

(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2014-209576

(P2014-209576A)

(43) 公開日 平成26年11月6日(2014.11.6)

(51) Int.Cl.	F I	テーマコード (参考)
HO 1 L 21/20 (2006.01)	HO 1 L 21/20	4 G O 7 7
C 3 O B 29/38 (2006.01)	C 3 O B 29/38	D 5 F O 4 5
C 3 O B 25/18 (2006.01)	C 3 O B 25/18	5 F 1 O 3
C 3 O B 23/08 (2006.01)	C 3 O B 23/08	M 5 F 1 5 2
HO 1 L 21/205 (2006.01)	HO 1 L 21/205	

審査請求 有 請求項の数 15 O L 外国語出願 (全 14 頁) 最終頁に続く

(21) 出願番号 特願2014-43708 (P2014-43708)
 (22) 出願日 平成26年3月6日 (2014.3.6)
 (31) 優先権主張番号 13158844.4
 (32) 優先日 平成25年3月12日 (2013.3.12)
 (33) 優先権主張国 欧州特許庁 (EP)

(71) 出願人 599119503
 ジルトロニック アクチエンゲゼルシャフト
 Siltronic AG
 ドイツ連邦共和国 ミュンヘン ハンスー
 ザイデループラッツ 4
 Hanns-Seidel-Platz
 4, D-81737 Muenchen
 , Germany

(74) 代理人 110001195

特許業務法人深見特許事務所
 (72) 発明者 サラド・バハドゥール・タバ
 ドイツ、84489 ブルクハウゼン、ア
 ーダルベルトーシュティフターーシュトラ
 ーセ、7

最終頁に続く

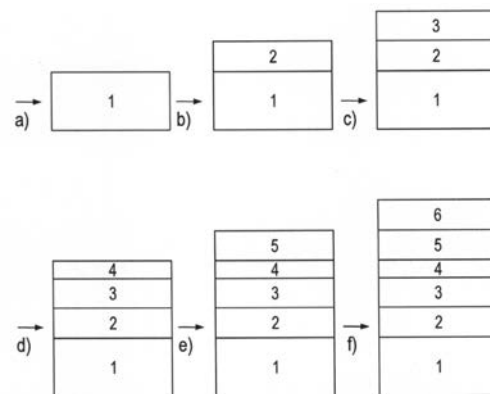
(54) 【発明の名称】 半導体ウェハ、および半導体ウェハの作製のためのプロセス

(57) 【要約】 (修正有)

【課題】シリコン基板上に成長される、欠陥密度が低減された GaN 層を備えた半導体ウェハおよびその作成方法を提供する。

【解決手段】半導体ウェハは順に、本質的にシリコンからなり、(111)表面配向を有する単結晶基板ウェハ1、(111)表面配向を有する Sc₂O₃の単結晶層3、(111)表面配向を有する ScNの単結晶層4、および、(0001)表面配向を有する Al_zGa_{1-z}N、なお 0 < z < 1、の単結晶層6とを備える。基板ウェハ1の少なくとも1つの表面上に、格子定数が前記基板ウェハ1の格子定数以下でありかつ Sc₂O₃の単結晶層3の格子定数以上であるように選択される単結晶金属酸化物層2をエピタキシャルに堆積してもよい。

【選択図】 図1



【特許請求の範囲】

【請求項 1】

半導体ウェハであって、所与の順序で、

- 本質的にシリコンからなり、(111)表面配向を有する単結晶基板ウェハ(1)と、
- (111)表面配向を有する Sc_2O_3 の単結晶層(3)と、
- (111)表面配向を有するScNの単結晶層(4)と、
- (0001)表面配向を有する $Al_zGa_{1-z}N$ 、なお $0 < z < 1$ 、の単結晶層(6)とを備える、半導体ウェハ。

