>Distributed Feedback</i>
DML	<i>Directly Modulated Laser</i>
ECCI	<i>Electron channelling contrast imaging</i>
ELOG	<i>Epitaxial Lateral OverGrowth</i>
EML	<i>Electro-absorption Modulated Laser</i>
FP	Fabry-Pérot
FWHM	<i>Full Width at Half Maximum</i>
GaAs	Arséniure de Gallium
GaN	Nitride de Gallium
GaP	Phosphure de Gallium
GSMBE	<i>Gas Source Molecular Beam Epitaxy</i>
HF	Acide Fluorhydrique
HP	Hewlett-Packard
HRXRD	Diffraction aux Rayons X à Haute Résolution

IC	<i>Integrated Circuit</i>
InP	Phosphure d'Indium
InPoSi	InP-SiO ₂ /Si
LTM	Laboratoire des Technologies de la Microélectronique
MBE	<i>Molecular Beam Epitaxy</i>
MEB	Microscopie Electronique à Balayage
MOVPE	<i>MetalOrganic Vapor Phase Epitaxy</i>
MQW	<i>Multiple Quantum Well</i>
NTT	Nippon Telecom Telegraph
PIC	<i>Photonic Integrated Circuit</i>
PL	Photoluminescence
QD	<i>Quantum Dot</i>
RMS	<i>Root Mean Square</i>
RX	Rayon X
SAG	<i>Selective Area Growth</i>
SCH	<i>Separate Confinement Heterostructure</i>
SIBH	<i>Semi-Insulating Buried Heterostructure</i>
SOA	<i>Semiconductor optical amplifier</i>
SOI	<i>Silicon-On-Insulator</i>
STEM	<i>Scanning Transmission Electron Microscopy</i>
TASE	<i>Template-assisted selective epitaxy</i>
TEM	<i>Transmission Electron Microscopy</i>
TLM	<i>Transmission Line Model</i>
UCSB	<i>University College of Santa Barbara</i>
VOC	<i>Vertical Outgassing Channel</i>
VPD	<i>Vapor Phase Diffusion</i>
XRD	Diffraction aux Rayons X

Liste des figures

Figure 0.1 Principe de la transmission d'informations par fibre optique	1
Figure 0.2 Atténuation dans une fibre optique en fonction de la longueur d'onde du signal transmis ..	2
Figure 0.3 Technologie de multiplexage en longueur d'onde (Wavelength Division Multiplexing : WDM)	3
Figure 0.4 Analyse de la croissance du trafic de données du réseau central entre la fin des années 1990 et la prédiction faite pour 2020 [11].	4
Figure 0.5 Intégration III-V sur Si : (a) par croissance directe ; (b) par collage.	5
Figure 1.1 Schéma de la structure cristalline zinc-blende : (a) cas du silicium; (b) cas des semiconducteurs III-V (sauf composés à base d'azote)	9
Figure 1.2 Structures de bande avec l'énergie de gap (E_g) indiquée en rouge : (a) cas du Si avec un gap indirect ; (b) cas de l'InP avec un gap direct	9
Figure 1.3 Energie de gap en fonction du paramètre de maille pour différentes familles de semiconducteurs III-V [28]	10
Figure 1.4 Diagramme de bande d'une structure à base de MQWs en AlGaInAs (gauche) et en InGaAsP (droite) [34]	11
Figure 1.5 Triangle de composition du système AlGaInAs permettant de définir les lignes iso-contrainte (bleu) et les lignes iso-gap (rouge) [39]	12
Figure 1.6 Schéma d'une jonction p-i-n verticale polarisée	13
Figure 1.7 Principe de la croissance Butt-Joint vu de dessus (haut) et vu en coupe (bas) : (a) croissance d'une structure verticale composée d'une première zone active à base de MQW ; (b) Gravure partielle de la structure verticale ; (c) Recroissance d'une structure verticale composée d'une seconde zone active à base de MQW	14
Figure 1.8 Observations au Microscope Electronique à Balayage (MEB) de deux exemples de croissance Butt-Joint réalisés au III-V Lab : (a) Exemple n°1 avec gravure non optimisée et discontinuité de la reprise de croissance à l'interface; (b) Exemple n°2 avec conditions de gravure et recroissance optimisée	14
Figure 1.9 Principe de la croissance sélective (SAG) vu de dessus (haut) et vu en coupe (bas) : (a) Dépôts de paires de masques diélectriques de largeurs variables suivant la direction du guide ; (b) SAG de structures actives à base de MQWs d'épaisseurs variables	15
Figure 1.10 Observation au microscope de la SAG réalisée sur trois sections de zones actives destinées à réaliser un PIC composé d'une diode, d'un laser et d'un modulateur	16
Figure 1.11 Description des différentes géométries de guide d'onde : (a) ruban shallow-ridge ; (b) ruban deep-ridge ; (c) ruban enterré	17
Figure 1.12 Simulations de mode optique réalisées sur ALCOR dans le cadre des travaux de thèse de D. Carrara [47] @1,55 μm : (a) Ruban shallow-ridge ; (b) Ruban deep-ridge ; (c) Ruban enterré	17
Figure 1.13 Croissance et structuration du ruban III-V sur substrat InP : (a) Ruban en shallow-ridge ; (b) Ruban en deep-ridge	18
Figure 1.14 Structure de ruban BRS : (a) Schéma de la structure faisant appel à deux étapes d'épitaxie, une étape de gravure et une étape d'implantation ionique ; (b) Observation au Microscope Electronique à Balayage (MEB) d'une structure BRS réalisée au III-V Lab	19
Figure 1.15 Structure du ruban SIBH : (a) Schéma de la structure faisant appel à 3 étapes d'épitaxie et une étape de gravure du ruban ; (b) Observation au Microscope Electronique à Balayage (MEB) d'une structure SIBH réalisée au III-V Lab	19
Figure 1.16 Extraits des travaux effectués dans le cadre de la thèse de G. Binet [37] : (a) Image prise au microscope du PIC avec un laser, un modulateur et un guide passif ; (b) Section du composant laser	

ayant vu étapes d'épitaxie ; (c) Mesure de la bande passante pour différents courants de polarisation du DML	20
Figure 1.17 Hétéroépitaxie d'une couche au paramètre de maille notée a_{couche} sur un substrat dont le paramètre de maille est noté a_{substrat} : (a) cas où $a_{\text{couche}} > a_{\text{substrat}}$: contrainte en compression ; (b) cas où $a_{\text{couche}} < a_{\text{substrat}}$: contrainte en tension	23
Figure 1.18 Observation des dislocations au Microscope Electronique en Transmission (STEM) générées lors d'une croissance GaAs sur Si [56]	24
Figure 1.19 Observations au microscope de la surface d'une couche de GaAs épitaxiée sur Si [63]: (a) avec une couche de GaAs de 3,8 μm d'épaisseur ; (b) avec une couche de GaAs de 8,1 μm d'épaisseur	25
Figure 1.20 Principe de la formation des parois d'antiphase (APD) [64] : (a) Cas idéal où la couche de Si est plane : l'épitaxie se déroule par dépôt successifs d'atomes III et d'atomes V ; (b) Cas réel où la couche de Si est constituée de marche atomique : le dépôt successif conduit à la formation de liaison III-V dans cet exemple : formation de APD	26
Figure 1.21 Observation au MEB de la surface d'une couche de GaAs épitaxiée sur Si faisant apparaître des défauts de type APD [65]	26
Figure 1.22 Caractérisations d'une structure à base de MQWs en Ga(NAsP)/GaP épitaxiée sur substrat GaP [70]: (a) Profils de diffractions aux rayons X (DRX) ; (b) Mesure de photoluminescence.....	27
Figure 1.23 Caractérisations d'un laser à contact large basé dont la structure active est composé de MQWs en Ga(NAsP)/(BGa)(AsP) sur substrat Si [71]: (a) : Observation d'une coupe de la zone active (haut) et de l'interface de recroissance (bas) ; (b) Puissance en fonction du courant en régime pulsé obtenue pour différentes températures	28
Figure 1.24 Images prise par « electron channel contrast » (ECCI) extraites de [60]: (a) Surface d'une couche de GaAs épitaxiée sur Si ; (b) Surface d'une structure à base de QDs épitaxiée sur Si ; (c) Signaux de photoluminescence obtenus pour la structure à base de QDs épitaxiée sur substrat Si (rouge) et sur substrat GaAs (noir)	29
Figure 1.25 Figures extraites de [83]: (a) Structure du laser accordable sur Si ; (b) Spectres obtenus pour les 37 canaux couvrant une gamme spectrale de 16 nm.....	30
Figure 1.26 Stratégies de couplage III-V/Si avec buffer III-V épais extraites de [85]: (a) Butt-coupling ; (b) Couplage evanescent avec guide III-V	31
Figure 1.27 Travaux réalisés par B. Shi <i>et. al</i> sur la croissance de structures à base de MQWs à l'accord de maille sur InP sur substrat Si(001) [89] : (a) Description de la structure du template InP-Si sur lequel la croissance des structures actives a été réalisée ; (b) Coupe de la structure observée au STEM ; (c) Signaux de photoluminescence des MQWs en InGaAsP épitaxiés sur InP-Si (rouge) et sur InP pour référence (bleu) ; (d) Caractéristiques obtenues en pulsé (trait plein) et en continu (trait pointillé) à 15°C du laser épitaxié sur InP-Si et sur InP pour référence	32
Figure 1.28 Principe de la croissance par « Aspect Ratio Trapping » [58]	33
Figure 1.29 Principe de la croissance trapézoïdale [93]	33
Figure 1.30 Réalisation de lasers Fabry-Pérot (FP) à partir d'une structure III-V en InP/InGaAs épitaxiée sur Si [93] : (a) Croissance trapézoïdale de la structure III-V ; (b) Procédé de fabrication des lasers FP ; (c) Emission laser à 1500 nm à 300 K par pompage optique	33
Figure 1.31 Principe de la croissance latérale (ELOG) par « Template-Assisted Selective Epitaxy » (TASE) [58] : (a) Fabrication d'une fine cavité en diélectrique (ou « template ») qui recouvre une partie du Si provenant du SOI et une partie du futur matériau III-V en croissance sur la facette (111) exposée du Si; (b) Retrait de la cavité en diélectrique après croissance du matériau III-V par ELOG	34
Figure 1.32 Fabrication de diode en InGaAs sur substrat SOI par méthode TASE [95] : (a) Croissance de la jonction p-i-n à base de matériau en InGaAs le long du « template » en forme de croix en SiO ₂ ; (b) Dépôt des contacts métalliques.....	34
Figure 1.33 Collage par wafer-bonding d'une plaque 4 pouces sur un wafer SOI de 200 mm réalisé au CEA-Leti	37

Figure 1.34 Intégration III-V sur Si par wafer-bonding développée au III-V Lab : (a) Epitaxie des structures p-i-n inversée sur substrat InP ; (b) Fabrication des SOI avec fonctions passives au CEA-Leti en 200 mm ; (c) Collage direct ; (d) Retrait des substrats InP ; (e) Structure finale III-V/Si ; (f) Fabrication des composants en structures shallow-ridge et observation d'une facette d'un composant au MEB ; (g) Simulation Fimmwave du mode hybridé.....	38
Figure 1.35 Travaux réalisés par H. Elfaiki extraits de [100] sur le laser accordable III-V/Si : (a) Section de couplage entre le guide III-V et le guide Si ; (b) PIC III-V/Si du laser accordable ; (c) Accordabilité du spectre obtenu en chauffant qu'un seul des anneaux (R_i) ; (d) Caractéristiques P-I du laser accordable.....	39
Figure 1.36 Travaux réalisés par A. Gallet extraits de [102] sur le laser DFB III-V/Si : (a) Structure du laser DFB ; (b) Spectre obtenu pour différents courants d'excitation ; (c) Diagramme de l'œil à 25 Gb/s obtenu pour différentes distances.....	39
Figure 1.37 Collage par die-bonding réalisé par le CEA-Leti [103].....	40
Figure 1.38 Intégration III-V sur Si par die-bonding [99]: (a) trois épitaxies différentes sont réalisées sur trois substrats InP différents et des dies sont extraits ; (b) Fabrication du substrat SOI contenant les fonctions passives ; (c) Collage direct de la structure ; (d) Retrait du substrat InP ; (e) Exemple de lasers fabriqués par die-bonding.....	40
Figure 1.39 Photographie de la puce de l'émetteur fabriquée à partir d'une intégration III-V sur Si par die bonding [104].....	41
Figure 1.40 Principe du micro-transfer-printing [108].....	42
Figure 1.41 Procédé technologique pour le μ TP [108]: (a) Epitaxie d'une structure III-V avec couche sacrificielle (ou « release layer ») sur substrat InP ; (b) Fabrication du composant photonique ; (c) Accroche du composant ; (d) Gravure sélective de la couche sacrificielle ; (e) Transfert du composant sur le tampon ; (f) Collage du composant sur le substrat SOI.....	42
Figure 1.42 Image microscopique du composant FP réalisé sur SOI avec la partie guide III-V et la partie guide [109].....	43
Figure 1.43 Laser accordable III-V/Si intégré par μ TP [108]: (a) Schéma du composant avec une zone de gain en III-V et des fonctions passives (réflecteur, filtre vernier) en Si ; (b) Spectres obtenus pour les différents canaux montrant une accordabilité de 48 nm.....	43
Figure 1.44 Filière d'intégration par collage direct et recroissance : (a) Epitaxie d'une couche d'InGaAs suivie d'une couche d'InP sur substrat InP; (b) Fabrication des SOI avec fonctions passives au CEA-Leti en 200 mm. ; (c) Collage direct ; (d) Retrait des substrats InP ; (e) Nouveau substrat InP-SOI; (f) Intégration de plusieurs zones actives par croissance BJ (gauche) ou par SAG (droite) ; (g) Fabrication d'un laser enterré en SIBH.....	46
Figure 1.45 Description du véhicule test pour la suite de ces travaux de thèse : substrat InP-SiO ₂ /Si (InPoSi).....	46
Figure 2.1 Description globale du procédé de fabrication du substrat InPoSi : (a) Etape 1 : croissance par MOVPE de la couche d'InGaAs sacrificielle suivie de la couche d'InP de collage ; (b) Etape 2 : préparation des surfaces à coller; (c) Etape 3 : collage direct avec un substrat Si oxydé thermique ; (d) Etape 4 : retrait de substrat InP ainsi que la couche InGaAs.....	50
Figure 2.2 Description de l'étape 2 : traitements hydrophiles appliqués sur les deux surfaces à coller, nettoyage surfacique à l'acide fluorhydrique (HF) (sauf sur le SiO ₂) et exposition ozone puis plasma d'oxygène.....	52
Figure 2.3 Mécanisme de collage SiO ₂ -Si : (a) Préparation chimique pour rendre les surfaces hydrophiles ; (b) Présence de monocouches d'eau à l'interface de collage ; (c) Oxydation du silicium à partir de 150°C.....	53
Figure 2.4 Mécanisme de collage InP-SiO ₂ : (a) Préparation pour rendre les surfaces hydrophiles ; (b) Présence de monocouches d'eau à l'interface de collage ; (c) Recuit de l'ensemble à 300°C, oxydation du film InP et hydrolyse de la silice.....	54
Figure 2.5 Photographies prises durant l'étape 4: (a) Avant retrait de substrat ; (b) Après retrait de substrat.....	54

Figure 2.6 Photographies au microscope optique interférométrique de la surface InPoSi : (a) après épitaxie ; (b) après recuit d'épitaxie	56
Figure 2.7 Signal de photoluminescence mesuré à température ambiante hors d'une bulle (courbe verte) et à l'intérieur d'une bulle (courbe rouge).....	56
Figure 2.8 Coupe TEM de l'interface de collage (a) après recuit d'épitaxie ; (b) avant recuit d'épitaxie, à un instant t_0 ; (c) $t_0 + 10s$; (d) $t_0 + 20s$	57
Figure 2.9 Images prises au microscope optique interférométrique de la surface du substrat InPoSi : (a) après recuit à 350°C sous phosphine ; (b) après recuit à 400°C sous phosphine	57
Figure 2.10 Hypothèses explicatives du phénomène d'apparition de bulles à l'interface de collage InP-SiO ₂ à haute température	58
Figure 2.11 (a) Protocole expérimental de l'étude cinétique de diffusion d'hydrogène comprenant deux plateaux de recuit en dessous puis au-dessus de la température à laquelle les bulles apparaissent ; (b) Résultats expérimentaux de la longueur de diffusion en fonction du temps de recuit de diffusion	60
Figure 2.12 Configuration de collage InP-SOI avec VOCs développée par l'équipe de J. Bowers [120]	61
Figure 2.13 Images extraites de [127] montrant la morphologie InP-Si avec VOCs : (a) avant recuit ; (b) après recuit d'épitaxie	62
Figure 2.14 Description de l'approche adoptée par UCSB extraite de la référence [127]	62
Figure 2.15 Graphique extrait de la référence [126] montrant la surface occupée par les bulles en fonction de la rampe en température de recuit de collage	63
Figure 2.16 Procédé de fabrication des tranchées de dégazage: (a) Substrat InPoSi; (b) Gravure chimique de l'InP par HCl:H ₃ PO ₄ ; (c) Gravure chimique du SiO ₂ par HF dilué de la couche de silice ; (d) Recuit à haute température et diffusion de l'hydrogène le long de l'interface de collage par les tranchées de dégazages.....	64
Figure 2.17 Photographies au microscope optique par interférométrie de la surface du substrat InPoSi avec 200 nm de silice à l'interface de collage après recuit d'épitaxie : (a) avec tranchées de dégazages (b) sans tranchées de dégazages	65
Figure 2.18 Coupes STEM de l'échantillon InP collé sur silicium entre des tranchées de dégazages : (a) avec le procédé de fabrication décrit en Figure 2.16 ; (b) avec le procédé de fabrication décrit en Figure 2.19	65
Figure 2.19 Nouveau procédé de fabrication des tranchées de dégazage: (a) Substrat InPoSi avec couche InGaAs sacrificielle comme couche de protection; (b) Gravure chimique de l'InGaAs par H ₃ PO ₄ :H ₂ O ₂ :H ₂ O; (c) Gravure chimique de l'InP par HCl:H ₃ PO ₄ ; (d) Gravure chimique du SiO ₂ par BOE de la couche de silice ; (e) Gravure de la couche de protection en InGaAs	66
Figure 2.20 Coupe TEM de l'échantillon après la recroissance de matériaux III-V prélevée entre les tranchées de dégazages espacées de 200 μ m avec le nouveau procédé de fabrication décrit en Figure 2.19	67
Figure 2.21 Procédé de fabrication des cavités verticales de dégazage (VOCs) dans la configuration de collage InP - SiO ₂ : (a) Dépôt de quelques nanomètres de silice sur substrat silicium ; (b) Gravure de la couche de silice et du silicium dans les cavités ; (c) Gravure de la couche de silice par voie chimique ; (d) Formation de 200 nm de silice thermique ; (e) Collage direct avec l'empilement InP/InGaAs/InP ; (f) Retrait de substrat InP et de la couche sacrificielle en InGaAs	67
Figure 2.22 Image prise au microscope optique de la surface du substrat InPoSi après fabrication de VOCs enterrés	68
Figure 3.1 Description des structures tests de recroissance composées de 8 MQWs à base d'AlGaInAs encapsulée par deux couches d'InP : (a) sur substrat InPoSi ; (b) sur substrat InP (référence)	74
Figure 3.2 Réacteur Showerhead Aixtron muni d'ouvertures permettant d'effectuer des mesures de réflectivité et de courbure durant la croissance grâce à l'instrument Laytec EpiCurve TT se trouvant sur le haut du réacteur (capacité : 6x2 pouces, 3x3 pouces 1x4 pouces) : (a) réacteur ouvert ; (b) réacteur fermé.....	75

Figure 3.3 Schéma explicatif des différentes techniques de caractérisation in-situ : mesure du signal de réflectivité à trois longueurs d'onde (405 nm, 633 nm et 950 nm) et mesure de la courbure relative $\Delta 1R$ (négative pour une contrainte en compression, positive pour une contrainte en tension).....	75
Figure 3.4 Schéma explicatif de la contrainte thermique induite sur InPoSi à température d'épitaxie	76
Figure 3.5 Mesure de courbure pendant la croissance sur substrat InPoSi (bleu) et sur substrat InP (rouge).....	77
Figure 3.6 Epaisseur critique en fonction de la contrainte	78
Figure 3.7 Signaux de réflectivité mesurés pendant la croissance sur InPoSi (bleu) et sur InP (rouge) à : (a) 405 nm ; (b) 950 nm.....	78
Figure 3.8 Surface de l'échantillon InPoSi après croissance analysée au Microscope à Force Atomique	79
Figure 3.9 Etude d'une coupe représentant la structure épitaxiale de MQWs sur InPoSi selon l'orientation (100) réalisée au LTM: (a) Etude STEM ; (b) Etude TEM localisée sur la zone MQW..	79
Figure 3.10 Caractérisations réalisées sur InPoSi (bleu) et sur la référence InP (rouge) : (a) Diffractogrammes mesurés par HRDRX ; (b) Signaux de photoluminescence	80
Figure 3.11 Cartographie du signal de photoluminescence sur une zone de 100 x 100 μm^2 sondée sur InPoSi : (a) Intensité ; (b) Largeur à mi-hauteur (FWHM).....	80
Figure 3.12 Schéma explicatif de la validation de croissance : (a) sur InPoSi ; (b) sur InP-SOI avec une configuration de collage classique dans notre plateforme III-V sur Si hybride	81
Figure 3.13 : Photographies (a) avant croissance ; (b) après croissance sur InP-SOI ; (c) après croissance et nettoyage des dépôts III-V sur SOI	81
Figure 3.14 Caractérisations après croissance sur substrats InP-SOI et InP (référence) : (a) Diffractogrammes HRDRX ; (b) Spectres de photoluminescence.....	82
Figure 3.15 Design classique d'une diode p-i-n verticale réalisé au III-V Lab.....	83
Figure 3.16 Rapport entre le confinement optique dans la zone active (Γ_{MQW}) et le confinement dans la couche de silice (Γ_{SiO_2}) en fonction de l'épaisseur de la couche InP:n.....	84
Figure 3.17 Description de la structure laser : (a) épitaxiée sur substrat InPoSi ; (b) épitaxiée sur substrat InP pour référence	85
Figure 3.18 Mesures in-situ réalisées pendant la croissance de la structure laser sur InPoSi (bleu) et sur InP (rouge) : réflectances (a) à 950 nm, (b) 633 nm et (c) 405 nm ; (d) Courbure	86
Figure 3.19 Caractérisations réalisées sur InPoSi après croissance de la structure laser : (a) image AFM de la surface de l'échantillon ; (b) Signal de photoluminescence normalisé sur InPoSi (bleu) et sur la référence sur InP (rouge).....	87
Figure 3.20 Coupe transversale de la structure laser en croissance sur InPoSi analysée au STEM selon l'axe (100) réalisée au LTM.....	87
Figure 3.21 Etude de la qualité matériau en fonction de la contrainte sur substrat InP : (a) Structure test ; (b) Diffractogrammes des différentes structures en InGaAs de 3 μm épitaxiées sur substrat InP	88
Figure 3.22 Procédé de fabrication des lasers à contact large : (a) Croissance par MOVPE de la structure laser ; (b) Dépôt de métal (Pt/Au) et lift-off d'un motif de 50 μm de large ; (c) Gravure sélective par $\text{H}_3\text{PO}_4:\text{H}_2\text{O}_2:\text{H}_2\text{O}$ de la couche d'InGaAs ; (d) Gravure sélective par $\text{HCl}:\text{H}_3\text{PO}_4$ de la couche d'InP ; (e) Gravure sélective des SCH et des MQWs à base d'AlGaInAs par $\text{H}_3\text{PO}_4:\text{H}_2\text{O}_2:\text{H}_2\text{O}$; (c) Dépôt métallique Ti/Pt/Au puis lift-off d'un motif de largeur 30 μm	89
Figure 3.23 (a) Photographie des structures après fabrication et avant clivage des lasers à contact large ; (b) Observation au MEB en vue tiltée d'un composant laser à contact large fabriqué sur InPoSi.....	90
Figure 3.24 Schéma vue de dessus des motifs C-TLM espacés des distances (s_i) permettant d'extraire la résistivité de la couche dopée d'étude	91
Figure 3.25 (a) Mesures C-TLM réalisées à partir de la structure épitaxiée sur InPoSi ; (b) Température relevée par pyrométrie à la surface des substrats InPoSi (bleu) et InP (rouge) pendant la croissance de la structure laser	91

Figure 3.26 Photographies du montage de mesure des barrettes de lasers à contact large : (a) configuration de mesure avec détecteur large en sortie de facette clivée ; (b) vue du dessus de la barrette à la loupe binoculaire	92
Figure 3.27 Caractéristique de puissance de sortie en fonction de la densité de courant injecté à 20°C pour le laser sur substrats InPoSi (trait plein) et InP (trait en pointillé).....	93
Figure 3.28 Caractéristique en température: (a) Courbe de puissance de sortie en fonction de la densité de courant injecté sur InPoSi à 20°C, 30°C, 40°C et 50°C ; (b) Comparaison des logarithmes de densités de courant de seuil en fonction de la température pour le laser sur InPoSi (bleu) et le laser sur InP (rouge)	93
Figure 3.29 Schéma des deux filières d'injection pour la réalisation de composants photoniques : (a) filière basée sur l'injection verticale avec une structure p-i-n épaisse de quelques micromètres ; (b) filière basée sur l'injection horizontale avec une structure p-i-n épaisse de quelques centaines de nanomètres	95
Figure 3.30 Effet d'un recuit d'épitaxie sur une structure III-V/Si en fonction de l'épaisseur totale de matériau III-V notée d [130]: Signal de photoluminescence avant recuit (traits pleins) et après recuit d'épitaxie (traits pointillés)	96
Figure 3.31 Procédé de fabrication du « laser membrane » développé par les équipes de NTT extrait de [142] : (a) Collage direct de la structure active composée de MQWs à base de matériau InGaAsP ; (b) Retrait du substrat et de la couche sacrificielle en InGaAs ; (c) Gravure des rubans ; (b) Reprise d'épitaxie à base de matériau InP pour enterrer le laser ; (c) Diffusion de Zn et implantation de Si ; (d) Couche réseau en SiN et dépôt des électrodes métalliques	96
Figure 3.32 Caractéristiques L-I-V du laser extraite de [143].....	97
Figure 3.33 Procédé de fabrication développé par les équipes d'IBM Zurich extrait de [144] : (a-b) Collage direct de structure active composée de MQW à base d'AlGaInAs ; (c) Gravure du ruban III-V ; (d) Epitaxie sélective de la couche d'InP:n ; (e-f) Epitaxie sélective de la couche d'InP:p et d'InGaAs:p+ ; (g-h) Encapsulation par de la silice et métallisation des contacts	97
Figure 3.34 Extrait des travaux des équipes de l'Université Sophia [140]: (a) Structure laser épitaxiée sur InP/Si ; (b) Signal de photoluminescence de la structure sur InP/Si (rouge) en comparaison avec celui obtenu sur InP (noir).....	98
Figure 3.35 Courbes extraites de [140] : (a) Caractéristiques J-L obtenues pour le laser issu de la structure épitaxiée sur InP/Si ; (b) Densité de courant de seuil en fonction de la température pour les lasers épitaxiés sur InP et InP/Si respectivement référencés comme InP(MQW) et InP/Si(MQW)	99
Figure 3.36 Travaux extraits de [146] : (a) Structure épitaxiée sur InP-Si ; (b) Signal de photoluminescence de la structure épitaxiée sur InP-Si (rouge) et sur InP (bleu).....	100
Figure 3.37 Mesures de diffraction aux rayons X réalisées sur la structure épitaxiée sur le substrat collé (rouge) et la référence sur InP (bleu) [146]	100
Figure 3.38 Travaux extraits de [146] : (a) Schéma du laser Fabry-Pérot ; (b) Caractéristiques P-I en température et en régime pulsé ; (c) Caractéristiques P-I en température et en régime continu	101
Figure 4.1 Schéma explicatif du principe de la croissance sélective (SAG) : (a) Diffusion des espèces en phase gaz ; (b) Couche épitaxiée avec différentielle d'épaisseur en fonction de la distance au masque; (c) Cas pratique : substrat recouvert de deux masques en SiO ₂ de largeur W_m , espacés de la distance W_o ; (d) Cas pratique : SAG de matériau à base de MQWs	104
Figure 4.2 Croissance sélective (SAG) en pratique à l'échelle: (a) Croissance de la zone active par SAG ; (b) Recroissance InP:p après définition des rubans au milieu de la zone entre les masques; (c) Zoom sur le ruban enterré	105
Figure 4.3 (a) Principe de l'intégration longitudinale obtenue par SAG : selon la direction x , l'épaisseur et la longueur d'onde sont fixées par la largeur W_m ; (b) Exemple d'intégration longitudinale réalisée sur substrat InP avec une section diode, une section laser et une section modulateur	106
Figure 4.4 Exemple d'implémentation de masques avec transition introduite par la courbure des masques : section modulateur (EAM), section amplificateur (SOA) et section passif [39].....	106

Figure 4.5 (a) Principe de l'intégration transversale obtenue par SAG : selon la direction y , pour un canal donné, l'épaisseur et la longueur d'onde sont fixés par la largeur du masque W_m ; (b) Exemple d'intégration transversale réalisée sur substrat InP	107
Figure 4.6 Signaux de photoluminescence obtenus par SAG sur InP [45].....	108
Figure 4.7 Principe de la SAG appliqué au système CWDM (exemple avec 4 canaux).....	109
Figure 4.8 Exemple d'un CWDM obtenu sur InP fabriqué au III-V Lab extrait de [153]	109
Figure 4.9 Transition d'indice d'une zone 1 vers une zone 2 : (a) par SAG ; (b) par croissance Butt-Joint	110
Figure 4.10 Figure extraite de [154] explicitant la configuration de narrow-stripe SAG.....	111
Figure 4.11 Extraits de l'étude menée par l'équipe de l'Université Sophia [154] : (a) Observation de la coupe d'un ruban obtenu par narrow-stripe SAG proche du grand masque ; (b) loin du grand masque ; (c) Extension en longueur d'onde en fonction de la distance au grand masque.....	112
Figure 4.12 Figures extraites de [155] : (a) Procédé SAG appliqué au substrat InPoSi ; (b) Spectres des lasers obtenus pour les 8 canaux obtenus par SAG ; (c) Signaux en photoluminescence des structures obtenues par SAG.....	113
Figure 4.13 SAG appliquée sur InPoSi: (a) procédé traditionnel par dépôt de masques diélectriques ; (b) nouveau procédé développé dans le cadre de ces travaux de thèse avec déterrement de zones diélectriques du substrat InPoSi	113
Figure 4.14 Preuve du concept du nouveau procédé pour la SAG développé dans le cadre de ces travaux de thèse : (a) Structure de test comprenant une ouverture faisant apparaître le SiO_2 du substrat InPoSi ; (b) Mesures effectuées le banc Horiba-Labram du signal de photoluminescence effectuées à plusieurs distances de l'ouverture agissant comme masque	114
Figure 4.15 Nouveau procédé de fabrication développé dans le cadre de ces travaux de thèse : (a) substrat InPoSi avec couche d'InGaAs protectrice ; (b) Gravure sélective de la couche en InGaAs par solution de $H_3PO_4:H_2O_2:H_2O$; (c) Gravure sélective de la couche en InP par solution $HCl:H_3PO_4$; (d) Gravure de la couche protectrice en InGaAs avant la SAG	115
Figure 4.16 Extrait de [37] : Cartographie du signal de photoluminescence d'une structure à base de MQWs épitaxiée par SAG où le masque sélectif est définie : (a) par gravure sèche ; (b) par gravure humide	115
Figure 4.17 Croissance d'une structure III-V épaisse par SAG: (a) par le procédé traditionnel, ce qui entraîne de surcroissance et un recouvrement des masques ; (b) par le nouveau procédé	116
Figure 4.18 Structure de calibration pour la SAG sur InPoSi	117
Figure 4.19 Mesure de μDRX sur la structure de calibration obtenue par SAG sur InPoSi : (a) La zone d'analyse empiète sur les zones adjacentes qui viennent perturber la mesure dans la zone centrale; (b) La zone d'analyse, dégagée des couches périphériques, ne "voit" que le matériau utile dans la zone centrale	118
Figure 4.20 Structure finale de calibration de la SAG sur InPoSi après gravure des zones hors SAG	118
Figure 4.21 Configuration de mesure en μDRX : (a) Schéma du montage expérimental ; (b) Aperçu de ce qui est observé à la caméra sur l'échantillon de calibration de la SAG sur InPoSi avec les différentes zones SAG à analyser.....	119
Figure 4.22 Mesures en configuration μDRX effectuées sur l'échantillon de calibration SAG sur InPoSi : (a) Diffractogrammes obtenus pour des masques de différentes largeurs (W_m) ; (b) Epaisseur de la période (puits + barrière) mesurée à partir des périodes de pics satellites en fonction des masques de différentes largeurs (W_m).....	119
Figure 4.23 Configuration de mesure de μPL au III-V Lab : (a) Photographie du montage avec les optiques permettant de focaliser le faisceau du laser d'excitation à 1064 nm à la surface de l'échantillon ; (b) Aperçu de ce que l'on observe à la caméra lors de la mesure de μPL avec la taille de la zone d'analyse lorsque la focalisation x100 est utilisée.....	120
Figure 4.24 Signaux de photoluminescence obtenus en configuration μPL pour les structures obtenues avec masques de différentes largeurs (W_m).....	120

Figure 4.25 Données obtenues expérimentalement (rouge) et par simulation (bleu) : (a) épaisseur de la période puit+barrière en fonction de la largeur des masques (W_m); (b) longueur d'onde de photoluminescence de la zone active	122
Figure 4.26 Approche d'intégration de lasers hybride sur SOI développée par Intel [99]: (a) Die bonding de structures III-V sur SOI et retrait des substrats InP; (b) Fabrication collective des lasers ; (c) Emission laser des canaux (ici 4) en régime continu	124
Figure 4.27 Description du démonstrateur pour l'intégration de la SAG sur InPoSi : lasers FP en structure shallow-ridge	125
Figure 4.28 Description des grandes étapes de fabrication des lasers FP basés sur une structure épitaxiée par SAG sur InPoSi : (a) Substrat InPoSi avec sa couche sacrificielle en InGaAs ; (b) Fabrication des ouvertures de largeurs variables W_m ; (c) Croissance SAG de la structure laser ; (d) Fabrication collective des lasers FP en structure shallow-ridge entre les ouvertures	126
Figure 4.29 Observation au MEB d'un laser FP en structure shallow-ridge sur InPoSi	126
Figure 4.30 Description de l'étape 1 de métallisation du contact p : (a) Description de la structure laser épitaxiée par SAG sur InPoSi (zone hors SAG décrite ici) ; (b) lift-off d'un métal Pt/Ti sur la couche en InGaAs:p++ ; (c) aperçu du niveau de masque	127
Figure 4.31 Description de l'étape 2 de définition du ruban III-V : (a) Dépôt métallique issu de l'étape de métallisation p servant de masque à la gravure du ruban III-V ; (b) Gravure de la couche en InGaAs et d'une partie de la couche d'InP:p par RIE, puis gravure du reste de la couche d'InP par une solution sélective en HCl:H ₃ PO ₄	127
Figure 4.32 Description de l'étape 2 de gravure des MQWs : (a) Dépôt de silice par PECVD et lithographie pour définir la largeur de la gravure des MQWs ; (b) Aperçu du niveau de masque pour la définition de la largeur du dépôt de silice ; (c) Gravure de la zone active par une solution sélective de H ₃ PO ₄ :H ₂ O ₂ :H ₂ O afin d'obtenir la structure shallow-ridge du ruban	128
Figure 4.33 Description de l'étape 3 d'isolation des composants : (a) Etape de photolithographie pour définir les zones à partir desquelles les couches d'InP:n et InP de collage seront gravés ; (b) Aperçu du niveau de masque pour la définition des zones d'isolation ; (c) Gravure des couches InP:n et InP de collage par une solution sélective en HBr:H ₂ O ₂ :H ₂ O.....	128
Figure 4.34 Description de l'étape 4 de métallisation du contact n : (a) Structure sur laquelle le dépôt métallique est effectué ; (b) Dépôt métallique Ti/Pt/Au et lift-off ; (c) Aperçu du niveau de masque pour définir les zones où le métal ne sera pas lifté	129
Figure 4.35 Description de l'étape 5 de planarisation au BCB : (a) avant dépôt ; (b) après dépôt du BCB	129
Figure 4.36 Description de l'étape 6 d'ouverture des vias : (a) Structure sur laquelle est effectuée l'ouverture du via-p ; (b) Aperçu du niveau de masque correspondant à l'ouverture des vias-p ; (c) Gravure du BCB par un plasma de SF ₆ en RIE ; (d) Gravure de la silice issue de l'étape 3 pour exposer le dépôt métallique de la couche p ; (e) Aperçu du niveau de masque correspondant à l'ouverture des vias-n ; (f) Gravure du BCB par un plasma de SF ₆ en RIE afin d'exposer les dépôts métalliques issus de l'étape 4 de métallisation du contact n	130
Figure 4.37 Description de l'étape 7 correspondant à la recharge métallique : (a) Structure sur laquelle la recharge est effectuée; (b) Aperçu du niveau de masque correspondant à la recharge ; (c) Dépôt métallique Ti/Pt/Au et étape de lift-off	131
Figure 4.38 Description de l'étape 8 correspondant à l'individualisation des barrettes par clivage ; (a) Morceau de plaque après amincissement; (b) Barrette comportant tous les lasers des différentes zones obtenues par SAG avec une longueur de cavité $L = 500 \mu\text{m}$	131
Figure 4.39 Spectres obtenus en régime continu pour différents lasers FP de $500 \mu\text{m}$ de long pour un courant d'injection de 100 mA à 20°C	132
Figure 4.40 Caractéristiques P-I en régime continu mesurées à 20°C	133
Figure 4.41 Caractéristiques P-I mesurées en régime continu : (a) pour le laser émettant à 1515 nm ; (b) pour le laser émettant à 1580 nm ; (c) pour le laser émettant à 1610 nm.....	134

Figure 4.42 Approche hybride III-V sur Si de notre laboratoire : (a) vue d'ensemble d'un composant FP sur SOI ; (b) Configuration avec guide Si de largeur t ce qui induit un confinement dans la zone active Γ_{MQW} ; (c) Configuration avec guide Si de largeur t' ($t < t'$) induisant un confinement dans la zone active tel que : $\Gamma_{MQW} > \Gamma'_{MQW}$ 136

Figure 4.43 (a) Rappel de la structure du laser basé sur une jonction p-i-n verticale de $2 \mu\text{m}$ en croissance sur InP/Si; (b) Caractéristiques en température mesurées en régime continu (d'après les travaux de Y. Hu *et. al* [146]) 137

Figure 4.44 Longueur d'onde de photoluminescence en fonction de la largeur de masque destiné à la SAG : cas CWDM à 4 longueurs d'onde en rouge ; cas CWDM à 8 longueurs d'onde en vert..... 139

Liste des tableaux

Tableau 0.1 : Description des avantages et inconvénients des différentes plateformes d'intégration pour les télécommunications optiques	5
Tableau 1.1 Récapitulatif des différentes approches d'intégration III-V sur Si par croissance directe	35
Tableau 1.2 Tableau récapitulatif des forces et faiblesses des différentes plateformes d'intégration photonique	45
Tableau 2.1 Résumé montrant quelques exemples de plaques avec leurs caractérisations associées lors du procédé de collage : Microscope à Force Atomique, Microscope optique en mode interférométrique, Image acoustique	51
Tableau 2.2 Résumé des morphologies obtenues sur des échantillons InPoSi avec différentes épaisseurs d'oxyde après recuit d'épitaxie (650°C sous phosphine)	59
Tableau 2.3 : Description des morphologies de croissance obtenues sur les substrats InPoSi avec VOCs de différentes épaisseurs (t et 10t)	69
Tableau 3.1 Récapitulatif des précurseurs utilisés pour les éléments III dans le cadre de ces travaux de thèse	73
Tableau 4.1 Récapitulatif des données D/ks utilisées pour les simulations SAG	122
Tableau 4.2 Récapitulatif des performances obtenues à 20°C sur les lasers FP issus de la barrette de 500 μm de long :	133
Tableau 4.3 Tableau récapitulatif des performances obtenues en température sur les lasers FP couvrant la bande C :	134
Tableau 4.4 Récapitulatif des épaisseurs calculées des couches de la zone actives pour les zones obtenues par SAG à partir des données de la zone hors SAG	135

Introduction

Depuis l'invention du transistor en 1948 au lendemain de la seconde guerre mondiale [1], les technologies associées aux communications ont progressé de manière spectaculaire. Depuis lors, la célèbre loi de Moore prédit un doublement de la vitesse de fonctionnement des circuits électroniques tous les 18 mois, en raison de la miniaturisation toujours plus poussée des composants. Les télécommunications ont profité très largement de cette évolution : elle a rendu possible la diffusion hertzienne d'ondes radio (porteuse de l'ordre de 100 MHz en modulation de fréquence) et de télévision (100 MHz – 1 GHz), le développement de la téléphonie mobile (porteuses de l'ordre du GHz), les communications par satellites (autour de 10 GHz), et les communications par fibre optique.

Parmi cet éventail, la technologie des transmissions par fibre optique est apparue très tardivement. Le principe d'un système de transmission optique est présenté en Figure 0.1. Tout d'abord, l'information à transmettre est codée en bits sous forme de signaux logiques. Ces derniers sont convertis en signaux électriques et envoyés vers le circuit émetteur, dont le composant essentiel est un laser. Le laser, dont le courant d'injection est modulé, convertit le signal électrique en signal optique à la longueur d'onde λ . Le signal optique modulé est transmis dans la fibre optique sur une grande distance, puis amplifié par un amplificateur optique afin d'améliorer le rapport signal à bruit. Enfin, le signal est détecté par un circuit récepteur composé d'une photodiode rapide qui permet de reconstituer l'information sous forme de bits.

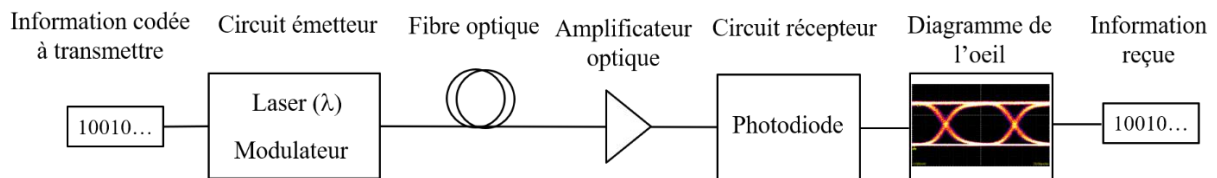


Figure 0.1 Principe de la transmission d'informations par fibre optique

L'avènement de la transmission par fibre a résulté de la conjonction de deux avancées technologiques majeures développées en parallèle:

- En 1962, la démonstration du premier laser à base de semiconducteurs III-V en GaAs par N. Holonyak et I.A. Lesk de General Electric Co. grâce aux progrès réalisés dans l'épitaxie des matériaux [2][3]. Les semiconducteurs III-V sont des candidats de choix pour l'émission du fait de leur gap direct. En 1963, H. Kromer propose le concept de structures basées sur des hétérojonctions en semiconducteurs III-V pour augmenter les performances des lasers [4]. Les premiers lasers à base de semiconducteurs, pouvant fonctionner à température ambiante en régime continu, sont commercialisés dès 1975. Cette avancée permet la transmission de conversations téléphoniques. En 1987, le premier laser émettant à 1,55 μm en matériau InGaAsP/InP intégré avec un modulateur est réalisé par M. Suzuki *et. al* [5]. Puis, le développement de composants photoniques à base de semiconducteurs a suivi une croissance exponentielle. Au début des années 2000, on compte plus de 100 composants par puce fabriqués sur substrat InP [6].

- En 1966, C. Kao et G. Hockham démontrent que la fibre optique peut transporter un signal laser avec des pertes réduites si le matériau diélectrique la constituant est suffisamment pur [7]. En 1970, R. Maurer et D. Keck déposent un brevet sur la méthode de fabrication de fibre en verre de silice pouvant transporter jusqu'à 65 000 fois plus d'informations que les fils de cuivre [8]. L'amélioration des procédés de fabrication permettant d'améliorer la pureté de la silice aboutit dès 1988 à la commercialisation de fibre ayant un record d'atténuation du signal optique de 0,17 dB/km pour un signal à 1,55 μm [9]. La Figure 0.2 présente les données expérimentales et théoriques de l'atténuation d'un signal optique dans une fibre à une longueur d'onde donnée. A 1,4 μm , le signal transmis est fortement atténué à cause des pics harmoniques d'absorption des impuretés OH présentes dans la silice constituant la fibre. Les minima sont obtenus pour des longueurs d'onde avoisinant 1,3 μm et 1,55 μm , qui sont donc les longueurs d'onde de choix pour l'émission du laser du circuit émetteur (Figure 0.1). En 1980, l'entreprise AT&T annonce l'installation de réseaux fibrés reliant les grandes villes entre Boston et Washington D.C. Le câble est conçu pour transporter trois longueurs d'onde dans la fibre. Cette technologie permet de transporter des signaux vidéo à l'occasion des jeux olympiques organisés cette année-là à New-York. En 2000, environ 80 millions de kilomètres de fibre optique monomode ont été installés dans le monde. Ce marché, en plein expansion, ne bénéficie plus qu'aux fournisseurs de télécommunications (ex : Orange, NEC...), mais à de nouveaux acteurs majeurs tels que Microsoft et Facebook. L'installation de ces infrastructures représente désormais un véritable enjeu économique et stratégique [10].

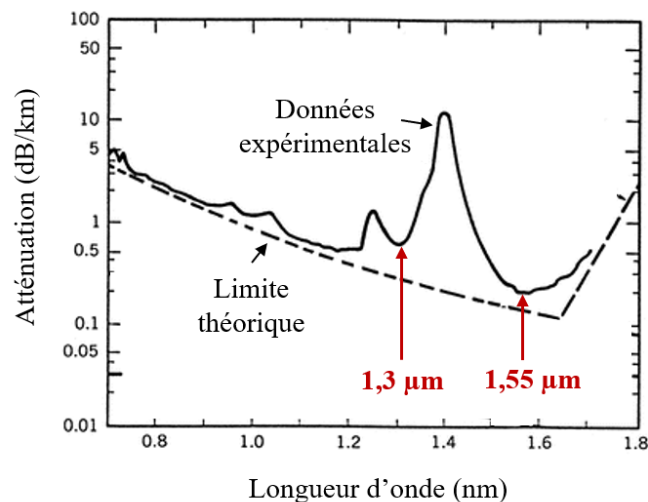


Figure 0.2 Atténuation dans une fibre optique en fonction de la longueur d'onde du signal transmis

Le développement de la technologie du multiplexage en longueur d'onde (Wavelength Division Multiplexing : WDM) depuis la deuxième moitié des années 1990 a permis de faire un bond sur l'augmentation des débits transmis. La technologie WDM est schématisée en Figure 0.3. Elle consiste à mélanger plusieurs signaux optiques sur une même fibre optique afin de multiplier la bande passante de celle-ci. Les signaux sont portés par des longueurs d'ondes différentes ($\lambda_1 \dots \lambda_n$). Puis, via un multiplexeur optique, toutes les longueurs d'ondes sont envoyées sur le même brin de fibre optique. A la réception, un démultiplexeur va séparer les longueurs d'onde les unes des autres, puis un transpondeur va reconvertir le signal en signaux d'origines. Cette technologie permet d'augmenter le débit et, par conséquent, sert à envoyer un plus grand nombre d'informations numériques par seconde. Elle a conduit à un accroissement exponentiel de la capacité de transmission des fibres optiques, qui atteint d'ores et déjà 10 Tbits/s, soit environ trois ordres de grandeur de plus que les systèmes électroniques les plus rapides.

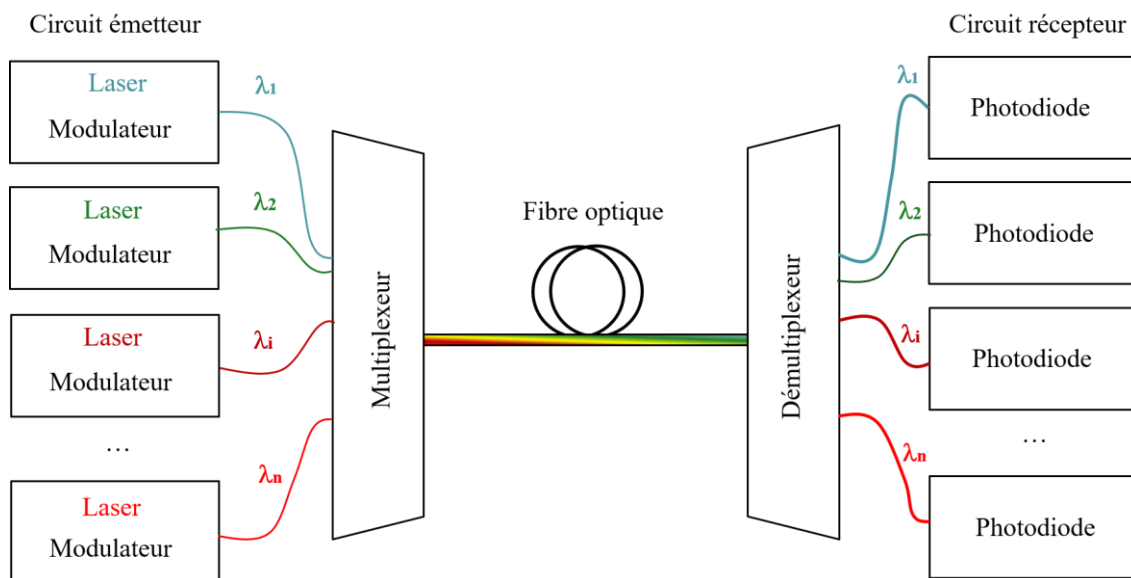


Figure 0.3 Technologie de multiplexage en longueur d'onde (Wavelength Division Multiplexing : WDM)

Les réseaux de télécommunications mondiaux basés sur la technologie des fibres optiques sont en constante évolution (Figure 0.4). Depuis le début des années 2000, de grands développements sur les infrastructures permettant d'accueillir les données générées sur le *cloud* ont vu le jour. Ces infrastructures sont les centres de données (ou *data centers*) [11]. De façon concomitante, de nouvelles applications, telle que le *streaming*, basées sur ces transferts de données ont vu leur développement s'accroître. A partir de 2005, de nouveaux réseaux sociaux permettant de partager des données personnelles se sont développés. Cette période s'accompagne d'une démocratisation de l'utilisation du *smartphone*. Puis, dès 2010, le partage de contenu par et pour les *smartphones* via de nouvelles applications mobiles s'est accéléré. En 2017, si l'évolution du trafic de données mondial a été principalement influencée par l'augmentation du nombre d'abonnements aux *smartphones* en Inde et par l'augmentation du trafic de données par *smartphone* par mois en Chine, elle tient également à la hausse de la consommation de contenus vidéo. Le trafic vidéo sur les réseaux mobiles devrait en effet augmenter d'environ 34 % par an jusqu'en 2024, pour représenter près des trois quarts du trafic de données mobile [12].

Des événements historiques comme la pandémie du COVID-19 ont mis en exergue toute l'importance qu'ont pris les réseaux de télécommunication destinés aux transferts de données. Le confinement d'une large part de la population mondiale a eu pour effet de créer une forte tension sur les infrastructures de télécommunication. A titre d'exemple, les Nations Unies ont lancé une plateforme mondiale destinée à garantir une continuité de service pendant la crise [13]. Houlin Zhao, Secrétaire général de l'Union Internationale des Télécommunications (ITU) affirme qu'« il en va de notre capacité, en tant que membres de l'humanité, de donner aux professionnels de santé, partout dans le monde, les outils dont ils ont besoin pour exercer, de permettre à tous ceux qui le peuvent de travailler depuis leur domicile, de faire des transactions en ligne, de garantir à des centaines de millions d'enfants et de jeunes qu'ils pourront suivre le cours de leurs études et garder le contact avec leurs proches, où qu'ils se trouvent » [13]. Il s'agit d'informer les décideurs politiques nationaux, les acteurs de la réglementation, les opérateurs mais aussi les hôpitaux, les entreprises et la société civile pour s'assurer que les réseaux et services de télécommunication, de l'Internet aux lignes de téléphonie mobile, continuent de répondre aux besoins essentiels malgré l'augmentation massive du trafic.

Au-delà de cette crise satinaire majeure, l'avènement de la 5G prévu pour 2020 devrait assurer 35 % du trafic mondial de données mobiles d'ici à la fin 2024 [12]. Le corrolaire est une augmentation exponentielle de données mobiles notamment amenée par les nouvelles applications permises par la 5G, comme les capteurs médicaux ou la voiture autonome. Selon une étude réalisée par Cisco [14], le trafic de données mondial devrait être multiplié par sept entre 2017 et 2022.

L'augmentation exponentielle du trafic de données, décrite par la « loi de Moore photonique » [15] en référence à celle utilisée dans l'industrie de la microélectronique, implique que les coûts et consommations doivent rester stables malgré une augmentation forte des débits d'information. Cela ne sera possible que si de nouvelles technologies de rupture adaptées à ces évolutions sont déployées.

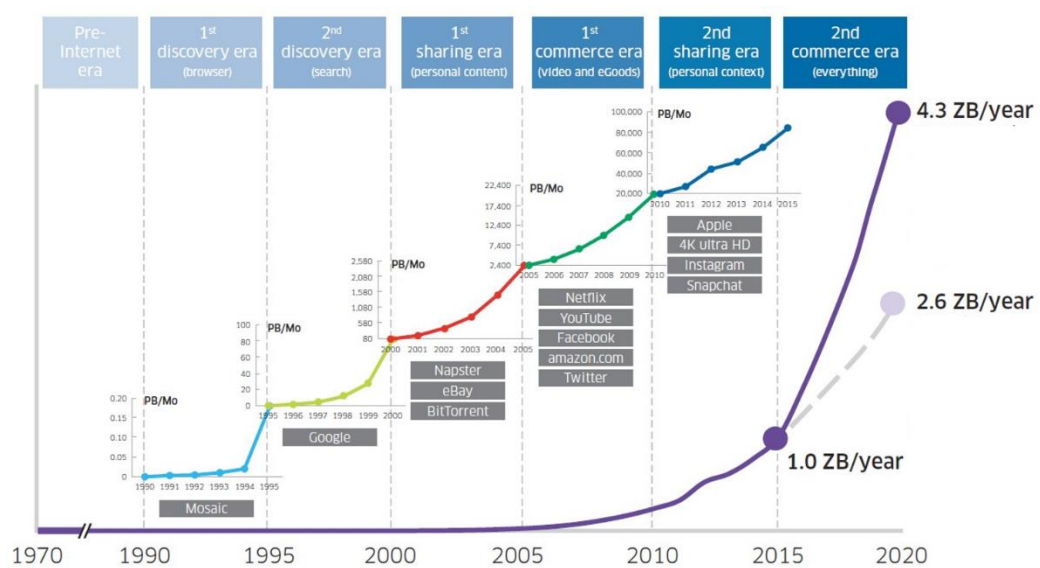


Figure 0.4 Analyse de la croissance du trafic de données du réseau central entre la fin des années 1990 et la prédiction faite pour 2020 [11].

Les semiconducteurs III-V utilisés pour la fabrication des lasers destinés aux télécommunications optiques sont des matériaux rares donc très chers. Le silicium a été et continue à être le matériau de choix pour l'industrie de la microélectronique. Il est abondant, peu cher et robuste. Bénéficiaire de la plateforme 300 mm offerte par le substrat Si ainsi que de sa maturité industrielle permet de diminuer drastiquement les coûts de fabrication des composants. Néanmoins, seul, le silicium ne permet pas de réaliser des sources laser efficaces du fait d'importantes limitations physiques intrinsèques liées à son gap indirect. L'intégration de semiconducteurs III-V sur Si est apparue, depuis ces dernières années [16], comme un mode d'intégration permettant de combiner le meilleur de ces deux filières pour la réalisation de lasers destinés aux télécommunications optiques. L'intégration III-V sur Si fait l'objet d'une "quête" continue et intensive depuis plus de trente ans. Pour autant, cette intégration n'est pas chose aisée du fait des incompatibilités intrinsèques entre ces familles de matériaux : désaccord paramétrique, différences de coefficients d'expansion thermique et différences de polarité. Depuis ces dernières années, deux grandes filières d'intégration, décrites en Figure 0.5, se sont dessinées: l'intégration par croissance directe et l'intégration par collage.

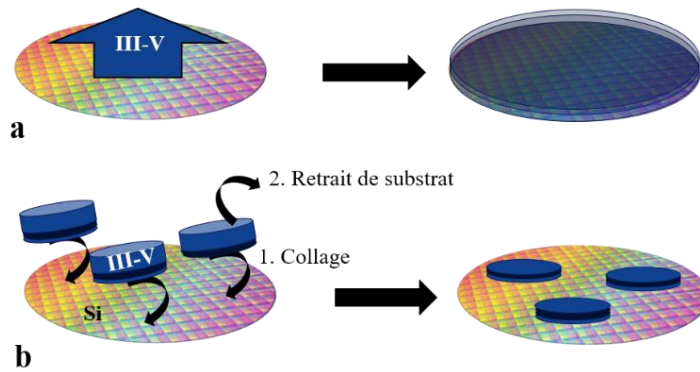


Figure 0.5 Intégration III-V sur Si : (a) par croissance directe ; (b) par collage.

La première approche demeure le Graal incontestable car cette dernière permet de bénéficier de toute la surface offerte par un substrat Si et elle ne fait appel à aucun substrat III-V. Néanmoins, cette approche est directement confrontée aux incompatibilités entre III-V et Si ce qui rend difficile l'intégration d'un matériau III-V de qualité optimale, indispensable pour la réalisation de composant laser. De plus, malgré de grandes améliorations dans la qualité des structures III-V épitaxiées sur Si [17], ces dernières n'utilisent le silicium qu'en tant que substrat. Elles ne bénéficient pas de tout le savoir-faire offert par la circuiterie optique provenant de la plateforme photonique sur silicium [18][19]. L'intégration par collage de matériaux III-V sur Si, à l'inverse, permet d'intégrer un matériau III-V de grande qualité cristalline. Néanmoins, cette approche nécessite non seulement l'utilisation d'un substrat III-V, nécessairement de taille plus limitée que celle du *wafers* silicium, mais elle ne permet pas non plus de faire appel à tout le savoir-faire avancé de multi-recroissance, développé depuis plusieurs années dans la plateforme III-V historique, en particulier sur substrat InP. En somme, chacune de ces filières d'intégration fait un compromis, que ce soit sur la qualité du matériau, sur la possibilité de bénéficier de tout le savoir-faire de la plateforme Si, ou de tout le savoir-faire de la plateforme III-V (InP).

L'objectif de ces travaux de thèse est de lever ces verrous technologiques en développant une nouvelle filière d'intégration III-V sur Si par collage et recroissance. Ce mode d'intégration permet de repousser les limites respectives des filières d'intégration actuelles en mettant à profit tous les savoir-faires développés dans les deux familles de matériaux (Tableau 0.1). Ce mode d'intégration consiste à faire la croissance de matériaux III-V sur fine couche d'InP (100 nm) collée sur Si.

Tableau 0.1 Description des avantages et inconvénients des différentes plateformes d'intégration pour les télécommunications optiques

Plateforme	Coût	Qualité matériau	Savoir-faire III-V (multi-recroissance)	Savoir-faire Si (circuiterie optique Si)
III-V (InP)	---	+++	+++	/
III-V/Si par croissance directe	+++	+	+	--
III-V/Si par collage	+	+++	-	+++
III-V/Si par collage et recroissance	++	+++	+++	+++

Ce manuscrit de thèse s'articulera en quatre chapitres :

- Le premier chapitre présente les bases de l'intégration photonique pour les télécommunications optiques. Nous nous intéresserons tout d'abord à l'intégration photonique sur InP dite « classique » en détaillant les familles de semiconducteurs choisies pour des émissions à 1,3 μm et 1,55 μm : les matériaux à base d'AlGaInAs. Nous détaillerons ensuite les différents modes d'intégration ainsi que les différents modes de structuration des guides optiques en matériau III-V. Puis, nous nous intéresserons à l'intégration de semiconducteurs III-V sur Si pour les télécommunications optiques. En particulier, les deux grandes familles d'intégration seront détaillées : l'intégration monolithique par croissance directe et l'intégration hétérogène par collage. Enfin, le nouveau mode d'intégration faisant l'objet de ces travaux de thèse sera introduit : l'intégration par collage et recroissance. Ce mode d'intégration consiste à faire la croissance d'une structure épaisse de matériaux III-V sur fine couche d'InP collée sur substrat SOI. Pour la validation de ce mode de croissance, nous utiliserons une couche d'InP collée sur Si oxydé qui simulera le comportement du SOI (InP-SiO₂/Si = InPoSi).
- Le deuxième chapitre explicite l'étude menée sur le comportement à haute température, nécessaire pour l'étape de recroissance, du substrat InPoSi. Tout d'abord, les différentes étapes du procédé de fabrication de ce substrat seront détaillées. Puis, une étude de la stabilité en température de l'interface de collage InP – SiO₂ sera présentée, mettant en évidence la désorption d'hydrogène dans le substrat InPoSi. Différents procédés de dégazage développés dans le cadre de ces travaux de thèse seront détaillés.
- Le troisième chapitre porte sur l'étude de la recroissance de structures à base de matériau AlGaInAs sur substrat InPoSi. Tout d'abord, l'étude de la qualité d'une structure active sera menée par des modes de caractérisation in-situ, pendant la croissance, et en ex-situ, après la croissance. Puis, la recroissance d'une structure laser de 3 μm d'épaisseur sur substrat InPoSi sera présentée. La fabrication de laser à contacts larges basés sur cette structure sera menée et les performances seront comparées à celles obtenues pour un laser issu d'une même structure épitaxiée sur substrat InP.
- Enfin, le quatrième chapitre porte sur l'implémentation de la croissance sélective (SAG : Selective Area Growth) sur substrat InPoSi pour la réalisation de lasers multi-longueur d'onde en bande C. Le nouveau procédé développé spécifiquement sur InPoSi pour la croissance sélective sera présenté. Puis, la calibration d'une structure active à base de multipuits quantiques en AlGaInAs sera développée. Les données obtenues expérimentalement par caractérisation de cette structure seront comparées aux données obtenues par un outils de simulation développé au III-V Lab. Enfin, la fabrication de lasers Fabry-Pérot en structure shallow-ridge sera présentée et les performances obtenues en régime continu et en température seront développées.

Le manuscrit s'achèvera par une conclusion générale dressant également les nombreuses perspectives offertes par ce nouveau mode d'intégration, à la lumière des résultats obtenus dans le cadre de ces travaux de thèse. Finalement, c'est bien le lecteur qui jugera par lui-même si cette quête pluridécennale d'une intégration "parfaite" entre le groupe III-V et groupe IV a enfin abouti...

Chapitre 1

L'intégration des matériaux III-V sur Si pour les télécommunications optiques

Table des matières

1.1	L'intégration photonique sur InP pour les télécommunications optiques	8
1.1.1	Préambule : historique de l'intégration photonique	8
1.1.2	Les semiconducteurs III-V	8
1.1.3	L'intégration photonique sur InP	12
1.2	L'intégration III-V sur Si pour les télécommunications optiques	22
1.2.1	Historique de la photonique sur Si	22
1.2.2	Intégration monolithique par croissance directe	22
1.2.3	Intégration hétérogène par collage	36
1.2.4	Intégration hétérogène par collage et recroissance.....	45
1.3	Conclusion.....	47

Dans ce chapitre, nous étudierons l'intégration photonique pour les télécommunications optiques. Dans un premier temps, nous nous intéresserons à l'intégration photonique sur InP et au savoir-faire développé dans cette filière. Puis, dans un second temps, nous nous intéresserons aux différentes filières d'intégration de semiconducteurs III-V sur Si : l'intégration monolithique par croissance directe et l'intégration hétérogène par collage. Enfin, nous développerons une nouvelle filière d'intégration faisant l'objet de ces travaux de thèse : l'intégration par collage direct et recroissance.

1.1 L'intégration photonique sur InP pour les télécommunications optiques

Dans cette section, nous étudierons l'intégration photonique sur substrat InP pour les télécommunications optiques. Tout d'abord, nous ferons un bref rappel historique de l'intégration photonique. Ensuite, nous aborderons les propriétés des semiconducteurs III-V pour la réalisation de composants photoniques. Enfin, nous décrirons les différents modes d'intégration sur substrat InP.

1.1.1 Préambule : historique de l'intégration photonique

Les composants photoniques pour les télécommunications optiques permettent d'assurer en général une fonctionnalité donnée telle que la source laser, la modulation du signal par un modulateur ou par le laser lui-même, la détection d'un signal par une photodiode ou l'amplification d'un signal. Un circuit photonique intégré (PIC) consiste en l'intégration de plusieurs fonctionnalités sur une même puce optoélectronique (ex : laser avec modulateur). Cette intégration peut mener à la fabrication de circuits complexes comme par exemple les systèmes de multiplexage en longueur d'onde, qui seront plus amplement décrits dans le Chapitre 4.

Le concept des PICs a été introduit dans les années 1970 par Stewart E. Miller, chercheur aux Bell Labs, par inspiration du succès rencontré par les circuits électroniques intégrés (ICs). Mais, contrairement à ces derniers ayant vu le jour en 1954 [20], le développement des PICs a été plus périlleux pour plusieurs raisons [21][22]. Les PICs sont basés sur des composants très différents les uns des autres, comme par exemple le laser ou le modulateur, là où les circuits électroniques sont essentiellement constitués d'un composant unique : le transistor. De plus, ces PICs sont développés à partir de matériaux III-V spécifiques essentiellement sur substrat InP, par opposition au développement sur substrat Si des transistors MOS par exemple. En 1987 est faite la première démonstration d'un PIC composé d'un laser DFB (distributed-feedback) intégré avec un modulateur à électro-absorption [5].

Depuis le début des années 2000, la demande exponentielle en augmentation de débit d'une part [11], et la maturation des procédés de fabrication de composants photoniques à base de semiconducteurs d'autre part [23]–[27] ont permis d'aboutir à l'industrialisation de circuits photoniques intégrés très complexes fabriqués sur substrat InP [6][26][27].

1.1.2 Les semiconducteurs III-V

Dans cette section, nous présenterons les matériaux III-V et en particulier ceux utilisés pour les composants destinés aux télécommunications optiques. Comme explicité en section 1.1.1, l'intégration monolithique consiste à intégrer plusieurs fonctionnalités pour la réalisation d'un circuit photonique sur un substrat donné. Comme nous le verrons, le substrat de choix est en InP et les couches actives sont des fines couches de matériaux III-V, c'est-à-dire, provenant de la colonne III et de la colonne V du tableau de Mendeleïv : Aluminium (Al), Gallium (Ga), Indium (In), Phosphore (P), Arsenure (As), ...

1.1.2.1 Propriétés des semiconducteurs III-V

Grâce à leurs propriétés électroniques et structurales, les éléments des colonnes III et V peuvent former, dans certaines conditions, des matériaux cristallins semiconducteurs. Des composés binaires comme le Nitrure de Gallium (GaN), l'Arséniure de Gallium (GaAs), ou le Phosphore d'Indium (InP) peuvent ainsi se former. La majorité des semiconducteurs III-V, en dehors des composés à base d'azote, cristallisent selon la structure Zinc Blende. Cette structure s'apparente à celle du silicium (Figure 1.1a) et est constituée de deux sous-réseaux cubique face centrée, l'un d'éléments III et l'autre d'éléments V, décalés l'un par rapport à l'autre du quart de la diagonale principale, c'est-à-dire de $a\sqrt{3}/4$ [111], où a représente le paramètre de maille du matériau (Figure 1.1b).

Ces propriétés cristallines et électroniques confèrent aux semiconducteurs III-V une structure de bande particulière. Les structures de bande du Si et de l'InP sont présentées en Figure 1.2. Dans le cas de l'InP (Figure 1.2b), le minimum entre la bande de valence et la bande de conduction est obtenu pour un même vecteur d'onde k : le gap du matériau est direct. Dans le cas du Si (Figure 1.2a), cette transition ne s'obtient pas pour le même vecteur d'onde k : le gap est indirect. En somme, contrairement aux matériaux de la colonne IV, comme le Si, les matériaux III-V sont des matériaux à gap direct. Cette propriété est extrêmement importante puisqu'elle permet de réaliser des sources optiques efficaces.

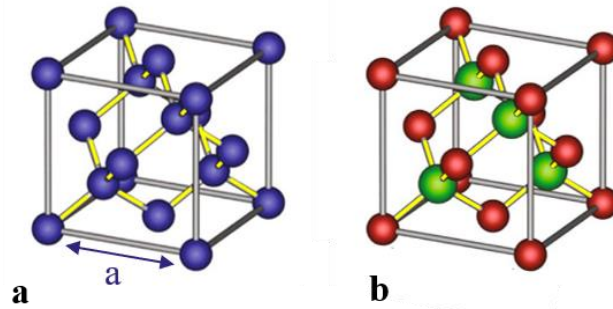


Figure 1.1 Schéma de la structure cristalline zinc-blende : (a) cas du silicium; (b) cas des semiconducteurs III-V (sauf composés à base d'azote)

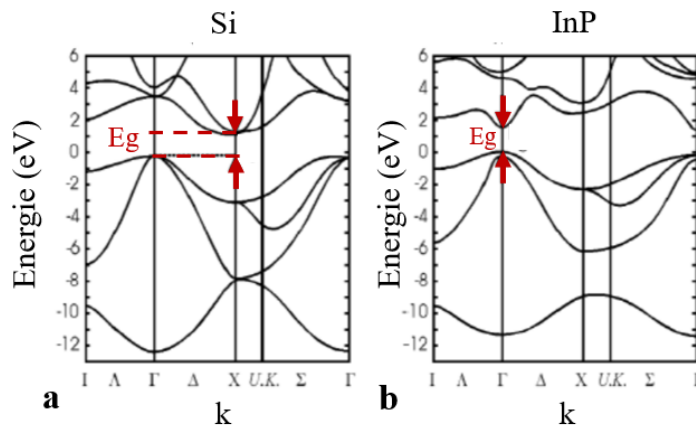


Figure 1.2 Structures de bande avec l'énergie de gap (E_g) indiquée en rouge : (a) cas du Si avec un gap indirect ; (b) cas de l'InP avec un gap direct

1.1.2.2 Les matériaux à l'accord de maille sur InP

Les télécommunications optiques reposent sur la transmission de signaux optiques dans des fibres en silice. Le faisceau transmis subit une moindre absorption et dispersion dans ces fibres aux longueurs d'onde $1,55 \mu\text{m}$ et $1,3 \mu\text{m}$ (Figure 0.2). C'est pourquoi nous nous intéresserons en particulier à ces longueurs d'onde pour la suite. La Figure 1.3 décrit l'énergie de gap de plusieurs familles de semiconducteurs III-V en fonction du paramètre de maille. En particulier, les binaires (AlAs, GaAs, InAs, InP) et ternaires (GaInAs, AlInAs) sont présentés. Par mélange de ces ternaires limites, des alliages quaternaires (AlGaInAs et InGaAsP) peuvent être obtenus.

Les émissions destinées aux télécommunications sont représentées en bleu (émission à 1,3 μm) et en rouge (émission à 1,55 μm). Le matériau InP est un substrat de choix du fait de sa transparence à ces longueurs d'onde. Ces longueurs d'onde peuvent être obtenues par alliages de quaternaires AlGaInAs et InGaAsP à l'accord de maille sur InP (axe vertical vert).

Ces matériaux possèdent également de bonnes propriétés électro-optiques et de bonnes mobilités électroniques, ce qui leur donne la possibilité de produire des composants de type lasers, modulateurs ou récepteurs optiques performants.

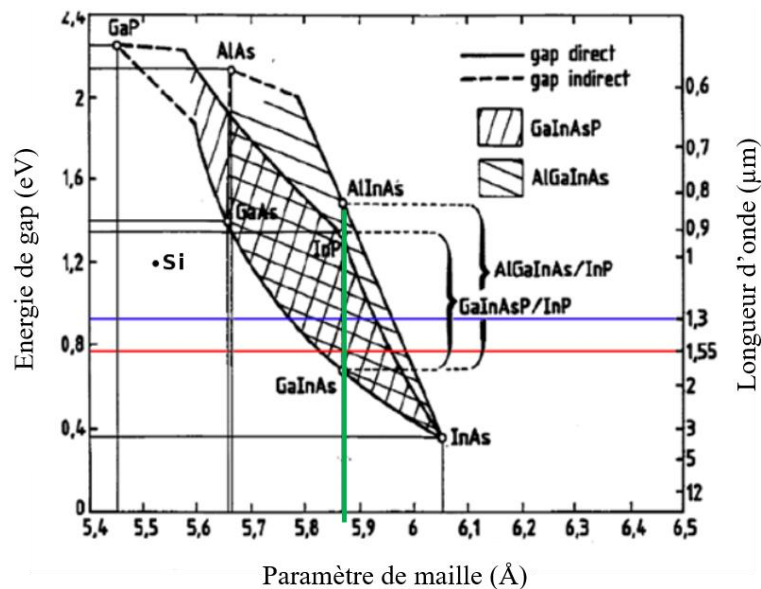


Figure 1.3 Energie de gap en fonction du paramètre de maille pour différentes familles de semiconducteurs III-V [28]

1.1.2.3 Les multipuits quantiques en quaternaire aluminium

Dans la section 1.1.2.2, nous avons observé que les quaternaires à base d'AlGaInAs et InGaAsP sont des matériaux de choix sur substrat InP pour les émissions aux longueurs d'onde de télécommunications à 1,3 μm et 1,55 μm . Dans cette section, nous nous intéressons aux structures constituées de multipuits quantiques (MQWs) à base d'AlGaInAs qui serviront de structures actives pour les composants réalisés dans le cadre de ces travaux de thèse.

1.1.2.3.1 Les structures à base de multipuits quantiques

Les structures à base de MQWs sont particulièrement utilisées pour les composants photoniques. Ces dernières ont apporté un grand nombre d'avantages par rapport aux structures destinées aux lasers constituées d'une zone active en matériau massif ou "bulk" [29]. Tout d'abord, l'énergie de gap du puits étant inversement liée à son épaisseur, il est possible de faire varier la longueur d'onde d'émission en jouant uniquement sur l'épaisseur du puits, sans avoir à modifier la composition de ce dernier. Cet avantage sera particulièrement mis à profit dans le cadre de l'intégration de zones actives par croissance sélective (SAG : Selective Area Growth) qui sera plus explicitée dans la section 1.1.3.1.2 ainsi que dans le Chapitre 4. De plus, pour un courant donné, le gain est augmenté ce qui permet de diminuer d'un facteur 10 les courants de seuil des sources lasers, par rapport à un système à double hétérojonction [29]. Enfin, les lasers à base de MQWs sont plus efficaces et permettent ainsi de gagner en puissance de sortie [30]. Dans cette mesure, les MQWs sont privilégiés pour les structures actives des composants photoniques, du laser au modulateur en passant par l'amplificateur.

1.1.2.3.2 Famille de matériau AlGaInAs

Les structures à base de MQWs peuvent être composées de matériaux venant de différents types d'alliages. En particulier, les familles d'alliage en AlGaInAs et InGaAsP sont adaptés pour des émissions aux longueurs d'onde de télécommunication comme explicité en section 1.1.2.2. Les matériaux InGaAsP ont été largement utilisés pour la réalisation de sources laser [31]–[33]. Le développement de composants basés sur les familles d'alliage en AlGaInAs a été plus tardif. Cela s'explique surtout par l'obtention plus tardive de matériau de grande pureté cristalline et par les interrogations quant à la fiabilité de ces composants du fait de l'oxydation possible en cours de fabrication du matériau à base d'aluminium.

