

⑫

DEMANDE DE BREVET D'INVENTION

A1

⑫② Date de dépôt : 27.01.93.

⑫③ Priorité : 31.01.92 JP 1666392.

⑫④ Date de la mise à disposition du public de la demande : 06.08.93 Bulletin 93/31.

⑫⑤ Liste des documents cités dans le rapport de recherche : *Le rapport de recherche n'a pas été établi à la date de publication de la demande.*

⑫⑥ Références à d'autres documents nationaux apparentés :

⑦① Demandeur(s) : FUJITSU LIMITED — JP.

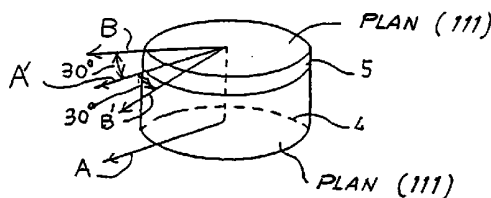
⑦② Inventeur(s) : Ebe Hiroji et Sawada Akira.

⑦③ Titulaire(s) :

⑦④ Mandataire : Cabinet Beau de Loménie.

⑤④ Structure cristalline composite à couche épitaxiale des groupes II-VI sur substrat de silicium et son procédé d'obtention.

⑤⑦ La présente invention concerne une structure cristalline composite constituée par une couche épitaxiale (5) des groupes II-VI formée par croissance, sur un substrat (4) choisi parmi le silicium, l'arséniure de gallium et l'arséniure de gallium (GaAs) sur silicium, caractérisée en ce que ledit substrat présente une orientation cristalline comportant un plan (111), ladite couche épitaxiale des groupes II-VI présente une orientation cristalline comportant un plan (111), et en ce qu'il existe un glissement par rotation dans le plan de 30° entre les orientations cristallines dudit substrat et de ladite couche épitaxiale des groupes II-VI. La présente invention concerne également un procédé d'obtention d'une telle structure cristalline composite par un procédé MOCVD. L'invention est applicable notamment à la détection infrarouge.



La présente invention concerne la croissance d'une couche épitaxiale des groupes II-VI sur un substrat, notamment un substrat de silicium. Plus particulièrement, la présente invention concerne la croissance d'une couche épitaxiale de CdTe (111) sur un substrat de silicium (111). HgCdTe est connu comme matériau sensible pour la détection infrarouge, et la croissance hétéro-épitaxiale de HgCdTe sur un substrat de silicium constitue une technologie clé pour le développement des détecteurs infrarouges monolithiques. A cet effet, une couche intermédiaire de CdTe est tout d'abord formée par croissance sur un substrat de silicium, après quoi une couche de HgCdTe est formée par croissance sur la couche épitaxiale de CdTe.

Un imageur infrarouge conventionnel de type hybride présente une structure telle qu'une multiplicité d'éléments détecteurs infrarouges en HgCdTe sont formés sur un substrat de CdTe et qu'un agencement du traitement du signal, par exemple un CCD, est formé sur un substrat de silicium, puis les deux substrats sont reliés entre eux au moyen d'une multiplicité de bosses pour former l'imageur infrarouge.

On a proposé un imageur infrarouge de type monolithique pour répondre aux exigences posées par un nombre accru d'éléments détecteurs dans le but d'améliorer la résolution de la détection des images. Cet imageur infrarouge monolithique comporte une couche intermédiaire de CdTe formée par croissance sur un substrat de silicium et une couche de HgCdTe formée par croissance sur la couche intermédiaire de CdTe. Un agencement de traitement du signal est formé dans le substrat de silicium et une multiplicité d'éléments détecteurs sont formés dans la couche de HgCdTe. L'imageur infrarouge monolithique peut répondre aux exigences posées par le nombre accru d'éléments détecteurs, permet la mise en oeuvre de procédés de fabrication plus simples et augmente la fiabilité mécanique.

Le problème fondamental posé par la production d'un imageur infrarouge monolithique est la croissance hétéro-épitaxiale de CdTe sur un substrat de silicium. On sait que la structure cristalline du silicium est de type diamant et que la structure cristalline de CdTe est de type blende. Ces deux types présentent des ressemblances concernant les structures réticulaires de sorte que, si les deux types d'atomes de type blende sont remplacés par des atomes de silicium, le cristal présente la même structure que le silicium de type diamant.

