

(19) 日本国特許庁(JP)

再公表特許(A1)

(11) 国際公開番号

W02004/084283

発行日 平成18年6月29日 (2006.6.29)

(43) 国際公開日 平成16年9月30日 (2004.9.30)

(51) Int. Cl.	F I	テーマコード (参考)
HO 1 L 21/203 (2006.01)	HO 1 L 21/203 M	4 G O 7 7
C 3 O B 23/08 (2006.01)	C 3 O B 23/08 M	5 F O O 4
C 3 O B 29/38 (2006.01)	C 3 O B 29/38 C	5 F 1 O 3
HO 1 L 21/3065 (2006.01)	HO 1 L 21/302 1 O 2	

審査請求 未請求 予備審査請求 有 (全 21 頁)

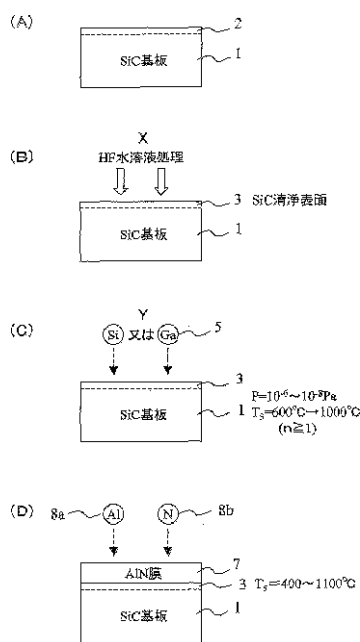
出願番号 特願2005-503747 (P2005-503747)	(71) 出願人 503360115
(21) 国際出願番号 PCT/JP2004/003689	独立行政法人科学技術振興機構
(22) 国際出願日 平成16年3月18日 (2004.3.18)	埼玉県川口市本町4丁目1番8号
(31) 優先権主張番号 特願2003-76044 (P2003-76044)	(74) 代理人 100091096
(32) 優先日 平成15年3月19日 (2003.3.19)	弁理士 平木 祐輔
(33) 優先権主張国 日本国 (JP)	(74) 代理人 100102576
	弁理士 渡辺 敏章
	(74) 代理人 100108394
	弁理士 今村 健一
	(72) 発明者 須田 淳
	滋賀県大津市田辺町3-1-9
	(72) 発明者 松波 弘之
	京都府八幡市西山足立1-9

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 半導体結晶成長方法

(57) 【要約】

SiCは極めて安定な物質であり、通常のIII族窒化物の結晶成長装置では、SiC表面状態を結晶成長に適した状態に制御することが困難である。そこで、以下の処理を行った。HClガス雰囲気中で熱処理を行ってSiC基板1の表面をステップ-テラス構造にし、SiC基板1の表面に対して、王水、塩酸、フッ酸による処理を順次行ってSiC基板1の表面にわずかに形成されているシリコン酸化膜をエッチングして基板表面にはSiC清浄表面3を形成し、SiC基板1を高真空装置内に取り付け、超高真空状態(例えば、 $10^{-6} \sim 10^{-8}$ Pa)に保持した。超高真空状態において、例えば800以下でGa原子ビーム5を時間t1において照射し800以上で熱処理を行うプロセスを、少なくとも1回以上繰り返し、AlN膜の成長温度に設定し、超高真空状態でAl原子8aをSiC基板表面3に対して先行照射し、その後、N原子8bを供給する。



1... SiC SUBSTRATE
 3... SiC CLEANED SURFACE
 7... AlN FILM
 X... TREATMENT WITH HF AQ. SOLN.
 Y... OR

【特許請求の範囲】

【請求項 1】

S i C 表面にステップ - テラス構造を形成し、その表面の酸化膜を除去する工程と、高真空下において S i 又は G a を照射した後、高温加熱を行う工程を少なくとも 1 サイクル以上行った後に、I I I 族窒化物を成長する工程を有する結晶成長方法。

【請求項 2】

前記 I I I 族窒化物を成長する工程を、前記高温加熱を行う工程における基板温度よりも低温で行うことを特徴とする請求の範囲第 1 項に記載の結晶成長方法。

【請求項 3】

平坦かつ清浄な S i C 表面を形成する工程と、
高真空下において I I I 族窒化物を成長する工程であって、I I I 族元素を先行して供給した後に窒素を供給する工程と
を有する結晶成長方法。

10

【請求項 4】

平坦かつ清浄な S i C 表面を形成する工程と、
高真空下において I I I 族窒化物を成長する工程であって、前記 S i C 表面上における前記 I I I 族窒化物の結晶成長様式を制御する表面制御元素を先行して供給する工程と、I I I 族元素と窒素とを供給し、続いて、前記表面制御元素の供給を停止する工程と
を有する結晶成長方法。

20

【請求項 5】

前記表面制御元素は、G a 又は I n であることを特徴とする請求の範囲第 4 項に記載の結晶成長方法。

【請求項 6】

S i C 表面を、ステップ - テラス構造に制御する工程と、
酸素分圧を減圧した雰囲気下において表面の酸化膜を除去し、I I I 族窒化物を成長する工程と
を有する結晶成長方法。

【請求項 7】

前記 S i C 表面は、 $(0001)_{Si}$ 又は $(000-1)_C$ 面に対して 0 から 15° までのオフセット角を有していることを特徴とする請求の範囲第 1 項から第 6 項までのいずれか 1 項に記載の結晶成長方法。

30

【請求項 8】

S i C 層と、
I I I 族窒化物層と、
前記 S i C 層と前記 I I I 族窒化物層との間に残留する G a 原子又は I n 原子と
を有する積層構造。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

本発明は、半導体結晶成長技術に関し、特に、S i C 表面上への I I I 族窒化物結晶の成長技術に関する。

40

【背景技術】

六方晶 S i C は極めて高い熱伝導率を有し、また、導電性基板及び絶縁性基板も入手が可能なこと、さらに、格子定数、熱膨張率が A l N , G a N 系 I I I 族窒化物に比較的近く、また、I I I 族窒化物と同様に極性を有する六方晶という結晶系であるという特徴を有している。

S i C 上への I I I 族窒化物の高品質結晶成長技術は、S i C 基板上 G a N 系デバイス構造形成のためのバッファ層への応用や I I I 族窒化物 / S i C ヘテロ接合デバイスへの応用から、その実現が期待されている。S i C と I I I 族窒化物の c 軸方向の積層構造、いわゆるポリタイプの不一致のため、良質な I I I 族窒化物層を S i C 上に成長することは難しかった。すなわち、代表的な六方晶 S i C である 4 H - S i C 、 6 H - S i C は c

50

軸方向にそれぞれ4モノレイヤー、6モノレイヤーを周期とする構造を持ち、一方、III族窒化物であるAlNやGaNは、ウルツ鉱構造と呼ばれるc軸方向に2モノレイヤーを周期とする構造を持つ。

この問題の解決には、SiC基板表面を全くステップの存在しない平坦面にするか、或いは、SiC基板表面のステップの高さをSiCとIII族窒化物の積層周期の公倍数に制御すればよいことが提唱されている。例えば、SiC基板表面をHClガスエッチング処理することにより、上記の特徴を持つSiC表面を形成した後にAlN層を成長させる技術が提案されている(例えば、非特許文献1 Norio Onojima, Jun Suda, and Hiroyuki Matsunami, "Molecular-beam epitaxial growth of insulating AlN on surface-controlled 6H-SiC substrate by HCl gas etching", Applied Physics Letters, Vol. 80, No. 1, (2002) p. 76-78. 参照)。

10

【発明の開示】

積層構造における不整合は、上記の方法を用いて解決されることが期待されるが、一方、SiC表面上のIII族窒化物の結晶成長においては、さらに、以下に述べる2つの問題がある。第1の問題は、SiC表面が化学的・熱的に安定であり、1200を超える高温環境などを用いない限りSiC表面状態を制御することが難しく、一般のIII族窒化物成長装置ではそのような高温環境を実現することが困難であることである。

第2の問題は、結晶成長の界面が、IV-IV族とIII-V族という異なる化学結合を有する物質間の界面であるため、この界面において、IV-III族やIV-V族など共有結合形成に対して電子が余るか、もしくは、不足するという状況が発生し、界面が不安定となり、結晶成長様式が3次元島状成長になりやすいという問題である。その結果、高品質なIII族窒化物の結晶成長は困難な状況にあった。

