

Les techniques d'élaboration des matériaux semiconducteurs pour composants électroniques

G. Bougnot

Introduction

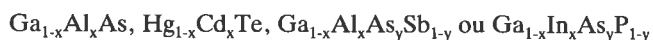
Depuis la découverte du transistor en 1948 par Bardeen et Brattain, à la Bell Telephone, la variété des dispositifs utilisant des matériaux semiconducteurs s'est accrue dans des proportions considérables.

L'objet du présent article est de tenter de décrire succinctement les principales techniques mises en œuvre aujourd'hui pour élaborer les matériaux semiconducteurs utilisés ou susceptibles d'être utilisés dans des composants électroniques et optoélectroniques. Ces techniques sont en effet tout à fait particulières en raison des caractéristiques que doivent présenter ces matériaux pour pouvoir être incorporés dans un dispositif. En effet, les propriétés électriques et optiques d'un semiconducteur sont extrêmement sensibles à la présence d'impuretés à des concentrations de l'ordre de la ppm, voire même de la ppb. D'où une première nécessité dans le processus d'élaboration, une purification chimique très poussée. De plus, la mobilité des porteurs de charges électriques dans un semiconducteur, et par voie de conséquence la rapidité des composants, est fortement réduite par l'existence d'imperfections dans le potentiel périodique du réseau cristallin, comme les joints de grains, les dislocations et les défauts ponctuels, lacunes et interstitiels. Il en résulte l'obligation de préparer ces matériaux sous la forme de monocristaux soit massifs (jusqu'à 200 mm de diamètre pour les substrats de silicium utilisés pour les circuits intégrés), soit en couches minces (d'épaisseur inférieure à 10 μm). Compte tenu du fait que les diverses applications possibles exigent des propriétés physiques, et principalement des bandes d'énergie interdite pour les électrons très variées, de nombreux matériaux semiconducteurs doivent être élaborés. Ces matériaux sont :

- des éléments de la colonne IV de la classification périodique : Si, Ge,

- des composés binaires combinant des éléments des colonnes III et V (ex. : GaAs, InP) ou des colonnes II et VI, (ex. : CdTe, ZnSe),

- des alliages ternaires ou quaternaires III-V ou II-VI, par exemple :



Ce sont pour la plupart des corps de structure diamant ou blende avec deux sous-réseaux cubiques à faces centrées pour les binaires et les alliages. Du point de vue de leur fabrication, les caractéristiques qui jouent un rôle fondamental sont, pour les composés binaires et les alliages, leur tension de vapeur et leur diagramme d'équilibre de phase. La figure 1-a,b,c représente les diagrammes température-composition et pression de vapeur-

température d'un composé binaire typique, GaAs ; on remarque, en particulier, l'existence d'un étroit domaine de solution solide autour de la composition stoechiométrique $\text{Ga}_{0,5}\text{As}_{0,5}$ et la présence, à des températures bien inférieures à la température de fusion, d'une phase vapeur comportant surtout As_2 et As_4 ; l'écart à la stoechiométrie modifie le dopage résiduel et l'existence de la phase vapeur va compliquer la technique d'élaboration afin d'éviter toute évaporation préférentielle d'un des constituants.

Les techniques de purification

Les corps de départ sont le plus souvent les éléments, sous-produits de la métallurgie des métaux courants à l'exception du silicium, extrait de la silice, et des composés gazeux ou liquides de plus en plus souvent utilisés comme des chlorures, hydrures et des organométalliques. Dans le cas de corps élémentaires, le principe de la dernière purification qu'il faut leur faire subir est tout simplement la ségrégation des impuretés lors de la solidification du matériau impur à partir de l'état fondu ; en effet, le diagramme de phases du système semiconducteur-impureté a souvent l'allure donnée par la figure 2, si bien que le solide formé a effectivement une teneur en impureté plus faible.

Sur ce principe, deux techniques sont utilisées, la solidification dirigée et la fusion de zone (figure 3) ; dans la première, le matériau impur, fondu dans une nacelle horizontale ou verticale, est lentement refroidi en commençant par une extrémité ; dans la seconde, mise au point par Pfann, seule une partie est fondue au début de la nacelle et la zone fondue est lentement déplacée le long du barreau jusqu'à l'autre extrémité ; le passage de la zone fondue doit être renouvelé un très grand nombre de fois pour aboutir à une très grande pureté.

Dans le premier cas, le profil de concentration en impureté le long de l'axe du lingot est donné, moyennant quelques hypothèses simplificatrices, par :

$$C_s = kC_0(1-x)^{k-1},$$

où C_0 est la concentration initiale en impureté,

x , la distance sur l'axe comptée à partir de l'extrémité refroidie en premier,

k , le coefficient de distribution effectif de l'impureté, dépendant du diagramme de phase, de la vitesse de refroidissement et des paramètres caractéristiques des conditions d'agitation du bain fondu (diffusion et/ou convection).