【請求項 2】

前記基板ウェハ(1)と Sc_2O_3 の前記層(3)との間に単結晶金属酸化物層(2)をさらに備える、請求項1に記載の半導体ウェハ。

【請求項 3】

前記金属酸化物層(2)は、立方晶系 $Ia-3$ 結晶構造と $(Me_1)_w(Me_2)_{1-w}O_3$ 、なお $0 < w < 1$ 、の組成とを有し、 Me_1 は第1の金属であり、 Me_2 は第2の金属であり、前記金属酸化物層(2)は前記基板ウェハ(1)と Sc_2O_3 の前記層(3)との間に位置し、 Me_1 、 Me_2 、および w は、前記金属酸化物層(2)の格子定数が前記基板ウェハ(1)の格子定数以下でありかつ Sc_2O_3 の前記層(3)の格子定数以上であるように選択される、請求項2に記載の半導体ウェハ。

【請求項 4】

Sc_2O_3 の前記層(3)は2~500nmの厚みを有する、請求項1から請求項3のいずれか1項に記載の半導体ウェハ。

【請求項 5】

ScNの前記層(4)は2~500nmの厚みを有する、請求項1から請求項4のいずれか1項に記載の半導体ウェハ。

【請求項 6】

$(Al_xGa_{1-x})_ySc_{1-y}N$ 、なお $0 < x < 1$ かつ $0 < y < 1$ 、の組成を有する単結晶金属窒化物層(5)をさらに備え、前記金属窒化物層(5)はScNの前記層(4)と $Al_zGa_{1-z}N$ の前記層(6)との間に位置する、請求項1から請求項5のいずれか1項に記載の半導体ウェハ。

【請求項 7】

$z = 0$ である、請求項1から請求項6のいずれか1項に記載の半導体ウェハ。

【請求項 8】

請求項1に記載の半導体ウェハの作製のためのプロセスであって、所与の順序で、

- a) 前記基板ウェハ(1)を設けるステップと、
- c) Sc_2O_3 の前記層(3)をエピタキシャルに堆積するステップと、
- d) ScNの前記層(4)を作製するステップと、
- f) $Al_zGa_{1-z}N$ の前記層(6)をエピタキシャルに堆積するステップとを備える、プロセス。

【請求項 9】

ステップa)の後であってステップc)の前の付加的なステップb)で単結晶金属酸化物層(2)がエピタキシャルに堆積される、請求項8に記載のプロセス。

【請求項 10】

ステップc)は、CVD、MBE、PLD、またはスパッタリング技術によって行なわれる、請求項8または請求項9に記載のプロセス。

【請求項 11】

ステップd)で、ScNの前記層(4)は、200~1200の温度で窒素源を備える雰囲気中 Sc_2O_3 の前記層(3)の表面を露出することによって前記層(3)の表面をScNに変換することによって作製される、請求項8から請求項10のいずれか1項に記載のプロセス。

10

20

30

40

50

【請求項 1 2】

ステップ d) で、ScN の前記層 (4) は、Sc₂O₃ の前記層 (3) の表面上に Sc の層を堆積し、その後 200 ~ 1200 の温度で窒素源を備える雰囲気中に Sc の前記層の表面を露出し、こうして Sc の前記層を ScN の前記層 (4) に変換することによって作製される、請求項 8 から請求項 10 のいずれか 1 項に記載のプロセス。

【請求項 1 3】

ステップ d) で、ScN の前記層 (4) は、Sc₂O₃ の前記層 (3) の表面上に ScN の前記層 (4) をエピタキシャルに堆積することによって作製される、請求項 8 から請求項 10 のいずれか 1 項に記載のプロセス。

【請求項 1 4】

ステップ d) の後であってステップ f) の前の付加的なステップ e) で、(Al_xGa_{1-x})_ySc_{1-y}N、なお 0 < x < 1 かつ 0 < y < 1、の組成を有する単結晶金属窒化物層 (5) がエピタキシャルに堆積される、請求項 8 から請求項 13 のいずれか 1 項に記載のプロセス。

