Oscillations d'intensité RHEED liées aux mécanismes de croissance de GaSb par E.J.M.

M. Nouaoura, C. Raisin, F.W.O. da Silva, M. Dumas, L. Lassabatère

► To cite this version:

M. Nouaoura, C. Raisin, F.W.O. da Silva, M. Dumas, L. Lassabatère. Oscillations d'intensité RHEED liées aux mécanismes de croissance de GaSb par E.J.M.. *Revue de Physique Appliquée*, 1990, 25 (9), pp.915-921. 10.1051/rphysap:01990002509091500 . jpa-00246254

HAL Id: jpa-00246254

<https://hal.science/jpa-00246254>

Submitted on 1 Jan 1990

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.

Classification

Physics Abstracts

61.50C — 81.15G

Oscillations d'intensité RHEED liées aux mécanismes de croissance de GaSb par E.J.M.

M. Nouaoura, C. Raisin, F. W. O. Da Silva, M. Dumas et L. Lassabatere

Laboratoire d'Etudes des Surfaces, Interfaces et Composants (UA CNRS D07870), Université de Montpellier II, Sciences et Techniques du Languedoc, Place Eugène Bataillon, 34095 Montpellier Cedex 5, France

(Reçu le 21 décembre 1989, révisé le 16 mars 1990, accepté le 9 mai 1990)

Résumé. — Dans cet article, nous présentons une étude par la méthode des oscillations de l'intensité RHEED des mécanismes de croissance de GaSb par E.J.M. Nous avons précisé l'influence de différents paramètres (température du substrat, flux d'antimoine et de gallium, temps d'interruption de croissance) sur le régime oscillatoire et sur la stabilisation de l'intensité de la tâche spéculaire. L'analyse des courbes obtenues et leur évolution permet de corréler les résultats avec le processus de croissance et de préciser les mécanismes qui interviennent dans l'épitaxie par jets moléculaires du GaSb.

Abstract. — We present in this paper a study by RHEED oscillations intensities of the growth of GaSb by M.B.E. For this analysis we have studied the effects of different parameters (substrate temperature, antimony and gallium flux, the growth interruption time) on oscillation regimes and on the stabilisation of the specular reflexion intensity. The correlation of these results with growth process permitted us to clarify the MBE mechanism of GaSb.

Introduction.

La technique de diffraction par réflexion d'électrons de grande énergie (RHEED) [pour Reflection High Energy Electron Diffraction] est devenue un moyen d'analyse essentiel pour le suivi *in situ* de la croissance des films monocristallins par la méthode d'épitaxie par jets moléculaires (EJM). Elle est utilisée pour contrôler l'arrangement cristallin des surfaces avant (substrat), pendant (interface de croissance) et après croissance (surface de la couche). Depuis quelques années, après les premières observations de Neave *et al.* en 1983 [1] relatives aux oscillations d'intensité RHEED, cette technique est devenue un moyen d'analyse du processus de croissance. Neave *et al.* [1] ont montré que la croissance couche après couche se traduit par des oscillations d'intensité de RHEED, dont l'atténuation est liée au démarrage d'une nouvelle couche avant que la couche sous-jacente ne soit complète. La période des oscillations d'intensité correspond au dépôt d'une double couche d'atomes ou monocouche moléculaire pour les matériaux III-V et peut ainsi servir à

la mesure de la vitesse de croissance. Plus généralement la cinétique de l'intensité de la tâche spéculaire permet une étude des mécanismes de croissance au travers de l'influence des conditions de croissance sur l'incorporation des éléments III et V [2].