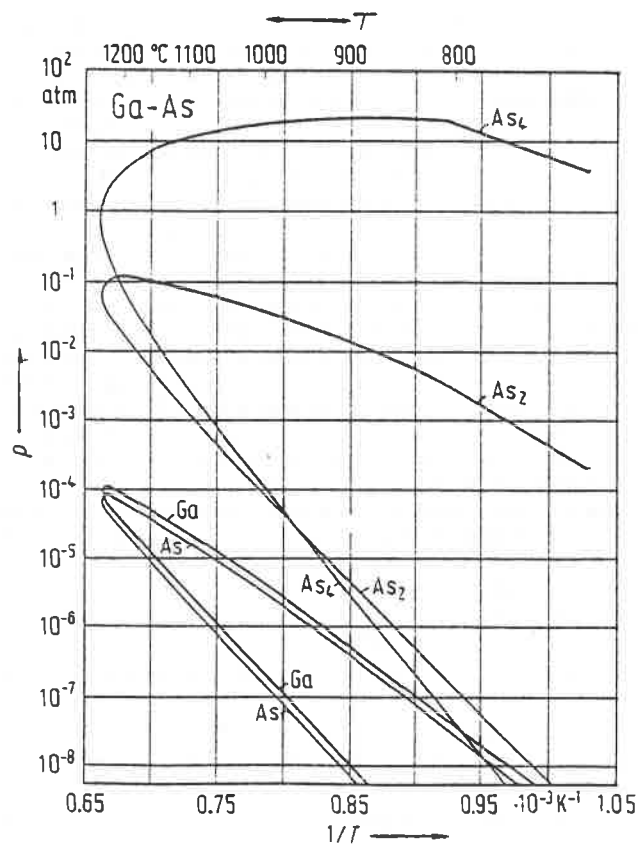
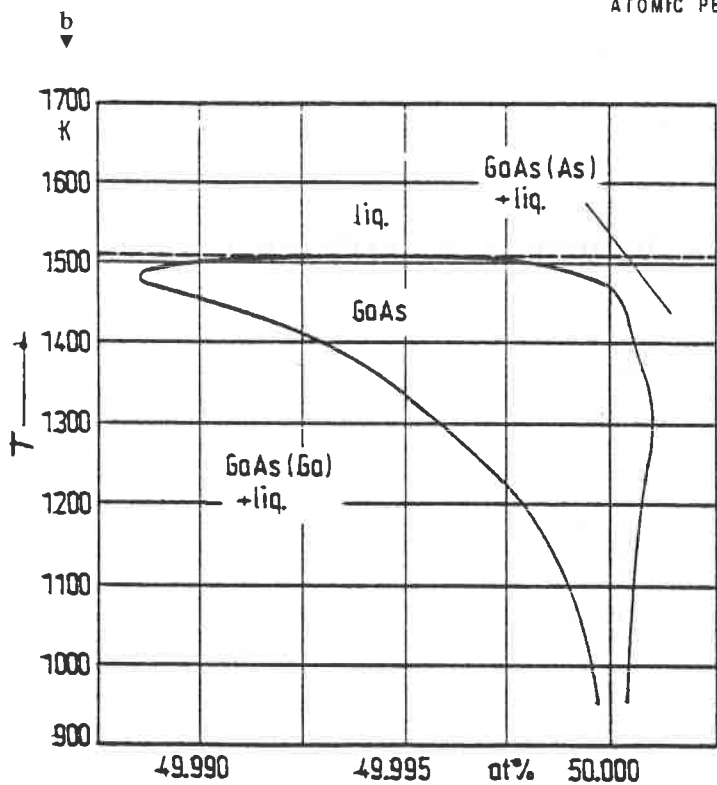
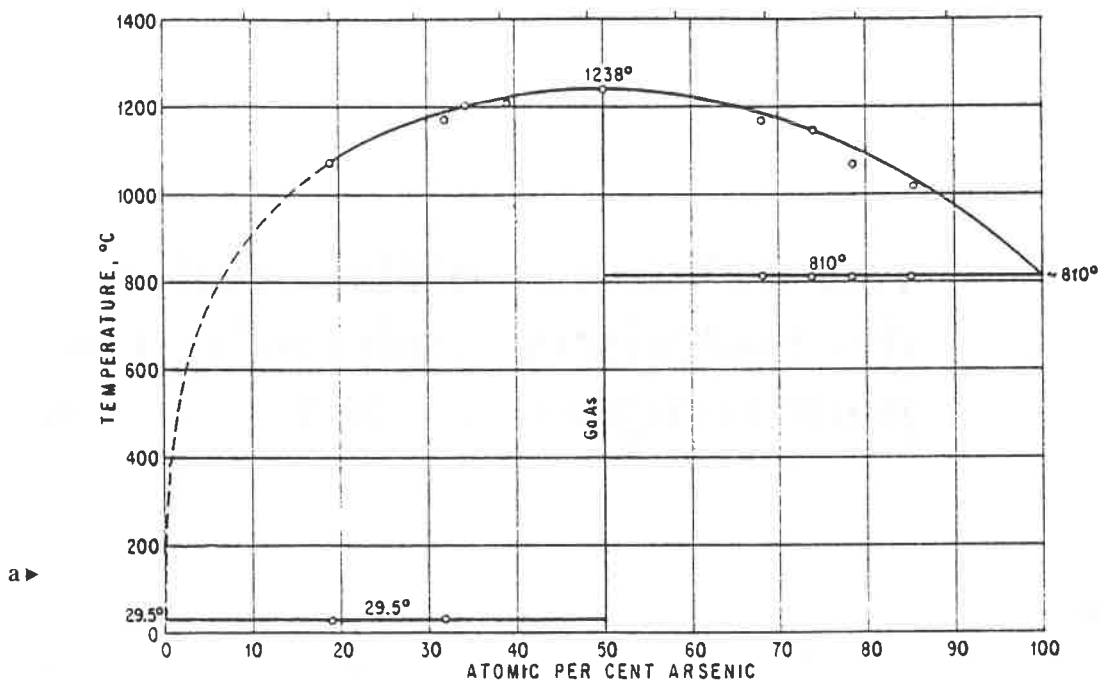


FIGURE 1 - Diagrammes d'équilibre de phases de GaAs, d'après Landolt-Börnstein (vol. 17).

a. Température-composition. b. Température-composition : solidus. c. Pression-composition.

Dans la fusion de zone, le profil limite de concentration est, toujours avec simplifications, représenté par :

$$C_s = A \exp(Bx),$$

où A et B sont fonctions de k, de C_0 et du rapport entre la longueur de la zone fondue et la longueur du barreau.

Dans les deux cas, on voit que, pour $k < 1$, l'impureté s'accumule en queue de lingot. Mais la fusion de zone est plus efficace, car elle permet de réduire la contamination par le creuset en utilisant une zone fondue flottante.

Les techniques de monocristallisation

Les techniques de monocristallisation qui ont été mises au point sont extrêmement variées ; elles se classent cependant en trois grandes catégories :

- croissance à partir d'un bain fondu,
- croissance à partir d'une solution,
- croissance à partir d'une phase vapeur.

