

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 公開特許公報(A)

(11) 特許出願公開番号
特開2007-169083
(P2007-169083A)

(43) 公開日 平成19年7月5日(2007.7.5)

(51) Int.Cl.
C3OB 29/36 (2006.01)
C23C 16/34 (2006.01)

F I
C3OB 29/36
C23C 16/34

Z
4GO77
4KO30

テーマコード (参考)

審査請求 未請求 請求項の数 3 O L (全 10 頁)

(21) 出願番号	特願2005-364938 (P2005-364938)	(71) 出願人	301023238
(22) 出願日	平成17年12月19日 (2005.12.19)		独立行政法人物質・材料研究機構 茨城県つくば市千現一丁目2番地1
		(72) 発明者	相澤 俊 茨城県つくば市千現一丁目2番1号独立行政法人物質・材料研究機構内
		(72) 発明者	大谷 茂樹 茨城県つくば市千現一丁目2番1号独立行政法人物質・材料研究機構内
		Fターム(参考)	4G077 AA02 AB02 BC07 BE07 BE09 CE03 EC07 FJ06 HA12 4K030 AA18 AA24 BA02 BA08 BA38 BB02 CA05 FA01 JA03

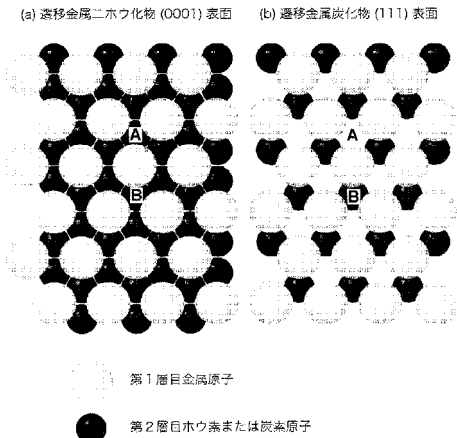
(54) 【発明の名称】 半導体結晶成長用炭化物単結晶基板

(57) 【要約】 (修正有)

【課題】 GaNなどの窒化物半導体結晶の(0001)又は(000-1)面との間の格子整合性を高めて、低欠陥の窒化物半導体結晶をエピタキシャル育成可能な岩塩型遷移金属炭化物単結晶基板を提供する。

【解決手段】 化学式XC (但し、Xは、Ti, Zr, Nb, Hf, Taのうち、1種類) で表される岩塩型遷移金属炭化物単結晶、または、化学式X_(1-x)Y_xC (但し、X及びYは、Ti, V, Zr, Nb, Hf, Taのうち、1種類であり、XとYは異なる元素で、0<x<0.3) で表される岩塩型遷移金属炭化物固溶体単結晶からなり、主面が(111)面である窒化物半導体結晶成長用基板。

【選択図】 図1



【特許請求の範囲】

【請求項 1】

化学式XC（但し、Xは、Ti, Zr, Nb, Hf, Taのうち、1種類である。）で表される岩塩型遷移金属炭化物単結晶からなり、主面が(111)面である窒化物半導体結晶成長用基板。

【請求項 2】

化学式 $X_{(1-x)}Y_xC$ （但し、X及びYは、Ti, V, Zr, Nb, Hf, Taのうち、1種類であり、XとYは異なる元素である。 $0 < x < 0.3$ ）で表される岩塩型遷移金属炭化物固溶体単結晶であり、主面が(111)面である窒化物半導体結晶成長用基板。

【請求項 3】

請求項 1 又は 2 記載の基板と、該基板上にエピタキシャル成長させた窒化物半導体結晶からなる装置。 10

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、窒化ガリウム、窒化アルミニウムなどの窒化物半導体の低欠陥単結晶膜を作成するために用いられる基板に関するものである。

【背景技術】

【0002】

窒化ガリウム(GaN)は光デバイスとして利用されている他に、高効率な電子制御デバイスとして今後さらなる応用が期待されている物質である。しかしながら、融液から高品質な大型単結晶を作成することが難しいため、現在は、主に、サファイア基板を用いてその上に結晶成長させることにより窒化ガリウム結晶を得ている。その場合、サファイア基板の格子定数は窒化ガリウムに比べ-14%と、大きく異なっているため、非晶質の窒化ガリウムや窒化アルミニウムのバッファ層を用いた技術により窒化ガリウム結晶を作成しているが、窒化ガリウム結晶と基板結晶との格子不整合のために作成された半導体結晶中に転位欠陥を多く含んでいる。 20