Lorsque la croissance se fait couche par couche (type Franck Van Der Merwe), elle est dite bi-dimensionnelle (2D), un atome arrivant à la surface dispose de plusieurs types de sites d'incorporation [3] plus ou moins favorables énergétiquement. La probabilité de migration des atomes en surface croît avec la température. Pour une température de substrat suffisamment élevée, on favorise la mobilité et donc le développement des marches ou des terrasses. Par contre pour une température plus basse, lorsque la mobilité des atomes est insuffisante, l'incorporation sur des sites isolés ou nucléation 2D devient prépondérante. Le processus de croissance comprend la compétition entre ces deux mécanismes. Neave *et al.* [1] ont suggéré que les oscillations de l'intensité RHEED pouvaient être interprétées en terme de variation de la réflectivité de la surface de croissance par modification de la densité des îlots 2D en cours de croissance. Dans ce modèle, on attribue le minimum d'intensité à un minimum de réflectivité, qui correspond à un maximum de rugosité pour une

Présenté au Colloque « Surfaces et Interfaces de Semi-conducteurs » du Congrès de la S.F.P., Lyon, 1989.

densité maximale d'îlots 2D. Lorsque la taille des îlots croît, la réflectivité de la surface augmente jusqu'à donner un maximum d'intensité qui correspond dans le cas idéal à une couche complète. L'atténuation du phénomène oscillatoire est expliquée par une perte de la bidimensionnalité de la croissance dans le temps : la surface tend vers une rugosité moyenne attribuée à une distribution moyenne de terrasses et d'îlots 2D en équilibre thermodynamique. Alors la surface moyenne n'évolue plus et sa réflectivité est constante. Lors d'un arrêt de croissance, avec maintien de la température du substrat et du flux du matériau V, la surface se lisse par migration des atomes vers les marches et sa réflectivité tend vers celle d'une couche complète. Il convient cependant de séparer les mécanismes d'incorporation des cations et des anions. Le mécanisme d'incorporation de Sb (pour GaSb) peut être rapproché du mécanisme d'incorporation de As (pour GaAs). Le flux de Ga est monoatomique avec un coefficient de collage voisin de 1, l'anion (Sb) est sous forme moléculaire (Sb_2 , Sb_4) et son adsorption n'a lieu que par interaction avec les atomes de Ga adsorbés. Il a été montré que les caractéristiques de l'incorporation du Ga déterminent le mode de croissance et que le phénomène cinétique fondamental devient la diffusion des atomes de Ga [4, 5].

Les oscillations d'intensité RHEED en cours de croissance par EJM ont été observées pour différents matériaux : GaAs [6] (AlGa) As [1], (InGa) As [2], (InAl) As [7, 8], ZnSe et MnSe [9], Si [10], Ge [11]. Subanna *et al.* [12] ont récemment présenté des études d'oscillations RHEED en cours de croissance par EJM d'antimoniures (GaSb et AlSb) sur substrat de GaAs. Après avoir montré que l'importance du désaccord des paramètres de maille du substrat et de la couche (= 7 %) nécessitait le dépôt préalable d'une couche tampon de 500 Å de AlSb pour permettre une croissance 2D et l'observation d'oscillations d'intensité RHEED, ils ont étudié l'influence du rapport des flux (III/V) sur ces oscillations.

Nous présentons ici une étude des oscillations RHEED dont le but est l'analyse des mécanismes de croissance par EJM du GaSb sur substrat de GaSb. Le système (AlGa)Sb a des propriétés physiques intéressantes et des possibilités d'applications potentielles en optoélectronique [13-17]. Les résultats que nous présentons sont une étape dans l'étude que nous faisons pour maîtriser l'élaboration de ces matériaux et de leurs interfaces.

Technique expérimentale.

Les expériences sont réalisées dans un bâti d'épitaxie par jets moléculaires, conçu au L.E.S.I.C. [18], et qui comporte trois enceintes (de transfert, d'analyse et de croissance). L'enceinte de croissance est équi-

pée de cellules à effusion de Ga et Sb et comporte un système de diffraction d'électrons en incidence rasante (RHEED : 10 KeV) qui permet l'examen de la structure cristallographique de la surface pendant la croissance. Les substrats de GaSb (001) $\pm 0,5^\circ$ sur lesquels on fait l'épitaxie sont d'abord dégraissés, puis collés à l'indium sur un support en molybdène et ensuite nettoyés par un polissage mécano-chimique (brome-méthanol à 0,5 %). La préparation *in situ* destinée à obtenir une surface propre et ordonnée est ensuite effectuée dans l'enceinte de croissance par chauffage, à une température de l'ordre de 580 °C sous flux de Sb. Le contrôle des flux de Ga et Sb est obtenu par l'intermédiaire de la régulation de la température des cellules. Un pyromètre infrarouge, situé face au substrat en position d'épitaxie, permet de déterminer la température du substrat.