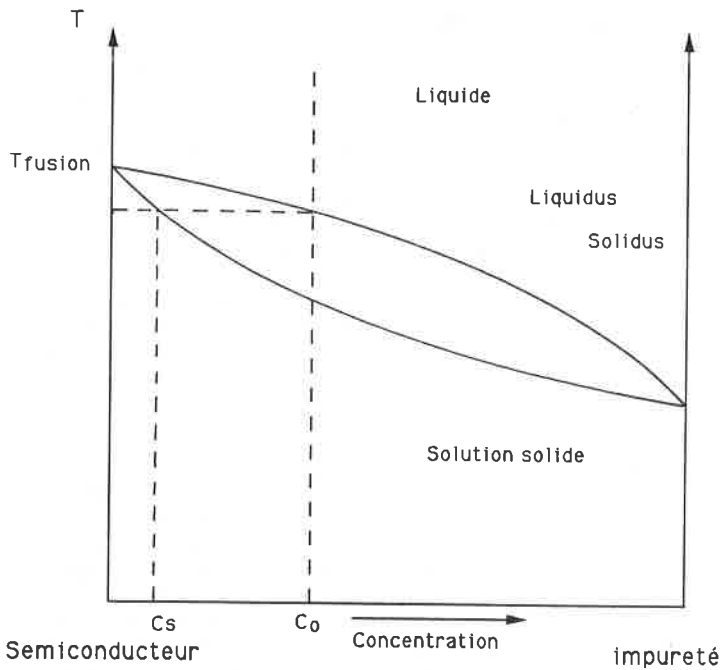


FIGURE 2 - Principe de purification par ségrégation lors de la solidification.

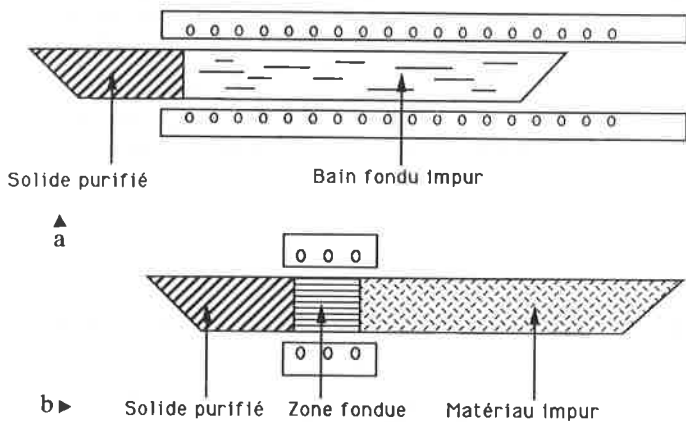


FIGURE 3 - Purification. a) solidification dirigée ; b) fusion de zone.

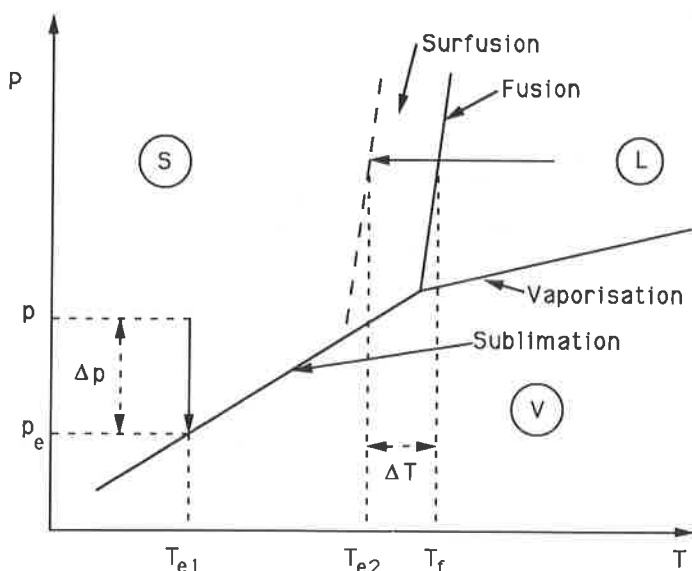


FIGURE 4 - Principes des méthodes de monocristallisation. Cas des corps à fusion ou vaporisation congruente.

Comme pour toute solidification, leur principe consiste à créer dans la phase de départ un déséquilibre c'est-à-dire une variation d'enthalpie libre, appelée force motrice. Pour un corps simple ou composé à fusion congruente, le diagramme pression - température (figure 4) met clairement en évidence cette force motrice.

Par exemple, partant de l'état fondu, le déséquilibre s'obtiendra par abaissement de la température à une température T_{e2} , légèrement inférieure à la température de fusion T_f et hors de la zone de surfusion ; la force motrice est, pour une mole :

$$\Delta G = - \{ (\Delta H_f \times \Delta T) / T_{e2} \} + \Delta G_s$$

où ΔH_f est l'enthalpie molaire de fusion et $\Delta T = T_f - T_{e2}$, la surfusion ; ΔG_s est un terme qui prend en compte la variation d'enthalpie libre superficielle lors de la formation du solide ; ce terme permet d'expliquer l'existence d'une température critique pour la nucléation du solide.

La croissance à partir d'une phase vapeur s'observera si cette dernière est maintenue sous une pression P supérieure à la pression d'équilibre P_e à la température de travail, T_{e1} , la force motrice a alors pour expression, toujours pour une mole :

$$\Delta G = - RT_{e1} \ln (1 + \Delta P / P_e),$$

où $\Delta P = P - P_e$ est la suppression.

1. Techniques de croissance en bain fondu

1.1. Technique Bridgman

Elle consiste à placer dans une nacelle, pourvue d'une extrémité effilée, le matériau purifié, éventuellement avec un dopant, puis à fondre celui-ci (figure 5). La nacelle est ensuite lentement déplacée afin d'amener la pointe au-dessous de la température de fusion créant ainsi la surfusion nécessaire à la nucléation du solide. Diverses astuces peuvent être utilisées pour favoriser la formation d'un seul noyau et donc le développement d'un monocristal ; mais la meilleure méthode consiste évidemment à placer un germe à l'extrémité de la nacelle. L'ensemble du dispositif peut être vertical ou horizontal. Cette technique, facile à mettre en œuvre à l'échelle du laboratoire, est cependant peu adaptée à une production industrielle.