20

本発明は、SiC表面の制御および/または成長開始時のシーケンス制御することにより、SiC上への高品質なIII族窒化物の結晶成長技術を提供することを目的とする。

本発明の一観点によれば、SiC表面に原子レベルで平坦なステップ-テラス構造を形成し、その表面の酸化膜を除去する工程と、高真空下においてSi又はGaを照射し高温加熱を行う工程を少なくとも1サイクル以上行った後にIII族窒化物を成長する工程とを有する結晶成長方法が提供される。

30

上記結晶成長方法によれば、SiC表面のステップを制御しつつ、平坦かつ清浄な表面にした後に、高真空下においてSi又はGaを照射し高温加熱を行う工程を少なくとも1サイクル以上行った後にIII族窒化物を成長することで、SiC表面に残留する酸素量を極めて少なくすることができ、良好な界面を有するSiC/III族窒化物を形成することができる。

また、平坦かつ清浄なSiC表面を形成する工程と、高真空下においてIII族窒化物を成長する工程であって、III族元素を先行して供給した後に窒素を供給する工程とを有する結晶成長方法が提供される。

上記方法によれば、SiC清浄表面にIII族元素を先行して供給した後に窒素を供給することにより、SiC表面のSiと窒素が反応し窒化物層や過剰なSi-N結合が形成されるのを防止できる。また、SiC表面にIII族元素を先行して供給することにより界面の不安定性を低減でき、2次元レイヤー・バイ・レイヤー(layer-by-layer)成長を再現性良く実現することができる。

40

本発明の他の観点によれば、平坦かつ清浄なSiC表面を形成する工程と、高真空下においてIII族窒化物を成長する工程であって、SiC表面上におけるIII族窒化物の結晶成長様式を制御する表面制御層を形成する表面制御元素を供給する工程と、III族元素と窒素とを供給し、続いて前記表面制御元素の供給を停止する工程とを有する結晶成長方法が提供される。前記表面制御元素は、Ga又はInであるのが好ましい。

上記表面制御元素を供給した後にIII族元素と窒素とを供給することで、III族元素と窒素との供給順序にかかわらず、SiC表面にSiの窒化物層などが形成されるのを

50

防ぐことができ、良好な界面を形成できるとともに、III族元素と窒素との供給順序に関する制御を不要にすることも可能となる。

本発明のさらに他の観点によれば、SiC表面を、原子レベルで平坦なステップ-テラス構造に制御する工程と、酸素分圧の減圧雰囲気下において表面の酸化膜を除去し、III族窒化物を成長する工程とを有する結晶成長方法が提供される。この方法を用いると、表面酸化膜を除去する工程の後に再び酸素が吸着することを防止できるため、III族窒化物の成長前に、Ga照射・高温加熱処理などの表面酸化膜除去処理などを行わない場合でも良質な単結晶を成長することができる。

本発明の別の観点によれば、SiC層と、III族窒化物層と、前記SiC層と前記III族窒化物層との間に残留するGa原子又はIn原子とを有する積層構造が提供される。

10

【図面の簡単な説明】

図1は、本実施の形態によるSiC上へのIII族窒化物の結晶成長ステップを模式的に示す工程図である。

図2(A)は、本発明の第1の実施の形態によるSiC上へのIII族窒化物の結晶成長において、III族窒化物の結晶成長前後における成長元素の供給タイミング(MBEであればシャッターのオンオフなどにより制御する)に関するシーケンス図であり、図2(B)はその変形例による結晶成長方法を示すシーケンス図である。

図3(A)は、AlN層の成長が開始されたタイミング時点から後にその場観察した電子線回折強度の測定結果であり、図3(B)はAlN層の成長温度を下げた場合の測定結果を示す図である。

20

図4は、フッ酸処理及びGa原子ビーム照射処理を行わなかった試料と、Ga原子ビーム照射処理のみを行わなかった試料と、フッ酸処理及びGa原子ビーム照射処理を行った試料における非対象面(01-14)のX線ロックアップ測定の結果を示す図である。

図5は、本発明の第2の実施の形態による結晶成長工程を示す図である。

図6は、III族窒化物の結晶成長前後における成長元素の供給タイミング(MBEであればシャッターのオンオフなどにより制御する)に関するシーケンス図である。

図7は、本発明の第3の実施の形態による結晶成長工程を示す図である。

図8は、III族窒化物の結晶成長前後における成長元素の供給タイミング(MBEであればシャッターのオンオフなどにより制御する)に関するシーケンス図である。

30

図9は、本発明の第4の実施の形態による結晶成長方法を示す図である。

図10(A)から(D)までは、本発明の第1又は第3の実施の形態による結晶成長方法により成長された構造例を示す図である。

図11(A)は、SiCとAlNとの間のバンド不連続と電子親和力の差とを利用し、2次元電子ガス層をチャンネル層として用いたMISFETの断面構造例を示す図である。図11(B)は、SiCとAlNとの接合構造におけるエネルギーバンド構造を示す図である。

図12は、本実施の形態による結晶成長技術を光デバイスに応用した例であり、レーザ構造への応用例を示す構造断面図である。

40

図13は、本実施の形態による結晶成長技術をHBT(ヘテロ接合バイポーラトランジスタ)に応用した例であり、GaN/SiC系HBTの構造断面図である。

【発明を実施するための最良の形態】

以下に、図面を参照しつつ、本発明の実施の形態によるSiC上へのIII族結晶成長技術について説明を行う。尚、本明細書において、SiC表面という用語は、SiC基板の表面と、例えばSi基板やサファイア基板上などの異種材料上に堆積されたSiC層の表面とのいずれをも含むものとする。SiC基板という場合にも、その中にはSiCが表面に存在する基板という意味が含まれるものとする。

III族窒化物と称する場合には、B、Al、Ga、Inのうちの少なくとも1つ以上III族元素とNとを含むことを意味する。V族の元素としてN以外の元素を含んでいて

50

も良いし、また GaN や AlN などの化合物のみではなく、 $Al_x In_y Ga_{1-x-y} N$ などの混晶も含まれるものとする。

まず、本発明の第 1 の実施の形態による結晶成長技術について図面を参照して説明する。図 1 は、本実施の形態による SiC 上への III 族窒化物の結晶成長ステップを模式的に示す工程図である。図 2 (A) 及び図 2 (B) は、III 族窒化物の結晶成長前後における成長元素の供給タイミング (MBE であればシャッターのオンオフなどにより制御する) と成長温度との関係を示す成長のシーケンス図である。

以下に、図 1 及び図 2 を参照して結晶成長工程について詳細に説明する。まず、洗浄した $4H-SiC(0001)_{Si}$ 基板 1 (ジャスト基板又は任意の結晶方向に 15° 以下のオフセット角を有する基板とする。それ以上大きなオフセット角になるとステップの近接やファセットの形成が問題となり、他の結晶成長機構を考慮する必要が生じる。) を準備した後に ($6H-SiC$ でも良い)、例えば石英製の加熱炉内において水素ガスで希釈された HCl ガス雰囲気中で (例えば、キャリアガスである水素ガスの流量が 1slm であり、HCl ガスの流量が 3sccm である。)、例えば、 1300°C で 10 分間の熱処理を行う。この条件下における SiC のエッチング速度は約 $0.3\ \mu\text{m}/\text{h}$ である。かかるガスエッチング処理により、上述のように、SiC 基板表面は原子レベルで平坦なテラスとステップからなるステップ-テラス構造となる。テラスの幅は、基板の面方位 (オフ角) による。例えば、 $(0001)_{Si}$ 面に対して 0.2° 程度のオフセット角を持つ場合、テラス幅は μm オーダーとなる。ステップの高さは、SiC 基板表面の傾斜角、傾斜方向の結晶方位、ガスエッチングの条件を整えることで、4 モノレイヤーになる。このガスエッチングに代えて、又は、ガスエッチングに次いで、SiC のホモエピタキシャル成長を行っても良い (図 1 (A) の符号 2 に示す層)。ホモエピタキシャル成長においても成長条件を調節することにより上述のステップ高さを持つ表面を形成することができる。また、ホモエピタキシャル成長を行うことは基板よりも高品質な SiC 層を形成することができるため、より高品質な III 族窒化物層の形成や、III 族窒化物/SiC 界面を使用するデバイス作製には有用である。