Néanmoins, cette famille de matériau possède des propriétés plus intéressantes que la famille de matériau InGaAsP pour la réalisation de composants photoniques. Le principal avantage vient de la valeur de la discontinuité des bandes de conduction (ΔE_C) à l'interface puits/barrière dans les MQWs à base d'AlGaInAs par rapport à celle obtenue pour des alliages InGaAsP [34][35]. Cette discontinuité, que l'on appelle généralement le "band-offset" est plus importante dans la famille AlGaInAs, comme indiqué en Figure 1.4, ce qui confère de meilleures performances au dispositif laser, notamment en gain et en température. Les températures caractéristiques de laser [36] pour des systèmes AlGaInAs sont de l'ordre de 20°C supérieures à celles obtenues pour des systèmes GaInAsP. A titre d'exemple, des températures caractéristiques comprises entre 70 et 80°C ont été obtenues avec des zones actives à base de MQWs en AlGaInAs dans le cadre des travaux de thèse de G. Binet réalisés au sein du III-V Lab [37]. D'autre part, les systèmes AlGaInAs sont moins sensibles aux recombinaisons Auger [38]. Enfin, ces structures présentent un intérêt particulier car elle ne peuvent pas générer d'*intermixing*, ou mélange de matière, entre As et P comme dans l'alliage InGaAsP.

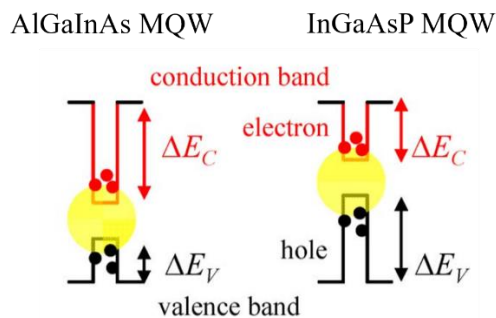


Figure 1.4 Diagramme de bande d'une structure à base de MQWs en AlGaInAs (gauche) et en InGaAsP (droite) [34]

Les familles d'alliage en AlGaInAs peuvent être représentées sur le diagramme de composition présenté en Figure 1.5. Ce diagramme permet de représenter toutes les compositions accessibles de l'alliage $\text{Al}_y\text{Ga}_x\text{In}_{1-x-y}\text{As}$. Il se construit à partir des trois binaires limites AlAs, GaAs et InAs situés aux trois sommets. Les ternaires AlGaAs, GaInAs et AlInAs sont représentés sur les bords du triangle. Dans le système AlGaInAs sur InP, le substrat impose son paramètre de maille et induit de la contrainte au matériau. Les lignes d'iso-contrainte pour une couche épitaxiée sur InP sont représentées en bleu. En particulier, la ligne d'iso-contrainte à 0%, soit à l'accord de maille sur InP, permet de déterminer les paramètres de compositions x et y pour lesquels on obtient une structure accordée sur InP.

Par exemple, les ternaires $\text{Al}_{0.477}\text{In}_{0.523}\text{As}$ et $\text{Ga}_{0.468}\text{In}_{0.532}\text{As}$ sont les ternaires à l'accord de maille sur substrat InP. La composition en Indium est proche de 53%. Cette dernière permet de définir une gamme de composition du quaternaire AlGaInAs à l'accord sur InP. On le note en général $(\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x})_{0.47}\text{In}_{0.53}\text{As}$. En pratique, pour calibrer les puits d'une structure active, on fixe la contrainte en ajustant le ratio $\{\text{Al}+\text{Ga} / \text{In}\}$, puis on ajuste la longueur d'onde d'émission en jouant uniquement sur le ratio Al/Ga sans changer la proportion totale $\{\text{Al}+\text{Ga}\}$.

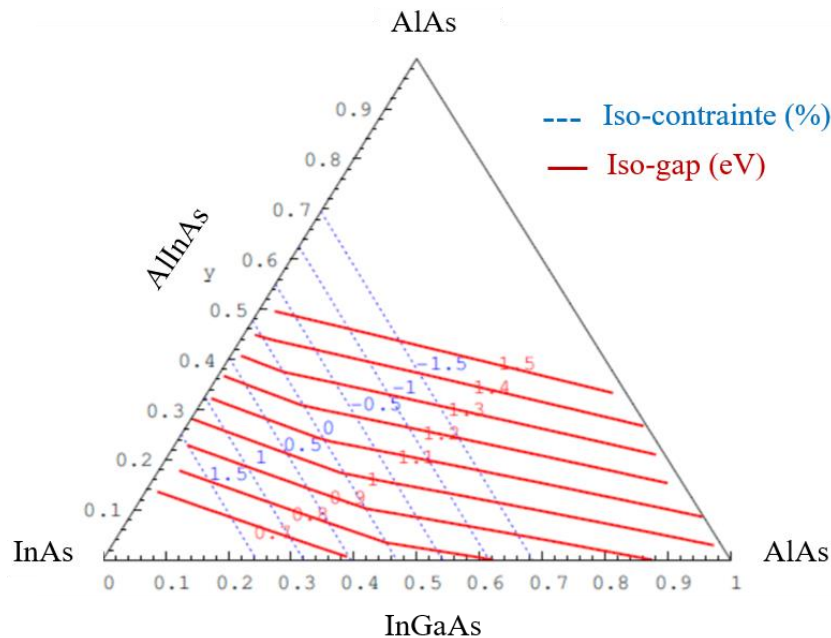


Figure 1.5 Triangle de composition du système AlGaInAs permettant de définir les lignes iso-contrainte (bleu) et les lignes iso-gap (rouge) [39]

1.1.2.4 Synthèse

Dans cette partie, nous avons décrit les propriétés propres aux semiconducteurs III-V. En particulier, ces derniers ont une structure de diagramme de bande leur conférant un gap direct particulièrement adapté pour la réalisation de sources optiques efficaces. Parmi l'ensemble des semiconducteurs III-V, les familles d'alliage AlGaInAs et InGaAsP sur InP sont des candidats de choix pour la transmission aux longueurs d'onde de télécommunications à 1,3 μm et 1,55 μm . En particulier, les structures à base de MQWs sont utilisées pour leur grande efficacité permettant de gagner en gain et en courant de seuil par rapport aux lasers basés sur des structures en bulk. Des structures actives composées de MQWs en AlGaInAs seront utilisées pour la réalisation des structures actives des composants étudiés dans le cadre de ces travaux de thèse.

1.1.3 L'intégration photonique sur InP

La grande majorité des composants développés sur substrat InP sont composés d'une section non dopée ou intrinsèque encapsulée entre deux couches en InP respectivement dopées n et p ce qui correspond à une diode p-i-n. En particulier, au III-V Lab, et comme dans l'immense majorité des laboratoires, ainsi que dans les approches industrielles, le savoir-faire est basé sur des jonctions p-i-n à injection verticale, comme schématisé en Figure 1.6.

Une seconde famille de composants basée sur l'injection horizontale existe également [6][40][41]. Cette seconde famille de mode d'injection sera plus amplement abordée dans le Chapitre 3.

Les PICs peuvent intégrer différents types de fonction comme des sections passives (guide passif, coupleur, adaptateur de mode) et des sections actives (laser, modulateur, amplificateur). Pour la réalisation de ces derniers, la partie intrinsèque de l'empilement, correspondant à la zone active composée de MQWs, doit être optimisée pour répondre aux exigences de chacun des composants.

En particulier, les compositions et épaisseurs des MQWs doivent être définies de manière à ce que les énergies de bande interdites ou "bandgaps" de ces composants soient ajustées à leur fonction. Par exemple, au premier ordre, l'énergie de gap du laser doit être moins élevée que celle du modulateur, pour limiter l'absorption de ce dernier à l'état passant, elle-même moins élevée que celle du guide passif qui lui doit rester totalement transparent... etc. Pour intégrer ces différentes régions actives, il existe plusieurs modes d'intégrations.

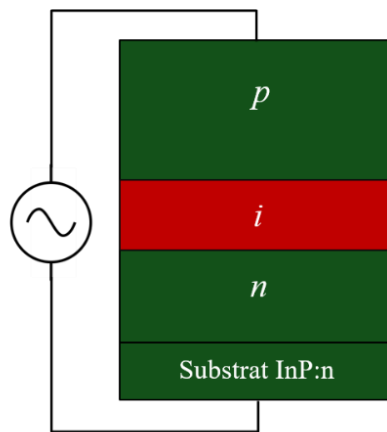


Figure 1.6 Schéma d'une jonction p-i-n verticale polarisée

1.1.3.1 Différents modes d'intégration

L'un des enjeux majeur de la réalisation d'un PIC fonctionnel est de répondre aux contraintes imposées par les zones actives de chacun des composants du PIC. Les zones actives sont des hétérostructures à MQWs pour lesquelles le nombre de puits et de barrières ainsi que les compositions et épaisseurs de ces derniers sont bien définies en fonction du composant. Pour répondre à ces exigences et intégrer les zones actives des différents composants, de grands développements en épitaxie ont été réalisés.

Les deux modes d'intégrations principaux développés au III-V Lab seront présentés dans les sections suivantes : la recroissance Butt-Joint (BJ) et la croissance sélective (SAG).

1.1.3.1.1 Recroissance Butt-Joint (BJ)

Le principe de la recroissance BJ [42] est présenté en Figure 1.7. Cette dernière consiste, dans un premier temps, à faire croître une structure composée d'une première zone active (Figure 1.7a). La structure verticale est ensuite partiellement gravée (Figure 1.7b). Enfin, la recroissance d'une structure composée d'une zone active, différente de la première, ou bien, une zone passive [43], est effectuée sur les zones partiellement gravées (Figure 1.7c).

La Figure 1.8 illustre deux exemples de croissance BJ réalisée au III-V Lab par Gaz-Source MBE (GSMBE). Le premier exemple (Figure 1.8a) a été réalisé dans des conditions de gravure et recroissance non optimisées : les deux zones actives sont discontinues. Ceci peut engendrer de grandes pertes dans les composants photoniques du fait de réflexions parasites au niveau de cette interface. Le deuxième exemple (Figure 1.8b) a été réalisé dans des conditions de gravure et recroissance optimisées : les zones actives sont jointes.

L'immense avantage de cette approche est qu'elle permet d'optimiser indépendamment les deux sections actives. C'est le mode d'intégration privilégié dans l'industrie. En pratique, cette approche ne se limite souvent qu'à une étape de croissance Butt-Joint, et donc, à l'optimisation de deux designs de structures uniquement. De plus, l'interface abrupte entre les deux structures peut certes permettre de limiter la longueur des composants, mais elle peut également générer des réflexions parasites et donc des pertes optiques.

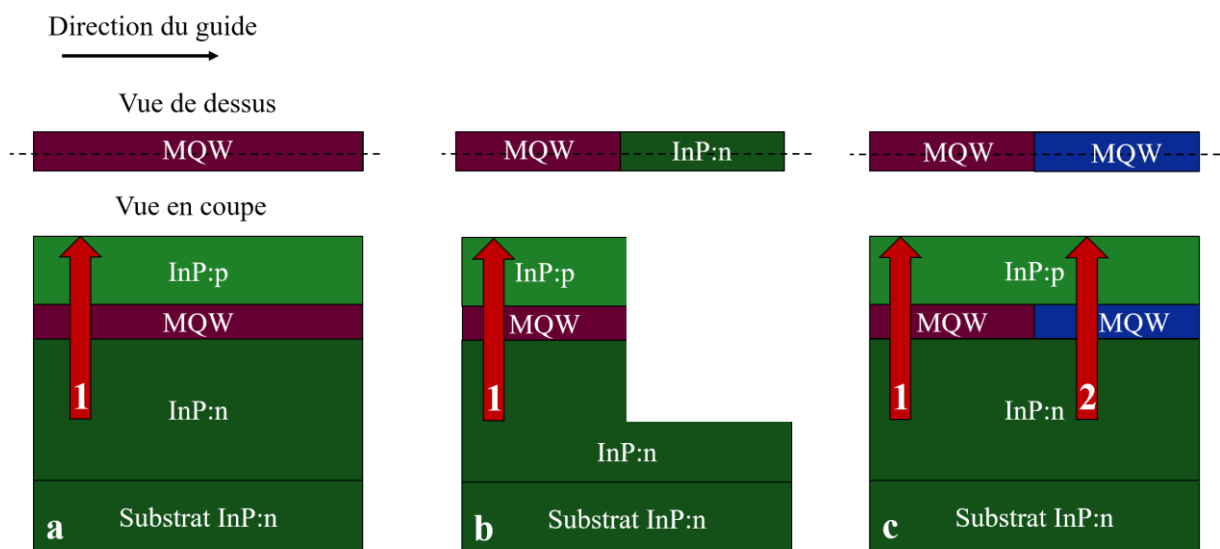


Figure 1.7 Principe de la croissance Butt-Joint vu de dessus (haut) et vu en coupe (bas) : (a) croissance d'une structure verticale composée d'une première zone active à base de MQW ; (b) Gravure partielle de la structure verticale ; (c) Recroissance d'une structure verticale composée d'une seconde zone active à base de MQW

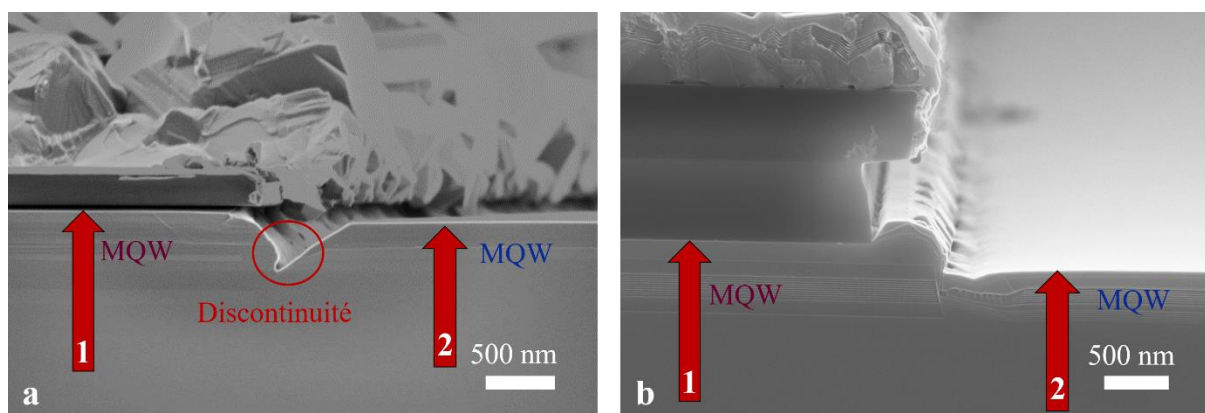


Figure 1.8 Observations au Microscope Electronique à Balayage (MEB) de deux exemples de croissance Butt-Joint réalisés au III-V Lab : (a) Exemple n°1 avec gravure non optimisée et discontinuité de la reprise de croissance à l'interface; (b) Exemple n°2 avec conditions de gravure et recroissance optimisée

1.1.3.1.2 Croissance sélective (SAG)

L'épitaxie sélective (SAG) est un mode spécifique de croissance développé par MOVPE qui a été utilisé pour la première fois en 1981 pour la réalisation de composants optoélectronique [44]. Ce mode de croissance consiste à épitaxier du matériau III-V sur un substrat InP recouvert partiellement de masques composés de matériau diélectrique. Les phénomènes physiques sur lesquels reposent la SAG seront plus explicités dans le Chapitre 4.

Le principe est résumé sur la Figure 1.9. Avant la croissance épitaxiale, on procède au dépôt de paires de masques en diélectrique de largeurs variables (exemples : largeurs W_m et W_m' en Figure 1.9a). En fonction des largeurs de masques déposés, on peut ainsi faire varier l'épaisseur du matériau épitaxié entre ces derniers [45]. En particulier, l'épaisseur du matériau déposé augmente avec la largeur des masques utilisés. Si le matériau déposé est constitué de MQWs, on peut ainsi faire varier l'énergie de gap du fait de sa dépendance à l'épaisseur des puits quantiques, déjà abordée en section 1.1.2.3.1 (Figure 1.9b). Le matériau plus mince aura une énergie de gap plus élevée. Les défis technologiques liés à la SAG seront explicités dans le Chapitre 4. A partir d'une unique croissance, il est ainsi possible d'obtenir des zones actives ayant des énergies de gap différentes. Un exemple est présenté en Figure 1.10. Dans cet exemple, le guide comprend trois sections de zones actives ayant été obtenues par SAG et destinées à la réalisation d'un PIC comprenant une diode, un laser et un modulateur. Après retrait des masques, la fabrication collective des composants peut être menée.

Ce mode d'intégration permet d'obtenir une interface entre les zones actives continue, ce qui génère moins de pertes que pour le cas de l'intégration par recroissance Butt-Joint où l'interface est abrupte. Néanmoins, cette transition douce augmente la taille des composants, ce qui peut générer un encombrement plus grand. Contrairement à l'approche Butt-Joint, ici, les structures épitaxiées dans les différentes sections ont le même nombre de puits et de barrières. Ces paramètres ne peuvent pas être optimisés d'une section à l'autre. Néanmoins, la grande force de la SAG est qu'elle permet d'intégrer des dizaines de composants différents en une seule étape de croissance [46]. Pour autant, ces deux modes d'intégration peuvent être utilisés pour un même PIC. Par exemple, l'intégration de sources lasers par SAG suivie d'une intégration de sections passives par recroissance Butt-Joint ont été menées dans le cadre des travaux de thèse de F. Lemaître au III-V Lab en collaboration avec l'Université d'Eindhoven [43].

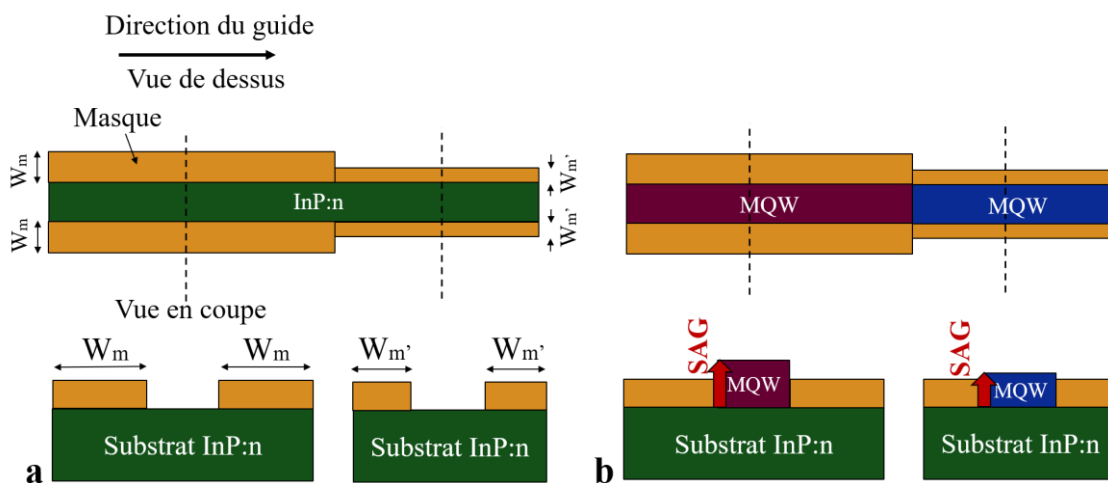


Figure 1.9 Principe de la croissance sélective (SAG) vu de dessus (haut) et vu en coupe (bas) : (a) Dépôts de paires de masques diélectriques de largeurs variables suivant la direction du guide ; (b) SAG de structures actives à base de MQWs d'épaisseurs variables

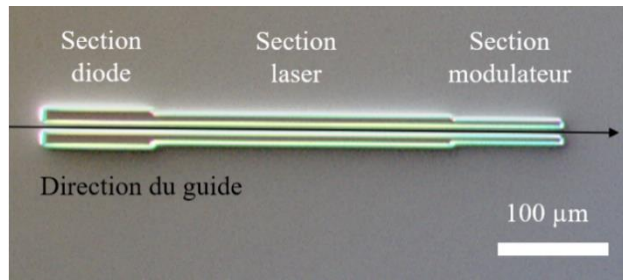


Figure 1.10 Observation au microscope de la SAG réalisée sur trois sections de zones actives destinées à réaliser un PIC composé d'une diode, d'un laser et d'un modulateur

1.1.3.2 Les structures de guides III-V

Comme explicité en section 1.1.3.1, l'intégration de différentes sections actives pour la réalisation d'un PIC sollicite des procédés de fabrication avec plusieurs étapes de gravure et recroissance. Cela présente des enjeux technologiques non négligeables. Après avoir obtenu les différents empilements de matériaux III-V répondant aux exigences de chacun des composants du PIC, ces derniers sont fabriqués collectivement. En particulier, les sections de guide III-V sont structurées afin de confiner la lumière les traversant. Ceci présente un deuxième enjeu technologique majeur. Dans cette section, nous ferons un bref rappel du principe de la propagation dans un guide optique. Puis, nous verrons les différentes structures de ruban III-V et les défis technologiques qu'elles confèrent.

1.1.3.2.1 Propagation dans un guide optique

Les PICs sont constitués de composants actifs reliés entre eux par un guide optique en matériau III-V. Afin de confiner la lumière dans ces guides optiques, il existe plusieurs configurations de rubans III-V décrites en Figure 1.11. Un guide d'onde consiste à insérer un matériau d'indice de réfraction n_1 entre deux matériaux d'indice de réfraction plus faibles n_2 et n_3 . Le matériau central est la zone active et les couches l'encapsulant sont les couches de confinement. Pour obtenir un confinement du mode optique dans les deux directions du plan du ruban, ce dernier est gravé, ce qui l'expose à un troisième milieu d'indice de réfraction n_4 . Généralement, le milieu d'indice n_1 est la zone comprenant les MQWs, le milieu d'indice n_2 est l'InP dopé n, le milieu d'indice n_3 est l'InP dopé p et le milieu d'indice n_4 est l'air. Lorsque la gravure du ruban s'arrête sur la zone active, le ruban est qualifié de shallow-ridge (Figure 1.11a). Lorsque celle-ci se prolonge jusqu'à la deuxième couche de confinement, ce dernier est qualifié de deep-ridge (Figure 1.11b). Enfin, lorsque la gravure se prolonge jusqu'à la deuxième couche de confinement et que le ruban est ensuite enterré par une troisième couche de confinement, le ruban est enterré, ainsi qualifié de "buried heterostructure" (Figure 1.11c). Dans ce dernier cas, le milieu d'indice n_4 est de l'InP.

A partir des données sur les couches de l'empilement, de leurs indices et des dimensions du guide, des calculs de mode optique peuvent être réalisés par la méthode de calcul de l'indice effectif décrit dans les travaux de thèse de D. Carrara [47]. Des simulations du mode optique ont été réalisées grâce au logiciel de calcul de modes optiques ALCOR développé par le CNET. Les simulations sont présentées en Figure 1.12. Chaque structure de ruban induit une forme propre du mode optique confiné dans la zone active. En particulier, dans la structure en shallow-ridge, le mode optique est très étalé (Figure 1.12a), contrairement aux deux autres configurations (Figure 1.12b et c). Dans la structure avec ruban enterré (Figure 1.12c), le mode optique est plus grand que dans la structure avec le ruban en deep-ridge (Figure 1.12b). Nous verrons dans les sections suivantes les avantages et inconvénients amenés par chacune de ces trois structures de ruban et les défis technologiques qu'elles impliquent.

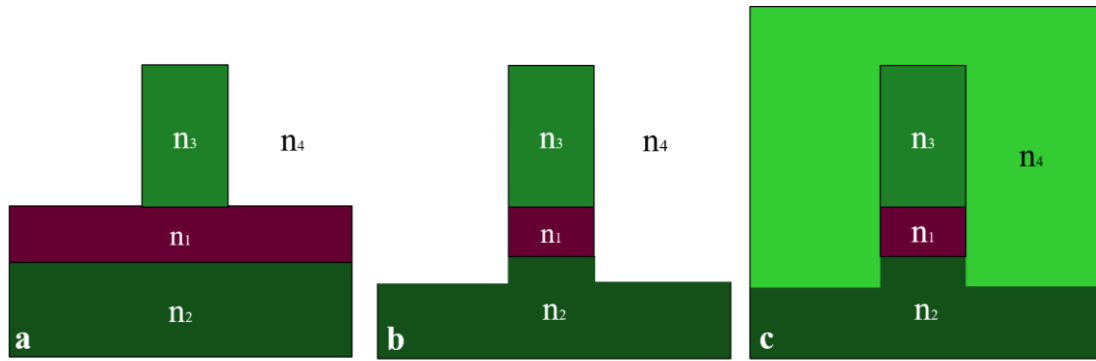


Figure 1.11 Description des différentes géométries de guide d'onde : (a) ruban shallow-ridge ; (b) ruban deep-ridge ; (c) ruban enterré

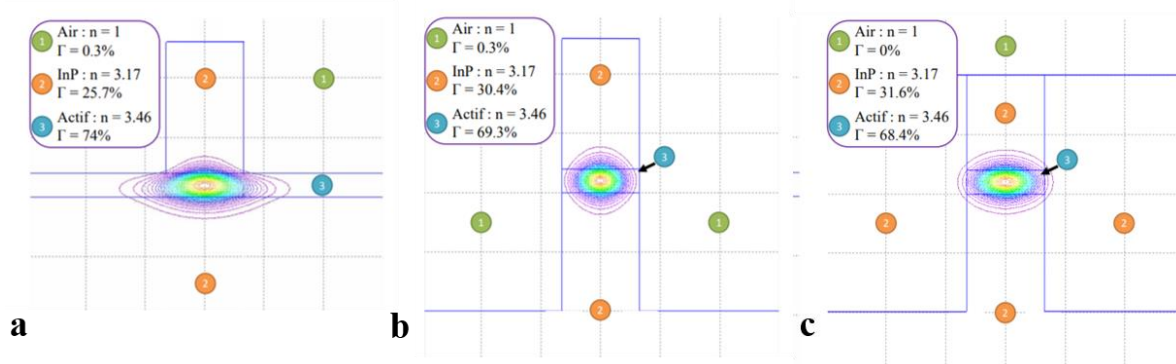


Figure 1.12 Simulations de mode optique réalisées sur ALCOR dans le cadre des travaux de thèse de D. Carrara [47] @1,55 μm : (a) Ruban shallow-ridge ; (b) Ruban deep-ridge ; (c) Ruban enterré

1.1.3.2.2 Structure « shallow-ridge » et « deep-ridge »

Les structures en shallow-ridge et deep-ridge sont schématisées en Figure 1.13a et b dans le cas pratique. Ces structures sont réalisées par une unique étape de croissance et une ou plusieurs étapes de gravure. Ce sont donc les configurations de ruban les plus simples à réaliser. En particulier, pour la structure deep-ridge, les trois couches de l'empilement sont gravées. Contrairement à la structure shallow-ridge, la structure deep-ridge expose les flancs de la zone active à l'air, ce qui crée un fort contraste d'indice dans les deux directions du plan du ruban. Le mode est donc très confiné dans la structure dans les deux directions. Ceci permet d'augmenter le confinement pour une structure active donnée. En pratique, un fort confinement est parfois recherché pour augmenter les effets non-linéaires dans la structure du composant, par exemple le mélange à 4 ondes dans les SOA, des effets de bistabilité dans des oscillateurs, etc. Parfois, on préférera un confinement plus faible, pour éviter ces effets non linéaires, par exemple dans des SOA à forte puissance, on déconfiné le mode dans la zone active afin d'augmenter la puissance de saturation.

Néanmoins, cette configuration de ruban présente un grand nombre d'inconvénients. Les dimensions du mode optique sont très faibles, ce qui rend difficile la possibilité de coupler ce dernier dans une fibre optique. De plus, les flancs de la zone active sont exposés à l'air, ce qui, dans le cas de zone active en matériau en AlGaInAs, provoque l'oxydation rapide de l'aluminium dans ces zones. Enfin, la rugosité des flancs liée au procédé de gravure peut conduire à des pertes optiques à cause des réflexions multiples encouragées par le fort contraste d'indice air/MQW.

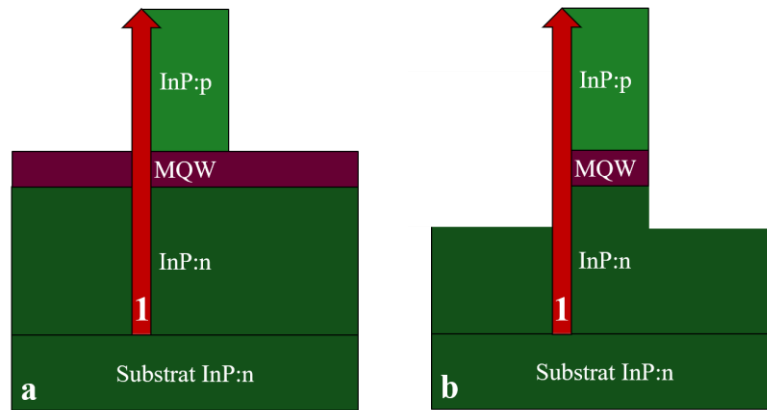


Figure 1.13 Croissance et structuration du ruban III-V sur substrat InP : (a) Ruban en shallow-ridge ; (b) Ruban en deep-ridge

Dans le cas du ruban en shallow-ridge, la gravure s'arrête au niveau de la zone active comprenant les MQWs. De ce fait, le mode optique n'est plus confiné dans une des deux directions du plans du ruban, ce qui lui permet de gagner en taille selon cette direction. Il est donc plus aisé de coupler le mode optique avec une fibre dans cette configuration de ruban. Nous verrons dans les sections suivantes en quoi la structure de ruban enterré est la plus optimale. Ce dernier peut être enterré suivant deux grandes familles de technologies : « buried-ridge structure » (BRS) et « semi-insulating buried heterostructure » (SIBH).

1.1.3.2.3 Structure « Buried-Ridge Structure » (BRS)

La structure BRS est schématisée en Figure 1.14a. Cette dernière est réalisée grâce à une première épitaxie de la section p-i-n. Puis, le ruban est gravé jusqu'à la couche InP dopée n. La structure subit ensuite une seconde épitaxie pour enterrer le ruban d'InP dopé p. Enfin, pour limiter la zone d'injection des électrons par polarisation de la structure, cette dernière subit une implantation ionique H^+ ce qui rend la zone implantée isolante.

Cette structure a de nombreux avantages. Tout d'abord, le fait d'enterrer le ruban permet, comme explicité en section 1.1.3.2.1, de générer un mode sphérique légèrement déconfiné par rapport au ruban en deep-ridge. Ceci est lié au contraste d'indice InP:p/MQW moins élevé que dans le cas air/MQW. Le mode est donc plus facile à coupler avec une fibre du fait de l'augmentation de sa taille. De plus, cette configuration permet de protéger les flancs de la zone active, mais aussi de diminuer les pertes par réflexions suivant ces flancs du fait du contraste d'indice InP:p/MQW moins élevé que pour la structure deep-ridge. Enfin, il a été montré dans de nombreux travaux réalisés au III-V Lab que les structures enterrées permettent d'améliorer la tenue en température des composants [48][49].

Néanmoins, contrairement aux structures deep-ridge et shallow-ridge, la structure BRS nécessite deux étapes de recroissance et une étape d'implantation ce qui complexifie le procédé technologique de fabrication. La Figure 1.14b présente une coupe d'une structure BRS réalisée au III-V Lab. Cette dernière a été observée au Microscope à Balayage Electronique (MEB) suite à des révélations chimiques permettant de mettre en relief les différentes phases de la structure. En particulier, on observe que les zones implantées sont éloignées de la zone active. Ceci induit des pertes par injection. Afin de forcer l'injection dans la zone active uniquement, les structures SIBH ont été développées [48][50].

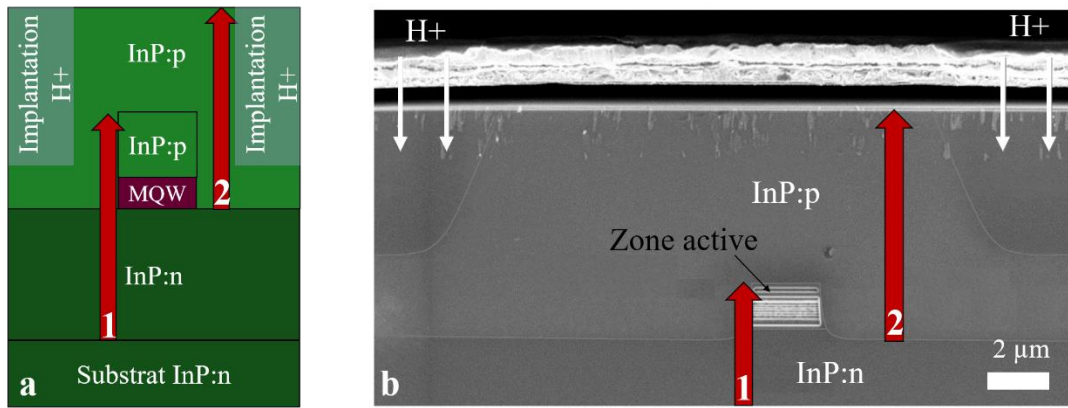


Figure 1.14 Structure de ruban BRS : (a) Schéma de la structure faisant appel à deux étapes d'épitaxie, une étape de gravure et une étape d'implantation ionique ; (b) Observation au Microscope Electronique à Balayage (MEB) d'une structure BRS réalisée au III-V Lab

1.1.3.2.4 Structure « Semi-Insulating Buried Heterostructure » (SIBH)

La structure SIBH est présentée en Figure 1.15a. Cette dernière est réalisée par une première épitaxie de la jonction p-i-n. Puis, le ruban est gravé jusqu'à une partie de la couche InP:n. Le ruban voit ensuite une deuxième épitaxie d'InP semi-insulant et d'une couche bloquante. Enfin, la structure subit une troisième épitaxie de la couche InP dopée p. Cette configuration permet de bénéficier de tous les avantages d'une structure enterrée comme celle du BRS. De plus, contrairement au cas du BRS, la couche semi-insulante permet de forcer l'injection de porteurs dans la structure p-i-n ce qui diminue amplement les pertes par injection. Néanmoins, cette étape d'épitaxie supplémentaire complexifie une fois de plus le procédé technologique. La Figure 1.15b présente une observation MEB juste avant la troisième épitaxie des couches de type p. On voit ici la coupe d'une structure SIBH réalisée au III-V Lab faisant apparaître par révélation chimique les différentes phases de la structure.

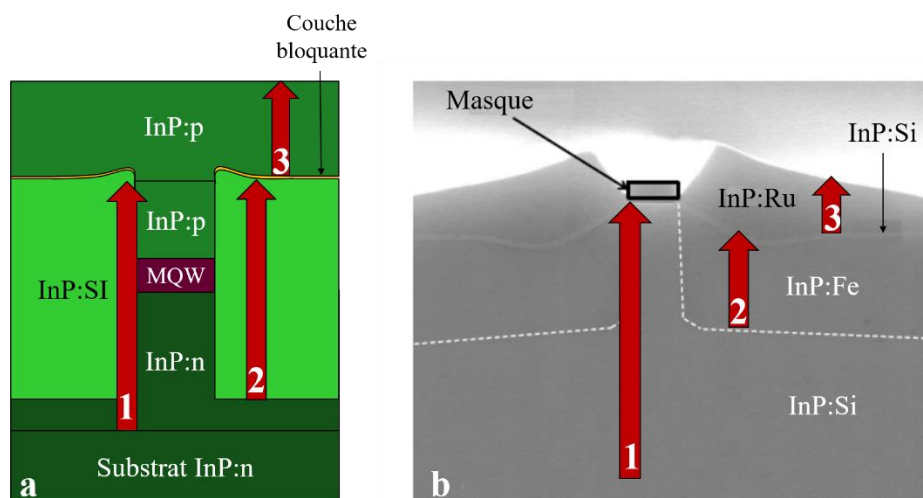


Figure 1.15 Structure du ruban SIBH : (a) Schéma de la structure faisant appel à 3 étapes d'épitaxie et une étape de gravure du ruban ; (b) Observation au Microscope Electronique à Balayage (MEB) d'une structure SIBH réalisée au III-V Lab

1.1.3.3 Un exemple de réalisation au III-V Lab

Dans cette partie, nous nous intéresserons à un exemple de PIC fabriqué dans le cadre de la thèse de G. Binet [37] effectuées au III-V Lab. Le PIC, décrit en Figure 1.16a, dispose de trois sections : laser (DFB), modulateur et guide passif. Le laser DFB et le modulateur constituent le laser directement modulable (DML). Les zones actives de ces sections ont été intégrées par SAG. Les composants ont une structure de guide en SIBH décrite en Figure 1.16b dont le procédé de fabrication est détaillé dans le manuscrit de thèse de G. Binet. Les grandes étapes de croissance, figurant sur la Figure 1.16b, sont les suivantes :

- Etape 1 : Croissance de la couche d'InP:n avant l'étape SAG afin d'écartier le mode optique de l'interface de recroissance.
- Etape 2 : Croissance par SAG de la zone active, de la couche d'InP:p et de la couche réseau (en InGaAsP) : cette dernière sera gravée partiellement pour fabriquer les dents du réseau qui serviront au futur laser DFB
- Etape 3 : Croissance d'InP:p la couche réseau
- Etape 4 : Après fabrication de la section de guide par gravure, ce dernier est enterré par une croissance en InP:SI
- Etape 5 : Croissance des couches InP:p et InGaAs:p++

La Figure 1.16c présente la bande passante d'un DML pour différents courants de polarisation. La bande passante obtenue à -3 dB est 12,5 GHz pour un courant de 150 mA à 25 °C et de 10 GHz à 200 mA à 45 °C. Cet exemple met en exergue la force d'intégration de la plateforme InP, faisant appel à de multiples étapes de recroissance.

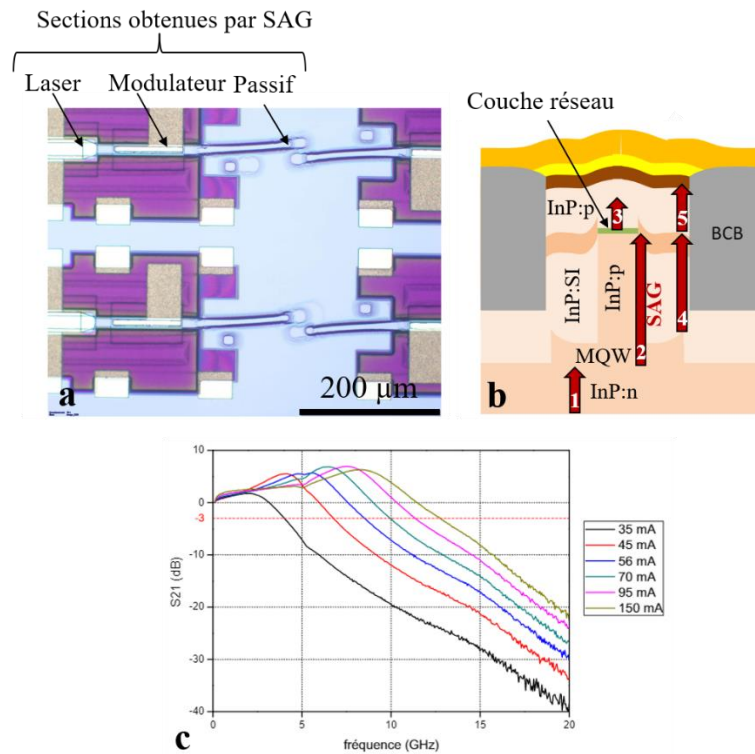


Figure 1.16 Extraits des travaux effectués dans le cadre de la thèse de G. Binet [37] : (a) Image prise au microscope du PIC avec un laser, un modulateur et un guide passif ; (b) Section du composant laser ayant vu étapes d'épitaxie ; (c) Mesure de la bande passante pour différents courants de polarisation du DML

1.1.3.4 Synthèse

Dans cette partie, les modes d'intégration de structures actives permettant la réalisation de PIC, comprenant différents composants sur substrat InP, ont été présentés. Ces modes d'intégration ont été rendus possibles par de grands développements réalisés en épitaxie et sur les étapes de gravure. Ces déploiements ont permis de réaliser des PICs avec un haut degré de complexité.

En particulier, au III-V Lab, les deux modes d'intégrations principaux sont la croissance BJ et la SAG. La croissance BJ permet de faire croître en vis-à-vis deux zones actives différentes suivant la direction du guide optique en deux étapes de croissance. La SAG permet en revanche d'intégrer plusieurs sections actives en une étape de croissance. Contrairement à l'approche BJ, la SAG ne permet pas d'optimiser le design de toutes les zones actives des composants d'un PIC puisqu'elles ont toutes le même nombre de puits et de barrière. Pour autant, elle permet d'intégrer une dizaine de sections III-V différentes en une étape de croissance, là où le BJ ne permet d'intégrer que deux sections actives.

Un autre enjeu majeur de l'intégration photonique sur InP est le choix de la structure de guide III-V. Les PICs sont constitués de composants actifs reliés entre eux par un guide optique en III-V. Afin de confiner la lumière dans ces guides optiques, il existe plusieurs configurations de rubans III-V : la structure en shallow-ridge, la structure en deep-ridge et la structure enterrée. Cette dernière peut être réalisée soit selon un BRS, soit selon un SIBH. La structure SIBH est la plus efficace des structures de ruban puisqu'elle permet de limiter les pertes par injection en forçant les porteurs à aller dans la jonction p-i-n. De plus, elle permet d'améliorer le confinement optique et les propriétés thermiques des composants. Néanmoins, cette configuration de ruban est la plus exigeante au niveau technologique puisqu'elle nécessite au moins trois étapes d'épitaxie et plusieurs étapes de gravure.

L'augmentation perpétuelle des performances imposées par les applications des télécommunications optiques poussent les procédés technologiques à un niveau de difficulté élevé si l'on considère toutes les étapes nécessaires à l'intégration des différentes zones actives d'un PIC et la structuration des rubans. En particulier, comme nous l'avons vu dans l'exemple présenté en 1.1.3.3, le procédé de fabrication peut compter jusqu'à 5 étapes d'épitaxie. Ce haut niveau d'intégration est désormais devenu un incontournable pour aligner les performances des composants avec les nouvelles exigences en augmentation des débits.

Pour autant, l'augmentation exponentielle du trafic de données, décrite par la « loi de Moore photonique » [15], implique également que les coûts et consommations doivent rester stables malgré une augmentation forte des débits d'information. Cette contrainte amène à envisager d'autres filières d'intégration. Le silicium a été et continue à être le matériau de choix pour l'industrie de la microélectronique. Il est abondant, peu cher, robuste et dispose d'un oxyde natif stable idéal pour la passivation. L'intégration de semiconducteurs III-V sur Si est apparue, depuis ces dernières années [51][16], comme un mode d'intégration permettant de combiner le meilleur de ces deux filières :

- les propriétés émettrices et la maturité technologique et industrielle des III-V dans le domaine des télécommunications optiques
- le coût et la maturité industrielle du Si dans le domaine de la microélectronique

1.2 L'intégration III-V sur Si pour les télécommunications optiques

Dans cette section, nous étudierons l'intégration de semiconducteurs III-V sur Si pour les télécommunications optiques. Tout d'abord, nous ferons un bref rappel historique de la photonique sur Si puis nous étudierons les deux filières majeures permettant l'intégration III-V sur Si : l'approche monolithique par croissance directe et l'approche hybride par collage. Enfin, nous aborderons un mode d'intégration développé plus récemment : l'intégration par collage et recroissance de matériaux III-V. Cette approche constitue l'axe majeur de ces travaux de thèse.

1.2.1 Historique de la photonique sur Si

Comme explicité en section 1.1.2.1, le silicium (Si), contrairement aux matériaux III-V, possède un gap indirect, ce qui ne le place pas comme candidat idéal pour réaliser des fonctions actives telle que l'émission pour la photonique. Néanmoins, le Si seul peut permettre de réaliser des fonctions passives. En particulier, ce dernier dispose d'un oxyde natif, la silice, ayant un fort contraste avec ce dernier, ce qui permet de réaliser des guides passifs en Si entouré de silice à faibles pertes optiques de propagation et à forte courbure, ce qui réduit considérablement la taille des composants photoniques, et d'augmenter la densité des PICs.

Le silicium est considéré pour la première fois comme candidat pour un composant photonique en 1987 quand R. Soref et B. Bennet mettent en évidence ses effets d'électroabsorption pour la réalisation d'un modulateur optique [18]. En 1994, G. Reed, A. Rickman et F. Namavar démontrent les propriétés de faible pertes optiques induites dans un guide en Si [52]. A partir des années 2000, la photonique sur Si apparaît comme une technologie convaincante au niveau industriel pour pouvoir bénéficier de la plateforme 300 mm offerte par le Si [51][53][54].

La photonique sur Si présente un réel intérêt mais elle ne permet pas de réaliser des fonctionnalités actives comme l'émission de lumière du fait du gap indirect du Si. Cela compromet la possibilité de réaliser des sources laser efficaces, composant clé d'un PIC. L'intégration III-V sur Si permet de répondre à ce manque en combinant le meilleur des deux plateformes : les propriétés émettrices des III-V et la maturité industrielle du Si.

Les deux modes d'intégration principaux qui seront décrits dans dans la suite sont les suivants :

- l'intégration monolithique par croissance directe de matériaux III-V sur Si
- l'intégration hybride par collage de III-V sur Si

1.2.2 Intégration monolithique par croissance directe

L'intégration par croissance directe de III-V sur Si est l'approche la plus économiquement intéressante pour mettre à profit toute la surface du substrat Si de 300 mm. Elle permet également de s'affranchir de la consommation d'un substrat III-V coûteux et de taille limitée comme on le verra dans la section 1.2.3. Néanmoins, cette dernière est l'approche la plus exposée aux différences de propriétés entre III-V et Si, qui seront explicitée en section 1.2.2.1.

Malgré ces différences, plusieurs stratégies de croissance ont été développées. Dans la suite, nous développerons les stratégies suivantes: la croissance de matériaux à l'accord de maille sur GaP (1.2.2.2), la croissance avec utilisation de quantum dots (1.2.2.3), la croissance de structures à l'accord de maille sur InP (1.2.2.4), et plusieurs déclinaisons de croissances sélectives (1.2.2.5).

1.2.2.1 Problématique

Dans cette partie, les différences de propriétés cristallographiques, thermiques et les différences de polarité entre III-V et Si ainsi que leurs impacts sur la qualité de la croissance seront présentés.

1.2.2.1.1 Différences de paramètre de maille

Comme explicité dans la section 1.1.2, un des paramètres importants qui caractérise un semiconducteur est son paramètre de maille. Le principe de l'épitaxie consiste à contraindre une couche à prendre le paramètre de maille du substrat. Lorsque la couche et le substrat ne sont pas composés des mêmes matériaux, on parle d'hétéroépitaxie. En particulier, si le paramètre de maille de la couche (a_{couche}) est plus grand que celui du substrat ($a_{substrat}$), la couche épitaxiée sur le substrat sera contrainte en compression (Figure 1.17a). Dans le cas inverse, la couche sera contrainte en tension sur le substrat (Figure 1.17b).

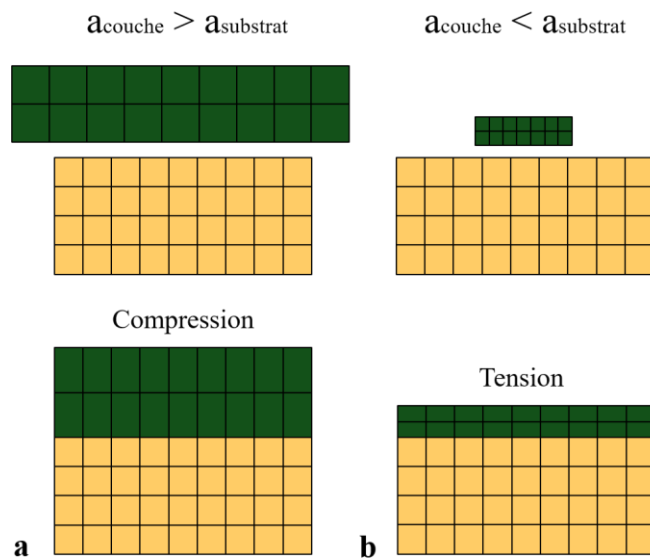


Figure 1.17 Hétéroépitaxie d'une couche au paramètre de maille notée a_{couche} sur un substrat dont le paramètre de maille est noté $a_{substrat}$: (a) cas où $a_{couche} > a_{substrat}$: contrainte en compression ; (b) cas où $a_{couche} < a_{substrat}$: contrainte en tension

Le désaccord de maille noté $\frac{\Delta a}{a}$ se définit par la relation suivante :

$$\frac{\Delta a}{a} = \frac{a_{couche} - a_{substrat}}{a_{substrat}} \quad (1)$$

Lorsque la couche n'est pas accordée en maille sur le substrat, cette dernière accumule de l'énergie élastique à mesure qu'elle gagne en épaisseur jusqu'à atteindre une valeur critique. On parle de croissance pseudomorphique. Cette valeur critique est plus faible pour des désaccords de maille élevés : cela réduit la tolérance du matériau à emmagasiner l'énergie élastique. En particulier, pour les familles de matériaux à l'accord de maille sur InP, le désaccord de maille est de 8% par rapport au silicium, ce qui est très élevé et confère une énergie élastique critique faible. Ainsi, lorsque l'énergie emmagasinée par la couche dépasse cette valeur critique, des mécanismes de relaxations apparaissent tels que l'apparition de dislocations dans le matériau afin de relâcher la contrainte [55]. L'épaisseur à partir de laquelle les dislocations apparaissent est appelée l'épaisseur critique (h_c).

La relation entre la contrainte et l'épaisseur critique sera abordée plus amplement au Chapitre 3. Les dislocations se propagent ensuite jusqu'à l'interface de recroissance. Un exemple de formation de dislocations lors d'une croissance de GaAs sur Si [56] est présenté en Figure 1.18.

Ces dislocations sont particulièrement nuisibles pour un composant photonique car elles représentent des centres de recombinaison non radiatifs [57]. C'est la cause principale de la dégradation du matériau III-V en recroissance sur Si. Plusieurs solutions ont été développées dans la littérature [58], telles que le développement de recuits après la croissance [57], l'insertion de couche pour filtrer les dislocations [59], l'utilisation de nanostructures telles que les quantum dots (QDs) ou nanofils, moins sensibles aux dislocations [60], ou encore l'utilisation de la croissance sélective dans des tranchées [61][62]. Les deux dernières approches seront plus explicitées dans les sections 1.2.2.3 et 1.2.2.5

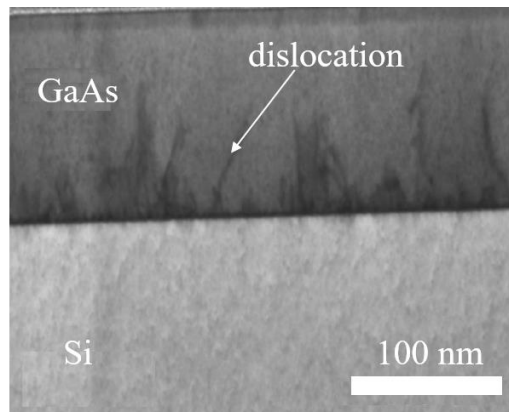


Figure 1.18 Observation des dislocations au Microscopie Electronique en Transmission (STEM) générées lors d'une croissance GaAs sur Si [56]

1.2.2.1.2 Différences de coefficients d'expansion thermique

Les semiconducteurs III-V possèdent des coefficients d'expansion thermique généralement plus élevés que celui du Si. Par exemple, à 300 K, le GaAs et l'InP possèdent respectivement un coefficient de dilatation thermique de $5,73E-6 \text{ K}^{-1}$ et $4,60E-6 \text{ K}^{-1}$ tandis que celui du Si est de $2,6E-6 \text{ K}^{-1}$. Or dans le cas d'une épitaxie III-V sur substrat Si, ce dernier, beaucoup plus épais, va imposer son coefficient d'expansion thermique (CET) à la couche III-V. Cette différence a tendance à induire des contraintes au sein du matériau épitaxié.

A température d'épitaxie, la maille du substrat Si s'est dilatée selon son coefficient d'expansion thermique. C'est donc sur cette maille "dilatée" que le matériau III-V est déposé. La contrainte induite dans la couche est principalement le fait du désaccord paramétrique entre III-V et Si explicité en section 1.2.2.1.1. Lors de la phase de refroidissement en fin d'épitaxie, la maille du matériau III-V se contracte, mais en suivant le coefficient d'expansion thermique imposé par le Si. Elle ne peut donc pas se contracter autant qu'elle le pourrait si elle n'était pas liée au silicium : cela induit une contrainte en tension biaxiale. Cette problématique sera plus amplement abordée dans le Chapitre 3.

De même que pour le désaccord de maille, cette différence de coefficient d'expansion thermique induit donc une énergie élastique emmagasinée par la couche. Si cette dernière excède une valeur d'énergie critique [55], cela peut induire des défauts tels que des fissures au sein de la couche (Figure 1.19). Par exemple, pour une couche de GaAs épitaxiée sur Si, on observe l'apparition de fissures liées à la différence de CET à partir d'une épaisseur critique comprise entre 4,9 et 7 μm , en fonction de la température de croissance [63].

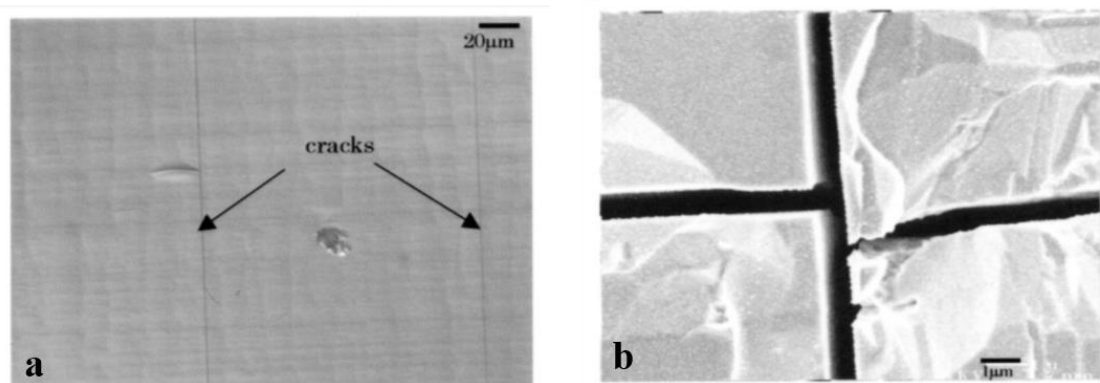


Figure 1.19 Observations au microscope de la surface d'une couche de GaAs épitaxiée sur Si [63]: (a) avec une couche de GaAs de 3,8 μm d'épaisseur ; (b) avec une couche de GaAs de 8,1 μm d'épaisseur

1.2.2.1.3 Différences de polarité

Les semiconducteurs III-V sont, par définition, composés d'atomes provenant de la colonne III et d'atomes provenant de la colonne V, contrairement au Si qui ne possède qu'un élément de la colonne IV. Les III-V sont donc polaires à l'inverse du Si qui est apolaire. La croissance des matériaux III-V se déroule selon un dépôt successif de monocouches d'éléments III et V. Dans le cas parfait où cette croissance s'effectue sur une couche Si plane, l'épitaxie donne lieu à un empilement de type ABABABAB... où A représente une monocouche d'un élément et B une monocouche de l'autre élément (Figure 1.20a). Toutefois, dans la pratique, la surface du silicium est composée de marches monoatomiques. Lors de la croissance du III-V sur une telle surface, le passage d'une marche monoatomique à une autre induit une rupture de la continuité des monocouches déposées. Cela peut entraîner la formation de liaisons homoatomiques III-III et/ou V-V (Figure 1.20b) [64]. Ces liaisons appelées parois d'antiphase (APD) sont nuisibles à la bonne qualité cristalline du III-V. En effet, ces liaisons agissent comme des centres de recombinaisons non-radiatifs pour les porteurs [57]. Un exemple de ce type de défauts est présenté en Figure 1.21 dans le cas de la croissance de GaAs sur Si réalisée dans le cadre des travaux de thèse de R. Cipro [65].

Plusieurs solutions ont été développées pour éliminer les défauts de type APD dès les premières phases de croissance telles que l'utilisation d'une couche tampon en GaP précédée d'une préparation spécifique de l'état de surface [66], l'utilisation de substrats Si (004) [67], ou encore la croissance sur substrat Si patterné avec des cavités en forme de V (« V-groove ») [68].

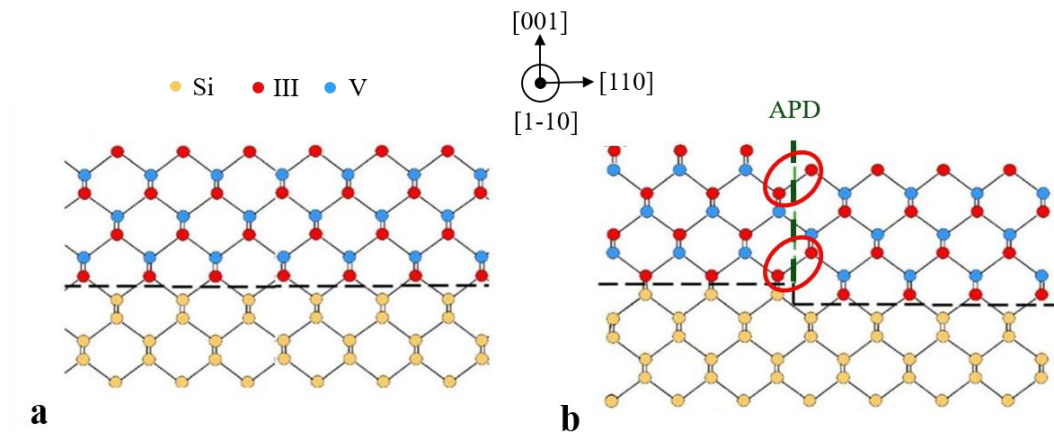


Figure 1.20 Principe de la formation des parois d'antiphase (APD) [64] : (a) Cas idéal où la couche de Si est plane : l'épitaxie se déroule par dépôt successifs d'atomes III et d'atomes V ; (b) Cas réel où la couche de Si est constituée de marche atomique : le dépôt successif conduit à la formation de liaison III-V dans cet exemple : formation de APD

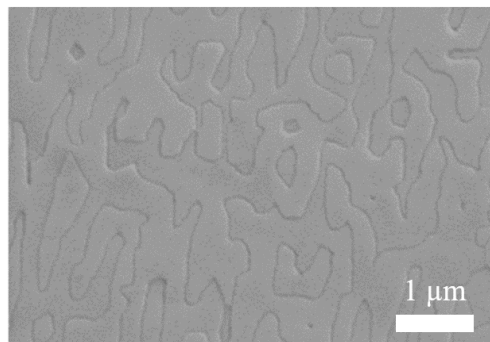


Figure 1.21 Observation au MEB de la surface d'une couche de GaAs épitaxiée sur Si faisant apparaître des défauts de type APD [65]

1.2.2.1.4 Bilan

L'épitaxie directe de semiconducteurs III-V sur Si est confrontée aux incompatibilités intrinsèques entre III-V et Si. Tout d'abord, le désaccord paramétrique s'élève entre 4% pour le GaAs à 8% pour le cas de l'InP. De ce fait, la formation de dislocations est inévitable, ce qui crée des centres de recombinaison non radiatifs pour les porteurs. Par ailleurs, dans le cas idéal où les couches sont contraintes à température d'épitaxie, la différence de coefficients d'expansion thermique entre III-V et Si peut provoquer des fissures dans le matériau au retour à température ambiante. Enfin, la formation de parois d'antiphase liée à la différence de polarité entre III-V et Si crée des centres de recombinaison non radiatifs pour les porteurs. Toutes ces problématiques rendent difficile la croissance d'un matériau III-V aux propriétés optiques en phase avec les exigences imposées par un composant photonique. En particulier, il est difficile de transposer tout le savoir-faire acquis sur la plateforme InP, avec des structures actives à base de MQWs, à la plateforme d'intégration III-V sur Si par croissance directe. Néanmoins, pour surmonter ces difficultés, un grand nombre de stratégies ont été développées. Plusieurs solutions ont été apportées pour limiter l'impact du désaccord paramétrique d'une part, et pour supprimer les défauts de type APD d'autre part. Dans les sections suivantes, nous étudierons les quatre grandes familles de stratégies principales de croissance directe : la croissance de matériaux à l'accord de maille sur GaP (1.2.2.2), la croissance avec utilisation de quantum dots (QDs) (1.2.2.3), la croissance de structures à l'accord de maille sur InP (1.2.2.4) et toutes les déclinaisons de croissances sélectives (1.2.2.5). Nous comparerons le niveau de maturité et les perspectives de plusieurs de ces approches en section 1.2.2.6.

1.2.2.2 Croissance de films à l'accord de maille sur GaP

La première famille d'approche d'intégration monolithique III-V sur Si est la croissance directe de III-V à l'accord de maille sur GaP sur substrat Si. Le GaP possède en effet un paramètre de maille proche de celui du Si (Figure 1.3). De cette manière, les matériaux à l'accord de maille sur GaP ne souffrent pas de dégradation causée par la différence de paramètre de maille avec le Si. Cette approche a été exploitée dès 2005 pour la réalisation de cellules solaires à l'accord de maille sur Si [69]. Puis, dès 2006, B. Kunert *et al.* de l'Université Philipps-Marburg ont repris cette approche pour développer tout un panel de matériaux III-V sur substrat GaP [70]. En particulier, des familles de matériaux à base de MQWs en Ga(NAsP)/GaP ont été développées sur cette plateforme. Des caractérisations en diffraction aux rayons X (XRD) et mesure de photoluminescence (PL) sont présentées en Figure 1.22. Les pics satellites associés aux MQWs traduisent des interfaces bien définies lors de la croissance (Figure 1.22a). La mesure en PL à 900 nm démontre également la grande qualité cristalline de l'hétérostructure (Figure 1.22b).

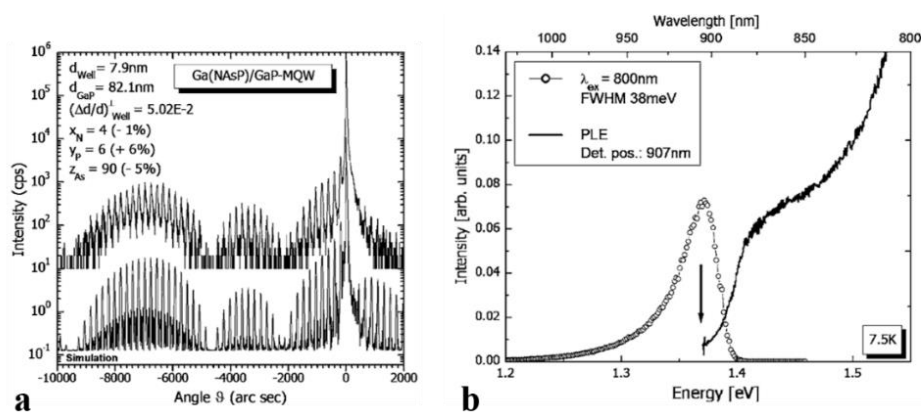


Figure 1.22 Caractérisations d'une structure à base de MQWs en Ga(NAsP)/GaP épitaxiée sur substrat GaP [70]: (a) Profils de diffractions aux rayons X (DRX) ; (b) Mesure de photoluminescence

Ces équipes ont pu alors transposer tout le savoir-faire acquis en croissance sur GaP à la plateforme Si en 300 mm. De ce fait, la croissance de structures actives à base de MQWs Ga(NAsP)/(BGa)(AsP) sur substrat Si de grande qualité cristalline a été démontrée (Figure 1.23a) [71]. La fabrication de lasers à contact larges basés sur ces structures émettant à des longueurs d'onde comprises entre 800 et 900 nm a également été démontrée. Les caractéristiques de ces composants sont présentées en Figure 1.23b. L'émission laser est validée pour des températures allant jusqu'à 120 K en régime pulsé. Ces résultats peuvent être améliorés grâce à des optimisations apportées au niveau des conditions de croissance. Néanmoins, ces familles de matériaux ne permettent pas de réaliser des structures de bande optimales pour un composant laser. En particulier, cette approche est limitée aux matériaux émettant à 900 nm au maximum (Figure 1.3).

Pour autant, les travaux portant sur la croissance de couches buffer en GaP sur Si ont permis d'accéder à une avancée majeure. L'optimisation des préparations de surface des substrats ainsi que sur les premières étapes de croissance de couches Si ont permis d'aboutir à l'épitaxie de films en GaP sans APD. Grâce à ces développements, les premiers lasers à base de QDs sur substrat Si (001) émettant à 1,3 μm ont vu le jour en 2016 [72]. L'entreprise NAsP_{III/V} GmbH commercialise le savoir-faire développé par l'université Phillips-Marburg sous forme, par exemple, de la vente de substrats Si dotés de couche de GaP sans APD.

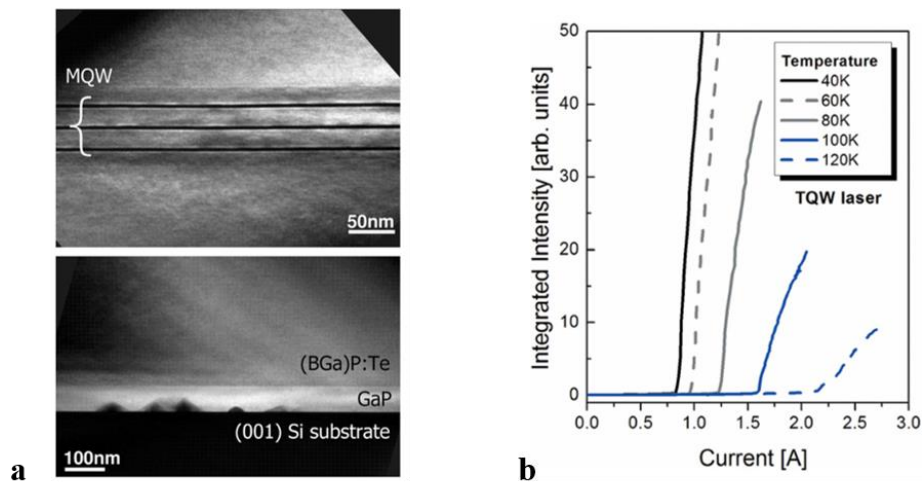


Figure 1.23 Caractérisations d'un laser à contact large basé dont la structure active est composée de MQWs en Ga(NAsP)/(BGa)(AsP) sur substrat Si [71]: (a) : Observation d'une coupe de la zone active (haut) et de l'interface de recroissance (bas) ; (b) Puissance en fonction du courant en régime pulsé obtenue pour différentes températures

1.2.2.3 Croissance de structures à base de quantum dots

La deuxième famille d'approche pour l'intégration de semiconducteurs III-V sur Si par croissance directe est l'utilisation de structures actives à base de QDs. Ces structures ont été proposées en 1982 par Y. Arakawa et H. Sakaki [73], puis la première démonstration a été réalisée en 1994 par N. Kirstaedter *et al.* [74]. Ces structures présentent un grand nombre d'avantages par rapport aux structures à base de MQWs : diminution des courants de seuil [75], augmentation de la température caractéristique des lasers [76] et enfin, la plus faible sensibilité de ces structures aux défauts cristallins [77].

En effet, malgré toutes les avancées développées mentionnées en section 1.2.2.1.1 pour limiter la dégradation des zones actives par l'apparition de dislocations, leur densité reste tout de même suffisamment élevée ($>10^6 \text{ cm}^{-2}$) pour engendrer des dégradations majeures sur des structures actives à base de MQWs. Une étude de 2015 menée par le groupe de J. Bowers a montré que pour un taux de dislocation de $2 \cdot 10^8 \text{ cm}^{-2}$, les structures à base de QDs démontrent d'excellentes performances en régime continu et en température contrairement aux structures à base de MQWs [78].

La Figure 1.24a, extraite de [60], présente une image prise par « electron channel contrast » (ECCI) de la surface d'une couche de GaAs épitaxiée sur Si, permettant d'observer la présence de dislocations avec une densité de l'ordre de $7 \cdot 10^7 \text{ cm}^{-2}$ (cercles blancs). En vis-à-vis, une mesure à l'échelle faite sur la surface d'une structure composée de 7 couches de $5 \cdot 10^{17} \text{ cm}^{-3}$ QDs InAs/GaAs épitaxiées sur Si est présentée dans l'encadré en Figure 1.24b. Ces mesures montrent le très grand ratio des QDs par rapport à celui des dislocations. Le signal de photoluminescence de la structure à base de QDs obtenue sur substrat Si est comparé à celui obtenu sur substrat GaAs (Figure 1.24c). Les structures émettent à $1.3 \mu\text{m}$, avec une légère dégradation du signal pour la structure épitaxiée sur substrat Si. En somme, les structures à base de QDs sont moins sensibles aux dislocations et apparaissent donc comme des structures optimales pour la réalisation de composants photoniques sur Si particulièrement adaptés pour des applications datacom à $1,3 \mu\text{m}$.

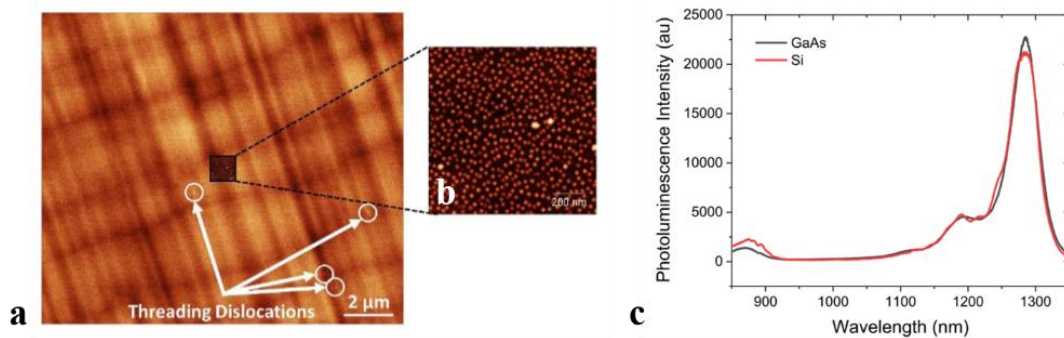


Figure 1.24 Images prise par « electron channel contrast » (ECCI) extraites de [60]: (a) Surface d'une couche de GaAs épitaxiée sur Si ; (b) Surface d'une structure à base de QDs épitaxiée sur Si ; (c) Signaux de photoluminescence obtenus pour la structure à base de QDs épitaxiée sur substrat Si (rouge) et sur substrat GaAs (noir)

De grandes démonstrations basées sur cette approche ont été réalisées au niveau composant photonique [79]–[81]. En particulier, en 2019, le groupe de J. Bowers a démontré la réalisation d’un laser accordable sur Si basé sur une structure à base de QDs [82]. La Figure 1.25a présente le composant avec la section active en QDs. Une accordabilité de 16 nm est démontrée avec une puissance de sortie de 2,7 mW par longueur d’onde (Figure 1.25b). Ces performances sont comparables à celles obtenues pour des systèmes basés sur des structures à l’accord de maille. Ce résultat montre la potentialité de cette approche pour la réalisation de composants photoniques avancés.

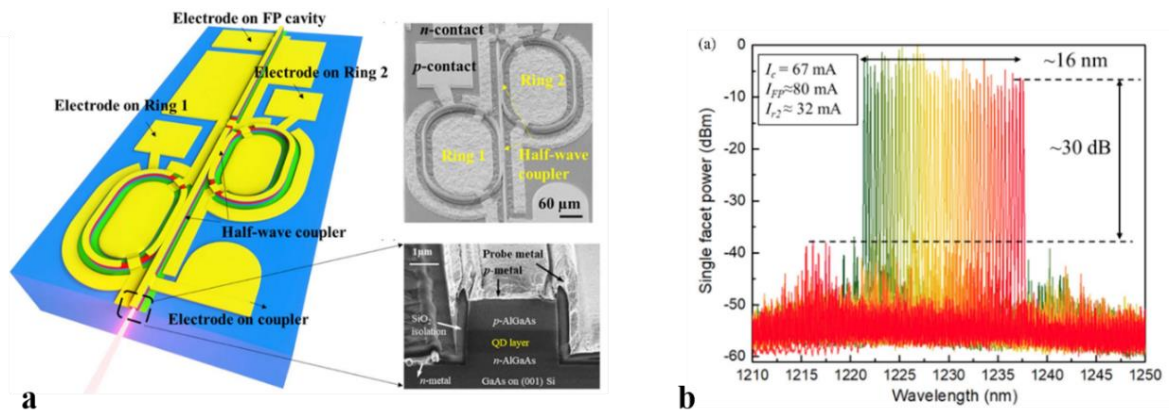


Figure 1.25 Figures extraites de [82]: (a) Structure du laser accordable sur Si ; (b) Spectres obtenus pour les 37 canaux couvrant une gamme spectrale de 16 nm

Pour tirer profit des fonctionnalités offertes par la plateforme de photonique sur silicium, abordées en section 1.2.1, il faut pouvoir coupler la lumière générée par le laser à base de III-V avec des guides en Si. Néanmoins, l’utilisation d’un buffer en GaAs épais de 2 μm compromet la possibilité de coupler optiquement le guide III-V avec un guide Si enterré dans le SOI, comme dans l’approche par collage qui sera explicitée en section 1.2.3. De ce fait, plusieurs stratégies de couplage ont été envisagées et sont décrites en Figure 1.26.

Après gravure du ruban III-V, des couches de silice et de silicium pourraient être déposées de manière à mettre en vis-à-vis les couches actives en QDs avec la couche de Si amorphe (Figure 1.26a). Le couplage pourrait donc se faire par « butt-coupling » ou couplage par la tranche [17]. Cette approche présente une difficulté technologique pour aligner les couches guidantes du fait de leur faible épaisseur. De plus, les réflexions parasites engendrées par le fort contraste d’indice III-V/Si induisent d’importantes pertes optiques.

Le deuxième mode de couplage envisagé est un couplage évanescent vers des structures guidantes en matériau III-V et non Si (Figure 1.26b). Cette technique vise à tirer profit des fonctionnalités développées dans la photonique sur InP décrite en section 1.1.3, tout en bénéficiant de la plateforme 300 mm du silicium. Cette approche présente également plusieurs limitations. Tout d’abord, le mode optique est amené à traverser une zone avec un fort taux de dislocation, ce qui risque de générer des pertes optiques. De plus, les fonctionnalités offertes par la photonique sur silicium ne sont pas exploitées. Cette stratégie vise donc à n’utiliser le silicium qu’en tant que substrat à bas coût avec des modes de fabrication en 300 mm [83].

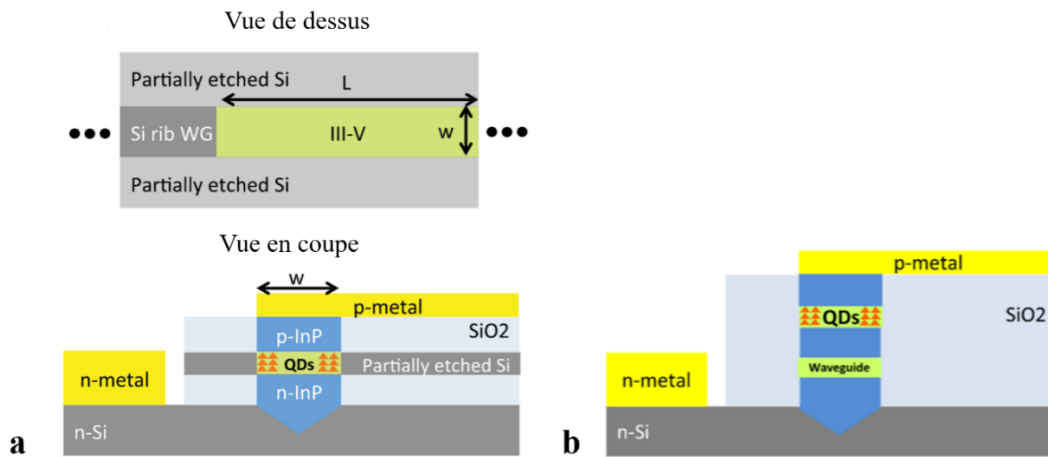


Figure 1.26 Stratégies de couplage III-V/Si avec buffer III-V épais extraites de [84]: (a) Butt-coupling ; (b) Couplage évanescent avec guide III-V

1.2.2.4 Croissance de films à l'accord de maille sur InP

Une autre approche de croissance directe consiste à développer la croissance de structures à base de MQWs à l'accord de maille sur InP sur substrat Si. Cette approche, s'appuyant sur le savoir-faire de la plateforme photonique sur InP, permet de couvrir les longueurs d'onde $1,3 \mu\text{m}$ mais également $1,55 \mu\text{m}$ contrairement à l'approche avec QDs où l'émission aux hautes longueurs d'onde présente une difficulté supplémentaire. Néanmoins, cette approche présente un défi majeur pour accommoder la différence de paramètre de maille élevée entre InP et Si abordée en section 1.2.2.1.1.