【0003】

その問題を解決するためにSiCやZrB₂（特許文献1）などGaNと格子定数の近い基板が提案され、良質のGaNの成長が報告されている。また、窒化物、炭化物からなる基板に関する発明について特許出願されている（特許文献2）が、ウルツ鉱型あるいは閃亜鉛鉱型の結晶基板に関するものである。 30

【0004】

【特許文献1】特開2002-43223号公報

【特許文献2】特開2003-112999号公報

【発明の開示】

【発明が解決しようとする課題】

【0005】

SiCにおいては格子定数 $a = 0.30730$ nmであり、GaN ($a = 0.3187$ nm)との格子不整合-3.5%はサファイアとGaNの格子不整合よりはずっと小さいが、SiC基板上にGaNを直接成長させた場合は、多数の格子不整合転位（ミスフィット転位）の発生が懸念され、低欠陥結晶の直接成長にはまだ充分でない。 40

【0006】

一方、特許文献1に示されているZrB₂の(0001)面では格子定数 $a = 0.31687$ nmであり、GaNとの格子不整合はわずか-0.57%と非常に良好な整合性を示す。しかしながら、図1(a)に示すように、ZrB₂(0001)面はサイトAとサイトBが結晶学的に等価であり、同一のテラス内においてAサイトのような表面金属原子の作る下向き三角形に合わせて成長した領域と、Bサイトの上向き三角形に合わせて成長した領域が1/2ずつ核発生し、それぞれが融合できずに180度反転した2つの領域（ドメイン）の窒化物半導体結晶がモザイク状に成長してしまう懸念がある。これらのドメインの間には逆位相境界が形成され、結晶欠陥を増やす。

【0007】

そこで、窒化物半導体結晶の成長用基板は良いものがないか探し求められている状態である。

【課題を解決するための手段】

【0008】

本発明においては、この問題を解決するために、格子定数の整合性が高く、なおかつ逆位相境界の発生しない成長用基板を提供する。化学式 XC (X は、 Ti , Zr , Nb , Hf , Ta のうち、1種類である。)又は $X_{(1-x)}Y_xC$ (但し、 X 及び Y は、 Ti , V , Zr , Nb , Hf , Ta のうち1種類であり、 X と Y は異なる元素である。 $0 < x < 0.3$)で表される岩塩型結晶構造をもつ遷移金属炭化物単結晶を窒化物半導体結晶成長用基板とする。

10

【0009】

図1(b)に示すように、これら遷移金属炭化物の(111)面ではAサイトとBサイトは第2層目の原子の有無から全く違う状態になり、エネルギーの違いから同じ向きの結晶しか核発生せず、その結果、窒化物半導体結晶の成長に伴い隣り合う核が容易に融合して大きな領域の単結晶となるので、欠陥の少ない窒化物半導体結晶膜が成長できる。

【発明の効果】

【0010】

本発明の窒化物半導体結晶成長用基板は、遷移金属炭化物単結晶の(111)面を主面に利用することによりGa N などの窒化物半導体結晶の(0001)又は(000-1)面との間の格子整合性を高めて、低欠陥の窒化物半導体結晶が育成できる。さらに、固溶体単結晶 $X_{(1-x)}Y_xC$ では、 X , Y の原子と組成比 x を選ぶことにより格子定数の調節が可能となり、作成しようとする窒化物半導体結晶の格子定数に合致した単結晶基板を提供することができる。

20

【発明を実施するための最良の形態】

【0011】

欠陥密度の高いバッファ層を形成すること無く直接異種基板上にGa N , Al N 等の3族窒化物半導体結晶をヘテロエピタキシャル成長させるためには、下地基板の結晶と窒化物半導体結晶との間の格子定数の合致が重要となる。そこで、特許文献1に示したような二ホウ化ジルコニウム(ZrB_2)が格子定数の一致が-0.57%と非常に良好なため有望視されている。しかし、図1(a)に示したように、 ZrB_2 (0001)面は結晶の対称性よりAサイトとBサイトが全く等価であり、1/2の確率で180°方向の違う領域が核発生してしまう。この2つの領域は容易に融合できないため領域の間に逆位相境界が残り、バッファ層と同様に基板との界面付近に欠陥密度の高いエピタキシャル成長層が残存してしまう。