Pour la mesure de l'intensité RHEED, nous avons installé sur le bâti d'épitaxie un dispositif classique où l'image d'un point du diagramme de diffraction est envoyée sur un photomultiplicateur par un système de lentilles et une fibre optique [19]. Le signal fourni par le détecteur est enregistré en fonction du temps. Les études sont faites après croissance d'une couche tampon de quelques centaines d'angströms, destinée à éliminer les imperfections de la surface du substrat liées au polissage. Deux échantillons sont disposés sur le porte-échantillon pour permettre l'examen des diagrammes de RHEED selon les deux azimute [110] et $\bar{1}\bar{1}0$ du plan (001) sous un angle d'incidence de l'ordre du degré. Nous avons toujours enregistré l'intensité de la tâche spéculaire dans l'azimut $\bar{1}\bar{1}0$ où l'on observe la surstructure 1/3 de la surface de croissance. Certains détails des oscillations de la tâche spéculaire étant fonction de l'angle d'incidence [20], nous avons comparé les mesures effectuées avec un même angle d'incidence.

L'évolution avec le temps de l'intensité de la tâche spéculaire présente, d'une manière générale (Fig. 1), les caractéristiques suivantes :

- Stabilité de l'intensité pour une surface maintenue à température constante sous flux de Sb (Intensité statique notée I_s).
- Oscillation de l'intensité au début de croissance ($t \geq t_c$).
- Par amortissement du phénomène oscillatoire, l'intensité tend vers une valeur constante appelée intensité dynamique notée I_d .
- A la fermeture de la cellule de Ga ($t = t_a$), I retourne vers la valeur I_s , c'est le phénomène de récupération de l'intensité à l'arrêt de croissance.

Résultats.

L'étude de l'évolution de l'intensité de la tâche spéculaire du diagramme de diffraction a été effectuée en faisant varier les conditions de croissance.

Fig. 1. — Représentation schématique de l'intensité de la tache spéculaire.

[Schematic representation of the specular spot intensity.]

Nous résumons cette étude en présentant les effets liés à la température du substrat, aux flux des éléments III et V, et enfin nous examinons la récupération de l'intensité consécutive à un arrêt de croissance.

Dans le domaine d'investigation des paramètres de croissance, en cours de croissance et pendant les arrêts de croissance sous flux d'antimoine, nous avons observé le même diagramme de diffraction correspondant à une sur-structure (1×3) de la surface (001) du GaSb.

EFFET DE LA TEMPÉRATURE DU SUBSTRAT. — Nous avons représenté sur la figure 2 l'évolution des diagrammes d'oscillations avec la température du substrat dans le domaine 440-490 °C.

Nous avons noté I_{si} ($i = 0$ à 6) les intensités lorsque la croissance était arrêtée (cellule Ga fermée, cellule Sb ouverte), la surface stabilisée et avant l'ouverture de la cellule de Ga. Lors d'un démarrage d'une croissance, nous observons au début des oscillations qui s'amortissent dans le temps, l'intensité de la tache spéculaire tendant vers la valeur I_d . On remarque que les intensités I_s et I_d croissent avec la température. L'évolution relative de ces grandeurs, ainsi que le signe de la variation de I quand on ouvre le cache de Ga, permettent de distinguer trois catégories de courbes d'oscillations comme lors de la croissance de GaAs par EJM [21] :

— Pour la catégorie (I), observée à 440 °C, les oscillations débutent par un maximum avec $I = I_d - I_s$ positif.

— Pour la catégorie (II), observée de 445 à 460 °C, I croît comme précédemment à l'ouverture, mais moins fortement et ΔI est négatif.