Le premier laser basé sur cette approche émettant à 1540 nm a été réalisé par Vapor mixing epitaxy (VME) en 1991 [85]. Le fonctionnement de ce dernier s'appuyait sur la croissance d'un buffer InP de $13 \mu\text{m}$ d'épaisseur au dessus d'un buffer en GaAs de $2 \mu\text{m}$ d'épaisseur permettant d'atteindre une densité de dislocation en dessous de 10^7 cm^{-2} . Des tests de vieillissement ont montré que ce laser pouvait fonctionner durant 7000 h en régime continu sans dégradation des performances [86]. Plus récemment, le développement d'un template InP sur Si basé sur l'utilisation de V-groove et d'un buffer d'une épaisseur de $1,5 \mu\text{m}$ a permis la croissance d'une structure à base de MQWs en InGaAs/AlGaInAs. Un fonctionnement laser à température ambiante en régime pulse a été démontré [87].

C'est en 2019 que B. Shi *et al* [88] démontrent pour la première fois le fonctionnement en régime continu d'un laser basé sur des MQWs à base d'InGaAsP émettant à 1550 nm (Figure 1.27c), en utilisant un buffer d'une épaisseur totale de $3,9 \mu\text{m}$ (Figure 1.27a et b). Des densités de courants de seuil de l'ordre de $2,05 \text{ kA.cm}^{-2}$ ont été démontrées en régime continu à 15°C , avec une puissance de sortie de facette de 18 mW à 500 mA de courant d'excitation (Figure 1.27c). Les performances sont dégradées par rapport à celles obtenues sur InP pour référence du fait de la forte densité de dislocations de plus de 10^8 cm^{-2} .

De même que pour l'approche monolithique par croissance de QDs, les possibilités d'intégration de ces lasers avec des structures photoniques sur Si par couplage évanescent sont limitées par l'épaisseur du buffer encore élevée. Les mêmes stratégies que celles décrites en Figure 1.26 pourraient être envisagées. Pour diminuer l'épaisseur du buffer, les technologies de croissances sélectives abordées dans la section suivante sont pertinentes.

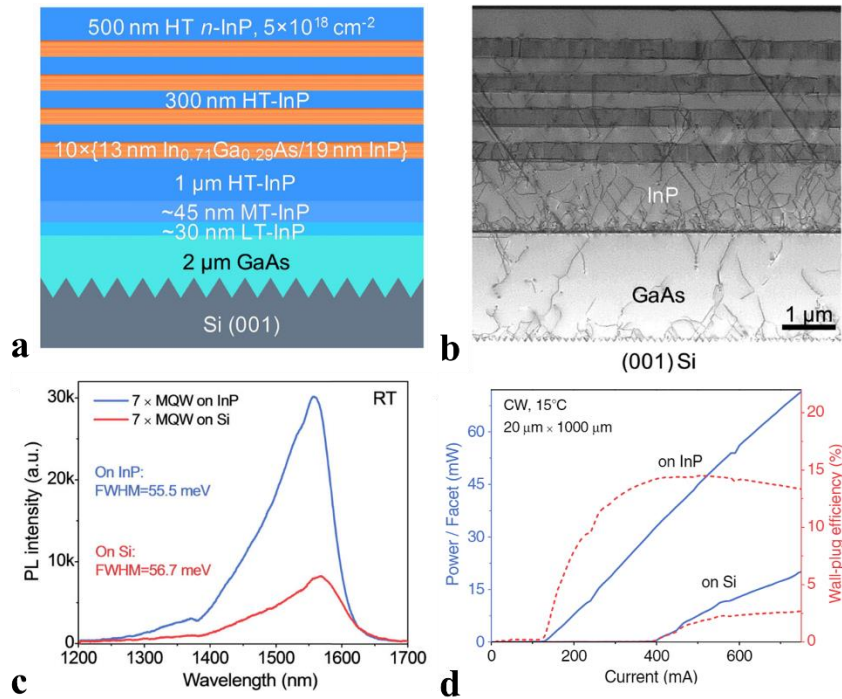


Figure 1.27 Travaux réalisés par B. Shi *et. al* sur la croissance de structures à base de MQWs à l'accord de maille sur InP sur substrat Si(001) [88] : (a) Description de la structure du template InP-Si sur lequel la croissance des structures actives a été réalisée ; (b) Coupe de la structure observée au STEM ; (c) Signaux de photoluminescence des MQWs en InGaAsP épitaxiés sur InP-Si (rouge) et sur InP pour référence (bleu) ; (d) Caractéristiques obtenues en pulsé (trait plein) et en continu (trait pointillé) à 15°C du laser épitaxié sur InP-Si et sur InP pour référence

1.2.2.5 Croissance sélective

La troisième famille d'approche pour l'intégration III-V sur Si par croissance directe est la croissance sélective. Cette dernière consiste à déposer des masques en diélectrique sur le substrat en silicium. Du fait de la non-cristallinité du masque, le matériau III-V ne se dépose que sur la surface de Si. Les mécanismes de croissance sont ainsi modifiés ce qui nécessite un grand travail de calibrage des structures. De plus, du fait des dimensions réduites des structures épitaxiées, la caractérisation de ces dernières peut également représenter un réel défi technique.

Malgré tout, ces approches peuvent présenter de réels avantages qui seront décrits dans les sections suivantes. Deux catégories de croissance sélective appliquée à l'intégration III-V sur Si seront décrites : la croissance sélective « Aspect Ratio Trapping » (ART) et la croissance sélective latérale (ELOG).

1.2.2.5.1 Croissance sélective "Aspect Ratio Trapping" (ART)

Le principe de la croissance sélective ART [58] est décrit en Figure 1.28. La croissance ART consiste à piéger les dislocations par masquage en matériau diélectrique sur la surface du substrat Si. La croissance étant sélective, elle ne s'effectue qu'entre les masques diélectriques. Cette technique de croissance a été déclinée sous plusieurs géométries telles que la croissance « V-groove » où le substrat Si est gravé avec des motifs en forme de V et où des masques en diélectriques sont déposés de part et d'autre de ces ouvertures en V selon les plans {111} [89][62][90]. Le matériau III-V se dépose donc sur les motifs Si gravés en V. Les équipes d'IMEC ont en particulier montré que ces motifs permettent de supprimer la formation d'APD et de limiter la formation de dislocation [91].

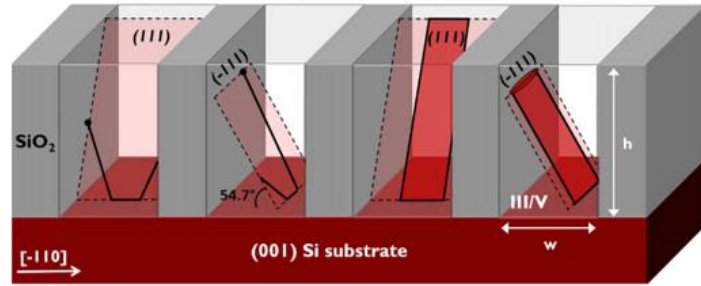


Figure 1.28 Principe de la croissance par « Aspect Ratio Trapping » [58]

La croissance sélective en « V-groove » a ensuite été déclinée par Kei May Lau *et. al* au profit d'une croissance sélective qualifiée de trapézoïdale [92] dont le principe est décrit en Figure 1.29. Le substrat SOI est gravé suivant une forme de trapèze ce qui a permis d'apporter plus de flexibilité sur les designs de structures III-V. En particulier, en 2019, le premier laser basé sur une croissance trapézoïdale de InP/InGaAs émettant à 1,5 μm sur substrat SOI de 220 mm a été réalisé par le groupe de Kei May Lau. La structure du laser est décrite en Figure 1.30a. Le principe de fabrication des lasers Fabry-Pérot ainsi que le spectre obtenu à 300 K par pompage optique sont présentés en Figure 1.30b et c. Cette démonstration témoigne de la potentialité de l'approche pour la croissance de structures MQWs à l'accord de maille sur InP.

La particularité de ce composant est qu'il comporte des couches buffer peu épaisses, ce qui laisse la possibilité de coupler le mode généré dans le III-V avec des composants passifs dans le SOI par couplage évanescent. Néanmoins, dans cette configuration de couplage, le mode optique risque d'être exposé à des zones ayant un fort taux de dislocation, ce qui peut engendrer des pertes optiques.

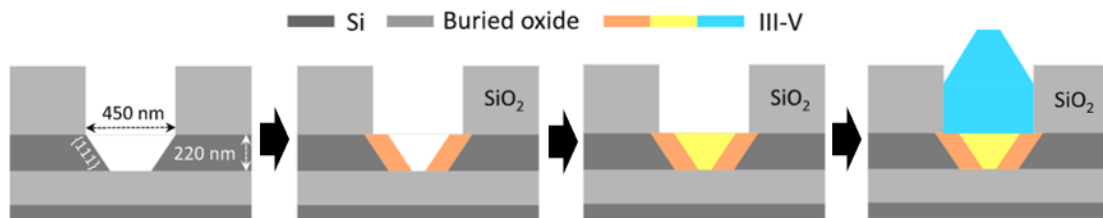


Figure 1.29 Principe de la croissance trapézoïdale [92]

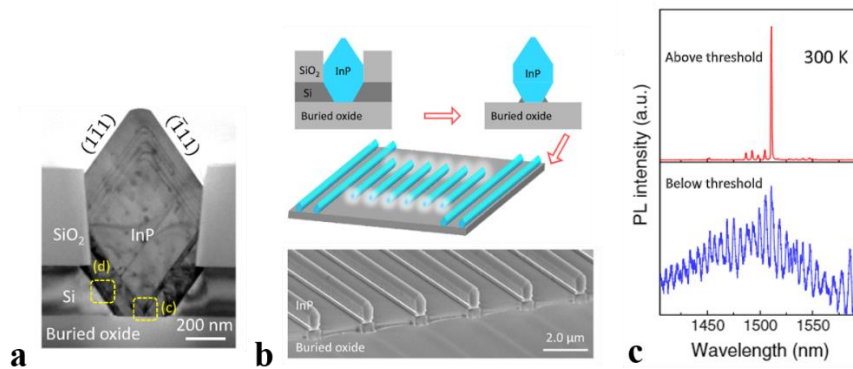


Figure 1.30 Réalisation de lasers Fabry-Pérot (FP) à partir d'une structure III-V en InP/InGaAs épitaxiée sur Si [92] : (a) Croissance trapézoïdale de la structure III-V ; (b) Procédé de fabrication des lasers FP ; (c) Emission laser à 1500 nm à 300 K par pompage optique

1.2.2.5.2 Croissance selective latérale (ELOG)

La croissance sélective latérale est un mode de croissance où le matériau III-V croît selon une géométrie imposée par le motif du masque en diélectrique. En particulier, la croissance ELOG par « Template-Assisted Selective Epitaxy » [93], décrit en Figure 1.31, permet de forcer la croissance selon une direction horizontale afin de limiter l'épaisseur du matériau III-V en recroissance. Le matériau III-V déposé sur la portion de Si exposée suit une croissance selon la géométrie de la cavité (ou « template ») jusqu'à la remplir entièrement.

En 2019, les équipes d'IBM Zurich-ETHZ ont montré des performances remarquables de photodiodes sur Si et comparables à ce qui est obtenu sur substrat InP en terme de courant d'obscurité [94]. La structure du composant est présentée en Figure 1.32. Une jonction p-i-n à base de matériau en InGaAs est épitaxiée en une étape sur substrat SOI suivant un motif de croix par méthode TASE (Figure 1.32a). Le dopage des parties n et p est effectué en in-situ, pendant la croissance. La position des couches de contact est contrôlée par le temps de croissance de la structure. Après retrait du « template », la structure est métallisée (Figure 1.32b). Cette approche est non seulement intéressante pour les performances qu'elle permet d'atteindre mais aussi pour les perspectives qu'elle offre en terme de couplage avec un guide défini à partir du ruban Si contre lequel le matériau III-V est déposé.

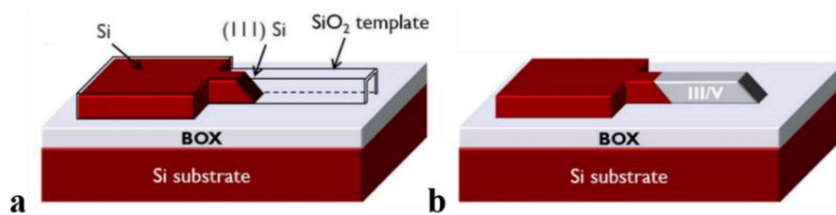


Figure 1.31 Principe de la croissance latérale (ELOG) par « Template-Assisted Selective Epitaxy » (TASE) [58] : (a) Fabrication d'une fine cavité en diélectrique (ou « template ») qui recouvre une partie du Si provenant du SOI et une partie du futur matériau III-V en croissance sur la facette (111) exposée du Si; (b) Retrait de la cavité en diélectrique après croissance du matériau III-V par ELOG

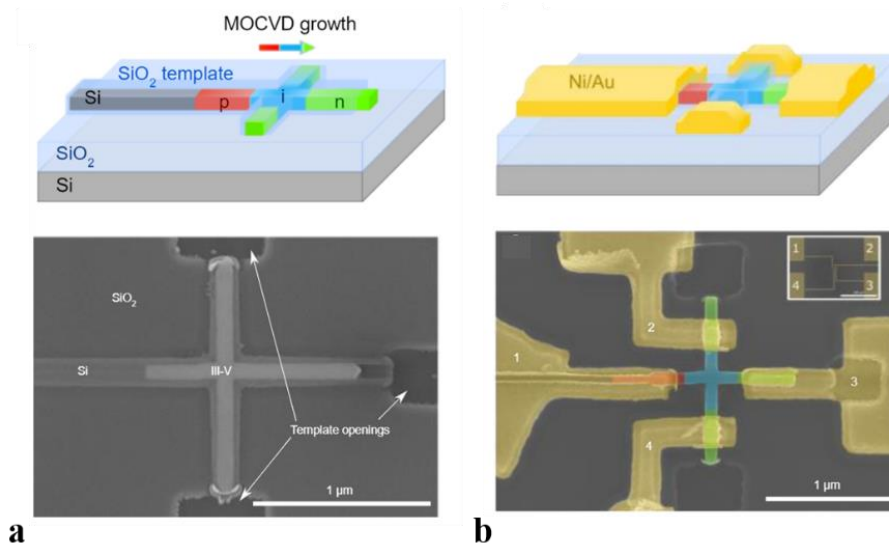


Figure 1.32 Fabrication de diode en InGaAs sur substrat SOI par méthode TASE [94] : (a) Croissance de la jonction p-i-n à base de matériau en InGaAs le long du « template » en forme de croix en SiO₂; (b) Dépôt des contacts métalliques

1.2.2.6 Synthèse

Pour résumer l'ensemble des approches monolithiques d'intégration III-V sur Si décrites dans ce manuscrit, les avantages et inconvénients de chaque approche ainsi que les démonstrations marquantes sont résumées dans le tableau suivant :

Tableau 1.1 Récapitulatif des différentes approches d'intégration III-V sur Si par croissance directe

Approche	Avantage(s)	Inconvénient(s)	Démonstration(s) marquante(s)	Maturité
Croissance de structure à base de QDs	Avantages intrinsèques aux QDs : moins sensibles aux dislocations, faible courant de seuil, tenue en température	Buffer épais : difficulté de couplage avec guide Si	- Laser FP fonctionnant en continu par pompage électrique, densité de courant de seuil pouvant aller jusqu'à 0,270 kA/cm ² à l'ambient, fonctionnant jusqu'à 80°C [95] - Laser accordable aux performances comparables à ce qui est obtenu sur InP [82]	+++
Croissance de III-V à l'accord de maille sur InP	Mise à profit du savoir-faire développé en photonique sur InP	Buffer épais : difficulté de couplage avec guide Si	Laser FP fonctionnant en continu par pompage électrique, densité de courant de seuil de 2,05 kA.cm ⁻² à l'ambient [88]	+
Croissance ART	Buffer fin : compatibilité couplage guide Si	-Structures de petites dimensions : difficulté de calibrage et de caractérisation -Taux de dislocation élevé	Laser FP avec fonctionnement à température ambiante par pompage optique [92]	-
Croissance ELOG par TASE	Buffer fin : compatibilité couplage guide Si	-Structures de petites dimensions : difficulté de calibrage et de caractérisation -Croissance latérale : difficulté pour faire croître une structure MQWs : composant laser ? -Taux de dislocation ?	Photodétecteur aux performances comparables à ce qui est obtenu sur substrat InP [94]	++

L'intégration par croissance directe de III-V sur Si est l'approche la plus économiquement intéressante pour mettre à profit toute la surface du substrat Si de 300 mm. Néanmoins, cette dernière est confrontée directement aux incompatibilités intrinsèques entre III-V et Si : différence de paramètre de maille, de coefficient d'expansion thermique et de polarité. Toutes ces problématiques rendent difficile la croissance d'un matériau III-V aux propriétés optiques en phase avec les exigences imposées par un composant photonique.

A l'heure actuelle, seuls les lasers à base de QDs ont prouvé leur potentiel pour apporter des solutions industrialisables pour la réalisation de sources lasers 1,3 μm à bas coût sur une plateforme silicium 300 mm avec des performances comparables à ce qui est obtenu dans l'approche mature d'intégration par collage, qui sera abordée dans la section suivante. Pour autant, la possibilité de coupler la lumière vers des guides passifs demeure une problématique réelle pas encore solutionnée du fait de l'épaisseur du buffer utilisée pour limiter les défauts dans la zone active. Des stratégies de croissance nécessitant un buffer moins épais émergent, comme la croissance trapézoïdale, mais les performances obtenues pour les lasers sont encore trop affectées par le taux de dislocation élevé.

1.2.3 Intégration hétérogène par collage

L'intégration hétérogène par collage est un mode d'intégration qui permet à la fois de conserver une grande qualité de matériau III-V et de pouvoir bénéficier de toute la circuiterie optique offerte par le Si du fait de la faible épaisseur de la couche de collage. Le mode peut ainsi être couplé dans des guides en Si par couplage évanescent. Dans cette section, nous décrivons les grandes familles d'intégration III-V sur Si par collage : le collage direct en wafer-bonding (1.2.3.1.1), le collage direct en die-bonding (1.2.3.1.2), et le micro-transfer-printing (1.2.3.2).

1.2.3.1 Collage direct

Le collage direct est un mode de collage puissant puisqu'il permet de coller n'importe quel matériau sur n'importe quel autre, dès lors que les surfaces à coller répondent à des critères précis : faible rugosité en surface, taux de particules faibles et flèche faible [96]. Les mécanismes mis en jeu seront décrits dans le Chapitre 2.

L'intégration III-V sur Si par collage direct consiste à coller un wafer ou die de matériaux III-V, précédemment épitaxiés sur substrat InP, sur un SOI traité. L'épaisseur des couches de collage III-V est typiquement de 100 nm. Il est donc possible de coupler optiquement le guide III-V avec des guides Si situés dans le SOI. Le premier laser basé sur cette approche a été démontré en 2006 par A.W. Fang *et. al* [97]. Depuis, cette approche a beaucoup gagné en maturité et a permis la commercialisation de véritables PICs. En particulier, Intel commercialise des émetteurs-récepteurs (« transceivers ») basés sur 4 canaux de lasers DFB III-V/Si émettant à 1,3 μm destinés aux interconnexions dans les data centers à 100 Gb/s [98].

L'intégration par collage direct se décline sous plusieurs formats :

- le wafer-bonding, où le wafer III-V (2 pouces, 3 pouces ou 4 pouces) entier est utilisé.
- le die-bonding, où plusieurs wafers III-V servent à fabriquer des dies de petites tailles (de quelques millimètre carré).

1.2.3.1.1 Wafer-bonding

L'approche par wafer-bonding est une approche pour laquelle on colle plusieurs wafers III-V sur un wafer SOI pouvant aller jusqu'à 300 mm. Cette approche ne nécessite pas une grande précision au moment du collage, mais plutôt au moment de la fabrication des composants pour mettre en vis-à-vis les guides III-V avec les guides Si. Cette approche est développée depuis 2011 au III-V Lab en collaboration avec le CEA-Leti. Un exemple est présenté en Figure 1.33.

Le procédé technologique est décrit en Figure 1.34. Tout d'abord, une structure III-V composée de couches sacrificielles en InGaAs et en InP et de la jonction p-i-n verticale inversée, est épitaxiée sur un substrat InP en 100 mm (Figure 1.34a). En parallèle, le substrat SOI doté de toutes les fonctions passives est fabriqué au CEA-Leti en 200 mm ou 300 mm [19] (Figure 1.34b). Les wafers III-V sont ensuite collées sur le wafer SOI par collage direct (Figure 1.34c).

Puis, les substrats InP et couches sacrificielles sont retirées (Figure 1.34d). Dans la filière d'intégration au III-V Lab, les structures sont détournées au format du substrat InP initial car les procédés de fabrication de la filière III-V ne vont pas au-delà de 100 mm. La structure finale est présentée en Figure 1.34e. Les composants sont ensuite fabriqués selon une structure shallow-ridge (Figure 1.34f), dont les propriétés ont été présentées en section 1.1.3.2.2.

Le procédé de fabrication sera décrit en détail dans le Chapitre 4. La Figure 1.34g présente une simulation réalisée sur le logiciel commercial de calcul de mode Fimmwave où l'on voit le mode hybridé entre le guide III-V et le guide Si.

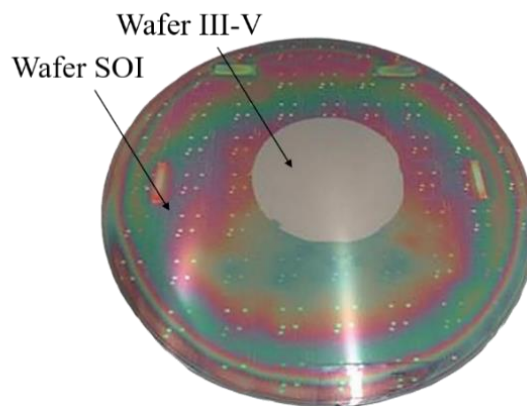


Figure 1.33 Collage par wafer-bonding d'une plaque 4 pouces sur un wafer SOI de 200 mm réalisé au CEA-Leti

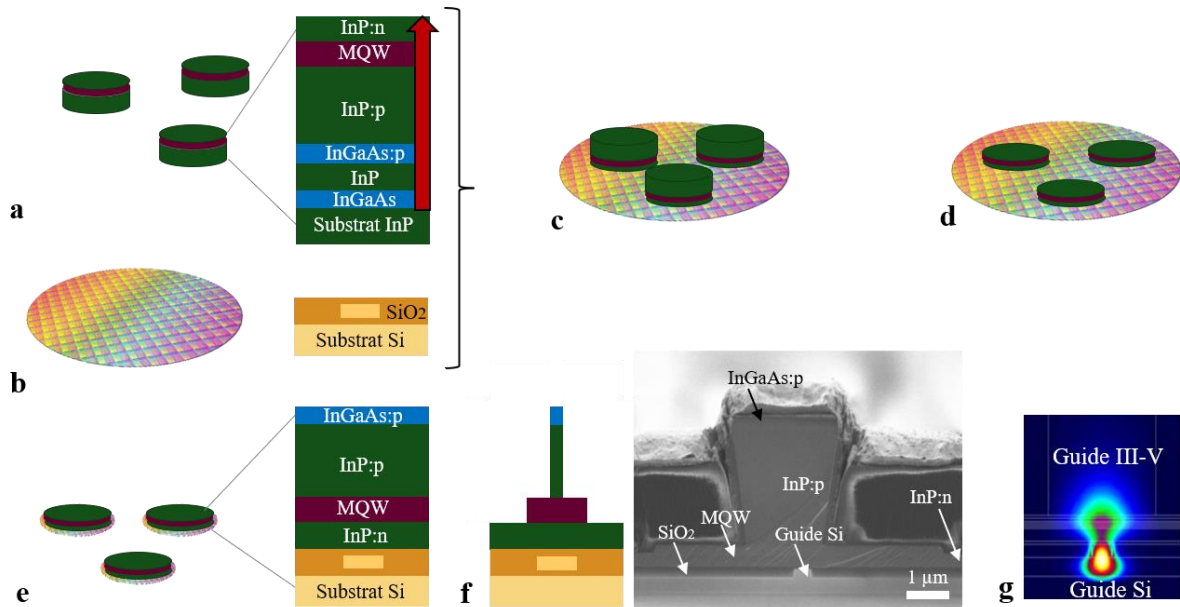


Figure 1.34 Intégration III-V sur Si par wafer-bonding développée au III-V Lab : (a) Epitaxie des structures p-i-n inversée sur substrat InP ; (b) Fabrication des SOI avec fonctions passives au CEA-Leti en 200 mm ; (c) Collage direct ; (d) Retrait des substrats InP ; (e) Structure finale III-V/Si ; (f) Fabrication des composants en structures shallow-ridge et observation d'une facette d'un composant au MEB ; (g) Simulation Fimmwave du mode hybridé

Cette approche a permis d'aboutir à la réalisation de PICs avancés. La Figure 1.35 présente des résultats obtenus pour un laser accordable III-V/Si dans le cadre des travaux de thèse de H. Elfaiki réalisés au III-V Lab [99][100]. La Figure 1.35a illustre la géométrie de guide adoptée pour faire transiter le mode du guide III-V vers le guide Si en biseau. La Figure 1.35b présente le PIC complet avec des sections réalisées dans la partie Si (coupleur, miroirs, anneaux...) et une section de gain dans la partie III-V. Un record d'accordabilité de 90 nm est obtenu (Figure 1.35c) avec un laser ayant de très bons courants de seuil et puissances de sortie (Figure 1.35d).

Un second exemple d'un laser DFB III-V/Si réalisé au III-V Lab dans le cadre des travaux de thèse de A. Gallet [101] est présenté en Figure 1.36. Plutôt que de réaliser le réseau de Bragg dans la partie III-V comme dans la plateforme d'intégration sur InP (Figure 1.16b), ici, ce dernier est fabriqué dans la partie Si grâce au fort contraste d'indice entre Si et SiO₂ (Figure 1.36a).

Les spectres monomodes présentés en Figure 1.36b présente un rapport de suppression de mode latéral (SMSR) très élevé de 50 dB. Les diagrammes de l'œil obtenu à 25 Gb/s ont été mesurés pour différentes distances et sont présentés en Figure 1.36c et ne montrent une forte dégradation du signal qu'à partir d'une distance de 20 km.

Ces exemples montrent comment tirer profit de tout le savoir-faire de la photonique sur Si, abordé en section 1.2.1, tout en bénéficiant des propriétés optiques offertes par les III-V pour la section de gain. Néanmoins, l'empilement III-V décrit en Figure 1.34a doit satisfaire les contraintes de tous les composants à réaliser. C'est pourquoi, pour un PIC donné, il n'y a généralement qu'une section III-V, contrairement aux PICs réalisés sur substrat InP où plusieurs sections III-V communiquent entre elles (Figure 1.16). Pour surmonter cette limitation et intégrer des zones actives différentes en fonction des composants, de grands développements en épitaxie ont été réalisés sur la plateforme InP. Sur la plateforme hybride III-V/Si, l'intégration par die-bonding est une approche pouvant répondre à cette attente.

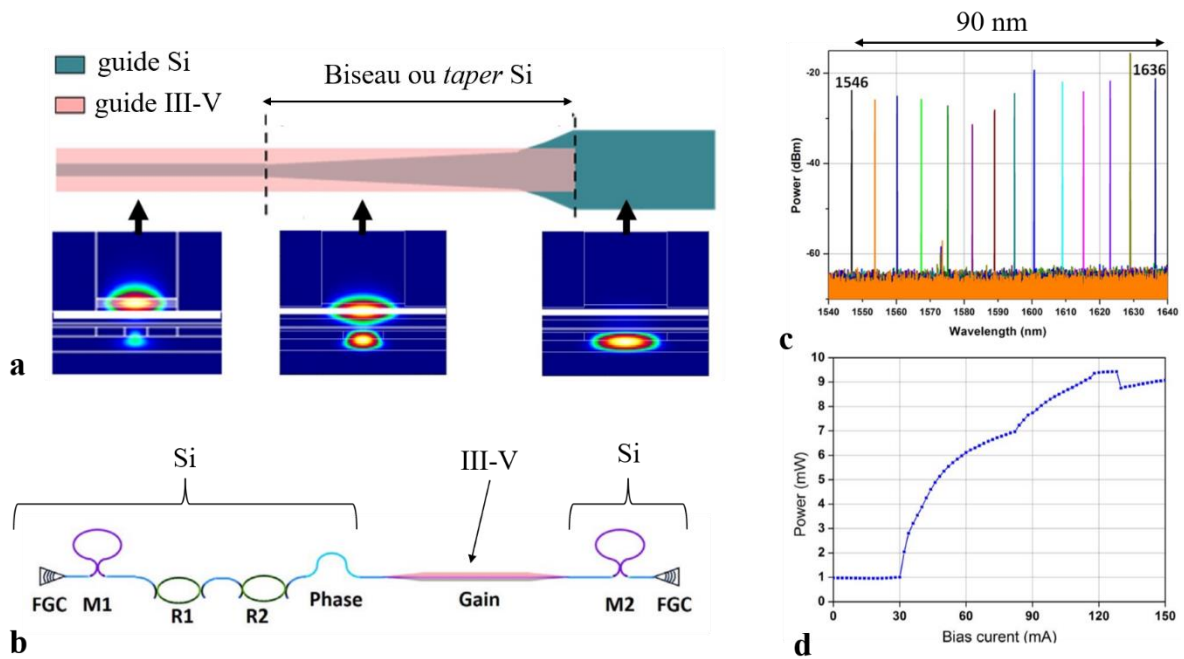


Figure 1.35 Travaux réalisés par H. Elfaiki extraits de [99] sur le laser accordable III-V/Si : (a) Section de couplage entre le guide III-V et le guide Si ; (b) PIC III-V/Si du laser accordable ; (c) Accordabilité du spectre obtenu en chauffant qu'un seul des anneaux (R1) ; (d) Caractéristiques P-I du laser accordable

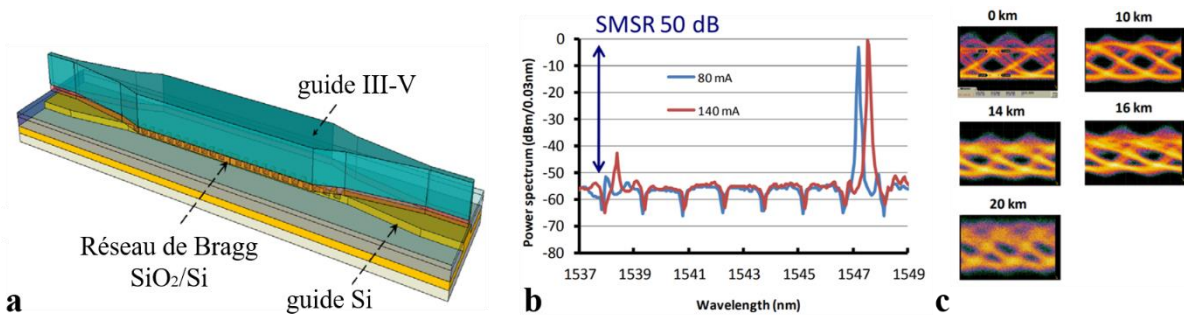


Figure 1.36 Travaux réalisés par A. Gallet extraits de [101] sur le laser DFB III-V/Si : (a) Structure du laser DFB ; (b) Spectre obtenu pour différents courants d'excitation ; (c) Diagramme de l'œil à 25 Gb/s obtenu pour différentes distances

1.2.3.1.2 Die-bonding

L'approche par die-bonding consiste à coller des dies, faisant quelques millimètres carré de surface, provenant de différentes épitaxies sur différents substrats InP. Cette approche permet de mettre à profit toute la surface offerte par le SOI, et s'affranchir de la limitation de la taille des substrats III-V, comme le montre la Figure 1.37.

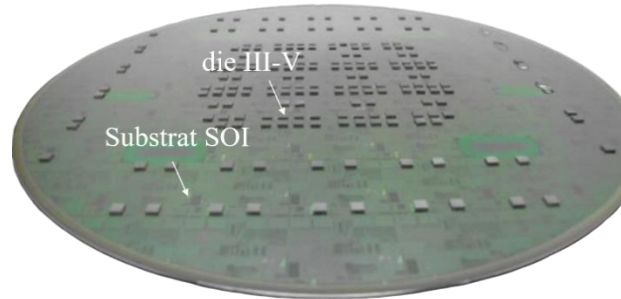


Figure 1.37 Collage par die-bonding réalisé par le CEA-Leti [102]

En fonction de la taille du substrat InP initial, on peut extraire un certain nombre de dies. Le principe est décrit en Figure 1.38 avec un exemple de trois types de dies. Trois types d'empilements ayant des zones actives différentes, émettant respectivement aux longueurs d'onde λ_1 , λ_2 et λ_3 , sont épitaxiés sur trois substrats InP différents (Figure 1.38a). En parallèle, les différentes fonctions passives sont fabriqués sur substrat SOI (Figure 1.38b). Les dies vont ensuite être collés collectivement sur un SOI processé (Figure 1.38c). Enfin, le substrat InP est retiré (Figure 1.38d) et les dies sont processés collectivement.

Un exemple de lasers fabriqués en utilisant cette approche est présenté en Figure 1.38e. En 2016, C. Zhang *et. al* démontrent le fonctionnement d'un PIC émetteur à 8 canaux émettant à 40 Gb/s en bande C [103]. La puce finale réalisée dans le cadre de ces travaux est présentée en Figure 1.39. Cette approche a permis de réaliser des PICs complexes en III-V/Si. De plus, elle permet de mettre à profit toute la surface du substrat SOI. Néanmoins, elle nécessite un très haut degré de précision au moment du collage. L'exemple présenté en Figure 1.38e montre le collage de dies espacés de 100 μm .

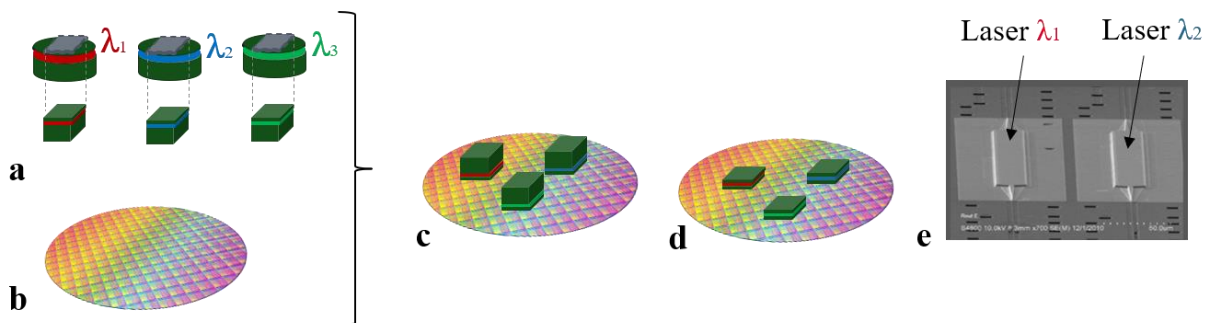


Figure 1.38 Intégration III-V sur Si par die-bonding [98]: (a) trois épitaxies différentes sont réalisées sur trois substrats InP différents et des dies sont extraits ; (b) Fabrication du substrat SOI contenant les fonctions passives ; (c) Collage direct de la structure ; (d) Retrait du substrat InP ; (e) Exemple de lasers fabriqués par die-bonding

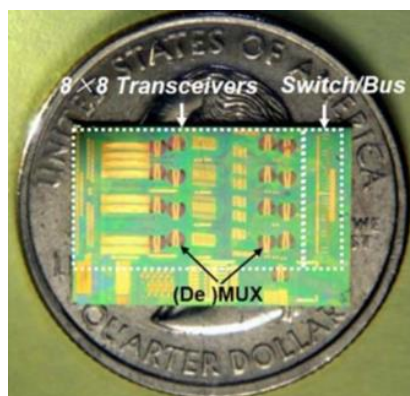


Figure 1.39 Photographie de la puce de l'émetteur fabriquée à partir d'une intégration III-V sur Si par die bonding [103]

1.2.3.2 Micro-transfer-printing

L'intégration hybride par micro-transfer-printing (μ TP) est un nouveau mode d'intégration introduit par Rogers *et. al* de l'Université d'Illinois en 2004 [104][105]. Cette technique consiste à manipuler des empilements/composants de taille micrométrique en très grande quantité d'un substrat père et à les transférer sur un substrat fils. Le principe de l'approche appliqué à l'intégration III-V sur Si est décrit en Figure 1.40. Un tampon (ou « stamp ») recueille plusieurs composants fabriqués à partir d'épitaxies différentes provenant de substrats différents et les colle successivement sur le substrat SOI hôte.

Cette approche permet non seulement de mettre à profit toute la matière provenant du substrat III-V mais également celle du substrat SOI. La densité de composant peut être très élevée. Le procédé technologique de l'approche est décrit en Figure 1.41.

Ce dernier débute par l'épitaxie sur d'une structure photonique sur substrat InP, à savoir une jonction p-i-n avec une zone active à base de MQWs en AlGaInAs ou InGaAsP pour une émission à 1,3 μ m ou 1,55 μ m (Figure 1.41a). En particulier, la zone active est définie pour répondre aux contraintes imposées par le composant à réaliser.

Cet empilement est doté d'une couche sacrificielle en AlInAs (ou « release layer »). Le composant est ensuite fabriqué sur substrat InP (Figure 1.41b). Puis, des attaches (ou « tethers ») permettent de fixer le composant pendant la gravure sélective de la couche sacrificielle (Figure 1.41d). Le composant est ensuite récupéré par le tampon (Figure 1.41e) et est collé sur le wafer SOI avec une extrême précision, de l'ordre du micromètre, grâce à des marqueurs (Figure 1.42). Le collage utilisé est un collage avec utilisation de polymère BCB (Benzocyclobutene). Cependant, des équipes de l'Université de Tokyo ont montré l'utilisation du μ TP avec un collage direct pour la réalisation de sources de photon uniques transférées sur SOI [106].

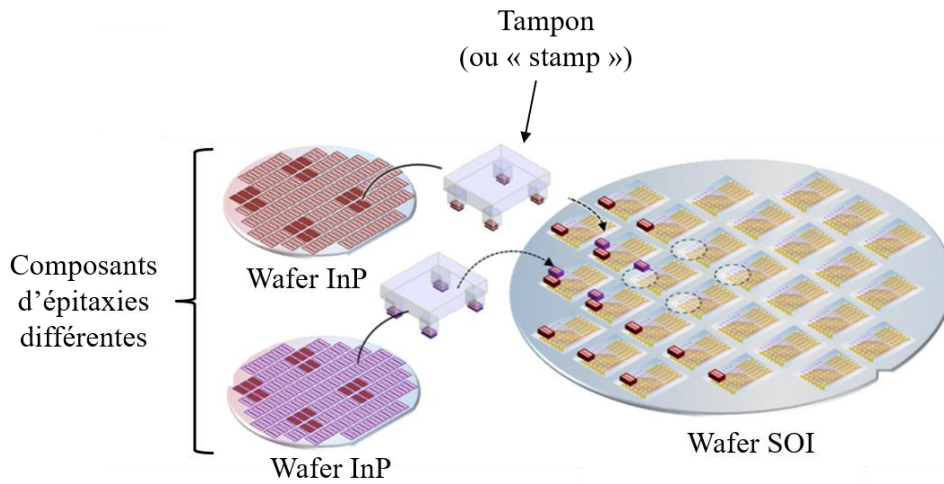


Figure 1.40 Principe du micro-transfer-printing [107]

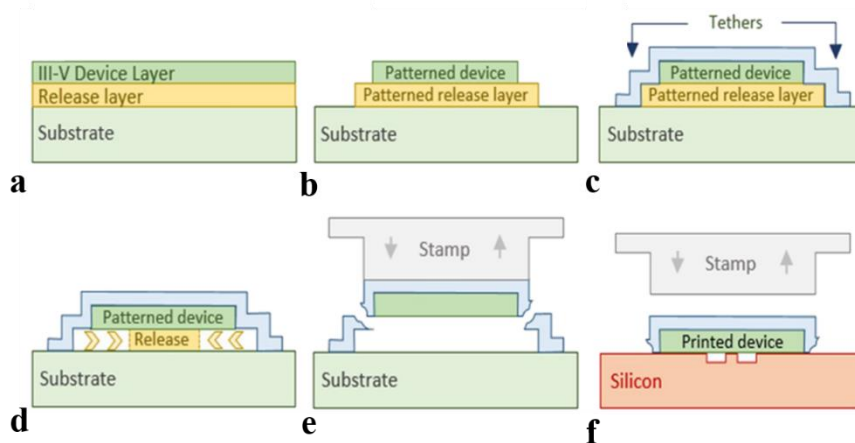


Figure 1.41 Procédé technologique pour le μ TP [107]: (a) Epitaxie d'une structure III-V avec couche sacrificielle (ou « release layer ») sur substrat InP ; (b) Fabrication du composant photonique ; (c) Accroche du composant ; (d) Gravure sélective de la couche sacrificielle ; (e) Transfert du composant sur le tampon ; (f) Collage du composant sur le substrat SOI

En août 2018, la première démonstration de lasers FP transférés sur SOI par μ TP est réalisée par G. Roelkens et al [108]. Une image microscopique du composant transféré est présentée en Figure 1.42. En mars 2018, la même équipe réalise le transfert d'un composant DFB avec le réseau défini dans le guide Si [109]. Depuis, un grand nombre de composants comme des photodiodes, lasers Distributed Bragg Reflector (DBR) et même des composants complexes comme le laser accordable ont été intégrés sur SOI grâce au μ TP par la même équipe [107]. Un schéma du laser accordable et les performances associées sont présentés en Figure 1.43. Une accordabilité de 48 nm est démontrée, mais les lasers hybrides ne démontrent pas encore des courants de seuils et puissance de sortie à l'état de l'art.

Pour autant, ces performances prouvent le potentiel de cette approche. En particulier, cette dernière peut théoriquement intégrer tout le savoir-faire acquis sur la plateforme InP, faisant appel à de multiples étapes de recroissances, sur wafer SOI, par le biais du μ TP.

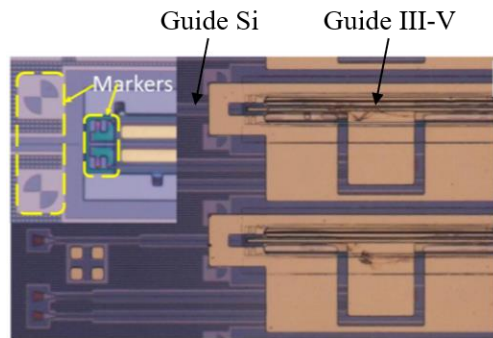


Figure 1.42 Image microscopique du composant FP réalisé sur SOI avec la partie guide III-V et la partie guide [108]

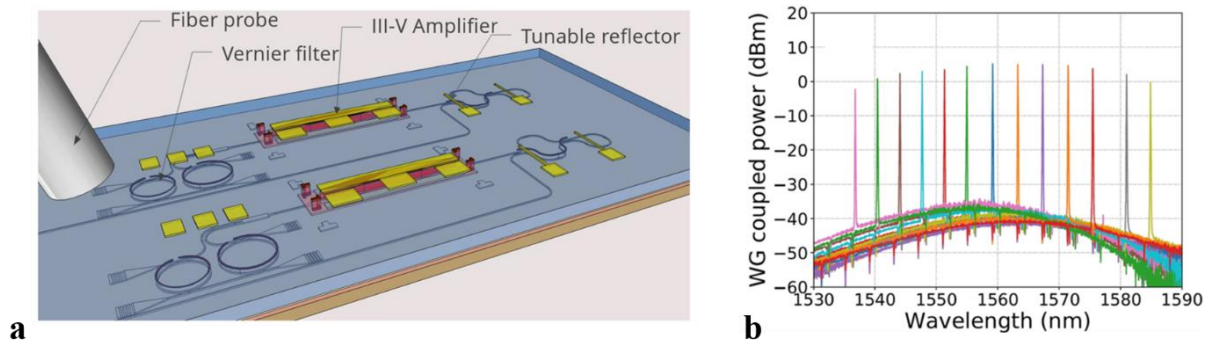


Figure 1.43 Laser accordable III-V/Si intégré par μ TP [107]: (a) Schéma du composant avec une zone de gain en III-V et des fonctions passives (réflecteur, filtre vernier) en Si ; (b) Spectres obtenus pour les différents canaux montrant une accordabilité de 48 nm

1.2.3.3 Synthèse

Les principaux modes d'intégration III-V sur Si hétérogènes sont l'intégration par collage direct (wafer-bonding ou die-bonding) et l'intégration par μ TP. Le collage direct est un mode d'intégration puissant dont le mécanisme permet de coller n'importe quel matériau sur n'importe quel autre, dès lors que les surfaces à coller répondent à des critères précis : faible rugosité en surface, taux de particules faibles et flèche faible. Ce dernier a historiquement été développé en wafer-bonding, où un wafer III-V entier est collé sur un wafer SOI. Cette approche a permis de fabriquer des composants III-V/Si avancés en bénéficiant de tout le savoir-faire de la photonique sur Si. Pour autant, cette approche est limitée au collage d'une structure III-V qui doit satisfaire les contraintes de tous les composants d'un même PIC. Cette contrainte limite l'utilisation du III-V généralement à la seule section de gain. Compte tenu de toutes les opportunités offertes par le III-V pour la conception de composants photoniques différents comme le laser, le modulateur ou l'amplificateur, ceci est une grande limitation.

L'approche par die-bonding permet de surmonter cette limitation en offrant la possibilité de peupler un wafer SOI de structures III-V venant d'épitaxies différentes. Néanmoins, compte-tenu de la volonté de miniaturiser les PICs, le collage doit être effectué avec une très grande précision, bien supérieur à celui du wafer-bonding. Cette approche peut se révéler coûteuse et très complexe. L'intégration perd son intérêt si les composants sont trop éloignés les uns des autres, sauf si l'on regroupe tous les composants d'un même type (section à gain de laser ou des SOA) sur un même die. Pour autant, cette approche a le bon goût de surmonter la limitation de la taille du substrat III-V et permet de répartir de façon optimale les portions de III-V sur le wafer SOI.

L'intégration par μ TP est un mode d'intégration plus récent, où des composants de tailles micrométriques fabriqués sur substrat InP sont transférés sur un substrat SOI. Au moment du collage, le guide en III-V est positionné en vis-à-vis du guide en Si. Ce mode d'intégration puissant permet de transposer directement tout le savoir-faire mature développé sur substrat InP au substrat SOI. Néanmoins, cette technique d'intégration nécessite des méthodes d'alignement lors du collage ayant un degré de précision micrométrique, ce qui est très coûteux.

Ces approches ont permis d'aller beaucoup plus loin que l'approche par croissance directe dans la réalisation de PICs en bénéficiant des fonctionnalités offertes par la photonique sur Si. Pour autant, ces approches ne mettent pas à profit tout le savoir-faire existant sur la plateforme InP classique telle que l'intégration de multiples sections actives par SAG ou BJ ou la structuration des guides en SIBH. En effet, ces structures ne peuvent pas être collées par collage direct du fait de la topologie qu'elles engendrent. De ce fait, actuellement, les composants photoniques développés par collage direct sont basés sur une unique étape d'épitaxie qui laisse la surface totalement lisse et plane, et donc compatible avec l'étape de collage qui suit. Pour pouvoir transposer ces modes d'intégration à la filière III-V sur Si, il faut nécessairement maîtriser la recroissance après l'étape de collage.

Un nouveau mode d'intégration faisant l'objet de ces travaux de thèse a pour ambition de lever toutes ces limitations en offrant la possibilité de recroissance après l'étape de collage. Il s'agit de l'intégration par collage direct et recroissance. Cette dernière consiste à faire la recroissance des matériaux III-V sur une fine couche d'InP collée sur SOI processé. Ce mode d'intégration a pour objectif de permettre d'utiliser le substrat InP-SOI comme serait utilisé un substrat InP, avec tous les modes de recroissance avancés de la plateforme InP « classique ». Cette approche permettrait donc de réellement bénéficier de tout le savoir-faire de la photonique sur Si et de tout le savoir-faire de la photonique sur InP.

Tableau 1.2 Tableau récapitulatif des forces et faiblesses des différentes plateformes d'intégration photonique

Plateforme	Coût d'assemblage	Maturité	Qualité matériau III-V	Savoir-faire plateforme photonique InP	Savoir-faire plateforme photonique Si
InP	---	+++	+++	+++	/
III-V/Si par croissance directe	+++	+	+	+	--
III-V/Si par collage direct wafer-bonding	+	+++	+++	-	+++
III-V/Si par collage direct die-bonding	--	+++	+++	+	+++
III-V/Si par μ TP	--	--	+++	+++	+++
III-V/Si par collage direct et recroissance	++	--	+++	+++	+++

1.2.4 Intégration hétérogène par collage et recroissance

Dans cette section, nous décrivons ce nouveau mode d'intégration qu'est l'intégration par collage et recroissance faisant l'objet de ces travaux de thèse. En particulier, le procédé technologique pour la réalisation de cette filière d'intégration ainsi que le véhicule test seront décrits.

1.2.4.1 Description de la filière d'intégration

La filière d'intégration par collage et recroissance que l'on souhaite développer dans le cadre de ces travaux de thèse est décrite en Figure 1.44. Cette dernière s'apparente fortement à la filière d'intégration par wafer-bonding, décrite en section 1.2.3.1.1, mais au lieu d'intégrer une jonction p-i-n, ici, seule une fine couche d'InP (100 nm) est intégrée (Figure 1.44d). Le mode de fabrication de ce germe collé peut être réalisé soit par gravure sélective avec utilisation d'une couche sacrificielle (ici en InGaAs), ou bien par Smart-CutTM. L'objectif de ces travaux de thèse est de développer l'étape de recroissance sur fine couche d'InP collée (Figure 1.44e). Le développement de ce savoir-faire pourrait permettre de développer la recroissance BJ ou la SAG pour l'intégration de plusieurs zones actives sur un même wafer (Figure 1.44f) ou encore la recroissance SIBH pour améliorer les propriétés thermiques des composants (Figure 1.44e). L'intégration par SAG de plusieurs zones actives pour la réalisation de lasers multi-longueur d'onde, en particulier, représentera un axe majeur de ces travaux de thèse développé dans le Chapitre 4.

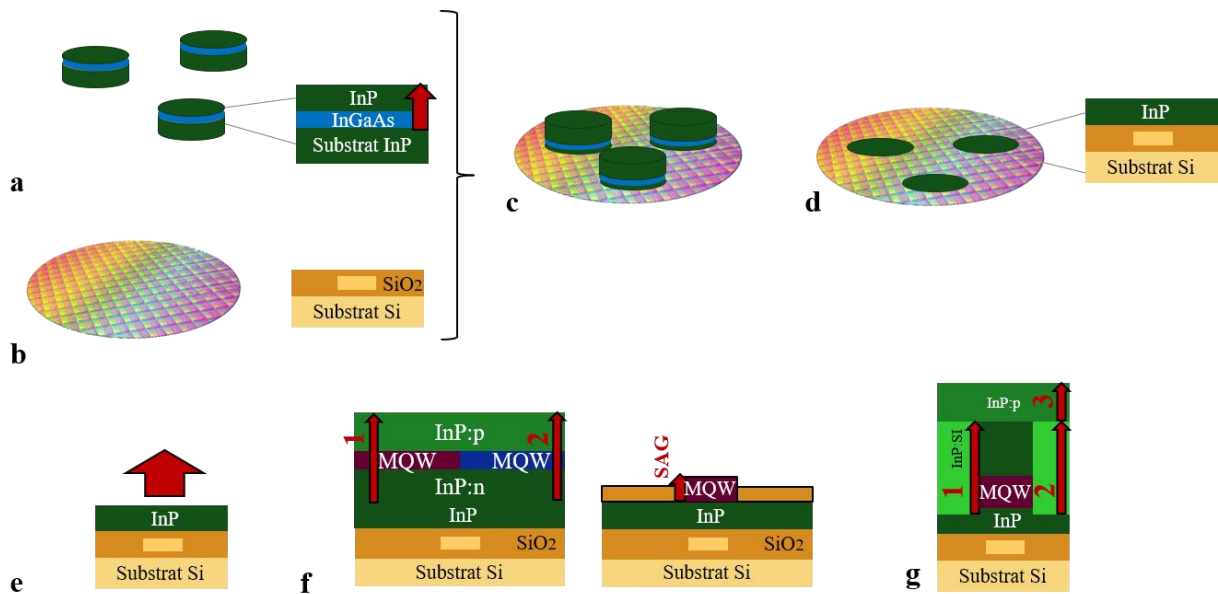


Figure 1.44 Filière d'intégration par collage direct et recroissance : (a) Epitaxie d'une couche d'InGaAs suivie d'une couche d'InP sur substrat InP; (b) Fabrication des SOI avec fonctions passives au CEA-Leti en 200 mm. ; (c) Collage direct ; (d) Retrait des substrats InP ; (e) Nouveau substrat InP-SOI; (f) Intégration de plusieurs zones actives par croissance BJ (gauche) ou par SAG (droite) ; (g) Fabrication d'un laser enterré en SIBH

1.2.4.2 Collaboration tripartite : III-V Lab, CEA-Leti et LTM

Ces travaux ont été réalisés dans le cadre de collaborations entre le III-V Lab, le CEA-Leti et le Laboratoire des Technologies de la Microélectronique (LTM). Dans ce contexte, j'ai effectué l'ensemble des épitaxies, les caractérisations matériau (hors TEM/STEM), le codage de masques, la fabrication des composants ainsi que les mesures au III-V Lab à Palaiseau. Les collages ont été menés par les équipes de F. Fournel au CEA-Leti à Grenoble. Les équipes de T. Baron du LTM ont réalisé l'ensemble des caractérisations au microscope électronique en transmission (TEM) et microscope électronique en transmission à balayage (STEM).

1.2.4.3 Définition du véhicule test : substrat InP-SiO₂/Si

L'objectif de ces travaux de thèse est de développer la recroissance de matériaux III-V après l'étape de collage direct. A ce stade, l'enjeu est de valider la qualité du matériau en recroissance. Pour ce faire, un véhicule test simple à fabriquer a été défini et est présenté en Figure 1.45 : le substrat InP-SiO₂/Si (InPoSi) qui sera détourné au format 4 pouces dans la suite. Ce dernier possède la même configuration de collage qu'un substrat InP-SOI, à savoir, une fine couche d'InP collée sur silice, mais il est beaucoup plus simple à fabriquer. La transposabilité des résultats obtenus sur un substrat InPoSi à un substrat InP-SOI sera abordée dans le Chapitre 3.

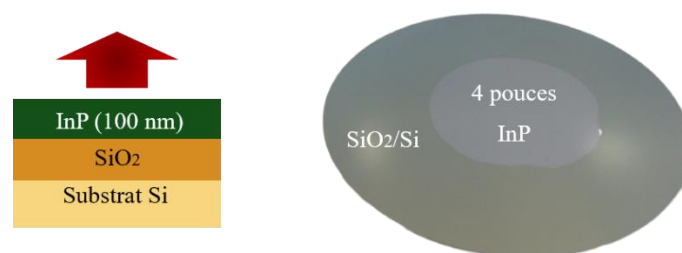


Figure 1.45 Description du véhicule test pour la suite de ces travaux de thèse : substrat InP-SiO₂/Si (InPoSi)

1.3 Conclusion

Dans ce chapitre, nous avons étudié l'intégration photonique pour les télécommunications optiques. Dans un premier temps, l'intégration photonique dite « classique » sur substrat InP a été détaillée. Cette dernière se base sur des familles de matériau à l'accord de maille sur substrat InP avec des structures à base de MQWs en alliage AlGaInAs et InGaAsP pour des émissions à 1,55 μm ou 1,3 μm . Depuis plus de 30 ans, de grands efforts technologiques ont été fournis pour la réalisation de PIC avec un niveau d'intégration élevé. Ces avancées ont été permises entre autre par le développement de différents modes de croissance permettant l'intégration de différentes sections de structures photoniques : BJ et SAG. Un autre enjeu majeur de l'intégration photonique sur InP est le choix de la structure de guide III-V de manière à confiner le mode optique et à optimiser la tenue en température des composants. La structure SIBH est la plus performante des structures de ruban puisqu'elle permet de confiner le mode optique de la manière la plus efficace possible tout en permettant aux composants d'avoir une bonne tenue en température. Les exigences de plus en plus accrues imposées par les applications en télécommunications optiques poussent les procédés technologiques à un niveau de difficulté élevé si l'on considère toutes les étapes nécessaires à l'intégration des différentes zones actives d'un PIC sur substrat InP et la structuration des rubans. Ce niveau d'intégration est désormais devenu un incontournable pour aligner les performances des composants avec les nouveaux standards. La nécessité concomitante de diminuer les coûts de fabrication amènent également à envisager d'autres filières d'intégration. L'intégration de semiconducteurs III-V sur Si est apparue, depuis ces dernières années comme un mode d'intégration permettant de combiner le meilleur de ces deux filières.

Nous avons vu les deux familles de méthodes d'intégration principales : l'intégration monolithique par croissance directe et l'intégration hétérogène par collage. L'intégration par croissance directe de III-V sur Si est l'approche la plus économiquement intéressante pour mettre à profit toute la surface du substrat Si de 300 mm. Néanmoins, cette dernière est confrontée directement aux incompatibilités intrinsèques entre III-V et Si ce qui rend difficile la croissance d'un matériau III-V aux propriétés optiques en phase avec les exigences imposées par un composant photonique. En particulier, il est difficile de transposer tout le savoir-faire acquis sur la plateforme InP, avec des structures actives à base de MQWs, à la plateforme d'intégration III-V sur Si par croissance directe. De plus, les composants basés sur ces structures ne bénéficient pas encore de toute la potentialité offerte par la photonique sur Si. Le second mode d'intégration III-V sur Si est un mode d'intégration par collage. Ce dernier permet de conserver une qualité cristalline de la structure III-V optimale. De plus, cette approche bénéficie de toute la circuiterie optique offerte par la plateforme de photonique sur Si du fait de la faible épaisseur de la couche III-V collée. Ce mode d'intégration a permis, ces dernières années, non seulement la démonstration de composants avancés III-V/Si mais également la commercialisation de PICs basés sur cette approche.

Pour autant, la croissance directe comme le collage sont des modes d'intégration qui n'échappent pas à certains compromis. La croissance directe est en effet confrontée à une difficulté majeure dans la qualité de matériau III-V. Malgré de grandes avancées, elle ne bénéficie pas encore de toute la potentialité offerte par la plateforme de photonique sur Si du fait de la nécessité d'éloigner le mode optique de l'interface de recroissance. L'approche par collage, elle, ne permet pas encore de bénéficier de tout le savoir-faire de multi-recroissance offert par la plateforme InP « classique ». Ces travaux de thèse ont donc pour ambition de lever ces limitations en offrant la possibilité de bénéficier de tout le savoir-faire de la photonique sur Si et de tout le savoir-faire de la photonique sur InP, tout en limitant les coûts engendrés par le mode de collage. Cette approche est l'approche par collage et recroissance, où l'on propose de faire la recroissance de matériau III-V sur fine couche d'InP (100 nm) collée sur SOI processé. Pour valider cette approche, nous nous intéresserons dans les chapitres suivants à la recroissance de matériaux III-V sur InP collé sur silicium oxydé (InPoSi).

Chapitre 2

Etude du comportement à haute température du substrat InP–SiO₂/Si

Table des matières

2.1	Procédé de fabrication du substrat InP-SiO ₂ /Si.....	50
2.1.1	Etape 1 : croissance par MOVPE sur substrat InP.....	50
2.1.2	Etape 2 : préparation des surfaces à coller.....	52
2.1.3	Etape 3 : collage direct.....	52
2.1.4	Etape 4 : retrait du substrat InP et de la couche sacrificielle InGaAs.....	54
2.1.5	Synthèse.....	54
2.2	Etude de la stabilité en température du collage InP - SiO ₂	55
2.2.1	Etude de la désorption d'hydrogène dans un substrat InP-SiO ₂ /Si.....	55
2.2.2	Etude de la diffusion latérale d'hydrogène.....	59
2.2.3	Synthèse.....	60
2.3	Développement de procédés de dégazage.....	61
2.3.1	Approches développées dans l'état de l'art.....	61
2.3.2	Utilisation de tranchées de dégazage.....	63
2.3.3	Utilisation de cavités de dégazage enterrées.....	67
2.3.4	Synthèse.....	69
2.4	Conclusions.....	70

Dans le chapitre précédent, nous avons explicité l'intérêt de développer la recroissance après l'étape de collage direct. Mais avant d'envisager la croissance en tant que telle, il faut tout d'abord s'assurer de la compatibilité du procédé de collage avec l'élévation en température nécessaire à l'étape de recroissance. Dans ce chapitre, nous nous intéresserons au comportement à haute température (600°C) du substrat InP-SiO₂/Si (InPoSi). Dans un premier temps, nous étudierons chaque étape du procédé de fabrication du substrat InPoSi. Puis, nous nous intéresserons à la stabilité en température de l'interface de collage InP - SiO₂. Enfin, nous étudierons plusieurs procédés de dégazage utilisés pour rendre compatible le collage InP-SiO₂ avec l'élévation en température nécessaire à la recroissance de matériaux III-V sur InPoSi.

2.1 Procédé de fabrication du substrat InP-SiO₂/Si

Le procédé de fabrication du substrat InPoSi est composé de plusieurs étapes : la croissance par MOVPE sur substrat InP d'une couche sacrificielle en InGaAs et d'une couche d'InP de collage (étape 1), la préparation des surfaces à coller (étape 2), le collage direct suivi du recuit thermique (étape 3). Enfin, le procédé se termine par le retrait de substrat InP et de la couche sacrificielle en InGaAs (étape 4). La Figure 2.1 montre le procédé de fabrication dans sa globalité. Dans la suite, nous étudierons en détail chaque étape de ce procédé de fabrication. J'ai travaillé en autonomie sur l'ensemble de ces étapes exceptée les étapes de préparation de surfaces à coller et le collage réalisés à Grenoble au CEA-Leti.

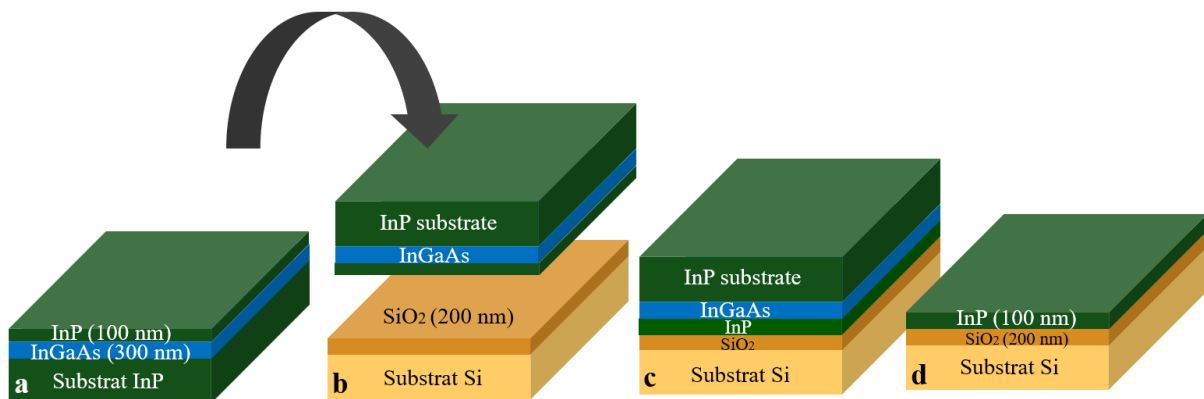


Figure 2.1 Description globale du procédé de fabrication du substrat InPoSi : (a) Etape 1 : croissance par MOVPE de la couche d'InGaAs sacrificielle suivie de la couche d'InP de collage ; (b) Etape 2 : préparation des surfaces à coller ; (c) Etape 3 : collage direct avec un substrat Si oxydé thermique ; (d) Etape 4 : retrait de substrat InP ainsi que la couche InGaAs

2.1.1 Etape 1 : croissance par MOVPE sur substrat InP

La première étape du procédé de fabrication consiste en la croissance par MOVPE, dont le principe sera présenté dans le Chapitre 3, sur substrat InP 4 pouces d'une couche sacrificielle en InGaAs (300 nm) et de la couche d'InP (100 nm) qui servira de couche de recroissance. Cette étape doit répondre à plusieurs spécifications afin de pouvoir mener le collage direct à bien :

- Rugosité moyenne (RMS : Root Mean Square) < 0,5 nm mesurée par Microscope à Force Atomique (AFM) avec un scan de 1x1 μm^2
- Défektivité globale faible (particules, défauts de croissance...)
- Faible nanotopologie (< 1 μm pour une longueur d'onde de 1 cm par exemple)
- Flèche faible (rayon de courbure > 20 m)


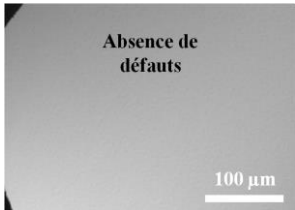
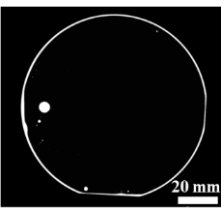
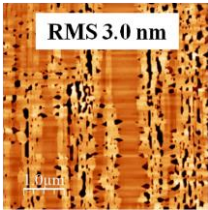
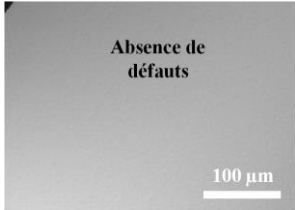
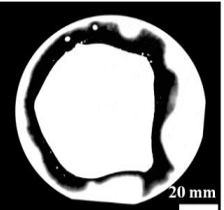

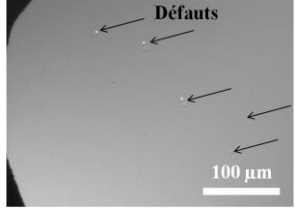
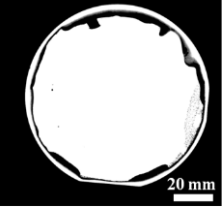
Afin de contrôler le critère de rugosité, la plaque est analysée par AFM afin d'extraire la rugosité moyenne RMS. La défektivité globale est étudiée au microscope optique en mode interférométrique pour extraire le nombre de défauts de l'ordre du micromètre. Sans anticiper sur la section 2.1.3, on comprend que le collage est le moyen ultime pour révéler l'état de surface initial des surfaces à coller.

Le rendement de collage est évalué par microscopie acoustique, dont le principe est explicité dans les travaux de thèse de C. Rauer [96]. Pour cette étude, sur l'ensemble des images acoustiques, les zones collées sont en noir et les zones non collées en blanc. Trois exemples de plaques épitaxiées dans le cadre de ces travaux de thèse sont présentés dans le Tableau 2.1. La plaque n°1 présente une rugosité moyenne RMS de 0,2 nm et une absence de défauts au microscope.

Cela se traduit par une plaque de couleur noire en image acoustique : la plaque a un rendement de collage de pratiquement 100%. En revanche, la plaque n°2 présente une rugosité moyenne RMS de 3,0 nm à cause d'une défektivité de type dislocation. Malgré une faible défektivité observée au microscope, cette plaque ne se colle pas sauf à certains endroits où la rugosité devait être plus basse comme le montre la mesure acoustique. Enfin, la plaque n°3 présente une faible rugosité RMS de 0,15 nm mais une forte défektivité particulaire observée au microscope : le collage ne se produit pas sauf en bords de plaque. Le cas idéal est donc représenté par la plaque n°1. La rugosité est fortement liée à la croissance réalisée sur substrat InP contrairement à la défektivité qui peut être liée à plusieurs paramètres :

- Défauts de croissance : défauts souvent liés aux conditions de croissance et/ou à la défektivité du substrat, ainsi qu'à la complexité des interfaces à optimiser durant l'étape de croissance décrite en section 2.1.1.
- Particules : de taille et de répartition aléatoire. La taille du défaut dépend alors de nombreux paramètres liés à la nature de la particule et du moment où elle se dépose à la surface où se produit la croissance.

Tableau 2.1 Résumé montrant quelques exemples de plaques avec leurs caractérisations associées lors du procédé de collage : Microscope à Force Atomique, Microscope optique en mode interférométrique, Image acoustique.

Plaque n°	Image au Microscope à Force Atomique	Image au Microscope optique	Image acoustique	Collage
1				Oui
2				Non
3				Non

2.1.2 Etape 2 : préparation des surfaces à coller

La fabrication du substrat InPoSi comprend une étape de collage direct dit hydrophile [110]. Ce type de collage met en jeu deux surfaces à coller qui sont par définition hydrophiles. Très souvent, les surfaces de silicium ou de III-V par exemple, sont soit oxydées naturellement en surface soit un dépôt ou une croissance d'oxyde de type SiO_2 est effectué en amont du collage. Cet oxyde est alors rendu hydrophile par des traitements de surface adaptés (chimique, ionique...). Dans notre cas, la couche d'InP de collage provenant de l'empilement III-V subit un traitement hydrophile consistant à nettoyer la surface avec de l'acide fluorhydrique (HF), suivi d'une exposition ozone et d'un plasma d'oxygène. Concernant le substrat Si, celui-ci est oxydé thermiquement pour former une silice SiO_2 de l'ordre de 200 nm d'épaisseur puis subit le même traitement hydrophile que la couche d'InP de collage (sans la première étape de HF). L'étape est décrite en Figure 2.2.

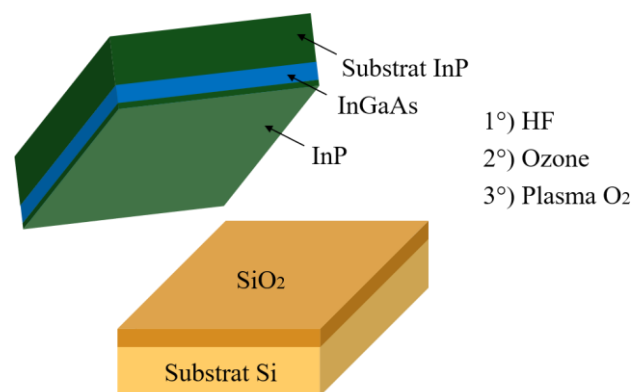


Figure 2.2 Description de l'étape 2 : traitements hydrophiles appliqués sur les deux surfaces à coller, nettoyage surfacique à l'acide fluorhydrique (HF) (sauf sur le SiO_2) et exposition ozone puis plasma d'oxygène

2.1.3 Etape 3 : collage direct

L'étape 3 consiste à effectuer le collage direct des deux structures décrites précédemment en Figure 2.2. L'ensemble de ces étapes est réalisé en collaboration avec les équipes du CEA Leti. Les mécanismes mis en jeu dans le collage hydrophile de surfaces InP - SiO_2 sont similaires à ceux observés dans les collages Si - SiO_2 [96][111]. C'est pourquoi nous allons nous intéresser dans un premier temps aux mécanismes de collage Si - SiO_2 pour mieux comprendre ceux engendrés dans les collages InP - SiO_2 .

2.1.3.1 Mécanisme de collage hydrophile Si - SiO_2 :

Pour comprendre le collage entre InP et Si avec une couche de SiO_2 , il faut d'abord se pencher sur le mécanisme du collage hydrophile entre deux wafers de silicium monocristallin intercalé d'une couche de SiO_2 . Les mécanismes énoncés sont extraits des travaux de thèse de C. Rauer [96] et de C. Ventosa [112]. Le mécanisme est représenté en Figure 2.3. Pour ce type de collage, l'un des deux wafers possède une couche d'oxyde (SiO_2) et l'autre n'a qu'une couche d'oxyde natif très fine en surface de 1 à 2 nm d'épaisseur (Figure 2.3a). Après un nettoyage chimique spécifique similaire à celui décrit en section 2.1.2, les surfaces d'oxyde sont rendues très hydrophiles. Grâce à cette hydrophilie, des monocouches d'eau se trouvent adsorbées sur ces deux surfaces et vont se retrouver enfermées à l'interface de collage direct après la propagation de l'onde de collage à température ambiante. Quelques monocouches d'eau sont ainsi présentes dans le gap de l'interface de collage comme indiqué en Figure 2.3b. Lors du recuit thermique, vers environ 150°C , cette eau traverse l'oxyde natif SiO_2 , oxyde le silicium selon la réaction indiquée en Figure 2.3c qui produit de l'hydrogène.

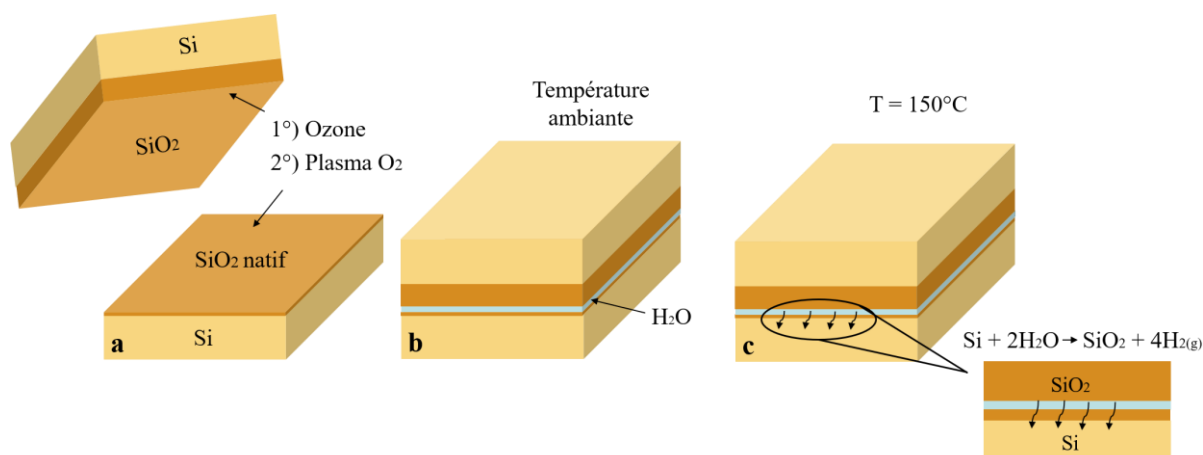


Figure 2.3 Mécanisme de collage SiO₂-Si : (a) Préparation chimique pour rendre les surfaces hydrophiles ; (b) Présence de monocouches d'eau à l'interface de collage ; (c) Oxydation du silicium à partir de 150°C

Or le volume molaire du SiO₂ est environ deux fois plus grand que celui du Si ce qui provoque un gonflement qui augmente la surface de contact entre les deux surfaces à coller. De façon concomitante, cet oxyde très hydraté est très malléable grâce au phénomène de corrosion sous contrainte [113]. Ce dernier permet au système de gagner encore plus en énergie en écrasant les aspérités et en formant plus de liaisons covalentes siloxane (Si-O-Si) : l'énergie de collage augmente jusqu'à environ 4 J/m² après un recuit de 2 h à 300°C. Entre 300°C et 900°C, il n'y a plus d'évolution de l'interface de collage qui reste encore atomiquement ouverte. Il faut attendre 900°C-1050°C pour atteindre un fluage suffisant de l'oxyde « natif » pour fermer complètement l'interface et sceller définitivement les surfaces.

2.1.3.2 Mécanisme de collage hydrophile InP – SiO₂ :

Le collage InP - SiO₂ est le collage mis en jeu dans le cadre de ces travaux de thèse. Ce dernier se fait entre une silice thermique formée sur un substrat Si et une couche d'InP épitaxiée sur substrat InP. De même que pour le collage Si - SiO₂, les surfaces sont mises en contact à température ambiante et le collage se fait grâce aux forces de Van der Waals de type liaisons hydrogène. Néanmoins, le collage InP - SiO₂ ne bénéficie pas de la formation d'oxyde SiO₂ à la surface du silicium puisque celui-ci est oxydé [114] et que cet oxyde est une barrière à la diffusion de l'eau aux basses températures (< 600°C). Or l'énergie de collage augmente dans la même gamme de température que le collage précédent (RT - 300°C). Cette augmentation n'est pas totalement comprise mais plusieurs pistes d'explications ont été envisagées.

L'une des explications consiste à répliquer le même mécanisme que celui que nous venons de voir en section 2.1.3.1 sur la surface de l'InP qui présente un oxyde natif InPO₄ [115][116]. La préparation des surfaces à coller décrite en section 2.1.2 permet de rendre très hydrophiles ces dernières. Des monocouches d'eau se trouvent ainsi enfermées à l'interface de collage (Figure 2.4b). Lors du recuit de consolidation du collage, l'eau traverse l'oxyde natif de l'InP et oxyde la couche d'InP. La réaction d'oxydation explicitée en Figure 2.4c est une des réactions probables de formation d'un des oxydes d'InP (InPO₄, In₂O₃ [117]) accompagnée de la production d'hydrogène. Ceci n'a pas encore été clairement mis en évidence mais il a été montré que l'InP peut s'oxyder en présence d'oxygène [115][116] : cette partie du mécanisme est donc fortement probable. L'autre partie du mécanisme mettant en œuvre le phénomène de corrosion sous contrainte est présente et pourrait également à elle seule expliquer l'augmentation de l'adhérence.