Pour faire croître sur un substrat de silicium une couche épitaxiale de CdTe on connaît les procédés suivants dans lesquels la couche de CdTe a la même orientation cristalline que le substrat de silicium. Lorsque l'on utilise un substrat de

silicium comportant un plan (100), on fait croître sur ce substrat une couche épitaxiale de CdTe qui comporte un plan (100). Lorsque l'on utilise un substrat de silicium comportant un plan (111), on fait croître sur ce substrat une couche épitaxiale de CdTe qui comporte un plan (111). Dans les deux cas, la couche de CdTe formée a la même direction dans le plan que la direction cristalline du substrat de silicium sous-jacent. Un aspect de cette technologie est décrit dans le document "Growth of CdTe films on silicon by molecular beam epitaxy" de H.H. Stadelmaier, J. Appl. Phys. 54(7), juillet 1983, pages 4238-4240.

Le principal problème posé par les procédés ci-dessus est qu'il n'est pas possible d'éviter une discordance réticulaire entre le silicium et CdTe. Dans le cas évoqué ci-dessus, la discordance réticulaire est d'environ 19%. On sait que GaAs a la même structure de type blende que CdTe et qu'il peut être utilisé comme substrat ou comme couche intermédiaire sur un substrat de silicium. Cependant, la discordance réticulaire entre GaAs et CdTe n'est abaissée qu'à la valeur de 14,6%.

Cette discordance réticulaire importante provoque des défauts cristallins tels que les défauts d'adaptation ("misfit") et les dislocations. Bien que l'on ait tenté de mettre en oeuvre d'autres procédés pour faire croître une couche épitaxiale de CdTe présentant une orientation cristalline différente de celle du substrat il demeure un problème de discordance réticulaire.

Pour remédier à ce problème, la présente invention a pour but l'obtention d'une couche épitaxiale des groupes II-VI sur un substrat, notamment de silicium, et plus précisément l'obtention d'une couche épitaxiale de CdTe sur un substrat de silicium permettant de minimiser la discordance réticulaire entre CdTe et le silicium.

La présente invention a encore pour but de proposer un procédé pour la croissance d'une couche épitaxiale de CdTe présentant une concordance réticulaire avec le substrat de silicium sous-jacent.

Selon l'invention, ces buts peuvent être atteints grâce à l'utilisation d'un substrat de silicium (111) sur lequel une couche épitaxiale de CdTe (111) est amenée à croître, la couche de CdTe ainsi formée présentant un glissement par rotation dans le plan de 30° par rapport à l'orientation cristalline du silicium sous-jacent.

La croissance de la couche épitaxiale est accomplie grâce à un procédé de dépôt chimique organo-métallique en phase vapeur (MOCVD) dans lequel on utilise comme sources de cadmium et de tellure le diméthylcadmium (DMCd) et le

diéthyltellure (DETe). Le substrat de silicium (111) est recuit à 1 000°C en atmosphère d'hydrogène après quoi la température du substrat est abaissée à 400°C et le DMCd et le DETe gazeux sont introduits de manière que le rapport molaire DETe/DMCd au cours de la croissance soit supérieur à 15.

5 Selon la présente invention, la surface du substrat de silicium (111) présente de préférence un défaut d'orientation de 1 à 10° vers la direction $\langle 1\bar{1}0 \rangle$.

D'autres caractéristiques et avantages de l'invention apparaîtront mieux dans la description détaillée qui suit et se réfère aux dessins annexés, donnés uniquement à titre d'exemple, et dans lesquels :

10 la figure 1 est une vue de dessus schématique d'une structure réticulaire à l'interface entre une couche épitaxiale de CdTe et un substrat de silicium dans laquelle il existe un glissement par rotation dans le plan de 30° à l'interface,

 la figure 2 est une vue en perspective d'une structure cristalline composite constituée par le substrat de silicium et la couche épitaxiale, qui repré-
15 sente schématiquement le glissement par rotation ci-dessus,

 les figures 3(a) et 3(b) représentent des coupes transversales du substrat de silicium montrant un défaut d'orientation du substrat de silicium (111), la figure 3(a) correspondant au cas sans défaut d'orientation et la figure 3(b) correspondant au cas où la direction $\langle 111 \rangle$ du substrat de silicium présente un défaut
20 d'orientation vers sa direction $\langle 1\bar{1}0 \rangle$,

 la figure 4 représente une méthode expérimentale pour mesurer l'ampleur du glissement par rotation de la structure cristalline composite,

 la figure 5 représente une caractéristique de largeur à mi-hauteur de la courbe oscillante des rayons X par rapport au plan (333) de la couche épitaxiale
25 lorsque l'on fait varier le rapport d'alimentation entre les gaz du groupe VI et du groupe II,

 les figures 6(a) à 6(c) représentent l'intensité de réflexion des rayons X sur le plan (422) de la couche épitaxiale de CdTe en fonction de l'angle de rotation du substrat, la valeur 0 étant attribuée à l'angle de réflexion sur le plan (422) du
30 substrat de silicium, et

 la figure 7 est une figure qui complète la figure 3(b) pour illustrer la plage admissible de la direction de défaut d'orientation $\langle 1\bar{1}0 \rangle$ du substrat de silicium (111).