ガスエッチングの後に、SiC 基板を大気中に取り出す。取り出した基板を原子間力顕微鏡により評価したところ、基板表面はステップ-テラス構造を有しており、テラス上は原子レベルで平坦であることがわかった。ステップの高さは 4 モノレイヤーになっている。III 族窒化物を成長する前に SiC 基板表面を上記構成にすることで、高品質な構造を成長できる 1 つの条件が満たされていることがわかる。

次に、図 1 (B) に示すように、大気中に取り出した SiC 基板 1 の表面に対して、王水、塩酸、フッ酸による処理を順次行った。フッ酸処理により、SiC 基板 1 の表面にわずかに形成されているシリコン酸化膜を除去することができる。基板表面には SiC 清浄表面 3 が形成されている。この処理を行った基板に対しても、原子間力顕微鏡により評価したところ、SiC 基板 1 の表面にはステップ-テラス構造が観察された。すなわち、上記化学処理によっても表面のステップ-テラス構造は変化せず維持されることが確認された。また、X 線光電子分光法 (XPS) により表面分析を行ったところ、表面の酸素量が王水、塩酸、フッ酸の処理により大幅に低減していることが分かった。しかし、微量ではあるが、有意な量の酸素がなお残っていることも確認された。

図 1 (C) 及び図 2 (A) に示すように、上記 SiC 基板 1 を高真空装置、例えば MBE (Molecular beam epitaxy) 装置内に取り付け、超高真空状態 (例えば、 $10^{-6} \sim 10^{-8}\ \text{Pa}$) に保持した。超高真空状態において、例えば 800°C 以下の温度 (図では 600°C) において、Ga 原子ビーム 5 を時間 t_1 から照射を開始し、その後、時間 t_2 から時間 t_3 までの間に 800°C 以上の温度 (図では 1000°C) へ昇温し、次いで、時間 t_3 から時間 t_4 までの一定期間中高温に保持する。

加熱・保持を行うプロセスは、少なくとも 1 回以上 (図では 2 回)、好ましくは 3 回以上繰り返した。加熱中は Ga 照射を中断するのが好ましい (実線)。但し、Ga 照射を時間 t_3 から時間 t_4 までの間の継続し時間 t_4 において照射を中断しても (破線) 同様の結果が得られる。尚、この場合には、 t_1 、 t_2 の Ga 中断から降温までのインター

10

20

30

40

50

バルを設けることにより、表面からのGa脱離のための時間を設けても良い。或いは、Gaを t_8 又は $t_8 - t_2$ まで、継続して供給することも可能である。次いで、時間 t_4 から時間 t_5 までの間において1000 から600 まで降温させ、時間 t_5 において再びGaを照射し、時間 t_6 まで温度を維持する。次いで、時間 t_6 においてGaの照射を中断し時間 t_7 までの間に1000 まで升温する。同様にGaの照射を、時間 t_6 で中断せずに、1000 に保持する終期である時間 t_8 において中断しても良い。その後、時間 t_8 から時間 t_9 までにおいて温度を例えば900 まで降温し、時間 t_{10} において、AlとNを同時に供給する。この時点でAlNの成長が開始する。

尚、Ga原子ビーム5の代わりに、又は、Ga原子に加えてSi原子ビームを照射しても良い。XPSによる表面分析の結果、Ga照射・加熱処理後の表面の酸素量は測定装置の測定限界以下になった。Ga照射とそれに続く熱処理により、フッ酸処理によっても完全には除去し切れていない、もしくはフッ酸処理後大気中を介してMBE装置に取り付ける間に吸着した表面の酸素をほぼ完全に除去することができた。

AlNの成長工程についてより詳細に説明すると、図1(D)に示すように、AlN膜の成長温度(例えば、 $T_s = 400$ から1100 までの間、図では900)に設定し、超高真空状態(例えば、 $10^{-6} \sim 10^{-8}$ Pa)においてAl原子8aとN原子8bとをSiC基板表面に供給する。なお、成長中の真空度は、N原子供給量と成長装置の真空排気能力との平衡により決まる。一般的な成長条件では、 $10^{-2} \sim 10^{-4}$ Pa程度となる。N原子8bは、例えば高周波プラズマ励起活性窒素を用いたrf-MBE法により基板表面に供給した。この時点から、図1(D)に示すようにAlN層7がSiC基板1表面上に成長できる。

図3に、AlN層7の成長が開始されたタイミング t_{10} の時点から後にその場観察した電子線回折(RHEED)の測定結果を示す。図3には、図1(C)のGa原子ビームの照射を省略してAlNを成長した試料と、さらに、図1(B)のフッ酸処理も省略した試料のRHEED強度のAlN成長膜厚による変化も併せて示している。

図3に示すように、AlN層7の成長が開始されたタイミング t_3 後にその場観察した電子線回折強度において、フッ酸処理及びGa原子ビーム照射処理を行わなかった試料と、Ga原子ビーム照射処理のみを行わなかった試料においては、RHEEDの振動が観測されなかった。すなわち、AlN層7の3次元島状成長が支配的になるのに対して、フッ酸処理及びGa原子ビーム照射処理を行った試料に関しては、RHEEDの振動が観測され、SiC表面上においてAlN層がレイヤー・バイ・レイヤー(島状の3次元成長ではなく層状の2次元成長)の様式で成長していることが確認された。

尚、RHEED振動の持続は成長条件により大きく異なり、より低温の成長では数10周期を超える振動の持続が確認できる。原子間力顕微鏡によるAlN成長表面のステップ構造の観察より、高温での振動の減衰は、成長モードがレイヤー・バイ・レイヤー成長からステップフロー成長に移行したことによるものであることが分かった。尚、ステップフロー成長も2次元成長であり、結晶の高品質化という意味ではレイヤー・バイ・レイヤー成長と同様に結晶成長においては好ましいことである。図3(B)は、III族窒化物の結晶成長温度を、600~700 程度まで下げた場合のRHEED振動の様子を示す図である。RHEED振動の周期が20周期以上にわたり明瞭に現れており、結晶成長温度を低温化にすることによって、レイヤー・バイ・レイヤー成長を長時間にわたり持続可能なことがわかる。しかし、例えば、400 以下の低温では、原子のマイグレーションや過剰原料の再脱離が不十分となり、結晶性が大幅に悪化する。すなわち、高品質AlNを得るためには少なくとも400 以上の温度が必要である。

図4に、上記3種類の試料に関する非対象面(01-14)のX線ロックアップカーブ測定の結果を示す。尚、ここで、-1は1の上にバーの記号を付したものと等価である。縦軸はX線ロックアップカーブの半値幅であり、横軸はAlN層の膜厚である。ロックアップカーブの半値幅が大きいほど、結晶面に揺らぎがある、すなわち、結晶の品質が低いことを意味する。図4に示すように、フッ酸処理及びGa原子ビーム照射処理を行わなかった試料では1000 から3000秒の半値幅であり、Ga原子ビーム照射処理のみを行わな

10

20

30

40

50

った試料は800から2000秒の半値幅である。これに比べて、フッ酸処理及びGa原子ビーム照射処理を行った試料においてはX線ロッキングカーブの半値幅が300から500秒と大幅に低減する。これより後者は結晶面の揺らぎが非常に小さく、結晶性が極めて良好であることがわかる。これは、AlN層が個々の3次元島として成長したのではなく、レイヤー・バイ・レイヤー成長の実現により、AlNの2次元核が成長の初期段階で横方向に融合して層状に成長した効果であると考えられる。

以上、本発明の第1の実施の形態による結晶成長方法によれば、SiC表面とその上の堆積物であるAlN層との分子層数の公倍数を有する表面を準備した後に、AlN層の成長を行うことによりSiC表面状にAlNをレイヤー・バイ・レイヤー成長もしくはステップフロー成長(2次元成長)させることができ、従来の島状成長(3次元成長)させた場合に比べて欠陥が導入されにくく、高品質の結晶成長ができる。尚、AlNの結晶成長では、Alビームを照射しつつ、Nを断続的に供給する等の間欠供給又は断続供給を行っても良い。

10

ところで、AlN成長前のSiC表面には多数のステップが存在している。すべてのステップの高さを、SiCとAlNの分子総数の最小公倍数にするのがもっとも望ましいが、一部そのような高さのステップを持たないステップが存在しても、おおむね半分以上のステップがそのような高さを持っていれば、AlN結晶の高品質化にかなりの効果を期待できることが分かっている。むしろ、化学処理、Ga原子ビーム照射・加熱処理を適切に行うことやAlNの成長温度やAl、Nの供給比を適切に設定することが、AlN結晶の高品質化に極めて重要である。