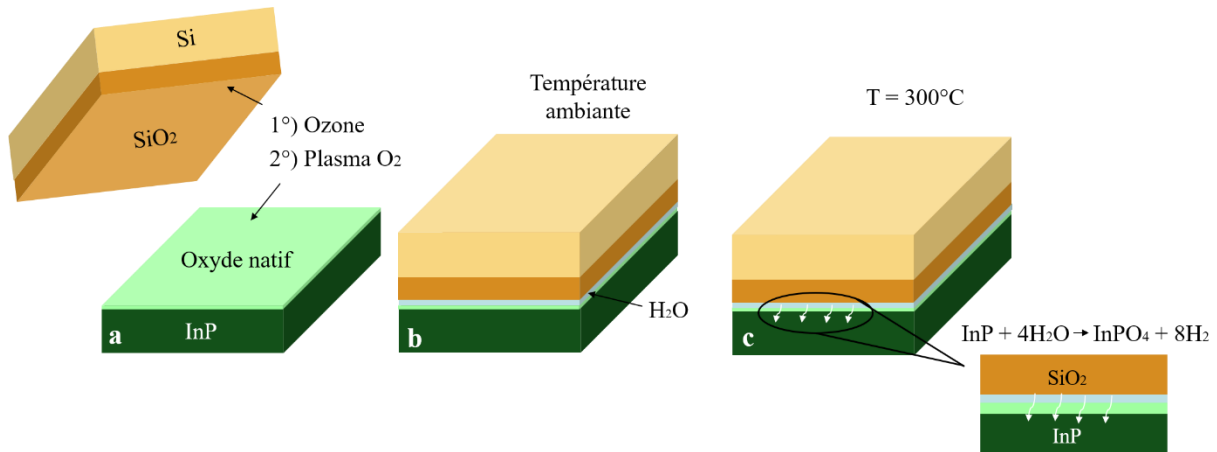


Figure 2.4 Mécanisme de collage InP-SiO₂ : (a) Préparation pour rendre les surfaces hydrophiles ; (b) Présence de monocouches d'eau à l'interface de collage ; (c) Recuit de l'ensemble à 300°C, oxydation du film InP et hydrolyse de la silice

2.1.4 Etape 4 : retrait du substrat InP et de la couche sacrificielle InGaAs

Après collage direct et recuit thermique de consolidation, le substrat InP ainsi que la couche sacrificielle en InGaAs sont gravés sélectivement par voie chimique successivement par une solution de HCl:H₂O et H₃PO₄:H₂O₂:H₂O. La sélectivité permet de conserver le film d'InP intact après retrait du substrat. Les Figure 2.5a et b présentent des photographies prises durant cette étape. Il est possible de réduire drastiquement la quantité de matière retirée par voie chimique en faisant un premier amincissement mécanique par meulage (« Grinding » en terme anglosaxon) avant le retrait final chimique. Il est possible de s'approcher à 5-50 μm de la couche d'arrêt suivant les contrôles dimensionnels accessibles, les vitesses de meulage et les types de meule utilisée.

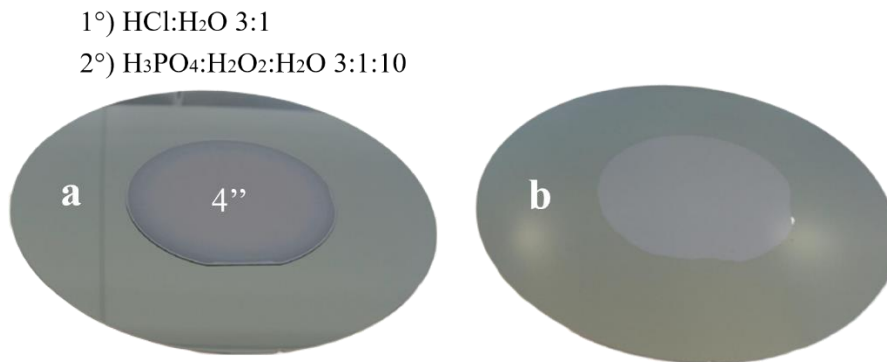


Figure 2.5 Photographies prises durant l'étape 4: (a) Avant retrait de substrat ; (b) Après retrait de substrat

2.1.5 Synthèse

Dans cette partie, nous avons décrit les 4 étapes du procédé de fabrication du substrat InPoSi : croissance par MOVPE sur substrat InP, préparation des surfaces à coller, collage direct et, enfin, retrait du substrat InP et de la couche sacrificielle en InGaAs. Nous avons mis en évidence des points de vigilance pour mener à bien le collage, comme la présence de défauts pouvant empêcher le collage direct. Néanmoins, connaissant ces points de vigilance, le procédé de collage est simple, efficace et reproductible.

2.2 Etude de la stabilité en température du collage InP - SiO₂

La recroissance sur InPoSi nécessite d'exposer ce nouveau substrat à des températures bien plus élevées que celles utilisées lors du recuit de collage à 300°C. Avant d'aborder ce point de la recroissance sur InPoSi, il est nécessaire de s'assurer de la stabilité en température de l'interface de collage InP-SiO₂ aux températures d'épitaxie de l'ordre de 600°C par MOVPE.

2.2.1 Etude de la désorption d'hydrogène dans un substrat InP-SiO₂/Si

Dans cette partie, nous étudierons l'évolution de l'interface de collage soumise à des recuits d'épitaxie à 650°C sous phosphine. Dans un premier temps, nous étudierons la désorption de gaz à haute température, correspondant à la création de défauts de type « bulle », mise en évidence pour la première fois dans l'état de l'art dans cette configuration de collage. Puis, nous apporterons plusieurs explications sur les raisons de la désorption de gaz. Enfin, nous étudierons l'influence de la variation d'épaisseur de silice à l'interface de collage.

2.2.1.1 Mise en évidence de la désorption de gaz à haute température

J'ai réalisé des premiers essais de croissance par MOVPE sur InPoSi ayant une couche de silice d'une épaisseur relativement fine (200 nm). La structure épitaxiale de test consiste en la croissance d'une structure composée d'une couche en InP « buffer » suivie d'une succession de MQWs à base d'AlGaInAs et d'une seconde couche en InP « cap ».

La croissance de structures actives de type MQWs sur germe InP collé est un excellent véhicule test pour évaluer la qualité cristalline des matériaux. Il s'agit en effet de structures très sensibles à toute défektivité du cristal et cette dernière possède une signature marquée en photoluminescence (PL) et en diffraction aux rayons X (DRX). La pertinence de cette structure sera plus amplement exposée dans le Chapitre 3.

La surface de l'échantillon après épitaxie est présentée en Figure 2.6a. On observe au microscope optique une multitude de défauts ponctuels de forme circulaire que l'on appellera par commodité dans la suite « bulle ». Cette morphologie a été comparée à la morphologie obtenue après un recuit d'épitaxie typiquement utilisé dans nos procédés de croissance par MOVPE (650°C sous phosphine).

La morphologie obtenue est présentée en Figure 2.6b et présente le même aspect que celle obtenue après épitaxie. En somme, les défauts d'épitaxie sont des défauts liés au recuit d'épitaxie et non au dépôt de matériaux. C'est la première fois que ce type de défauts a été mis en évidence dans une configuration de collage avec un oxyde à l'interface de collage.

Afin d'identifier la nature des défauts observés au microscope optique, la surface du substrat InPoSi après recuit d'épitaxie a été étudiée par mesure de PL à l'aide d'un faisceau d'excitation laser à 1064 nm de l'ordre de quelques micromètres de diamètre et d'un détecteur en InGaAs. Cette configuration de mesure de la PL sera plus explicitement développée dans le Chapitre 4. Des mesures ont été réalisées à l'intérieur et à l'extérieur d'une bulle (Figure 2.7).

A l'extérieur d'une bulle, on mesure un signal de photoluminescence à une longueur d'onde de 910 nm, correspondant à l'émission du matériau InP. En revanche, à l'intérieur de la bulle, on ne mesure aucun signal dans ces gammes de longueur d'onde. Les bulles correspondent donc à une absence de matériau InP et sont donc la conséquence d'un décollement du film d'InP collé sur SiO₂/Si.

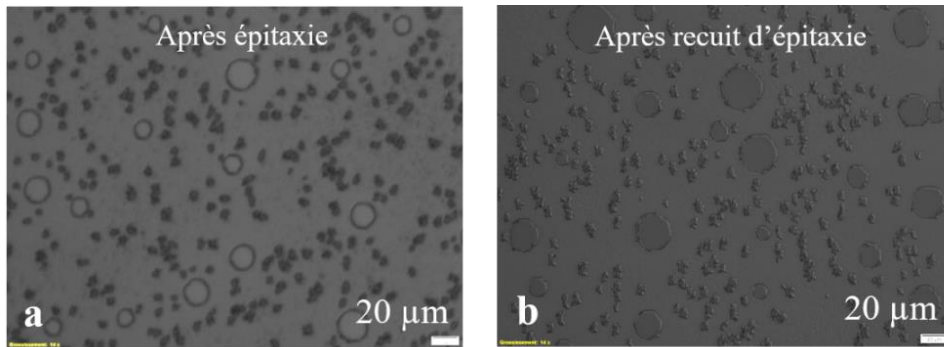


Figure 2.6 Photographies au microscope optique interférométrique de la surface InPoSi : (a) après épitaxie ; (b) après recuit d'épitaxie

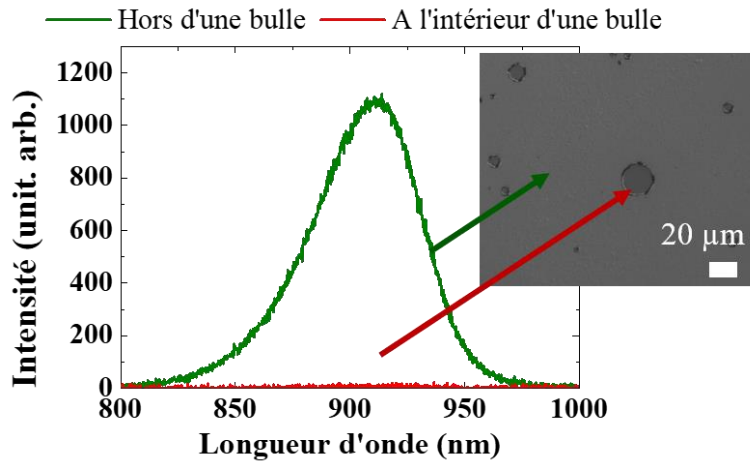


Figure 2.7 Signal de photoluminescence mesuré à température ambiante hors d'une bulle (courbe verte) et à l'intérieur d'une bulle (courbe rouge)

Une observation d'une coupe prélevée à l'interface de collage après recuit d'épitaxie a été réalisée par Microscopie Electronique en Transmission (TEM) au Laboratoire des Technologies de la Microélectronique (LTM) et est présentée en Figure 2.8. On observe le soulèvement de la couche d'interface par une zone lacunaire que l'on appellera void. Cette couche interfaciale est identifiée comme étant probablement la couche d'oxyde d'InP formée lors du procédé de collage hydrophile explicité en section 2.1.3.2. Néanmoins, cette couche est instable sous faisceau d'électrons comme le montrent les observations faites au TEM à différents instants en Figure 2.8b. Cette instabilité ne nous a pas permis d'analyser avec une forte résolution atomique la nature chimique de cette couche d'interface.

Afin d'identifier la température à laquelle les bulles apparaissent, des recuits à différentes températures ont été effectués sur InPoSi. Les Figure 2.9a et b présentent des images prises au microscope optique de la surface des échantillons respectivement recuits à 350°C et à 400°C pendant 10 min. L'apparition de bulles se fait donc entre ces deux températures.

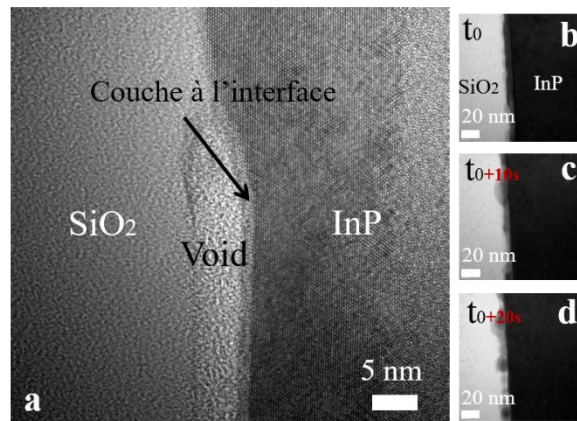


Figure 2.8 Coupe TEM de l'interface de collage (a) après recuit d'épitaxie ; (b) avant recuit d'épitaxie, à un instant t_0 ; (c) $t_0 + 10s$; (d) $t_0 + 20s$

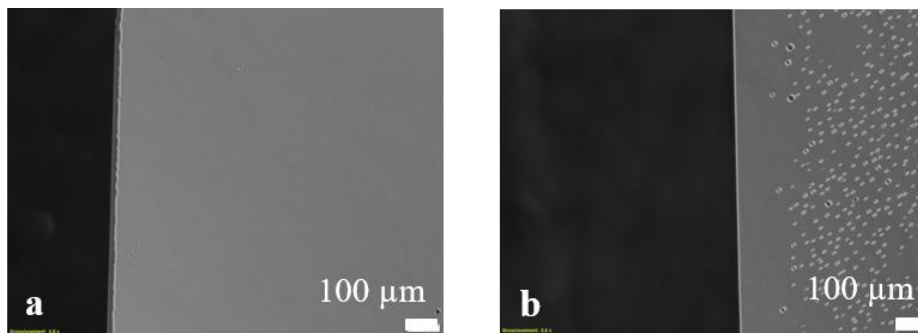


Figure 2.9 Images prises au microscope optique interférométrique de la surface du substrat InPoSi : (a) après recuit à 350°C sous phosphine ; (b) après recuit à 400°C sous phosphine

2.2.1.2 Explications sur les raisons de la désorption d'hydrogène à l'interface

La désorption d'hydrogène dans un collage hydrophile Si - Si [110][118] ou InP - Si [119] est un problème largement explicité dans la littérature. L'hydrogène provient de la réaction d'oxydation du Si ou de l'InP pendant le procédé de collage (Figure 2.3 et Figure 2.4). Une parade pour éviter la désorption d'hydrogène consiste à former ou déposer une couche de silice de plusieurs centaines de nanomètres d'épaisseur à l'interface de collage. Cette dernière permet en effet de jouer le rôle de réservoir à hydrogène et permet au collage de tenir à des températures excédant 1000°C pour des collages Si - Si [120]. En revanche, comme nous venons de l'observer, l'interface InP - SiO₂ est instable au-delà de 400°C malgré un oxyde de 200 nm d'épaisseur. C'est la première fois que ce phénomène a été mis en évidence dans la littérature. Les solutions appliquées dans la configuration de collage Si - Si ne sont donc pas transposables à la configuration de collage InP - Si.

La cause principale de la formation de bulles n'a pas été prouvée mais plusieurs hypothèses explicatives ont été soulevées dans le cadre de ces travaux de thèse. Les deux premières hypothèses sont illustrées en Figure 2.10.

- La première hypothèse repose sur la possibilité que l'eau provenant du procédé de collage n'ait pas encore totalement réagi avec la couche d'InP pour former l'oxyde d'InP lors du recuit de collage à 300°C. A mesure que l'on augmente la température de recuit, l'eau encore présente oxyderait encore la couche d'InP de collage ce qui augmenterait la quantité d'hydrogène stockée dans la couche de silice à l'interface de collage. A haute température, la pression partielle d'hydrogène serait alors trop élevée et provoquerait le décollement de la couche d'InP et ainsi la formation de défauts de type « bulles » (Figure 2.10 hypothèse 1).
- La seconde hypothèse se base sur la possibilité que pendant le recuit de collage à 300°C, l'eau aurait entièrement réagi avec la couche d'InP. De plus, la quantité d'hydrogène produite serait constante à 300°C et au-delà. En revanche, l'oxyde d'InP formé lors de l'oxydation de la couche d'InP serait instable au-delà de 400°C, ce qui provoquerait la formation de « bulles » (Figure 2.10 hypothèse 2).
- Enfin, la dernière explication repose sur la possible réaction entre l'oxyde d'InP, voire l'InP et l'hydrogène [121], ce qui provoquerait une instabilité de l'interface de collage et la formation de « bulles ».

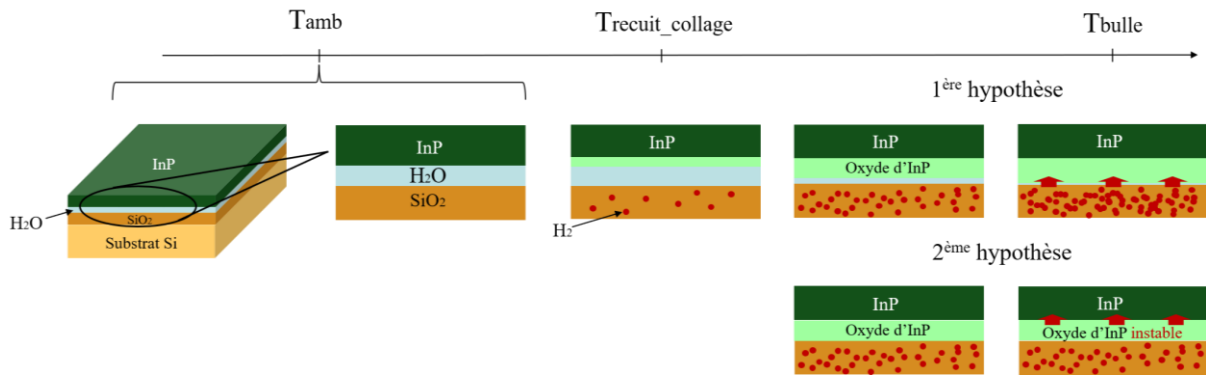


Figure 2.10 Hypothèses explicatives du phénomène d'apparition de bulles à l'interface de collage InP-SiO₂ à haute température

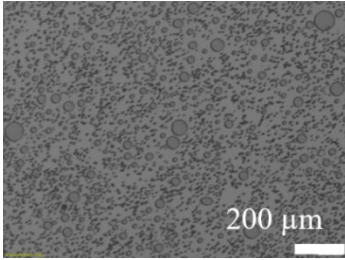
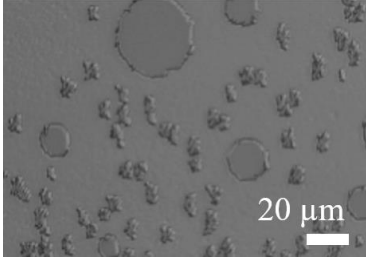
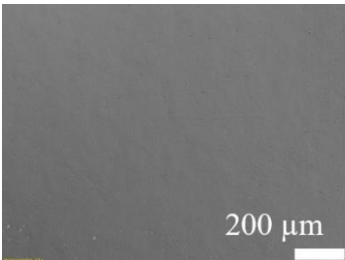
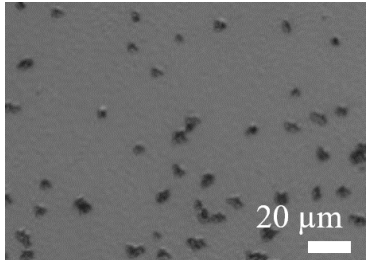
2.2.1.3 Variation de l'épaisseur de la silice à l'interface de collage

Parmi toutes les hypothèses explicatives du phénomène de désorption, l'hydrogène formé lors du procédé de collage et la pression qu'il exerce sur le film d'InP de collage jouent un rôle clé. L'hydrogène, du fait de sa solubilisation dans la couche de silice, aura tendance à se stocker dans cette couche. Un moyen de diminuer la pression partielle d'hydrogène consiste à le diluer dans la couche de silice en augmentant l'épaisseur de cette dernière. Nous avons donc préparé des échantillons avec deux épaisseurs de silice différentes : 200 nm et 2 µm. Ces échantillons ont été soumis au recuit d'épitaxie à 650°C sous phosphine. Les morphologies de surface obtenues et observées au microscope sont résumées dans le Tableau 2.2. Pour un faible grossissement, la surface de l'échantillon avec un oxyde de 2 µm d'épaisseur ne semble pas contenir de défauts de type bulle, contrairement à l'échantillon ayant un oxyde de 200 nm.

Néanmoins, avec un grossissement plus fort, on observe à nouveau des défauts de type bulle à la surface de l'échantillon ayant l'oxyde le plus épais. Par contre, ces défauts sont plus petits et en quantité légèrement inférieure. Augmenter l'épaisseur d'oxyde par un facteur 10 permet de diminuer la proportion de bulles par un facteur 3.

En somme, la diminution de la pression partielle d'hydrogène par dilution dans l'oxyde permet de diminuer la proportion de bulles, mais ne supprime pas entièrement la défektivité. De plus, nous souhaitons développer la recroissance sur InPoSi avec un oxyde à l'interface relativement fin de manière à être compatible avec la filière hybride III-V sur Si de notre laboratoire [122]. L'utilisation d'oxyde fin à l'interface de collage permet en effet d'obtenir de grandes capacités de couplage avec un guide en silicium enterré dans l'oxyde de faibles dimensions (typiquement 300 x 700 nm²). Cette configuration de collage est ainsi compatible avec l'élaboration de circuits photoniques III-V sur Si compacts.

Tableau 2.2 Résumé des morphologies obtenues sur des échantillons InPoSi avec différentes épaisseurs d'oxyde après recuit d'épitaxie (650°C sous phosphine)

Epaisseur silice	Faible grossissement (x5)	Fort grossissement (x20)	Taux de bulles
200 nm			15%
2 µm			5%

2.2.2 Etude de la diffusion latérale d'hydrogène

L'hydrogène étant une des causes principales de la formation de bulles sur InPoSi après un recuit à haute température, il est pertinent d'étudier sa diffusion latérale à l'interface de collage InP - SiO₂ dans des gammes de température en dessous de la température à laquelle les bulles apparaissent (T_{bulle}). Cette dernière a été identifiée en section 2.2.1.1 et est comprise entre 350°C et 400°C. L'hydrogène peut diffuser le long de l'interface de collage et s'échapper par le bord de l'échantillon. Le principe de l'étude de la diffusion latérale d'hydrogène que j'ai développé dans le cadre de ces travaux de thèse est présenté en Figure 2.11a. Cela consiste à effectuer un recuit comprenant deux plateaux : un premier plateau, de diffusion, à la température T_1 , en dessous de la température à laquelle les bulles apparaissent ($T_1 < T_{bulle}$) pendant un temps de diffusion t_{diff} , suivi d'un second plateau à la température T_2 au-dessus de la température à laquelle les bulles se forment ($T_2 > T_{bulle}$). Différents temps de diffusion ont été testés sur cinq échantillons. Ces derniers ont été recuits selon un premier plateau à 350°C (T_1) pour respectivement 10 min, 30 min, 1h, 2h et 5h, suivis d'un second plateau à 650°C (T_2) pendant 10 min. La distance L à laquelle on observe les « bulles » en bord d'échantillon correspond à la position à partir de laquelle l'hydrogène n'a pas diffusé le long de l'interface de collage ; d'où l'apparition de défauts à ce niveau. Cette distance correspond donc à longueur de diffusion latérale de l'hydrogène pour un temps de diffusion donné t_{diff} . Elle est mesurée par microscope optique.

La courbe représentant la longueur de diffusion latérale en fonction du temps de diffusion est présentée en Figure 2.11b. Les données expérimentales forment une fonction carrée du temps de diffusion. Nous retrouvons donc bien une courbe caractéristique d'un phénomène de diffusion. Le coefficient de diffusion extrait s'élève à 10^{-8} cm²/s. En comparaison, l'hydrogène diffuse dans une interface Si – Si hydrophile avec un coefficient de diffusion compris entre 10^{-5} et 10^{-7} cm²/s évalué à température ambiante après un recuit à 400°C pendant une heure [123].

Cette valeur plus élevée peut s'expliquer par les différences au niveau de la fermeture de l'interface de collage. L'interface Si – Si hydrophile n'est pas fermée après un recuit à 400°C. Il faut atteindre des températures au-delà de 900°C pour fermer complètement l'interface de collage, comme explicité en section 2.1.3.1. De ce fait, l'hydrogène y circule plus facilement que dans l'interface InP – SiO₂. Pour un recuit à 200°C, le coefficient de diffusion de l'hydrogène dans la silice fondue est de 10^{-8} cm²/s [124]. On remarque également que pour un recuit de diffusion long (5 h), la longueur de diffusion est seulement de 160 µm. Il n'est donc pas possible de faire diffuser l'hydrogène sur tout un wafer InPoSi pour des temps de recuits acceptables dans nos procédés de croissance.

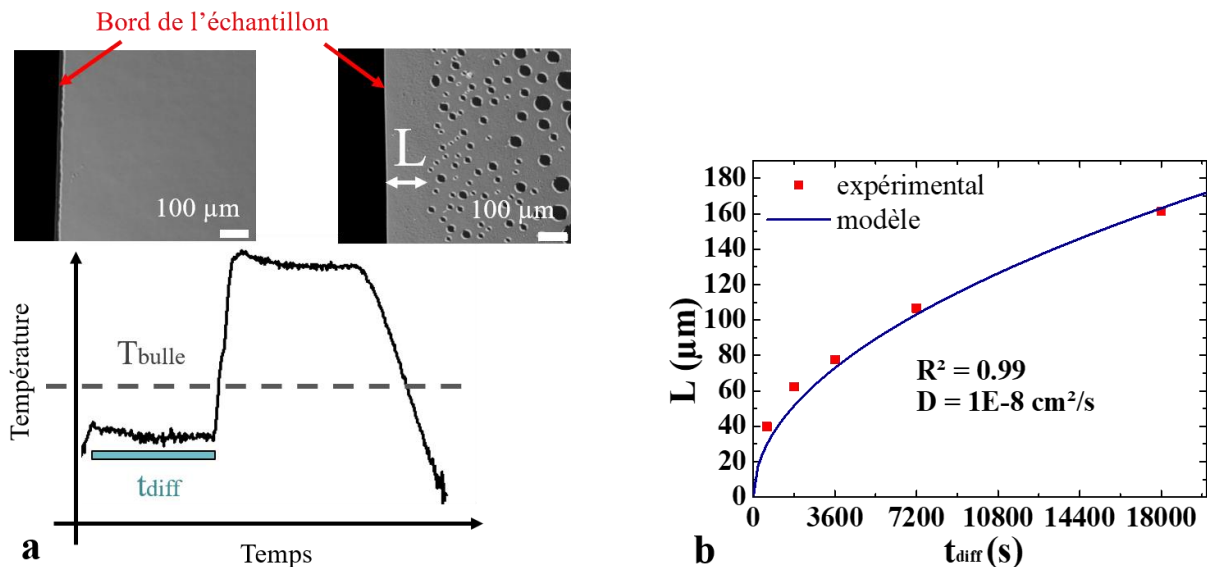


Figure 2.11 (a) Protocole expérimental de l'étude cinétique de diffusion d'hydrogène comprenant deux plateaux de recuit en dessous puis au-dessus de la température à laquelle les bulles apparaissent ; (b) Résultats expérimentaux de la longueur de diffusion en fonction du temps de recuit de diffusion

2.2.3 Synthèse

Dans cette partie, nous avons étudié la stabilité en température du collage InP - SiO₂. La désorption de l'hydrogène à 400°C se traduisant par l'apparition de défautivité de type bulles à la surface du substrat InPoSi a été mise en évidence. Plusieurs hypothèses explicatives ont été soulevées, mettant en cause l'augmentation de la pression partielle de l'hydrogène d'une part et la stabilité de la couche d'oxyde d'InP d'autre part. Enfin, l'étude de la diffusion latérale de l'hydrogène au sein de l'interface de collage InP - SiO₂ a permis de quantifier la longueur de diffusion (L) de l'ordre de 100 µm pour des temps de recuit de diffusion acceptables.

2.3 Développement de procédés de dégazage

Plusieurs hypothèses explicatives du phénomène de formation de défautivité de type bulles à la surface du substrat InPoSi à haute température ont été soulevées. Le facteur commun à l'ensemble de ces hypothèses est la présence d'hydrogène stockée dans la silice. Une parade pour éviter la désorption d'hydrogène consiste à diminuer la pression partielle de ce dernier dans la silice par des procédés de dégazage.

Dans cette partie, nous verrons tout d'abord différentes approches développées dans l'état de l'art pour des configurations de collage InP-Si différentes de la nôtre puis deux approches développées dans le cadre de ces travaux de thèse : l'utilisation de tranchées de dégazage ainsi que l'utilisation de cavités de dégazage enterrées (VOCs : Vertical Outgassing Channels).

2.3.1 Approches développées dans l'état de l'art

Contrairement au phénomène de désorption d'hydrogène à haute température (400°C) dans un collage InP - SiO₂, les phénomènes de désorption d'hydrogène à basse température (200 – 300°C) dans les collages Si – Si [118] et en particulier dans les collages InP – Si, sans oxyde déposé ou formé à l'interface de collage, est un phénomène largement documenté dans la littérature [119][125]. Plusieurs stratégies ont été développées comme l'utilisation de cavités enterrées de dégazages dites VOCs. Néanmoins, nous verrons que ces approches, compatibles avec les recuits de collage à basse température (200 - 300°C), ne le sont plus à température d'épitaxie et nécessitent d'être améliorées. Les raisons de ces modifications seront explicitées dans la suite.

Dans ce contexte, plusieurs approches ont été développées afin de surmonter cette difficulté. Dans cette partie, nous expliciterons les approches développées par les équipes de l'Université de Santa Barbara (UCSB) et par les équipes de l'Université Sophia (Tokyo).

2.3.1.1 Approche de Université de Santa Barbara (UCSB)

La configuration de collage InP-Si ou InP-SOI développée par les équipes de UCSB ne fait pas appel à une silice suffisamment épaisse à l'interface de collage pour servir de réservoir à hydrogène, mais uniquement aux oxydes natifs des couches à coller, contrairement à notre configuration de collage InPoSi. Leur collage InP-Si met donc en jeu des VOCs enterrés [119] comme illustré en Figure 2.12. Cette approche permet de stocker l'hydrogène formé lors du collage hydrophile dans les cavités afin d'éviter l'apparition de défautivité de type bulles lors du recuit de collage à 200 – 300°C.

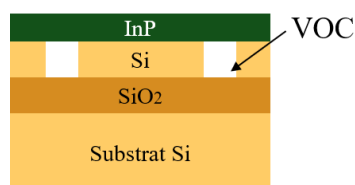


Figure 2.12 Configuration de collage InP-SOI avec VOCs développée par l'équipe de J. Bowers [119]

Ces équipes ont testé la recroissance par MOVPE à 600°C de matériau III-V sur InP-Si pour enterrer des structures lasers. L'étude est développée dans la référence [126] et la Figure 2.13 décrit les morphologies avant et après recuit d'épitaxie d'un film III-V sur InP-SOI.

Après recuit de collage (300°C) mais avant recuit d'épitaxie (600°C), les VOCs sont enterrés et on observe un film sans défektivité, comme attendu (Figure 2.13a). Après recuit d'épitaxie, en revanche, on observe l'apparition de défektivité de type bulle et les VOCs enterrés sont désormais apparents : les fermetures ont donc éclaté (Figure 2.13b).

L'explication de ces phénomènes peut être amenée par des hypothèses similaires à celles formulées en section 2.2.1.2 pour notre configuration de collage InP - SiO₂. La formation de bulles peut être liée à l'instabilité de l'oxyde d'InP de collage à haute température avec la présence d'une pression partielle d'hydrogène. Elle peut également s'expliquer par l'oxydation de l'InP à mesure que la température augmente ce qui crée plus d'hydrogène à un point tel que le film d'InP ne tient plus et se délamine. Enfin, elle peut s'expliquer par la réaction entre InP et H₂ à haute température, également évoquée en section 2.2.1.2, qui crée une instabilité de l'interface de collage et ainsi la création de bulle.

Diminuer la pression partielle de l'hydrogène est également une voie pour éviter la formation de bulles. Un procédé de dégazage par ouverture des VOCs a ainsi été développé par les équipes de UCSB afin de conserver un film III-V avec une qualité optimale pour la recroissance. L'approche est décrite en Figure 2.14 et les ouvertures sont appelées IPOCs (In-Plane Outgassing Channels). De part et d'autre du ruban III-V, les VOCs sont ouverts et permettent de dégazer l'hydrogène problématique lors de l'élévation en température durant l'épitaxie. Cette approche s'est avérée efficace pour enterrer les rubans par du matériau InP, comme explicité dans la référence [126]. Les problématiques propres à la recroissance seront abordées dans le Chapitre 3.

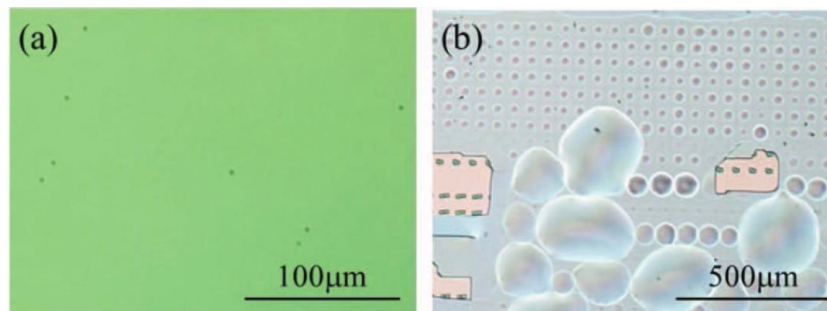


Figure 2.13 Images extraites de [126] montrant la morphologie InP-Si avec VOCs : (a) avant recuit ; (b) après recuit d'épitaxie

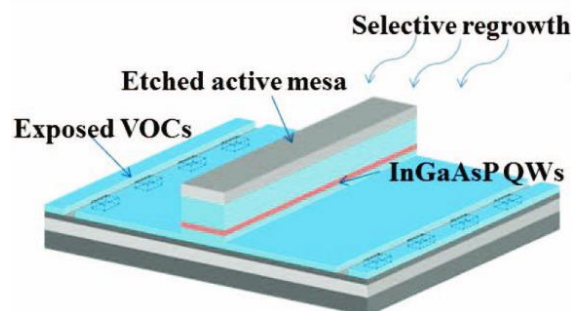


Figure 2.14 Description de l'approche adoptée par UCSB extraite de la référence [126]

2.3.1.2 Approche de l'Université Sophia

De même que les équipes de UCSB, les équipes de l'Université Sophia (Tokyo) ont développé un collage InP-Si sans oxyde à l'interface de collage. Plutôt que d'éviter la formation de bulles au moment du recuit de collage par utilisation de VOCs, ces équipes ont développé des profils de recuit de collage très lents avec des rampes en température allant jusqu'à 45h afin de faire diffuser l'hydrogène formé par oxydation de l'InP lors du collage en bord de plaque.

La Figure 2.15 décrit le taux de bulles obtenues en fonction de la rampe en température utilisée pour le recuit de collage à 400°C. On observe que le taux de bulles chute en dessous de 0,1% pour 45h de rampe en température. L'hydrogène a ainsi le temps de diffuser jusqu'au bord du wafer. Aussi, cette technique est compatible avec des substrats InP-Si de relativement petites dimensions (deux pouces) du fait de la limitation en longueur de diffusion de l'hydrogène.

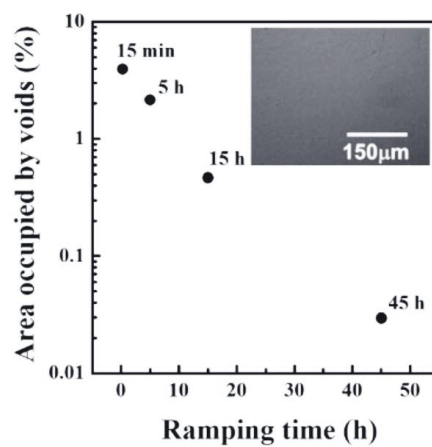


Figure 2.15 Graphique extrait de la référence [125] montrant la surface occupée par les bulles en fonction de la rampe en température de recuit de collage

2.3.2 Utilisation de tranchées de dégazage

Contrairement aux approches décrites dans la section précédente, notre configuration de collage InP - Si avec oxyde à l'interface de collage permet d'éviter la désorption d'hydrogène aux températures de recuits de collage à 300°C. En revanche, à 400°C, la désorption d'hydrogène, ou du moins l'apparition des bulles, a été mise en évidence dans la section 2.2.1.1.

Plusieurs hypothèses explicatives du phénomène d'apparition de bulle dans le substrat InPoSi à haute température ont été soulevées en section 2.2.1.2. Parmi ces hypothèses, le facteur commun provoquant la formation de bulles est la présence d'hydrogène stockée dans la silice. Nous avons vu en section 2.2.1.3 qu'en augmentant l'épaisseur de la silice à l'interface de collage, la pression partielle de l'hydrogène et, in fine, le taux de bulles, diminuent. Néanmoins, même en augmentant cette épaisseur, non seulement les bulles ne disparaissent pas entièrement, mais cela engendre également une configuration de collage incompatible avec la possibilité de coupler efficacement la lumière dans des guides en silicium de dimensions restreintes [19].

De même que pour les collages InP - Si mentionnés en section 2.3.1, une autre parade pour diminuer la pression partielle d'hydrogène, en gardant la même configuration de collage avec un oxyde de quelques centaines de nanomètres d'épaisseur, consiste à diminuer la pression partielle de l'hydrogène par des procédés de dégazage dans le substrat InPoSi. Dans cette partie, nous décrirons l'utilisation de tranchées de dégazage.

2.3.2.1 Principe

La diminution de la pression partielle d'hydrogène dans le substrat InPoSi peut constituer une solution efficace pour éviter la formation de bulles à haute température. L'étude cinétique de la diffusion latérale de l'hydrogène dans le substrat InPoSi développée en section 2.2.2 a montré que pour des temps de recuit relativement longs, la longueur de diffusion est limitée à quelques centaines de micromètres.

Cela permet d'estimer aisément le pas nécessaire pour diffuser efficacement l'hydrogène par les tranchées de dégazage. Le procédé de fabrication des tranchées de dégazages que j'ai développé est présenté en Figure 2.16. Il consiste à réaliser des gravures successives et sélectives de la couche d'InP de collage par une solution de HCl:H₃PO₄ et de la couche de silice par HF dilué. Les tranchées gravées font 10 μm de largeur et sont espacées de 200 μm puis de 400 μm. Nous verrons l'influence du procédé de fabrication dans la section 2.3.2.3.

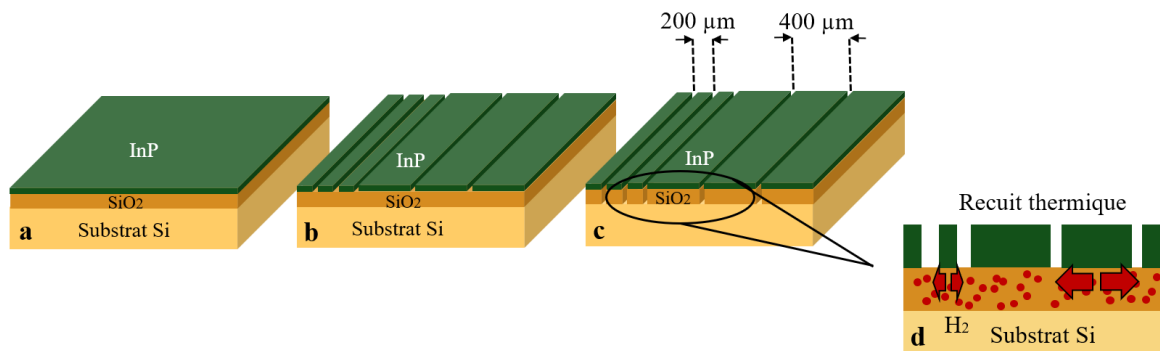


Figure 2.16 Procédé de fabrication des tranchées de dégazage: (a) Substrat InPoSi; (b) Gravure chimique de l'InP par HCl:H₃PO₄; (c) Gravure chimique du SiO₂ par HF dilué de la couche de silice; (d) Recuit à haute température et diffusion de l'hydrogène le long de l'interface de collage par les tranchées de dégazages

2.3.2.2 Essais de recuit d'épitaxie

J'ai préparé plusieurs substrats InPoSi selon le procédé de fabrication décrit précédemment. Ces derniers ont été soumis à un recuit d'épitaxie à 650°C sous phosphine. La rampe de recuit en température a été optimisée pour obtenir une longueur de diffusion de 100 μm. La morphologie de surface obtenue est observée au microscope optique et présentée en Figure 2.17a. Cette dernière est comparée à la morphologie avec un échantillon présentant les mêmes épaisseurs de couches InP et SiO₂ mais cette fois-ci sans utilisation de tranchées de dégazage (Figure 2.17b).

Lorsque les tranchées sont espacées de 200 μm, le film d'InP conserve une morphologie sans apparition de bulles. Cette dimension est compatible avec les dimensions requises pour la réalisation de composants photoniques. Si l'on augmente le pas des tranchées à 400 μm, les bulles apparaissent à nouveau, ce qui est prévisible compte tenu de la longueur de diffusion.

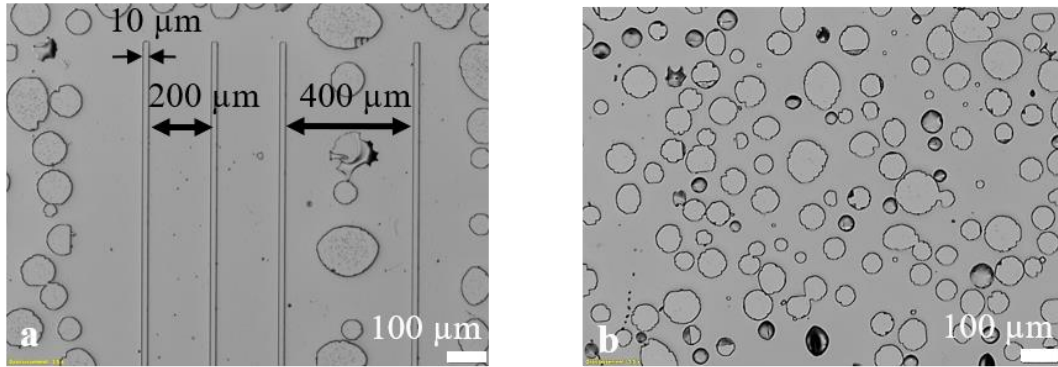


Figure 2.17 Photographies au microscope optique par interférométrie de la surface du substrat InPoSi avec 200 nm de silice à l'interface de collage après recuit d'épitaxie : (a) avec tranchées de dégazages (b) sans tranchées de dégazages

2.3.2.3 Influence du procédé de fabrication

Les essais de recuit ont validé la possibilité de soumettre le substrat InPoSi avec tranchées de dégazage à un recuit d'épitaxie sans apparition de bulles. Nous avons donc testé cette approche avec la recroissance de la même structure que celle testée en section 2.2.1.1, à savoir une structure à base de MQWs en AlGaInAs encapsulée entre deux couches d'InP. Une coupe de cette structure a été prélevée entre les tranchées de dégazage espacées de 200 μm et analysée au microscope électronique en transmission à balayage (STEM) et est présentée en Figure 2.18a. Les coupes et les observations ont été réalisées au LTM.

On observe que la croissance est très désordonnée. Tout d'abord, il existe des points de blocage à la croissance du buffer InP faisant ainsi apparaître les plans cristallins (111), comme indiqué sur la Figure 2.18b. Les vitesses de croissance sur ces plans étant bien inférieures à celles sur les plans (100), le film d'InP résultant de cette croissance est donc fortement ondulé. A l'inverse, la croissance des matériaux à base d'AlGaInAs est moins sensible à l'orientation des plans cristallins, ce qui aura plutôt tendance à lisser la forme ondulée du profil de croissance.

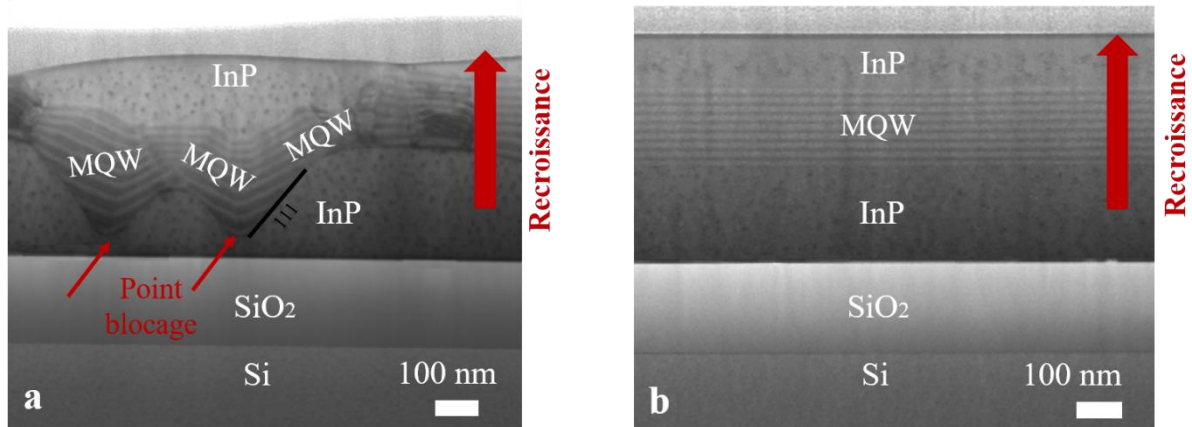


Figure 2.18 Coupes STEM de l'échantillon InP collé sur silicium entre des tranchées de dégazages : (a) avec le procédé de fabrication décrit en Figure 2.16 ; (b) avec le procédé de fabrication décrit en Figure 2.19

Les points de blocage à la croissance viennent d'une pollution organique provenant du procédé de fabrication des tranchées de dégazages. En effet, la moindre contamination venant du procédé technologique est révélée et amplifiée par l'épitaxie. Pour éviter le risque de contamination à la surface du film d'InP, j'ai développé un nouveau procédé de fabrication illustré en Figure 2.19. Plutôt que de retirer la couche d'InGaAs utilisée pour retirer le substrat InP sans endommager la couche InP de recroissance, cette dernière est conservée et sert de couche protectrice. Pour cela, le procédé de fabrication débute par la gravure sélective, suivant les motifs de tranchées, de la couche d'InGaAs par une solution de $\text{H}_3\text{PO}_4:\text{H}_2\text{O}_2:\text{H}_2\text{O}$. Ensuite, les étapes suivent à l'identique le procédé de fabrication de la Figure 2.16. Enfin, juste avant l'épitaxie, la couche d'InGaAs est gravée par la même solution de $\text{H}_3\text{PO}_4:\text{H}_2\text{O}_2:\text{H}_2\text{O}$ afin d'obtenir un état de surface epi-ready.

Ce nouveau procédé de fabrication a été utilisé sur un nouvel échantillon InPoSi et la même structure de recroissance que précédemment a été testée. Une coupe de la structure entre les tranchées a été étudiée au STEM (Figure 2.18b). On observe une croissance planaire. Ce procédé de fabrication robuste a montré une très grande reproductibilité dans la qualité des matériaux en recroissance.

Une coupe TEM a été également réalisée sur ce même échantillon et est montrée en Figure 2.20. Les interfaces dans la zone MQW sont très abruptes ce qui traduit la conformité de la croissance. En somme, cette approche démontre l'excellente qualité cristalline des matériaux de la structure en recroissance obtenue entre les tranchées de dégazages espacées de 200 μm .

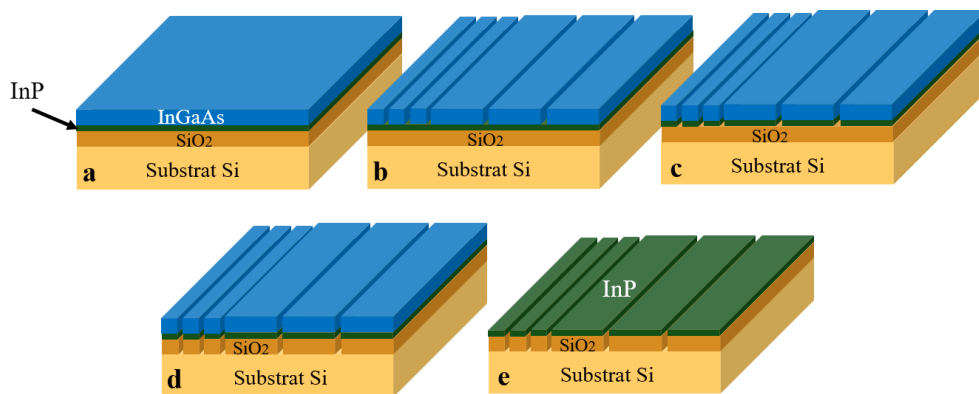


Figure 2.19 Nouveau procédé de fabrication des tranchées de dégazage: (a) Substrat InPoSi avec couche InGaAs sacrificielle comme couche de protection; (b) Gravure chimique de l'InGaAs par $\text{H}_3\text{PO}_4:\text{H}_2\text{O}_2:\text{H}_2\text{O}$; (c) Gravure chimique de l'InP par $\text{HCl}:\text{H}_3\text{PO}_4$; (d) Gravure chimique du SiO_2 par BOE de la couche de silice ; (e) Gravure de la couche de protection en InGaAs

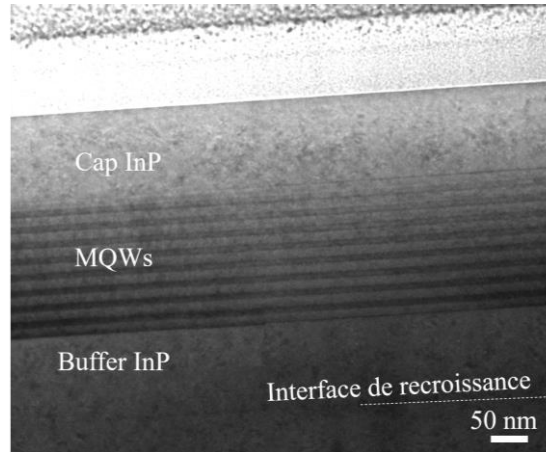


Figure 2.20 Coupe TEM de l'échantillon après la recroissance de matériaux III-V prélevée entre les tranchées de dégazages espacées de 200 μm avec le nouveau procédé de fabrication décrit en Figure 2.19

2.3.3 Utilisation de cavités de dégazage enterrées

Un autre procédé de dégazage explicité en section 2.3.1.1 a été développé par Bowers *et. al* [119] dans une configuration de collage InP – Si sans oxyde à l'interface de collage. Cette approche consiste à réaliser des cavités de dégazage VOCs dans le silicium avant l'étape de collage. L'hydrogène produit lors du collage hydrophile avec la couche d'InP reste confiné dans ces cavités de dégazage qui se retrouvent enterrées. Nous nous inspirerons de ce procédé de fabrication pour éviter la formation de bulles à 400°C dans notre configuration de collage InP - SiO₂.

2.3.3.1 Procédé de fabrication

Le procédé de fabrication développé par les équipes du CEA-Leti débute par le dépôt de quelques nanomètres de silice à la surface d'un wafer en silicium Figure 2.21a. Puis cette couche subit une gravure suivant des motifs carrés de taille 5 x 5 μm^2 espacés de 50 μm (Figure 2.21b et Figure 2.22). L'oxyde est ensuite retiré chimiquement (Figure 2.21c). Une partie du silicium est gravée suivant des motifs carrés, puis recouverte d'une silice formée thermiquement de 200 nm d'épaisseur. Les cavités de dégazages sont profondes de la dimension t (400 nm et 40 μm). La structure subit le même traitement pour effectuer le collage direct hydrophile avec la structure III-V suivant les étapes décrites en Figure 2.3.

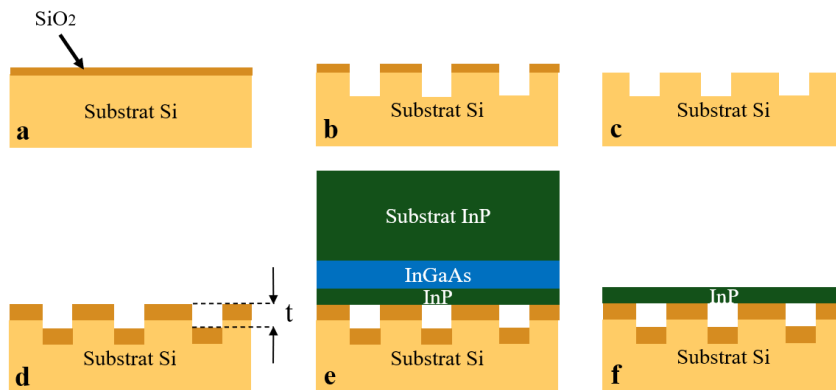


Figure 2.21 Procédé de fabrication des cavités verticales de dégazage (VOCs) dans la configuration de collage InP - SiO₂ : (a) Dépôt de quelques nanomètres de silice sur substrat silicium ; (b) Gravure de la couche de silice et du silicium dans les cavités ; (c) Gravure de la couche de silice par voie chimique ; (d) Formation de 200 nm de silice thermique ; (e) Collage direct avec l'empilement InP/InGaAs/InP ; (f) Retrait de substrat InP et de la couche sacrificielle en InGaAs

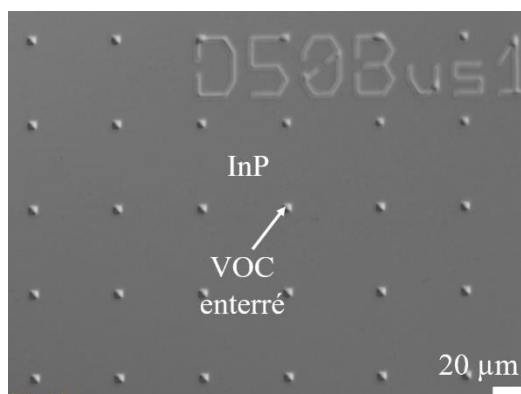


Figure 2.22 Image prise au microscope optique de la surface du substrat InPoSi après fabrication de VOCs enterrés

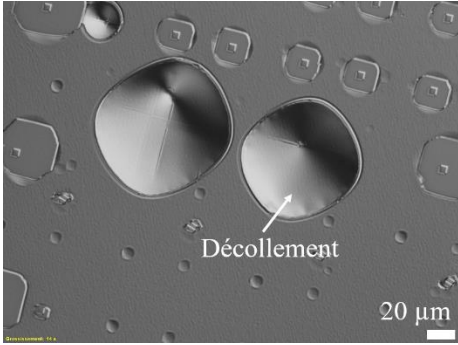
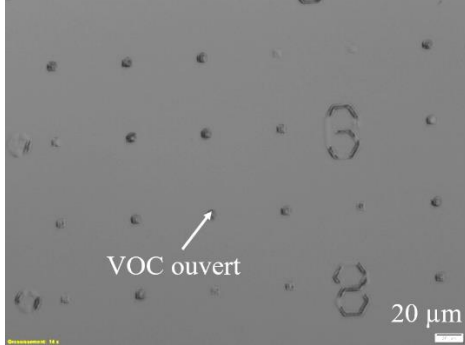
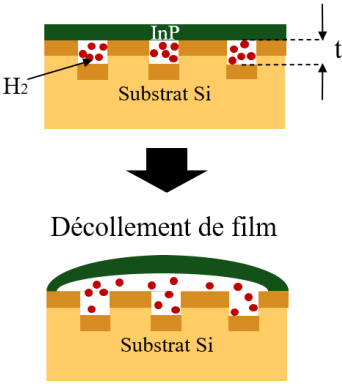
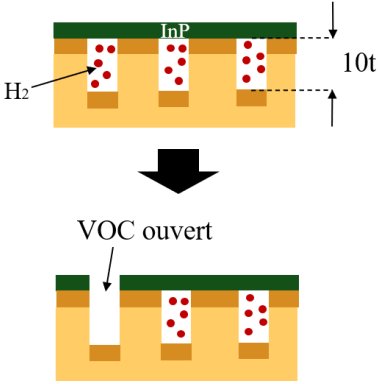
2.3.3.2 Variation de la profondeur des cavités de dégazages (t)

Des tests de recuit d'épitaxie à 650°C sous phosphine sur substrats InPoSi avec VOCs de différentes profondeurs préparés au CEA-Leti : 400 nm (t) et 40 μm (10t). Le Tableau 2.3 résume les morphologies obtenues sur ces deux échantillons. Pour l'échantillon ayant la plus petite profondeur des VOCs, on observe un décollement du film d'InP sur de large zone présentes situées au-dessus des VOCs. L'hydrogène contenu dans les VOCs exerce une pression trop importante sur le film d'InP qui finit par se décoller. Ces défauts s'apparentent à ceux observés en Figure 2.13b pour le collage InP-Si avec VOCs développé par les équipes de UCSB.

Le second échantillon présente une profondeur de VOCs 10 fois plus grande que l'échantillon précédent, de manière à diminuer la pression partielle de l'hydrogène par un facteur 10. La morphologie de surface après croissance est exempte de défektivité de type bulle. On remarque que le film d'InP s'est uniquement décollé sur les zones VOCs, correspondant à une portion de 5 x 5 μm² d'InP tous les 50 μm².

En somme, en augmentant le volume occupé par l'hydrogène et donc en diminuant la pression partielle d'hydrogène dans les VOCs, on parvient à éviter le décollement du film sur de larges zones. Néanmoins, la majorité des VOCs s'ouvre ce qui diminue la proportion de film d'InP exploitable pour la recroissance. Il pourrait être intéressant d'augmenter encore la profondeur des VOCs. Cependant cela n'a pas pu être fait dans le temps imparti de cette étude d'autant qu'une solution plus intéressante a été mise au point et sera abordée par la suite.

Tableau 2.3 Description des morphologies de croissance obtenues sur les substrats InPoSi avec VOCs de différentes épaisseurs (t et $10t$)

	Profondeur t (400 nm)	Profondeur $10t$ (40 μm)
Microscope optique		
Schéma explicatif		

2.3.4 Synthèse

Dans cette partie, nous avons étudié plusieurs méthodes de dégazage pour éviter la désorption de l'hydrogène et l'apparition de défautivité de type bulle à la surface du substrat InPoSi. Tout d'abord, l'utilisation de tranchées de dégazage avec un pas de 200 μm s'est avérée efficace pour faire diffuser l'hydrogène le long des tranchées et ainsi garder le film d'InP avec une qualité matériau optimale. Des essais de recroissance de structures actives à base de MQWs ont confirmé cette conclusion. Un autre procédé de dégazage a consisté à utiliser des VOCs enterrés de dimensions 5 x 5 μm^2 espacés de 50 μm suffisamment profonds pour contenir l'hydrogène formé lors du procédé de collage. Cette technique permet d'éviter le décollage du film sur de larges zones. Néanmoins, la majorité des VOCs s'ouvrent ce qui diminue la proportion de film d'InP exploitable pour la recroissance.

2.4 Conclusions

Dans ce chapitre, nous avons étudié la stabilité en température du substrat InPoSi. Dans un premier temps, nous nous sommes intéressés aux différentes étapes du procédé de fabrication du substrat InPoSi : la croissance par MOVPE sur substrat InP d'une couche sacrificielle en InGaAs et d'une couche d'InP de collage (étape 1), la préparation des surfaces à coller (étape 2), le collage direct suivi du recuit thermique (étape 3). Enfin, le procédé se termine par le retrait de substrat InP et de la couche sacrificielle en InGaAs (étape 4).

Nous avons aussi mené l'étude de la stabilité en température de l'interface de collage InP-SiO₂. L'apparition de défautivité de type bulles à la surface du substrat InPoSi a été mise en évidence. Plusieurs hypothèses explicatives ont été soulevées, mettant en cause l'augmentation de la pression partielle de l'hydrogène d'une part et la stabilité de la couche d'oxyde d'InP d'autre part. Enfin, l'étude de la diffusion latérale de l'hydrogène au sein de l'interface de collage InP - SiO₂ a permis de quantifier la longueur de diffusion de l'ordre de 100 μm pour des temps de recuit de diffusion acceptables.

Enfin, nous avons étudié plusieurs procédés de dégazage pour éviter la désorption de l'hydrogène et l'apparition de défautivité de type bulle à la surface du substrat InPoSi. Tout d'abord, l'utilisation de tranchées de dégazage avec un pas de 200 μm s'est avérée efficace pour faire diffuser l'hydrogène le long des tranchées et ainsi garder le film d'InP avec une qualité matériau optimale. Des essais de recroissance de structures actives à base de MQWs ont confirmé cette conclusion. Un autre procédé de dégazage a consisté à utiliser des VOCs enterrés de dimensions 5 x 5 μm² espacés de 50 μm suffisamment profonds pour contenir l'hydrogène formé lors du procédé de collage. Cette approche a montré qu'avec une profondeur de VOC suffisamment grande (40 μm), on limite le décollement du film d'InP. Néanmoins, l'ouverture de la majorité des VOCs à cause de la pression de l'hydrogène exercée sur la portion d'InP sur le VOC limite la zone exploitable pour la recroissance.

Chapitre 3

Etude de la recroissance de matériaux à base d'AlGaInAs sur substrat InP-SiO₂/Si

Table des matières

3.1	Introduction	72
3.1.1	Préambule.....	72
3.1.2	Introduction au chapitre	72
3.2	Etude de la recroissance d'une structure active à base d'AlGaInAs sur substrat InP-SiO ₂ /Si	73
3.2.1	Préambule.....	73
3.2.2	Caractérisations in-situ pendant la croissance.....	74
3.2.3	Caractérisations ex-situ après la croissance	79
3.2.4	Validation de recroissance sur substrat InP-SOI.....	81
3.2.5	Synthèse	82
3.3	Comparaison de laser à contacts larges sur substrats InP-SiO ₂ /Si et InP	83
3.3.1	Préambule.....	83
3.3.2	Design de la structure de comparaison.....	84
3.3.3	Caractérisations de la structure	85
3.3.4	Fabrication des lasers à contact large	89
3.3.5	Evaluation des performances des composants lasers	90
3.3.6	Synthèse	94
3.4	Mise en perspective par rapport à l'état de l'art	94
3.4.1	Structures photoniques basées sur une jonction p-i-n horizontale	95
3.4.2	Structures photoniques basées sur une jonction p-i-n verticale	98
3.4.3	Bilan	101
3.5	Conclusions	102

3.1 Introduction

3.1.1 Préambule

Dans le chapitre précédent, nous avons étudié l'évolution du comportement à haute température d'un substrat InPoSi. En particulier, nous avons mis en évidence la formation de défautivité de type bulles à la surface du substrat à partir de 400°C. Plusieurs procédés de dégazages ont été développés dans le cadre de ces travaux de thèse afin de rendre compatible le collage InP - SiO₂ avec l'élévation en température nécessaire à l'étape de recroissance sur substrat InPoSi.

Un soin particulier a été apporté à la préparation de l'InP de collage. A l'issue de ces développements, une procédure visant à renforcer la tenue du collage à haute température a été mise au point. De cette manière, la désorption d'hydrogène a été limitée voire annihilée. Cette avancée majeure a permis de développer un substrat InPoSi MOVPE compatible sans qu'aucune structuration (tranchées, VOCs ou autre) ne soit nécessaire. Ce procédé faisant l'objet d'un dépôt de brevet ne sera pas décrit dans ce manuscrit de thèse. Néanmoins, il sera utilisé pour la suite.

3.1.2 Introduction au chapitre

Dans ce chapitre, nous étudierons dans un premier temps la recroissance d'une structure test composée de MQWs à base de matériau AlGaInAs sur substrat InPoSi. Cette structure est un excellent véhicule test pour valider la qualité matériau car la défautivité de cette dernière est très lisible par mesure de diffraction aux rayons X (DRX) ou mesure de Photoluminescence (PL). Des caractérisations in-situ réalisées pendant la croissance permettront de mesurer la courbure en temps réel. Des caractérisations réalisées en ex-situ après la croissance permettront d'évaluer la qualité cristalline de la structure test.

Dans un second temps, la validation d'une structure laser complète épaisse de 3 µm comprenant la structure active composée de MQWs à base d'AlGaInAs épitaxiée sur InPoSi sera évaluée. Pour ce faire, une étude complète des performances d'un laser à contacts larges dit « pavé », basée sur cette structure épaisse, par comparaison avec le même laser réalisé sur substrat InP, sera menée.

Puis, dans un troisième temps, une mise en perspective de ces résultats par rapport à l'état de l'art sera effectuée. En particulier, nous nous intéresserons aux deux filières majeures développées à partir de matériaux III-V épitaxiés sur InPoSi : diode p-i-n horizontale avec le « laser membrane » et diode p-i-n verticale.

3.2 Etude de la recroissance d'une structure active à base d'AlGaInAs sur substrat InP-SiO₂/Si

Dans cette partie, nous nous focaliserons sur l'étude de la recroissance d'une structure composée de MQWs à base de matériau AlGaInAs sur substrat InP/Si. Tout d'abord, les généralités sur l'épitaxie en phase vapeur aux organométalliques (MOVPE) seront explicitées. Puis, la pertinence de la structure de test sera développée. Cette structure sera analysée pendant et après la croissance, en comparaison avec les analyses menées sur la même structure épitaxiée sur substrat InP.

3.2.1 Préambule

3.2.1.1 Généralités sur l'Épitaxie en Phase Vapeur aux Organo-Métalliques (MOVPE)

Les tests de recroissance réalisés dans le cadre de ces travaux de thèse sont effectués par MOVPE dans un réacteur Aixtron CCS 6x2'' (Close Coupled Showerhead) présenté en Figure 3.2. La MOVPE est une technique de croissance développée dès la fin des années 1960 par H. M. Manasevit [127]. Depuis lors, elle apparaît comme un mode de croissance bien adapté pour le milieu de la recherche comme pour la production afin d'obtenir des couches et des interfaces de grande qualité. Elle repose sur le transport de gaz précurseurs fortement dilués dans un débit de gaz vecteur, du dihydrogène dans notre cas, à la surface d'un substrat porté à haute température (600 – 650 °C). Les précurseurs se décomposent alors par pyrolyse et la cristallisation de certaines espèces est rendue possible sur le substrat suivant des orientations cristallines préférentielles ; ici axe de croissance selon les plans (100).

Pour les semiconducteurs III-V, les précurseurs d'éléments III sont des molécules organo-métalliques composés d'un atome métallique lié à un ou plusieurs radicaux organiques alkyls (C_nH_{2n+1})_x. Ces derniers sont sous forme liquide ou solide à température ambiante et sont stockés dans des "bulleurs" immergés dans des bains thermostatés. Lors de la croissance, le gaz vecteur circule dans ces bulleurs, se charge en vapeurs d'organométalliques et amènent ces dernières jusqu'au réacteur. Les précurseurs utilisés dans le cadre de ces travaux de thèse sont résumés dans le Tableau 3.1. Les sources d'éléments V sont en général des hydrures (AsH₃, PH₃).

Tableau 3.1 Récapitulatif des précurseurs utilisés pour les éléments III dans le cadre de ces travaux de thèse

Élément III	Précurseur	Symbole
Al	Triméthylaluminium	TMAI
Ga	Triméthylgallium	TMGa
In	Triméthylindium	TMIIn

3.2.1.2 Motivation de l'étude

L'objectif de ces travaux de thèse est de développer la recroissance de matériaux III-V après l'étape de collage mis en jeu lors de l'intégration hybride de III-V sur Si. La "boîte à outils" épitaxiale sur Si pourrait alors s'enrichir des très larges possibilités déjà bien connues dans la filière III-V sur substrat III-V. On peut citer la recroissance pour enterrer les rubans III-V (buried heterostructure) pour améliorer la thermique des composants photoniques [49]. On peut également envisager la filière d'intégration par épitaxie sélective (SAG) [45] qui constitue un axe majeur de ces travaux de thèse, qui sera plus amplement étudié en Chapitre 4.

Avant d'envisager la croissance d'une structure laser complète, il est nécessaire d'étudier une structure entièrement lisible en termes de propriétés cristallines et optiques. Pour cela, nous avons défini des véhicules test permettant de valider la recroissance sur InPoSi.

3.2.1.3 Description des véhicules test

La définition d'un bon véhicule test présente un enjeu primordial afin de valider la qualité de matériaux III-V épitaxiés sur InPoSi. Nous avons choisi comme véhicule test une structure active composée de MQWs à base d'AlGaInAs encapsulée par deux couches d'InP (Figure 3.1). L'épaisseur totale de la structure est de 405 nm. La structure MQW est composée de 8 périodes de puits en compression (0,9% à température ambiante) et barrières en tension (-0,7% à température ambiante) à base de matériau provenant de l'alliage AlGaInAs. Ces structures possèdent une signature marquée, en particulier en DRX et en PL. En DRX, les peignes de pics découlant de la périodicité de la structure permettent de déterminer la qualité du matériau de manière qualitative (intensité, largeur des pics). De plus, ces structures actives émettent un signal intense en photoluminescence. L'intensité et la largeur de ce signal permet de donner un grand nombre d'informations sur la qualité du matériau. Ces structures sont également lisibles au STEM et au TEM pour qualifier la planéité et la qualité des interfaces. Enfin, cet empilement épitaxial représente la partie active utilisée dans nos composants photoniques, d'où la pertinence de cette étude préliminaire.

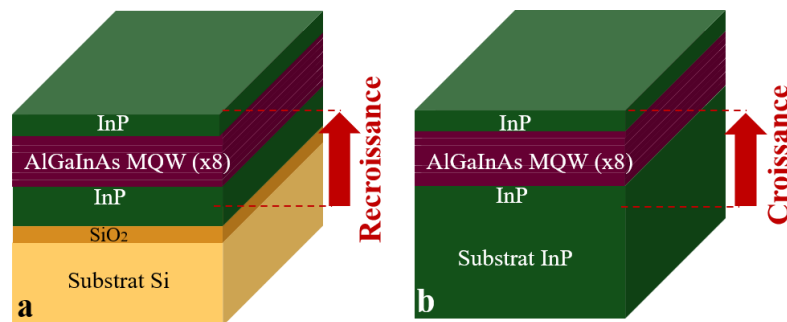


Figure 3.1 Description des structures tests de recroissance composées de 8 MQWs à base d'AlGaInAs encapsulée par deux couches d'InP : (a) sur substrat InPoSi ; (b) sur substrat InP (référence)

3.2.2 Caractérisations in-situ pendant la croissance

Dans cette partie, nous présenterons les mesures réalisées pendant la croissance de la structure décrite en Figure 3.1 effectuée sur substrat InPoSi et sur substrat InP pour référence durant le même run de croissance.

3.2.2.1 Principe de mesure

Le réacteur MOVPE dans lequel les tests de recroissance ont été menés est équipé de modes de caractérisations Laytec EpiCurve TT grâce à des ouvertures dans la partie haute du réacteur (Figure 3.2a). Ces outils de caractérisation permettant de mesurer i) des signaux de réflectivité à trois longueurs d'onde (405 nm, 633 nm et 950 nm) ainsi que ii) la courbure liée à la contrainte induite pendant et à température de croissance. Le principe de mesure est présenté en Figure 3.3. A partir de l'écart de position des faisceaux laser ΔX , on peut extraire la courbure relative $\Delta \frac{1}{R}$. Cette dernière est liée à la contrainte exercée sur le film en croissance. Si la contrainte relative est négative, elle est associée à une contrainte en compression. A l'inverse, si elle est positive, elle est associée à une contrainte en tension.

Une mesure pyrométrique corrigée en tenant compte de la réflectivité est également possible à 950 nm ce qui permet de connaître la vraie température de surface. Enfin, les mesures d'intensité des signaux de réflectivité aux trois longueurs d'onde permettent d'extraire des informations sur la qualité du matériau en croissance.

En fonction de la longueur d'onde d'analyse, on peut évaluer la rugosité en surface (faible longueur d'onde), mais on peut également sonder plus en profondeur le matériau de manière à extraire des vitesses de croissance (grande longueur d'onde). Dans notre cas, ces techniques de caractérisation sont particulièrement intéressantes pour comparer deux croissances en direct sur substrats InPoSi et InP.

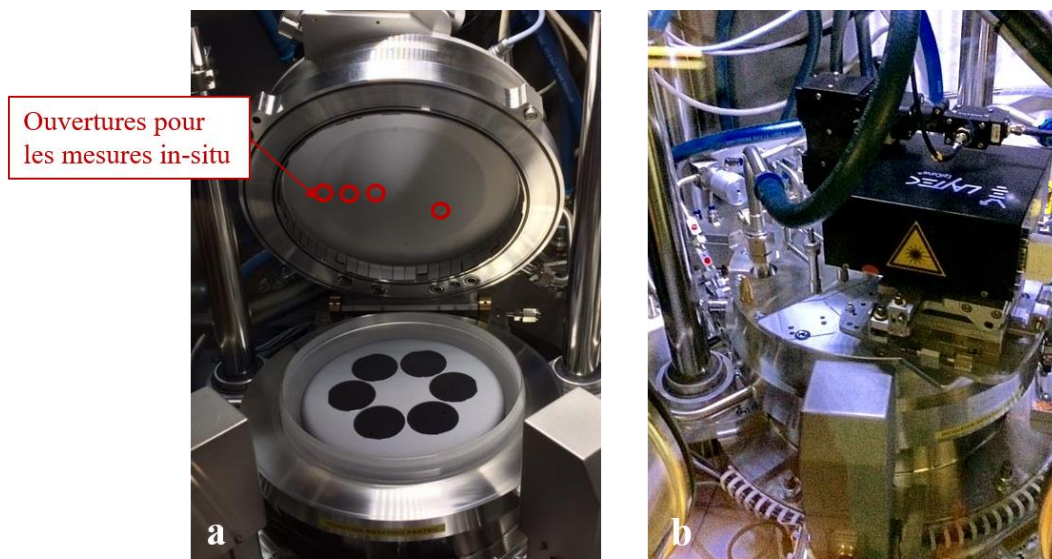


Figure 3.2 Réacteur Showerhead Aixtron muni d'ouvertures permettant d'effectuer des mesures de réflectivité et de courbure durant la croissance grâce à l'instrument Laytec EpiCurve TT se trouvant sur le haut du réacteur (capacité : 6x2 pouces, 3x3 pouces 1x4 pouces) : (a) réacteur ouvert ; (b) réacteur fermé

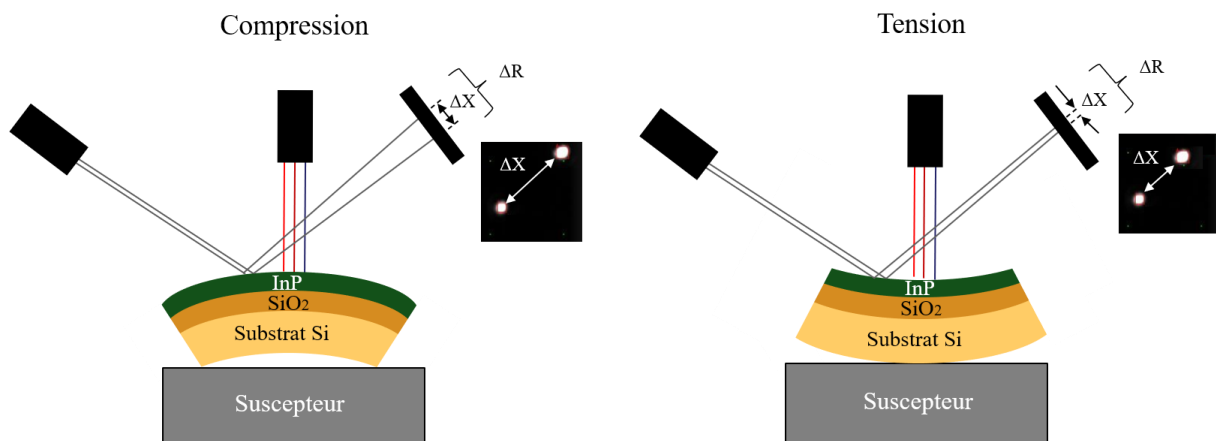


Figure 3.3 Schéma explicatif des différentes techniques de caractérisation in-situ : mesure du signal de réflectivité à trois longueurs d'onde (405 nm, 633 nm et 950 nm) et mesure de la courbure relative $\Delta \frac{1}{R}$ (négative pour une contrainte en compression, positive pour une contrainte en tension)

3.2.2.2 Evaluation de la contrainte thermique

Comme explicité dans le Chapitre 2, le collage direct de la couche d'InP sur SiO₂/Si pour fabriquer le substrat InPoSi se fait à température ambiante (T_{amb}) par forces de Van der Waals. De ce fait, à T_{amb} , la couche d'InP n'est pas contrainte. En revanche, lorsque le substrat InPoSi est soumis à un recuit à température de croissance, la maille de l'InP se dilate en suivant le coefficient d'expansion thermique (CET) du substrat Si qui le porte. Pour rappel, à 300 K, l'InP possède un coefficient de dilatation thermique de $4,60E-6 \text{ K}^{-1}$ tandis que celui du Si est de $2,6E-6 \text{ K}^{-1}$. Ainsi à température de croissance, une contrainte en compression est induite par le plus faible CET du Si par rapport à celui de l'InP (Figure 3.4). Cette contrainte thermique a été étudiée dans la littérature : elle a soit été calculée théoriquement, soit indirectement évaluée par décalage de pic de photoluminescence d'une structure active du fait de cette contrainte [111][113][114]. Néanmoins, elle n'a jamais été extraite par une mesure directe au cours de la croissance.