— La catégorie (III) correspond à la disparition du premier maximum et est observée pour $T_s \geq 470^\circ$. Au-delà de $T_s = 495^\circ$, les oscillations deviennent difficiles à observer.

Il faut noter que la vitesse de croissance (V_{GaSb}), déduite de la période des oscillations, décroît lorsque T_s passe de 490° à 440 °C. On mesure $\Delta V/V = -7\%$ et -3% pour des pressions d'antimoine dans l'enceinte respectivement de 5×10^{-9} et 2×10^{-9} Torr.

EFFET DU FLUX DE Sb. — Pour cette étude, la température du creuset de Ga et la température du substrat sont maintenues constantes. La variation du flux d'antimoine est repérée par la pression dans l'enceinte qui est proportionnelle à la pression partielle de Sb. L'augmentation du flux de Sb (Fig. 3) induit un passage progressif de la catégorie (II) à la catégorie (I) et une décroissance des intensités spéculaires I_s et I_d .

La mesure de la vitesse de croissance, à partir de la période des oscillations, montre que l'accroissement du flux de Sb a pour effet de diminuer la vitesse de croissance de GaSb (quelques % pour un rapport 1 à 4 des flux).

EFFET DU FLUX DE Ga. — Cette étude est effectuée (Fig. 4) pour $T_s = 445^\circ\text{C}$ et avec une pression dans l'enceinte de $2,3 \times 10^{-9}$ Torr. Pour une faible vitesse de croissance, c'est-à-dire avec un faible flux de Ga, la croissance est du type (I), elle devient du type (II) lorsque le flux de Ga augmente. De cette étude, on en déduit la courbe d'étalonnage qui donne la vitesse de croissance du GaSb en fonction de la température du creuset de Ga et la valeur de l'énergie d'activation d'évaporation du Ga ($E_{\text{Ga}} = 2,6 \text{ eV}$) en accord avec les données thermodynamiques de Honig et Kramer [22].

RÉCUPÉRATION DE L'INTENSITÉ À L'ARRÊT DE CROISSANCE. — Nous avons reporté sur la partie gauche de la figure 5 des courbes de retour vers l'intensité statique qui montrent que la récupération

Fig. 2. — Evolution des oscillations RHEED en fonction de la température du substrat (T_s) à $P_{Sb} = 2,3 \times 10^{-9}$ Torr et ϕ_{Ga} constant. La flèche indique le début de croissance. Dans le domaine 440-500 °C, à température constante la variation de I_{sp} ($I_s - I_d$) liée à la croissance est d'environ $\pm 10\%$. D'autre part, I_s croît avec la température à raison de 10 à 20 % par 10 °C.

[Evolution of the RHEED oscillation during the growth versus the substrate temperature T_s at $P_{Sb} = 2.3 \times 10^{-9}$ Torr and constant flux of Ga. The arrow indicates the start of the growth. In the 440-500 °C temperature range, at constant temperature the ($I_s - I_d$) variation of I_{sp} during the growth is about $\pm 10\%$. Furthermore, I_{sp} increases when the substrate temperature T_s increases ($I = +10$ to $+20\%$ for $T_s = +10$ °C).]

d'intensité par l'arrêt de croissance diffère avec les conditions de croissance. Il apparaît également des courbes de récupération caractéristiques selon la catégorie de croissance I, II ou III. Pour une analyse plus fine de ce phénomène, nous avons effectué une étude détaillée, ayant pour but la caractérisation de la surface à différents stades de la récupération. Cela a été réalisé en effectuant des redémarrages de croissance à différents instants $t_1, t_2, t_3...$ après arrêt de la croissance ; avant chaque arrêt de croissance on attend la stabilité de l'intensité dynamique de la

Fig. 3. — Evolution des oscillations RHEED en fonction du flux de Sb à $T_s = 450$ °C, $V_{GaSb} = 1,10$ $\mu\text{m/h}$. La flèche indique le début de croissance.