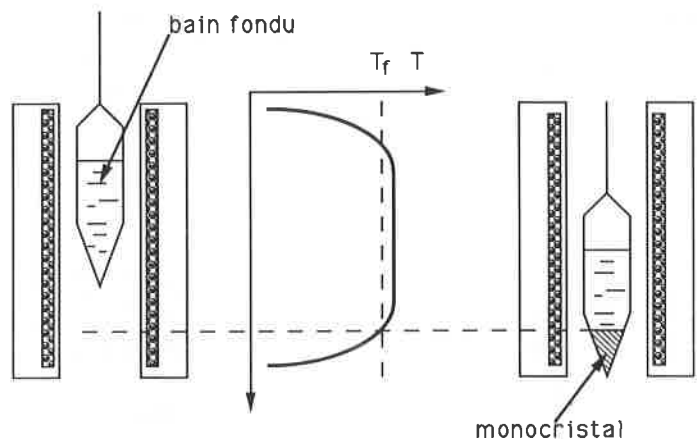


FIGURE 5 - Méthode de Bridgman verticale.

1.2. Technique Czochralski

La méthode Czochralski est la technique la plus utilisée dans l'industrie pour la fabrication des plaquettes de silicium destinées à la réalisation des circuits intégrés. Le matériau à monocristalliser

est fondu dans un creuset, en silice ou en graphite, chauffé par induction haute fréquence (figure 6). Un germe monocristalin, convenablement nettoyé et dont l'axe vertical correspond à une direction cristallographique simple ($\langle 100 \rangle$ généralement pour Si), est trempé dans le bain fondu de façon qu'une petite colonne liquide subsiste, adhérant au germe ; celui-ci est alors lentement tiré vers le haut ; au fur et à mesure du tirage, la petite colonne liquide se solidifie partiellement sur le germe, en adoptant son arrangement parfaitement régulier, c'est-à-dire sous forme monocristalline.

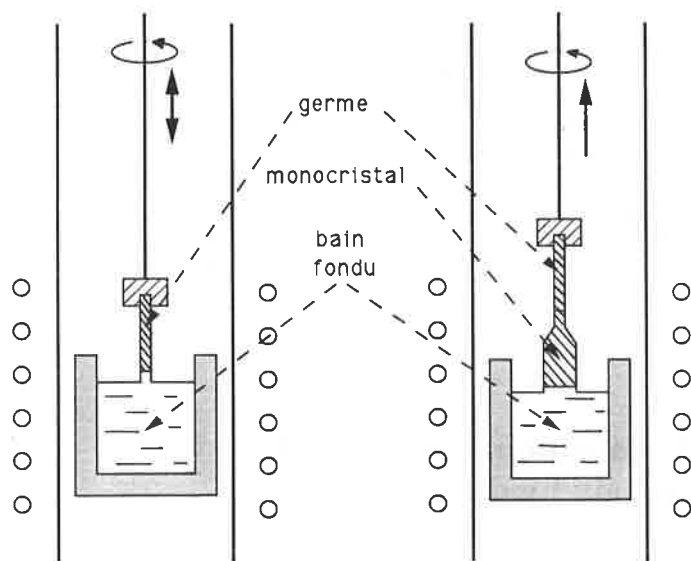


FIGURE 6 - Technique Czochralski.

En agissant sur la vitesse de tirage et sur la température du bain, il est possible d'augmenter le diamètre du monocristal jusqu'à la valeur souhaitée, puis en ajustant constamment les deux paramètres, de maintenir le diamètre constant. Un mouvement de rotation du germe et parfois du creuset réalise l'homogénéisation du bain en température et en composition.

L'ensemble est placé dans une atmosphère contrôlée, réductrice (H_2) le plus souvent pour éviter toute formation d'oxydes. On obtient aujourd'hui, avec ce procédé, des monocristaux pouvant avoir jusqu'à 20 cm de diamètre et plusieurs dizaines de centimètres de long. Lorsque le matériau est un composé comportant un élément volatil, on empêche l'évaporation en disposant sur le bain un liquide non miscible et transparent (B_2O_3) ; c'est l'encapsulation liquide ; bien sûr, si la pression de vapeur de l'élément volatil est élevée, il faut exercer sur l'encapsulant une contrepression équivalente avec un gaz inerte.

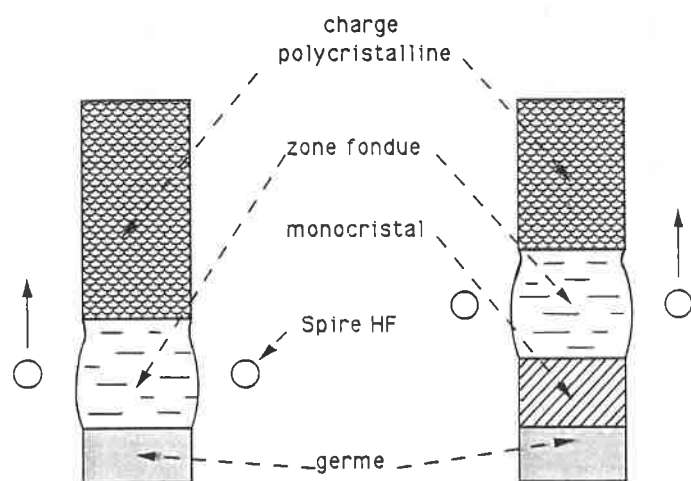


FIGURE 7 - Zone fondue flottante.

1.3. Zone fondue flottante

On dispose, sur un même axe vertical, un germe monocristalin et une charge polycristalline en matériau à monocristalliser (figure 7). A l'aide d'un moyen de chauffage localisé (spire à induction), une zone fondue est formée et est lentement déplacée le long de la charge. Le solide qui se dépose sur le germe est bien évidemment monocristallin. Les dimensions de la zone fondue doivent être soigneusement contrôlées afin d'éviter son écroulement ; en effet, la stabilité de cette zone résulte d'un équilibre délicat entre les forces de pesanteur et les forces de tension superficielle. Cette technique donne des monocristaux de dimensions inférieures à celles de cristaux Czochralski, mais souvent plus purs en raison de l'absence de tout creuset susceptible de contaminer le bain fondu. Par contre, les densités de dislocations sont un peu plus élevées dans les lingots "zone fondue" à cause des contraintes développées.