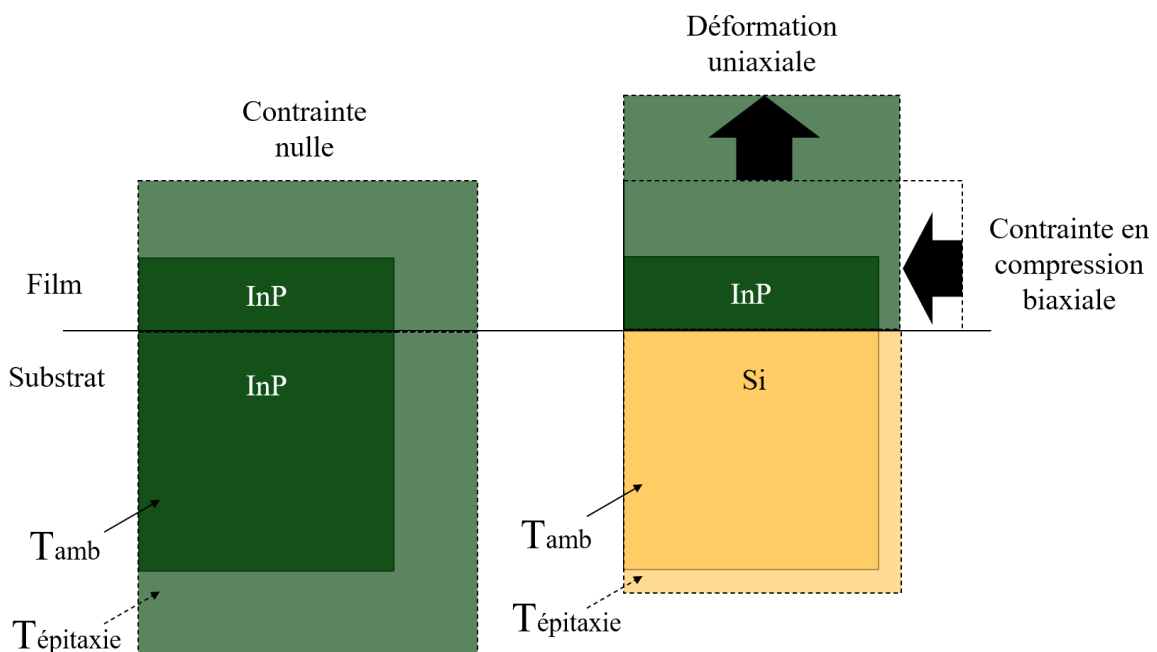


Figure 3.4 Schéma explicatif de la contrainte thermique induite sur InPoSi à température d'épitaxie

Celle-ci peut être évaluée à température d'épitaxie par mesure de la courbure dont le principe a été explicité en 3.2.2. Dans notre cas, nous avons mesuré en temps réel la courbure relative $\Delta \frac{1}{R}$ lors de la croissance sur InPoSi et sur InP (référence). Cette dernière est présentée en Figure 3.5. Les compositions et épaisseurs des puits/barrières de la zone MQW ont été optimisées pour que cette zone soit compensée en contrainte et accordée sur InP à température d'épitaxie. En conséquence, on observe que sur la référence, le signal de la courbure est stable au cours du temps dans la zone MQW. Ceci signifie que la contrainte est nulle à température d'épitaxie, comme attendu. En revanche, sur substrat InPoSi, on remarque que dès la croissance du buffer InP, le signal de courbure relative est négatif ce qui traduit une contrainte en compression liée à la différence de CET (pente négative).

La courbure relative mesurée entre la fin et le début de la croissance s'élève à -2 km^{-1} . En utilisant l'équation de Stoney (Equation 1), la tension σ_{film} induite dans le substrat InPoSi peut être évaluée.

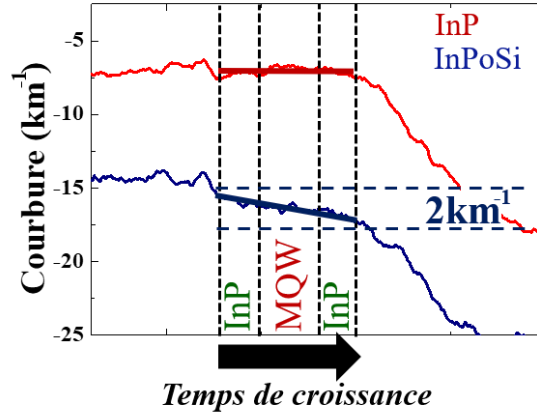


Figure 3.5 Mesure de courbure pendant la croissance sur substrat InPoSi (bleu) et sur substrat InP (rouge)

Pour simplifier le calcul, on considèrera la croissance d'un film InP (épaisseur $h_{film} = 405 \text{ nm}$) sur substrat Si (épaisseur $h_{sub} = 525 \text{ }\mu\text{m}$). Pour le film et le substrat, on utilisera les modules d'Young E_{film} et E_{sub} respectivement de 61 GPa et 127 GPa et les coefficients de Poisson ν_{film} et ν_{sub} respectivement de $0,36$ et $0,22$ à température ambiante. En utilisant l'équation de déformation élastique (Equation 2), la contrainte ε_{film} peut être calculée à partir de la tension σ_{film} . La contrainte thermique évaluée ε_{film} est donc de 390 ppm à température d'épitaxie.

$$\Delta \frac{1}{R} = \frac{\sigma_{film} * 6 * h_{film} * (1 - \nu_{sub})}{h_{sub}^2 * E_{sub}} \quad (1)$$

$$\varepsilon_{film} = \frac{\sigma_{film} * (1 - \nu_{film})}{E_{film}} \quad (2)$$

Comme explicité dans le Chapitre 1, à cette contrainte est associée une épaisseur critique, au delà de laquelle il est plus favorable de relaxer la contrainte en formant par exemple des dislocations. La notion d'épaisseur critique a été introduite par Van der Merwe en 1963 [130]. Puis, plusieurs modèles ont été introduits: le modèle « Mechanical equilibrium » [131] et le modèle « Energy balance » [132]. L'épaisseur critique en fonction de la contrainte est présentée en Figure 3.6. Pour une contrainte de $+390 \text{ ppm}$, on obtient des épaisseurs critiques respectivement de 450 nm et 950 nm suivant le modèle choisi.

Ainsi, la croissance est dite pseudomorphique et n'entraîne pas de relaxation de la couche épitaxiale, et donc d'apparition de dislocations, tant que le film III-V (matériau collé et en recroissance) n'excède pas l'épaisseur critique comprise entre 450 nm et 950 nm . Dans cette étude, l'épaisseur totale de matériau III-V est de 505 nm ce qui est proche de la limite basse d'épaisseur critique.

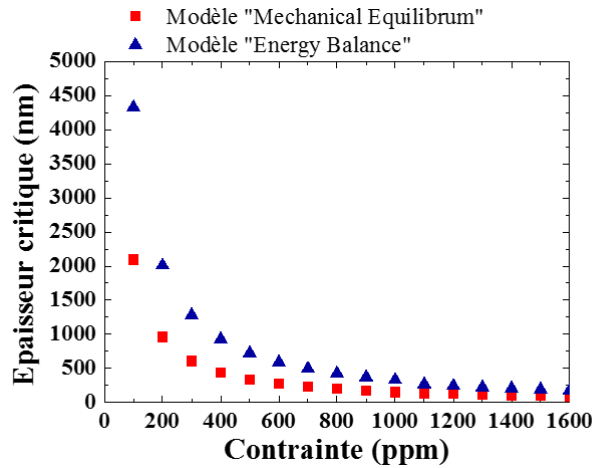


Figure 3.6 Epaisseur critique en fonction de la contrainte

3.2.2.3 Evaluation de l'état de surface

Les mesures de réflectivité effectuées à 405 nm et 950 nm sur InPoSi et InP pour référence sont présentées en Figure 3.7. La mesure du signal de réflectivité à 405 nm, très sensible à l'état de surface, est présentée en Figure 3.7a. Si, pendant la croissance, la surface de l'échantillon se rugosifie, l'intensité du signal réfléchi diminue. Dans notre cas, on observe que sur la référence comme sur InPoSi, l'intensité du signal réfléchi à 405 nm reste constante. Ceci indique que la surface de l'échantillon ne se dégrade pas durant la croissance. La parfaite concordance avec le signal relevé pour la référence indique que la croissance sur InPoSi est aussi lisse que celle sur substrat InP. Les signaux de réflectivité mesurés à 950 nm sont présentés en Figure 3.7b. En utilisant une longueur d'onde plus grande, on peut également sonder plus en profondeur le matériau de manière à extraire les vitesses de croissance, la composition des matériaux ternaires ainsi que les indices optiques. Ici, la valeur moyenne du signal à 950 nm est modulée par les oscillations Fabry-Pérot (FP) induites par les interférences liées aux interfaces couches/substrat. On observe que les oscillations commencent à l'interface MQW/InP pour la croissance sur substrat InP. En revanche, elles sont observables dès l'interface entre l'InP de collage et le buffer InP sur substrat InPoSi. Ces oscillations de fortes amplitudes sont dues au fort contraste d'indice entre InP et SiO₂. A partir de la période des oscillations, la vitesse de croissance peut être extraite. Cette dernière s'élève à 2,1 $\mu\text{m/h}$ pour l'InP sur les substrats InP et InPoSi. En conclusion, les signaux de réflectivité mesurés à deux longueurs d'onde indiquent que le matériau en recroissance sur InPoSi ne semble pas subir de dégradation.

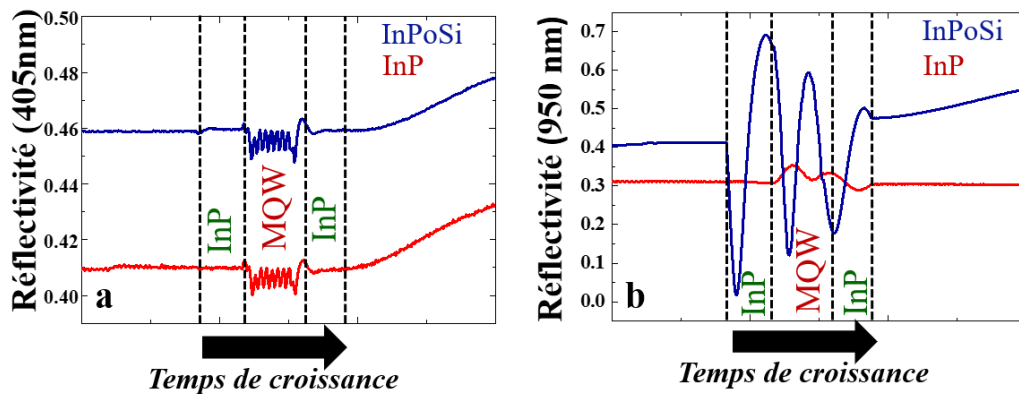


Figure 3.7 Signaux de réflectivité mesurés pendant la croissance sur InPoSi (bleu) et sur InP (rouge) à : (a) 405 nm ; (b) 950 nm

3.2.3 Caractérisations ex-situ après la croissance

Les mesures in-situ de réflectivité ont indiqué que la structure en recroissance sur InPoSi présente un état de surface nominal équivalent à celui obtenu sur InP. Pour confirmer cela, plusieurs caractérisations ont été réalisées après la croissance. La surface de la structure en recroissance a été analysée par AFM et est présentée en Figure 3.8. La rugosité moyenne RMS extraite est de 0,2 nm et est identique à celle extraite pour la structure en croissance sur substrat InP. Les marches atomiques visibles sont une signature de la bonne qualité cristalline du matériau. Des coupes de la structure en croissance sur InPoSi ont été réalisées et analysées au STEM (Figure 3.9a) et au TEM (Figure 3.9b). Cette étude a été réalisée en collaboration avec le LTM. La croissance est planaire et les interfaces bien marquées sont une signature d'une grande qualité cristalline et d'une maîtrise des interfaces. Ceci est en accord avec nos observations faites en utilisant le signal de réflectivité à 405 nm. Enfin, aucune dislocation n'a été observée à l'interface de recroissance.

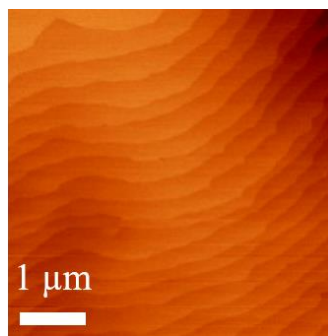


Figure 3.8 Surface de l'échantillon InPoSi après croissance analysée au Microscope à Force Atomique

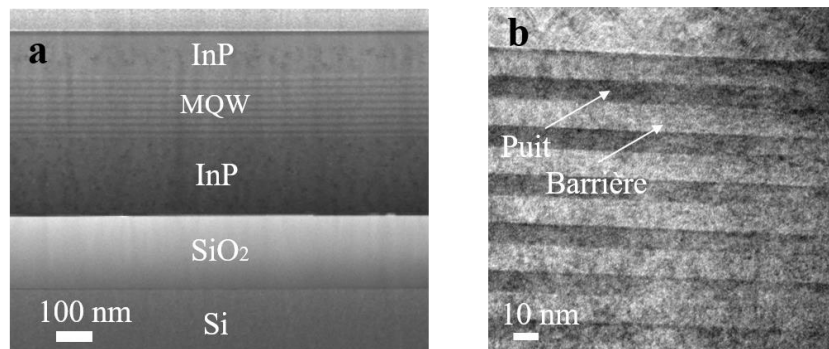


Figure 3.9 Etude d'une coupe représentant la structure épitaxiale de MQWs sur InPoSi selon l'orientation (100) réalisée au LTM: (a) Etude STEM ; (b) Etude TEM localisée sur la zone MQW

Les diffractogrammes réalisés par DRX à haute résolution (HRXRD) sur la structure en croissance sur InPoSi et sur InP sont présentés en Figure 3.10(a). Le signal sur InPoSi est composé de pics satellites intenses et étroits caractéristiques d'une hétérostructure MQWs de très bonne qualité. Ces oscillations sont appelées franges de Pendellösung. Les diffractogrammes sont décalés en intensité d'un facteur 10 pour plus de lisibilité. On note la différence d'intensité des pics obtenus à $31,67^\circ$ correspondant à l'angle de Bragg du matériau InP. En effet, sur InPoSi, il y a seulement 300 nm d'InP (couche de collage + buffer + cap) contre 500 μm sur la référence provenant du substrat InP.

Les mesures de PL effectuées avec un laser d'excitation à 1064 nm et un détecteur en InGaAs sont présentées en Figure 3.10b. Les signaux ont un pic à 1510 nm ce qui correspond à l'émission des MQWs. Le signal mesuré sur InPoSi est 7 fois plus intense que celui obtenu sur InP. Ce phénomène a déjà été observé par d'autres groupes [129]. La plus forte intensité sur InPoSi est liée à l'augmentation de l'excitation et la collection de porteurs induites par les réflexions multiples liées aux interfaces InP/SiO₂/Si. Ainsi, l'intensité du signal n'est pas uniquement attribuable à la qualité cristalline des MQWs, mais aussi à l'efficacité de la cavité InP/SiO₂/Si.

L'uniformité du signal de PL a été investiguée sur une surface de 100 x 100 μm² sur InPoSi. La mesure est présentée en Figure 3.11. En particulier, on observe que l'intensité du signal ainsi que la largeur à mi-hauteur (FWHM) sont très uniformes sur cette région d'analyse. Ceci indique la grande qualité cristalline sur une large surface.

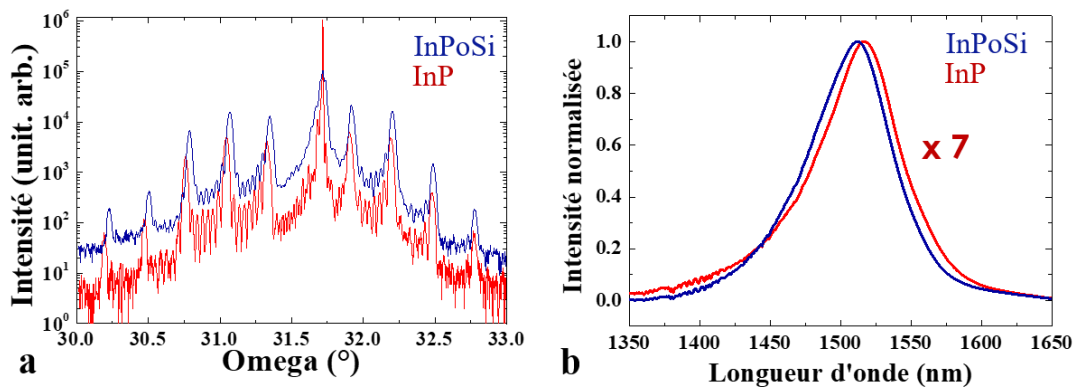


Figure 3.10 Caractérisations réalisées sur InPoSi (bleu) et sur la référence InP (rouge) : (a) Diffractogrammes mesurés par HRDRX ; (b) Signaux de photoluminescence

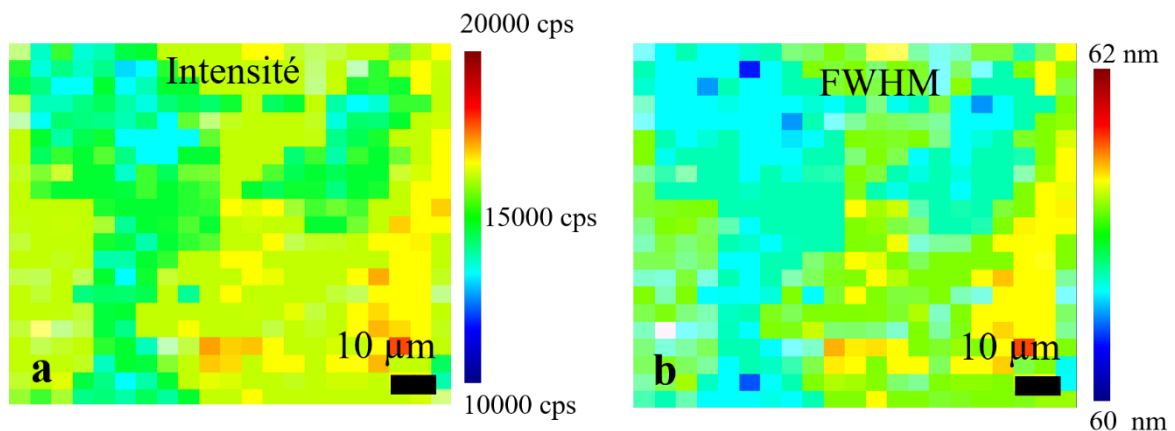


Figure 3.11 Cartographie du signal de photoluminescence sur une zone de 100 x 100 μm² sondée sur InPoSi : (a) Intensité ; (b) Largeur à mi-hauteur (FWHM)

3.2.4 Validation de recroissance sur substrat InP-SOI

Comme rappelé en section 3.2.1.2, la motivation première à vouloir développer la recroissance de matériaux III-V sur InPoSi est de pouvoir faire bénéficier la plateforme hybride III-V sur Si de tout le savoir-faire mature provenant de la filière III-V sur substrat III-V, faisant appel à de multiples étapes de recroissance. Or la plateforme hybride III-V sur Si ne fait pas appel à des substrats Si oxydé mais à des substrats SOI (Silicon-On-Insulator) comprenant un grand nombre de fonctions passives [19][133].

De ce fait, la configuration de collage n'est pas complètement identique à celle sur substrat InPoSi. Autrement dit, il est nécessaire de s'assurer que les résultats obtenus sur substrat InPoSi (Figure 3.12a) sont transposables à un substrat InP-SOI, ce qui fait l'objet de cette partie (Figure 3.12b).

Un substrat SOI a été emprunté à la filière historique III-V sur Si de notre laboratoire pour mener des essais de recroissance : les résultats obtenus seront donc directement transposables à cette filière (Figure 3.12b). De cette manière, la compatibilité de leur configuration de collage avec la recroissance peut être testée. Les étapes de fabrication du substrat InP-SOI sont similaires à celles utilisées pour la fabrication du substrat InPoSi décrite lors du Chapitre 3. Pour cette étude, le substrat InP-SOI est configuré comme indiqué en Figure 3.13a: film InP de 100 nm d'épaisseur en format 2 pouces obtenu après collage et retrait substrat InP sur substrat SOI 3 pouces (issu d'un détourage de substrat SOI en 200 mm).

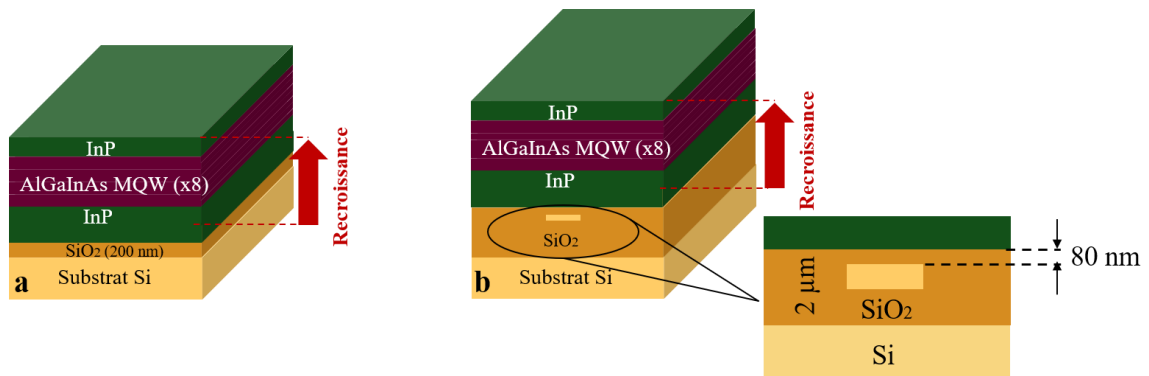


Figure 3.12 Schéma explicatif de la validation de croissance : (a) sur InPoSi ; (b) sur InP-SOI avec une configuration de collage classique dans notre plateforme III-V sur Si hybride

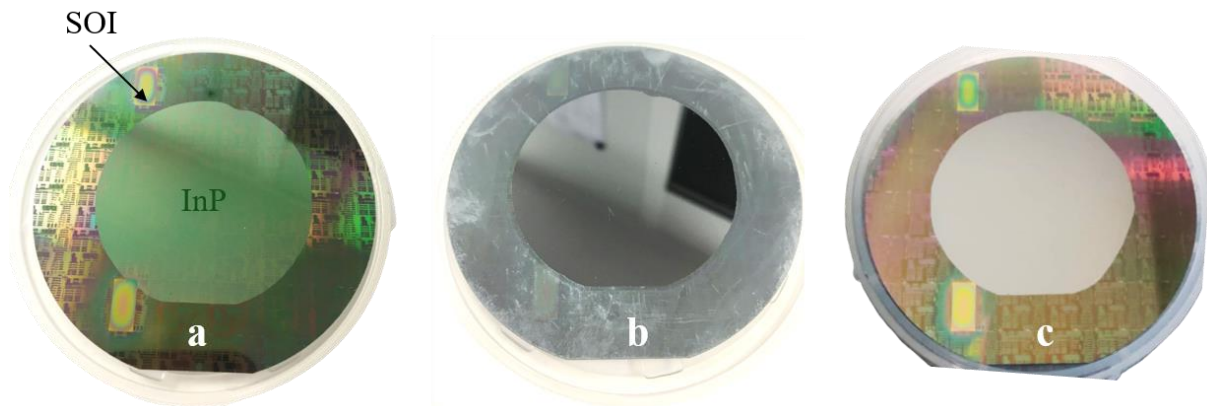


Figure 3.13 : Photographies (a) avant croissance ; (b) après croissance sur InP-SOI ; (c) après croissance et nettoyage des dépôts III-V sur SOI

La recroissance de la même structure que celle décrite en section 3.2.1.3 a été menée : une hétérostructure composée de MQWs à base d'AlGaInAs encapsulée par deux couche d'InP. Une photographie de la surface de l'échantillon est présentée en Figure 3.13b. La surface a un aspect miroir sur la partie III-V recouvrant le film d'InP. Cette zone a été analysée par DRX et comparée à la même structure épitaxiée sur substrat InP (Figure 3.14a). Les pics satellites sont étroits et intenses et se superposent parfaitement à ceux obtenus sur InP. Ceci traduit une croissance d'excellente qualité cristalline. Les structures épitaxiées sur substrats InP-SOI et InP ont également été analysées en PL (Figure 3.14b). Les signaux obtenus sur les structures issues des deux substrats présentent la même FWHM. Par ailleurs, le signal est exalté d'un facteur 1,14. Ce facteur multiplicatif n'est pas identique à celui obtenu sur InPoSi (Figure 3.10a). Ceci peut être attribué aux différences de la cavité InP/SiO₂/Si dans le substrat InP-SOI induites par la présence de guides en silicium et/ou les différentes épaisseurs d'oxyde par rapport à la cavité InP/SiO₂/Si sur InPoSi. Ceci engendrerait des différences d'efficacité de la cavité et ainsi sur la nature des oscillations FP dans la cavité. En somme, ces résultats démontrent que les validations de recroissance de structures III-V sur substrat InPoSi sont transposables sur substrat InP-SOI.

Ce résultat majeur permet d'assurer la possibilité de faire bénéficier ce nouveau savoir-faire à la plateforme hybride III-V sur Si de notre laboratoire. Cela ne garantit en aucun cas la capacité de coupler efficacement un mode optique du guide III-V vers un guide Si comme dans la filière hybride III-V sur Si de notre laboratoire. Cela fera l'objet d'une étude non présentée dans ce manuscrit de thèse.

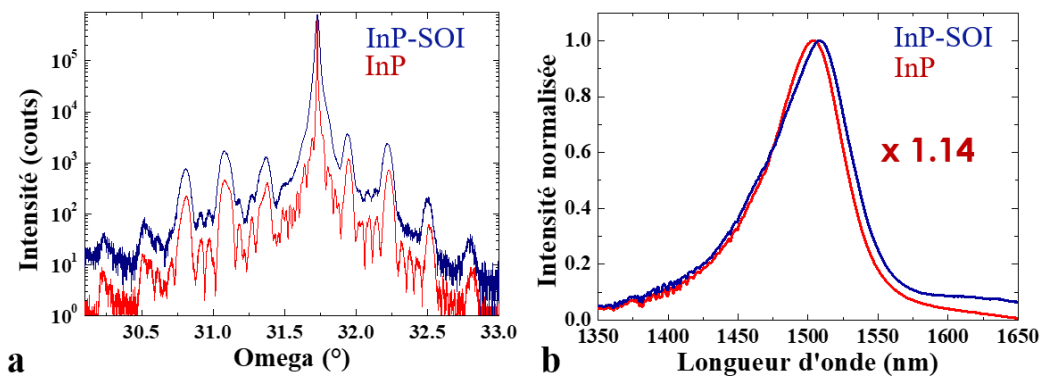


Figure 3.14 Caractérisations après croissance sur substrats InP-SOI et InP (référence) : (a) Diffractogrammes HRDRX ; (b) Spectres de photoluminescence

3.2.5 Synthèse

Dans cette partie, nous avons étudié la recroissance d'une structure active composée de MQWs à base de matériau AlGaInAs encapsulée entre deux couches d'InP sur substrat InPoSi. Cette structure a été comparée à la même structure épitaxiée sur substrat InP comme référence. Les caractérisations in-situ au cours de la croissance ont permis d'évaluer pour la première fois la contrainte thermique induite à température de croissance par la différence de coefficients d'expansion thermique (CET) entre InP et Si. Cette dernière s'élève à + 390 ppm. L'épaisseur critique associée à cette contrainte se situe entre 450 et 950 nm en fonction du modèle utilisé. Les caractérisations complémentaires réalisées après épitaxie sur substrat InPoSi et InP ont montré que l'épitaxie sur InPoSi ne subit aucune pénalité en termes de qualité cristalline ou propriété optique de la structure active. Nous avons également montré que les résultats obtenus sur substrat InPoSi sont transposables sur substrat InP-SOI. Ceci montre la potentialité de l'approche pour un futur transfert de la recroissance à la filière mature hybride III-V sur Si après l'étape de collage.

3.3 Comparaison de laser à contacts larges sur substrats InP-SiO₂/Si et InP

Dans cette partie, nous nous intéresserons à la recroissance d'une structure laser complète de 3 μm d'épaisseur pour la fabrication de laser à contacts larges.

3.3.1 Préambule

3.3.1.1 Motivation de l'étude

Nous avons validé dans la section 3.2 la recroissance d'une structure active composé de MQWs à base de matériau AlGaInAs. Cette étude a permis de tester la compatibilité de notre configuration de collage avec la recroissance d'une structure active typiquement utilisée pour nos composants optoélectroniques. De plus, cela a également permis d'extraire la contrainte thermique induite à température d'épitaxie.

Dans cette partie, nous nous intéresserons à la fabrication d'un composant test basé sur la recroissance d'une structure p-i-n verticale. Ce type de design, employé communément depuis plus de 30 ans et utilisé industriellement, fait parti du savoir-faire du III-V Lab et est décrit en Figure 3.15.

Ce type de configuration nécessite d'éloigner le contact p en InGaAs de manière à limiter les pertes induites sur le mode optique. Pour ce faire, la zone active composée de MQWs et le contact p sont séparés par une couche *cladding* en InP:p, ou couche de revêtement, dont l'épaisseur est de l'ordre de 2 μm . Cette épaisseur se trouve donc déjà bien au-delà de l'épaisseur critique théorique associée à la contrainte thermique sur InPoSi.

La croissance d'une structure laser complète de l'ordre de 3 μm d'épaisseur risque donc d'être d'autant plus affectée par la contrainte thermique induite à température d'épitaxie sur InPoSi. Ceci représente un challenge qui n'a encore jamais été rapporté dans la littérature. Dans cette partie, nous étudierons la validation de cette structure laser complète de 3 μm d'épaisseur épitaxiée sur InPoSi en comparaison avec la même structure épitaxiée sur InP. Cette validation se fera par le biais de véhicules tests adéquats permettant d'extraire un grand nombre de paramètres clés tels que le rendement interne, la température caractéristique du laser... Ces véhicules tests sont des lasers à contacts larges (50 μm) dits lasers « pavés ».

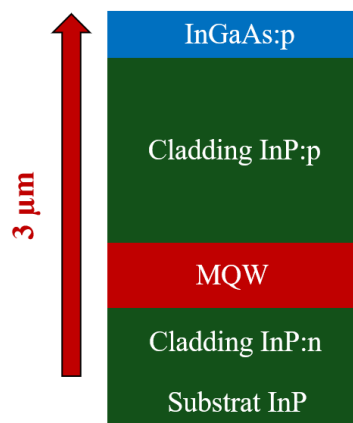


Figure 3.15 Design classique d'une diode p-i-n verticale réalisé au III-V Lab

3.3.1.2 Composant d'étude

Notre approche pour qualifier une diode laser p-i-n de 3 μm d'épaisseur épitaxiée sur InPoSi consiste à comparer cette structure à la même structure épitaxiée sur substrat InP (référence). Des caractérisations exhaustives seront menées pour comparer la qualité cristalline de ces deux structures. A partir de ces structures, la fabrication de lasers pavés sera menée.

Ce type de laser permet de relier directement les performances des composants à l'empilement de la structure testée, en limitant l'influence du procédé de fabrication compte tenu de sa simplicité pour ce type de composant. De plus, le laser pavé permet d'extraire des paramètres clés pour le laser tels que le rendement interne, la température caractéristique de fonctionnement T_0 ... En somme, par un procédé de fabrication simple, il est possible de mener une comparaison rigoureuse d'un composant optoélectronique fabriqué à partir d'une même structure épitaxiée sur deux substrats différents InP et InPoSi.

3.3.2 Design de la structure de comparaison

Avant de réaliser l'épitaxie et la fabrication des lasers, il est nécessaire de définir une structure laser de validation adéquate. En particulier, nous souhaitons comparer une structure épitaxiée sur deux substrats présentant des profils d'indice optique très différents. Ceci peut avoir un impact sur le mode optique de la structure active et ainsi sur les performances des composants.

Il est donc nécessaire de diminuer l'influence du substrat en éloignant le mode optique de ce dernier. J'ai effectué des calculs de modes optiques sur Fimmwave¹ afin d'étudier l'épaisseur de la couche InP:n nécessaire pour pouvoir négliger l'influence du substrat sur le mode optique (ici selon la polarisation TE). La Figure 3.16 montre le rapport entre le confinement dans la zone active (Γ_{MQW}) et le confinement dans la couche de silice de collage (Γ_{SiO_2}) en fonction de l'épaisseur d'InP:n. Pour une épaisseur de 500 nm, on obtient un rapport de confinement supérieur à 600, ce qui est largement suffisant pour négliger l'influence du substrat SiO_2/Si sur le confinement dans la zone active. La structure laser retenue est ainsi décrite en Figure 3.17.

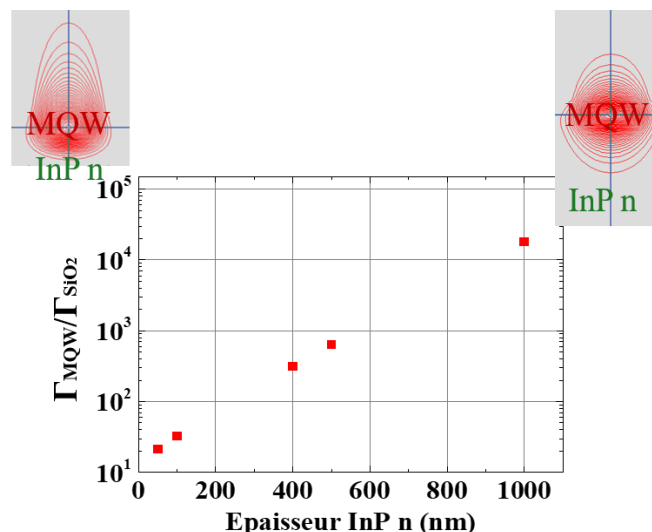


Figure 3.16 Rapport entre le confinement optique dans la zone active (Γ_{MQW}) et le confinement dans la couche de silice (Γ_{SiO_2}) en fonction de l'épaisseur de la couche InP:n

¹ Fimmwave est un logiciel commercial permettant de calculer les modes optiques dans un guide.

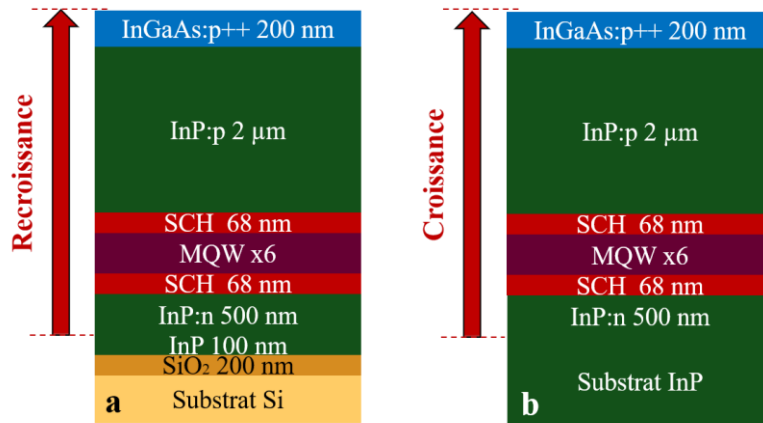


Figure 3.17 Description de la structure laser : (a) épitaxiée sur substrat InPoSi ; (b) épitaxiée sur substrat InP pour référence

3.3.3 Caractérisations de la structure

Après design de la structure d'étude, cette dernière a été épitaxiée sur substrat InPoSi et sur InP pour référence simultanément dans une même séquence d'épitaxie dans notre réacteur MOVPE Showerhead. Des caractérisations in-situ ont donc pu être réalisées pendant la croissance. Après la croissance, la structure a été analysée par AFM, PL et STEM.

3.3.3.1 Caractérisations in-situ pendant la croissance

De même que pour l'étude de la recroissance de la structure active présentée en section 3.2.2, des analyses in-situ lors de la croissance de la structure laser designée dans la section 3.3.2 ont été menées. Les mesures de réflectivité à 405 nm, 633 nm et 950 nm sont présentées respectivement en Figure 3.18a, b et c. Les signaux à 950 nm et à 633 nm sont très stables et révélateurs d'une croissance d'excellente qualité cristalline sur substrat InPoSi. On remarque une fois de plus les fortes amplitudes des oscillations initiales sur InPoSi, dues aux interférences FP liées aux interfaces InP/SiO₂.

La faible diminution du signal à 405 nm, extrêmement sensible à l'état de surface, indique l'apparition d'une légère rugosité sur la surface en croissance. Cette dernière peut être attribuée à la contrainte thermique associée à une courbure relative négative présentée en Figure 3.18. De même que pour l'étude menée dans la section 3.2, l'empilement laser est composé de matériaux à l'accord de maille sur InP comme l'atteste la contrainte relative nulle obtenue sur InP en Figure 3.18. Cette contrainte, associée à la mesure de courbure négative mesurée sur InPoSi, provient de la même origine que celle observée en section 3.2.2.2, à savoir la différence de CET entre InP et Si.

A partir du même calcul, on peut extraire une valeur de contrainte de + 400 ppm. Cette contrainte est donc associée à la même épaisseur critique, comprise entre 450 nm et 950 nm. Néanmoins, on observe une légère dégradation du signal de réflectivité à 405 nm uniquement à partir de 1,2 μm de croissance, au-delà de la limite haute d'épaisseur critique de 950 nm calculée avec le modèle « Energy Balance ». Cela signifie que la légère dégradation de l'état de surface a lieu après l'épitaxie de la zone active, sur des couches destinées à avoir des fonctionnalités électriques, et donc moins préjudicieuses pour le fonctionnement de la structure laser. Nous aborderons plus en détail en section 3.3.3.3 la problématique de l'épaisseur critique. Pour valider la qualité cristalline de la structure, des caractérisations ex-situ ont été menées après la croissance.

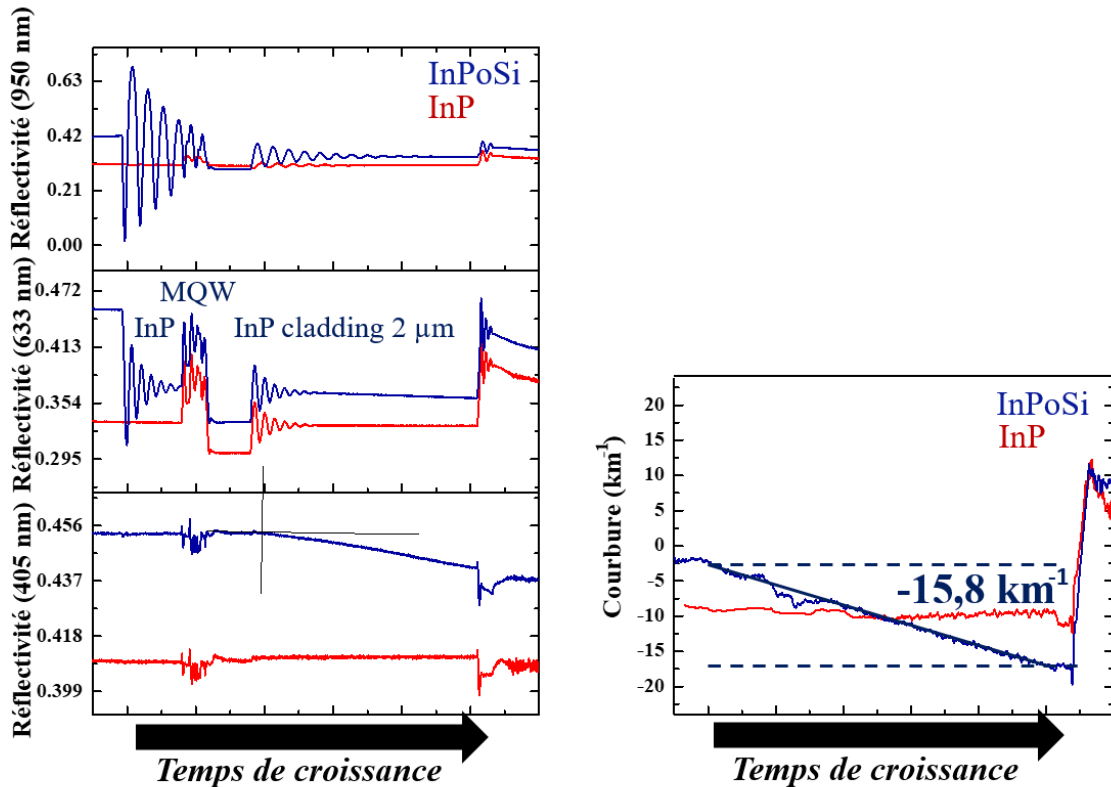


Figure 3.18 Mesures in-situ réalisées pendant la croissance de la structure laser sur InPoSi (bleu) et sur InP (rouge) : réflectances (a) à 950 nm, (b) 633 nm et (c) 405 nm ; (d) Courbure

3.3.3.2 Caractérisations ex-situ après la croissance

Les structures lasers épitaxiées sur InPoSi et sur InP ont été analysées en surface par AFM. L'image obtenue sur InPoSi est présentée en Figure 3.19a. La rugosité RMS sur InPoSi est de 0,7 nm contre 0,5 nm sur la référence. La légère rugosification relevée par diminution du signal de réflectivité à 405 nm sur InPoSi en Figure 3.18c est donc bien corroborée par la mesure faite en AFM. Pour autant, cette rugosification reste très modérée, et n'est, à priori, pas pénalisante pour la fonctionnalité du contact p.

Après épitaxie, il n'est pas possible d'évaluer la photoluminescence des MQWs du fait de la présence de la couche de contact absorbante en InGaAs. C'est pourquoi la mesure de photoluminescence est effectuée après gravures des couches InGaAs:p++ et InP:p qui ont lieu pendant le procédé de fabrication des lasers qui sera explicité en section 3.3.4. La mesure est présentée en Figure 3.10b. Comme nous l'avons explicité en section 3.3.3.2, le signal obtenu sur InPoSi est exalté par les réflexions et interférences créées par les interfaces InP/SiO₂/Si. Ici, le signal obtenu est 5 fois plus intense que celui obtenu pour la référence. On obtient néanmoins les mêmes valeurs de largeur à mi-hauteur de 60 nm, ce qui traduit une très bonne qualité matériau. Enfin, plusieurs coupes FIB de la structure sur InPoSi ont été analysées au STEM dont une présentée en Figure 3.20. Cette étude a été réalisée en collaboration avec les équipes du LTM. Cette dernière montre que la structure active est de très bonne qualité cristalline avec des interfaces abruptes. Aucune dislocation n'a été observée pour ce grossissement.

En conclusion, malgré la contrainte thermique à température d'épitaxie, cette structure présente des propriétés optiques et cristallines en adéquation avec les qualités exigées pour la réalisation de composants photoniques avancés.

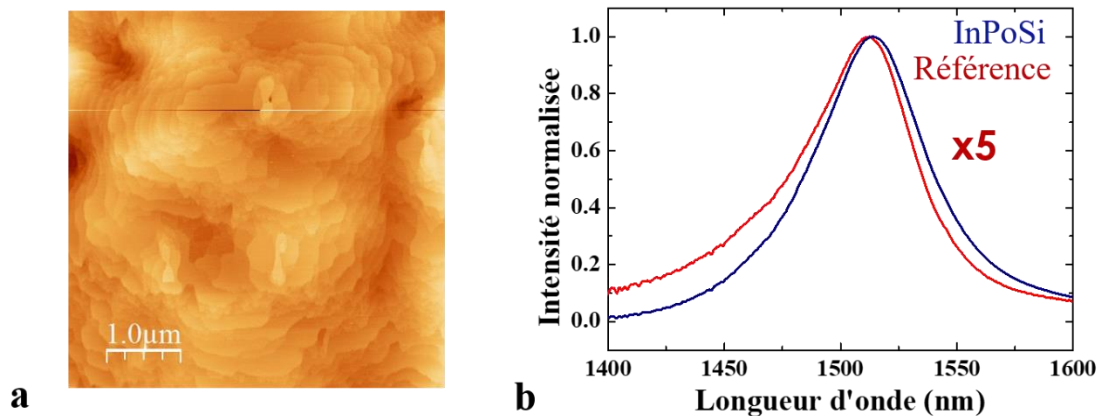


Figure 3.19 Caractérisations réalisées sur InPoSi après croissance de la structure laser : (a) image AFM de la surface de l'échantillon ; (b) Signal de photoluminescence normalisé sur InPoSi (bleu) et sur la référence sur InP (rouge)

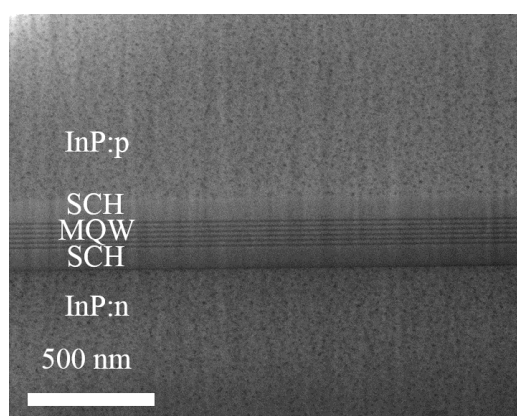


Figure 3.20 Coupe transversale de la structure laser en croissance sur InPoSi analysée au STEM selon l'axe (100) réalisée au LTM

3.3.3.3 Problématique de l'épaisseur critique

Nous avons abordé en section 3.2.2.2 et 3.3.3.1 l'apparition d'une contrainte thermique de l'ordre de + 400 ppm, à température d'épitaxie, induite sur le substrat InPoSi à cause de la différence de CET entre InP et Si. L'épaisseur critique associée à cette contrainte est comprise entre 450 et 950 nm en fonction du modèle de calcul utilisé (Figure 3.6). Expérimentalement, lors de la croissance de la structure laser de 3 μm , une légère dégradation du signal en réflectivité à 405 nm, associée à une rugosification très modérée de la surface mesurée par AFM, a été observée. Cette dégradation a lieu à partir de 1,2 μm de croissance, soit au-delà de la limite haute de 950 nm d'épaisseur critique prédite par le modèle « Energy Balance ». Cette légère dégradation de la qualité du matériau a lieu pendant la croissance du cladding InP:p, bien après la croissance de la zone active. Ceci est favorable pour le bon fonctionnement du composant, étant donné que le cladding InP:p a une fonctionnalité électrique, moins sensible à la défektivité du matériau qu'une zone active à fonctionnalité optique.

Aucune dislocation n'a été observée en coupe au STEM le long de l'empilement de 3 μm épitaxiée sur InPoSi. Néanmoins, il est difficile d'évaluer une densité de défauts cristallins sur une aussi petite zone. Pour évaluer cette dernière, il faudrait plutôt utiliser des méthodes de microscopie électronique comme la méthode ECCI (« Electron Channelling Contast Imaging ») que l'on applique sur l'échantillon massif ou *bulk*. On peut également envisager l'analyse de la surface d'un échantillon *bulk* après révélation chimique en AFM.

Pour autant, aucune des caractérisations explicitée précédemment n'indique la détérioration majeure du matériau en recroissance sur InPoSi. De plus, il semblerait que les calculs d'épaisseur critique soient pessimistes quant à ce qui est réellement possible de faire croître pour conserver une bonne qualité matériau sans apparition de dislocation. En effet, une étude portant sur l'influence de la contrainte sur la qualité matériau d'une structure de 3 μm d'épaisseur a été menée sur substrat InP au III-V Lab. La structure d'étude choisie est composée de l'alliage InGaAs et est présentée en Figure 3.21a.

En faisant varier la composition de l'InGaAs, il est possible d'ajuster aisément la contrainte induite sur cette couche. Pour différentes compositions en InGaAs, et donc, pour différentes contraintes, les diffractogrammes ont été mesurés et sont présentés en Figure 3.21b. A mesure qu'on augmente la teneur en Ga, le pic associé à la couche d'InGaAs s'éloigne du pic du substrat vers la gauche, ce qui traduit une augmentation de la contrainte en compression. Pour des contraintes en dessous de + 2800 ppm, les structures présentent une excellente qualité cristalline qui se traduit par des oscillations régulières et intenses sur les diffractogrammes. En revanche, pour des contraintes au-delà de + 3500 ppm, l'intensité des pics du substrat et de la couche diminuent fortement et les pics s'élargissent. Ceci traduit une forte relaxation, observable au microscope optique.

Compte tenu de ces observations, il semble alors possible d'aller au-delà de l'épaisseur critique calculée à partir des différents modèles. En effet, même avec des contraintes avoisinant + 2500 ppm, il est possible de faire croître une structure de 3 μm d'épaisseur d'excellente qualité cristalline. En conclusion, les modèles de prédiction d'épaisseur critique ne sont pas adaptés. Cette observation a déjà été faite dès 1984 par J.C. Bean *et. al* [134] dans le cas d'épitaxie de couches en $\text{Ge}_x\text{Si}_{1-x}$ sur substrat Si pour lesquelles les épaisseurs critiques mesurées étaient un ordre de grandeur plus élevées que celles prédites par les modèles, en particulier pour les contraintes inférieures à 5000 ppm [134].

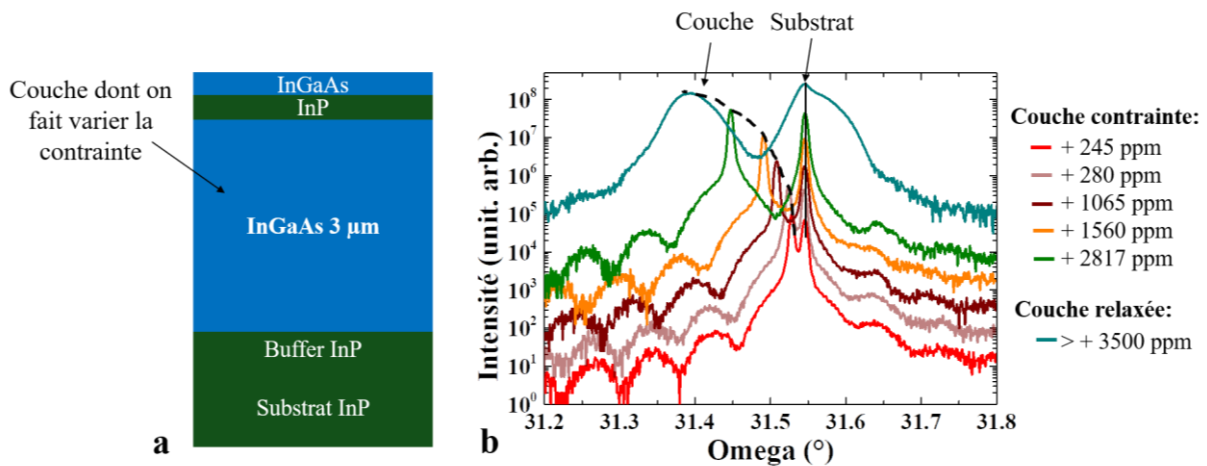


Figure 3.21 Etude de la qualité matériau en fonction de la contrainte sur substrat InP : (a) Structure test ; (b) Diffractogrammes des différentes structures en InGaAs de 3 μm épitaxiées sur substrat InP

3.3.4 Fabrication des lasers à contact large

Après validation de la qualité cristalline de la structure laser épitaxiée sur InPoSi par caractérisations pendant et après la croissance, il convient de fabriquer les lasers à contact large. Le procédé de fabrication est présenté en Figure 3.22. Après épitaxie de la structure (Figure 3.22a), une résine négative est déposée à la surface de l'échantillon. Après métallisation par Pt/Au, une étape de lift-off est effectuée de manière à ne laisser qu'une bande de métal de 50 μm de largeur (Figure 3.22b). Le dépôt métallique peut ensuite servir de masque de gravure de la couche de contact en InGaAs par une solution sélective de $\text{H}_3\text{PO}_4:\text{H}_2\text{O}_2:\text{H}_2\text{O}$ (Figure 3.22c). Puis, de la même manière, la couche InP:p est gravée sélectivement par une solution de $\text{HCl}:\text{H}_3\text{PO}_4$ (Figure 3.22d) et la zone active composée de matériau AlGaInAs est gravée à nouveau par une solution sélective de $\text{H}_3\text{PO}_4:\text{H}_2\text{O}_2:\text{H}_2\text{O}$ (Figure 3.22e). Enfin, de même que pour la métallisation du contact p, la couche d'InP:n est recouverte d'une résine négative suivie d'une étape de métallisation en Ti/Pt/Au et d'un lift-off pour laisser une bande métallique de 30 μm de largeur. Les facettes des composants sont ensuite fabriquées par clivage des barrettes. Les barrettes utilisées pour les caractérisations dans la suite de l'étude font une longueur de 660 μm . La structure épitaxiée sur substrat InP a subi le même procédé de fabrication. Pour rappel, une optimisation de l'épaisseur du buffer d'InP a été faite afin de s'affranchir de l'influence du type de substrat utilisé. Ceci permettra donc une meilleure comparaison des performances. Les composants fabriqués à partir des structures épitaxiées sur les substrats InPoSi et InP sont présentées en Figure 3.23a avant l'étape de clivage permettant de séparer les composants. Après cette étape, un composant réalisé sur InPoSi a été observé au MEB afin de valider l'ensemble du procédé technologique (Figure 3.23b).

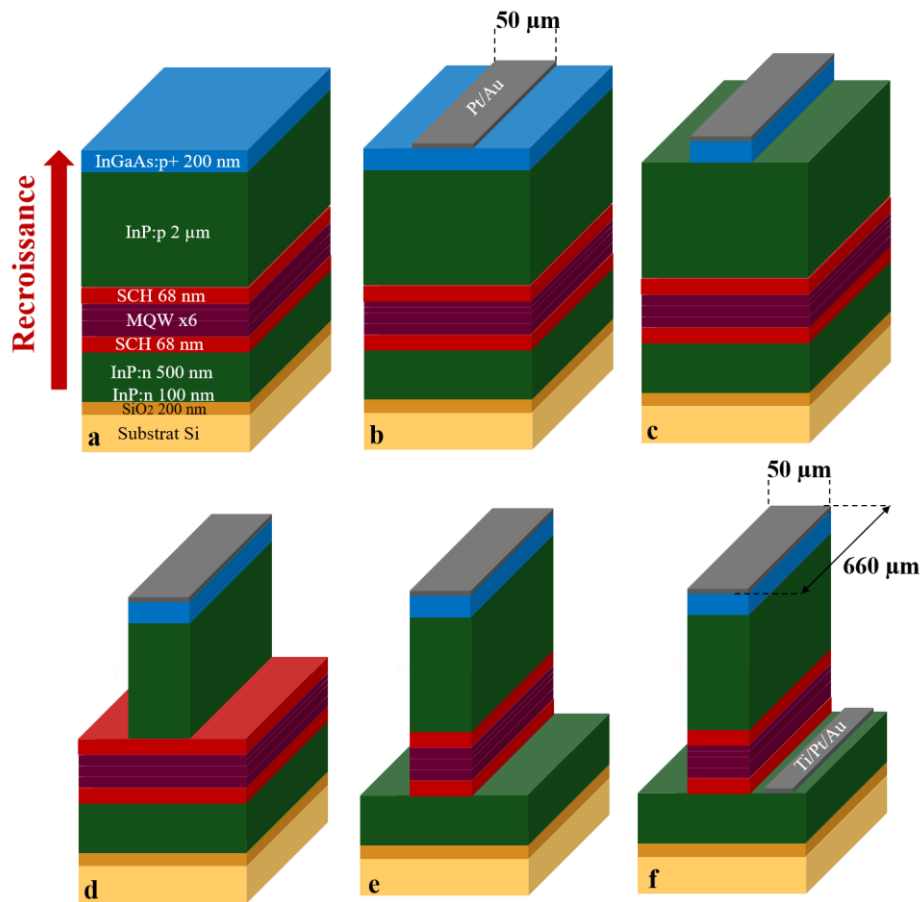


Figure 3.22 Procédé de fabrication des lasers à contact large : (a) Croissance par MOVPE de la structure laser ; (b) Dépôt de métal (Pt/Au) et lift-off d'un motif de 50 μm de largeur ; (c) Gravure sélective par $\text{H}_3\text{PO}_4:\text{H}_2\text{O}_2:\text{H}_2\text{O}$ de la couche d'InGaAs ; (d) Gravure sélective par $\text{HCl}:\text{H}_3\text{PO}_4$ de la couche d'InP ; (e) Gravure sélective des SCH et des MQWs à base d'AlGaInAs par $\text{H}_3\text{PO}_4:\text{H}_2\text{O}_2:\text{H}_2\text{O}$; (f) Dépôt métallique Ti/Pt/Au puis lift-off d'un motif de largeur 30 μm

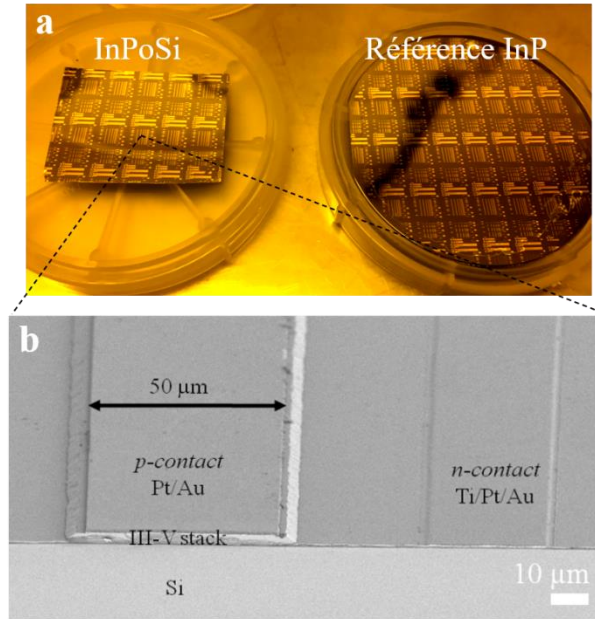


Figure 3.23 (a) Photographie des structures après fabrication et avant clivage des lasers à contact large ; (b) Observation au MEB en vue tiltée d'un composant laser à contact large fabriqué sur InPoSi

3.3.5 Evaluation des performances des composants lasers

Les composants lasers à contacts larges sont des composants simples qui permettent d'extraire un grand nombre d'informations. Dans un premier temps, nous étudierons les propriétés électriques des contacts du laser pour ensuite s'intéresser à ses performances en fonctionnement laser.

3.3.5.1 Caractérisations des contacts électriques

Afin d'évaluer la qualité des contacts électriques des couches de contact dopées n^+ InP:Si et p^{++} InGaAs:Zn de l'empilement laser retenu en section 3.3.2, un paramètre clé à extraire est la résistivité des contacts. Pour évaluer ce paramètre, l'utilisation du modèle "Transmission Line Model" (TLM) est particulièrement adéquate. En particulier, dans notre cas, nous utiliserons le modèle « Circular Transmission Line Model » (C-TLM) explicité dans la référence [135].

Le principe de cette mesure consiste à déposer deux plots métalliques sur une couche de contact fortement dopée. On mesure la résistance associée à ce contact en faisant varier la distance (s_i) entre deux plots métalliques. Les motifs de mesure C-TLM sont représentés schématiquement en Figure 3.24.

Ces derniers ont été intégrés aux niveaux de masque correspondant respectivement aux étapes de métallisation des contacts p et n. De cette manière, les paramètres de résistivités ont pu être extraits de manière transparente durant le procédé de fabrication des lasers. Ces mesures ont été effectuées sur le laser fabriqué sur InPoSi ainsi que sur la référence sur InP.

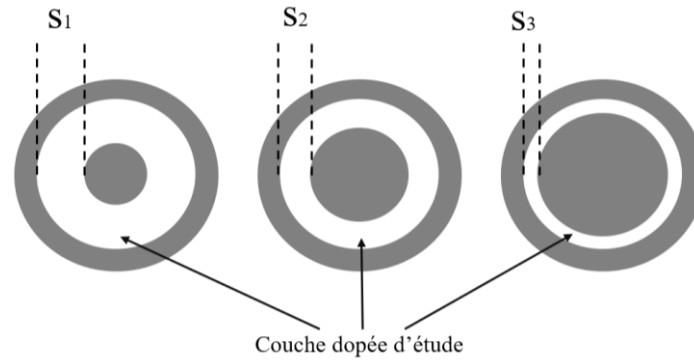


Figure 3.24 Schéma vue de dessus des motifs C-TLM espacés des distances (s_i) permettant d'extraire la résistivité de la couche dopée d'étude

Les résultats obtenus pour les contacts n+ InP et p++ InGaAs issus de la structure épitaxiée sur InPoSi sont présentés en Figure 3.25a. Les résistivités des contacts p sont respectivement de $8,6 \times 10^{-6} \Omega \cdot \text{cm}^2$ et $1,6 \times 10^{-6} \Omega \cdot \text{cm}^2$ pour les structures sur InPoSi et sur InP. Pour expliquer ces différences, le niveau de dopage Zn de la couche d'InGaAs a été évalué pour les deux structures en utilisant la méthode Electrochemical Capacitance-Voltage (ECV). Le niveau de dopage mesuré pour la couche d'InGaAs provenant de la structure épitaxiée sur InPoSi s'élève à $3 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ contre $4 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ pour la couche d'InGaAs provenant de la référence épitaxiée sur InP. Cette différence peut être expliquée par la différence de température de croissance relevée par pyrométrie durant la croissance (Figure 3.25b). Il s'avère que la température de la surface du substrat InP durant la croissance était inférieure à celle à la surface du substrat InPoSi de $7,5^\circ\text{C}$. Ceci peut s'expliquer par la plus faible conductivité thermique de l'InP ($0,68 \text{ W} \cdot \text{cm}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$) en comparaison avec celle du Si ($1,31 \text{ W} \cdot \text{cm}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$). Or, l'incorporation des dopants Zn étant très sensible à la température de surface [136], cette différence de température peut expliquer la différence de niveau de dopage.

En revanche, la résistivité du contact n extraite pour les couches InP-n+ des structures épitaxiées sur les substrats InP et InPoSi est de $1,5 \times 10^{-6} \Omega \cdot \text{cm}^2$ et est donc identique pour les deux structures. Ce type de dopage est beaucoup moins sensible à la température de surface durant la croissance. En somme, ce résultat démontre des propriétés électriques similaires des couches de contact issues des structures épitaxiées sur InP et InPoSi.

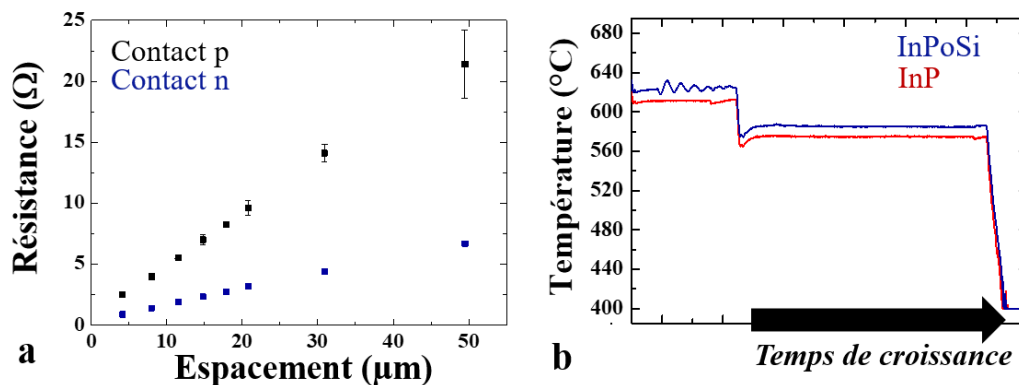


Figure 3.25 (a) Mesures C-TLM réalisées à partir de la structure épitaxiée sur InPoSi ; (b) Température relevée par pyrométrie à la surface des substrats InPoSi (bleu) et InP (rouge) pendant la croissance de la structure laser

3.3.5.2 Caractérisations lasers

Après clivage des structures laser fabriquées sur InP et InPoSi, les structures ont été placées sur embase et mesurées à l'aide d'un détecteur large positionné en sortie d'une des deux facettes comme indiqué sur la Figure 3.26.

Les caractéristiques de puissance de sortie en fonction de la densité de courant injecté (J-L) mesurées à 20°C ont été obtenues en régime pulsé (duty cycle 5%). Ce type de régime permet de limiter les effets thermiques sur les performances des lasers, typiquement observés sur des lasers à contacts larges. Ces mesures sont présentées en Figure 3.27. Des densités de courant de seuil de l'ordre de 0,4 kA/cm² sont obtenues pour le laser sur InPoSi, alors même que des valeurs avoisinant 0,7 kA/cm² sont obtenues pour le laser sur InP. Ces valeurs très proches démontrent qu'il n'y a pas de pénalité associée à la qualité du matériau en recroissance sur InPoSi malgré la contrainte thermique observée par mesure de la courbure durant la croissance en section 3.3.3.1.

Les différences obtenues entre laser sur InPoSi et laser sur InP ne sont pas encore totalement comprises. Néanmoins, elles peuvent être attribuées aux différents profils de dopage, en particulier dans les couches dopées p, du fait de la différence de température de croissance observée sur les deux structures et abordées en section 3.3.5.1. Les différentes qualités de facette obtenues par clivage peuvent également expliquer les différences de pertes externes, ce qui peut entraîner des variations de densités de courant de seuil.

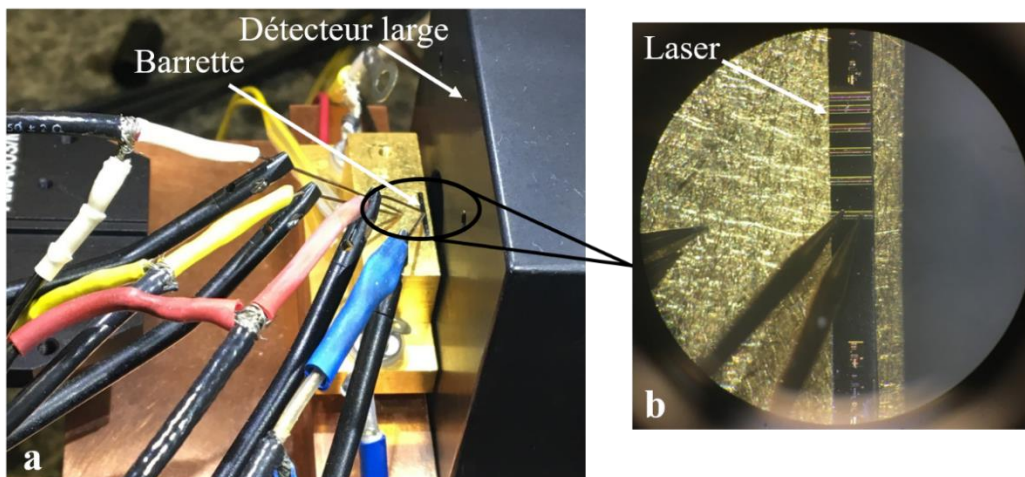


Figure 3.26 Photographies du montage de mesure des barrettes de lasers à contact large : (a) configuration de mesure avec détecteur large en sortie de facette clivée ; (b) vue du dessus de la barrette à la loupe binoculaire

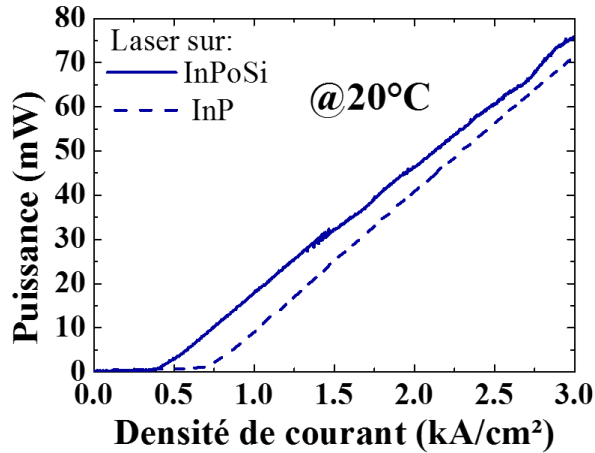


Figure 3.27 Caractéristique de puissance de sortie en fonction de la densité de courant injecté à 20°C pour le laser sur substrats InPoSi (trait plein) et InP (trait en pointillé)

A 20°C, on obtient une puissance en sortie de 75 mW pour une densité de courant d'excitation de 3 kA/cm² pour le laser sur InPoSi. Cette valeur se trouve dans le même ordre de grandeur que ce qui est obtenu pour le laser sur InP. A partir des pentes des caractéristiques J-L, on peut extraire le rendement externe du laser. On obtient une efficacité laser de 0,092 W/A pour le laser sur InPoSi contre 0,095 W/A pour le laser sur InP. Ces deux valeurs sont sensiblement identiques. Ceci corrobore le fait que l'efficacité quantique des deux structures issues des épitaxies sur InPoSi et sur InP est similaire.

Les performances laser ont été mesurées en température jusqu'à 50°C et sont présentées en Figure 3.28a pour le laser sur InPoSi. Le laser est fonctionnel au moins jusqu'à 50°C. Cette température a été fixée par la limitation du contrôle thermique de notre banc de mesure. On observe un « kink » à 1,4 kA/cm² que l'on peut attribuer à une transition de régime liée à des instabilités de mode typiquement observées dans un laser à contact large [137]. La température caractéristique du laser T_0 [36] peut être extraite par la pente du logarithme de la densité de courant de seuil en fonction de la température (Figure 3.28b). Celle-ci s'élève à 53°C pour les lasers sur InP et sur InPoSi. Ce résultat confirme bien que la qualité du matériau est préservée pour une structure de 3 μm en recroissance sur InPoSi malgré la contrainte thermique.

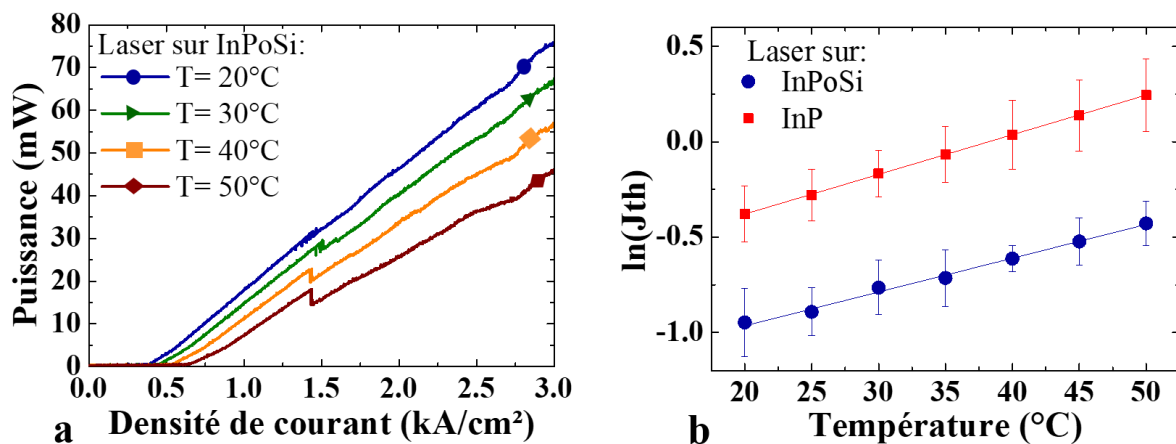


Figure 3.28 Caractéristique en température: (a) Courbe de puissance de sortie en fonction de la densité de courant injecté sur InPoSi à 20°C, 30°C, 40°C et 50°C ; (b) Comparaison des logarithmes de densités de courant de seuil en fonction de la température pour le laser sur InPoSi (bleu) et le laser sur InP (rouge)

3.3.6 Synthèse

Nous avons présenté une approche pour valider la qualité d'une structure laser de 3 μm d'épaisseur épitaxiée sur InPoSi. Les caractérisations exhaustives menées sur la structure épitaxiée sur InPoSi ont montré que, malgré la contrainte thermique observée à température d'épitaxie liée à la différence de CET entre InP et Si, la structure est de très bonne qualité cristalline et démontre des propriétés optiques conformes pour la réalisation de composants photoniques avancés. Pour confirmer ce résultat, la fabrication de lasers à contacts larges a été menée sur les structures épitaxiées sur InPoSi et sur InP pour référence. La configuration de ce laser permet en effet d'extraire une multitude de paramètres en limitant les divergences associées au procédé de fabrication, du fait de la simplicité de ce type de composant.

A partir de ces structures, les propriétés électriques des couches de contacts p++ InGaAs:Zn et n+ InP:Zn ont été étudiées par méthode C-TLM. Les résistivités de contacts n et p extraites de la structure sur InPoSi sont respectivement de $8,6\text{e-}6 \Omega\cdot\text{cm}^2$ et $1,5\text{e-}6 \Omega\cdot\text{cm}^2$. Ce résultat démontre une bonne qualité électrique des contacts. Le fonctionnement en régime pulsé a été testé sur les lasers sur InPoSi et sur InP. Un fonctionnement du laser sur InPoSi jusqu'à 50°C a été démontré, avec une densité de courant de seuil de $0,4 \text{ kA/cm}^2$ à 20°C . Les températures caractéristiques T_0 des deux lasers sont de 53°C . En somme, cette étude montre qu'une diode laser p-i-n typiquement utilisée dans nos filières III-V sur substrat III-V possède des propriétés identiques, qu'elle soit épitaxiée sur InPoSi ou sur InP. Ce résultat majeur prouve que cette configuration de collage permet la recroissance de structures III-V faisant plusieurs micromètres d'épaisseur.

3.4 Mise en perspective par rapport à l'état de l'art

Nous avons montré dans la section 3.2 que notre approche permet de faire la recroissance de structures actives sur InPoSi aux propriétés cristallines et optiques en phase avec les exigences d'un composant photonique. Puis, dans la section 3.3 nous avons validé une structure diode laser de 3 μm d'épaisseur comprenant cette même zone active. Cette validation est passée par la comparaison rigoureuse de deux lasers à contacts larges issus de cette structure épitaxiée à la fois sur substrat InPoSi et sur substrat InP pour référence. Ce résultat majeur permet d'envisager d'implémenter des étapes de recroissance de matériau III-V allant jusqu'à plusieurs micromètres d'épaisseur après l'étape de collage utilisé dans l'intégration hybride III-V sur Si.

Le développement de la recroissance sur InPoSi représente un enjeu majeur qui a également été un des objectifs de plusieurs autres groupes internationaux. Pour comprendre les différentes filières qui se sont dessinées, retraçons un bref historique de la recroissance sur InPoSi. La première démonstration de recroissance de structures actives à base de matériaux III-V sur InPoSi date de 2003 et a été effectuée par MOVPE [128]. Depuis, la recroissance de structures actives plus complexes composées de MQWs à base d'alliage d'AlGaInAs [138] ou de GaInAsP [139] ont été développées.

La problématique de contrainte thermique associée à la différence de coefficients d'expansion thermique a largement encouragé le développement de composants III-V à injection de courant horizontale, ce qui permet de limiter l'épaisseur totale en recroissance et ainsi limiter les effets de la contrainte thermique. De ce fait, deux grandes filières de structures en recroissance sur InPoSi se sont dessinées : les structures photoniques basées sur une jonction p-i-n horizontale, de quelques centaines de nanomètres d'épaisseur, et celles basées sur une jonction p-i-n verticale de plusieurs micromètres d'épaisseur. Ces deux filières sont schématisées en Figure 3.29. L'objectif de cette partie n'est pas d'extraire l'avantage d'une filière par rapport à l'autre d'un point de vue application mais de mettre en lumière les leviers technologiques que chacune requiert.