 Selon le concept de base de la présente invention, une couche
35 épitaxiale semi-conductrice d'un composé des groupes II-VI comportant un plan (111) peut croître sur un substrat de silicium (111) avec une excellente concor-

dance réticulaire lorsqu'il existe un glissement par rotation dans le plan de 30° à l'interface entre la couche épitaxiale et le substrat de silicium sous-jacent. Lorsque la couche épitaxiale est une couche de CdTe, la discordance réticulaire est abaissée de 19% selon l'état de la technique à 3,4%. Ceci est représenté schématiquement sur les figures 1 et 2.

La figure 1 est une vue de dessus schématique d'une structure réticulaire à l'interface entre la couche épitaxiale de CdTe et le substrat de silicium. Le plan (111) de la couche de CdTe et le plan (111) du substrat de silicium sont parallèles au plan de la figure. La direction $\langle 1\bar{1}0 \rangle$ du substrat de silicium et la direction $\langle 1\bar{1}0 \rangle$ de la couche de CdTe sont dans le plan (111) et forment un angle de 30° . Les grands cercles 1 hachurés représentent des atomes de tellure ou de cadmium. Sur la figure 1, seuls les atomes d'un premier type, par exemple des atomes de Te, sont présents dans le plan de la figure tandis que les atomes du second type (atomes de Cd) ne sont pas représentés par souci de clarté car ces atomes du second type sont situés dans un autre plan et occupent des positions qui ne sont pas situées sur des lignes qui coïncident. Les cercles clairs 2 représentent les atomes de silicium supérieurs et les cercles sombres 3 représentent les atomes de silicium inférieurs.

Dans le cas de la croissance selon l'état de la technique dans laquelle la direction $\langle 1\bar{1}0 \rangle$ de CdTe est parallèle à la direction $\langle 1\bar{1}0 \rangle$ du silicium, l'écartement d_{CdTe} des atomes constitutifs de CdTe et l'écartement d_{Si} des atomes de silicium (figure 1) sont entre eux dans un rapport de 1,19 ce qui correspond à une discordance réticulaire de 19%. Cependant, lorsque l'on fait croître la couche de CdTe avec le glissement par rotation dans le plan de 30° représenté sur la figure 1, d_{CdTe} doit être comparé avec l'écartement d'_{Si} ce qui donne un rapport de 1,034 si bien que la discordance réticulaire est réduite à 3,4%.

La figure 2 représente un produit composite formé selon la présente invention qui consiste en un substrat 4 de silicium (111) et en une couche épitaxiale 5 de CdTe (111) formée sur le substrat, et dans lequel l'orientation du plan (111) de CdTe présente un glissement par rotation dans le plan de 30° par rapport à l'orientation du substrat de silicium (111) sous-jacent.

Le glissement par rotation ci-dessus peut être expliqué de la manière suivante. La direction $\langle 1\bar{1}0 \rangle$ du substrat de silicium (111) 4 est prise comme direction de référence comme le montre la flèche A de la figure 2. Dans ce cas, la direction $\langle 1\bar{1}0 \rangle$ du substrat de silicium est comprise dans le plan (111) du silicium. La direction $\langle 1\bar{1}0 \rangle$ de la couche épitaxiale 5 de CdTe (111) formée est

représentée par la flèche B ou B' et forme un angle de plus ou moins 30° par rapport à la flèche A' qui est parallèle à la direction de référence représentée par la flèche A. Comme la direction de référence A' coïncide avec la direction $\langle 2\bar{1}\bar{1} \rangle$ ou avec la direction $\langle 1\bar{2}1 \rangle$ de la couche épitaxiale 5 de CdTe (111) formée, la condition ci-dessus peut être exprimée en disant que la direction $\langle 2\bar{1}\bar{1} \rangle$ ou la direction $\langle 1\bar{2}1 \rangle$ de la couche de CdTe formée est parallèle à la direction $\langle 1\bar{1}0 \rangle$ du substrat de silicium.

En résumé, pour réduire la discordance réticulaire et pour obtenir une meilleure cristallinité, la couche épitaxiale 5 de CdTe (111) formée par croissance sur le substrat de silicium (111) doit présenter une rotation de 30° de l'orientation cristalline dans la direction avant ou arrière par rapport au substrat de silicium.