[RHEED oscillations during growth as a function of Sb flux with $T_s = 450$ °C and $V_{GaSb} = 1.10$ $\mu\text{m/h}$. The arrow indicates the start of the growth.]

Fig. 4. — Evolution des oscillations RHEED en fonction du flux de Ga à $T_s = 445$ °C et $P_{Sb} = 2,3 \times 10^{-9}$ Torr. La flèche indique le début de croissance.

[Evolution of the RHEED oscillations during the growth for different values of Ga flux with $T_s = 445$ °C and $P_{Sb} = 2.3 \times 10^{-9}$ Torr. The arrow indicates the start of the growth.]

croissance. Sur la partie droite de la figure 5, nous avons reporté des diagrammes d'oscillations RHEED correspondant à des redémarrages de croissance 2s, 5s, ..., 2 mn, après arrêt de la croissance. On remarque des évolutions dans les courbes très importantes, et en particulier que le phénomène oscillatoire est d'autant plus important que le temps de récupération de la surface (temps écoulé après l'arrêt de croissance) est grand. On observe que, dans les conditions de croissance correspondant à la figure 5b, un temps d'arrêt supérieur à 30 s est nécessaire pour obtenir le diagramme d'oscillations de catégorie (II) caractéristique des conditions de croissance.

Fig. 5. — Courbes de récupération de l'intensité de la tache spéculaire en fonction du temps d'arrêt de croissance pour différentes températures d'épitaxie : a) $T_s = 490^\circ\text{C}$, b) $T_s = 450^\circ\text{C}$, c) $T_s = 440^\circ\text{C}$. Oscillations RHEED obtenues par démarrage de croissance selon le temps d'arrêt.

[Specular intensity stabilization after growth interruption for different temperatures of epitaxy : a) $T_s = 490^\circ\text{C}$, b) $T_s = 450^\circ\text{C}$, c) $T_s = 440^\circ\text{C}$. RHEED oscillations obtained by growth starting after different times of growth interruption.]

Discussion des résultats.

Chacun des paramètres de croissance que nous avons étudiés (T_s , ϕ_{Sb} , ϕ_{Ga}) a pour effet de modifier le taux de recouvrement de Sb et la migration des atomes de Ga à la surface de la façon suivante :

— Par accroissement de T_s on facilite la diffusion des atomes de Ga ainsi que la désorption des atomes de Sb de la surface : Le recouvrement en Sb diminue et la mobilité des atomes de Ga croît.

— Par accroissement de flux de Sb, avec l'augmentation du taux de recouvrement de la surface par Sb on doit s'attendre à une diminution de la mobilité des atomes de Ga [23].

— Par accroissement du flux de Ga, la mobilité des atomes de Ga à la surface décroît et le recouvrement en atomes de Sb devient relativement plus faible.

On sait que d'après le modèle de Neave *et al.* [1, 5], la migration des atomes Ga à la surface, détermine le processus de croissance (taille et densité des îlots). Les modifications de rugosité ou de réflectivité de la surface, avant, pendant, ou après croissance, sont donc liées d'une manière interdépendante à la concentration et à la diffusion des espèces à la surface. Les trois catégories de courbes d'oscillation d'intensité de la tache spéculaire que nous avons observées en faisant varier T_s (Fig. 2) traduisent des surfaces initiales différentes et des conditions de croissance différentes. La surface initiale est la surface maintenue à la température T_s sous flux de Sb constant, le flux de Ga étant interrompu. Lorsque T_s croît, l'intensité spéculaire statique (I_s) croît par un meilleur lissage de la surface résultant d'une plus grande mobilité des atomes. Dans le cas d'une croissance de type I à T_s faible, le fait que l'intensité en dynamique soit supérieure à l'intensité en statique, montre que l'apport du flux de Ga diminue la rugosité de la surface par la formation d'îlots de plus grande dimension. Le premier maximum résulte du déclenchement de ce processus dès l'arrivée des atomes de Ga. Lorsqu'on augmente T_s , l'intensité statique de la surface initiale (I_s) croît plus vite que l'intensité dynamique (I_d) : d'où $\Delta I = I_d - I_s$ diminue et devient négatif pour les catégories II et III. L'augmentation de la valeur de l'intensité dynamique ($I_{dIII} > I_{dII} > I_{dI}$) indique à nouveau un meilleur lissage de la surface par élargissement des terrasses en cours de croissance, lorsque T_s croît. Autrement dit, l'amélioration du lissage de la surface initiale, par accroissement de T_s , est plus importante que celle résultant de l'apport du flux de Ga. Ceci peut être vu comme le résultat de la compétition entre îlots et terrasses. La perte des oscillations, au démarrage de la croissance, lorsque $T_s > 500^\circ\text{C}$, indique que le régime dynamique est obtenu instantanément par la très grande mobilité des atomes de