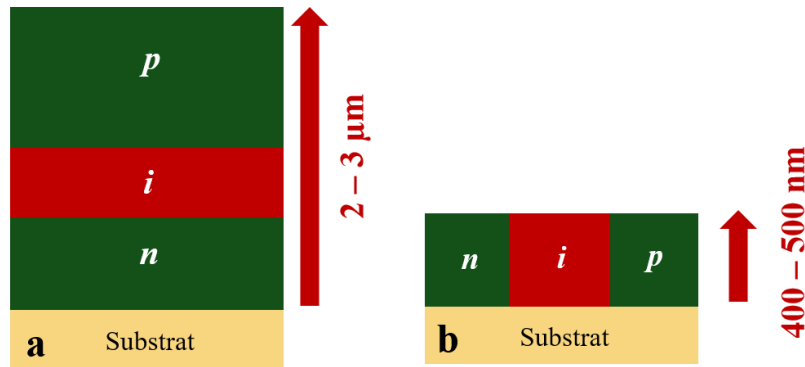


Figure 3.29 Schéma des deux filières d’injection pour la réalisation de composants photoniques : (a) filière basée sur l’injection verticale avec une structure p-i-n épaisse de quelques micromètres ; (b) filière basée sur l’injection horizontale avec une structure p-i-n épaisse de quelques centaines de nanomètres

3.4.1 Structures photoniques basées sur une jonction p-i-n horizontale

Dans cette partie, nous étudierons la filière basée sur les structures photoniques à injection horizontale, correspondant à la structure schématisée en Figure 3.29b.

3.4.1.1 Structures photoniques à injection horizontale de Nippon Telecom Telegraph (NTT)

Les équipes de NTT ont été parmi les premiers à mener une étude sur l’effet de la contrainte thermique induite dans un substrat InPoSi sur la qualité de matériau III-V en recroissance [129]. Cette étude a consisté à coller une structure active comprenant des MQWs à base de matériau InGaAsP encapsulée entre deux couches d’InP sur SiO₂/Si en faisant varier l’épaisseur de buffer d’InP. Ces structures ont ensuite été soumises à un recuit d’épitaxie typique en MOVPE à 610°C. Pour évaluer la qualité du matériau avant et après recuit, des mesures de photoluminescence ont été effectuées.

Un extrait de cette étude est présenté en Figure 3.30. On observe que plus l’épaisseur III-V déposée est grande, plus la dégradation du signal de photoluminescence est élevée. En particulier, lorsque l’épaisseur totale de III-V, notée d , excède 800 nm, on observe une forte dégradation du signal de photoluminescence après recuit d’épitaxie. Selon eux, cette dégradation est causée par la contrainte thermique liée à la différence de CET entre InP et Si. Ils ont évalué cette contrainte théoriquement à + 800 ppm, soit plus du double de la valeur que nous avons extraite par mesure de courbure pendant la croissance en section 3.2.2.2.

La contrainte thermique de + 800 ppm est associée à une épaisseur critique comprise entre 250 et 400 nm, en fonction du modèle de calcul utilisé. Expérimentalement, les équipes de NTT ont observé que pour maintenir une bonne qualité matériau, il ne faut pas que l’épaisseur du film III-V excède la valeur de 250 nm. Néanmoins, ce n’est pas l’observation que nous avons faite sur nos structures de 3 μm d’épaisseur (Figure 3.19b).

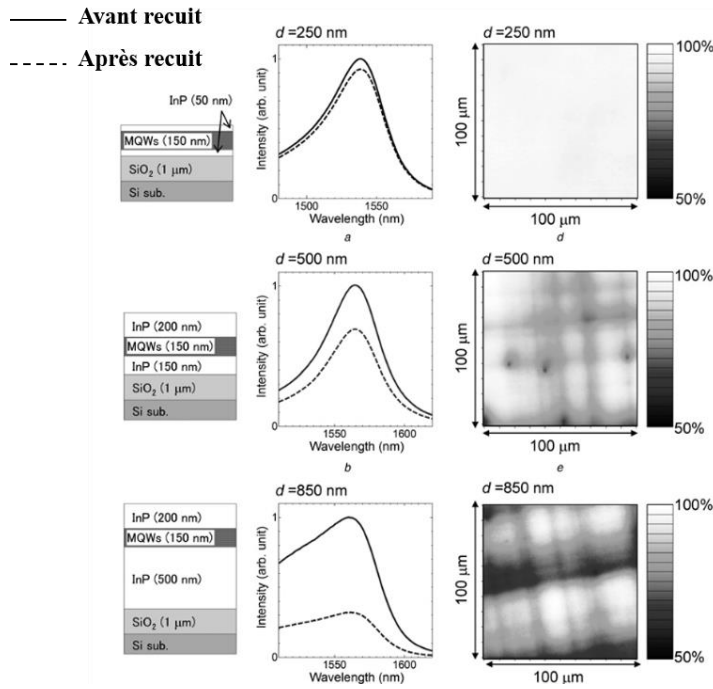


Figure 3.30 Effet d'un recuit d'épitaxie sur une structure III-V/Si en fonction de l'épaisseur totale de matériau III-V notée d [129]: Signal de photoluminescence avant recuit (traits pleins) et après recuit d'épitaxie (traits pointillés)

Cette étude a posé un socle pour l'élaboration de leurs composants photoniques basés sur l'intégration III-V sur Si. La Figure 3.31 décrit leur procédé de fabrication standard. Ce dernier débute par le collage direct d'une zone active sur substrat SiO_2/Si , puis le substrat InP est ensuite retiré par voie chimique. Le guide III-V est gravé et enterré par du matériau InP par reprise d'épitaxie. Les zones latérales au ruban subissent diffusion de Zn et implantation de Si afin de doper les couches de contact. Enfin, une couche de SiN est gravée au-dessus du guide III-V pour former un réseau. Cette approche a permis de développer des composants divers, du laser au modulateur, avec une grande capacité d'intégration et des performances à l'état de l'art [140]. Les performances obtenues pour un « laser membrane » sont présentées en Figure 3.32. Les courants de seuil sont en dessous de 2 mA et les puissances en sortie avoisinent 2 mW pour 10 mA de courant d'excitation. Ces composants sont particulièrement intéressants pour des applications à faible consommation telles que les connexions courtes distances dans les data centers.

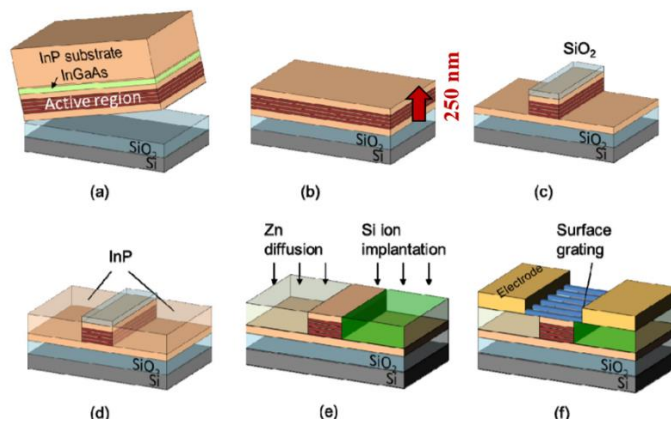


Figure 3.31 Procédé de fabrication du « laser membrane » développé par les équipes de NTT extrait de [141] : (a) Collage direct de la structure active composée de MQWs à base de matériau InGaAsP ; (b) Retrait du substrat et de la couche sacrificielle en InGaAs ; (c) Gravure des rubans ; (b) Reprise d'épitaxie à base de matériau InP pour enterrer le laser ; (c) Diffusion de Zn et implantation de Si ; (d) Couche réseau en SiN et dépôt des électrodes métalliques

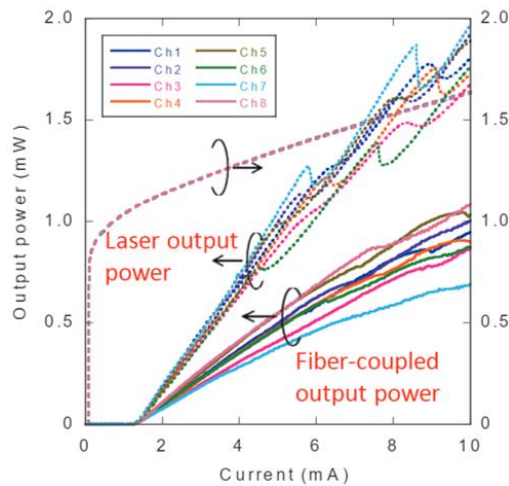


Figure 3.32 Caractéristiques L-I-V du laser extraite de [142]

3.4.1.2 Structures photoniques à injection horizontale de IBM Zurich

Les équipes de IBM Zurich ont développé une approche similaire à celle décrite précédemment, basée sur l'injection latérale de courant, pour fabriquer des photodiodes III-V sur Si [143]. Le procédé de fabrication est décrit en Figure 3.33. Ce procédé de fabrication est très similaire à celui développé par les équipes de NTT à la différence que deux épitaxies sélectives permettent de former les couches de contact (épaisseur totale de la structure : 300 nm). De même que pour l'approche développée par les équipes de NTT, cette approche démontre une grande potentialité d'intégration de composants aux performances à l'état de l'art.

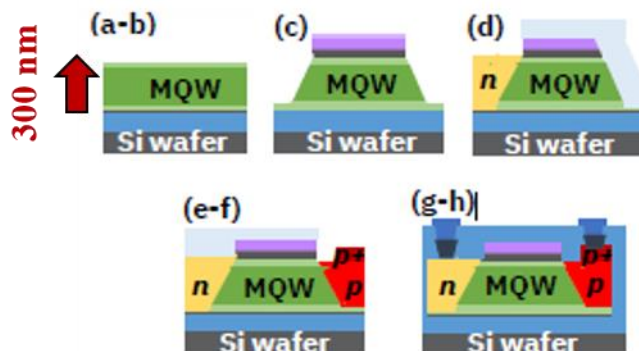


Figure 3.33 Procédé de fabrication développé par les équipes d'IBM Zurich extrait de [143] : (a-b) Collage direct de structure active composée de MQW à base d'AlGaInAs ; (c) Gravure du ruban III-V ; (d) Epitaxie sélective de la couche d'InP:n ; (e-f) Epitaxie sélective de la couche d'InP :p et d'InGaAs:p+ ; (g-h) Encapsulation par de la silice et métallisation des contacts

3.4.2 Structures photoniques basées sur une jonction p-i-n verticale

Dans cette partie, nous nous intéresserons aux structures photoniques basées sur l'injection verticale du courant : les jonctions p-i-n verticales. Cette approche est celle adoptée dans le cadre de ces travaux de thèse compte-tenu du savoir-faire existant de notre laboratoire sur la plateforme InP « classique ». D'autres équipes ont également investi cette approche pour développer des composants III-V sur Si basé sur la recroissance de structures diode laser épaisse sur InPoSi. Parmi ces équipes, nous nous intéresserons aux travaux des équipes de l'Université Sophia et des travaux des équipes de Hewlett Packard Labs (HP) en collaboration avec les équipes de UCSB.

3.4.2.1 Structures photoniques à injection verticale de l'Université Sophia

Les travaux développés par les équipes de l'Université Sophia ont déjà été abordés dans le chapitre 2 pour expliciter leur approche de collage III-V/Si pour limiter l'apparition de défauts liée au recuit d'épitaxie [125]. Dans cette partie, nous nous intéresserons à la suite de leurs travaux portant sur le développement de la croissance de structure laser épaisse en vue de l'élaboration de composant. En 2019, ces équipes ont publié leurs résultats portant sur la croissance d'une structure laser composée d'une zone active à base de MQWs en InGaAsP [139]. La structure d'étude est présentée en Figure 3.34a. L'épaisseur de matériaux III-V (collé + en recroissance) est de $3,2 \mu\text{m}$. Le signal de photoluminescence de la zone active semble conforme à ce qui est obtenu sur substrat InP de référence.

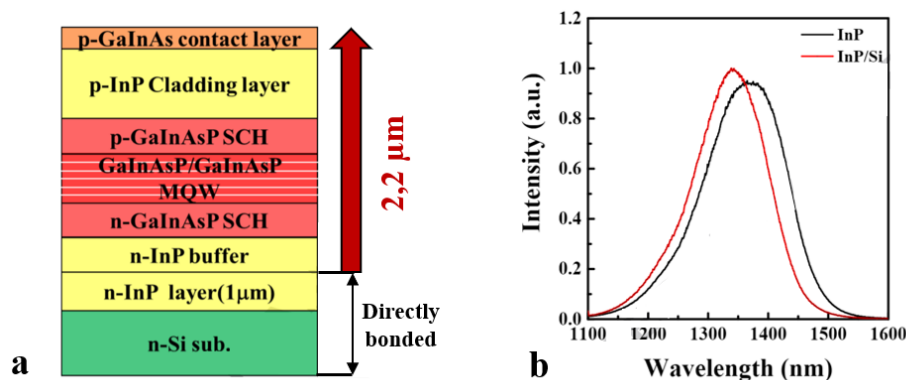


Figure 3.34 Extrait des travaux des équipes de l'Université Sophia [139]: (a) Structure laser épitaxiée sur InP/Si ; (b) Signal de photoluminescence de la structure sur InP/Si (rouge) en comparaison avec celui obtenu sur InP (noir)

A partir de ces structures, des composants lasers à contacts larges ont été fabriqués. De même que pour nos tests, des mesures en régime pulsé ont été effectuées pour limiter les effets thermiques typiquement observés dans les lasers à contacts larges. La Figure 3.35a présente une caractéristique J-L obtenue à partir de la structure présentée en Figure 3.34a. Un effet laser est démontré à température ambiante mais les performances semblent très dégradées. On observe notamment une résistance en série élevée. De plus, la puissance de sortie obtenue pour 3 kA/cm^2 est de $1,2 \text{ mW}$, ce qui est faible. En comparaison, nous obtenions 70 mW à 20°C . La Figure 3.35b montre les comparaisons entre le laser à partir de la structure présentée en Figure 3.34a épitaxiée sur InP (légende : InP(MQW)) et épitaxiée sur InP/Si (légende : InP/Si(MQW)). On remarque que les valeurs de courants de seuil sont presque doublées lorsque le laser est issu de l'épitaxie sur InP/Si par rapport au laser issu de l'épitaxie sur InP. Ceci semble être une signature que la qualité cristalline de la structure obtenue sur InP/Si n'est pas équivalente à celle obtenue sur substrat InP. D'après les auteurs, cela peut s'expliquer par des problèmes liés à l'interface de collage.

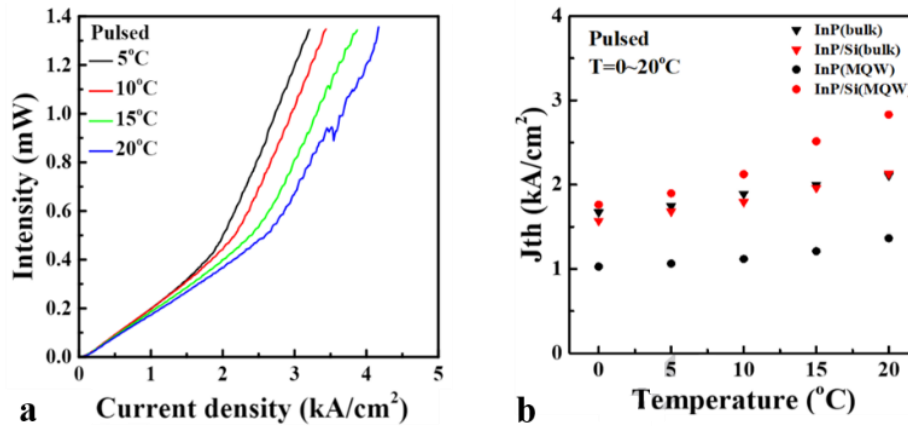


Figure 3.35 Courbes extraites de [139] : (a) Caractéristiques J-L obtenues pour le laser issu de la structure épitaxiée sur InP/Si ; (b) Densité de courant de seuil en fonction de la température pour les lasers épitaxiés sur InP et InP/Si respectivement référencés comme InP(MQW) et InP/Si(MQW)

3.4.2.2 Structures photoniques à injection verticale de Hewlett Packard Labs (HP) en collaboration avec UCSB

Les équipes de HP, en collaboration avec les équipes de UCSB, ont développé une approche basée sur la croissance d'une jonction laser p-i-n verticale sur InP-Si. Dans cette approche, des VOCs sont utilisés pour le procédé de collage InP-Si [119]. En particulier, ce procédé a été modifié pour être compatible avec la reprise d'épitaxie par ouverture de ces VOCs après l'étape de collage [126]. Cette problématique a également été explicitée dans le Chapitre 2.

Après collage, une structure décrite en Figure 3.36a de 2,2 μm d'épaisseur a été épitaxiée sur substrat InP-SOI. Le signal de photoluminescence présenté en Figure 3.36b obtenu pour la structure épitaxiée sur InP-SOI est 2,53 fois plus intense que celui obtenu sur InP. Cet effet, que nous avons également rencontré, est attribué aux réflexions supplémentaires apportées par les interfaces provenant du SOI. Le décalage en longueur d'onde est, selon nous, lié à la différence de température de croissance entre les deux substrats. En effet, la photoluminescence de la zone active à base de MQWs en InGaAsP peut être décalée en longueur d'onde du fait de la grande sensibilité des structures à base de phosphore à la température de croissance [144].

Ici la diminution de la longueur d'onde est de l'ordre de 17 nm ce qui correspond à une augmentation du taux de phosphore donc de la température. Cette augmentation de la température de croissance sur Si est cohérente avec nos résultats, observés pour la première fois grâce aux mesures pyrométriques évoquées en section 3.3.5.1.

Les comparaisons par diffraction de rayons X de la croissance sur InPoSi et InP sont rarement décrites dans la littérature. Ici, les profils en 2Θ obtenus en DRX sur la structure épitaxiée sur InP-Si et sur la référence sont présentés en Figure 3.37. On observe que les pics satellites sont étroits et intenses sur les deux structures, ce qui traduit une très bonne qualité matériau. Le pic annoté 0' de la structure sur InP-Si est, selon eux, associé au matériau InP:n du cladding inférieur qui serait relaxé à cause de la contrainte en compression. Ce cladding induirait sa contrainte aux MQWs supérieurs dont les pics satellites sont décalés vers les grands angles. Enfin, le cladding InP:p supérieur relaxerait ce qui amènerait son pic en DRX à sa valeur nominale, identique à celui sur InP (pic InP annoté 0).

Nous ne faisons pas les mêmes interprétations. Selon nous, il s'agit plutôt d'une conséquence de la différence de composition des SCH en InGaAsP entre les deux types de substrats, du fait de la différence de température de croissance. Le pic annoté 0' n'est donc pas celui d'un pic d'ordre zéro associé aux pics satellites ; il serait d'ailleurs apériodique avec les pics d'ordre -3, -2, -1, +1... ce qui est impossible. Ce pic est associé aux deux SCH de part et d'autre des MQWs. Le décalage de ce pic est de l'ordre de $0,1^\circ$ en 2θ , soit un désaccord contraint de 1470 ppm. Cela peut être attribué à la seule variation du ratio As/P du matériau GaInAsP avec la température, soit une dizaine de degrés, ce qui est cohérent avec nos propres constatations évoquées en section 3.3.5.1. Les pics satellites associées aux MQWs, faits des mêmes alliages à base de GaInAsP, se décalent pour les mêmes raisons. Les pics -4, -3, -2, -1, +1 et +2 doivent être renumérotés -3, -2, -1, 0, +1, +2 de façon à conserver la périodicité.

Après analyse, nous pouvons constater que les phénomènes observés dans l'approches HP-UCSB sont très similaires à ceux que nous observons.

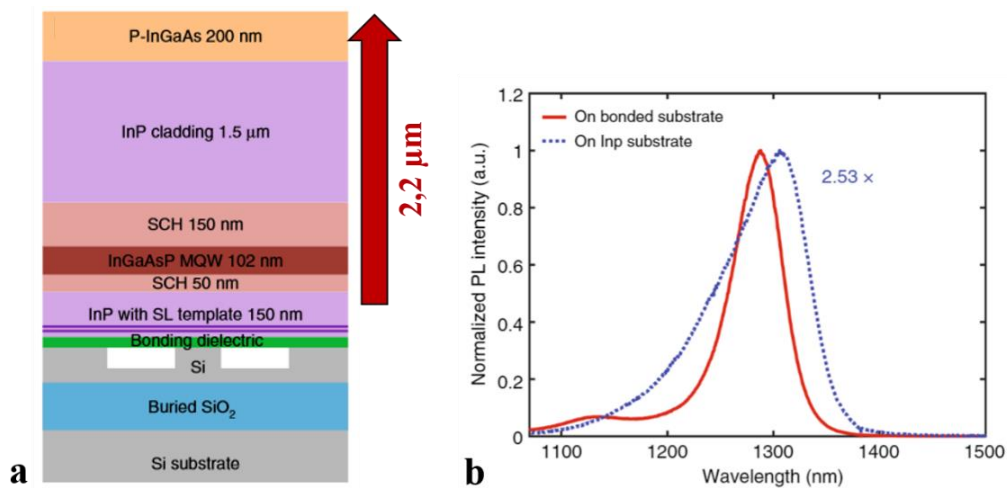


Figure 3.36 Travaux extraits de [145] : (a) Structure épitaxiée sur InP-Si ; (b) Signal de photoluminescence de la structure épitaxiée sur InP-Si (rouge) et sur InP (bleu)

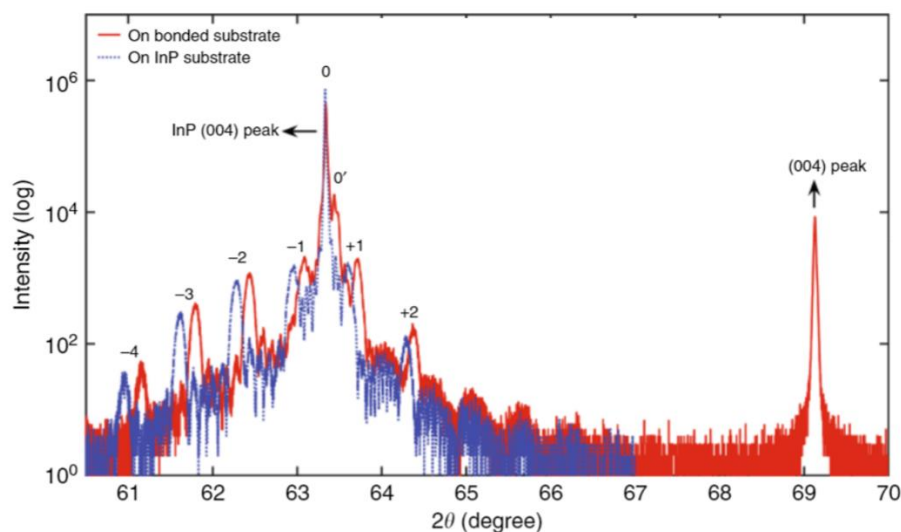


Figure 3.37 Mesures de diffraction aux rayons X réalisées sur la structure épitaxiée sur le substrat collé (rouge) et la référence sur InP (bleu) [145]

A partir de ces structures, des lasers Fabry-Pérot monomodes, décrits en Figure 3.38a, ont été fabriqués. Les caractéristiques P-I obtenues en régime pulsé et en régime continu sont respectivement présentées en Figure 3.38b et c. Des courants de seuil de l'ordre de 0,8 kA/cm² sont obtenus en régime pulsé. Néanmoins, les performances sont très dégradées en température et en régime continu. La thermique semble fortement impactée. Ceci peut s'expliquer par la couche de silice provenant du BOX qui crée une barrière thermique [146]. Pour autant, ce comportement est surprenant car ces lasers en structure BRS sont issus d'un transfert technologique des travaux menés par le groupe de J. Bowers [147], ayant déjà démontré une bien meilleure tenue en température par le passé [148]. La structure à elle-seule ne peut donc pas expliquer cette dégradation en température. Il est explicité dans la publication que des arrangements au niveau de l'épitaxie (niveaux de dopage p trop élevés) et optimisations au niveau du procédé de fabrication permettraient d'améliorer les performances de ces composants.

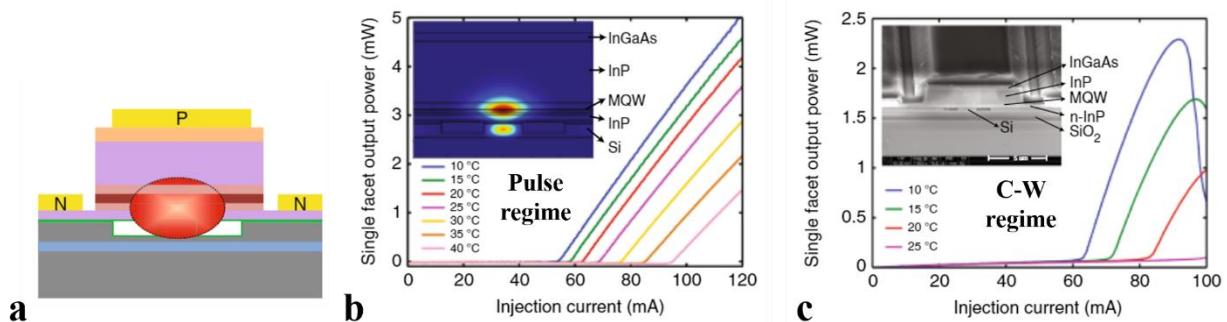


Figure 3.38 Travaux extraits de [145] : (a) Schéma du laser Fabry-Pérot ; (b) Caractéristiques P-I en température et en régime pulsé ; (c) Caractéristiques P-I en température et en régime continu

3.4.3 Bilan

Dans cette partie, nous avons présenté les deux grandes filières basées sur la recroissance de structures III-V sur InPoSi :

- les jonctions p-i-n horizontale, d'épaisseur de l'ordre de quelques centaines de nanomètres (NTT, IBM Zurich)
- les jonctions p-i-n verticales, d'épaisseur de l'ordre de plusieurs micromètres (Université Sophia, HP-UCSB)

Tout d'abord, les équipes de NTT ont été parmi les premiers à observer une dégradation du signal de photoluminescence d'une structure épaisse soumise à un recuit d'épitaxie. Cette dégradation est attribuée à la contrainte thermique liée au CET.

Néanmoins, ce n'est pas l'observation que nous avons faite pour nos structures, ni pour celles des travaux des laboratoires de l'Université Sophia et de HP-UCSB. La cause de ces différences majeures observées n'est pas encore totalement comprise. Il se peut que la configuration de collage que nous avons développée soit effectivement moins sensible à la contrainte thermique. Les travaux des équipes de HP-UCSB semblent également montrer qu'il est possible de faire croître une structure III-V de 2 μm d'épaisseur avec des propriétés cristallines et optiques similaires à celles obtenues sur substrat InP. Néanmoins, contrairement à eux, notre configuration de collage ne fait appel à aucun procédé de dégazage sur substrat InPoSi pour être compatible avec les températures d'épitaxie.

3.5 Conclusions

Ce chapitre développe le travail mené sur la recroissance de structure III-V épitaxiée sur substrat InPoSi. Dans un premier temps, une structure test composée de MQWs à base de matériau AlGaInAs épitaxiée sur substrat InPoSi a été étudiée. Les caractérisations menées en in-situ pendant la croissance ont permis d'évaluer, pour la première fois dans l'état de l'art, la contrainte thermique induite à température de croissance par la différence de coefficients d'expansion thermique (CET) entre InP et Si. Cette dernière s'élève à + 390 ppm. Les caractérisations complémentaires réalisées après épitaxie sur substrat InPoSi et InP ont montré que l'épitaxie sur InPoSi ne subit aucune pénalité en termes de qualité cristalline ou propriété optique de la structure active. Nous avons également montré que les résultats obtenus sur substrat InPoSi sont transposables sur substrat InP-SOI ce qui démontre la potentialité de l'approche pour faire bénéficier la recroissance à la filière mature III-V sur SOI de notre laboratoire. Ce résultat prouve que nous avons développé un substrat InPoSi MOVPE compatible, sans qu'aucune structuration ne soit nécessaire, contrairement à l'approche développée par les équipes de HP-UCSB.

Les équipes de NTT, pionnières dans l'approche de la recroissance de matériaux III-V sur substrat InPoSi, ont également développé une configuration de collage MOVPE compatible sans qu'aucune structuration du substrat ne soit nécessaire. Pour autant, ces derniers ont mis en exergue les impacts de la contrainte thermique sur la qualité matériau dès 300 nm d'épaisseur de matériaux III-V. Ils ont donc adopté l'approche de « membrane laser » pour laquelle l'injection de courant se fait latéralement, de manière à diminuer les effets de la contrainte thermique en limitant l'épaisseur totale de III-V en recroissance à 200 – 300 nm.

Cependant, les structures photoniques développées sur substrat InP depuis plus de 30 ans, ayant fait leurs preuves dans l'industrie, sont basées essentiellement sur l'approche par injection verticale où la structure fait nécessairement 2 à 3 μm d'épaisseur. Dans ce contexte, nous avons souhaité valider la qualité cristalline d'une structure laser de 3 μm d'épaisseur épitaxiée sur InPoSi. Les caractérisations exhaustives menées sur la structure ont montré que, malgré la contrainte thermique observée à température d'épitaxie, la qualité cristalline et les propriétés optiques sont conformes à celles obtenues sur substrat InP pour la réalisation de composants photoniques avancés. Pour confirmer ce résultat, la fabrication de laser à contacts larges a été menée sur les structures épitaxiées sur InPoSi et sur InP pour comparaison. Les caractéristiques des lasers, telles que les courants de seuil, rendement, puissance et température caractéristique, sont similaires pour les deux structures. Cette résultat prouve qu'une structure laser possède des propriétés identiques, qu'elle soit épitaxiée sur InPoSi ou sur InP. Il s'agit de la première démonstration qu'une structure III-V faisant plusieurs micromètres d'épaisseur en recroissance sur InPoSi dispose des propriétés cristallines et optiques identiques à une structure épitaxiée sur substrat InP.

Ce résultat majeur était le verrou technologique pour pouvoir envisager de transposer le savoir-faire mature de multi-recroissance venant de la plateforme classique InP vers la plateforme hybride III-V sur Si. On peut donc envisager raisonnablement de transposer les modes d'intégration de zones actives (Butt-Joint, SAG) et de structuration des rubans (SIBH) les plus performants dans la filière d'intégration III-V sur Si par collage. La filière d'intégration par épitaxie sélective (SAG), qui permet d'intégrer les zones actives des composants d'un PIC en une seule étape d'épitaxie, constitue un axe majeur de ces travaux de thèse étudié en Chapitre 4.

Chapitre 4

Croissance sélective (SAG) pour la réalisation de sources laser multi-longueur d'onde sur silicium

Table des matières

4.1	Introduction à la croissance sélective (SAG)	104
4.1.1	Principe de la SAG	104
4.1.2	Applications de la SAG	105
4.1.3	Synthèse	111
4.2	Développement de la SAG sur substrat InP-SiO ₂ /Si	111
4.2.1	Etat de l'art	111
4.2.2	Développement d'un nouveau procédé pour la SAG au III-V Lab.....	113
4.2.3	Calibrages de structures actives obtenues par SAG	117
4.2.4	Simulations des structures obtenues par SAG.....	121
4.2.5	Synthèse	123
4.3	Fabrication de sources laser multi-longueurs d'onde sur silicium	124
4.3.1	Motivations.....	124
4.3.2	Choix du démonstrateur	125
4.3.3	Procédé de fabrication	125
4.3.4	Caractérisations	132
4.3.5	Synthèse	137
4.4	Conclusions	138

Dans ce chapitre, nous nous intéresserons à l'intégration de structures laser multi-longueur d'onde par croissance sélective (Selective Area Growth : SAG) sur substrat InPoSi. Nous ferons tout d'abord une introduction aux concepts de la SAG pour ensuite s'intéresser au cas particulier du développement de la SAG sur InPoSi. Enfin, nous détaillerons la fabrication et les caractérisations de sources lasers multi-longueurs d'onde réalisées par SAG sur InPoSi.

4.1 Introduction à la croissance sélective (SAG)

Dans cette partie, nous ferons une introduction des différents concepts permettant de comprendre le principe de la SAG par MOVPE ainsi que les différents modes d'intégration qu'elle permet.

4.1.1 Principe de la SAG

L'épitaxie sélective (Selective Area Growth: SAG) est un mode de croissance par MOVPE dont le principe est résumé en Figure 4.1. Cette technique de croissance, connue surtout depuis les années 1980, fait essentiellement appel à une déformation contrôlée des gradients de concentrations d'espèces réactives au-dessus de la surface de croissance par l'introduction d'un masquage partiel de cette surface. En MOVPE, contrairement aux autres techniques de croissance sous vide (Molecular Beam Epitaxy : MBE), la pression du réacteur est relativement élevée (50 – 150 mbar), ce qui permet de favoriser les phénomènes de diffusion des espèces réactives en phase vapeur. L'épitaxie sélective est donc un mode spécifique d'utilisation de l'épitaxie conventionnelle sur un substrat recouvert partiellement de masques composés de matériau diélectrique. A température de croissance, les éléments III libérés par la décomposition des précurseurs ne peuvent se lier à la surface du masque du fait de sa non-cristallinité. Cette "non-consommation" localisée induit un accroissement de la concentration au-dessus des masques. Il en résulte un gradient de concentration longitudinal dans la phase gaz et une migration des espèces vers les régions autour du masque (Figure 4.1a). Cela renforce localement les vitesses de croissance. Les épaisseurs de matériau déposées sont ainsi plus élevées au voisinage du masque (Figure 4.1b). Deux masques en diélectrique (SiO_2 dans notre cas) de largeur W_m , espacés de la distance W_o , sont utilisés pour contrôler l'épaisseur de matériau déposée entre ces masques (Figure 4.1c). Dans le cas particulier où le matériau déposé est composé de MQWs, on peut ainsi faire varier la longueur d'onde d'émission de la structure en lien avec l'épaisseur des puits quantiques (Figure 4.1d). Entre les masques, l'épaisseur est plus élevée donc la longueur d'onde émise par les MQWs sera plus élevée ($\lambda' > \lambda$). Cet effet peut aussi bien être contrôlé par les dimensions de l'ouverture W_o que par la largeur W_m des masques.

L'utilisation de la SAG en pratique est schématisée à l'échelle en Figure 4.2. Seule la section active est épitaxiée par SAG (Figure 4.2a). Après retrait des masques et fabrication des rubans, les couches épaisses telles que le cladding supérieur en InP:p sont épitaxiées (Figure 4.2b). La Figure 4.2c montre un aperçu schématique du ruban après croissance.

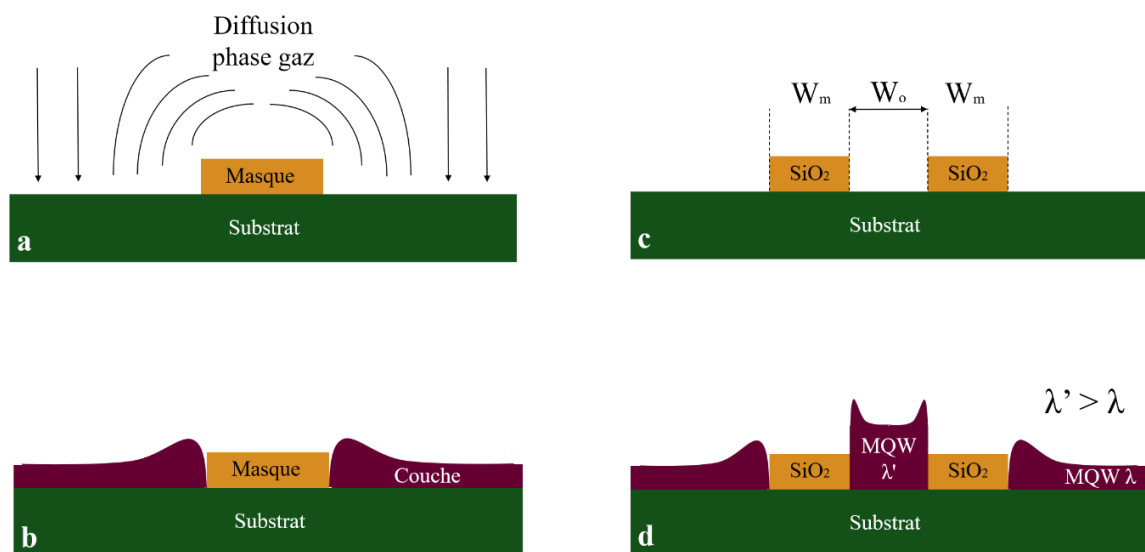


Figure 4.1 Schéma explicatif du principe de la croissance sélective (SAG) : (a) Diffusion des espèces en phase gaz ; (b) Couche épitaxiée avec différentielle d'épaisseur en fonction de la distance au masque; (c) Cas pratique : substrat recouvert de deux masques en SiO_2 de largeur W_m , espacés de la distance W_o ; (d) Cas pratique : SAG de matériau à base de MQWs

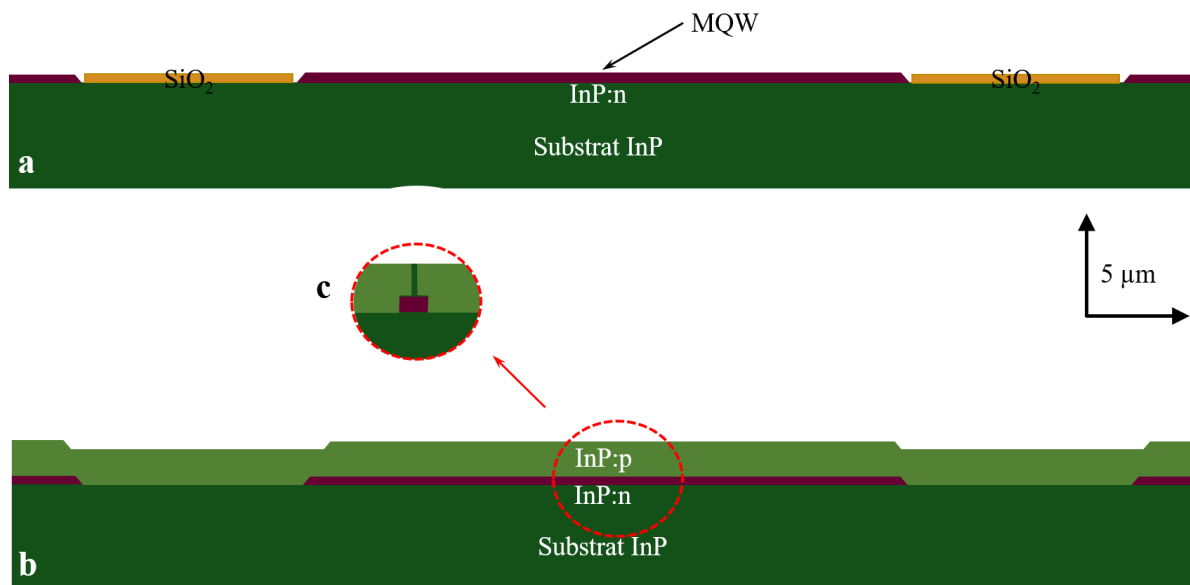


Figure 4.2 Croissance sélective (SAG) en pratique à l'échelle: (a) Croissance de la zone active par SAG ; (b) Recroissance InP:p après définition des rubans au milieu de la zone entre les masques; (c) Zoom sur le ruban enterré

4.1.2 Applications de la SAG

Dans le Chapitre 1, nous avons explicité les différents modes d'intégrations développés pour l'intégration photonique sur substrat InP. Parmi ces méthodes, la SAG est un mode de croissance permettant d'obtenir des matériaux émettant à différentes longueurs d'onde en une unique épitaxie. Le III-V Lab a acquis une expertise poussée sur la SAG et de nombreux composants ont ainsi pu être intégrés sur un même substrat InP : EML (Modulateur à ElectroAbsorption) [149] ou encore EML-SOA (Amplificateur Optique à Semiconducteur) [150]. Une étude complète de la SAG pratiquée au III-V Lab est disponible dans le rapport de thèse de Nicolas Dupuis [39].

Dans cette partie, nous verrons le principe des deux modes d'intégration permis par la SAG : l'intégration longitudinale et l'intégration transversale de canaux multi-longueur d'onde. En particulier, nous nous intéresserons au cas du multiplexeur en longueur d'onde (Coarse Wavelength Division Multiplexer : CWDM) mettant en application ces deux modes d'intégration simultanément.

4.1.2.1 Mode d'intégration longitudinale

Comme nous l'avons explicité en section 4.1.1, la SAG permet d'obtenir différentes zones actives par variation de la largeur des masques (W_m). La Figure 4.3 décrit comment en pratique exploiter la SAG pour intégrer deux sections selon la direction du guide optique que l'on qualifiera de longitudinale (selon l'axe y), sur un même substrat. En particulier, cela permet d'intégrer sur un même guide d'onde des fonctions différentes {par exemple diode+laser+modulateur}, comme explicité dans l'exemple présenté en Figure 4.3b. L'un des avantages de la SAG est qu'elle permet également de travailler la transition plus ou moins abrupte entre les zones obtenues pour deux largeurs de masques différentes par un ajustement de la géométrie de transition du masque. Un exemple d'intégration de sections modulateur (EAM), amplificateur (SOA) et passif obtenues par SAG est présenté en Figure 4.4.

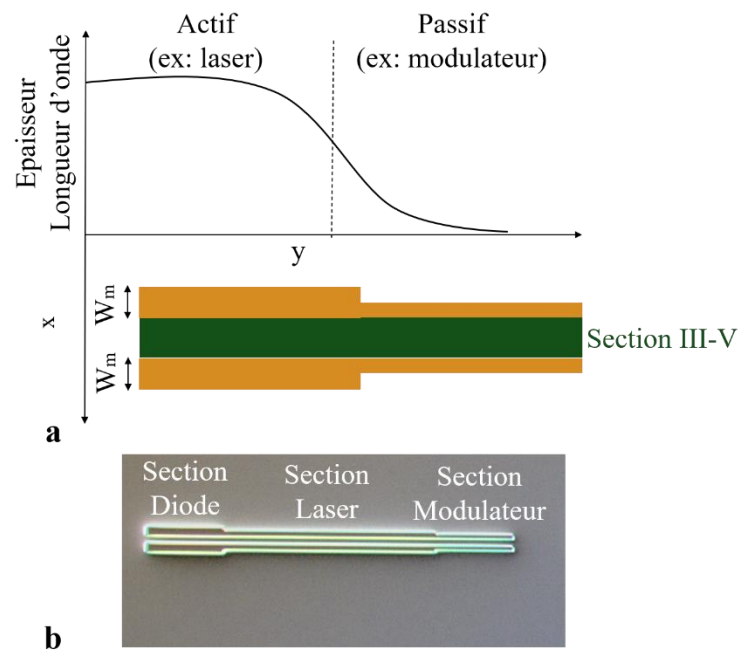


Figure 4.3 (a) Principe de l'intégration longitudinale obtenue par SAG : selon la direction x , l'épaisseur et la longueur d'onde sont fixées par la largeur W_m ; (b) Exemple d'intégration longitudinale réalisée sur substrat InP avec une section diode, une section laser et une section modulateur

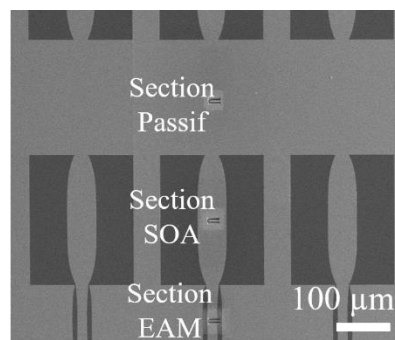


Figure 4.4 Exemple d'implémentation de masques avec transition introduite par la courbure des masques : section modulateur (EAM), section amplificateur (SOA) et section passif [39]

4.1.2.2 Mode d'intégration transversale : canaux multi-longueur d'onde

La SAG est également particulièrement adaptée pour réaliser une intégration que l'on qualifiera de transversale, selon l'axe x . Selon cette direction, plusieurs paires de masques de largeurs W_m variables permettent d'obtenir des canaux de différentes longueurs d'onde, comme illustré en Figure 4.5a. L'écart de longueur d'onde $\Delta\lambda$ peut être ajusté très précisément. Un exemple de principe est présenté en Figure 4.5b.

En somme, la SAG permet d'épitaxier en une seule fois différentes zones actives pour effectuer des intégrations selon une direction longitudinale et une direction transversale, par variation de la largeur W_m des masques. Nous verrons dans la section suivante comment effectuer des intégrations dans les deux directions dans le cadre de la réalisation de systèmes de multiplexage en longueur d'onde.

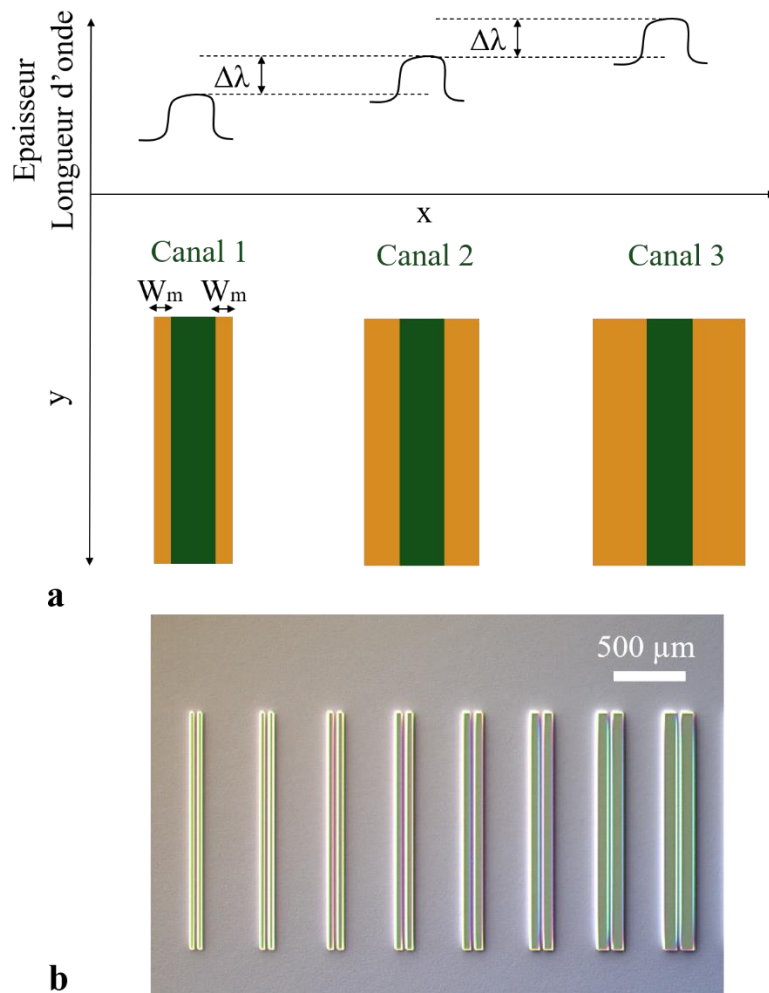


Figure 4.5 (a) Principe de l'intégration transversale obtenue par SAG : selon la direction y , pour un canal donné, l'épaisseur et la longueur d'onde sont fixés par la largeur du masque W_m ; (b) Exemple d'intégration transversale réalisée sur substrat InP

4.1.2.3 Vers le multiplexage en longueur d'onde : système CWDM (Coarse Wavelength Division Multiplexing)

Le Coarse Wavelength Division Multiplexing (CWDM) est un système basé sur le multiplexage en longueur d'onde. Ce dernier est particulièrement adapté pour répondre à la demande exponentielle en débit de données dans les systèmes de télécommunications optiques, comme explicité dans l'Introduction. Dans le cas du CWDM, le multiplexage s'effectue entre différents canaux espacés de 20 nm en longueur d'onde les uns des autres, ce qui rend le système plus robuste aux variations de longueur d'onde induites par les variations de température [151].

Suivant le nombre de canaux optiques, l'extension en longueur d'onde devra être plus ou moins grande. Un CWDM à 8 canaux espacés de 20 nm doit donc couvrir des longueurs d'onde sur une plage de 140 nm. Une extension de 240 nm en longueur d'onde a déjà été obtenue par SAG sur substrat InP par le III-V Lab [45]. Les signaux de photoluminescence obtenus dans le cadre de cette étude sont présentés en Figure 4.6. Entre les différents canaux transversaux (λ_1 à λ_8), l'extension de 140 nm de longueur est obtenue avec un espacement de 20 nm entre chaque canal. De plus, la zone hors SAG, qualifiée de « field », c'est-à-dire loin de l'influence des masques diélectriques, peut être utilisée pour un guide passif, permettant d'étendre la variation à 240 nm au total. Cette étude démontre l'intérêt de la SAG pour des applications CWDM.

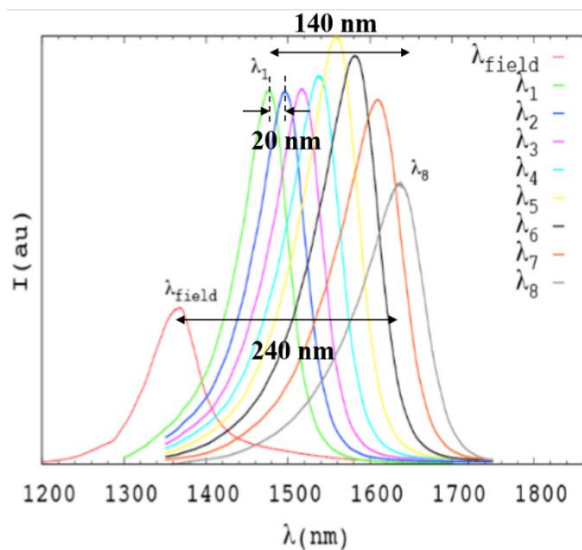


Figure 4.6 Signaux de photoluminescence obtenus par SAG sur InP [45]

Le système CWDM est constitué de canaux comprenant des sources lasers mais également des modulateurs et un multiplexeur en longueur d'onde. Comme nous l'avons vu en section 4.1.2.1, la SAG peut également permettre d'intégrer des composants {laser+modulateur} suivant une direction longitudinale, pour chaque canal. Le principe de la SAG appliqué à l'exemple d'un CWDM à 4 canaux est présenté en Figure 4.7. Par souci de clarté, les guides sont schématisés en présence des masques utilisés durant l'épitaxie par SAG des zones actives. En pratique, les masques ne sont plus présents après la fabrication des sections de guide.

Dans cet exemple, les largeurs de masques sont ajustées pour répondre à deux contraintes principales :

- Espacement en longueur d'onde entre canal de 20 nm : $\lambda_{i+1} = \lambda_i + 20$ nm.
- Espacement en longueur d'onde ou *detuning* entre le laser et le modulateur suffisant (~30 nm [37]) : $\lambda_i = \lambda_i' + 30$ nm.

Plus généralement, pour n canaux donnés, en ajustant les largeurs des masques, on peut régler très précisément les longueurs d'onde $\{\lambda_1; \lambda_1'\}$, $\{\lambda_2; \lambda_2'\}$, ... $\{\lambda_n; \lambda_n'\}$. Une photographie d'un système CWDM fabriqué sur substrat InP au III-V Lab est présentée en Figure 4.8.

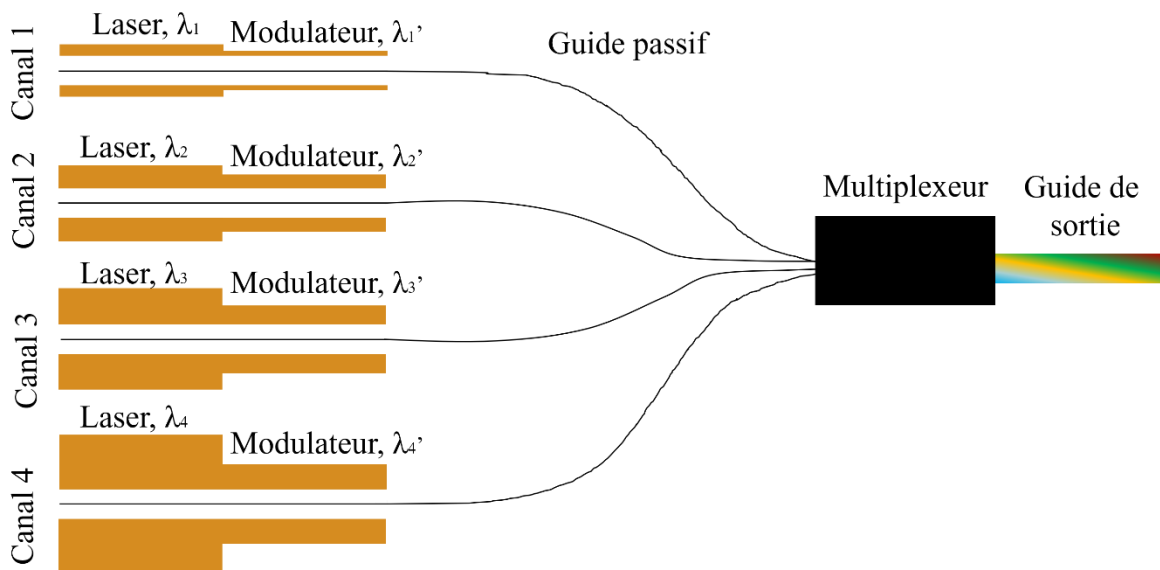


Figure 4.7 Principe de la SAG appliqué au système CWDM (exemple avec 4 canaux)

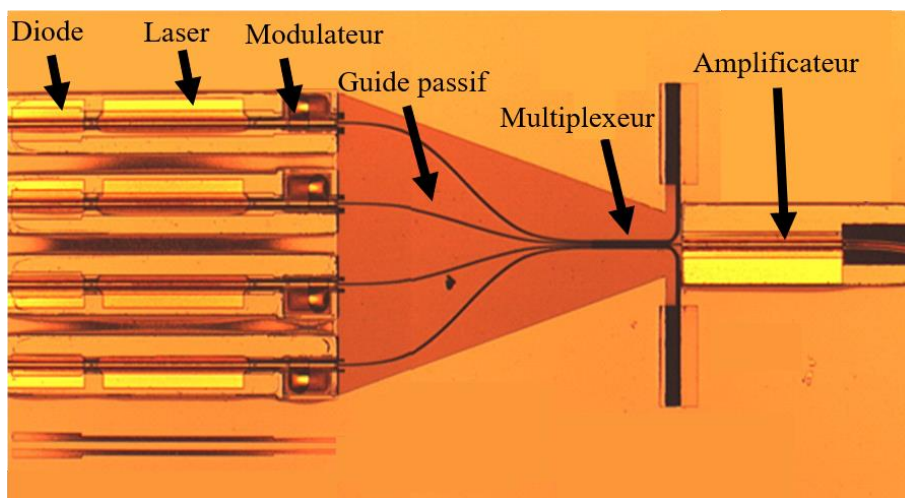


Figure 4.8 Exemple d'un CWDM obtenu sur InP fabriqué au III-V Lab extrait de [152]

4.1.2.4 Avantages et limites de la SAG

La SAG présente un immense potentiel d'intégration de multiples composants couvrant une très grande extension en longueur d'onde en une seule épitaxie. De plus, les interfaces entre les différentes zones étant continues et l'indice de réfraction variant graduellement pour passer d'une zone à l'autre, les réflexions parasites entre celles-ci sont nulles. En particulier, la Figure 4.9 présente le profil de transition offert par la SAG (Figure 4.9a) par comparaison avec un autre mode d'intégration mentionné dans le Chapitre 1 : le Butt-Joint (Figure 4.9b). Ce mode d'intégration, pour rappel, consiste à faire une reprise de croissance de zone active en vis-à-vis d'une autre. Les transitions abruptes entre les deux zones du Butt-Joint peuvent créer des réflexions parasites et donc des pertes au niveau des performances des composants. De plus, la transition doit être cristallographiquement parfaite, sans gap d'air ni défaut cristallin.

En contrepartie de ces avantages, la SAG repose sur la définition d'une unique structure active en termes de nombre de puits et de barrières pour l'ensemble des composants. En pratique, la zone active est définie la zone « field » par son nombre de puits et de barrières et par les épaisseurs de ces derniers. Puis, par ajustement des largeurs de masque, ces épaisseurs sont augmentées par effet SAG, afin de couvrir les longueurs d'onde souhaitée. Cela signifie donc que pour l'ensemble des composants, la zone active comporte le même nombre de puits et de barrières. Ceci induit inévitablement des compromis pour satisfaire les contraintes imposées par les différents composants. En particulier, une zone active optimale pour un modulateur comporte un plus grand nombre de puits et barrières qu'une zone active optimale pour un laser [34]. En effet, pour réduire la taille du modulateur afin d'améliorer sa bande passante, tout en gardant une bonne absorption, il faut augmenter le nombre de puits. De plus, nous avons vu, dans le cadre de l'étude décrite en [45], qu'une extension de 140 nm a été obtenue pour 8 canaux transversaux espacés de 20 nm (λ_1 à λ_8). Néanmoins, la zone active encore optimale pour le 1^{er} canal (λ_1) l'est beaucoup moins pour le 8^{ème} canal (λ_8) du fait du fort élargissement des puits et barrières. La dégradation des performances liée à cet effet a été observé sur des lasers FP fabriqués sur substrat InP dans le cadre des travaux de thèse de F. Lemaitre en collaboration avec l'Université de Eindhoven [43].

En somme, la SAG est une technique très puissante pour définir en une seule étape d'épitaxie plusieurs zones actives à base de puits quantiques. Toutefois, elle possède quelques désavantages et en particulier la nécessité de faire un compromis sur la définition de la zone active pour satisfaire les contraintes imposées par les différents composants dont on veut faire la croissance.

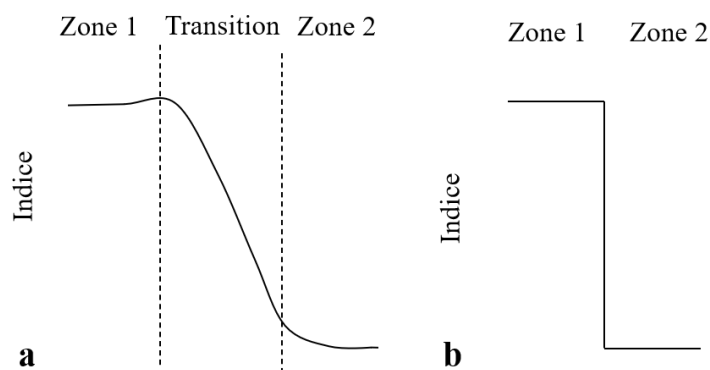


Figure 4.9 Transition d'indice d'une zone 1 vers une zone 2 : (a) par SAG ; (b) par croissance Butt-Joint

4.1.3 Synthèse

Dans cette partie, nous avons décrit les applications de la SAG avec les différents modes d'intégration qu'elle offre : mode d'intégration longitudinal et mode d'intégration transversal. En particulier, le CWDM basé sur la SAG a été décrit, faisant appel à ces deux modes d'intégration. Enfin, les avantages et les limites de la SAG ont été soulevés.

4.2 Développement de la SAG sur substrat InP-SiO₂/Si

Dans cette partie, nous expliciterons la SAG sur substrat InPoSi. Tout d'abord, nous décrirons les différentes approches développées sur InPoSi dans l'état de l'art. Puis, nous décrirons le développement de notre nouveau procédé SAG sur InPoSi, pour ensuite décrire le protocole de calibrage de structures actives obtenues par SAG sur InPoSi en bande C (1530 à 1565 nm). Enfin, nous confronterons les mesures des calibrages aux simulations obtenues par un modèle de diffusion en phase vapeur appliqué à la SAG développé au III-V Lab.

4.2.1 Etat de l'art

Un état de l'art exhaustif de la SAG sur substrat InP depuis 1981 a été développé dans les travaux de thèse de N. Dupuis [39]. Dans cette partie, nous nous focaliserons sur les avancées majeures de la SAG sur substrat InPoSi. Nous décrirons dans un premier temps les travaux des équipes de l'Université Sophia portant sur la SAG sur substrat InPoSi avec un procédé très différent du procédé de SAG traditionnel, décrit en section 4.1.1. Puis, nous décrirons les résultats sur les lasers membranes obtenus par SAG sur InPoSi des équipes de NTT.

4.2.1.1 Narrow-stripe SAG sur InPoSi

Les travaux des équipes de l'Université Sophia sur la recroissance sur InPoSi ont déjà été abordés dans les Chapitres 2 et 3. Ici, nous aborderons leurs travaux datant de 2013 et portant sur l'implémentation de la SAG sur InPoSi. Cette dernière fait appel à un procédé qui diffère du procédé SAG traditionnel : le narrow-stripe SAG (par opposition au wide-stripe SAG). Le principe consiste à déposer un masque de dimension très élevée (200 μm) à côté de masques de dimensions beaucoup plus faibles, de l'ordre de quelques micromètres. Ces derniers sont espacés de quelques micromètres. Le principe consiste à générer un effet SAG à longue distance grâce au grand masque sur les plus petits masques (Figure 4.10). Les faibles ouvertures entre les masques permettent, dès l'étape de croissance, de créer un ruban servant de guide d'onde. Les épaisseurs obtenues varient en fonction de la distance à laquelle le ruban se trouve par rapport au grand masque. Plus le ruban est proche du grand masque, plus l'effet SAG est fort : plus l'épaisseur de III-V augmente.

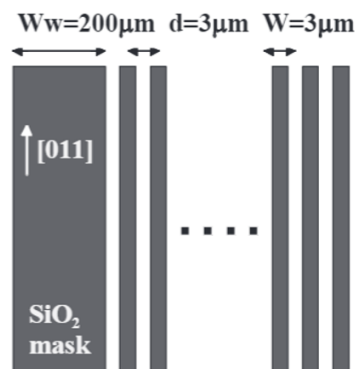


Figure 4.10 Figure extraite de [153] explicitant la configuration de narrow-stripe SAG

Ce procédé pour la SAG est tout aussi efficace de que procédé SAG traditionnel. Pour autant, il nécessite une très grande maîtrise des conditions de croissance pour obtenir les bonnes longueurs d'onde ainsi que la forme du ruban souhaitée.

Une étude portant sur la recroissance par narrow-stripe SAG d'une structure à base de MQWs en GaInAs/InP sur InPoSi a été menée par ces équipes [153]. En particulier, le Figure 4.11a et b montrent les structures obtenues pour différentes zones SAG. La Figure 4.11c montre le décalage en longueur d'onde en fonction du numéro du ruban. Plus le numéro est élevé, plus la distance au grand masque est grande, plus l'épaisseur de matériau III-V est faible, et, in fine, plus la photoluminescence de la structure MQW diminue. Une extension en longueur d'onde de 110 nm a été obtenue sur InPoSi.

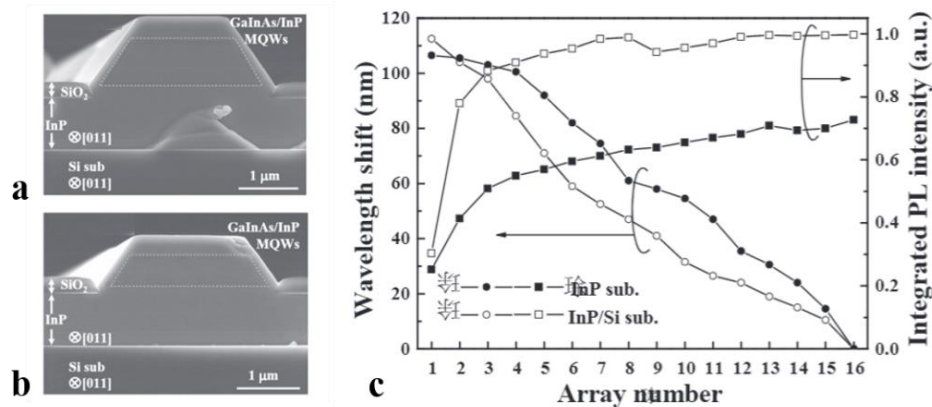


Figure 4.11 Extraits de l'étude menée par l'équipe de l'Université Sophia [153] : (a) Observation de la coupe d'un ruban obtenu par narrow-stripe SAG proche du grand masque ; (b) loin du grand masque ; (c) Extension en longueur d'onde en fonction de la distance au grand masque

4.2.1.2 Lasers membranes obtenus par SAG sur InPoSi

Après ces démonstrations de croissance par narrow-stripe SAG sur InPoSi en 2013, peu de résultats de SAG sur InPoSi ont été publiés, à l'exception d'un résultat marquant réalisé par les équipes de NTT, publié en 2019 [154]. Dans cette étude, le fonctionnement de 8 canaux de laser DFB directement modulables (DML) couvrant 40 nm d'extension en longueur d'onde obtenus par SAG a été démontré. Ces derniers sont basés sur l'injection latérale de courant, d'où l'appellation lasers membranes, déjà explicitée dans le Chapitre 3.

Le procédé de fabrication, décrit en Figure 4.12a, débute par le collage sur substrat SiO₂/Si d'un empilement III-V sur substrat InP comprenant une couche d'InP ainsi qu'une couche d'InGaAs sacrificielle. Après retrait du substrat InP et de la couche sacrificielle en InGaAs, des masques en diélectriques à largeurs variables ont été déposés à la surface du substrat InPoSi. La croissance SAG de la structure laser d'épaisseur inférieure à 350 nm est ensuite réalisée. Enfin, les lasers membranes sont fabriqués suivant le procédé de fabrication décrit dans le Chapitre 3.

Les spectres des lasers sont présentés en Figure 4.12b en vis-à-vis des signaux obtenus en photoluminescence présentés en Figure 4.12c. On observe que les lasers ont des gains sensiblement identiques pour les différents canaux. Ces performances établissent l'état de l'art.

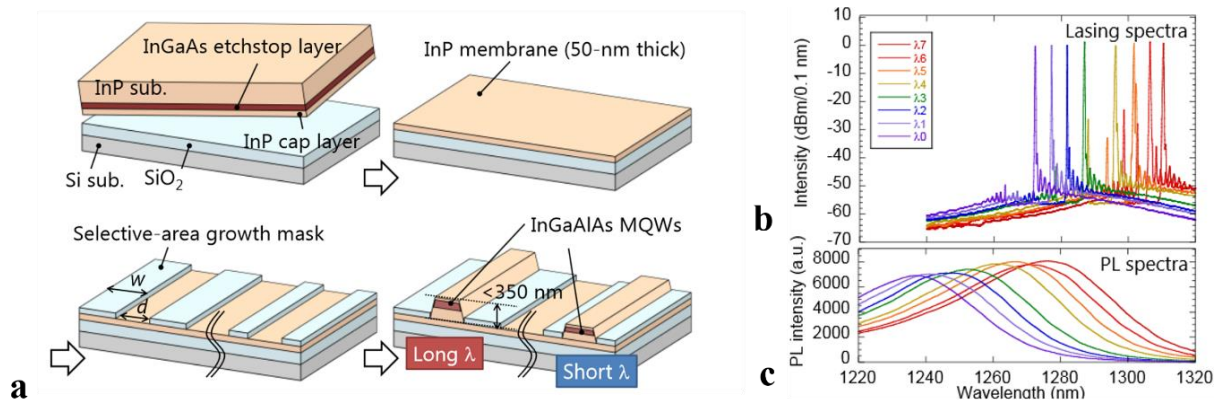


Figure 4.12 Figures extraites de [154] : (a) Procédé SAG appliqué au substrat InPoSi ; (b) Spectres des lasers obtenus pour les 8 canaux obtenus par SAG ; (c) Signaux en photoluminescence des structures obtenues par SAG

4.2.2 Développement d'un nouveau procédé pour la SAG au III-V Lab

Dans le cadre de ces travaux de thèse, un nouveau procédé pour la SAG a été développé et a fait l'objet d'un dépôt de brevet.

4.2.2.1 Principe

Le procédé pour la SAG « classique » (Figure 4.13a) consiste à déposer des bandes de matériaux diélectriques de largeurs variables W_m . De cette manière, l'épaisseur de matériaux III-V déposés entre les masques sélectifs varie en fonction de la largeur W_m .

Le nouveau procédé que nous avons développé (Figure 4.13b) consiste à déterrer les zones diélectriques provenant du substrat InPoSi pour faire apparaître cette zone sélective durant l'étape de croissance. De manière analogue au procédé classique, l'épaisseur de matériaux III-V déposés varie en fonction de la largeur W_m des zones diélectriques. Dans la section 4.2.2.4, nous verrons en particulier les avantages apportés par ce nouveau procédé pour la SAG par rapport au procédé classique.

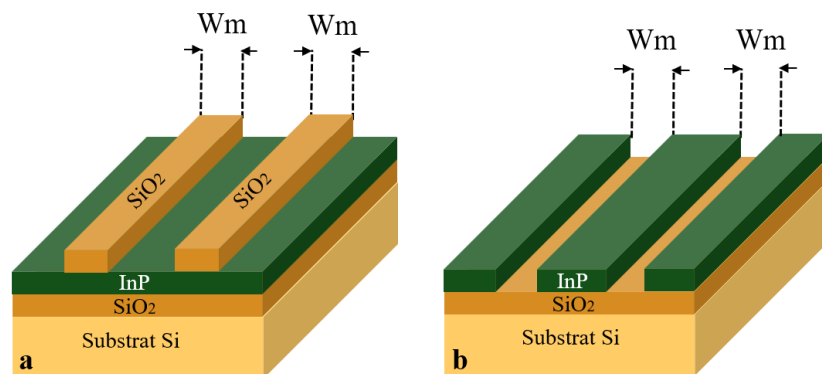


Figure 4.13 SAG appliquée sur InPoSi: (a) procédé traditionnel par dépôt de masques diélectriques ; (b) nouveau procédé développé dans le cadre de ces travaux de thèse avec déterrement de zones diélectriques du substrat InPoSi

4.2.2.2 Preuve de concept

Valider le concept du nouveau procédé pour la SAG consiste à montrer que l'ouverture exposant le SiO_2 du substrat InPoSi peut créer un effet SAG. Pour ce faire, une ouverture a été réalisée sur substrat InPoSi, dont le procédé de fabrication sera explicité en section 4.2.2.3. Puis, une structure test composée de MQWs en AlGaInAs entourée de deux couches en InP a été épitaxiée sur cette structure (Figure 4.14a).

Cette structure a ensuite été étudiée par mesures du signal de photoluminescence effectuées à différentes distances perpendiculairement à l'ouverture SAG. Ces mesures sont présentées en Figure 4.14b. On observe qu'à mesure que l'on s'éloigne de l'ouverture, le pic du signal de photoluminescence se déplace vers les basses longueurs d'onde, ce qui traduit une diminution de l'épaisseur de la zone active. Ainsi, cela démontre l'effet SAG généré par l'ouverture.

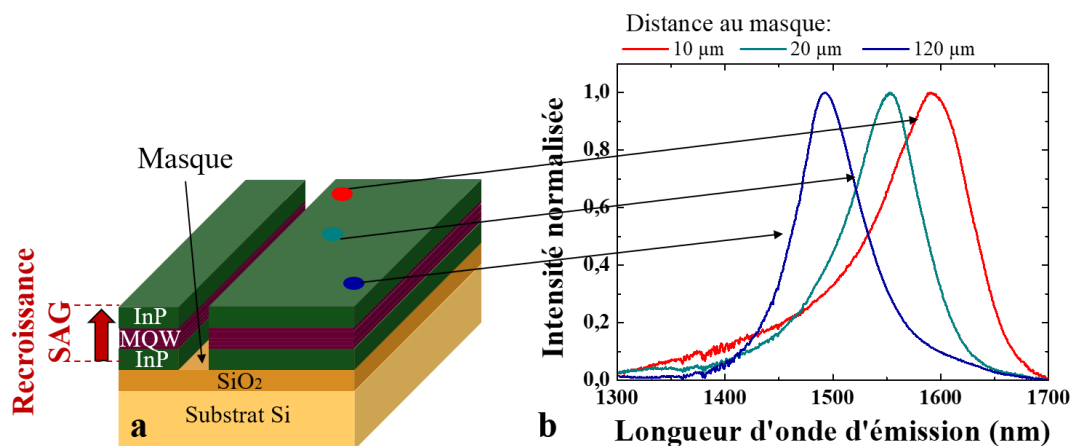


Figure 4.14 Preuve du concept du nouveau procédé pour la SAG développé dans le cadre de ces travaux de thèse : (a) Structure de test comprenant une ouverture faisant apparaître le SiO_2 du substrat InPoSi ; (b) Mesures effectuées le banc Horiba-Labram du signal de photoluminescence effectuées à plusieurs distances de l'ouverture agissant comme masque

4.2.2.3 Description du procédé de fabrication

Le procédé de fabrication pour créer les ouvertures destinées à la SAG est décrit en Figure 4.15. Afin de limiter les sources de pollution déjà abordées lors du Chapitre 2, impactant la qualité du matériau en recroissance, j'ai à nouveau volontairement conservé la couche en InGaAs présente lors du procédé de fabrication du substrat InPoSi, explicité en Chapitre 2, pour jouer le rôle de couche protectrice durant le procédé de fabrication (Figure 4.15a).

Le procédé débute par la gravure sélective, suivant les motifs de bande de largeurs W_m variables, de la couche d'InGaAs par une solution de $\text{H}_3\text{PO}_4:\text{H}_2\text{O}_2:\text{H}_2\text{O}$ (Figure 4.15b). Puis, suivant le même motif, la couche d'InP est gravée sélectivement par une solution $\text{HCl}:\text{H}_3\text{PO}_4$ (Figure 4.15c). Enfin, juste avant l'épitaxie, la couche d'InGaAs est gravée par la même solution de $\text{H}_3\text{PO}_4:\text{H}_2\text{O}_2:\text{H}_2\text{O}$ (Figure 4.15d).

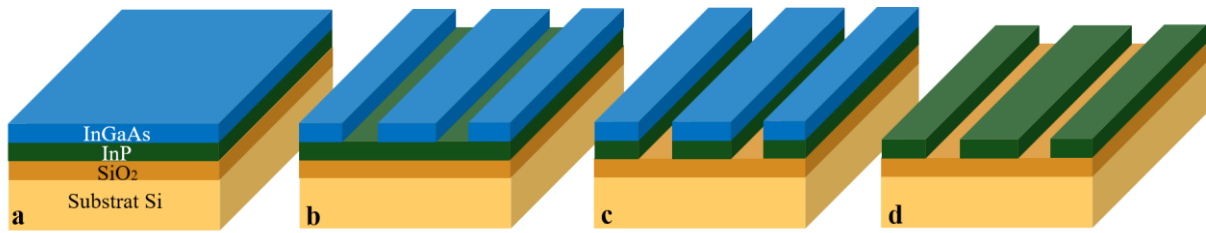


Figure 4.15 Nouveau procédé de fabrication développé dans le cadre de ces travaux de thèse : (a) substrat InPoSi avec couche d'InGaAs protectrice ; (b) Gravure sélective de la couche en InGaAs par solution de $H_3PO_4:H_2O_2:H_2O$; (c) Gravure sélective de la couche en InP par solution $HCl:H_3PO_4$; (d) Gravure de la couche protectrice en InGaAs avant la SAG

4.2.2.4 Avantages par rapport au procédé conventionnel

Le procédé conventionnel pour la SAG, explicité en section 4.1.1, débute par le dépôt de paires de masques diélectriques à largeurs variables. Dans le nouveau procédé, la silice du substrat InPoSi joue le rôle de masque. Dans le procédé conventionnel, l'étape de dépôt de diélectrique peut introduire des pollutions ou des dégradations surfaciques très impactantes sur la qualité du matériau en recroissance lors de la SAG. Ces problèmes ont été explicités lors des travaux de thèse de G. Binet [37]. La Figure 4.16, extraite du manuscrit, présente des cartographies du signal de photoluminescence d'une structure à base de MQWs épitaxiée par SAG pour deux procédés de définition des masques différents. Lorsque ces derniers sont définis par gravure sèche, la cartographie présente des zones très hétérogènes en intensité (Figure 4.16a). En revanche, lorsque les masques sont définis par gravure humide, la cartographie présente un signal de photoluminescence uniforme avec des valeurs nominales (Figure 4.16b).