Les expériences faites par nous ont montré que le rapport molaire de DETe (gaz contenant un élément du groupe VI) à DMCd (gaz contenant un élément du groupe II) au cours du procédé MOCVD joue un rôle important pour la croissance d'une couche épitaxiale de CdTe (111) présentant un glissement par rotation dans le plan de 30° sur un substrat de silicium (111) et que, de plus, un défaut d'orientation du substrat de silicium (111) vers la direction $\langle 1\bar{1}0 \rangle$ est préférable pour supprimer l'hémitropie de la couche épitaxiale de CdTe.

Dans la suite on va donner des détails concernant différents essais.

Conditions de croissance dans le procédé MOCVD

Un substrat de silicium est tout d'abord nettoyé et recuit à 1 000°C dans une atmosphère d'hydrogène (10^5 Pa : 760 Torr). Puis, la température est abaissée à 400°C et DMCd et DETe gazeux sont introduits tandis que la température du substrat est maintenue à 400°C, de manière à maintenir la pression partielle de DMCd dans la plage de 1,333 Pa à 0,133 Pa (1×10^{-2} à 1×10^{-3} Torr) et la pression partielle de DETe dans la plage de $1,333 \times 10^2$ à 1,333 Pa (1 à 1×10^{-2} Torr). On examine les effets du rapport molaire de DETe/DMCd en modifiant le rapport molaire pour lui donner les valeurs suivantes 1,5, 5, 15, 20, 30 et 60.

Défaut d'orientation du silicium (111)

Le défaut d'orientation d'un substrat de silicium (111) est défini comme la surface du substrat dont la direction $\langle 111 \rangle$ est inclinée d'un petit angle vers une direction prédéterminée. Ceci est représenté sur les figures 3(a) et 3(b). La figure 3(a) montre une coupe transversale d'un substrat (111) normal dans lequel la

direction $\langle 111 \rangle$ est perpendiculaire à la surface du substrat. La figure 3(b) montre une coupe transversale d'un substrat à défaut d'orientation dans lequel la direction cristalline $\langle 111 \rangle$ forme un angle θ par rapport à la perpendiculaire à la surface du substrat. Si l'on suppose que le substrat est incliné vers la direction $\langle 1\bar{1}0 \rangle$ (sur la figure, la direction $\langle 1\bar{1}0 \rangle$ du substrat est comprise dans le plan de la figure), le défaut d'orientation est exprimé de la manière suivante : substrat (111) à défaut d'orientation θ vers la direction $\langle 1\bar{1}0 \rangle$.

On a préparé et testé plusieurs types de substrats de silicium (111) qui présentent différents angles de défaut d'orientation (d'inclinaison) et différentes directions de défaut d'orientation.

Méthodes d'essai

La structure cristalline de la couche épitaxiale formée est évaluée par une méthode connue de mesure de la largeur à mi-hauteur (LMH) de la courbe oscillante des rayons X par rapport au plan (333).

Pour déterminer si la couche épitaxiale formée présente un glissement par rotation dans le plan de 30° et si elle présente une hémitropie, on teste la direction cristalline de la couche épitaxiale formée en mesurant l'intensité de diffraction des rayons X. On se référera à la figure 4 pour décrire brièvement cette méthode. Il existe dans la couche épitaxiale de CdTe et dans le substrat de silicium un plan (422) qui forme un angle θ_1 de $19,5^\circ$ avec les plans (111) de la couche épitaxiale et du substrat. Lorsque les rayons X incidents ont un angle d'incidence θ_2 de $35,61^\circ$, les rayons X réfléchis présentent l'intensité maximale. On détermine la projection et la détection des rayons X en fonction de cette condition. Le substrat de silicium comportant la couche de CdTe est disposé de manière à pouvoir tourner autour d'un axe du plan (111). Lorsque l'intensité maximale des rayons X réfléchis par le plan (422) du substrat de silicium est détectée, la position correspondante du substrat est prise comme référence et comme angle 0. Puis, le substrat est entraîné en rotation d'un angle déterminé depuis la position de référence et l'intensité des rayons X réfléchis par le plan (422) de la couche épitaxiale de CdTe est mesurée. Cette opération est répétée en modifiant progressivement l'angle de rotation ce qui permet de tracer une courbe de l'intensité des rayons X en fonction de l'angle de rotation.