Ga et donc le processus de formation de terrasses à la surface est prépondérant.

La diminution de I_s et I_d et l'accroissement du premier maximum, lorsque le flux de Sb augmente, sont équivalents en terme de rugosité à une diminution de T_s . On peut les attribuer à une plus forte adsorption d'atomes de Sb à la surface qui entraîne une baisse de la mobilité des atomes de Ga, ce qui facilite la formation d'îlots et donne un accroissement de la rugosité.

La transition d'une catégorie à une autre n'est pas très sensible à la modification du flux de Ga. A faible flux de Ga et donc à faible vitesse de croissance la mobilité des atomes de Ga est plus grande et le lissage est meilleur par la formation de terrasses plus larges. La légère diminution de la vitesse de croissance (de l'ordre de 5-7 %), lorsque la température du substrat est abaissée ou lorsqu'on augmente le flux de Sb, peut être attribuée à la diminution de la mobilité des atomes de Ga lorsque la surface s'enrichit en élément V (23-24). Dans ces conditions de croissance, on peut formuler l'hypothèse que la formation de domaines tridimensionnels est facilitée, et ainsi par l'observation des oscillations on mesure une diminution de la vitesse de croissance bidimensionnelle.

En première analyse, les courbes de récupération d'intensité présentent un régime rapide et un régime lent. Dans tous les cas de croissance, la récupération lente de l'intensité est liée au phénomène de lissage de la surface, ce qui explique que les redémarrages de croissance, après un temps de récupération important, produisent des oscillations de plus grande amplitude. On observe quelquefois (Fig. 5b) au redémarrage, des courbes d'oscillations qui ne correspondent pas à la catégorie caractéristique des conditions de croissance. Ceci s'explique par le fait qu'à chaque instant de la récupération correspond une surface *initiale* caractéristique pour le redémarrage de croissance qui suit.

Le régime rapide qui précède le phénomène lent de récupération traduit un effet consécutif à la suppression du flux de Ga. A basse température (440°), l'adsorption de Sb en surface explique la diminution de l'intensité par accroissement de la rugosité, au contraire, à haute température (490 °C), en l'absence du flux de Ga, la désorption de Sb de la surface améliore très rapidement le lissage de la surface.

Il est remarquable qu'à la température intermédiaire de 450°, on observe une augmentation (lissage rapide), puis une diminution de l'intensité par l'adsorption de Sb, ce qui indiquerait un retard au collage des atomes de Sb à la surface.

Conclusion.

L'étude de l'évolution de l'intensité de la tache spéculaire du diagramme RHEED nous a permis d'analyser la contribution des différents paramètres de croissance de GaSb par EJM. Nous avons interprété les résultats obtenus en nous appuyant sur le modèle de la croissance bidimensionnelle et en considérant que les modifications d'intensité sont liées à des modifications de réflectivité de la surface.

Nous avons montré que l'intensité de la tache spéculaire dépend fortement des différents paramètres (température de substrat, flux de Ga et de Sb, temps de récupération).

Nous avons attribué ce phénomène à une évolution de la rugosité de surface en faisant intervenir des terrasses et des îlots 2D dont la formation et l'évolution ont été expliquées en prenant en compte les mécanismes d'adsorption-désorption et la mobilité des atomes en surface.