30

【0012】

本発明者らは実験の結果、岩塩型結晶構造をもつ遷移金属炭化物の(111)面においても ZrB_2 (0001)と同様にGa N , Al N のヘテロエピタキシャル成長が可能であることを見いだした。岩塩型構造の(111)面では図1(b)に示すように、AサイトとBサイトの状態がはっきりと違うためにどちらか一方の向きの窒化物半導体結晶しか核発生せず、同一テラス上では隣り合う核から成長した領域同士が容易に融合して一つの結晶になることができる。

【0013】

本発明の窒化物半導体結晶成長用基板は、岩塩型結晶構造をもつ4族、5族遷移金属炭化物(化学式 XC 、但し、 X は Ti , Zr , Nb , Hf , Ta のうち1種類である。)単結晶からなる。

40

さらに、窒化物半導体結晶成長用基板は、化学式 $X_{(1-x)}Y_xC$ (但し、 X 及び Y は、 Ti , V , Zr , Nb , Hf , Ta の内、1種類であり、 X と Y は異なる元素である。)で表される遷移金属炭化物固溶体単結晶でもよい。この場合、固溶範囲を示す x は X , Y の元素の種類に依存するが、一般にあまり大きいと不安定となり相分離を生じ易いのでおおむね0.3以下が望ましい。ここで対象としている4族、5族遷移金属炭化物(TiC , ZrC , HfC , NbC , TaC)は、ともに同じ岩塩型の結晶構造をとり、格子定数が0.4328 nmから0.4698 nmの範囲にあり8%以内の差異しかないので、固溶体を作るのに有利である。

【0014】

本発明の基板に用いる4族、5族遷移金属炭化物を製造するには、状態図において、結晶

50

相が融液と共存することから、融液法（融液からの結晶育成）が大型結晶の育成に効率的である。融点が二千数百℃以上と高いことから、ルツボを用いない浮遊帯域溶融法（フローティング・ゾーン法、FZ法）が最適である。しかしながら、この高い育成温度のため、融帯からの蒸発により炭素成分が一部失われる。そのデータを表1に示す。厳密には、融液組成にも依存するが、大まかには、表1に示す育成温度から蒸発による組成変化を予測することができる。その蒸発による組成変化を打ち消すように炭素成分を添加した原料供給棒を用い育成すると、良質な結晶が育成される。

【0015】

【表1】

良質結晶の得られる 育成温度(℃)		蒸発による炭素組成変化 (原料棒 MC_x と結晶 MC_y の組成差: $x-y$)
VC ¹⁾	2700	0.00
TiC ²⁾	2900	0.03
ZrC ³⁾	3200	0.09
NbC ⁴⁾	3400	0.25
HfC ⁵⁾	3400	0.30
TaC ⁶⁾	3600	0.45

(文献)

- 1) Y.Hou, et al., J.Crystal growth 68(1984)733-740
- 2) S.Otani, et al., J.Crystal growth 61(1983)1-7
- 3) S.Otani, et al., J.Crystal growth 51(1981)164-170
- 4) S.Otani, et al., J.Crystal growth 62(1983)211-218
- 5) S.Otani, et al., J.Crystal growth 51(1981)381-386
- 6) S.Otani, et al., J.Crystal growth 55(1981)431-437

【0016】

以下に結晶育成を更に詳細に説明する。本発明において用いられる装置の一例を図2に示す。この装置は、数気圧の不活性ガス雰囲気において結晶育成が可能なようにデザインされた高周波誘導加熱FZ炉である。原料焼結棒5の下端の加熱は、ワークコイル4に高周波電流を流すことにより、原料焼結棒5に誘導電流を生じさせ、そのジュール熱により行う。このようにして、形成された融帯6に上方より原料焼結棒5を送り込み、下方より単結晶7を育成する。