20

次に、本発明の第1の実施の形態の変形例による結晶成長方法について図2(B)を参照しつつ説明する。図2(A)と異なり、図2(B)に示す成長方法では、まず、時間t1において、基板温度を800に保持したままGaの照射を開始する。800においてGaを照射すると、SiC表面へのGaの供給速度とSiC表面からのGaの離脱する速度とがほぼ一致し、一種の平衡状態になる。この状態において、GaがSiC表面に残っているSi酸化膜と反応し、比較的蒸気圧の高いGa酸化物として基板表面から蒸発しSiC表面のSi酸化膜を除去することができる。

時間t2において又はその前にGaの照射を中断し、時間t2から時間t3までの間において1000まで昇温し、時間t4まで1000で温度を保持する。時間t4から時間t5までにおいて成長温度である900に降温し、あるタイミングt0でAlとNとを同時に供給することによりAlNを成長する。上記の方法によりAlNの成長前にSiC表面のシリコン酸化膜を除去することができる。

30

尚、図2(B)においてt4からt3前までの期間までGaを供給し、その後のt3期間にGaを除去するようにしても良い。

次に、本発明の第2の実施の形態による結晶成長方法について図面を参照しつつ説明する。図5は、本実施の形態による結晶成長方法の工程を示す図であり、図6は、III族窒化物の結晶成長前後における成長元素の供給タイミング(MBEであればシャッターのオンオフなどにより制御する)に関するシーケンス図である。

以下に、図5及び図6を参照して本実施の形態による結晶成長工程について詳細に説明する。図5(A)に示すように、まず、洗浄した4H-SiC(0001)_{Si}基板11を準備した後に、この基板11の表面に、上記第1の実施の形態と同様に清浄面15を形成する。次いで、図5(B)と図6とに示すように、時間t11においてAlの照射を先行して行う。AlがSiC基板11の表面をほぼ被覆した時点t12(例えばt12 - t11 = 10s)において、図5(C)に示すように、高周波プラズマ励起活性窒素21を供給する。この時点t12からAlN層23の成長が開始する。t23においてAlとNの供給を停止すると、AlN層23の成長が停止する。これにより、N原子(高周波プラズマ励起活性窒素)21がSiC表面15と直接反応する可能性が少なくなり、SiC表面15上に不要なSiN層、もしくは、過剰なSi-N結合が形成されるのを防止することができる。尚、SiC表面15上に供給されるAl原子17は、必ずしも1モノレイヤー必要ではなく、

40

50

それよりも少ない量、例えば1/3モノレイヤーのAl原子17がほぼ均一にSiC表面15上を被覆した後に高周波プラズマ励起活性窒素21を供給すれば良い。(六方晶のc面においては、1/3又は1モノレイヤーが規則的な吸着に相当する。)

次に、本発明の第3の実施の形態による結晶成長方法について図面を参照しつつ説明する。図7は、本実施の形態による結晶成長方法の工程を示す図であり、図8は、III族窒化物の結晶成長前後における成長元素の供給タイミング(MBEであればシャッターのオンオフなどにより制御する)に関するシーケンス図である。

以下に、図7及び図8を参照して本実施の形態による結晶成長工程について詳細に説明する。図7(A)に示すように、まず、洗浄した4H-SiC(0001)_{Si}基板21を準備した後に、この基板21の表面に、上記第1、第2の実施の形態と同様の方法により清浄面25を形成する。次いで、図7(B)と図8とに示すように、所定のタイミング(時間t20)において、Gaの照射を先行して行う。AlNの成長温度付近において、Gaの蒸気圧はAlの蒸気圧よりも蒸気圧が高く、Ga原子はSiC基板21の表面25に吸着する成分と表面から蒸発する成分とがほぼ等しくなり、一種の平衡状態になる。その結果、表面には平衡状態のGaが吸着した状態25aが形成される。

AlNの成長は図7(C)と図8に示すように、所定のタイミング(時間t22)にAlとNを同時に供給することで開始される。Gaの照射はAlNの成長開始時のAlNの結晶成長様式を制御するために行っているため、AlNの結晶成長開始後は、t24の時間にGaの供給を停止する。

なお、t24-t22の期間はAlとGaが供給されているので、図7(D)に示すようにAlN層35とSiC基板21との界面にAl_xGa_{1-x}N層25bが形成されることになる。SiCとAlNの間にAlGAN層が存在することが好ましくない目的、例えば、AlN/SiC MIS構造の作製などであれば、t24-t22をAlGAN層の1モノレイヤーの成長時間に比べて十分短くする必要がある。例えば、AlとNの供給開始と同時にGa照射を停止すれば(t22=t24)、界面にGaが僅かに存在するだけであり、AlGAN層の形成はほとんど無視できる。一方、SiCとAlNの界面構造に特に制約が無い場合、例えば、GANレーザ構造のためのバッファ層などであれば、Alの供給タイミングに自由度を持たせることができる。具体的にはt22のN供給に先駆けてt21でAlを供給する方法、または、t22のN供給から遅らせてt23でAlを供給する方法などである。t21で供給する場合には、先行照射時間t22-t21が長すぎると過剰なAlがSiC表面上で凝集し、結晶性を悪化させることになる。一方、t23で供給する場合には、t23-t21の間はGaとNが供給されているためGAN層が成長し、SiC/GaN/AlN構造が形成されることになる。所望のAlN層厚さを成長した後に、AlとNの供給を停止することでAlN層の成長を停止する。

再蒸発し凝集を起こさないGa原子27を先行照射することで、Al原子31を先行照射しなくても、SiN膜もしくは過剰なSi-N結合の形成を防止し、AlNの結晶成長様式を容易にレイヤー・バイ・レイヤー成長にすることができる。第2の実施の形態による方法では、Alの先行照射のタイミング調整が必要である。すなわち、過剰なAl照射はAlの凝集による結晶性悪化を招き、一方、Al照射が不足するとSiN膜などの形成を招く。Alに比べて蒸発しやすいGa原子27を使用し、Ga原子の吸着・脱離の平衡状態を利用することで、タイミング調整が特に不要になるという利点がある。

尚、Gaの代わりにGa同様再蒸発しやすいInを用いても良い。この場合も、高周波プラズマ励起活性窒素33がSiC表面25と直接反応する可能性が少なくなり、SiC表面25上にSiN層などが形成されるのを防止することができ、SiC表面25とAlN層35との界面状態を良好に保つことができる。尚、Nの供給は断続的に行っても良い。尚、Gaの供給としてガスソースを用いる成長方法、たとえば、CBE(chemical beam epitaxy)やMOVPE(Metal organic vapor phase epitaxy)の場合には、トリメチルガリウムやトリエチルガリウムなどのGaを含む有機金属を供給することにより、実質的にGaを供給することになる。Nについても同様で、アンモニアやヒドラジンなどの窒素を含むガスを供給すること

10

20

30

40

50

により、実質的にNを供給することになる。

次に、本発明の第4の実施の形態による結晶成長方法について、図9を参照して説明する。本実施の形態による結晶成長方法では、第1の実施の形態による結晶成長方法と同様にHClガスエッチングを行った(図9(A)参照)、その後の処理を、通常よりも酸素の分圧が小さい雰囲気中で行う点に特徴がある。例えば、MBEの試料導入部と連結したグローブボックス中を、アルゴンや窒素などの高純度不活性ガスにより置換することで酸素分圧を、例えば、0.1Pa程度にすることができる。図9(B)に示すようにフッ酸を含む水溶液によりSiC基板41の表面43を清浄し、酸素にふれることなくMBE試料導入部に入れ高真空に排気し、図9(C)に示すように、他の実施の形態による結晶成長方法と同様にMBE装置内の高真空下($P = 10^{-6} \sim 10^{-8}$ Pa)において、AlN膜51を成長する。なお、この場合、フッ酸を含む水溶液中に溶解している酸素を除去することも重要である。これは、水溶液を酸素分圧がない環境下、上記の場合にはグローブボックスに数時間以上置くことにより達成される。この方法を用いると、図1(C)のSi原子又はGa原子の照射処理とその後の高温処理とのサイクル数を少なくとも減少させることができ、或いは省略することも可能である。従って、工程が簡単になるという利点がある。