Résultats des essais

La figure 5 représente des résultats typiques d'essais concernant la cristallinité de la couche épitaxiale de CdTe obtenus en modifiant le rapport molaire de DETe/DMCd. La valeur de la largeur à mi-hauteur décroît (amélioration de la cristallinité) lorsque le rapport DETe/DMCd augmente. On préfère un rapport molaire supérieur à 15.

Les figures 6(a) à 6(c) représentent des résultats typiques d'essais concernant la réflexion depuis le plan (422).

Les données de la figure 6(a) sont obtenues dans des conditions dans lesquelles la croissance épitaxiale de CdTe est accomplie en maintenant le rapport molaire DETe/DMCd à une valeur constante de 30, le silicium (111) présentant un défaut d'orientation vers la direction $\langle \bar{2}11 \rangle$. La courbe présente deux pics pour des angles de rotation de $\pm 30^\circ$. Ceci signifie qu'il existe un glissement par rotation de 30° entre la couche épitaxiale de CdTe et le substrat de silicium. Cependant, la couche épitaxiale présente une hémitropie.

Les données de la figure 6(b) sont obtenues dans des conditions dans lesquelles la croissance épitaxiale de CdTe est accomplie en maintenant le rapport molaire DETe/DMCd à une valeur constante de 15 tandis que le silicium (111) présente encore un défaut d'orientation vers la direction $\langle \bar{2}11 \rangle$ comme dans le cas de la figure 6(a). La courbe présente deux pics d'angle de rotation à $\pm 60^\circ$. Du fait de la structure symétrique des cristaux de type blende, ceci signifie que la couche épitaxiale de CdTe formée présente la même orientation cristalline que la couche de CdTe formée par le procédé de l'état de la technique et qu'elle présente la même discordance réticulaire par rapport au substrat de silicium.

Les données de la figure 6(c) sont obtenues dans des conditions dans lesquelles la croissance épitaxiale de CdTe est accomplie en maintenant le rapport molaire DETe/DMCd à une valeur constante de 30 tandis que le silicium (111) présente un défaut d'orientation de 8° vers la direction $\langle 1\bar{1}0 \rangle$. La courbe comporte un seul pic d'angle de rotation à $+ 30^\circ$. Ceci signifie qu'il existe un glissement par rotation de 30° entre la couche épitaxiale de CdTe et le substrat de silicium et que la couche épitaxiale ne présente pas d'hémitropie. Dans ce cas, on obtient donc des résultats satisfaisants.

D'autres essais sont menés en modifiant le rapport molaire, la direction de défaut d'orientation du plan (111) du silicium et l'angle de défaut d'orientation θ . En résumant tous les résultats obtenus, pour d'obtenir un glissement par rotation dans le plan de 30° pour la couche épitaxiale de CdTe (111) sur le substrat de

silicium (111), il est nécessaire que le rapport molaire DETe/DMCd soit supérieur à 15 et que le substrat de silicium (111) présente un défaut d'orientation vers la direction $\langle 1\bar{1}0 \rangle$ d'un angle de 1 à 10°.

La direction $\langle 1\bar{1}0 \rangle$ de défaut d'orientation évoquée ci-dessus peut
 5 avoir une plage angulaire admissible de $\pm 15^\circ$ dans le plan (111). Cette plage est représentée schématiquement sur la figure 7. La direction $\langle 111 \rangle$ du substrat de silicium peut être inclinée vers la flèche A ou vers la flèche B, l'angle formé par la direction $\langle 1\bar{1}0 \rangle$ et la flèche A ou la flèche B, étant limité à 15°.

10 Autres perfectionnements

Dans les modes de réalisation ci-dessus, une couche épitaxiale de CdTe (111) est formée par croissance sur un substrat de silicium (111). Lorsque du zinc est présent dans la couche épitaxiale de CdTe, c'est-à-dire lorsque $\text{Cd}_{1-x}\text{Zn}_x\text{Te}$ est amené à croître sur le substrat de silicium (111), la discordance
 15 réticulaire est réduite encore et, dans le cas idéal où $x = 0,55$, la discordance réticulaire est réduite à 0%. On peut y parvenir en ajoutant du diéthylzinc (DEZn) gazeux au cours de la croissance par MOCVD décrite précédemment. On amène la pression partielle du diéthylzinc gazeux à une valeur choisie, comprise dans la plage de $1,333$ à $1,333 \times 10^{-2}$ Pa (10^{-2} à 10^{-4} Torr) de manière à obtenir le
 20 rapport de mélange x de 0,55.

Il est possible également de former sur la couche épitaxiale présente sur le substrat une couche de tellure de cadmium et de mercure (HgCdTe).