【0017】

本発明による単結晶育成の手順を述べる。まず、市販の4族、5族遷移金属炭化物粉末に、育成時蒸発により失われる炭素分を添加混合し、出発物質とする。それに、結合剤として少量の樟腦を加え、よく混合後、ラバープレス(2000Kg/cm²)により圧粉棒を作製する。この圧粉棒を真空中又は不活性ガス中で千数百℃に加熱し、原料焼結棒5を作製する。

【0018】

得られた原料焼結棒5を上軸2にホルダー3を介してセットし、下軸2'には種結晶(または初期融帯形成用の焼結棒)8をホルダー3'を介してセットする。次に、数気圧の不活性ガス(ヘリウム)を充填後、原料焼結棒5の下端を加熱により溶融させ、融帯6を形成させ、上軸駆動部1と下軸駆動部1'を駆動して、上軸2と下軸2'をゆっくりと下方に移動させて単結晶7を育成する。このとき、原料焼結棒5の融帯6への供給速度は、供給原料棒の密度が低いので、それを補償して原料供給棒とほぼ同じ直径をもつ単結晶が

育成されるように、設定する。雰囲気としては数気圧のヘリウムガスを用い高周波ワークコイル4の部分で発生する放電を防止する。

【0019】

上記岩塩型構造を持つ遷移金属炭化物の結晶面のうち、窒化物半導体結晶の成長用基板の主面として適した原子配列及び化学反応性を持った面は(111)が最適である。我々の過去の研究より該(111)面は真空中で清浄化処理をした場合、金属原子で終端されることがわかっている。窒化物半導体結晶膜をヘテロエピタキシャル成長させるためには基板表面に適度の結合を作る力、即ち、化学活性が必要であり、金属原子で覆われた(111)面は必要な活性度を持つ。さらに、3回対称性を持つため3族窒化物半導体結晶の(0001)面と良好な一致を見る。

10

【0020】

これらの基板の格子定数は(111)面の原子間隔で0.306 nmから0.332 nmであり、GaN, AlNとそれらを基にした3族窒化物半導体混晶の格子定数に合致させうる。例えば、NbCが約80モル%、ZrCが約20モル%からなる固溶体単結晶でGaNとほとんど完全に一致した格子定数を持つ基板を作成することができた。

【0021】

同様に窒化物半導体結晶膜としてAlN, GaNを基にしたAlN, GaN, InNの混晶を成長させる場合には、成長させようとする窒化物半導体結晶の格子定数に合致した格子定数を持つ遷移金属炭化物基板を作成することが可能である。格子定数の一致が良いと窒化物半導体結晶成長においてバッファ層を形成する必要がなくなり、また、ミスフィット転位などの界面欠陥も減少するため、基板との界面付近から欠陥の少ない窒化物半導体結晶をヘテロエピタキシャル成長させることが可能となる。

20

【0022】

これまでのバッファ層を用いて窒化物半導体結晶膜を成長させる技術では、たとえ基板が金属的であっても、基板自体を電極として用いる縦型素子を作成した場合、高欠陥密度のバッファ層等を電流が通過することになり、発熱等のエネルギーロスや素子特性の悪化を招く。これに対し、本発明の技術を用いると上記のような高欠陥密度の層が無いため特性の良い縦型素子の実現が期待される。

【実施例1】

【0023】

$Zr_{0.2}Nb_{0.8}C(111)$ [炭化ニオブと炭化ジルコニウムの固溶体、(111)面の原子間隔 $a/\sqrt{2} = 0.31892$ nm, GaN ($a = 0.3187$ nm)との格子不整合 +0.06 %]

高周波加熱浮遊帯域法により炭化ニオブと炭化ジルコニウムの固溶体($Zr_{0.2}Nb_{0.8}C$)単結晶棒を以下のようにして育成した。NbCとZrCの市販粉末を4:1のモル比で混合し、さらに、20モル%の炭素(カーボンブラック)および結合剤として少量の樟脳を加え混合した後、直径12mmのゴム袋に詰め円柱形とした。これに2000 kg/cm²の静水圧加圧を加えることにより圧粉体を得た。この圧粉体を真空中、1800℃で加熱し、直径1cm、長さ12cm程度の原料焼結棒を得た。