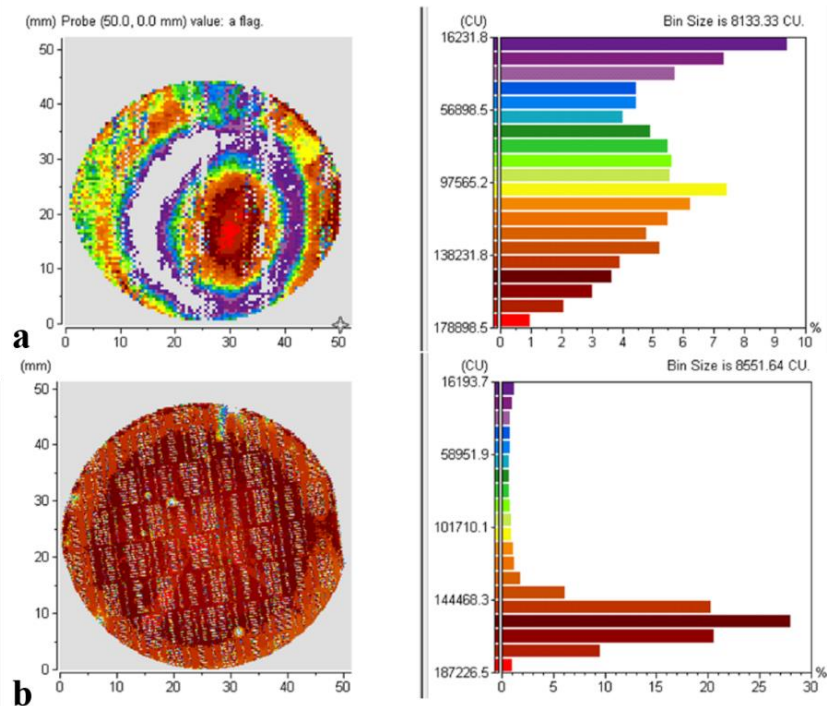


Figure 4.16 Extrait de [37] : Cartographie du signal de photoluminescence d'une structure à base de MQWs épitaxiée par SAG où le masque sélectif est définie : (a) par gravure sèche ; (b) par gravure humide

En somme, s'affranchir de cette étape de dépôt dans le nouveau procédé présente un grand avantage. De plus, l'utilisation d'une couche en InGaAs (Figure 4.15a), intrinsèque au procédé de fabrication du substrat InPoSi, permet de gagner en flexibilité sur le procédé de définition du motif agissant comme masque pour la SAG. Peu importe à quelle solution ou plasma cette couche va être exposée, elle sera retirée juste avant l'épithaxie de manière à conserver un film d'InP intact.

Le nouveau procédé présente également un avantage considérable quant à l'épaisseur totale qu'il est possible d'épithaxier par SAG. Dans le procédé standard, il convient de ne réserver l'étape SAG qu'à la croissance des zones actives de manière à limiter les surcroissances pouvant recouvrir les masques. Un exemple de surcroissance est illustré en Figure 4.17a. L'observation réalisée au MEB montre que le masque est pratiquement entièrement recouvert. Cela pose deux problèmes : non seulement nous risquons de ne pas avoir d'effet SAG au moment de la croissance des MQWs, mais cela empêche également de pouvoir retirer correctement les masques. De ce fait, dans le procédé conventionnel, la croissance d'une structure photonique complète s'effectue en trois étapes clés :

- Croissance de la couche d'InP:n (cladding inférieur)
- Dépôt des masques et recroissance de la zone active
- Retrait des masques et recroissance de la couche d'InP:p (cladding supérieur) et du contact en InGaAs:p++

Dans le nouveau procédé, comme le masque est enterré, il n'y a pas de limitation de l'épaisseur de matériau III-V déposé. De ce fait, il est possible de faire la croissance de l'intégralité de la structure photonique par SAG, après dégagement des masques (Figure 4.17b).

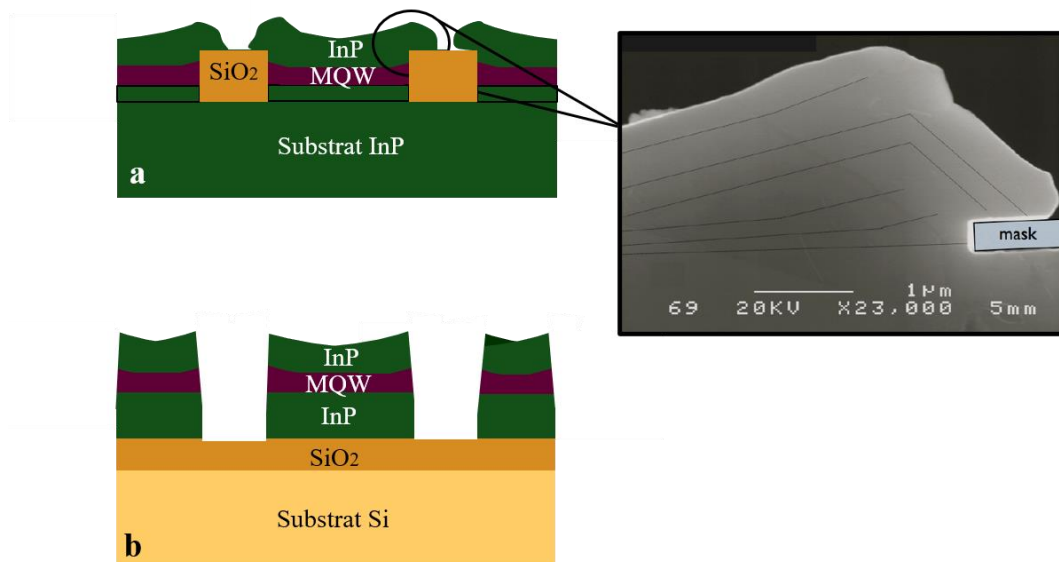


Figure 4.17 Croissance d'une structure III-V épaisse par SAG: (a) par le procédé traditionnel, ce qui entraîne de surcroissance et un recouvrement des masques ; (b) par le nouveau procédé

4.2.3 Calibrages de structures actives obtenues par SAG

La calibration de la SAG consiste à tracer des lois d'évolution de la longueur d'onde en fonction de la largeur W_m des masques diélectriques. Afin d'extraire ces informations, il faut non seulement définir des structures d'épitaxie particulières, mais également être en mesure de les caractériser sur des échelles de dimensions micrométriques par mesure du signal de photoluminescence (micro-photoluminescence = μ PL) et diffraction aux rayons X en configuration micro-focalisation (micro-DRX = μ DRX). Les configurations de mesure de ces deux modes de caractérisation seront plus amplement décrites dans les sections 4.2.3.3 et 4.2.3.4.

4.2.3.1 Structures de calibrage

L'utilisation de la SAG est particulièrement intéressante pour faire varier la longueur d'onde de la structure active composée de MQWs. C'est pourquoi la structure de calibration est très similaire à celle choisie lors du Chapitre 3, à savoir une structure active composée de MQWs à base d'AlGaInAs encapsulée par deux couches d'InP.

De manière à s'assurer que l'on couvre une large plage de longueur d'onde dans la bande C (1530 à 1565 nm), des largeurs de masques W_m de 5 μ m à 30 μ m par pas de 5 μ m ont été choisies, avec une référence hors SAG émettant à 1490 nm. Les ouvertures entre les masques (W_o) sont de dimension constante fixée à 30 μ m. La structure de calibrage est décrite en Figure 4.18.

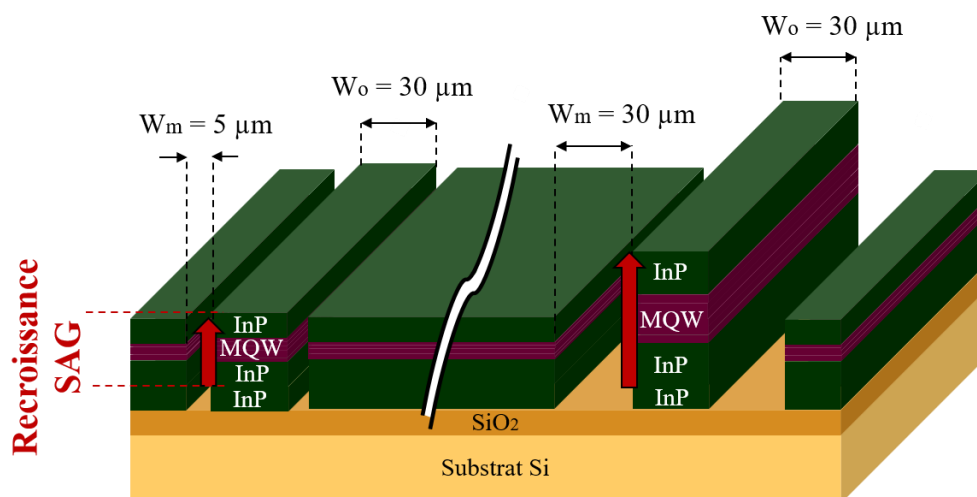


Figure 4.18 Structure de calibration pour la SAG sur InPoSi

4.2.3.2 Préparation d'échantillons pour la micro-caractérisation

Comme expliqué précédemment, la définition d'une bonne structure de calibration doit être accompagnée de la possibilité de la caractériser pour en extraire les informations pertinentes pour chaque ouverture SAG: signal de photoluminescence, épaisseurs, composition... Chaque zone SAG à analyser fait 30 μ m de large ($W_o = 30 \mu\text{m}$) et en toute rigueur, seule le centre de cette zone, où sera délimité le guide d'onde, est réellement pertinente (Figure 4.2). Elles sont donc de dimensions restreintes et ne peuvent être caractérisées que par des modes de micro-caractérisation. Pour extraire le signal de photoluminescence, chaque zone est analysée en configuration μ PL avec un laser d'excitation dont le faisceau a un diamètre de quelques micromètres à la surface de l'échantillon.

Ce faisceau peut être aisément focalisé au centre de la zone SAG et le positionnement précis du spot est rendu possible par une caméra placée au-dessus de l'échantillon. Comme les structures à base de MQWs émettent un signal très intense, il est facile d'extraire un signal avec un bon rapport signal sur bruit, même avec une zone d'analyse de faible dimension.

En revanche, la mesure en configuration μ DRX est moins immédiate. L'intensité du signal diffracté est directement proportionnelle à la surface éclairée sur l'échantillon. Dans notre cas, cette surface est très petite (submillimétrique) comparée à celle centimétrique observée avec un diffractomètre en configuration standard. La très faible dimension transversale analysée ($30\ \mu\text{m}$ dans notre cas) et partiellement compensée par la longueur de la zone d'analyse ($500\ \mu\text{m}$) entre les masques, dans le sens longitudinal. Ces dimensions restent toutefois très faibles et nécessitent donc un temps d'acquisition très long lors de l'analyse.

La question du positionnement précis du faisceau X est également cruciale. Il peut être obtenu par une procédure d'alignement rigoureuse grâce à la grande qualité du montage, la configuration du collimateur et par l'utilisation d'une caméra dont le réticule marque le centre du goniomètre où est placée la zone d'intérêt de l'échantillon. Afin de simplifier cette procédure et de relâcher la nécessité d'un centrage sans moyenniser la mesure avec les zones avoisinant les masques (Figure 4.19a), une astuce a été développée dans le cadre de ces travaux de thèse. Cette dernière consiste à graver sélectivement les zones III-V de part et d'autre des masques pour s'en affranchir lors de la mesure (Figure 4.19b). La structure finale de calibrage pour mesures de μ PL et μ DRX est présentée en Figure 4.20.

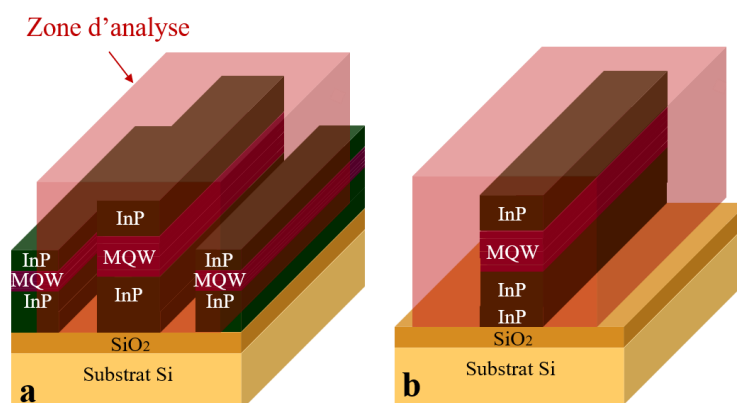


Figure 4.19 Mesure de μ DRX sur la structure de calibrage obtenue par SAG sur InPoSi : (a) La zone d'analyse empiète sur les zones adjacentes qui viennent perturber la mesure dans la zone centrale; (b) La zone d'analyse, dégagée des couches périphériques, ne "voit" que le matériau utile dans la zone centrale

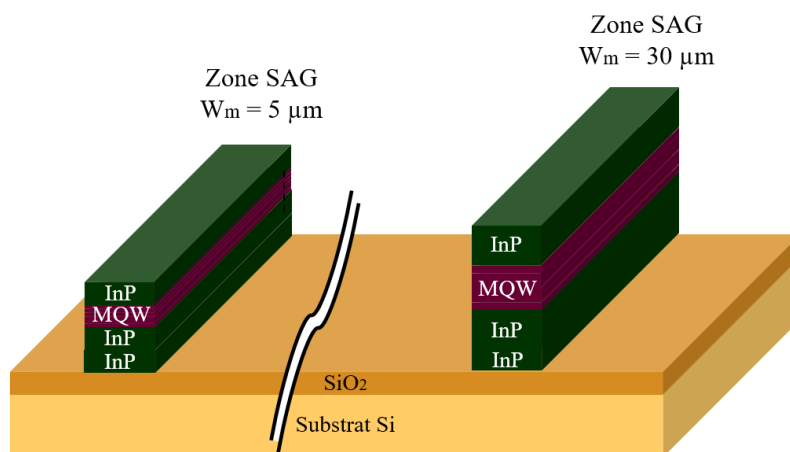


Figure 4.20 Structure finale de calibrage de la SAG sur InPoSi après gravure des zones hors SAG

4.2.3.3 Diffraction aux Rayons X en configuration μ -source

La μ DRX est une technique idéale pour extraire des données quantitatives sur les épaisseurs des structures actives à base de MQWs épitaxiées par SAG. La configuration de mesure dont nous disposons au III-V Lab est unique. Le montage de cette dernière est schématisé en Figure 4.21a. Un exemple de ce qui a pu être observé lors de la mesure en μ DRX est présenté en Figure 4.21b, avec une zone d'analyse d'environ $100 \times 500 \mu\text{m}^2$. J'ai mis en place un programme permettant d'effectuer les mesures en automatique sur toutes les zones d'intérêt. L'ensemble de ces mesures a duré 4 jours. Plusieurs exemples des diffractogrammes obtenus pour différentes zones ($W_m = 5, 15, 20, 30 \mu\text{m}$) sont présentés en Figure 4.22a. On observe que les pics satellites associés aux MQWs se rapprochent à mesure que la largeur des masques augmente (traits pointillés pour aide visuelle). A partir de la période des pics satellites, l'épaisseur P périodique (puits + barrière) peut être extraite. Les différentes valeurs extraites en fonction de la largeur des masques sont présentées en Figure 4.22b. On passe d'une période de $14,2 \text{ nm}$ d'épaisseur (zone "field", loin de l'influence des masques) à une période de $20,2 \text{ nm}$ pour la plus grande largeur de masque. Chaque scan en lui-même intègre une variation d'épaisseur et de composition entre les zones proches des masques et le centre de la zone entre deux masques du fait de la taille de la zone d'analyse [155]. Les signaux ne sont pas aussi étroits que ceux montrés dans le Chapitre 3 par exemple. Cet élargissement n'est donc pas à attribuer à la qualité du matériau mais uniquement à l'intégration de plusieurs contributions liées aux variations latérales dans la zone d'analyse. Pour autant, sur la zone centrale où sont fabriqués les composants (Figure 4.2), la variation d'épaisseur est négligeable.

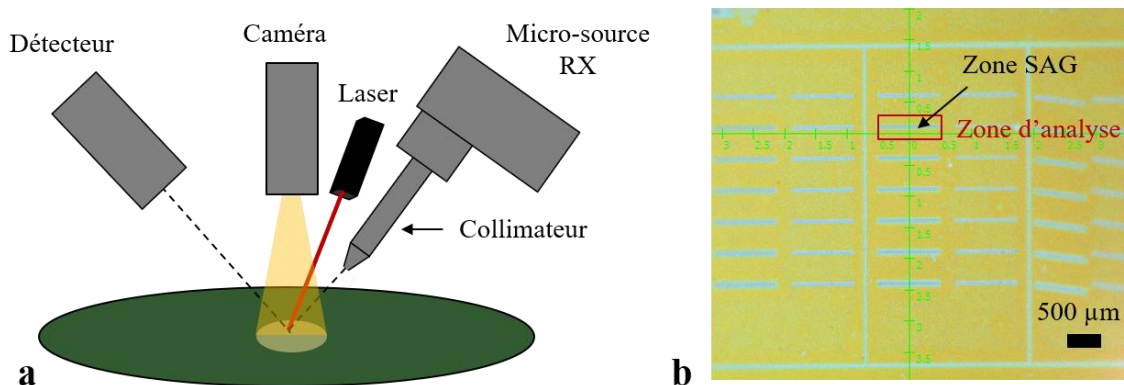


Figure 4.21 Configuration de mesure en μ DRX : (a) Schéma du montage expérimental ; (b) Aperçu de ce qui est observé à la caméra sur l'échantillon de calibration de la SAG sur InPoSi avec les différentes zones SAG à analyser

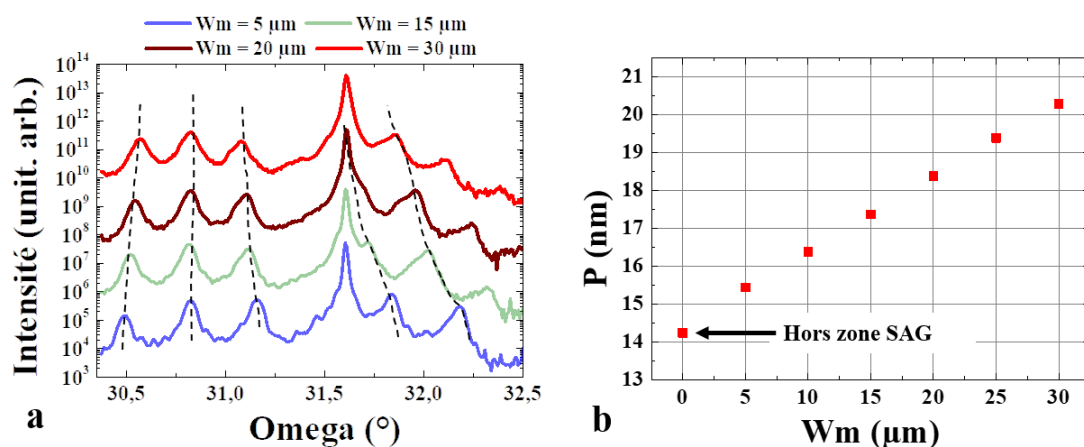


Figure 4.22 Mesures en configuration μ DRX effectuées sur l'échantillon de calibration SAG sur InPoSi : (a) Diffractogrammes obtenus pour des masques de différentes largeurs (W_m) ; (b) Epaisseur de la période (puits + barrière) mesurée à partir des périodes de pics satellites en fonction des masques de différentes largeurs (W_m)

4.2.3.4 Mesure de photoluminescence en configuration μ -focus

La mesure de μ PL permet de sonder les zones actives à base de MQWs épitaxiées par SAG pour évaluer le décalage en longueur d'onde en fonction de la largeur de masque W_m . Le montage au III-V Lab est présenté en Figure 4.23a. La mesure se fait avec un microscope ayant un grossissement $\times 100$, un laser d'excitation à 1064 nm ainsi qu'un détecteur en InGaAs. Cette configuration correspond à un faisceau du laser d'excitation de 2 μ m de diamètre à la surface de l'échantillon. Un aperçu de la caméra lors de la mesure entre les masques est présentée en Figure 4.23b.

Les mesures en μ PL ont été effectuées pour toutes les zones obtenues par SAG sur l'échantillon de calibration et sont présentées en Figure 4.24a. On obtient une extension totale en longueur d'onde de 160 nm de 1490 à 1650 nm. Cela signifie que nous avons bien couvert la bande C (1530 à 1565 nm) et même la bande L (1565 à 1625 nm). Les largeurs à mi-hauteur des pics sont relativement similaires. Le rapport signal à bruit des mesures obtenues pour les fortes longueurs d'onde ($W_m = 25 \mu\text{m}$ et $30 \mu\text{m}$) est dégradé principalement à cause de la coupure de notre détecteur en InGaAs au-delà de 1600 nm (détecteur non étendu). Le relevé de la variation en longueur d'onde de photoluminescence obtenues pour les différentes largeurs de masques est présenté en Figure 4.24b.

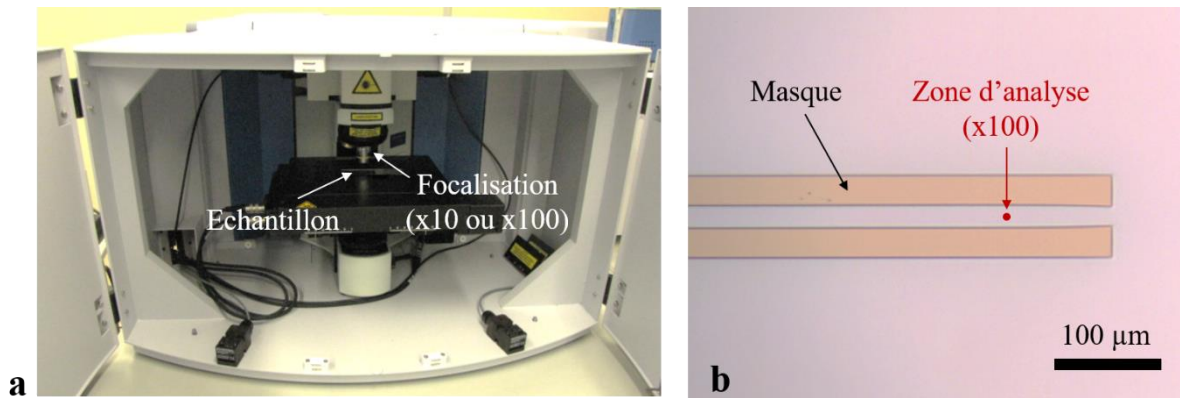


Figure 4.23 Configuration de mesure de μ PL au III-V Lab : (a) Photographie du montage avec les optiques permettant de focaliser le faisceau du laser d'excitation à 1064 nm à la surface de l'échantillon ; (b) Aperçu de ce que l'on observe à la caméra lors de la mesure de μ PL avec la taille de la zone d'analyse lorsque la focalisation $\times 100$ est utilisée

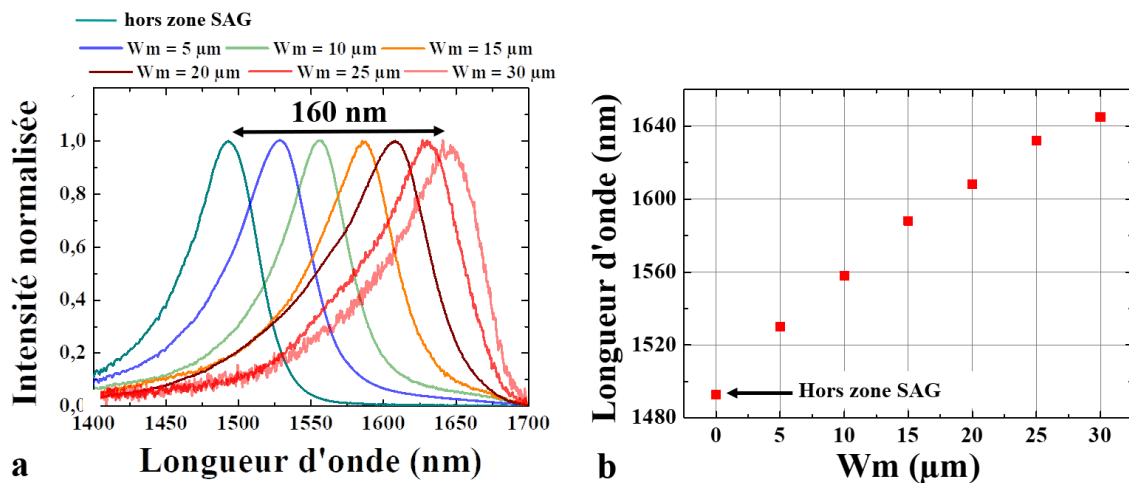


Figure 4.24 Signaux de photoluminescence obtenus en configuration μ -PL pour les structures obtenues avec masques de différentes largeurs (W_m)

4.2.4 Simulations des structures obtenues par SAG

Un enjeu majeur de l'application de la SAG pour l'intégration photonique est la possibilité de pouvoir prédire les structures épitaxiées dans les zones obtenues par SAG. Ceci présente un grand intérêt pour maîtriser les épaisseurs et compositions de ces structures. En effet, seul le signal de photoluminescence et la période P correspondant à l'épaisseur totale {puits + barrière} ont été extraits par μ -caractérisation. Les compositions des puits et barrières ainsi que leurs épaisseurs respectives ne sont pas encore connues. La simulation peut présenter un réel intérêt pour obtenir un modèle prédictif permettant de définir les dimensions des masques SAG à utiliser pour obtenir une structure donnée. Dans cette section, nous présenterons les simulations des structures obtenues par SAG sur InPoSi et nous confronterons ces simulations aux mesures effectuées par μ -caractérisations.

4.2.4.1 Principe du modèle VPD appliqué à la simulation SAG

Une approche classique de modélisation de l'épitaxie sélective se fait par le biais d'un modèle de diffusion en phase vapeur (*Vapor Phase Diffusion* : VPD). Elle a été introduite pour simuler la SAG par Gibbon *et al.* en 1993 [156]. Lors des thèses de Nicolas Dupuis [39] et de Ronan Guillamet [157], un outil de simulation « simul-SAG » basé sur la modélisation VPD appliqué à la SAG a été développé grâce à une collaboration entre le III-V Lab et l'Institut Jean le Rond d'Alembert à Paris VI, spécialisé dans la théorie et la modélisation en mécanique des fluides. Le modèle VPD est un modèle adimensionnel qui calcule un champ d'une grandeur à partir de conditions aux limites et selon un maillage défini. Pour modéliser la SAG, la grandeur à laquelle on s'intéresse est la concentration N . Le modèle VPD permet de calculer la concentration pour chaque élément III, Al, Ga et In, ayant chacun leur propre condition de diffusion, connaissant les paramètres suivants :

- Les conditions aux limites : par exemple, sur le masque, il n'y a pas de dépôt de matière donc la concentration sur les masques ne varie pas (sélectivité)
- Les dimensions des masques
- Les dimensions du domaine de calcul
- Le paramètre de diffusion D/k_s des éléments III: ce paramètre définit la longueur de diffusion des espèces étudiées. Elle dépend de l'espèce considérée et des conditions de croissance (pression, température). Elles ont été obtenues expérimentalement dans le cadre de la thèse de G. Binet [37] dans les mêmes conditions de pression et seront réutilisées dans le cadre de ces simulations (Tableau 4.1).

A partir de ces données, le calcul est répété autant de fois qu'il y a d'espèces actives du groupe III, donc trois fois pour les alliages AlGaInAs pour chacun des éléments Al, Ga et In. Les éléments du groupe V, ici l'arsenic, de très grande longueur de diffusion en phase gaz, n'ont pas d'influence dans le procédé SAG. Le calcul permet ainsi d'obtenir le ratio de concentration, aussi appelé *Growth Rate Enhancement* (GRE), pour chaque élément, en tout point de la surface de calcul autour des masques. En pratique, on cherche à déterminer les compositions et épaisseurs d'un alliage donné, par exemple, $\text{Al}_y\text{Ga}_x\text{In}_{1-x-y}\text{As}$, dans une zone définie entre deux masques. A partir du GRE, on peut calculer l'épaisseur et la composition de l'alliage $\text{Al}_y\text{Ga}_x\text{In}_{1-x-y}\text{As}$, dont la composition et l'épaisseur ont été précisément déterminées hors zone SAG. Ces derniers sont en effet extraits par DRX et mesure de PL sur une référence épitaxiée sur substrat InP, par exemple. L'ensemble de ces calculs est répété deux fois, pour déterminer les composition et épaisseur respectivement du puits et de la barrière. Enfin, on utilise les équations de la mécanique quantique pour calculer les énergies de gaps et positionner les niveaux de transition (trous légers, trous lourds) et déterminer la longueur d'onde d'émission des puits.

Tableau 4.1 Récapitulatif des données D/k_s utilisées pour les simulations SAG.

Espèce	D/k_s (μm)
Al	50
Ga	85
In	10

4.2.4.2 Simulations et comparaison avec les données obtenues en μ -caractérisations

Les compositions et épaisseurs ont pu être déterminées pour les différentes zones obtenues par SAG sur InPoSi. Les données obtenues sur les périodes (épaisseur du puits et de la barrière) par μDRX et par simulation en fonction des largeurs de masques sont présentées en Figure 4.25a. On remarque une très bonne concordance des données obtenues par simulation avec les données mesurées expérimentalement. La période P est donc cohérente. Pour autant, à ce stade, la répartition de l'augmentation de l'épaisseur induite par effet SAG entre la barrière et le puits n'est pas encore définie.

Pour aller plus loin, on calcule le signal de photoluminescence grâce aux paramètres obtenus en simulation : épaisseurs et compositions du puits et de la barrière. Ces données permettent donc déterminer la longueur d'onde de photoluminescence et sont confrontées aux mesures effectuées par μPL (Figure 4.25b). On observe que les deux courbes ne sont pas parfaitement juxtaposées. En particulier, il semblerait que les courbes ne suivent pas la même pente.

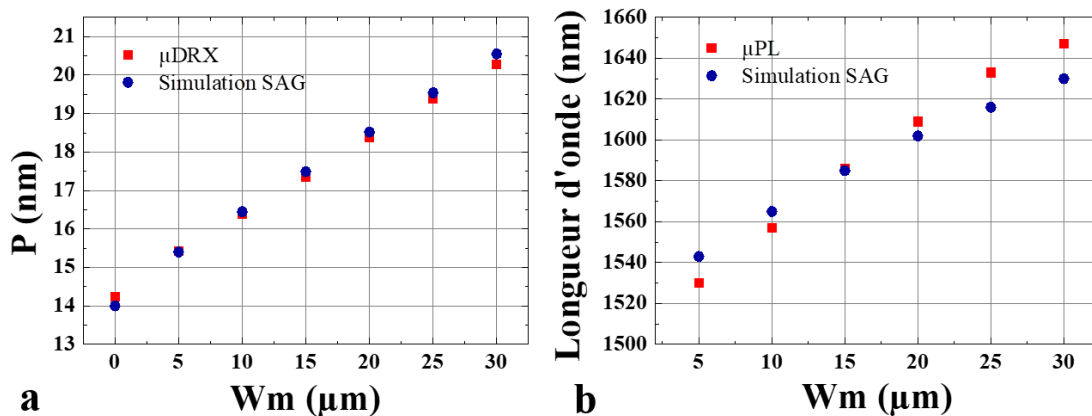


Figure 4.25 Données obtenues expérimentalement (rouge) et par simulation (bleu) : (a) épaisseur de la période puit+barrière en fonction de la largeur des masques (W_m) ; (b) longueur d'onde de photoluminescence de la zone active

La pente est en partie liée à la variation de largeur du puits. Plus le puits est mince, plus la pente est forte. Or, nous venons de valider les valeurs obtenues par simulation pour l'épaisseur de la période P {puits + barrière} par confrontation avec les données expérimentales. L'erreur de simulation obtenue pour le signal de photoluminescence peut donc provenir de la mauvaise répartition d'épaisseur attribuée au puits et à la barrière. On peut donc envisager que le puits est plus mince que dans la simulation.

La pente dépend également des paramètres D/k_s du modèle. Ce paramètre change l'évolution de la largeur du puits avec W_m mais aussi les compositions et donc les longueurs d'onde de photoluminescence. En particulier, la longueur de diffusion des espèces réactives associées à l'indium est beaucoup plus courte que celles de l'aluminium et du gallium. En conséquence, une diminution de la valeur du paramètre D/k_{In} induit une augmentation de la concentration d'indium dans l'alliage quaternaire qui elle-même augmente sensiblement la longueur d'onde d'émission du matériau. Les données D/k_s empruntées aux travaux de thèse de G. Binet ont été extraites à partir de croissance dans un réacteur d'épitaxie MOVPE ayant une géométrie d'injection de flux de gaz très différente de la nôtre. En effet, il s'agissait d'un réacteur AIX200 à géométrie longitudinal qui diffère fortement de la géométrie en Showerhead de notre réacteur. La dynamique des gaz peut ainsi différer.

De plus, ce réacteur n'est pas doté de tous les modes de caractérisation in-situ dont nous disposons actuellement. En particulier, il n'y avait pas de possibilité de mesure directe de la température de surface des substrats pendant la croissance. De ce fait, il se peut que les températures de croissance soient différentes de celles utilisées dans notre réacteur. De plus, la température surfacique réelle sur le substrat peut également différer largement, même si la consigne contrôlée par thermocouple est identique. Une étude complémentaire doit être menée prochainement afin d'extraire les données D/k_s de notre nouveau réacteur CCS, spécifiquement dans les conditions de croissance adoptées.

4.2.5 Synthèse

Dans cette partie, nous avons développé un nouveau procédé pour la SAG sur substrat InPoSi. Au lieu de déposer des masques diélectriques comme dans le procédé traditionnel, le nouveau procédé met en place des étapes de gravure de la couche d'InP collée de manière à exposer la silice présente dans le substrat InPoSi. Nous avons également défini des structures pour calibrer la SAG en bande C sur substrat InPoSi. Ces structures de calibrages permettent d'extraire les signaux de photoluminescence par mesure de μ PL et les épaisseurs {puits + barrière} par mesure de μ DRX. Ces mesures ont montré qu'avec des gravures de 5 à 30 μ m de largeurs, l'extension en longueur d'onde était de 160 nm. Les données obtenues expérimentalement par μ PL et μ DRX ont été confrontées aux données obtenues par simulation. Ces dernières ont montré une bonne corrélation sur les périodes {puits + barrière} prédites dans les zones obtenues par SAG. En revanche, il y a des disparités entre les données de photoluminescence obtenues par μ PL et celles obtenues par simulation.

4.3 Fabrication de sources laser multi-longueurs d'onde sur silicium

4.3.1 Motivations

Comme explicité dans le Chapitre 1, un des axes majeurs de ces travaux de thèse est d'exploiter le savoir-faire en croissance épitaxiale de la filière sur InP et de le transposer à la filière hybride III-V sur Si, en particulier après l'étape de collage. Dans l'approche wafer-bonding classique, les structures III-V épitaxiées sur un substrat InP en une seule fois puis reportées sur SOI doivent satisfaire partout les fonctions de tous les composants que l'on souhaite réaliser. Cela se traduit en pratique à l'utilisation du III-V à la seule section de gain du PIC.

Pour contourner cette limitation, l'approche die-bonding, abordée dans le Chapitre 1, permet de faire communiquer des dies III-V, provenant de différentes épitaxies sur substrat InP, collés sur substrat SOI. C'est l'approche développée par les équipes d'Intel pour fabriquer les sources lasers de leur systèmes CWDM en III-V sur Si [98]. Dans cette approche, plusieurs épitaxies sont réalisées sur substrats InP. Les dies issues de ces épitaxies sont ensuite collées sur SOI (Figure 4.26a). Enfin, la fabrication des lasers est réalisée collectivement (Figure 4.26b). Chaque laser possède des performances équivalentes en émission (Figure 4.26c). Depuis décembre 2017, Intel commercialise des systèmes CWDM à 8 canaux en faisant appel à cette technologie.

Leur approche nécessite donc une étape d'épitaxie par laser. Dans notre cas, nous proposons de réaliser tous les lasers en une seule étape d'épitaxie ! L'objet de cette partie est donc de démontrer qu'il est possible de réaliser ces sources lasers multi-longueur d'onde conformément au standard CWDM en utilisant la technique SAG sur substrat InPoSi.

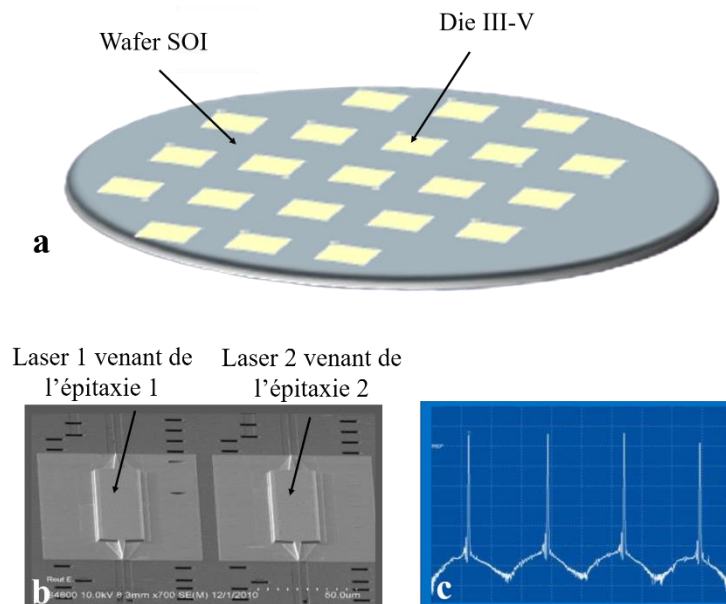


Figure 4.26 Approche d'intégration de lasers hybride sur SOI développée par Intel [98]: (a) Die bonding de structures III-V sur SOI et retrait des substrats InP; (b) Fabrication collective des lasers ; (c) Emission laser des canaux (ici 4) en régime continu

4.3.2 Choix du démonstrateur

Avant d'envisager le CWDM dans toute sa complexité, il faut d'abord tester la comptabilité de la SAG sur InPoSi avec la fabrication de source lasers destinées aux canaux multi-longueur d'onde. Dans la filière hybride III-V sur SOI du III-V Lab, les composants III-V standards sont des lasers avec structure de guide en shallow-ridge (voir Chapitre 1). C'est donc cette structure de ruban qui a été choisie.

Dans le Chapitre 3, nous avons démontré la recroissance d'une structure laser de 3 μm d'épaisseur sur substrat InPoSi aux performances comparables à celles obtenues sur substrat InP. La validation s'est faite par la comparaison de composants tests dont le procédé de fabrication est simple : le laser pavé.

L'empilement III-V choisi pour cette démonstration est similaire à celui utilisé dans la démonstration du Chapitre 3. En effet, ce démonstrateur doit obéir aux mêmes contraintes puisqu'il est épitaxié sur InPoSi: s'affranchir de l'influence du substrat Si de manière à concentrer le mode dans le III-V. La zone active sera la même que celle utilisée pour le calibrage de la zone active de la section 4.2.3. Les ouvertures destinées à la SAG seront également les mêmes que celles utilisées pour le calibrage ($W_o = 30 \mu\text{m}$ et $W_m = 5, 10, 15 \dots 30 \mu\text{m}$). Les structures finales à tester, pour chaque ouverture SAG, sont présentées en Figure 4.27. Les différentes configurations d'ouvertures autour des zones en croissance aboutissant aux variations de structures épitaxiées (et donc de longueur d'onde d'émission $\lambda_1 \dots \lambda_n$) ne sont pas représentées. L'objectif est de démontrer des émissions spectrales couvrant la bande C grâce à l'utilisation du nouveau procédé pour la SAG sur InPoSi.

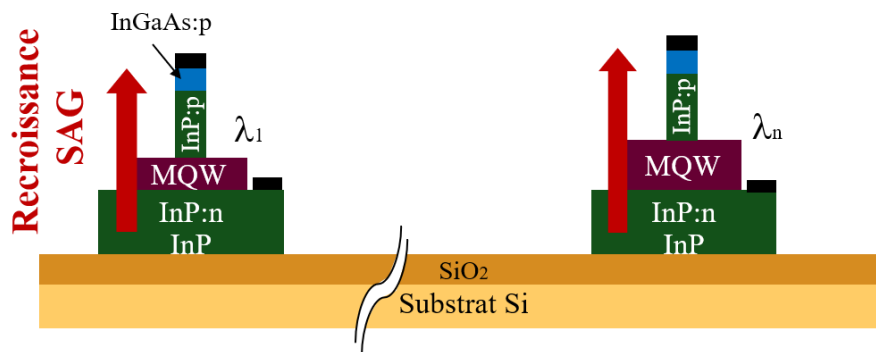


Figure 4.27 Description du démonstrateur pour l'intégration de la SAG sur InPoSi : lasers FP en structure shallow-ridge

4.3.3 Procédé de fabrication

Les étapes principales du procédé de fabrication des lasers FP basés sur une structure épitaxiée par SAG sont décrites en Figure 4.28. Tout d'abord, le substrat InPoSi, protégée par sa couche d'InGaAs sacrificielle (Figure 4.28a), suit les étapes du procédé de fabrication décrites en section 4.2.2.3 pour former les masques de largeurs W_m variables (Figure 4.28b). Puis, la structure laser, dont le détail est décrit dans la Figure 4.30a, est épitaxiée par SAG sur InPoSi (Figure 4.28c). Les épaisseurs indiquées sont celles prédites pour les zones hors SAG. Enfin, les lasers shallow-ridge sont fabriqués collectivement entre chaque paire d'ouvertures pour la SAG (Figure 4.28d). L'une des facettes clivées d'un composant a été observée au MEB et est présentée en Figure 4.29. On observe la structure en shallow-ridge du composant. Dans les sections suivantes, les étapes de fabrication du laser que j'ai menées seront détaillées. Ce procédé est commun à celui développé dans la filière hybride III-V sur Si de notre laboratoire.

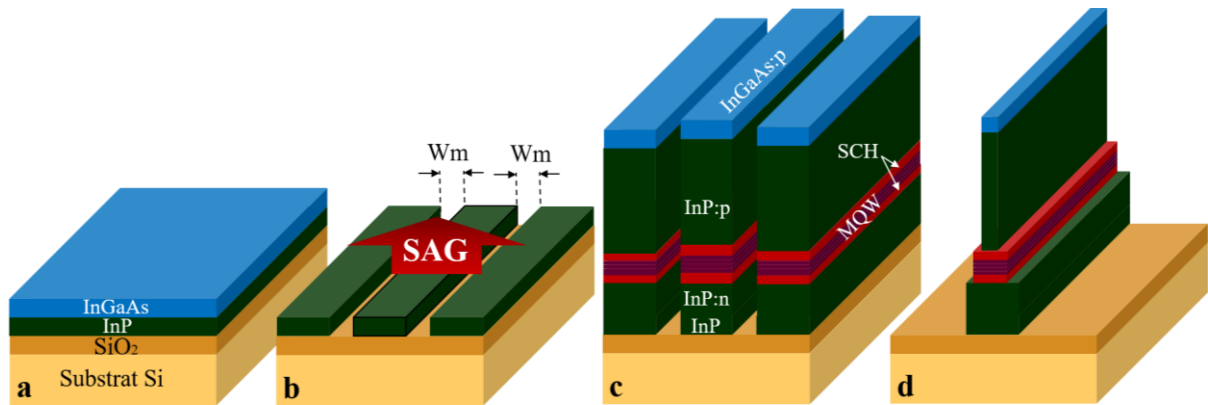


Figure 4.28 Description des grandes étapes de fabrication des lasers FP basés sur une structure épitaxiée par SAG sur InPoSi : (a) Substrat InPoSi avec sa couche sacrificielle en InGaAs ; (b) Fabrication des ouvertures de largeurs variables W_m ; (c) Croissance SAG de la structure laser ; (d) Fabrication collective des lasers FP en structure shallow-ridge entre les ouvertures

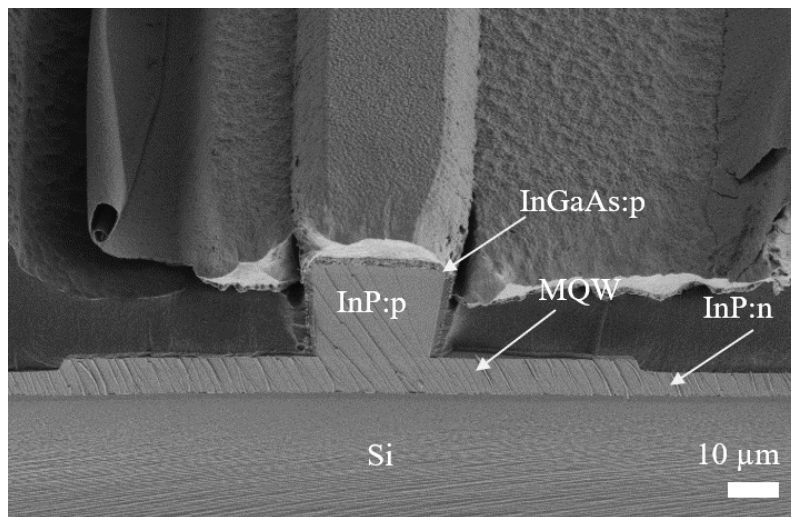


Figure 4.29 Observation au MEB d'un laser FP en structure shallow-ridge sur InPoSi

4.3.3.1 Etape 1 : Métallisation contact p

Par simplification, les étapes du procédé de fabrication des lasers FP en structure shallow-ridge seront schématisées pour des zones hors-SAG. De plus, un aperçu du niveau de masque correspondant à l'étape décrite sera fourni. J'ai codé le masque à l'aide du logiciel L-edit et les aperçus sont extraits du logiciel K-Layout. Après croissance de la structure décrite en Figure 4.30a, le procédé de fabrication des lasers FP débute par le lift-off d'un dépôt métallique Pt/Ti sur la couche InGaAs:p++ qui servira de contact p au futur laser.

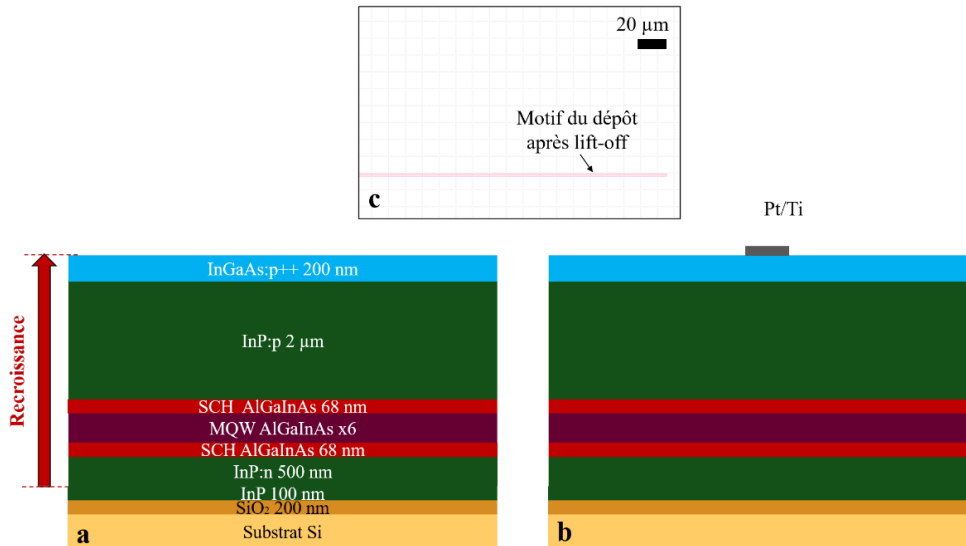


Figure 4.30 Description de l'étape 1 de métallisation du contact p : (a) Description de la structure laser épitaxiée par SAG sur InPoSi (zone hors SAG décrite ici) ; (b) lift-off d'un métal Pt/Ti sur la couche en InGaAs:p++ ; (c) aperçu du niveau de masque

4.3.3.2 Etape 2 : Gravure du ruban III-V

Le dépôt métallique du contact p sert ensuite de masque à la gravure du ruban III-V (Figure 4.31a). La couche en InGaAs et une partie de la couche InP:p sont gravés par une gravure ionique réactive (RIE). Le reste de la couche d'InP:p est gravé sélectivement par une solution en HCl:H₃PO₄ (Figure 4.31b). La gravure sèche permet d'effectuer une gravure anisotrope pour garder un profil de ruban droit. La gravure humide sélective permet de finir l'étape de définition du ruban sans risquer d'endommager la zone active.

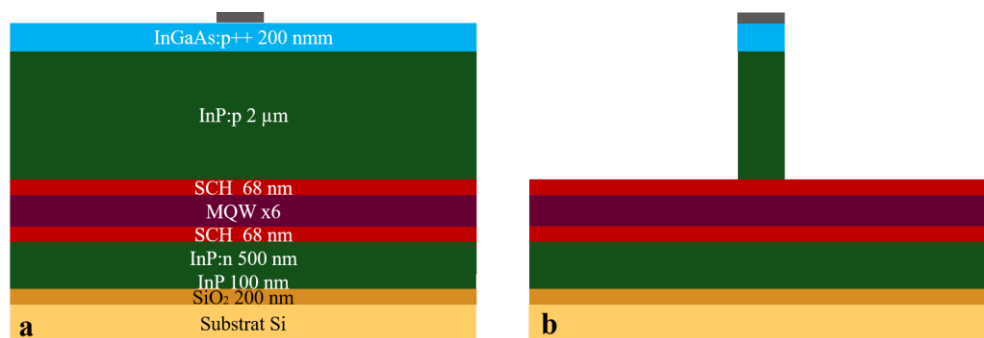


Figure 4.31 Description de l'étape 2 de définition du ruban III-V : (a) Dépôt métallique issu de l'étape de métallisation p servant de masque à la gravure du ruban III-V ; (b) Gravure de la couche en InGaAs et d'une partie de la couche d'InP:p par RIE, puis gravure du reste de la couche d'InP:p par une solution sélective en HCl:H₃PO₄

4.3.3.3 Etape 2 : Gravure des MQWs

Pour définir la structure en shallow-ridge du ruban, un dépôt de silice par PECVD (Plasma-Enhanced Chemical Vapor Deposition) est effectué à la surface de la structure. Puis, une étape de lithographie permet de définir la largeur du ruban shallow-ridge que nous souhaitons obtenir (Figure 4.32a). Le niveau de masque correspondant à cette étape est présenté en Figure 4.32b. La largeur de la zone shallow-ridge est choisie de manière à éviter que le mode optique ne voie les bords de la gravure du ruban. La zone active composée des SCH et des MQWs est gravée sélectivement par une solution $\text{H}_3\text{PO}_4:\text{H}_2\text{O}_2:\text{H}_2\text{O}$ (Figure 4.32c).

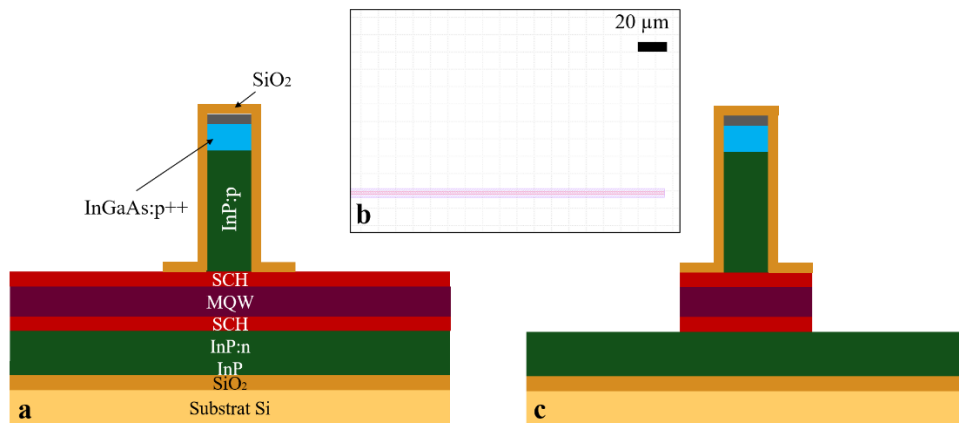


Figure 4.32 Description de l'étape 2 de gravure des MQWs : (a) Dépôt de silice par PECVD et lithographie pour définir la largeur de la gravure des MQWs ; (b) Aperçu du niveau de masque pour la définition de la largeur du dépôt de silice ; (c) Gravure de la zone active par une solution sélective de $\text{H}_3\text{PO}_4:\text{H}_2\text{O}_2:\text{H}_2\text{O}$ afin d'obtenir la structure shallow-ridge du ruban

4.3.3.4 Etape 3 : Isolation des composants

Afin de ne pas créer de court-circuit entre les différents composants, ces derniers sont isolés. Pour ce faire, une étape de lithographie dont le niveau de masque est présenté en Figure 4.33b, est effectuée pour définir les zones à partir desquelles les InP:n et InP de collage seront gravés. La gravure de ces dernières se fait par une solution sélective en $\text{HBr}:\text{H}_2\text{O}_2:\text{H}_2\text{O}$ (Figure 4.33c).

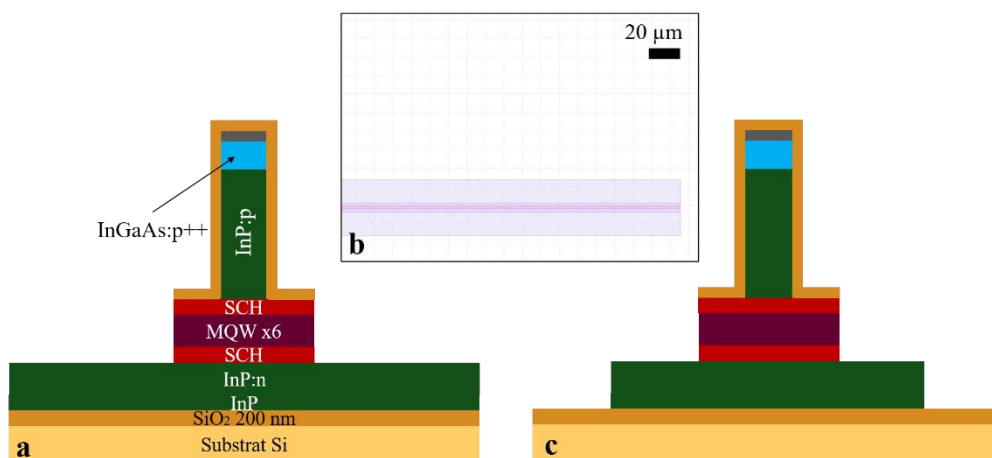


Figure 4.33 Description de l'étape 3 d'isolation des composants : (a) Etape de photolithographie pour définir les zones à partir desquelles les couches d'InP:n et InP de collage seront gravés ; (b) Aperçu du niveau de masque pour la définition des zones d'isolation ; (c) Gravure des couches InP:n et InP de collage par une solution sélective en $\text{HBr}:\text{H}_2\text{O}_2:\text{H}_2\text{O}$

4.3.3.5 Etape 4 : Métallisation contact n

De même que pour l'étape 1, l'étape 4 consiste en un lift-off d'une couche métallique, cette fois-ci en Ti/Pt/Au sur la couche d'InP:n et sur certaines zones de la silice du collage, de très grandes dimensions, de manière à pouvoir prendre plus aisément les contacts au niveau de ces zones lors de la caractérisation des lasers.

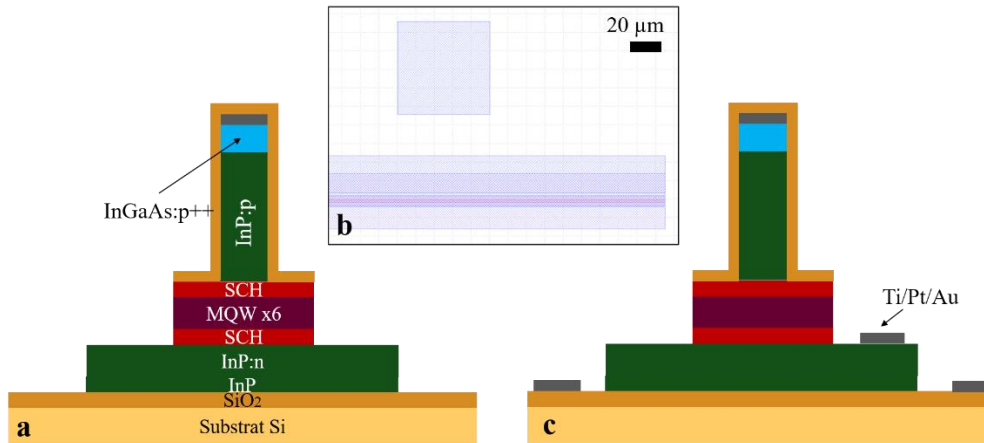


Figure 4.34 Description de l'étape 4 de métallisation du contact n : (a) Structure sur laquelle le dépôt métallique est effectué ; (b) Dépôt métallique Ti/Pt/Au et lift-off ; (c) Aperçu du niveau de masque pour définir les zones où le métal ne sera pas lifté

4.3.3.6 Etape 5 : Planarisation au BCB

Les rubans en structure shallow-ridge à nu sont fragiles. Afin d'améliorer la tenue mécanique des composants, une étape de planarisation au BCB (benzocyclobutene) est effectuée sur la plaque qui subit ensuite un recuit à 250°C pendant 2h pour solidifier le BCB.

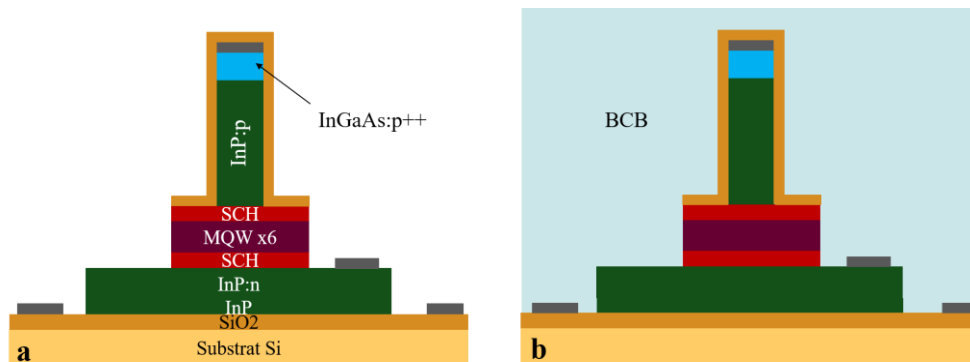


Figure 4.35 Description de l'étape 5 de planarisation au BCB : (a) avant dépôt ; (b) après dépôt du BCB

4.3.3.7 Etape 6 : Ouvertures des vias

Afin de pouvoir prendre les contacts recouverts de BCB, deux étapes de lithographie sont nécessaires pour ouvrir les contacts sous le BCB par des motifs que l'on appellera vias. La première étape d'ouverture du via-p est décrite dans les Figure 4.36a et c. Le niveau de masque correspondant à cette étape est présentée en Figure 4.36b. Elle consiste en la gravure par RIE à l'aide d'un plasma SF₆. Cette étape est particulièrement critique puisqu'il s'agit de l'étape durant laquelle on effectue l'ouverture de la tête du ruban en veillant à ne pas ouvrir le BCB sur la zone MQWs. En effet, nous verrons en particulier lors de la description de l'étape 5 de recharge que cela risquerait de créer une zone de contact non désirée avec la zone active.

De plus, la vitesse de gravure du BCB est sensible à la taille de la zone d'ouverture. De ce fait, il vaut mieux privilégier des tailles de motifs d'ouverture similaires sur l'ensemble de la plaque pour obtenir les mêmes vitesses de gravure sur toute la plaque. Pour veiller à contrôler cette gravure, cette dernière est mesurée après chaque cycle de gravure en RIE par mesure en profilométrie. Après l'ouverture des via-p, la couche en silice ayant servi de masque à l'étape de gravure des MQWs est gravée par RIE pour exposer la couche de métallisation du contact p et pouvoir ainsi la contacter avec les zones de contact de plus grandes dimensions (Figure 4.36d). Enfin, une étape de photolithographie, dont le niveau de masque est présenté en Figure 4.36e, sert à définir les zones de via-n et les zones métallisées de grandes dimensions sur la couche de silice du substrat InPoSi. Cette étape est moins critique que l'ouverture des via-p puisque l'on ne risque pas d'ouvrir une zone exposant une couche III-V critique. De même que pour l'ouverture des via-p, cette étape s'effectue par RIE à l'aide d'un plasma SF₆ et est contrôlée par mesure de profilométrie. La structure finale est présentée en Figure 4.36f.

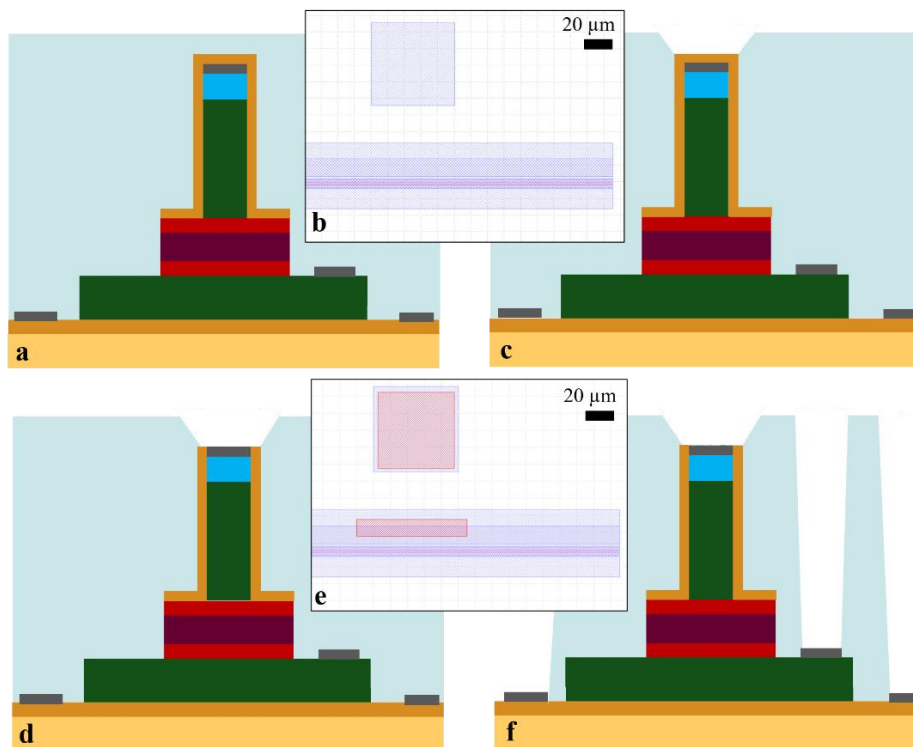


Figure 4.36 Description de l'étape 6 d'ouverture des vias : (a) Structure sur laquelle est effectuée l'ouverture du via-p ; (b) Aperçu du niveau de masque correspondant à l'ouverture des vias-p ; (c) Gravure du BCB par un plasma de SF₆ en RIE ; (d) Gravure de la silice issue de l'étape 3 pour exposer le dépôt métallique de la couche p ; (e) Aperçu du niveau de masque correspondant à l'ouverture des via-n ; (f) Gravure du BCB par un plasma de SF₆ en RIE afin d'exposer les dépôts métalliques issus de l'étape 4 de métallisation du contact n

4.3.3.8 Etape 7 : Recharge

L'étape 7 consiste à effectuer une dernière étape de métallisation à l'aide d'un dépôt de Ti/Pt/Au suivi d'un lift-off (Figure 4.37a et c). La Figure 4.37b donne un aperçu du niveau de masque correspondant à cette étape. L'enjeu de cette étape consiste à assurer la conductivité électrique des contacts entre les larges zones où les pointes seront déposées et le métal déposé au-dessus des couches dopées n et p. En particulier, le métal doit recouvrir des zones en relief, entre le bas et le haut de la couche de BCB. Pour vérifier que la couche métallique n'est pas fissurée, de nombreuses observations au MEB ont été effectuées.

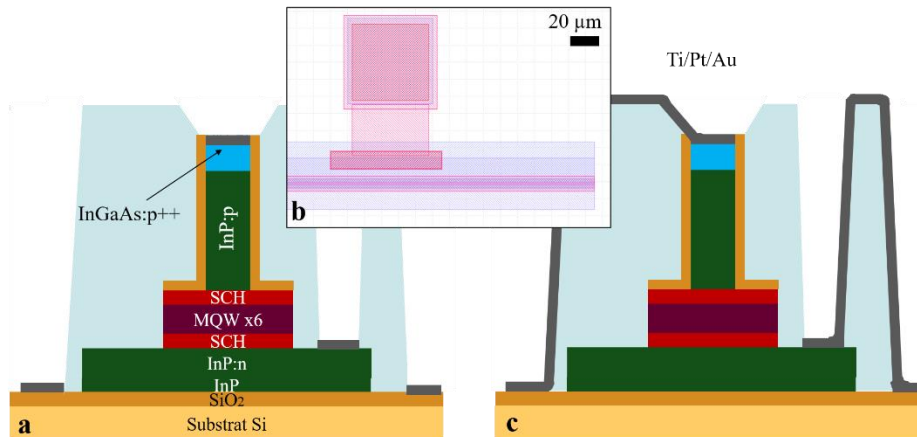


Figure 4.37 Description de l'étape 7 correspondant à la recharge métallique : (a) Structure sur laquelle la recharge est effectuée; (b) Aperçu du niveau de masque correspondant à la recharge ; (c) Dépôt métallique Ti/Pt/Au et étape de lift-off

4.3.3.9 Etape 8 : Amincissement et clivage des barrettes

La plaque en fin de fabrication subit ensuite un amincissement à 130 µm d'épaisseur du substrat (Figure 4.38a). Puis, les barrettes sont clivées. L'étape de clivage présente un enjeu clé puisqu'il s'agit de l'étape qui va créer les cavités des lasers FP. Les barrettes clivées, dont un exemple est présenté en Figure 4.38b, font une longueur (L) de 500 µm et comprennent l'ensemble des lasers FP des différentes zones obtenues par SAG grâce aux ouvertures de largeurs variables ($W_m = 5, 10, 15 \dots 30 \mu\text{m}$).

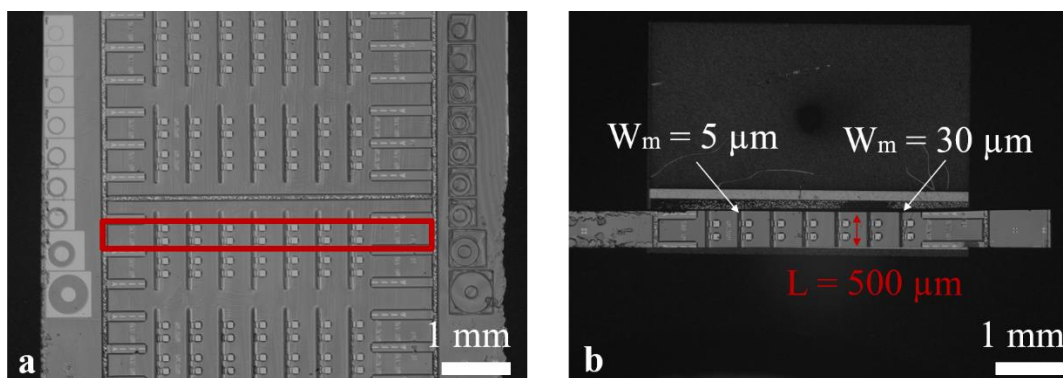


Figure 4.38 Description de l'étape 8 correspondant à l'individualisation des barrettes par clivage ; (a) Morceau de plaque après amincissement; (b) Barrette comportant tous les lasers des différentes zones obtenues par SAG avec une longueur de cavité $L = 500 \mu\text{m}$

4.3.3.10 Bilan

Dans cette partie, nous avons décrit le procédé de fabrication de lasers FP en structure shallow-ridge à partir de structures épitaxiées par SAG sur InPoSi. En particulier, nous avons mis en évidence des points de vigilance du procédé de fabrication telle que l'ouverture du via-p. Ce procédé de fabrication, mis au point dans la filière III-V sur Si de notre laboratoire, démontre une grande fiabilité. La SAG introduit localement au niveau des tranchées une topologie supplémentaire. Elle n'est toutefois pas pénalisante dans le procédé de fabrication décrit qui reste pleinement compatible. Le procédé de fabrication a été mené sur des structures épitaxiées par SAG sans adaptation spécifique des étapes.

4.3.4 Caractérisations

Les lasers FP issus des différentes zones obtenues par SAG, présentés en Figure 4.38b, ont été caractérisés par mesures spectrales et par mesures des caractéristiques P-I en régime continu.

4.3.4.1 Mesures spectrales

Les spectres des lasers FP issus des barrettes de 500 μm de long ont été mesurés par un analyseur de spectre optique couplé au composant par la tranche avec une fibre lentillée standard. Les spectres mesurés à 20°C pour un courant d'injection de 100 mA sont présentés en Figure 4.39. On observe que tous les lasers fonctionnent en régime continu. L'extension spectrale totale obtenue est de 155 nm, entre 1515 et 1670 nm. Comme nous l'avons anticipé grâce au calibrage des structures actives obtenues par SAG sur InPoSi, nous couvrons bien la bande C+L (1530 à 1625 nm). Ce résultat fait l'état de l'art puisque nous avons obtenu la plus grande plage spectrale à partir de structures III-V épitaxiées par SAG sur InPoSi.

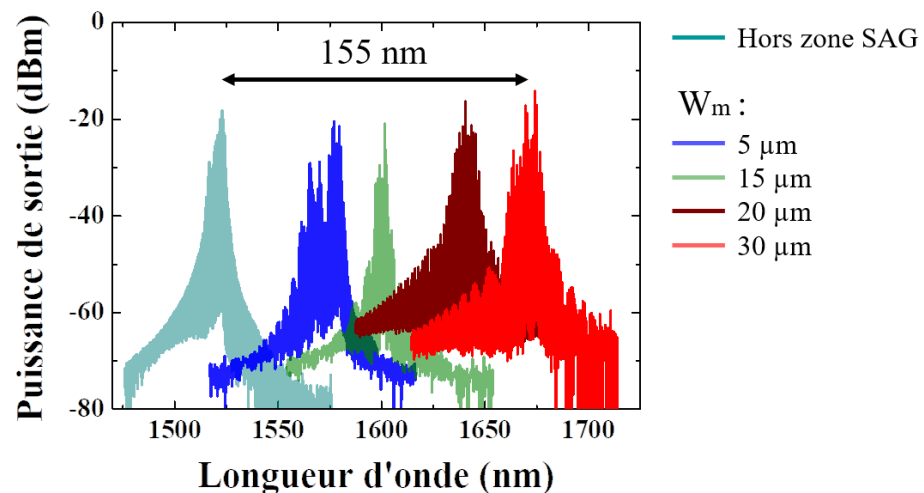


Figure 4.39 Spectres obtenus en régime continu pour différents lasers FP de 500 μm de long pour un courant d'injection de 100 mA à 20°C

4.3.4.2 Mesures des caractéristiques P-I à 20°C

Les caractéristiques P-I ont été mesurées en régime continu avec un détecteur large en sortie d'une des deux facettes des lasers issus de la barrette de 500 μm de long. Les mesures obtenues à 20°C sont présentées en Figure 4.40. Les performances sont résumées dans le Tableau 4.2. Un courant de seuil minimal de 20 mA est obtenu à 20°C. On observe également que pour tous les lasers couvrant la bande C, le courant de seuil demeure en dessous de 30 mA. Les puissances de sortie sont de l'ordre de 17 à 19 mW pour un courant de 200 mA. Pour les lasers au-delà de la bande L (pic d'émission laser > 1625 nm), on observe une dégradation des courants de seuil avec une augmentation du courant de seuil qui passe à 40 mA pour le laser émettant à 1635 nm et 62 mA pour le laser émettant à 1670 nm. En somme, on observe des performances qui font l'état de l'art, malgré une dégradation observée pour les très hautes longueurs d'onde, au-delà de la bande L. Cette dégradation est attribuée à une inadéquation des paramètres de la zone active, en particulier les largeurs de puits et les hauteurs de barrières, obtenus pour les masques les plus larges. En effet, comme il a été mentionné dans la section 4.1.2.4, le design de la structure active défini pour les faibles longueurs d'onde, au milieu de la bande C, n'est plus adapté pour les très hautes longueurs d'onde, au-delà de la bande L. Cette dégradation des performances aux hautes longueur d'onde a déjà été observée dans le cadre des travaux de thèse de F. Lemaitre [43]. Nous aborderons plus quantitativement ce point dans la section 4.3.4.4. Néanmoins, ce résultat montre qu'en restant dans la bande C, les lasers conservent des performances similaires, avec de très bons courants de seuil et puissances de sortie.

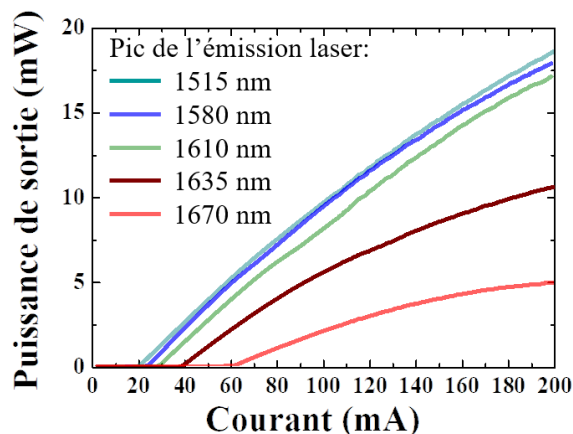


Figure 4.40 Caractéristiques P-I en régime continu mesurées à 20°C

Tableau 4.2 Récapitulatif des performances obtenues à 20°C sur les lasers FP issus de la barrette de 500 μm de long :

Pic de l'émission laser (nm)	Courant de seuil (mA)	Puissance de sortie à 200 mA (mW)
1515	20	19
1580	25	18
1610	30	17
1635	40	11
1670	62	5

4.3.4.3 Mesures des caractéristiques P – I en température

Des mesures des caractéristiques P-I ont été menées en température sur les lasers couvrant la bande C pour évaluer leur stabilité en température. Ces mesures sont présentées en Figure 4.41 et le récapitulatif de ces mesures est présenté dans le Tableau 4.3. On observe que les lasers ont des performances qui se dégradent avec la température avec la même tendance pour les trois lasers : une augmentation du courant de seuil d'un facteur 2.5 et une diminution de la puissance de sortie à 200 mA d'un facteur 0.5. Nous évaluerons ces performances au regard de ce qui est obtenu dans l'état de l'art (UCSB-HP) en section 4.3.4.5.

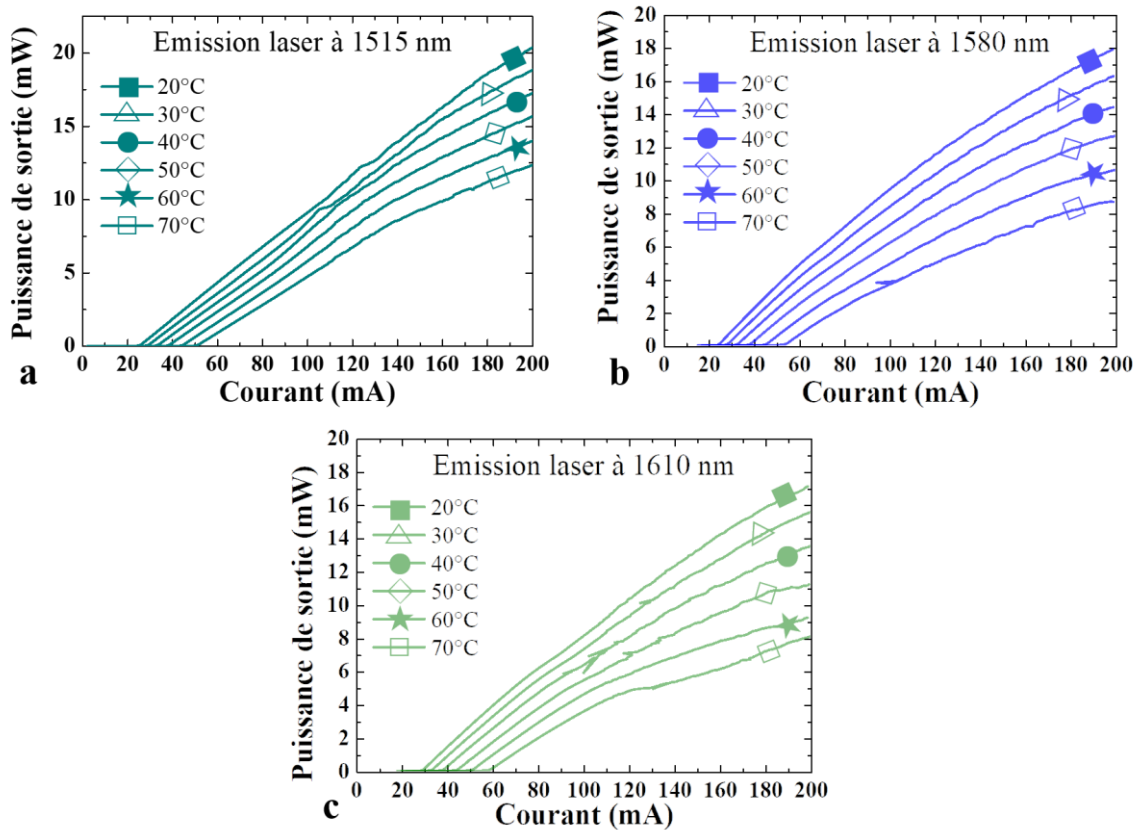


Figure 4.41 Caractéristiques P-I mesurées en régime continu : (a) pour le laser émettant à 1515 nm ; (b) pour le laser émettant à 1580 nm ; (c) pour le laser émettant à 1610 nm

Tableau 4.3 Tableau récapitulatif des performances obtenues en température sur les lasers FP couvrant la bande C :

Pic de l'émission laser (nm)	Courant de seuil à 20°C (mA)	Courant de seuil à 70°C (mA)	Puissance de sortie à 200 mA à 20°C (mW)	Puissance de sortie à 200 mA à 70°C (mW)
1515	20	51	19	12
1580	25	53	18	9
1610	30	59	17	8

4.3.4.4 Analyses des résultats

Nous avons observé en particulier sur les caractéristiques P-I mesurées à 20°C une dégradation des performances pour les lasers émettant aux grandes longueurs d'onde. Pour comprendre ces observations, j'ai simulé les épaisseurs obtenues sur l'ensemble des couches de la zone active, comprenant les sections {SCH basse + MQWs + SCH haute} en utilisant, à nouveau, le logiciel de simulation dont le principe est décrit en 4.2.4.1. Dans notre cas, les SCH sont symétriques. J'ai également simulé l'augmentation d'épaisseur dans la partie cladding InP:p. Pour ce faire, j'ai extrapolé les épaisseurs obtenues dans les zones obtenues par SAG à partir des épaisseurs maîtrisées et connues dans les zones hors SAG. A partir de ces données et du logiciel de calcul de mode optique Fimmwave, j'ai pu extraire les valeurs de confinement dans les puits Γ_{MQW} pour chacun des lasers. Le récapitulatif des épaisseurs calculées est présenté dans le Tableau 4.4.