Les techniques de croissance en bain fondu donnent, comme on l'a vu, des lingots monocristallins dans lesquels doivent être découpées les plaquettes utilisées pour la fabrication des composants électroniques ou les circuits intégrés. Ce sont par ailleurs des méthodes fonctionnant à des températures élevées, températures qui favorisent les contaminations et, d'une manière générale, les réactions chimiques parasites, et la formation de défauts ponctuels (lacunes et interstitiels) et de dislocations. Ce sont les raisons pour lesquelles d'autres techniques ont été développées. Elles mettent en œuvre des températures plus basses ; de plus, elles ont généralement pour but de déposer, sur un substrat monocristallin lui-même issu d'un lingot "bain fondu", des couches minces monocristallines, de composition et/ou de dopage différent, réalisant ainsi les empilements plus complexes qu'exigent les composants modernes. Ces méthodes sont donc des méthodes d'épitaxie d'une couche mince sur un support monocristallin soigneusement choisi et préparé. Ces épitaxies peuvent être faites soit à partir d'une solution liquide, soit à partir d'une phase vapeur.

2. Technique de croissance en solution

Dans toute croissance en solution, le problème majeur est le choix du solvant ; celui-ci doit en effet :

- fondre à plus basse température que le matériau à monocristalliser,
- posséder une bonne solubilité différentielle vis-à-vis de ce même matériau,
- être très faiblement soluble dans le matériau à l'état solide,
- être chimiquement stable,
- ne pas réagir chimiquement avec le matériau ou l'environnement.

Ce choix est cependant facile dans le cas des composés ou alliages semiconducteurs courants ; en effet, il suffit de revenir sur le diagramme d'équilibre de phase typique d'un système semiconducteur A-B (figure 8) pour constater que le constituant A peut jouer le rôle de solvant pour le composé AB. Ce solvant répond aux caractéristiques ci-dessus définies ; de plus, même en présence d'une petite zone de miscibilité à l'état solide, les atomes de solvant dissous ont un faible effet sur les propriétés électriques.

Il en résulte le processus expérimental suivant (figure 8). A une température T_0 , inférieure à la température de fusion de AB, on met en contact le solvant A fondu avec une charge polycristalline de AB ; on obtient ainsi la solution L_s . La charge est alors enlevée et une descente lente en température est amorcée ; lorsqu'une sursaturation critique ΔT_c est atteinte, la solution sursaturée est mise en présence d'un substrat monocristallin convenablement choisi ; la température continuant à baisser, la solution épitaxie sur le substrat le solide AB sous forme de couche mince

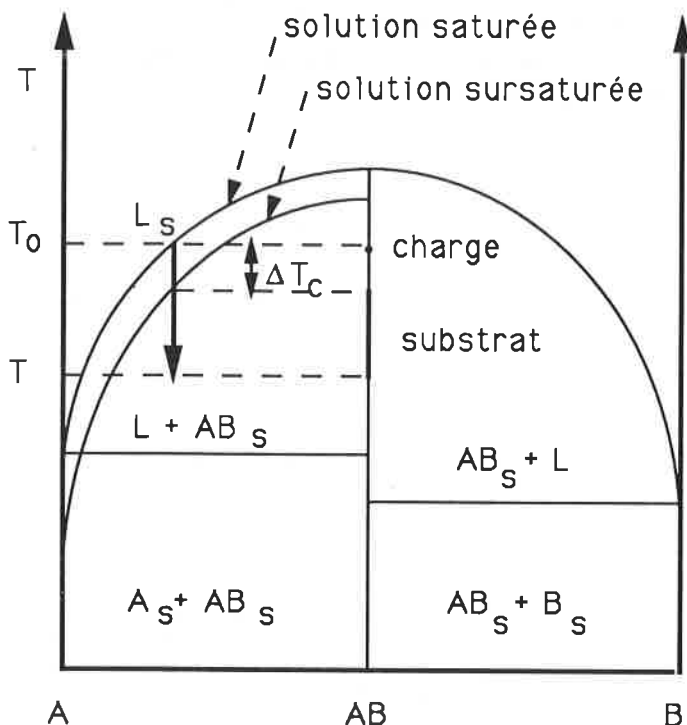


FIGURE 8 - Principe de la croissance en solution.

monocristalline. Quand l'épaisseur souhaitée est atteinte, il suffit de retirer la solution pour arrêter la croissance.

Ici, la force motrice pour la croissance est donnée en première approximation par :

$$\Delta G = -(\Delta H_d \times \Delta T) / T_0$$

où ΔH_d est la chaleur de dissolution,

et ΔT , égal à $T_0 - T$, est la sursaturation de la solution.

Un problème important est le choix du substrat ; en effet, pour que l'épitaxie puisse se faire, il faut que la maille cristalline du substrat soit aussi proche que possible de celle du dépôt ; pour un dépôt de composé AB, le substrat évident est une plaquette monocristalline de AB, par exemple obtenue par une technique en bain fondu.

Pour un alliage ternaire, le choix du substrat est plus délicat ; il faut alors soit faire croître des couches intermédiaires d'adaptation de la maille, soit déposer des alliages quaternaires du type $A_{1-x}C_xB_{1-y}D_y$ où le choix de la bande interdite détermine la valeur de x, le choix de la maille celle de y.

Sur ce principe général, différentes techniques ont été mises au point ; elles diffèrent essentiellement dans la façon de réaliser la saturation de la solution et de mettre en contact solution et substrat. Cependant, la méthode presque universellement employée est la méthode d'épitaxie en phase liquide à déplacement de tiroir.