【0024】

この原料焼結棒を図2に示すFZ育成炉の上軸にホルダーを介し固定し、下軸には、原料焼結棒と同じ組成をもつ初期融帯形成用の焼結棒を固定した。育成炉に6気圧のヘリウムを充填した後、高周波誘導加熱により原料焼結棒下端部を溶かし初期融帯を形成し、2cm/hの速度で3時間下方に下軸を移動させ、全長6cm、直径1cmの試料を得た。試料は、育成初期は数個の結晶粒よりなっていたが、融帯移動するにつれ中央の結晶粒が大きく成長し、2cm程度移動した以後は中央部分が単一の結晶(単結晶)に成長した。劈開面である(100)面の研磨面では、光の反射強度に差がなく、また、X線背面ラウエの斑点に分離(スプリット)が観測されず、良質な単結晶であることを確認した。

40

【0025】

得られた単結晶におけるNbとZrの原子比は、出発原料と同じく、4:1であった。また、格子定数が $a = 0.45102$ nmであった。NbCとZrCの格子定数がそれぞれ0.4470 nmと0.469

50

8 nmであることから、この系における固溶体の格子定数変化は、ベガード則に従うものと思われる。

【0026】

この単結晶棒から主面として使用する(111)面をもつ薄板状試料を放電加工機により切り出し、ダイヤモンド砥粒を用い鏡面になるまで機械研磨し、有機溶媒洗浄の後に半導体成長用基板として用いた。基板表面の清浄化処理として、超高真空中で1500℃以上に加熱することにより基板表面の不純物（主に酸化物）が蒸発し、清浄な基板表面が得られた。

【0027】

上記のようにして得られた基板を真空中で700℃に保ちGaNをそのまま成長させた。窒化ガリウム(GaN)の成長はプラズマ補助分子線エピタキシー(MBE)法を用いて行なった。金属ガリウムを温度制御したBNるつぼ（クヌーセンセル）から蒸発させ、窒素源としては高周波プラズマからの励起種を用いた。 10

【0028】

成長した膜の評価はその場観察の反射高速電子回折(RHEED)、オージェ電子分光(AES)、及び大気中に取り出しての原子間力顕微鏡(AFM)観察により行った。膜厚はラザフォード後方散乱法(RBS)により評価した。図3(a)及び(b)に基板表面及び成長させたGaNのRHEED像をそれぞれ示す。成長後もバックグラウンドの低い1×1のきれいなパターンを示しており、かなり結晶性の良い膜が成長していることがわかる。下地と膜とで同じようなパターンが得られることからGaNの格子定数は下地とほぼ等しく、同じ向きに成長していることが示される。RHEED像より(0001)GaN // (111)Zr_{0.2}Nb_{0.8}C, [11-20]GaN // [1-10]Zr_{0.2}Nb_{0.8}Cのエピタキシャル方位関係を持つことがわかった。 20

【0029】

図4に、成長させたGaNのAESスペクトルを示す。Ga及びNのみ検出されており下地のNbやCは検出されず、確かにGaNの膜で覆われていることが確かめられた。図5(a)には、Zr_{0.2}Nb_{0.8}C(111)上のGaNのAFM像を示す。GaNの結晶粒はほとんど見られずほぼ連続した膜として成長し始めていることがわかる。RBSにより評価した膜厚は、219 nmであった。

【実施例2】

【0030】

TiC(111) [炭化チタン、(111)面の原子間隔 $a/\sqrt{2} = 0.30599$ nm, GaNとの格子不整合 -3.99 %] 30

実施例1と同様に高周波加熱浮遊帯域法により炭化チタン単結晶棒を育成した。詳細は、上記の文献2)に示す方法による。実施例1と同様の方法でTiC(111)基板に680℃でGaNを成長させた。RHEEDではGa過剰なGaN表面に特有な3×3の長周期パターンが認められた。エピタキシャル方位関係は(0001)GaN // (111)TiC, [11-20]GaN // [1-10]TiCであった。AESではGaとNのみ検出され、下地のTiやCは検出されなかった。図5(b)に、AFM像を示す。GaNの結晶粒がステップ状についていることがわかった。膜厚は97 nmであった。