De plus, il est possible de remplacer le substrat de silicium par un substrat d'arséniure de gallium GaAs dont la structure cristalline est de type blende.
 25 En outre, il est possible d'utiliser comme substrat secondaire une structure composite constituée par du silicium et GaAs, GaAs étant formé par croissance épitaxiale sur le substrat de silicium.

REVENDICATIONS

1. Structure cristalline composite constituée par une couche épitaxiale (5) des groupes II–VI formée par croissance sur un substrat (4) choisi parmi le silicium, l'arséniure de gallium et l'arséniure de gallium (GaAs) sur silicium, caractérisée en ce que ledit substrat présente une orientation cristalline comportant un plan (111), ladite couche épitaxiale des groupes II–VI présente une orientation cristalline comportant un plan (111), et en ce qu'il existe un glissement par rotation dans le plan de 30° entre les orientations cristallines dudit substrat et de ladite couche épitaxiale des groupes II–VI.

2. Structure cristalline composite selon la revendication 1, caractérisée en ce que ledit plan (111) du substrat (4) présente un défaut d'orientation vers une direction $\langle 1\bar{1}0 \rangle$ dudit substrat.

3. Structure cristalline composite selon la revendication 2, caractérisée en ce que l'angle de défaut d'orientation est compris dans la plage de 1° à 10°.

4. Structure cristalline composite selon la revendication 2, caractérisée en ce que ladite direction de défaut d'orientation $\langle 1\bar{1}0 \rangle$ comprend une plage admissible de $\pm 15^\circ$ dans ledit plan (111) du substrat.

5. Structure cristalline composite selon la revendication 1, caractérisée en ce que ladite couche épitaxiale des groupes II–VI est constituée par du tellure de cadmium (CdTe).

6. Structure cristalline composite selon la revendication 1, caractérisée en ce que ladite couche épitaxiale des groupes II–VI est constituée par du tellure de cadmium et de zinc (CdZnTe).

7. Structure cristalline composite selon la revendication 6, caractérisée en ce que ledit tellure de cadmium et de zinc (CdZnTe) présente la composition $\text{Cd}_{0,45}\text{Zn}_{0,55}\text{Te}$.

8. Structure cristalline composite selon l'une quelconque des revendications 1 à 7, caractérisée en ce qu'elle comporte en outre une couche de tellure de cadmium et de mercure (HgCdTe) formée par croissance sur ladite couche épitaxiale présente sur le substrat.

9. Procédé pour faire croître une couche épitaxiale (5) des groupes II–VI sur un substrat (4) par un procédé MOCVD, dans lequel le substrat est choisi parmi le silicium, l'arséniure de gallium et l'arséniure de gallium (GaAs) sur silicium et présente un plan (111), caractérisé en ce qu'il comprend les étapes consistant à prévoir une multiplicité de gaz organo–métalliques comprenant

chaque élément de ladite couche épitaxiale des groupes II–VI, à faire circuler un gaz vecteur et ladite multiplicité des gaz organo–métalliques et à chauffer ledit substrat par le procédé MOCVD, le rapport molaire entre les quantités des gaz organo–métalliques fournis au substrat, défini par (quantité de gaz du groupe
5 VI/quantité de gaz du groupe II), étant supérieur à 15.

10. Procédé selon la revendication 9, caractérisé en ce que ledit plan (111) du substrat présente un défaut d'orientation vers une direction $\langle 1\bar{1}0 \rangle$ dudit substrat.

11. Procédé selon la revendication 10, caractérisé en ce que l'angle de défaut d'orientation est compris dans la plage de 1° à 10° .
10

12. Procédé selon la revendication 10, caractérisé en ce que ladite direction de défaut d'orientation $\langle 1\bar{1}0 \rangle$ comprend une plage admissible de $\pm 15^\circ$ dans ledit plan (111) du substrat.