2.1. Epitaxie en phase liquide (ou LPE pour "liquid phase epitaxy")

Son principe est schématiquement décrit sur la figure 9. La solution est placée dans un ou plusieurs alésages, usinés dans un bloc de graphite ; le fond de ces orifices est constitué par un tiroir, également en graphite, comportant deux logements ; dans l'un de ces logements est disposée une plaquette-charge, dans l'autre, le substrat. Au départ, position 1, solutions et plaquettes sont séparées, l'ensemble est amené dans un four à la température uniforme T_0 et est maintenu sous une atmosphère contrôlée (H_2 le plus souvent). La première solution a été introduite initialement avec une composition L_0 inférieure à la composition de

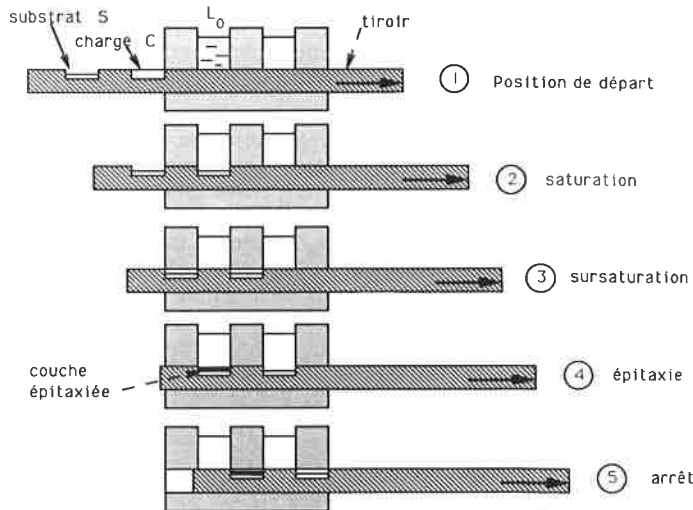


FIGURE 9 - Epitaxie en phase liquide à déplacement de tiroir.

saturation, L_s . Une première translation du tiroir amène la charge sous la solution sous-saturée, position 2, et on laisse la saturation s'établir ; lorsque la solution possède la composition L_s , la descente en température est amorcée et la charge est déplacée, position 3 ; quand la sursaturation critique est atteinte, le substrat est positionné sous la solution par un nouveau déplacement du tiroir, position 4, et l'épitaxie s'effectue. Une nouvelle translation arrête la croissance, position 5. Comme, généralement, il existe plusieurs alésages, rien n'empêche d'y mettre au départ d'autres solutions, et de faire ainsi croître un empilement de couches, de compositions ou/et de dopages différents, par translations successives du tiroir.

L'épitaxie en phase liquide n'est pas une technique facilement industrialisable, car elle traite des plaquettes de dimensions relativement petites ; mais elle permet déjà d'obtenir des couches d'épaisseur inférieure au micromètre avec un excellent contrôle de la pureté.

2.2. Travelling heater method (THM)

La méthode consiste à réaliser dans un tube vertical, généralement en quartz, l'empilement d'un germe monocristallin, du solvant (là encore, l'un des constituants du matériau) et d'une charge polycristalline du matériau (figure 10). Une zone chaude

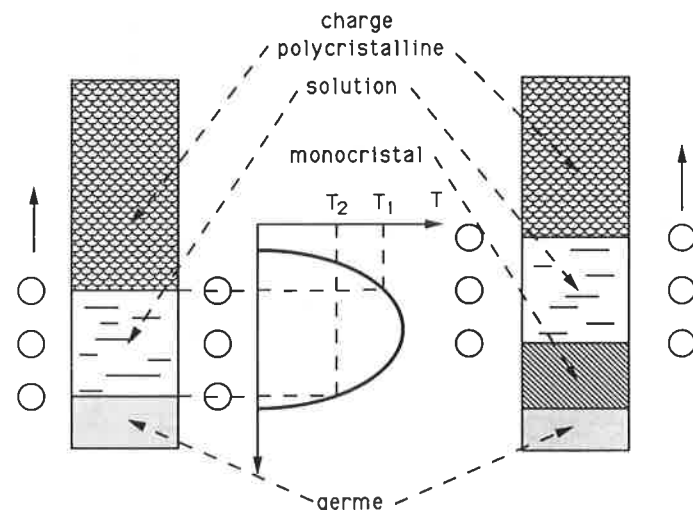


FIGURE 10 - "Travelling heater method".

est formée au niveau du solvant ; celui-ci fond et dissout par ses deux interfaces une partie du germe et une partie du substrat jusqu'à formation d'une solution saturée.

La zone chaude est alors lentement entraînée vers la charge si bien que la température de l'interface supérieure augmente et celle de l'interface inférieure diminue. La solution à l'interface supérieure tend à devenir sous-saturée et dissout de la charge. La solution à l'interface inférieure tend à devenir sursaturée et dépose son soluté sous forme monocristalline. Cette méthode est principalement utilisée pour la croissance de HgTe, CdTe et leur alliage $Hg_{1-x}Cd_xTe$; le solvant est alors le tellure ; la tension de vapeur du mercure est ici élevée ce qui nécessite un tube de quartz à paroi épaisse, voire même une double paroi pour éviter tout accident. La THM donne des lingots massifs mais qui présentent des gradients de composition dans le cas d'alliages ternaires. Elle n'est pas applicable à des corps ayant un désaccord de paramètre de maille avec le germe.

3. Techniques de croissance en phase vapeur

3.1. Sublimation

Lorsque le matériau à monocristalliser est sublimable, sans dissociation, à des températures inférieures à sa température de fusion, T_f , il suffit de le porter, à l'intérieur d'un tube ouvert aux deux extrémités, à une température $T_1 < T_f$.

La vapeur est entraînée par un gaz inerte, constamment introduit dans l'enceinte, et elle vient se condenser sur un substrat monocristallin placé dans une autre partie de l'enceinte à une température plus basse, T_2 . Malheureusement cette situation est rarement rencontrée avec les semiconducteurs, surtout les binaires, ternaires ou quaternaires où certains constituants ont des pressions partielles plus élevées que d'autres. Il est alors nécessaire :

- soit de faire réagir le corps avec un gaz de façon à produire des espèces gazeuses contenant tous les éléments constitutifs du matériau, c'est l'épitéxie par réaction chimique en phase vapeur,
- soit introduire dans l'enceinte de croissance, des espèces gazeuses contenant tous les éléments constitutifs du matériau ; ces espèces gazeuses étant des organo-métalliques, c'est l'épitéxie en phase vapeur aux organométalliques,
- soit évaporer les différents éléments constitutifs du matériau à partir de sources séparées et combiner les vapeurs sur un substrat refroidi ; c'est l'épitéxie par jets moléculaires.