【実施例3】

【0031】

ZrC(111) [炭化ジルコニウム、(111)面の原子間隔 $a/\sqrt{2} = 0.33185$ nm, GaNとの格子不整合 +4.13 %] 40

実施例1と同様に高周波誘導加熱FZ法により炭化ジルコニウム単結晶を育成した。詳細は、上記の文献3)に示す方法による。実施例1と同様の方法でZrC(111)基板に650℃でGaNを成長させた。RHEEDではGa過剰なGaN表面に特有な3×3の長周期パターンが認められた。エピタキシャル方位関係は(0001)GaN // (111)ZrC, [11-20]GaN // [1-10]ZrCであった。AESではGaとNのみ検出され、下地のZrやCは検出されなかった。図5(c)に、AFM像を示す。GaNの結晶粒がステップ状についていることがわかった。膜厚は107 nmであった。

【実施例4】

【0032】

NbC(111) [炭化ニオブ、(111)面の原子間隔 $a/\sqrt{2} = 0.31606$ nm, GaNとの格子不整合 -0.83 %]

実施例 1 と同様に高周波誘導加熱 FZ 法により炭化ニオブ単結晶を育成した。詳細は、上記の文献 4) に示す方法による。実施例 1 と同様の方法で NbC(111) 基板に 700°C で GaN を成長させた。この基板は方位が (111) からかなりずれていたため、RHEED では高ステップ密度表面に特有なストリークパターンが認められた。エピタキシャル方位関係は (0001)GaN // (111)NbC, [11-20]GaN // [1-10]NbC であった。AES では Ga と N のみ検出され、下地の Nb や C は検出されなかった。図 5 (d) に、AFM 像を示す。GaN の結晶粒がステップ状についていることがわかった。膜厚は 221 nm であった。

【実施例 5】

【0033】

TaC(111) [炭化タンタル、(111)面の原子間隔 $a/\sqrt{2} = 0.31499 \text{ nm}$, GaN との格子不整合 -1.16 %] 10

実施例 1 と同様に高周波誘導加熱 FZ 法により炭化タンタル単結晶を育成した。詳細は、上記の文献 6) に示す方法による。実施例 1 と同様の方法で TaC(111) 基板に 685°C で GaN を成長させた。RHEED では実施例 1 に比べバックグラウンドの高い 1×1 のパターンが見られた。エピタキシャル方位関係は (0001)GaN // (111)TaC, [11-20]GaN // [1-10]TaC であった。AES では Ga と N のみ検出され、下地の Ta や C は検出されなかった。図 5 (e) に、AFM 像を示す。GaN の結晶粒がステップ状についていることがわかった。膜厚は 108 nm であった。

【0034】

このように、MBE で数時間成長させた程度の薄い膜 (100~200 nm) では、下地との格子整合 20
 合があまり良くないときには成長した膜がまだ連続していない。膜厚が厚くなってくれば連続した膜が得られると考えられるが、界面付近にはかなりの密度の欠陥が残ると考えられる。それに対して、実施例 1 のように非常に整合性が高い下地を用いた場合にはごく初期の段階から連続した質の高い半導体膜が得られることがわかる。

【産業上の利用可能性】

【0035】

本発明によれば、基板と成長膜との結晶格子の整合性がよく、欠陥の少ない窒化物半導体結晶が直接基板結晶にヘテロエピタキシャル育成できる。さらに基板となる遷移金属炭化物は金属的伝導性を持つため、基板自体を電極とする縦型の半導体装置が可能となりエネルギー効率および素子特性の向上、製造過程の簡略化とそれに伴うコストの削減が期待 30
 される。エネルギー効率の向上により省エネルギー効果が期待できる。

【図面の簡単な説明】

【0036】

【図 1】 (a) 遷移金属二ホウ化物 (0001) 表面と (b) 遷移金属炭化物の (111) 表面を上から見た模式図。

【図 2】 本発明の基板材料の製造に用いられる単結晶育成装置の一例を示す説明図である。

【図 3】 (a) 清浄化した $\text{Zr}_{0.2}\text{Nb}_{0.8}\text{C}(111)$ 表面の図面代用 RHEED 像。(b) その上に成長させた GaN の図面代用 RHEED 像。