10

図10は、本発明の第1又は第3の実施の形態による結晶成長方法により成長された構造例を示す図である。図10(A)に示す構造においては、SiC基板1とAlN層53との間に例えばppmオーダーのGa原子が残留しているのみである。図10(B)に示す構造においては、SiC基板51とAlN層53との間に薄い $Al_x Ga_{1-x} N$ 層55($x = 0 \sim 1$)が形成されている。これは、図8のようにしてGaを供給した後、AlN層を成長させたことにより形成された層である。Gaの代わりにInを用いると、図10(C)に示すように、SiC基板51とAlN層53との間にIn原子58が残留する。或いは、図10(D)に示すように、パーセントオーダーのInが入ると、SiC基板51とAlN層53との間に薄い $Al_x In_{1-x} N$ 層59($x = 0 \sim 1$)が形成される。これらは、図8のようにしてGa又はInを供給した後、AlN層を成長させたことにより形成された層である。上記構造のいずれかであれば、本実施の形態による結晶成長方法を用いたものと推定される。

20

上記の第1から第4の結晶成長プロセスの実施例においてはIII族窒化物としてAlN層の成長について述べたが、GaN層や $Al_x Ga_{1-x} N$ 層などの成長に関しても同様の方法により形成することができる。この場合には、実施例におけるAlの供給を、GaN成長の場合には、Gaの供給に、 $Al_x Ga_{1-x} N$ 成長の場合には、AlとGaとの同時供給に置き換えれば良い。

30

図11に、本発明の第1から第3までのいずれかの実施の形態による結晶成長方法を用いたデバイス構造例を示す。図11(A)は、SiCとAlNとの間のバンド不連続を利用し、界面の2次元電子ガス層をチャンネルとして用いたMISFETの断面構造例を示す図である。図11(B)は、SiCとAlNとの接合構造におけるエネルギーバンド構造を示す図である。

図11(A)に示すように、ヘテロ接合型のMISFET60は、SiC表面を有する基板61と、基板61に本実施の形態による結晶成長技術を用いて成長した高品質AlN層66と、AlN層66の上に形成されたゲート電極68と、ゲート電極68の両側のSiC内に形成され高濃度に不純物をドーピングしたソース層63及びドレイン層65と、ソース層63に対して形成されたソース電極67aと、ドレイン層65に対して形成されたドレイン電極67bと、を有している。

40

図11(B)に示すように、AlN層66(バンドギャップが約6.2eV)とSiC(バンドギャップが約3.4eV)表面との間には、大きなバンドオフセットが存在しており、AlN層66に対してゲート電極を形成すると、ゲート電極の電圧により、界面に誘起される2次元電子ガス濃度を制御でき、トランジスタ動作を実現できる。

本実施の形態による結晶成長技術を用いているため、上記AlN/SiC系MISFETでは、AlNの結晶性の向上に伴って、良好なゲート絶縁特性および高いチャンネル電子

50

移動度を有する高性能MISFETを実現することができる。

次に、本実施の形態による結晶成長技術を光デバイスに応用した例について図面を参照して説明する。図12は、レーザ構造への応用例を示す構造断面図である。図12に示すように、本実施の形態による結晶成長技術を用いた半導体レーザは、SiC表面を有する基板71と、その上に形成されたAlNバッファ層73と、AlGaN(n型)クラッド層75と、GaN/InGaNの多重量子井戸構造(MQW)77と、AlGaN(p)クラッド層78とを有している。AlGaN(p)クラッド層78上に第1電極E1が、AlGaN(n型)クラッド層75上に第2電極E2が形成される。このレーザ構造においても、SiC基板71上に良好なAlN結晶を成長することができるため、その上部に作製されるレーザ動作の結晶性が大幅に向上し、レーザのしきい値電流密度の低減、素子寿命の向上などへ寄与する。

10

尚、図12の構造で、SiC71をn型にし、AlN層73をトンネル電流が期待される程度、例えば10nm以下と極めて薄くすることにより、縦方向に電流が流せる構造とすることができる。その場合、第2電極をSiC71の裏面E2'に形成することも可能である。この場合、III族窒化物のメサ構造形成の工程を省略することができる。または、図12の構造で、SiC71をn型にし、AlN層73の代わりにn型AlGaN層をバッファ層として用いることにより、縦方向に電流が流す構造とすることも可能である。

図13に本実施の形態による結晶成長方法により製造したヘテロ接合バイポーラトランジスタ(HBT)の構造例を示す。図13に示すように、このHBTは、n-SiC基板81と、その上に形成されたp-SiC層83と、その上に形成されたn⁺-GaN層85との縦型積層構造を有する。n⁺-GaN層85に対してエミッタ電極91が形成され、p-SiC層83に対してベース電極93が形成され、n-SiC基板81の裏面にコレクタ電極95が形成されたHBTを構成する。本実施の形態による結晶成長方法によれば、n⁺-GaN(III族窒化物)とp-SiCとの間の界面が良好になるため、界面再結合を抑制し、HBTにおける重要な性能指標である電流増幅率を大きくすることができるという利点がある。

20

以上に説明したように、本発明の実施の形態による結晶成長技術を用いると、SiC表面に結晶成長開始直後からIII族-Nの層がレイヤー・バイ・レイヤーもしくはステップフロー成長するため、島状成長する場合に生じる欠陥の導入を低減することができ、また、薄膜を高精度に成長することができるという利点がある。従って、SiCの広いバンドギャップを利用した電子デバイス、III族窒化物の高い発光光デバイスなどに適用した場合に、特性を向上させることができる。

30

以上、本実施の形態に沿って説明したが、本発明はこれらの例に限定されるものではなく、種々の変形が可能であるのは言うまでもない。

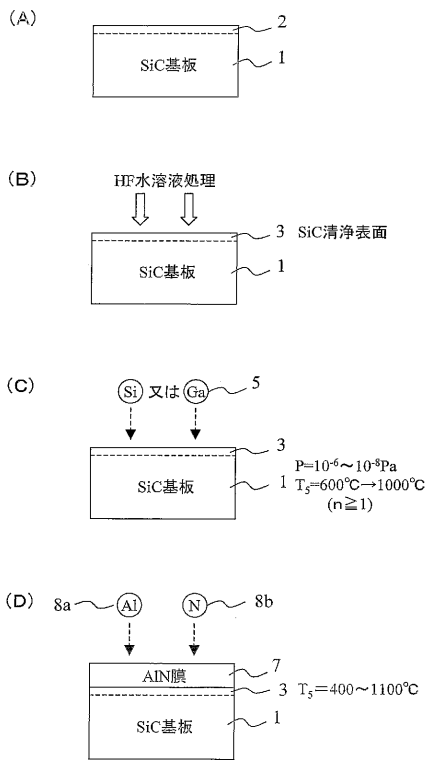
【産業上の利用可能性】

本発明の結晶成長技術を用いると、SiC表面上にIII族窒化物がレイヤー・バイ・レイヤー成長もしくはステップフロー成長するため、欠陥の導入を低減することができ、また、薄膜を高精度に成長することができるため、SiCやIII族窒化物の広いバンドギャップを活用した電子デバイス、光デバイスなどの作製に適用した場合、デバイス特性を向上させることができる。