1/4

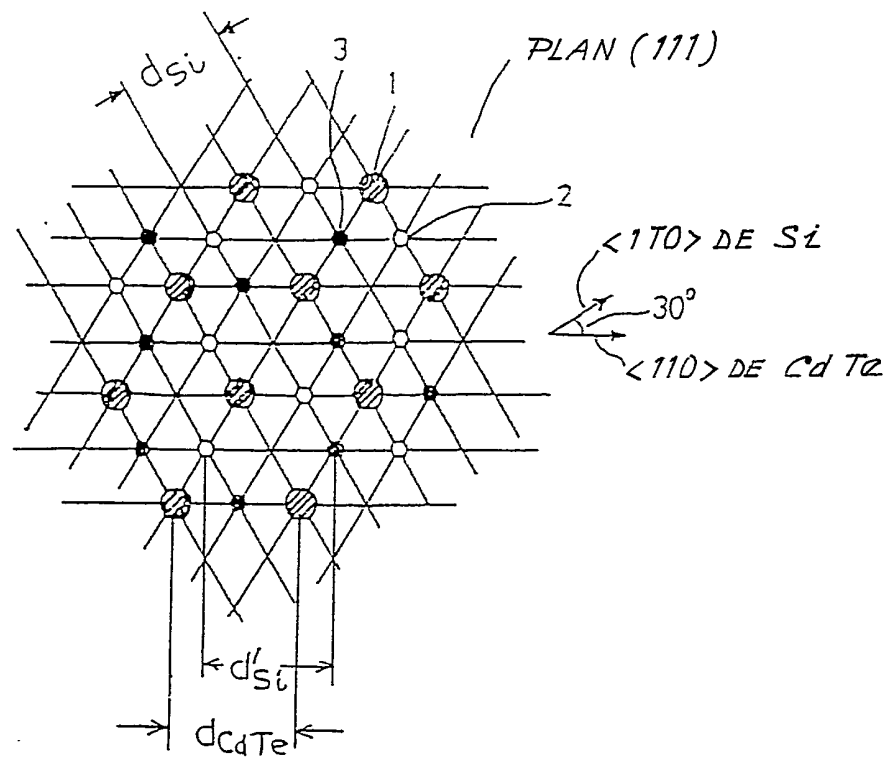


FIG. 1

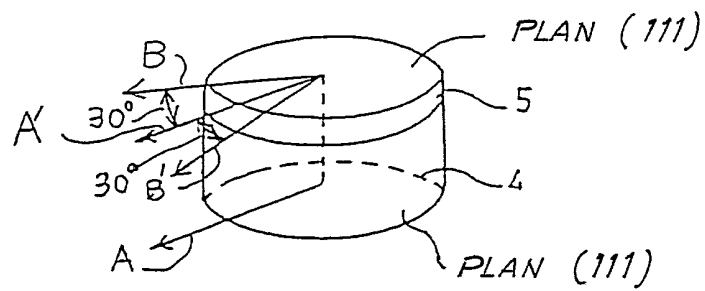


FIG. 2

2/4

FIG. 3(a)

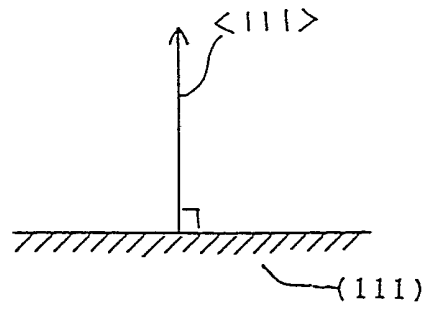


FIG. 3(b)

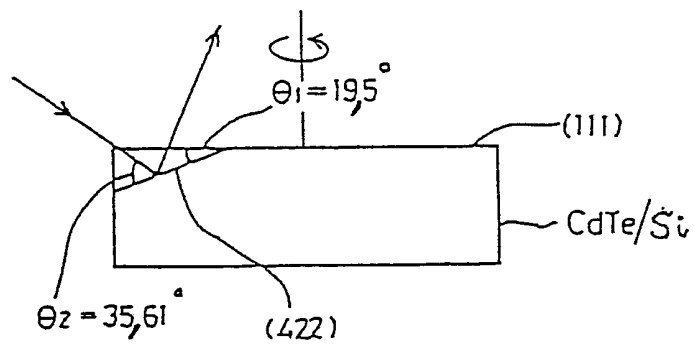
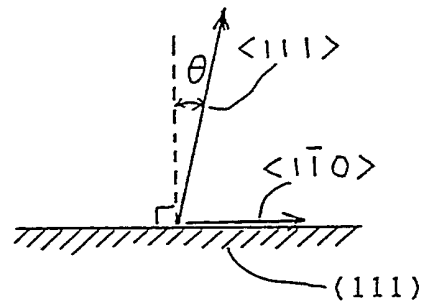