Tableau 4.4 Récapitulatif des épaisseurs calculées des couches de la zone actives pour les zones obtenues par SAG à partir des données de la zone hors SAG.

Epaisseur (nm)	Laser @1515 nm (hors SAG)	Laser @1580 nm	Laser @1610 nm	Laser @1635 nm	Laser @1670 nm
SCH	68	75	85	90	100
Barrière	8	8,7	9,9	10,5	11,6
Puits	6	6,7	7,6	8,1	9
InP:p	2000	2240	2720	2800	3150
Γ_{MQW} (%)	5,8	6,7	8	8,8	9,9

Comme attendu, les valeurs de confinement augmentent pour les lasers émettant aux hautes longueurs d'onde, du fait de l'augmentation de l'épaisseur de la zone active.

La dégradation des performances pour les lasers de la bande L peut provenir de l'élargissement des puits qui s'accompagne de l'augmentation du confinement des niveaux supérieurs [158]. Ceci peut donc favoriser les recombinaisons non radiatives de ces niveaux. De plus, l'augmentation trop élevée de des épaisseurs des SCH et des barrières peut provoquer des pertes par injection.

Une deuxième piste explicative provient de l'augmentation de l'épaisseur d'InP:p. Cette dernière peut provoquer une forte augmentation de la résistance série, ce qui aura pour conséquence non seulement un échauffement du laser par effet Joule, mais également une augmentation du courant de seuil. Pour autant, un effet « roll-off » n'est pas observé ce qui ne semble pas corroborer un problème lié au comportement thermique des composants.

Toutefois, plusieurs pistes d'amélioration peuvent être envisagées. Tout d'abord, si l'on se projette sur la configuration offerte par la plateforme hybride III-V sur Si de notre laboratoire, le ruban III-V serait en vis-à-vis d'un guide Si enterré dans le BOX, comme schématisé en Figure 4.42. Dans cette configuration, le mode optique est qualifié d'hybride. Ce dernier est plus ou moins attiré dans le guide Si en fonction de sa largeur (t). De ce fait, il est possible d'ajuster la valeur du confinement dans les MQWs (Γ_{MQW}) en ajustant la largeur t du guide Si.

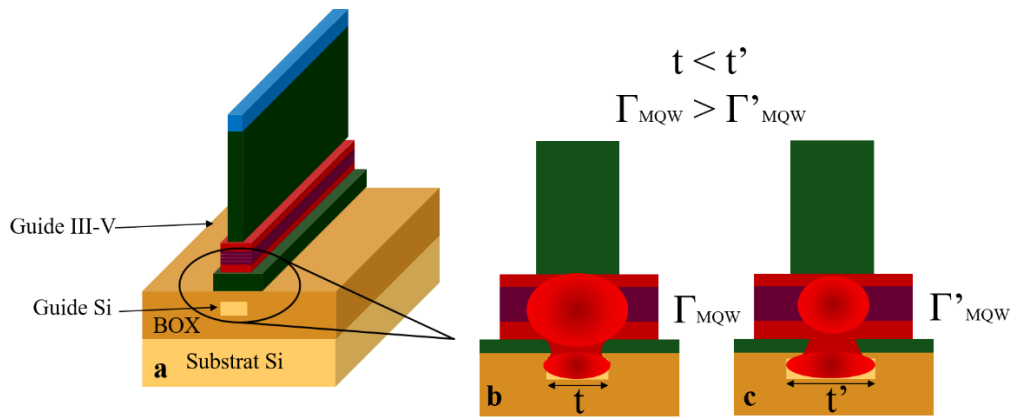


Figure 4.42 Approche hybride III-V sur Si de notre laboratoire : (a) vue d'ensemble d'un composant FP sur SOI ; (b) Configuration avec guide Si de largeur t ce qui induit un confinement dans la zone active Γ_{MQW} ; (c) Configuration avec guide Si de largeur t' ($t < t'$) induisant un confinement dans la zone active tel que : $\Gamma_{MQW} > \Gamma'_{MQW}$

De plus, les structures actives avaient été spécifiquement optimisées pour le centre de la bande C et non pour la bande L. Mais il reste possible de pousser plus loin encore le "design" de ces structures pour recentrer l'optimum de performance sur l'ensemble de la bande C+L, en particulier en repensant la répartition des épaisseurs de puits, donc en changeant de structure épitaxiée en référence.

Enfin, il est également possible de jouer sur des paramètres de croissance pour diminuer l'effet SAG durant la croissance de certaines couches, par exemple, la couche épaisse d'InP:p. En effet, comme expliqué en section 4.1.1, la SAG est un mode de croissance qui repose sur le phénomène de diffusion des espèces en phase gaz. En diminuant la pression à laquelle la croissance s'effectue, on peut diminuer les phénomènes de diffusion en phase gaz, et ainsi diminuer l'effet SAG au cours de l'épitaxie de la structure laser. Malgré les pistes d'amélioration, il n'en demeure pas moins que les performances obtenues en l'état sont très bonnes.

4.3.4.5 Comparaison avec l'état de l'art

L'état de l'art de la SAG sur InPoSi explicité en 4.2.1 est peu exhaustif. En effet, seuls les laboratoires NTT ont démontré des résultats lasers obtenus par SAG sur InPoSi. Or, comme explicité dans le Chapitre 3 et rappelé en section 4.2.1.2, ces lasers sont basés sur des structures à injection latérale. De ce fait, ces composants sont de très faibles dimensions, ce qui leur confère de très faibles courants de seuil et puissances de sortie. Ces structures ne sont donc pas directement comparables à nos composants lasers basés sur des structures à injection verticale.

Dans cette partie, nous nous focaliserons donc sur les performances obtenues sur nos lasers FP dans les zones hors SAG pour se comparer aux performances obtenues dans l'état de l'art. Nous avons explicité en Chapitre 3 la première démonstration de fonctionnement de laser FP obtenus par recroissance sur substrat InP/Si par les équipes de HP en collaboration avec UCSB [145], dont la structure est rappelée en Figure 4.43a. Cette structure est basée sur un ruban en BRS, présenté dans le Chapitre 1, favorable à la bonne tenue en température [159]. Nous nous intéresserons en particulier aux performances obtenues sur ces structures en régime continu. Les caractéristiques P-I en température sont présentées en Figure 4.43b sur des puces de 2 mm de long.

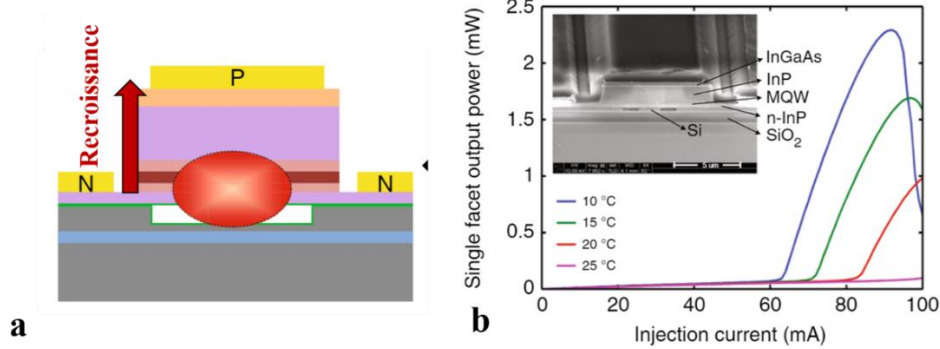


Figure 4.43 (a) Rappel de la structure du laser basé sur une jonction p-i-n verticale de 2 μm en recroissance sur InP/Si; (b) Caractéristiques en température mesurées en régime continu (d'après les travaux de Y. Hu *et. al* [145])

On observe des performances fortement dégradées en régime continu et en température, même à 25°C. De ce fait, à 20°C, les courants de seuil sont au-delà de 80 mA pour une puce de 2 mm de longueur. La dégradation observée sur les lasers des équipes HP-UCSB est attribuée à un surdopage de la couche InP:p ainsi qu'à des problèmes durant la fabrication, notamment sur des étapes de gravure. Les caractéristiques des lasers présentées en section 4.3.4.3 montrent une très bonne tenue en température de nos lasers, avec des puissances de sortie de l'ordre de 12 mW à 70°C en régime continu pour un courant d'injection de 200 mA (Tableau 4.3).

4.3.5 Synthèse

Dans cette partie, nous avons décrit la fabrication et la caractérisation de lasers de sources laser multi-longueurs d'onde en bande C+L obtenus par SAG sur substrat InPoSi. Les lasers sont basés sur des structures FP en shallow-ridge, dont le procédé de fabrication a été détaillé. Ce procédé de fabrication, développé initialement dans la filière III-V sur Si de notre laboratoire, démontre une grande reproductibilité. De plus, il a pu être mené sur des structures épitaxiées par SAG de manière totalement transparente. Enfin, nous avons caractérisé des barrettes de 500 μm de long comportant les lasers obtenus par SAG. Comme nous l'avons anticipé grâce au calibrage des structures actives obtenues par SAG sur InPoSi, développé en section 4.2.3, ces lasers couvrent une gamme spectrale de 155 nm de large. Ce résultat fait l'état de l'art puisque nous avons obtenu la plus grande plage spectrale à partir de structures III-V épitaxiées sur InPoSi.

Dans un second temps, des mesures des caractéristiques P-I en régime continu ont été menées à 20°C. Ces mesures ont montré de très bons des courants de seuil, avec un record de 20 mA obtenu pour le laser à 1515 nm. Pour les lasers émettant aux hautes longueurs d'onde (> 1625 nm), une dégradation des performances est observée et se traduit par une augmentation du courant de seuil et une diminution de la puissance de sortie. L'origine de cette dégradation a été investiguée par simulations des structures associées. En particulier, l'augmentation du confinement dans les puits qui peut induire une saturation du gain, et ainsi des pertes. Elle peut également être attribuée à l'augmentation de l'épaisseur des couches SCH pouvant augmenter les pertes par injection. Enfin, cette dégradation peut être attribuée à l'augmentation de l'épaisseur des couches dopées p ayant pour conséquence une augmentation des pertes par effet joule.

4.4 Conclusions

La SAG est un mode de croissance ayant un fort potentiel d'intégration de par l'extension en longueur d'onde qu'elle peut offrir en une seule épitaxie. Le système CWDM dont les zones à gain peuvent être obtenue par SAG est un exemple montrant toute la potentialité de cette approche. En contrepartie de ces avantages, la SAG repose sur la définition d'une unique structure active en termes de nombre de puits et de barrières pour l'ensemble des composants. Pour autant, la force d'intégration qu'elle permet présente un réel intérêt d'où la volonté de transférer ce savoir-faire à la plateforme d'intégration III-V sur Si par collage direct.

Pour ce faire, nous avons développé un nouveau procédé pour la SAG sur substrat InPoSi. Au lieu de déposer des masques diélectriques comme dans le procédé traditionnel, le nouveau procédé met en place des étapes de gravure de la couche d'InP de collage de manière à exposer la silice déjà présente dans le substrat InPoSi. Ce procédé permet de s'affranchir des limitations en épaisseur de l'approche traditionnelle en offrant la possibilité d'épitaxier une structure laser épaisse en une seule étape de croissance SAG.

La définition de structures de calibrage de la SAG ont permis l'analyse de ces dernières par mesures en μ -caractérisation : μ PL et μ DRX. Une extension en longueur d'onde de photoluminescence de 160 nm a été obtenue. Les épaisseurs et signaux de photoluminescence obtenues expérimentalement ont été confrontées aux données obtenues par simulation. Ces dernières ont montré une bonne corrélation sur les périodes {puits+barrière} prédites dans les zones SAG. En revanche, il y a des disparités entre les données de photoluminescence obtenues par μ PL et celles obtenues par simulation. Une étude complémentaire devra être menée afin d'extraire les paramètres de modélisation spécifiques aux conditions de croissance de notre nouveau réacteur CCS (en particulier les longueurs de diffusion D/k_s) pour limiter ces disparités.

Après la phase de calibrage, des structures lasers ont été épitaxiées entièrement par SAG sur InPoSi. À partir de ces structures, des lasers shallow-ridge ont été fabriqués par une procédure de fabrication comprenant une vingtaine d'étapes et 9 niveaux de lithographie. Pour une même barrette comprenant toutes les structures obtenues par SAG, une extension spectrale de 155 nm a été démontrée en régime continu, soit une extension plus de trois fois plus grande que celle obtenue par les équipes de NTT. Les caractéristiques P-I mesurées en régime continu ont montré des performances en courant de seuil, puissance et tenue en température qui font également l'état de l'art. Pour une barrette de 500 μ m de longueur, des courants de seuil de 20 mA ont été obtenus, avec une puissance de sortie pouvant aller jusqu'à 19 mW à 200 mA. Les lasers démontrent une tenue en température jusqu'à au moins 70°C, ce qui est là encore notablement supérieur à ce qui est démontré dans la littérature.

À la lumière de ce travail, nous pouvons dès à présent estimer les configurations SAG optimales pour un CWDM à 4 voire 8 longueurs d'onde, en particulier grâce aux courbes d'évolution du signal de photoluminescence de la zone active en fonction de la largeur des masques. La Figure 4.44 décrit en rouge la configuration à adopter pour obtenir les 4 sources lasers espacées de 20 nm entre 1510 et 1570 nm. Pour ce faire, on adopte des largeurs de masques de 2,5 à 12,5 μ m, la référence hors SAG étant fixée à une longueur d'onde de 1490 nm. Pour un système CWDM à 8 longueurs d'onde, on extrapole la pente que l'on obtiendrait avec une référence que l'on fixe à 1440 nm. Avec des largeurs de masques de 2,5 à 26 μ m, on peut couvrir l'extension en longueur de 140 nm en bande C pour 8 sources lasers espacées de 20 nm. À plus long terme, la perspective de ce travail serait de transposer ce savoir-faire sur substrat InP-SOI de manière à pouvoir bénéficier de toutes les fonctionnalités offertes par le SOI.

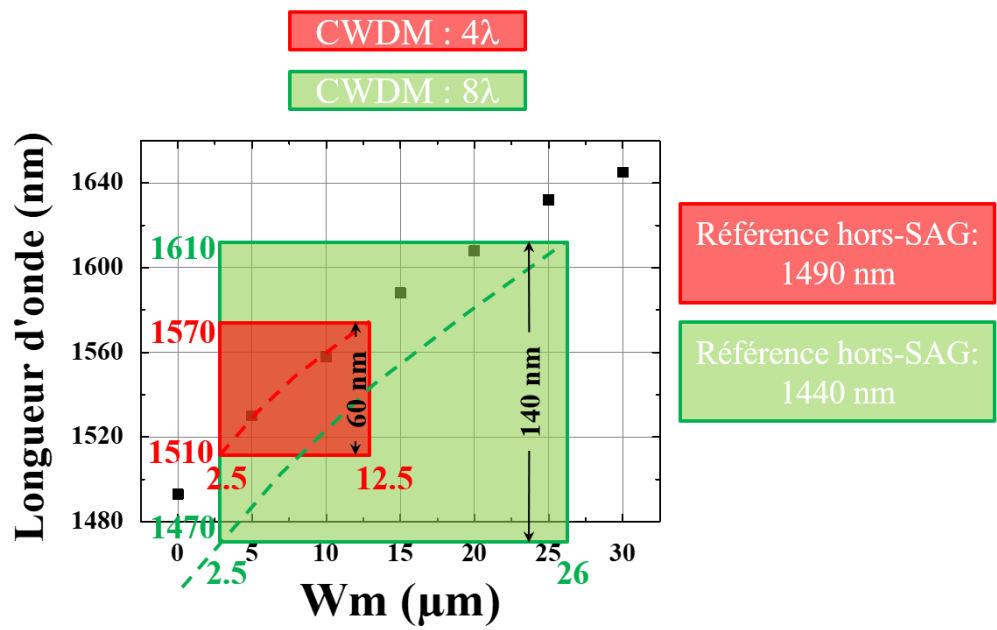


Figure 4.44 Longueur d'onde de photoluminescence en fonction de la largeur de masque destiné à la SAG : cas CWDM à 4 longueurs d'onde en rouge ; cas CWDM à 8 longueurs d'onde en vert

Conclusion générale

De grands travaux en épitaxie des semiconducteurs III-V ont permis aux premiers lasers à base de GaAs de voir le jour en 1962. Depuis lors, l'amélioration constante et les innovations apportées à la croissance de matériaux III-V ont abouti à d'importantes réalisations pour l'intégration photonique destinée aux télécommunications optiques, avec des PICs faisant appel à de multiples étapes de recroissance sur substrat InP. Pour autant, aujourd'hui demeurent encore de réelles problématiques adressées aux épitaxieurs. En particulier, la volonté de bénéficier des avancées majeures obtenues grâce aux propriétés des III-V en les combinant aux coûts offerts par la plateforme silicium fait l'objet d'une quête ultime depuis plus de trente ans : l'intégration de semiconducteurs III-V sur Si. Les approches actuelles d'intégration par croissance directe ou bien par collage ne permettent pas de bénéficier de tout le savoir-faire mature des deux familles de matériaux.

Ces travaux de thèse ont pour ambition de repousser les limites associées aux deux plateformes d'intégration actuelles. L'approche proposée consiste à faire la recroissance de matériaux III-V sur une fine couche d'InP collée sur SOI afin d'utiliser le substrat InP-SOI comme serait utilisé un substrat InP, avec tous les modes de recroissance avancés de la plateforme InP « classique ». Pour cette phase de validation, un substrat InP-SiO₂/Si (InPoSi) a été utilisé dans le cadre de ces travaux de thèse. Plusieurs résultats majeurs ont été obtenus :

1. L'étude de la stabilité en température du substrat InPoSi a montré l'apparition de défautivité de type bulles. Il s'agit de la première étude faisant état de ce phénomène pour une configuration de collage avec un oxyde épais à l'interface de collage. Plusieurs hypothèses explicatives ont été soulevées, mettant en cause l'augmentation de la pression partielle de l'hydrogène d'une part et la stabilité de la couche d'oxyde d'InP d'autre part. Deux procédés de dégazages ont été développés pour empêcher l'apparition de défautivité : l'utilisation de tranchées de dégazages espacées de 200 µm ou l'utilisation de VOCs de 5 x 5 µm² d'une profondeur de 40 µm.
2. Le développement de mode de préparation de surfaces avant le collage pour obtenir un substrat InPoSi MOVPE compatible sans qu'aucune structuration (tranchées, VOCs ou autre) ne soit nécessaire. Ce procédé fait l'objet d'un dépôt de brevet.
3. La contrainte thermique, induite par la différence de coefficients d'expansion thermique entre InP et Si a été évaluée pour la première fois dans l'état de l'art par mesure en temps réel de la courbure pendant la croissance sur InPoSi. Cette dernière s'élève à + 390 ppm.
4. La qualité cristalline d'une structure active à base de MQWs en AlGaInAs épitaxiée sur InPoSi a été validée par comparaison avec la même structure épitaxiée sur InP. Cette structure a également été validée sur substrat InP-SOI, ce qui donne la possibilité de faire bénéficier ce nouveau savoir-faire à la plateforme hybride III-V sur Si de notre laboratoire.
5. Malgré la contrainte thermique, une structure laser de 3 µm d'épaisseur a été validée sur InPoSi. Les performances d'un laser pavé basé sur cette structure sont similaires à celles obtenues pour le même composant fabriqué sur InP (courant de seuil, efficacité du laser, température caractéristique...). Ce résultat majeur prouve que cette configuration de collage permet la recroissance de structures III-V faisant plusieurs micromètres d'épaisseur après l'étape de collage dont la qualité est conforme à celle obtenue sur substrat InP.

6. La fabrication de lasers FP obtenus en une croissance par SAG a permis de couvrir une extension spectrale de 155 nm entre 1515 et 1670 nm. Ce résultat fait l'état de l'art. Pour une barrette de 500 μm de long, des courants de seuil en dessous de 30 mA à 20°C ont été obtenus en régime continu pour les lasers en bande C+L. A 70°C, les courants de seuil demeurent en dessous de 60 mA, ce qui traduit une très bonne tenue en température des lasers. Ces performances font également l'état de l'art.

Les travaux portant sur ce mode d'intégration ont débuté au III-V Lab il y a plusieurs années mais ont été accélérés dans le cadre de cette thèse, portée par des collaborations majeures avec le CEA-Leti et Laboratoire des Technologies de la Microélectronique. Des résultats faisant l'état de l'art ont été obtenus. A la lumière de ces résultats, de nombreuses perspectives peuvent être envisagées :

- Le résultat décrit au point 4 a permis de valider la possibilité de faire une recroissance sur InP-SOI. La suite de cette étude consiste à valider le couplage optique d'une structure III-V épitaxiée sur InP-SOI vers des guides Si dans le substrat SOI, en se comparant à la filière classique d'intégration III-V sur Si par collage du III-V Lab. Ce résultat amènerait la possibilité d'intégrer ces modes de recroissance sur des composants avancés qui bénéficieraient de toute la circuiterie optique offerte par le Si. Plusieurs exemples peuvent être cités :
 - Un système CWDM sur silicium pourrait être obtenus par SAG pour intégrer toutes les sections actives (lasers, modulateurs, amplificateur), à l'image du travail réalisé sur InP dans notre laboratoire (Figure 4.8), tout en combinant les sections passives réalisées dans le silicium (guide passif, multiplexeur) :

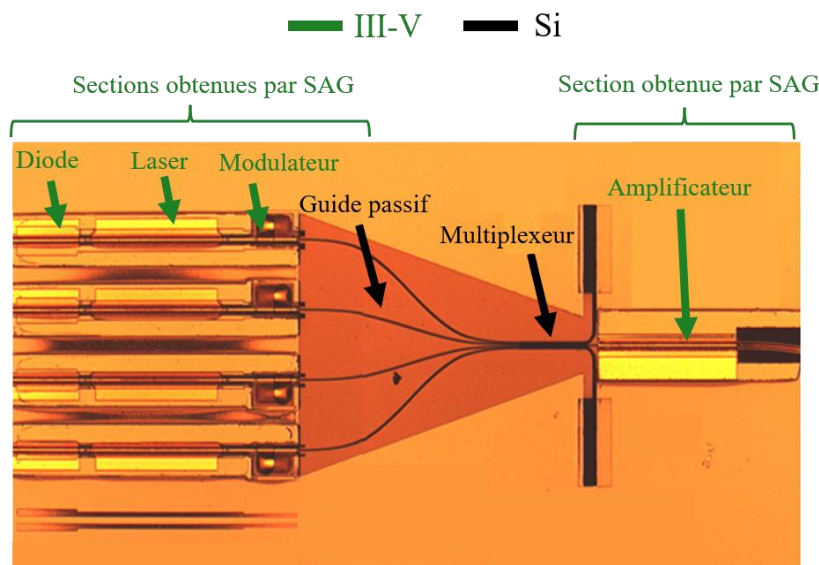


Figure 0.4 Système CWDM imaginé sur Si : sections diode, laser, modulateur et amplificateur en III-V obtenus par SAG et sections guide passif et multiplexeur dans le Si

- La structuration des rubans III-V non plus en shallow-ridge mais en SIBH pour améliorer le confinement optique dans la zone active ainsi que la tenue en température des composants :

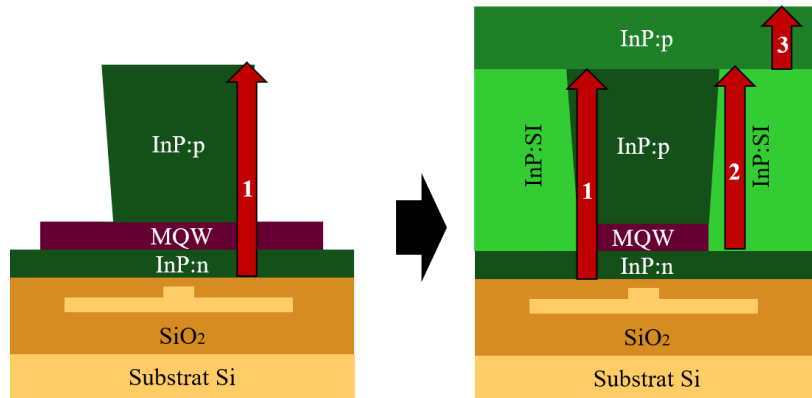


Figure 0.5 Perspective envisagée pour la structuration des rubans III-V dans la filière hybride de notre laboratoire de la structure shallow-ridge (1 seule étape de croissance) vers la structure SIBH (3 étapes de croissance)

- Le résultat décrit au point 5 permet d'ouvrir ce mode d'intégration III-V sur Si à d'autres applications. En particulier, la recroissance de n'importe quelle structure à l'accord de maille sur InP peut être envisagée, comme des structures photoniques pour réaliser des imageurs en InGaAs [160] :

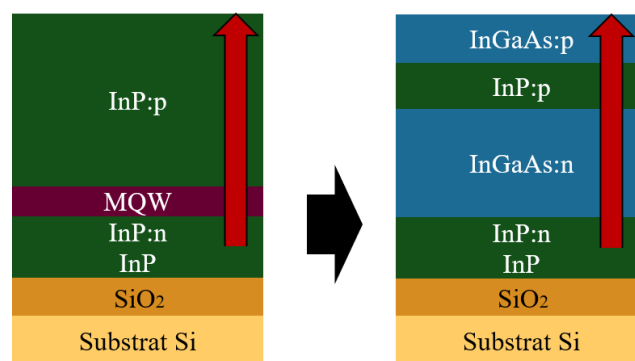


Figure 0.6 Perspective offerte par la possibilité de faire la recroissance de n'importe quelle structure à l'accord de maille sur InP sur substrat InPoSi : d'une structure laser vers une structure typique pour la réalisation d'un imageur

- Le résultat décrit au point 2 est compatible avec des procédés de fabrication de substrats InPoSi par Smart-Cut™. Ce dernier pourrait permettre de réutiliser le substrat InP et diminuer drastiquement les coûts de fabrication des composants :

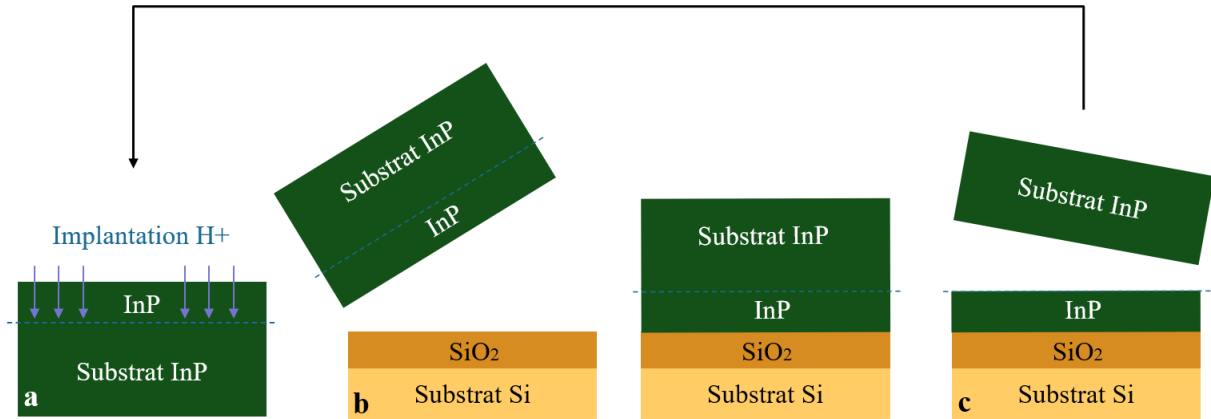


Figure 0.7 Procédé Smart-Cut utilisé pour la fabrication du substrat InPoSi MOVPE compatible : (a) Implantation ionique ; (b) Collage direct ; (c) Récupération du substrat InP

- L'ensemble de ces résultats sont également compatibles avec n'importe quelle configuration de collage direct, telle que l'approche par die-bonding. Cette dernière permettrait d'exploiter toute la surface offerte par un SOI en 300 mm :

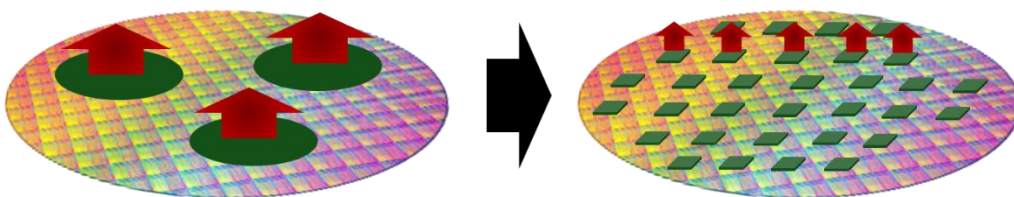


Figure 0.8 Perspective offerte par la possibilité d'appliquer la recroissance sur InPoSi dans n'importe quelle configuration de collage direct : du wafer-bonding vers le die-bonding

Bibliographie

- [1] J. Bardeen and B. Walter H, “Three-electrode circuit element utilizing semiconductive materials,” US2524035A, 1948.
- [2] N. Holonyak and I. A. Leskt, “Gallium-Arsenide Tunnel Diodes,” in *Proceedings of the IRE Solid-State Device Reseach Conference*, 1960, pp. 1405–1409.
- [3] N. Holonyak, “Semiconductor Alloy Lasers - 1962,” *IEEE J. Quantum Electron.*, vol. 23, no. 6, pp. 684–691, 1987.
- [4] H. Kroemer, “A proposed class of hetero-junction injection lasers,” in *Proceedings of the IEEE*, 1963, pp. 1782–1783.
- [5] M. Suzuki, Y. Noda, H. Tanaka, S. Akiba, and Y. Kushiro, “Monolithic Integration of InGaAsP /InP Distributed Feedback Laser and Electroabsorption Modulator by Vapor Phase Epitaxy,” *J. Light. Technol.*, vol. 5, no. 9, pp. 1277–1285, 1987.
- [6] M. Smit, K. Williams, and J. Van Der Tol, “Past, present, and future of InP-based photonic integration,” *APL Photonics*, vol. 4, no. 5, May 2019.
- [7] K. C. Kao and G. A. Hockham, “Dielectric-fibre surface waveguides for optical frequencies,” *Proc. IEEE*, vol. 113, no. 7, 1966.
- [8] W. A. Aonofof Keck Aefer C Schuffz, “Method of producing optical waveguide fibers,” US3711262A, 1970.
- [9] H. Kanamori, H. Yokota, G. Tanaka, M. Watanabe, Y. Asano, and S. Tanaka, “Transmission Characteristics and Reliability of Pure-Silica-Core Single-Mode Fibers,” *J. Light. Technol.*, vol. 4, no. 8, pp. 1144–1150, 1986.
- [10] B. Vacher, C. Le Moënne, and A. Kiyindou, *Communication et débat public : les réseaux numériques au service de la démocratie ?*, L’Harmattan. 2013.
- [11] M. K. Weldon, “The future X network,” in *The Future X Networks: A Bell Labs Perspective*, 2016.
- [12] Ericsson, “Mobility Report,” 2019. [Online]. Available: www.ericsson.com/mobility-report.
- [13] Département de la Communication Globale, “COVID-19 : l’ONU étend son aide aux réseaux télécoms sous tension,” 2020. <https://www.un.org/fr/coronavirus-covid-19-fr/covid-19-lonu-étend-son-aide-aux-réseaux-télécoms-sous-tension>.
- [14] Cisco, “White paper,” 2018.
- [15] L. Thylén, S. He, L. Wosinski, and D. Dai, “Moore’s Law for photonic integrated circuits,” *J. Zhejiang Univ. Sci.*, vol. 7, no. 12, pp. 1961–1967, Dec. 2006.
- [16] M. Lipson *et al.*, “Silicon Photonics Integration for Future Generation Optical Network,” in *European Conference on Optical Communication (ECOC)*, 2018, pp. 1–3.
- [17] A. Y. Liu and J. E. Bowers, “Photonic Integration with Epitaxial III-V on Silicon,” *IEEE J. Sel. Top. Quantum Electron.*, vol. 24, no. 6, 2018.
- [18] R. A. Soref and B. R. Bennett, “Electrooptical Effects in Silicon,” *IEEE J. Quantum Electron.*, vol. 23, no. 1, pp. 123–129, 1987.
- [19] B. Szlag *et al.*, “Multiple wavelength silicon photonic 200 mm R+D platform for 25Gb/s and above applications,” in *Proceedings of Photonics Europe Conference*, May 2015, vol. 9891, p. 98911C.

- [20] K. Noyce, “Microelectronics,” *Sci. Am.*, vol. 237, no. 3, pp. 62–69, 1977.
- [21] I. P. Kaminow, “Optical integrated circuits: A personal perspective,” *J. Light. Technol.*, vol. 26, no. 9, pp. 994–1004, May 2008.
- [22] H. Debrégeas-Sillard and C. Kazmierski, “Challenges and advances of photonic integrated circuits,” *Comptes Rendus Physique*, vol. 9, no. 9–10, pp. 1055–1066, Nov. 2008.
- [23] R. Nagarajan *et al.*, “InP photonic integrated circuits,” *IEEE J. Sel. Top. Quantum Electron.*, vol. 16, no. 5, pp. 1113–1125, Sep. 2010.
- [24] L. M. Augustin *et al.*, “InP-Based Generic Foundry Platform for Photonic Integrated Circuits,” *IEEE J. Sel. Top. Quantum Electron.*, vol. 24, no. 1, Jan. 2018.
- [25] C. Kazmierski *et al.*, “80Gb/s Multi-Level BPSK experiment with an InP Monolithic Source Based on Prefixed Optical Phase Switching,” in *26th International Conference on Indium Phosphide and Related Materials*, 2014, pp. 1–2.
- [26] S. Hurtt *et al.*, “The first commercial large-scale InP photonic integrated circuits: current status and performance,” in *65th Annual Device Research Conference*, 2007, pp. 183–183.
- [27] G. De Valicourt *et al.*, “Monolithic integrated InP transmitters using switching of prefixed optical phases,” *J. Light. Technol.*, vol. 33, no. 3, pp. 663–669, Feb. 2015.
- [28] J. Decobert, “Contribution à l’étude par épitaxie en phase vapeur aux organométalliques de matériaux (Al)GaInAs(P) sur InP pour composants opto et microélectroniques dans un réacteur multi-plaques expérimental,” Université des Sciences et Techniques de Lille, 1993.
- [29] C. H. Henry, “The origin of Quantum Well and Quantum Well Lasers,” in *Quantum Well Lasers*, P. S. Zory, Ed. Academic Press, 1993, pp. 1–16.
- [30] S. W. Corzine, R.-H. Yan, and L. A. Coldren, “Optical Gain in III-V Bulk and Quantum Well Semiconductors,” in *Quantum Well Lasers*, 1993, pp. 17–93.
- [31] P. J. A. Thijs, L. F. Tiemeijer, J. J. M. Binsma, and T. Van Dongen, “Progress in Long-Wavelength Strained-Layer InGaAs(P) Quantum-Well Semiconductor Lasers and Amplifiers,” *IEEE J. Quantum Electron.*, vol. 30, no. 2, 1994.
- [32] A. B. Massara, S. Yang, T. J. Houle, R. P. Thilakumara, R. V. Penty, and I. H. White, “Uncooled, 10Gb/s Operation of Two-Contact InGaAsP Lasers with Low Drive Current,” in *Optical Fiber Communication Conference (OFC)*, 2001, pp. 1–3.
- [33] M. Pantouvaki *et al.*, “Monolithically Integrated QCSE-tuned InGaAsP MQW ridge waveguide DBR laser,” in *Indium Phosphide and Related Materials Conference Proceedings (IPRM)*, 2006, pp. 1–2.
- [34] W. Kobayashi *et al.*, “Design and fabrication of 10-/40-Gb/s, uncooled electroabsorption modulator integrated DFB laser with butt-joint structure,” *J. Light. Technol.*, vol. 28, no. 1, pp. 164–171, Jan. 2010.
- [35] J. C. L. Yong, J. M. Rorison, and I. H. White, “1.3- μm Quantum-well InGaAsP, AlGaInAs, and InGaAsN laser material gain: A theoretical study,” *IEEE J. Quantum Electron.*, vol. 38, no. 12, pp. 1553–1564, Dec. 2002.
- [36] G. P. Agrawal and N. K. Dutta, “Semiconductor lasers,” in *Springer Series in Optical Sciences*, 2nd ed., Springer US, 1993, p. 132.
- [37] G. Binet, “Conception de transmetteurs 1,3 μm par épitaxie sélective en phase vapeur aux organo-métalliques,” Université Pierre et Marie Curie, 2016.

- [38] J. Minch, S. H. Park, T. Keating, and S. L. Chuang, "Theory and experiment of $\text{In}_{1-x}\text{Ga}_x\text{As}_y\text{P}_{1-y}$ and $\text{In}_{1-x-y}\text{Ga}_x\text{Al}_y\text{As}$ long-wavelength strained quantum-well lasers," *IEEE J. Quantum Electron.*, vol. 35, no. 5, pp. 771–782, May 1999.
- [39] N. Dupuis, "Intégration par épitaxie sélective d'un Modulateur Electro-Absorbant et d'un Amplificateur Optique à base de puits quantiques AlGaInAs," Université de Metz, 2008.
- [40] Y. Kawamura, Y. Noguchi, and H. Iwamura, "Lateral current injection InGaAs/InAlAs MQW lasers grown by GSMBE/LPE hybrid method," *Electron. Lett.*, vol. 29, no. 1, p. 102, 1993.
- [41] T. Okumura *et al.*, "Lateral current injection GaInAsP/InP laser on semi-insulating substrate for membrane-based photonic circuits," *Opt. Express*, vol. 17, no. 15, pp. 12564–12570, 2009.
- [42] E. Gaumont, C. Graver, J. L. Gentner, A. Pinquier, and G. Laube, "Butt Coupling Process For InP Based Photonic Integrated Circuits," in *Indium Phosphide and Related Materials (IPRM)*, 1996, pp. 1–3.
- [43] F. Lemaitre *et al.*, "Foundry Photonic Process Extension with Bandgap Tuning Using Selective Area Growth," *IEEE J. Sel. Top. Quantum Electron.*, vol. 25, no. 5, Sep. 2019.
- [44] R. Azoulay, N. Bouadma, J. C. Bouley, and L. Dugrand, "Selective MOCVD Epitaxy for Optoelectronic Devices," *J. Cryst. Growth*, vol. 55, no. 1, pp. 229–234, 1981.
- [45] J. Decobert, N. Dupuis, P. Y. Lagrée, and N. Lagay, "240 nm wide wavelength range of AlGaInAs MQWs selectively grown by MOVPE," in *20th International Conference on Indium Phosphide and Related Materials (IPRM)*, 2008, pp. 1–3.
- [46] J. Decobert, G. Binet, A. D. B. Maia, P.-Y. Lagrée, and C. Kazmierski, "AlGaInAs MOVPE selective area growth for photonic integrated circuits," *Adv. Opt. Technol.*, vol. 4, no. 2, pp. 167–177, Mar. 2015.
- [47] D. Carrara, "Étude et réalisation de sources photoniques intégrées sur InP pour les applications télécoms à hauts débits et à 1,55 μm ," Télécom SudParis et Université Pierre et Marie Curie, 2012.
- [48] V. Rustichelli *et al.*, "Monolithic integration of buried-heterostructures in a generic integrated photonic foundry process," *IEEE J. Sel. Top. Quantum Electron.*, vol. 25, no. 5, Sep. 2019.
- [49] H. Debregeas *et al.*, "TWDM-PON Burst Mode Lasers with Reduced Thermal Frequency Shift," *J. Light. Technol.*, vol. 36, no. 1, pp. 128–134, Jan. 2018.
- [50] M. N. Akram *et al.*, "The Effect of Barrier Composition on the Vertical Carrier Transport and Lasing Properties of 1.55- μm Multiple Quantum-Well Structures," *IEEE J. Quantum Electron.*, vol. 42, no. 7, pp. 713–724, Jul. 2006.
- [51] R. Soref, "The past, present, and future of silicon photonics," *IEEE J. Sel. Top. Quantum Electron.*, vol. 12, no. 6, pp. 1678–1687, Nov. 2006.
- [52] A. G. Rickman, G. T. Reed, and F. Namavar, "Silicon-on-Insulator Optical Rib Waveguide Loss and Mode Characteristics," *J. Light. Technol.*, vol. 12, no. 10, 1994.
- [53] A. E. J. Lim *et al.*, "Review of Silicon Photonics Foundry Efforts," *IEEE J. Sel. Top. Quantum Electron.*, vol. 20, no. 4, Jul. 2014.
- [54] A. Narasimha *et al.*, "A fully integrated 4x 10-Gb/s DWDM optoelectronic transceiver implemented in a standard 0.13 μm CMOS SOI technology," *IEEE J. Solid-State Circuits*, vol. 42, no. 12, pp. 2736–2744, Dec. 2007.
- [55] J. W. Matthews, "Defects associated with the accommodation of misfit between crystals," *J. Vac. Sci. Technol.*, vol. 12, no. 1, pp. 126–133, 1974.

- [56] R. Alcotte *et al.*, “Epitaxial growth of antiphase boundary free GaAs layer on 300 mm Si(001) substrate by metalorganic chemical vapour deposition with high mobility,” *APL Mater.*, vol. 4, no. 4, Apr. 2016.
- [57] S. F. Fang *et al.*, “Gallium arsenide and other compound semiconductors on silicon,” *J. Appl. Phys.*, vol. 68, no. 7, 1990.
- [58] B. Kunert, Y. Mols, M. Baryshnikova, N. Waldron, A. Schulze, and R. Langer, “How to control defect formation in monolithic III/V hetero-epitaxy on (100) Si? A critical review on current approaches,” *Semicond. Sci. Technol.*, vol. 33, no. 9, Aug. 2018.
- [59] J. Wang *et al.*, “Defect reduction in GaAs/Si film with InAs quantum-dot dislocation filter grown by metalorganic chemical vapor deposition,” *Chinese Phys. B*, vol. 24, no. 2, 2015.
- [60] J. C. Norman *et al.*, “A review of high-performance quantum dot lasers on silicon,” *IEEE J. Quantum Electron.*, vol. 55, no. 2, pp. 1–11, Apr. 2019.
- [61] J. Z. Li, J. Bai, C. Major, M. Carroll, A. Lochtefeld, and Z. Shellenbarger, “Defect reduction of GaAs/Si epitaxy by aspect ratio trapping,” *J. Appl. Phys.*, vol. 103, no. 10, 2008.
- [62] R. Cipro *et al.*, “Low defect InGaAs quantum well selectively grown by metal organic chemical vapor deposition on Si(100) 300 mm wafers for next generation non planar devices,” *Appl. Phys. Lett.*, vol. 104, no. 26, 2014.
- [63] V. K. Yang, M. Groenert, C. W. Leitz, A. J. Pitera, M. T. Currie, and E. A. Fitzgerald, “Crack formation in GaAs heteroepitaxial films on Si and SiGe virtual substrates,” *J. Appl. Phys.*, vol. 93, no. 7, pp. 3859–3865, Apr. 2003.
- [64] Y. Chriqui, “Intégration monolithique sur silicium d’émetteurs de lumière à base de GaAs par épitaxie en phase vapeur aux organométalliques sur pseudo-substrat de Ge/Si,” Université Paris VI, 2005.
- [65] R. Cipro, “Épitaxie en phase vapeur aux organométalliques et caractérisation de semi-conducteurs III-As sur substrat silicium dans une plateforme microélectronique,” Université Grenoble Alpes, 2016.
- [66] E. L. Warren, A. E. Kibbler, R. M. France, A. G. Norman, P. Stradins, and W. E. McMahon, “Growth of antiphase-domain-free GaP on Si substrates by metalorganic chemical vapor deposition using an in situ AsH₃ surface preparation,” *Appl. Phys. Lett.*, vol. 107, no. 8, Aug. 2015.
- [67] R. Alcotte, “Épitaxie en phase vapeur aux organométalliques de semi-conducteurs III-As sur substrat silicium et formation de contacts ohmiques pour les applications photoniques et RF sur silicium,” Université Grenoble Alpes, 2018.
- [68] Q. Li, K. W. Ng, and K. M. Lau, “Growing antiphase-domain-free GaAs thin films out of highly ordered planar nanowire arrays on exact (001) silicon,” *Appl. Phys. Lett.*, vol. 106, no. 7, Feb. 2015.
- [69] J. F. Geisz, J. M. Olson, D. J. Friedman, K. M. Jones, R. C. Reedy, and M. J. Romero, “Lattice-matched GaNPAs-on-silicon tandem solar cells,” in *Conference Record of the IEEE Photovoltaic Specialists Conference*, 2005, pp. 695–698.
- [70] B. Kunert, K. Volz, J. Koch, and W. Stolz, “Direct-band-gap Ga(NAsP)-material system pseudomorphically grown on GaP substrate,” *Appl. Phys. Lett.*, vol. 88, no. 18, May 2006.
- [71] S. Liebich *et al.*, “Laser operation of Ga(NAsP) lattice-matched to (001) silicon substrate,” *Appl. Phys. Lett.*, vol. 99, no. 7, Aug. 2011.
- [72] A. Y. Liu *et al.*, “Electrically pumped continuous wave 1.3 μm quantum dot lasers epitaxially grown on on-axis (001) Si,” *Opt. Lett.*, vol. 42, no. 2, pp. 338–341, 2017.

- [73] Y. Arakawa and A. Yariv, "Quantum Well Lasers-Gain, Spectra, Dynamics," *IEEE J. Quantum Electron.*, vol. QE-22, no. 9, 1986.
- [74] N. Kirstaedter *et al.*, "Low threshold, large T0 injection laser emission from (InGa)As quantum dots," *Electron. Lett.*, vol. 90, no. 17, pp. 1416–1417, 1994.
- [75] D. Bimberg and U. W. Pohl, "Quantum dots: Promises and accomplishments," *Mater. Today*, vol. 14, no. 9, pp. 388–397, 2011.
- [76] T. Kageyama *et al.*, "Extremely high temperature (220°C) continuous-wave operation of 1300-nm-range quantum-dot lasers," *2011 Conf. Lasers Electro-Optics Eur. 12th Eur. Quantum Electron. Conf. CLEO Eur. 2011*, vol. 1163, no. 1999, p. 1999, 2011.
- [77] Y. Arakawa, T. Nakamura, and J. Kwoen, "Quantum dot lasers for silicon photonics," in *Semiconductors and Semimetals*, vol. 101, Academic Press Inc., 2019, pp. 91–138.
- [78] A. Y. Liu, S. Srinivasan, J. Norman, A. C. Gossard, and J. E. Bowers, "Quantum dot lasers for silicon photonics [Invited]," *Photonics Res.*, vol. 3, no. 5, pp. B1–B9, Oct. 2015.
- [79] B. Shi, S. Zhu, Q. Li, and K. M. Lau, "1.5 μm Room-Temperature Electrically Pumped Quantum Dot Lasers Monolithically Grown on Exact (001) Si," in *2018 IEEE International Semiconductor Laser Conference (ISLC)*, 2018, pp. 1–2.
- [80] S. Liu *et al.*, "High-Performance O-band Quantum-Dot Semiconductor Optical Amplifiers Directly Grown on a CMOS Compatible Silicon Substrate," *ACS Photonics*, vol. 6, no. 10, pp. 2523–2529, Sep. 2019.
- [81] S. Chen *et al.*, "Electrically pumped continuous-wave 1.3 μm InAs / GaAs quantum dot lasers monolithically grown on on-axis Si (001) substrates," *Opt. Express*, vol. 25, no. 5, pp. 4632–4639, 2017.
- [82] Y. Wan *et al.*, "Tunable quantum dot lasers grown directly on silicon," *Optica*, vol. 6, no. 11, pp. 1394–1400, Nov. 2019.
- [83] J. E. Bowers and A. Y. Liu, "A comparison of four approaches to photonic integration," in *2017 Optical Fiber Communications Conference and Exhibition, OFC 2017 - Proceedings*, May 2017.
- [84] J. C. Norman, D. Jung, Y. Wan, and J. E. Bowers, "Perspective: The future of quantum dot photonic integrated circuits," *APL Photonics*, 2018.
- [85] M. Sugo, H. Mori, Y. Itoh, Y. Sakai, and M. Tachikawa, "1.5 μm -long-wavelength multiple quantum well laser on a Si substrate," *Jpn. J. Appl. Phys.*, vol. 30, no. 12B, pp. 3876–3878, 1991.
- [86] T. Yamada, M. Tachikawa, T. Sasaki, H. Mori, and Y. Kadota, "7000 h continuous wave operation of multiple quantum well laser on Si at 50 °C," *Appl. Phys. Lett.*, vol. 70, no. 12, pp. 1614–1615, Mar. 1997.
- [87] S. Zhu, B. Shi, Q. Li, and K. M. Lau, "Room-temperature electrically-pumped 1.5 μm InGaAs/InAlGaAs laser monolithically grown on on-axis (001) Si," *Opt. Express*, vol. 26, no. 11, p. 14514, May 2018.
- [88] B. Shi, H. Zhao, L. Wang, B. Song, S. T. Suran Brunelli, and J. Klamkin, "Continuous-wave electrically pumped 1550 nm lasers epitaxially grown on on-axis (001) silicon," *Optica*, vol. 6, no. 12, p. 1507, Dec. 2019.
- [89] D. Jung, P. G. Callahan, B. Shin, K. Mukherjee, A. C. Gossard, and J. E. Bowers, "Low threading dislocation density GaAs growth on on-axis GaP/Si (001)," *J. Appl. Phys.*, vol. 122, no. 22, p. 225703, 2017.
- [90] Y. Shi *et al.*, "Optical pumped InGaAs/GaAs nano-ridge laser epitaxially grown on a standard 300-mm Si wafer," *Optica*, vol. 4, no. 12, pp. 1468–1473, Dec. 2017.

- [91] M. Paladugu *et al.*, “Site selective integration of III-V materials on Si for nanoscale logic and photonic devices,” *Cryst. Growth Des.*, vol. 12, no. 10, pp. 4696–4702, Oct. 2012.
- [92] Y. Han, Z. Yan, W. K. Ng, Y. Xue, K. S. Wong, and K. M. Lau, “Bufferless 1.5 μm III-V lasers grown on Si-photonics 220 nm silicon-on-insulator platforms,” *Optica*, vol. 7, no. 2, pp. 148–153, Feb. 2020.
- [93] H. Schmid *et al.*, “Template-assisted selective epitaxy of III-V nanoscale devices for co-planar heterogeneous integration with Si,” *Appl. Phys. Lett.*, vol. 106, no. 23, p. 233101, Jun. 2015.
- [94] S. Mauthe *et al.*, “Ultra-Thin III-V Photodetectors Epitaxially Integrated on Si with Bandwidth Exceeding 25 GHz,” in *Optical Fiber Communication Conference (OFC)*, 2020, pp. 1–3.
- [95] C. Shang *et al.*, “Low-Threshold Epitaxially Grown 1.3- μm InAs Quantum Dot Lasers on Patterned (001) Si,” *IEEE J. Sel. Top. Quantum Electron.*, vol. 25, no. 6, Nov. 2019.
- [96] C. Rauer, “Collage de silicium et d’oxyde de silicium : mécanismes mis en jeu,” Université Grenoble Alpes, 2016.
- [97] A. W. Fang, H. Park, O. Cohen, R. Jones, M. J. Paniccia, and J. E. Bowers, “Electrically pumped hybrid AlGaInAs-silicon evanescent laser,” *Opt. Express*, vol. 14, no. 20, pp. 9203–9210, 2006.
- [98] R. Blum, “Scaling the Compute and High Speed Networking Needs of the Data Center with Silicon Photonics,” in *43th European Conference on Optical Communication (ECOC 2017)*, 2017, pp. 1–3.
- [99] H. Elfaiki *et al.*, “Ultra Wide Hybrid III-V On Silicon Tunable Laser,” in *European Conference on Optical Communication, ECOC*, 2019, pp. 1–3.
- [100] H. Elfaiki, “Transceivers cohérents (PDM-IQ) intégrant des lasers et des amplificateurs en III-V sur silicium pour les transmissions à 400 Gb/s,” Université Paris-Saclay, 2020.
- [101] Antonin Gallet, “Hybrid III-V/Si lasers for optical communications,” Université Paris-Saclay, 2019.
- [102] L. Sanchez, F. Fournel, B. Montmayeul, L. Bally, B. Szlag, and L. Adelmini, “Collective Die Direct Bonding for Photonic on Silicon,” *ECS Trans.*, vol. 86, no. 5, pp. 223–231, Sep. 2018.
- [103] C. Zhang, S. Zhang, J. D. Peters, and J. E. Bowers, “ $8 \times 8 \times 40$ Gbps fully integrated silicon photonic network on chip,” *Optica*, vol. 3, no. 7, pp. 785–786, Jul. 2016.
- [104] M. A. Meitl *et al.*, “Transfer printing by kinetic control of adhesion to an elastomeric stamp,” *Nat. Mater.*, vol. 5, no. 1, pp. 33–38, 2006.
- [105] E. Menard, K. J. Lee, D. Y. Khang, R. G. Nuzzo, and J. A. Rogers, “A printable form of silicon for high performance thin film transistors on plastic substrates,” *Appl. Phys. Lett.*, vol. 84, no. 26, pp. 5398–5400, Jun. 2004.
- [106] R. Katsumi, Y. Ota, M. Kakuda, S. Iwamoto, and Y. Arakawa, “Transfer-printed single-photon sources coupled to wire waveguides,” *Optica*, vol. 5, no. 6, p. 691, Jun. 2018.
- [107] J. Zhang *et al.*, “III-V-on-Si photonic integrated circuits realized using micro-transfer-printing,” *APL Photonics*, vol. 4, no. 11, p. 110803, Nov. 2019.
- [108] J. Juvert *et al.*, “Integration of etched facet, electrically pumped, C-band Fabry-Pérot lasers on a silicon photonic integrated circuit by transfer printing,” *Opt. Express*, vol. 26, no. 17, pp. 21443–21454, Aug. 2018.
- [109] J. Zhang *et al.*, “Transfer-printing-based integration of a III-V-on-silicon distributed feedback laser,” *Opt. Express*, vol. 26, no. 7, pp. 8821–8830, Apr. 2018.

- [110] F. Fournel, C. Morales, L. Libralesso, H. Moriceau, F. Rieutord, and C. Ventosa, "Hydrophilic low-temperature direct wafer bonding," *J. Appl. Phys.*, vol. 104, no. 12, p. 123524, 2008.
- [111] C. Ventosa *et al.*, "Mechanism of Thermal Silicon Oxide Direct Wafer Bonding," *Electrochem. Solid-State Lett.*, vol. 12, no. 10, pp. H373–H375, 2009.
- [112] C. Ventosa, "Étude des mécanismes mis en jeu dans le collage direct de surfaces hydrophiles," Université Grenoble Alpes, 2009.
- [113] F. Fournel *et al.*, "Water Stress Corrosion in Bonded Structures," *ECS J. Solid State Sci. Technol.*, vol. 4, no. 5, pp. P124–P130, 2015.
- [114] M. El Bouabdellati and B. Etude, "Étude par spectroscopie DLTS des structures formées sur InP(n) par oxydation plasma," Université de Metz, 1994.
- [115] G. P. Schwartz, "Analysis of native oxide films and oxide-substrate reactions on III–V semiconductors using thermochemical phase diagrams," *Thin Solid Films*, vol. 103, no. 1–3, pp. 3–16, 1983.
- [116] J. F. Wager, W. H. Makky, C. W. Wilmsen, and L. G. Meiners, "Oxidation of InP in a plasma-enhanced chemical vapor deposition reactor," *Thin Solid Films*, vol. 95, no. 4, pp. 343–350, 1982.
- [117] J. F. Wager and C. W. Wilmsen, "Plasma-enhanced chemical vapor deposited SiO₂/InP interface," *J. Appl. Phys.*, vol. 53, no. 8, pp. 5789–5797, 1982.
- [118] F. Fournel, H. Moriceau, and R. Beneyton, "Low Temperature Void Free Hydrophilic or Hydrophobic Silicon Direct Bonding," *ECS Trans.*, vol. 3, no. 6, pp. 139–146, 2006.
- [119] D. Liang and J. E. Bowers, "Highly efficient vertical outgassing channels for low-temperature InP-to-silicon direct wafer bonding on the silicon-on-insulator substrate," *J. Vac. Sci. Technol. B Microelectron. Nanom. Struct.*, vol. 26, no. 4, p. 1560, 2008.
- [120] S. Vincent, I. Radu, D. Landru, F. Letertre, and F. Rieutord, "A model of interface defect formation in silicon wafer bonding," *Appl. Phys. Lett.*, vol. 94, no. 10, 2009.
- [121] J.-F. Wager and C. W. Wilmsen, *Physics and Chemistry of III-V Compound Semiconductor Interfaces*. 1985.
- [122] J. M. Ramirez *et al.*, "III-V-on-Silicon Integration: From Hybrid Devices to Heterogeneous Photonic Integrated Circuits," *IEEE J. Sel. Top. Quantum Electron.*, vol. 26, no. 2, pp. 1–13, 2019.
- [123] S. Mack, H. Baumann, and U. Gösele, "Gas development at the interface of directly bonded silicon wafers: Investigation on silicon-based pressure sensors," *Sensors Actuators, A Phys.*, vol. 56, no. 3, pp. 273–277, Sep. 1996.
- [124] D. L. Griscom, "Thermal bleaching of x-ray-induced defect centers in high purity fused silica by diffusion of radiolytic molecular hydrogen," *J. Non. Cryst. Solids*, vol. 68, no. 2–3, pp. 301–325, 1984.
- [125] K. Matsumoto *et al.*, "Thermal treatment for preventing void formation on directly-bonded InP/Si interface," *Jpn. J. Appl. Phys.*, vol. 55, no. 11, p. 116502, 2016.
- [126] C. Zhang, D. Liang, and J. E. Bowers, "MOCVD Regrowth of InP on Hybrid Silicon Substrate," *ECS Solid State Lett.*, vol. 2, no. 11, pp. Q82–Q86, Aug. 2013.
- [127] H. M. Manasevit, "The Use of MetalOrganics in the Preparation of Semiconductor Materials: Growth On Insulating Substrates," *J. Cryst. Growth*, vol. 13–14, pp. 306–314, 1972.

- [128] A. Fontcuberta i Morral, J. M. Zahler, H. A. Atwater, S. P. Ahrenkiel, and M. W. Wanlass, "InGaAs/InP double heterostructures on InP/Si templates fabricated by wafer bonding and hydrogen-induced exfoliation," *Appl. Phys. Lett.*, vol. 83, no. 26, pp. 5413–5415, Dec. 2003.
- [129] K. Takeda, S. Matsuo, T. Fujii, K. Hasebe, T. Sato, and T. Kakitsuka, "Epitaxial growth of InP to bury directly bonded thin active layer on SiO₂/Si substrate for fabricating distributed feedback lasers on silicon," *IET Optoelectron.*, vol. 9, no. 4, pp. 151–157, 2015.
- [130] J. H. Van Der Merwe, "Crystal interfaces. Part II. Finite overgrowths," *J. Appl. Phys.*, vol. 34, no. 1, pp. 123–127, 1963.
- [131] J. W. Matthews and A. E. Blakeslee, "Defects in epitaxial multilayers: I. Misfit dislocations," *J. Cryst. Growth*, vol. 27, pp. 118–125, Dec. 1974.
- [132] R. H. M. Van De Leur, A. J. G. Schellingerhout, F. Tuinstra, and J. E. Mooij, "Critical thickness for pseudomorphic growth of Si/Ge alloys and superlattices," *J. Appl. Phys.*, vol. 64, no. 6, pp. 3043–3050, 1988.
- [133] B. Szegal *et al.*, "Hybrid III–V/Silicon Technology for Laser Integration on a 200-mm Fully CMOS-Compatible Silicon Photonics Platform," *IEEE J. Sel. Top. Quantum Electron.*, vol. 25, no. 5, pp. 1–10, Mar. 2019.
- [134] J. C. Bean, L. C. Feldman, A. T. Fiory, S. Nakahara, and I. K. Robinson, "Ge_xSi_{1-x}/Si strained-layer superlattice grown by molecular beam epitaxy," *J. Vac. Sci. Technol. A Vacuum, Surfaces, Film.*, vol. 2, no. 2, pp. 436–440, Apr. 1984.
- [135] J. H. Klootwijk and C. E. Timmering, "Merits and limitations of circular TLM structures for contact resistance determination for novel III-V HBTs," in *Proceedings of IEEE 2004 Int. Conference on Microelectronic Test Structures*, Jul. 2004, pp. 247–252.
- [136] T. Lin, L. Jiang, X. Wei, G. H. Wang, G. Z. Zhang, and X. Y. Ma, "Growth of heavily Zn-doped InGaAs at low temperature by LP-MOCVD," *J. Cryst. Growth*, vol. 261, no. 4, pp. 490–495, Feb. 2004.
- [137] J. R. Marciante and G. P. Agrawal, "Nonlinear Mechanisms of Filamentation in Broad-Area Semiconductor Lasers," *IEEE J. Quantum Electron.*, vol. 32, no. 4, pp. 590–596, 1996.
- [138] T. Fujii, H. Nishi, K. Takeda, E. Kanno, and K. Hasebe, "1.3- μ m Directly Modulated Membrane Laser Array Employing Epitaxial Growth of InGaAlAs MQW on InP/SiO₂/Si Substrate," in *ECOC 2016 - Post Deadline Paper; 42nd European Conference on Optical Communication*, 2016, pp. 1–3.
- [139] H. Sugiyama *et al.*, "MOVPE grown GaInAsP/GaInAsP SCH-MQW laser diode on directly-bonded InP/Si substrate," *J. Cryst. Growth*, vol. 507, pp. 93–97, Feb. 2019.
- [140] T. Aihara *et al.*, "Membrane III-V/Si DFB laser with width modulated silicon waveguide for narrowing linewidth," in *Proceedings of the 45th European Conference On Optical Communications (ECOC)*, 2019, pp. 1–3.
- [141] S. Matsuo, T. Fujii, K. Hasebe, K. Takeda, T. Sato, and T. Kakitsuka, "Directly modulated buried heterostructure DFB laser on SiO₂/Si substrate fabricated by regrowth of InP using bonded active layer," *Opt. Express*, vol. 22, no. 10, p. 12139, May 2014.
- [142] S. Matsuo, "High-performance lasers on InP-SOI platform," in *2017 Optical Fiber Communications Conference and Exhibition (OFC)*, 2017, pp. 1–3.
- [143] Y. Baumgartner *et al.*, "CMOS-Compatible Hybrid III-V/Si Photodiodes Using a Lateral Current Collection Scheme," in *2018 European Conference on Optical Communication (ECOC)*, 2018, pp. 1–3.

- [144] A. Mircea *et al.*, “The growth and characterization of device quality InP/ Ga_{1-x}In_xAs_yP_{1-y} double heterostructures by atmospheric-pressure MOVPE using trimethylindium,” *J. Electron. Mater.*, vol. 15, no. 4, pp. 205 – 213, 1986.
- [145] Y. Hu *et al.*, “III/V-on-Si MQW lasers by using a novel photonic integration method of regrowth on a bonding template,” *Light Sci. Appl.*, vol. 8, no. 1, pp. 1–9, 2019.
- [146] M. N. Sysak *et al.*, “Experimental and theoretical thermal analysis of a Hybrid Silicon Evanescent Laser References and links,” 2007.
- [147] A. W. Fang, H. Park, R. Jones, O. Cohen, M. J. Paniccia, and J. E. Bowers, “A continuous-wave hybrid AlGaInAs - Silicon evanescent laser,” *IEEE Photonics Technol. Lett.*, vol. 18, no. 10, pp. 1143–1145, May 2006.
- [148] M. Buffolo *et al.*, “Degradation mechanisms of heterogeneous III-V/Silicon loop-mirror laser diodes for photonic integrated circuits,” *Microelectron. Reliab.*, vol. 88–90, pp. 855–858, Sep. 2018.
- [149] C. Jany *et al.*, “Semi-Insulating Buried Heterostructure 1.55 μ m InGaAlAs Electro- absorption Modulated Laser with 60GHz Bandwidth,” in *European Conference on Optical Communication, ECOC*, 2007, pp. 1–3.
- [150] N. Dupuis *et al.*, “10-Gb/s AlGaInAs Colorless Remote Amplified Modulator by Selective Area Growth for Wavelength Agnostic Networks,” *IEEE Photonics Technol. Lett.*, vol. 20, no. 21, pp. 1808–1810, 2008.
- [151] B. J. Thompson, *Coarse Wavelength Division Multiplexing: Technologies and Applications*, CRC Press. 2007.
- [152] H. Debrégeas *et al.*, “Selective-area-growth technology for flexible active building blocks,” in *Integrated Photonics Research, Silicon and Nanophotonics 2012*, 2012, pp. 4–6.
- [153] S. Keiichi, Matsumoto; Xinxin, Zhang; Yoshinori, Kanaya; Kazuhiko, “Selective MOVPE growth of GaInAs/InP MQW on directly-bonded InP/Si substrate,” *Phys. Status Solidi C*, vol. 10, no. 11, pp. 1357–1360, 2013.
- [154] T. Fujii *et al.*, “Wide-Wavelength Range Membrane Laser Array Using Selectively Grown InGaAlAs MQWs on InP-on-insulator,” in *Proceedings of European Conference on Optical Communication (ECOC)*, 2019, pp. 1–3.
- [155] J. Décobert, R. Guillaumet, C. Mocuta, G. Carbone, and H. Guerault, “Structural characterization of selectively grown multilayers with new high angular resolution and sub-millimeter spot-size x-ray diffractometer,” *J. Cryst. Growth*, vol. 370, pp. 154–156, May 2013.
- [156] “Selective-area low-pressure MOCVD of GaInAsP and related materials on planar InP substrates,” *Semicond. Sci. Technol.*, vol. 8, no. 6, pp. 998–1010, 1993.
- [157] R. Guillaumet, “Simulation et caractérisation de l'épitaxie sélective en phase vapeur aux organo-métalliques pour la réalisation de circuits photoniques intégrés,” Université européenne de Bretagne, 2012.
- [158] S. W. Corzine, L. Coldren, and M. Mashanovitch, *Diode Lasers and Photonic Integrated Circuits*, Wiley. 1995.
- [159] S. R. Jain, Y. Tang, H. W. Chen, M. N. Sysak, and J. E. Bowers, “Integrated hybrid silicon transmitter,” *J. Light. Technol.*, vol. 30, no. 1, pp. 1–8, 2012.
- [160] F. Le Goff, “Intégration de matériaux semi-conducteurs III-V dans des filières de fabrication silicium avancées pour imagerie proche infrarouge,” Université de Strasbourg, 2017.

Valorisation scientifique

Publications dans des journaux en premier auteur :

1. C. Besancon *et al.*, “Epitaxial Growth of High-Quality AlGaInAs-Based Active Structures on a Directly Bonded InP-SiO₂/Si Substrate,” *Physica Status Solidi (A) Applications and Materials Science Phys.*, vol. 217, no. 3, p. 190052, Feb. 2020.
2. C. Besancon *et al.*, “Kinetic study of hydrogen lateral diffusion at high temperature in a directly-bonded InP-SiO₂/Si substrate,” *Nanotechnology*, vol. 31, no. 13, p. 135205, Mar. 2020.
3. C. Besancon *et al.*, “Comparison of AlGaInAs-Based Laser Behavior Grown on Hybrid InP-SiO₂/Si and InP Substrates,” *IEEE Photonics Technol. Lett.*, vol. 32, no. 8, pp. 469–472, Apr. 2020.

Présentations orales en conférence :

1. C. Besancon *et al.*, “High-quality Epitaxial Growth of AlGaInAs-based Active Structure on a Directly-Bonded InP-Si Substrate,” in *2019 Compound Semiconductor Week (CSW)*, 2019, pp. 1–2.
2. C. Besancon *et al.*, “Hydrophilic Direct Bonding of InP onto SiO₂/Si for MOVPE Regrowth Applications: Kinetic Study of the Hydrogen Lateral Diffusion at High Temperature,” in *WaferBond’19*, 2019, pp. 1–2.
3. C. Besancon *et al.*, “Fabry Perot Laser Arrays Covering C+L Band Obtained by Selective Area Growth on InP-SiO₂/Si Substrate,” in *Conference on Lasers and Electro-Optics Europe (CLEO)*, 2020, pp. 1–2.
4. C. Besancon *et al.*, “Laser Array covering 155 nm Wide Spectral Band achieved by Selective Area Growth on Silicon Wafer”, in *European Conference on Optical Communication (ECOC)*, 2020 (*accepted*)

Brevets :

Deux dépôts de brevets soumis en 2019

Titre : Intégration hybride de sources laser III-V sur Si par collage direct et recroissance pour les télécommunications à haut débit

Mots clés : Epitaxie, MOVPE, III-V/Si, Photonique sur Si, Collage direct, Croissance sélective

Ce travail présente une approche d'intégration de semiconducteurs III-V sur silicium. L'objectif est de réaliser des sources laser multi-longueur d'onde émettant en bande C pour les télécommunications optiques à partir d'une croissance épaisse de matériaux III-V sur fine couche d'InP collée sur silicium oxydé ($\text{InP-SiO}_2/\text{Si} = \text{InPoSi}$).

Afin d'étudier la compatibilité du procédé de collage avec l'élévation en température nécessaire à l'étape de recroissance, de l'ordre de 600°C par MOVPE, une étude de la stabilité en température des substrats InPoSi a été menée. Cette dernière a mis en évidence le délaminage de l'InPoSi avec apparition de "bulles" liée au décollement de la couche d'InP provoqué par la désorption d'hydrogène à 400°C. Une étude de la diffusion latérale de l'hydrogène le long de l'interface de collage a permis de mesurer une longueur de diffusion de l'ordre de 100 μm dans nos conditions expérimentales. Le développement de tranchées de dégazage espacées de 200 μm a ainsi permis d'effectuer la recroissance de matériaux III-V de haute qualité sur InPoSi sans apparition de défautivité de type "bulles" entre ces tranchées.

Par la suite, l'amélioration constante des étapes de préparation des surfaces à coller a permis d'obtenir une qualité de matériau InPoSi optimale pour la recroissance à haute température sans faire appel à des procédés de dégazage. L'étude d'une structure active composée de multipuits quantiques (MQWs) à base de matériaux AlGaInAs a été menée par caractérisation in-situ pendant la croissance sur InPoSi. Par la mesure en temps réel de la courbure du substrat InPoSi à température d'épitaxie, une contrainte thermique de 390 ppm a été quantifiée. Cette dernière est créée par la différence de coefficients d'expansion

thermique entre InP et Si. Malgré cette contrainte thermique, la recroissance d'une structure diode laser de 3 μm d'épaisseur de grande qualité cristalline a été démontrée sur InPoSi. Des lasers à contact large basés sur cette structure ont été fabriqués et les performances ont été comparées à celles obtenues pour le même composant fabriqué sur substrat InP pour référence. Des courants de seuil de 0,4 kA/cm^2 à 20°C en régime pulsé ont été obtenus sur InPoSi. La comparaison des lasers sur InPoSi et InP a montré des courants de seuil, des rendements et une température caractéristique similaires. Ce résultat démontre que la structure épaisse épitaxiée sur InPoSi ne subit pas de dégradation matériau.

Enfin, un nouveau procédé de croissance sélective (SAG : Selective Area Growth) a été développé spécifiquement sur InPoSi. Pour cela, la silice de l'InPoSi est déterrée localement par gravure de la couche d'InP afin d'offrir des surfaces diélectriques de tailles variables pour le procédé SAG. La variation des épaisseurs des puits quantiques obtenus par épitaxie sélective en fonction de la surface des masques permet d'atteindre une très large extension en longueur d'onde de photoluminescence, de 1490 à 1650 nm. En utilisant la SAG, des lasers Fabry-Pérot ont été fabriqués en structure shallow-ridge et des émissions laser couvrant 155 nm d'extension spectrale ont été obtenues. Pour une barrette de 500 μm de long, des courants de seuil en dessous de 30 mA à 20°C ont été obtenus en régime continu pour les lasers en bande C. A 70°C, les courants de seuil demeurent en dessous de 60 mA, ce qui traduit une très bonne tenue en température des lasers. L'ensemble de ces résultats valide la méthode d'intégration de III-V sur silicium.

Title : Hybrid Integration of III-V on Si laser sources by direct bonding and regrowth for high speed telecommunications

Keywords : Epitaxy, MOVPE, III-V/Si, Si Photonics, Direct bonding, Selective Area Growth

This thesis focuses on the integration of III-V semiconductors on silicon. The objective is to process multi-wavelength laser sources emitting in the C-band for optical telecommunications. The process is based on the regrowth of a thick III-V structure on a thin InP layer bonded onto an oxidized silicon wafer ($\text{InP-SiO}_2/\text{Si} = \text{InPoSi}$).

In order to study the bonding process compatibility with high temperature annealing, around 600°C, required for MOVPE growth, a study of the thermal stability behavior of InPoSi substrate was carried out. The latter showed InPoSi delamination with "bubble" appearance due to the debonding of the InP layer caused by hydrogen desorption at 400°C. A study of the hydrogen lateral diffusion along the bonding interface enabled the assessment of a diffusion length of 100 μm . The development of outgassing trenches spaced 200 μm apart has permitted to obtain III-V material of high-quality regrown onto InPoSi without emergence of any void defect between the trenches.

Then, the constant improvement of the preparation steps of the surfaces to be bonded enabled to obtain optimal material quality of InPoSi for regrowth at high temperature without the use of any outgassing method. The study of an active structure composed of AlGaInAs-based multi-quantum wells (MQWs) was carried out during growth on InPoSi. A thermal strain of 390 ppm was assessed at growth temperature thanks to real-time curvature measurement. The latter is due to the difference of thermal coefficients between InP and Si. Despite this thermal strain, the regrowth of a 3 μm -thick laser structure of high crystal quality was successfully obtained on InPoSi. Based on this structure, broad-area

lasers were processed and their performance was compared to the ones obtained with the same component made on InP substrate as a reference. Threshold current densities as low as 0.4 kA/cm^2 at 20°C in pulse regime were obtained on InPoSi. The laser comparison on InPoSi and InP showed that threshold currents, laser efficiency and characteristic temperatures were similar. This result demonstrates that the thick structure grown on InPoSi does not suffer from material degradation.

Finally, a new selective area growth (SAG) process was specifically developed on InPoSi. To do so, the silica from InPoSi was locally digged out by the etching of the InP layer in order to open the variable-sized dielectric surfaces for the SAG process. The thickness variation of the quantum wells obtained by SAG with the masks' dimensions has enabled to obtain a very large photoluminescence wavelength extension, from 1490 to 1650 nm. Shallow-ridge Fabry-Pérot laser arrays were processed using SAG, and laser emissions covering a 155 nm-wide spectral range were successfully obtained. Threshold currents below 30 mA were obtained at 20°C under continuous-wave operation for 500 μm -long bars. At 70°C, threshold currents remain below 60 mA, which shows the high thermal stability of the lasers. Altogether, these results validate the III-V integration process on silicon.