40

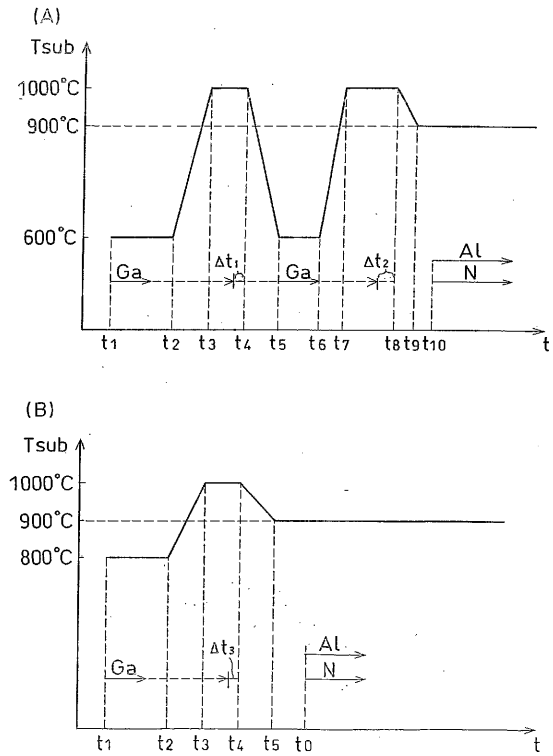
【 図 1 】

図 1



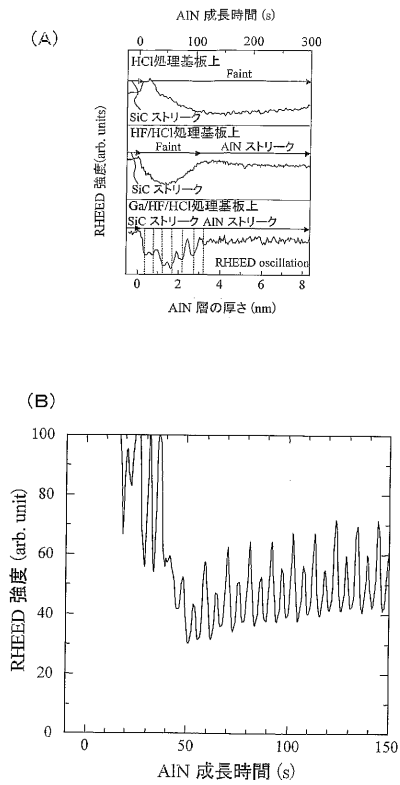
【 図 2 】

図 2



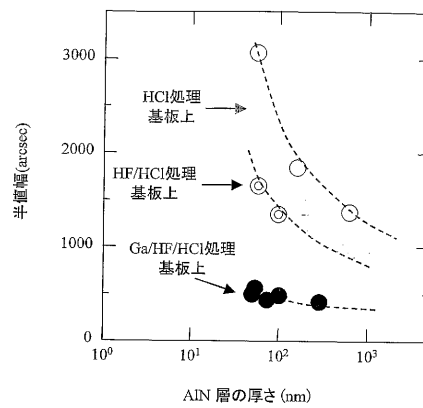
【 図 3 】

図 3



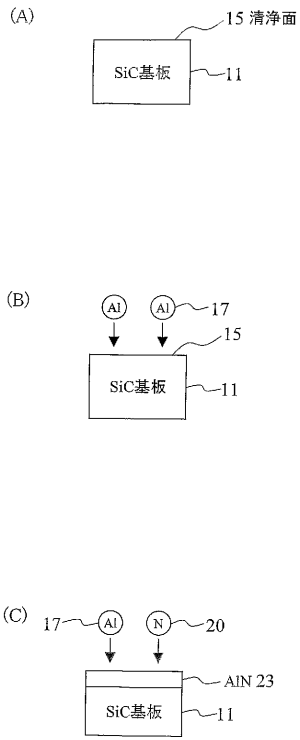
【 図 4 】

図 4



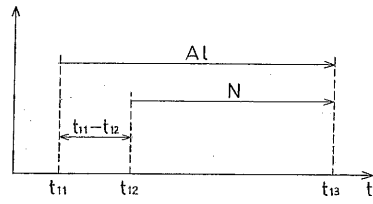
【 图 5 】

图 5



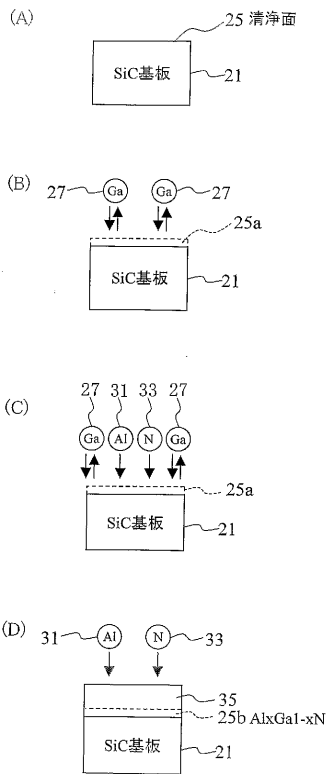
【 图 6 】

图 6



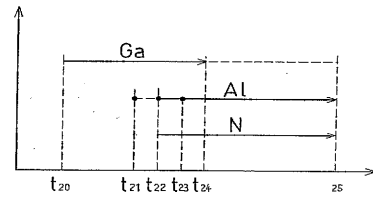
【 图 7 】

图 7



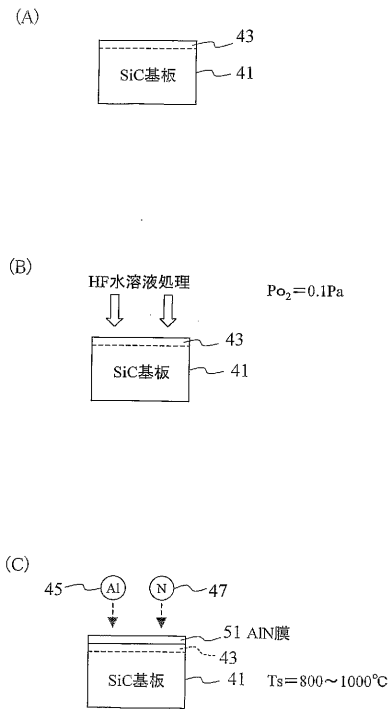
【 图 8 】

图 8



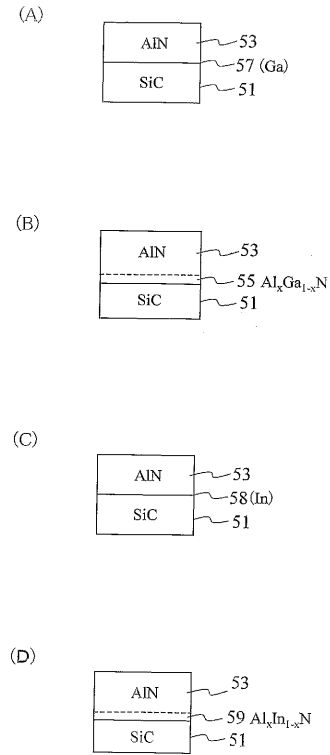
【 図 9 】

図 9



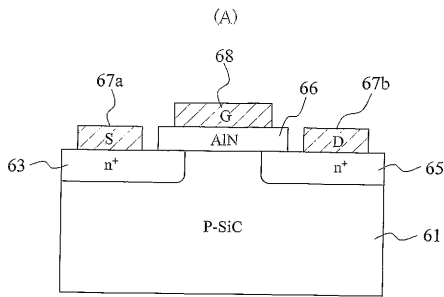
【 図 10 】

図 10



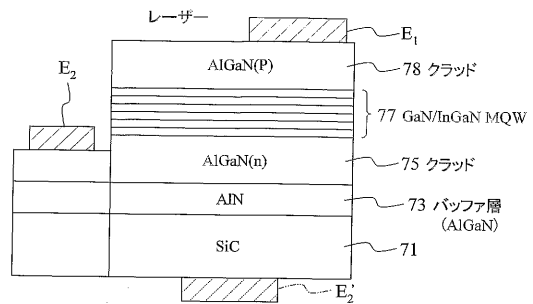
【 図 11 】

図 11



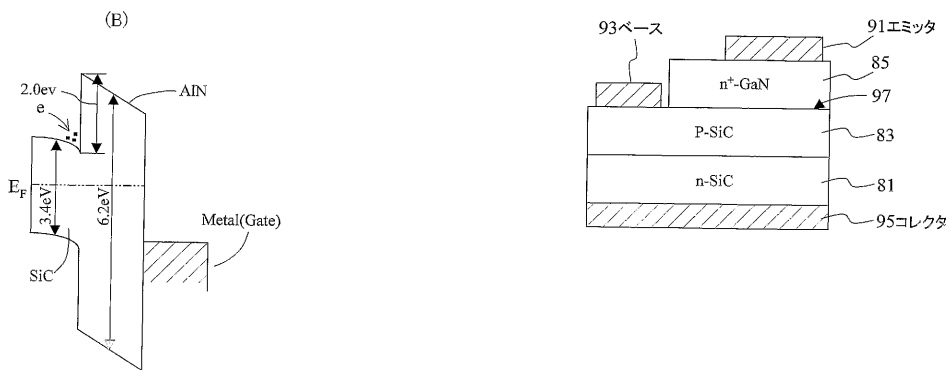
【 図 12 】

図 12



【 図 13 】

図 13



【手続補正書】

【提出日】平成17年2月21日(2005.2.21)