【図 4】 $\text{Zr}_{0.2}\text{Nb}_{0.8}\text{C}(111)$ 上に成長させた GaN 膜の AES スペクトル。 40

【図 5】 (a)~(e) 実施例 1~5 に対応した GaN 膜の大気中における $2 \mu\text{m} \times 2 \mu\text{m}$ の範囲の図面代用 AFM 像。

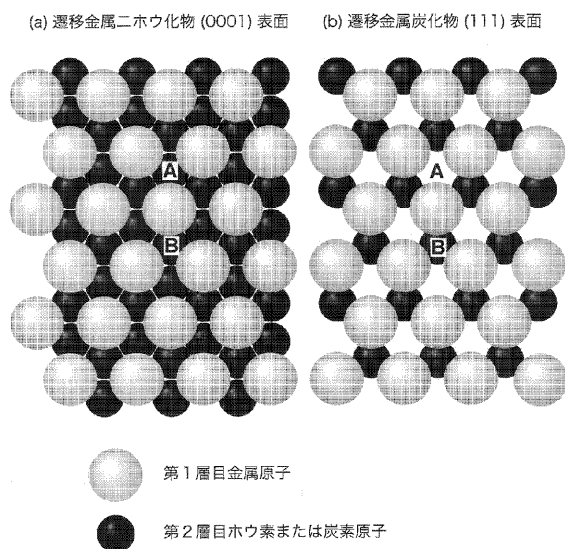
【符号の説明】

【0037】

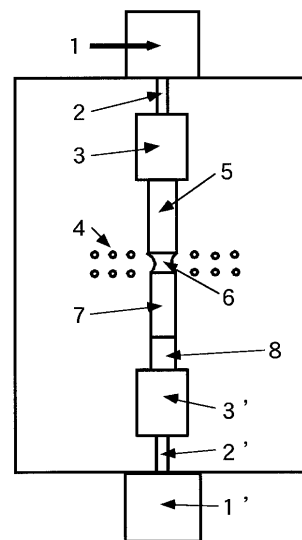
- 1 上軸駆動部
- 1' 下軸駆動部
- 2 上軸
- 2' 下軸
- 3 ホルダー
- 3' ホルダー