Nous avons montré que les flux de Ga et Sb et la température du substrat jouaient un rôle, la contribution de la température étant cependant beaucoup plus importante.

Bibliographie

- [1] NEAVE J. H., JOYCE B. A., DOBSON P. J. and NORTON N., *Appl. Phys.* **A 31** (1983) 1.
- [2] LEWIS B. F., LEE T. C., GRUNTHANER F. J., MADHUKAR A., FERNANDEZ R. and MASERJIAN J., *J. Vac. Sci. Technol.* **B 2** (1984) 419.
- [3] BURTON W. B., CABRERA N. and FRANCK F. C., *Phil. Trans. R. Soc. A* **243** (1951) 299.
- [4] FOXON C. T. and JOYCE B. A., *Surf. Sci.* **50** (1975) 434.
- [5] NEAVE J. H., DOBSON P. J., JOYCE B. A. and ZHANG J., *Appl. Phys. Lett.* **47** (1985) 100.
- [6] MASSIES J., 7^e Ecole d'Été Méditerranéenne (Toulouse, 1988).
- [7] BERGER P. R., BHATTACHARYA P. K. and SINGH J., *J. Appl. Phys.* **61** (1987) 2856.
- [8] LIEVIN J. L. and FONSTAD C. G., *Appl. Phys. Lett.* **51** (1987) 1173.
- [9] GUNSHOR R. L., KOLODZIEJSKI L. A., MELLOCH M. R., VAZIRI M., CHOI C. and OTSUKA N., *Appl. Phys. Lett.* **50** (1987) 200.
- [10] SAKAMOTO, KAWAI N. J., NAKAGAWA T., OHTA K. and KOJIMA T., *Appl. Phys. Lett.* **47** (1985) 617.
- [11] AARTS J., GERITS W. M. and LARSEN P. K., *Appl. Phys. Lett.* **48** (1986) 931.
- [12] SUBBANNA S., GAINES J., TUTTLE G., KROEMER H., CHALMERS S. and ENGLISH J. H., *J. Vac. Sci. Technol.* **B 7** (1989) 289.

- [13] OHMORI Y., TARUCHA S., HORIKOSHI Y. and OKAMOTO H., *Jpn. J. Appl. Phys.* **23** (1984) L93.
 - [14] CHIU T. H., TSANG W. T., DITZENBERGER J. A. and VAN DER ZIEL J. P., *Appl. Phys. Lett.* **49** (1986) 1051.
 - [15] CEBULLA U., TRANKLE G., ZIEM U., FORCHEL A., GRIFFITHS G., KROEMER H. and SUBBANNA S., *Phys. Rev.* **B 37** (1988) 6278.
 - [16] SHEN H., HANG Z., LENG Jing, POLLAK F. H., CHANG L. L., WANG W. I. and ESAKI L., *Superlattices microstruct.* **5** (1989) 591.
 - [17] RAISIN C., LASSABATERE L., ALIBERT C., GIRAULT B., ABDEL-FATTAH G. and VOISIN P., *Solid. State Comm.* **61** (1987) 17.
 - [18] RAISIN C., SAGUINTAAH B., TEGMOUSSE H., LASSABATERE L., GIRAULT B. and ALIBERT C., *Ann. Télécomm.* **41** (1986) 50.
 - [19] FOXON C. T., *Heterojunction and semiconductor superlattices.* G. Allan *et al.* (Springer-Verlag) 1986, p. 216.
 - [20] MADHUKAR A., CHEN P., VOILLOT F., THOMSEN M., KIM J. Y., TANG W. C. et GHASISAS S. V., *J. Cryst. Growth* **81** (1987) 26.
 - [21] CHARASSE M. N., Thèse (Paris, 1985).
 - [22] HONIG E. H. and KRAMER D. A., *R.C.A. Rev.* **30** (1969) 285.
 - [23] VAN HOVE J. M. and COHEN P. I., *J. Cryst. Growth* **81** (1987) 13.
 - [24] TURCO F., Thèse (Grenoble, 1988).
-