【手続補正001】

【補正対象書類名】特許請求の範囲

【補正対象項目名】全文

【補正方法】変更

【補正の内容】

【書類名】特許請求の範囲

【請求項1】SiC表面にステップ-テラス構造を形成し、その表面の酸化膜を除去する工程と、

高真空下においてSi又はGaを照射した後、高温加熱を行う工程を少なくとも1サイクル以上行った後に、III族窒化物を成長する工程を有する結晶成長方法。

【請求項2】前記III族窒化物を成長する工程を、前記高温加熱を行う工程における基板温度よりも低温で行うことを特徴とする請求項1に記載の結晶成長方法。

【請求項3】表面の酸化膜を除去し平坦かつ清浄なSiC表面を形成する工程と、

高真空下においてIII族窒化物を成長する工程であって、前記清浄なSiC表面に1モノレイヤー又はそれよりも少ない量のIII族元素を先行して供給した後に窒素を供給する工程と

を有する結晶成長方法。

【請求項4】表面の酸化膜を除去し平坦かつ清浄なSiC表面を形成する工程と、

高真空下において前記清浄なSiC表面に1モノレイヤー又はそれよりも少ない量のIII族窒化物を成長する工程であって、前記SiC表面上における前記III族窒化物の結晶成長様式を制御する表面制御元素を先行して供給する工程と、

III族元素と窒素とを供給し、続いて、前記表面制御元素の供給を停止する工程とを有する結晶成長方法。

【請求項5】前記表面制御元素は、Ga又はInであることを特徴とする請求の範囲第4項に記載の結晶成長方法。

【請求項6】SiC表面を、ステップ-テラス構造に制御する工程と、

酸素分圧を減圧した雰囲気下においてフッ酸を含む溶液を用いて表面の酸化膜を除去しステップ-テラス構造を維持した状態のまま高真空下でIII族窒化物を成長する工程とを有する結晶成長方法。

【請求項7】前記SiC表面は、(0001)Si又は(000-1)C面に対して0から15°までのオフセット角を有していることを特徴とする請求の範囲第1項から第6項までのいずれか1項に記載の結晶成長方法。

【請求項8】SiC層と、

AlN層と、

前記SiC層と前記AlN層との間に残留するppmオーダーのGa原子又はIn原子の残留原子と

を有する積層構造。

【請求項9】前記SiC表面にステップ-テラス構造を形成し、その表面の酸化膜を除去する工程と、前記表面の酸化膜を除去し平坦かつ清浄なSiC表面を形成する工程を含み、

前記III族窒化物を成長する工程は、前記III族元素を先行して供給した後に窒素を供給する工程を含むことを特徴とする請求の範囲第1項又は第2項に記載の結晶成長方法。

【請求項10】表面の酸化膜を除去し平坦かつ清浄なSiC表面を形成する工程と、

前記高真空下においてIII族窒化物を成長するは、前記SiC表面上における前記III族窒化物の結晶成長様式を制御する表面制御元素を先行して供給する工程と、III族元素と窒素とを供給し、続いて、前記表面制御元素の供給を停止する工程と、を有することを特徴とする請求の範囲第1項又は第2項に記載の結晶成長方法。

【請求項 1 1】前記酸化膜を除去する工程は、酸素分圧を減圧した雰囲気下においてフッ酸を含む溶液を用いて表面の酸化膜を除去し III 族窒化物を成長する工程を有することを特徴とする請求の範囲第 1 項又は第 2 項に記載の結晶成長方法。

【請求項 1 2】SiC 基板と、
請求の範囲第 1 項又は第 2 項に記載の結晶成長方法により形成された AlN 層と、
該 AlN 層上に形成されたゲート電極と、
該ゲート電極の両側に形成されたソース及びドレインと
を有するヘテロ接合型 MISFET。

【請求項 1 3】SiC 基板と、
請求の範囲第 1 項又は第 2 項に記載の結晶成長方法により形成された AlN バッファ層と、
該 AlN 層上に形成された第 1 の AlGaN クラッド層と、
GaN / InGaN の多重量子井戸構造と、
該多重量子井戸構造上に形成された第 2 の AlGaN クラッド層と
を有するヘテロ接合型レーザ素子。

【手続補正書】

【提出日】平成 17 年 11 月 1 日 (2005.11.1)

【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】全文

【補正方法】変更

【補正の内容】

【特許請求の範囲】

【請求項 1】

SiC 表面にステップ - テラス構造を形成し、その表面の酸化膜を除去する工程と、
Si 又は Ga を照射した後、高温加熱を行う工程を少なくとも 1 サイクル以上行った後に、III 族窒化物を成長する工程を有する結晶成長方法。

【請求項 2】

前記 Si 又は Ga を照射する工程を、高真空 (High Vacuum) 下において行なうことを特徴とする請求項 1 に記載の結晶成長方法。

【請求項 3】

前記高真空は、 10^{-6} Pa 以下であることを特徴とする請求項 1 又は 2 に記載の結晶成長方法。

【請求項 4】

前記 III 族窒化物を成長する工程を、前記高温加熱を行う工程における基板温度よりも低温で行うことを特徴とする請求項 1 から 3 までのいずれか 1 項に記載の結晶成長方法。

【請求項 5】

前記 SiC 表面は、(0001) Si 又は (000-1) C 面に対して 0 から 15° までのオフセット角を有していることを特徴とする請求項 1 から 4 までのいずれか 1 項に記載の結晶成長方法。

【請求項 6】

平坦かつ清浄な SiC 表面を形成する工程と、
III 族窒化物を成長する工程であって、III 族元素を先行して供給した後に窒素を供給する工程と
を有する結晶成長方法。

【請求項 7】

表面の酸化膜を除去し平坦かつ清浄な SiC 表面を形成する工程と、
III 族窒化物を成長する工程であって、前記清浄な SiC 表面に 1 モノレイヤー又はそれよりも少ない量の III 族元素を先行して供給した後に窒素を供給する工程と
を有する結晶成長方法。

【請求項 8】

前記III族窒化物を成長する工程を、高真空下において行なうことを特徴とする請求項6又は7に記載の結晶成長方法。

【請求項 9】

前記高真空は、 10^{-2} Pa以下であることを特徴とする請求項8に記載の結晶成長方法。

【請求項 10】

前記SiC表面は、(0001)Si又は(000-1)C面に対して0から15°までのオフセット角を有していることを特徴とする請求項6から9までのいずれか1項に記載の結晶成長方法。

【請求項 11】

平坦かつ清浄なSiC表面を形成する工程と、

III族窒化物を成長する工程であって、前記SiC表面上における前記III族窒化物の結晶成長様式を制御する表面制御元素を先行して供給する工程と、

III族元素と窒素とを供給し、続いて、前記表面制御元素の供給を停止する工程とを有する結晶成長方法。

【請求項 12】

前記表面制御元素は、Ga又はInであることを特徴とする請求項11に記載の結晶成長方法。

【請求項 13】

前記III族窒化物を成長する工程を、高真空下において行なうことを特徴とする請求項11又は12に記載の結晶成長方法。

【請求項 14】

前記高真空は、 10^{-2} Pa以下であることを特徴とする請求項13に記載の結晶成長方法。

【請求項 15】

前記SiC表面は、(0001)Si又は(000-1)C面に対して0から15°までのオフセット角を有していることを特徴とする請求項11から14までのいずれか1項に記載の結晶成長方法。

【請求項 16】

SiC表面を、ステップ-テラス構造に制御する工程と、

酸素分圧を減圧した雰囲気下において表面の酸化膜を除去し、III族窒化物を成長する工程と

を有する結晶成長方法。

【請求項 17】

SiC表面を、ステップ-テラス構造に制御する工程と、

酸素分圧を減圧した雰囲気下において表面の酸化膜を除去し、ステップ-テラス構造を維持した状態のままIII族窒化物を成長する工程と

を有する結晶成長方法。

【請求項 18】

前記III族窒化物を成長する工程を、高真空下において行なうことを特徴とする請求項16又は17に記載の結晶成長方法。

【請求項 19】

前記高真空は、 10^{-2} Pa以下であることを特徴とする請求項18に記載の結晶成長方法。

【請求項 20】

前記表面の酸化膜を除去する工程は、フッ酸を含む溶液を用いて行なわれることを特徴とする請求項16から19までのいずれか1項に記載の結晶成長方法。

【請求項 21】

前記SiC表面は、(0001)Si又は(000-1)C面に対して0から15°までのオフセット角を有していることを特徴とする請求項16から20までのいずれか1項

に記載の結晶成長方法。

【請求項 2 2】

S i C 層と、
III族窒化物層と、

前記 S i C 層と前記 III族窒化物層との間に残留する G a 原子又は I n 原子とを有する積層構造。

【請求項 2 3】

S i C 層と、
A l N 層と、

前記 S i C 層と前記 A l N 層との間に残留する p p m オーダーの G a 原子又は I n 原子の残留原子とを有する積層構造。

【請求項 2 4】

前記 S i C 表面にステップ - テラス構造を形成し、その表面の酸化膜を除去する工程と、前記表面の酸化膜を除去し平坦かつ清浄な S i C 表面を形成する工程を含み、前記 III族窒化物を成長する工程は、前記 III族元素を先行して供給した後に窒素を供給する工程を含むことを特徴とする請求項 1 又は 2 に記載の結晶成長方法。