3.2. Epitéxie par réaction chimique en phase vapeur (ou CVD pour "chemical vapor deposition")

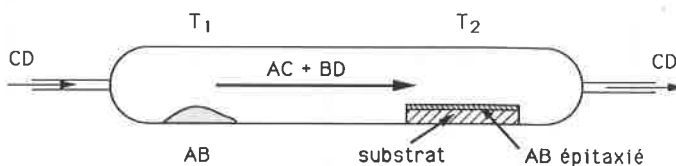
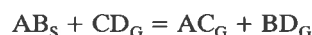


FIGURE 11 - Epitéxie par réaction chimique en phase vapeur.

Très schématiquement, on fait réagir le matériau solide polycristallin AB placé dans l'enceinte à la température T_1 , avec le gaz CD (figure 11) ; on admet que, dans cette zone, l'équilibre solide-gaz suivant s'établit :



L'espèce gazeuse AC est alors à la pression partielle d'équilibre, p_{e1} , fonction de T_1 ; le mélange gazeux est entraîné dans la zone à T_2 où l'équilibre se déplace en sens inverse, déposant le solide AB épitéxié sur le substrat. Si p_{e2} est la pression partielle d'équilibre de AB à T_2 , la force motrice est

$$\Delta G = -R T_2 \ln (1 + \Delta p / P_{e2}),$$

$$\text{avec } \Delta p = P_{e1} - P_{e2}.$$

La figure 12 représente, à titre d'exemple, le schéma de principe d'un équipement d'épitéxie de GaAs par CVD aux chlorures (Cl CVD). Ici, le gaz réactif est le gaz chlorhydrique, produit par la réaction de $AsCl_3$ gazeux avec H_2 ; ce HCl réagit en zone chaude avec Ga (liquide) pour former des chlorures de gallium gazeux. T_1 et T_2 sont respectivement de l'ordre de 850 et 800 °C. Une ligne de dopage par le zinc est également schématisée. $AsCl_3$ peut être remplacé par de l'arsine gazeux, AsH_3 ; c'est la CVD aux hydrures (H CVD).

3.3. Epitéxie en phase vapeur aux organométalliques (ou OM VPE pour "metal organic vapor phase epitaxy")

La plupart des éléments intervenant dans les semiconducteurs

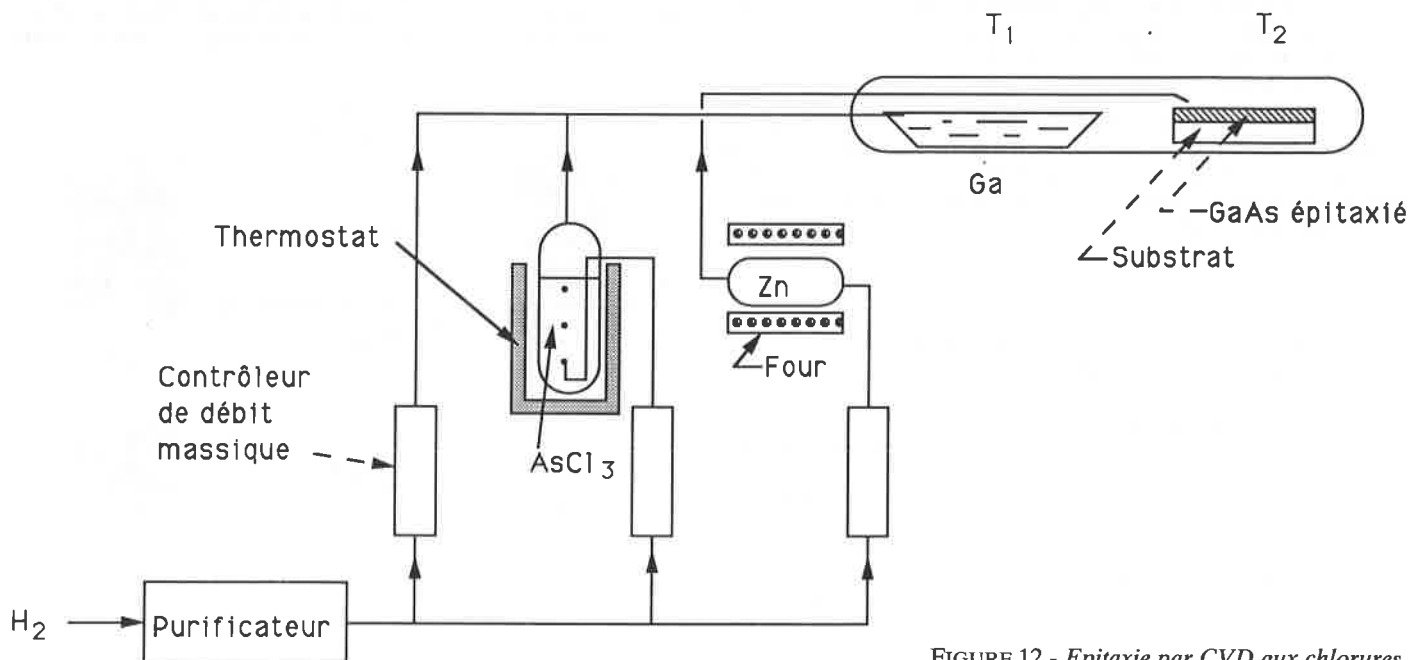
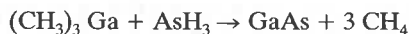


FIGURE 12 - Epitéxie par CVD aux chlorures.

possèdent des composés organométalliques, solides ou liquides et présentant des tensions de vapeur relativement élevées (quelques torr) au voisinage de la température ambiante.

Ces vapeurs, entraînées par un gaz, peuvent être introduites dans une enceinte réactionnelle, constituant les sources gazeuses recherchées. Ces espèces gazeuses se décomposent sur, ou au voisinage, du substrat chauffé par HF ou par lampes à infrarouge, libérant à la surface de ce dernier les éléments constitutifs du matériau. L'enceinte réactionnelle peut être maintenue soit à la pression atmosphérique, soit à une pression totale de quelques dizaines de torr. Notons que, fréquemment, des hydrures, AsH_3 , H_2Se ,..., purs ou dilués sont également utilisés comme sources gazeuses ; c'est ainsi que la réaction la plus couramment employée pour GaAs est :



Cette méthode aux organométalliques se développe rapidement à l'échelle industrielle malgré les problèmes de sécurité posés par la manipulation et le stockage de ces produits qui sont toxiques et souvent pyrophoriques à l'air. Elle permet en effet, grâce à sa très grande souplesse, d'épitaxier, sur plusieurs substrats de grandes dimensions, des couches d'une dizaine de nanomètres d'épaisseur avec un excellent contrôle des compositions et des transitions de composition.