- 4 ワークコイル
- 5 原料焼結棒
- 6 融帯
- 7 単結晶
- 8 種結晶または初期融帯形成用の焼結棒

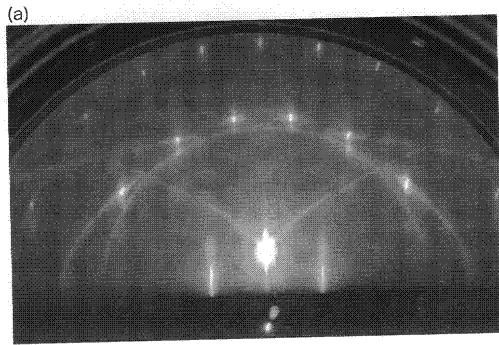
【図 1】



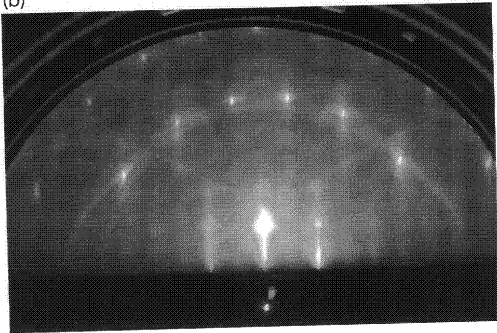
【図 2】



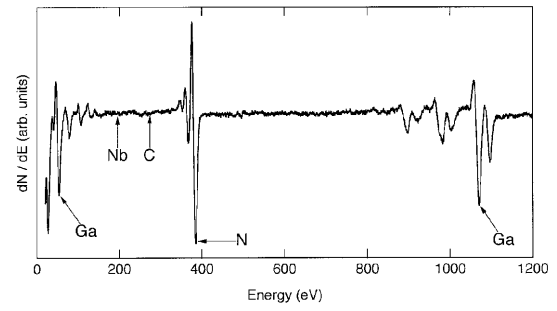
【図 3】



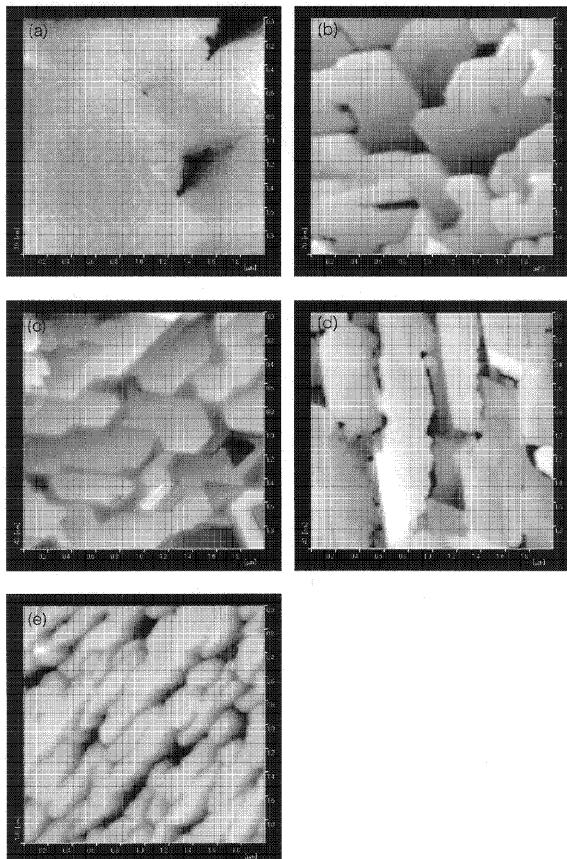
(b)



【図 4】



【図 5】



【手続補正書】

【提出日】平成18年6月14日(2006.6.14)

【手続補正1】

【補正対象書類名】特許請求の範囲

【補正対象項目名】請求項2

【補正方法】変更

【補正の内容】

【請求項2】

化学式 $X_{(1-x)}Y_xC$ （但し、Xは、V, Zr, Nb, Hf, Taのうち、1種類であり、Yは、Ti, V, Zr, Nb, Hf, Taのうち、1種類であり、XとYは異なる元素である。 $0 < x < 0.3$ ）で表される岩塩型遷移金属炭化物固溶体単結晶であり、主面が(111)面である窒化物半導体結晶成長用基板。

【手続補正2】

【補正対象書類名】明細書

【補正対象項目名】0008

【補正方法】変更

【補正の内容】

【0008】

本発明においては、この問題を解決するために、格子定数の整合性が高く、なおかつ逆位相境界の発生しない成長用基板を提供する。化学式 XC （Xは、Ti, Zr, Nb, Hf, Taのうち、1種類である。）又は $X_{(1-x)}Y_xC$ （但し、Xは、V, Zr, Nb, Hf, Taのうち、1種類であり、Yは、Ti, V, Zr, Nb, Hf, Taのうち1種類であり、XとYは異なる元素である。 $0 < x < 0.3$ ）で表される岩塩型結晶構造をもつ遷移金属炭化物単結晶を窒化物半導体結晶成長用基板とする。

【手続補正3】

【補正対象書類名】明細書

【補正対象項目名】0013

【補正方法】変更

【補正の内容】

【0013】

本発明の窒化物半導体結晶成長用基板は、岩塩型結晶構造をもつ4族、5族遷移金属炭化物（化学式 XC 、但し、XはTi, Zr, Nb, Hf, Taのうち1種類である。）単結晶からなる。

さらに、窒化物半導体結晶成長用基板は、化学式 $X_{(1-x)}Y_xC$ （但し、Xは、V, Zr, Nb, Hf, Taのうち、1種類であり、Yは、Ti, V, Zr, Nb, Hf, Taの内、1種類であり、XとYは異なる元素である。）で表される遷移金属炭化物固溶体単結晶でもよい。この場合、固溶範囲を示す x はX, Yの元素の種類に依存するが、一般にあまり大きいと不安定となり相分離を生じ易いのでおおむね0.3以下が望ましい。ここで対象としている4族、5族遷移金属炭化物（TiC, ZrC, HfC, NbC, TaC）は、ともに同じ岩塩型の結晶構造をとり、格子定数が0.4328 nmから0.4698 nmの範囲にあり8%以内の差異しかないので、固溶体を作るのに有利である。