【請求項 2 5】

表面の酸化膜を除去し平坦かつ清浄な S i C 表面を形成する工程と、

前記 III族窒化物を成長する工程は、前記 S i C 表面上における前記 III族窒化物の結晶成長様式を制御する表面制御元素を先行して供給する工程と、III族元素と窒素とを供給し、続いて、前記表面制御元素の供給を停止する工程と、を有することを特徴とする請求項 1 又は 2 に記載の結晶成長方法。

【請求項 2 6】

前記酸化膜を除去する工程は、酸素分圧を減圧した雰囲気下においてフッ酸を含む溶液を用いて表面の酸化膜を除去し、III族窒化物を成長する工程を有することを特徴とする請求項 1 又は 2 に記載の結晶成長方法。

【請求項 2 7】

S i C 基板と、

請求項 1 又は 2 に記載の結晶成長方法により形成された A l N 層と、

該 A l N 層上に形成されたゲート電極と、

該ゲート電極の両側に形成されたソース及びドレインと

を有するヘテロ接合型 M I S F E T。

【請求項 2 8】

S i C 基板と、

請求項 1 又は 2 に記載の結晶成長方法により形成された A l N バッファ層と、

該 A l N 層上に形成された第 1 の 1 A l G a N クラッド層と、

G a N / I n G a N の多重量子井戸構造と、

該多重量子井戸構造上に形成された第 2 の A l G a N クラッド層と

を有するヘテロ接合型レーザ素子。

【 国際調査報告 】

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2004/003689

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER Int.Cl. ⁷ H01L21/203		
According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC		
B. FIELDS SEARCHED		
Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols) Int.Cl. ⁷ H01L21/203, 21/205		
Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched Jitsuyo Shinan Koho 1922-1996 Toroku Jitsuyo Shinan Koho 1994-2004 Kokai Jitsuyo Shinan Koho 1971-2004 Jitsuyo Shinan Toroku Koho 1996-2004		
Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used)		
C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT		
Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
X Y A	JP 9-181355 A (Matsushita Electric Industrial Co., Ltd.), 11 July, 1997 (11.07.97), Par. Nos. [0004] to [0020], [0046] to [0051] (Family: none)	3,5 6,7 1,2
Y	ONOJIMA et al., 'Molecular-beam epitaxial growth of insulating AlN on surface-controlled 6H-SiC substrate by HCl gas etching', Applied Physics Letters, 07 January, 2002 (07.01.02), Vol.80, No.1, pages 76 to 78, particularly, page 76	6,7
X	JP 11-145514 A (Toshiba Corp.), 28 May, 1999 (28.05.99), Par. Nos. [0028] to [0033]; Fig. 1 (Family: none)	8
<input type="checkbox"/> Further documents are listed in the continuation of Box C.		<input type="checkbox"/> See patent family annex.
* Special categories of cited documents: "A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance "E" earlier application or patent but published on or after the international filing date "L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified) "O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means "P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed		"T" later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention "X" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone "Y" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art "&" document member of the same patent family
Date of the actual completion of the international search 18 June, 2004 (18.06.04)	Date of mailing of the international search report 06 July, 2004 (06.07.04)	
Name and mailing address of the ISA/ Japanese Patent Office	Authorized officer	
Facsimile No.	Telephone No.	

国際調査報告		国際出願番号 PCT/JP2004/003689	
A. 発明の属する分野の分類 (国際特許分類 (IPC)) Int. Cl ⁷ H01L 21/203			
B. 調査を行った分野 調査を行った最小限資料 (国際特許分類 (IPC)) Int. Cl ⁷ H01L 21/203, 21/205			
最小限資料以外の資料で調査を行った分野に含まれるもの 日本国実用新案公報 1922-1996年 日本国公開実用新案公報 1971-2004年 日本国登録実用新案公報 1994-2004年 日本国実用新案登録公報 1996-2004年			
国際調査で使用了電子データベース (データベースの名称、調査に使用した用語)			
C. 関連すると認められる文献			
引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求の範囲の番号	
X Y A	JP 9-181355 A(松下電器産業株式会社), 1997.07.11, 第4-20, 46-51段落(ファミリーなし)	3-5 6, 7 1, 2	
Y	ONOJIMA et al., 'Molecular-beam epitaxial growth of insulating AlN on surface-controlled 6H-SiC substrate by HCl gas etching', Applied Physics Letters, 2002.01.07, Vol.80, No.1, p.76-78, 特にp.76	6, 7	
<input checked="" type="checkbox"/> C欄の続きにも文献が列挙されている。 <input type="checkbox"/> パテントファミリーに関する別紙を参照。			
* 引用文献のカテゴリー 「A」 特に関連のある文献ではなく、一般的技術水準を示すもの 「E」 国際出願日前の出願または特許であるが、国際出願日以後に公表されたもの 「L」 優先権主張に疑義を提起する文献又は他の文献の発行日若しくは他の特別な理由を確立するために引用する文献 (理由を付す) 「O」 口頭による開示、使用、展示等に言及する文献 「P」 国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願		の日の後に公表された文献 「T」 国際出願日又は優先日後に公表された文献であって出願と矛盾するものではなく、発明の原理又は理論の理解のために引用するもの 「X」 特に関連のある文献であって、当該文献のみで発明の新規性又は進歩性がないと考えられるもの 「Y」 特に関連のある文献であって、当該文献と他の1以上の文献との、当業者にとって自明である組合せによって進歩性がないと考えられるもの 「&」 同一パテントファミリー文献	
国際調査を完了した日 18.06.2004		国際調査報告の発送日 06.7.2004	
国際調査機関の名称及びあて先 日本国特許庁 (ISA/JP) 郵便番号100-8915 東京都千代田区霞が関三丁目4番3号		特許庁審査官 (権限のある職員) 橋本 憲一郎	4R 3031
		電話番号 03-3581-1101 内線 3469	

国際調査報告

国際出願番号 PCT/JP2004/003689

C (続き) . 関連すると認められる文献		
引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求の範囲の番号
X	JP 11-145514 A(株式会社東芝), 1999.05.28, 第28-33段落, 第1図(ファミリーなし)	8

フロントページの続き

(81) 指定国 AP(BW, GH, GM, KE, LS, MW, MZ, SD, SL, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), EA(AM, AZ, BY, KG, KZ, MD, RU, TJ, TM), EP(AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HU, IE, IT, LU, MC, NL, PL, PT, RO, SE, SI, SK, TR), OA(BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, ML, MR, NE, SN, TD, TG), AE, AG, AL, AM, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CN, CO, CR, CU, CZ, DE, DK, DM, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, HR, HU, ID, IL, IN, IS, JP, KE, KG, KP, KR, KZ, LC, LK, LR, LS, LT, LU, LV, MA, MD, MG, MK, MN, MW, MX, MZ, NA, NI, NO, NZ, OM, PG, PH, PL, PT, RO, RU, SC, SD, SE, SG, SK, SL, SY, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, YU, ZA, ZM, ZW

(72) 発明者 小野島 紀夫

京都府京都市西京区御陵北山下町3 - 2 2 0 1

Fターム(参考) 4G077 AA03 BE13 DA05 EA02 ED06 EE01 EE05 HA06 SC02

5F004 AA14 BA19 DA24 DA29 DB00 EA10

5F103 AA04 AA05 DD30 GG01 HH03 LL11 PP01 PP03 PP20

(注) この公表は、国際事務局(WIPO)により国際公開された公報を基に作成したものである。なおこの公表に係る日本語特許出願(日本語実用新案登録出願)の国際公開の効果は、特許法第184条の10第1項(実用新案法第48条の13第2項)により生ずるものであり、本掲載とは関係ありません。