3.4. Epitaxie par jets moléculaires (ou MBE pour "molecular beam epitaxy")

Dans la technique d'épitaxie par jets moléculaires, les sources gazeuses sont constituées par des cellules à effusion où les constituants du matériau sont évaporés à partir de leur forme élémentaire. L'enceinte réactionnelle est maintenue sous ultravide pendant l'évaporation, si bien que les jets gazeux moléculaires issus des cellules se propagent en ligne droite en direction du substrat où les constituants se recombinaient sous forme d'une couche monocristalline. La figure 13, tirée d'un article de L.L. Chang (I.B.M.-Watson Center ; dans "Handbook of Semiconductors", vol. 3), est un schéma de l'ensemble expérimental. Un des avantages importants de la MBE est que l'ultravide autorise l'utilisation de différents équipements de traitement et d'analyse in situ ; par exemple, un équipement complet peut comporter :

- un canon à ions pour le décapage du substrat ou la pulvérisation du dépôt en cours de croissance,
- un spectromètre de masse analysant la composition de la phase vapeur et qui, couplé avec le canon à ions, permet une analyse de la composition des dépôts,

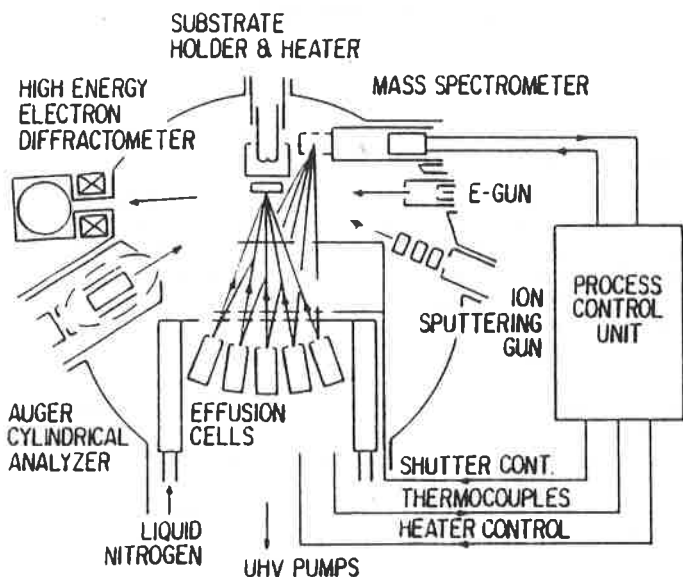


FIGURE 13 - Epitaxie par jets moléculaires, d'après L.L. Chang (IBM).

- un diffractomètre à électrons de hautes énergies pour l'examen de la structure cristalline du substrat ou du dépôt,
- un analyseur d'électrons Auger pour l'analyse chimique superficielle.

L'épitaxie par jets moléculaires est donc une technique extrêmement sophistiquée qui se prête parfaitement à une gestion par ordinateur ; elle permet de faire croître des structures parfaitement contrôlées en épaisseur et en composition. Par exemple, on peut déposer un matériau couche atomique par couche atomique et créer ainsi des structures dites à puits quantiques ou à super-réseaux possédant des propriétés physiques tout à fait nouvelles. Une recherche extrêmement active est en cours sur ces nouvelles structures afin d'explorer leurs possibilités d'applications dans les composants du futur. Le développement industriel de cette méthode se heurte à la nécessité de recharger les cellules à effusion ; c'est pourquoi on s'oriente vers l'utilisation de sources gazeuses (GS MBE), en particulier organométalliques (MO MBE).

4. Conclusion

Les techniques de monocristallisation de matériaux massifs sont maintenant parfaitement au point ; elles donnent des monocristaux de grandes dimensions avec des caractéristiques électriques remarquables. En ce qui concerne la croissance des couches minces monocristallines, le tableau I (d'après G.B. Stringfellow - dans "Organometallic vapor phase epitaxy") compare les avantages et les inconvénients de chaque méthode ; aucune de ces méthodes n'a encore supplanté les autres. Tout au plus peut-on dire que les deux dernières, MO CVD et MBE, paraissent les mieux adaptées à la fabrication des structures à puits quantiques et des superréseaux ; il reste à les améliorer pour obtenir des puretés encore meilleures et aussi à les adapter à des productions à l'échelle industrielle. Pour les méthodes OM CVD et MO MBE, un travail important de synthèse d'organométalliques nouveaux reste à faire.

Il faut, en effet, réduire les risques liés à leur toxicité, disposer de substances à tension de vapeur assez élevée au voisinage de la température ambiante (utilisables comme sources pour semiconducteurs mais aussi pour isolants et conducteurs) et se craquant correctement à des températures aussi basses que possibles pour éviter toute dégradation ou toute évolution des structures en cours de croissance. Enfin, il ne faut pas oublier que toute source pour semiconducteur doit posséder une pureté considérable et, qu'en conséquence, toute recherche sur de nouveaux précurseurs doit s'accompagner de la mise au point d'une technique de purification. C'est dire que les chimistes ont un rôle considérable à jouer dans l'industrie et dans la recherche en matière de composants électroniques.

TABLEAU I - Comparaison.

LPE	Simple Haute pureté	Petites dimensions Manque de souplesse Non uniforme Epaisseur > 0,1 µm
CI CVD	Simple Haute pureté	Pas d'alliages à base Al Sb difficile Interface non abrupte
H CVD	Grande échelle	Pas d'alliages à base Al Sb difficile Réacteur et processus complexes Sources dangereuses
OM CVD	Flexible Interface abrupte Réacteur simple Epaisseur faible	Réactants chers Sources dangereuses Contrôle délicat Dopage au carbone avec Al
MBE	Procédé simple Uniforme Epaisseur faible Contrôles in situ Interface abrupte	Alliages contenant As et P difficiles Equipement onéreux Production faible