FIG. 4

3/4

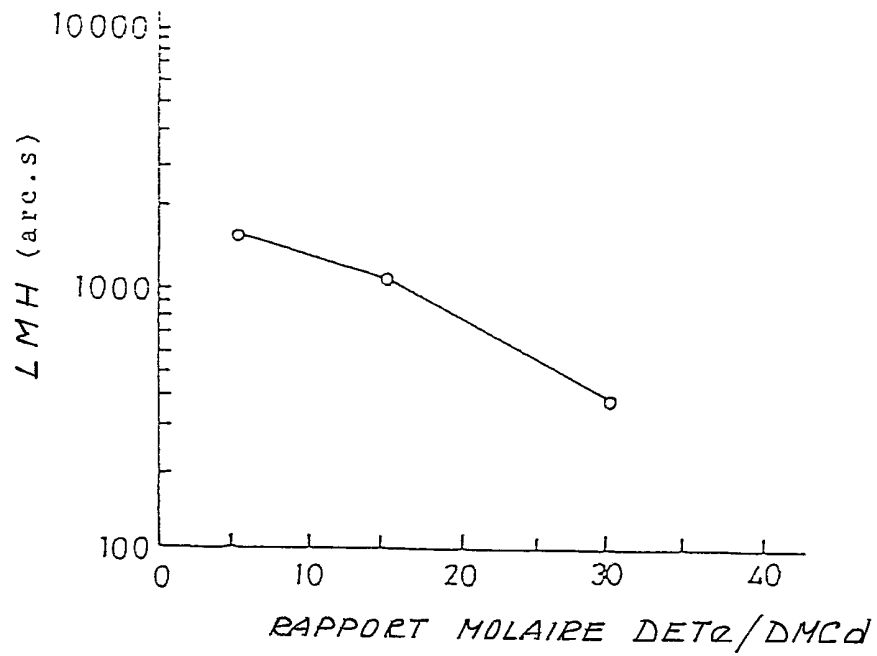


FIG. 5

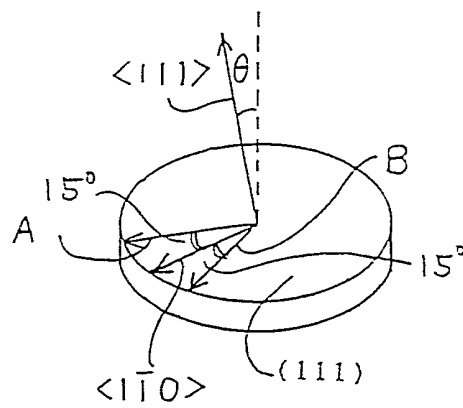


FIG. 7

4/4

FIG.6(a)

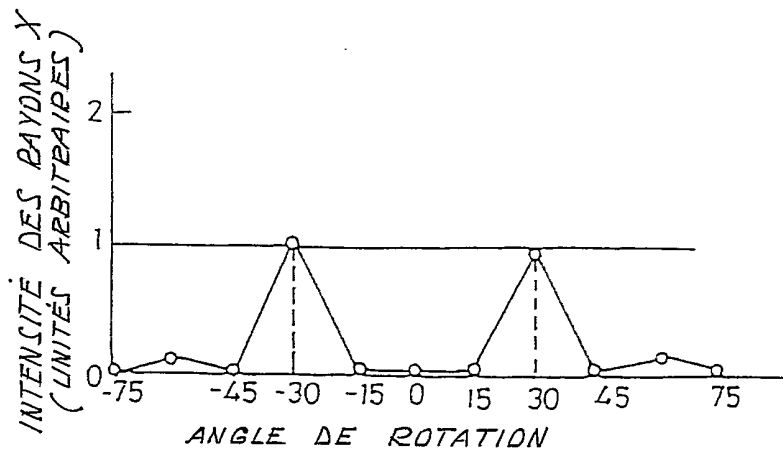


FIG.6(b)

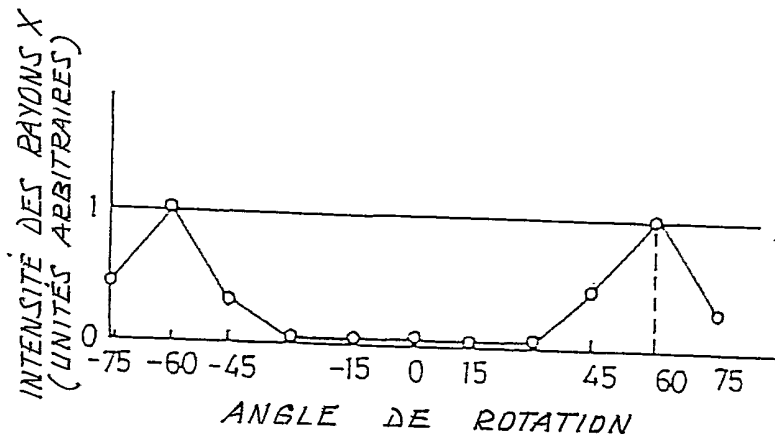


FIG.6(c)