【請求項 1 5】

ステップ f) は MOCVD または MBE によって行なわれる、請求項 8 から請求項 14 のいずれか 1 項に記載のプロセス。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、(111) 表面配向を有するシリコンから本質的になる単結晶基板ウェハと、(0001) 表面配向を有する Al_zGa_{1-z}N、なお 0 < z < 1、の単結晶層とを備える半導体ウェハに関する。

【背景技術】

【0002】

単結晶窒化ガリウム (GaN) は、高電力および高周波適用例のための発光ダイオード (LED) および電界効果トランジスタ (FET) を作製するための基板としてますます重要になっている。基板の表面積は、製造プロセスの生産性、およびしたがって LED または FET のコストにとって重要な課題である。結晶品質および表面品質が高い、直径が 300 mm までまたは 450 mm までですらある単結晶シリコン基板を現在利用可能であり、GaN のエピタキシャル成長のための基板として単結晶シリコンを用いる取組がなされている。しかしながら、GaN (0001) と Si (111) との間の 17% という大きな格子不整合と 2 つの材料の熱膨張係数 (TEC) の大きな差とにより、高品質の GaN 層をシリコン (Si) 上に直接に成長させることができない。

【0003】

この理由により、エピタキシャルに成長される GaN 層の品質を向上させるために、多くの種類の間またはバッファ層が提案されている。

【0004】

たとえば、モラム他 (M. Moram et al.)、結晶成長 (J. Crystal Growth)、(オランダ) 308 (2007)、302-308 (非特許文献 1) は、GaN エピタキシの基礎としてのエピタキシャル (111) 配向窒化スカンジウム (ScN) バッファ層の使用を教示する。窒素前駆体としてのアンモニアによるガスソース分子線エピタキシ (GS-MBE) を用いて、n 型 Si (111) ウェハ上に厚みが 50 ~ 450 nm の範囲の ScN 層が成長された。100 Torr で動作する Thomas Swan 社の緊密結合シャワーヘッド MOVPE 反応器を用いて ScN / Si (111) テンプレート上に GaN 層が成長された。GaN 成長のための準備では、用いられる各々のテンプレートは、ScN 層の表面からいずれの天然の酸化物も除去するように、10 s l m (1 分あたり標準リットル) のアンモニア (NH₃) および 10 s l m の水素 (H₂) の流れの下、1 K / s の速度で成長温度に加熱された。ScN バッファ層は粗く、欠陥だらけであった。GaN は、転位のないアイランドの形態で ScN 表面上に成長した。GaN の成長温度を変えることにより、GaN のアイラン

10

20

30

40

50

ドを合体させて滑らかな GaN 膜を生じさせることができたが、同時に、GaN 層の表面の貫通転位の密度は $5 \times 10^9 \text{ cm}^{-2}$ までかなり上昇した。

【0005】

リー他 (W. C. Lee et al.)、結晶成長 (J. Crystal Growth)、(オランダ) 311 (2009)、2006-2009 (非特許文献 2) は、GaN エピタキシのためのテンプレートとしての単結晶酸化スカンジウム (Sc_2O_3) を開示する。高純度、粉末充填焼結 Sc_2O_3 酸化物源からの e ビーム蒸着を用いて Sc_2O_3 膜が堆積された。分子線エピタキシ (MBE) を用いて、 Sc_2O_3 表面上にアルミニウム (Al) の単層が数層堆積され、その後で窒素プラズマに露出して窒化を行ない、薄い窒化アルミニウム (AlN) の層を形成した。この層の上に GaN が堆積された。AlN を成長させるための基板温度は最初は約 645 であり、720 に上昇された。この温度は、GaN 成長の残余のためにも用いられた。当該方法は、 Sc_2O_3 パツファの欠陥密度が高く、また GaN 層の品質に限られるという結果となった。転位は 10^{10} cm^{-3} の範囲の密度で発生した。転位は $\text{Sc}_2\text{O}_3 / \text{Si}$ 界面から始まって層を通して伝播した。

10

【先行技術文献】

【特許文献】

【0006】

【特許文献 1】欧州特許第 1975988 A 1 号明細書

【非特許文献】

【0007】

【非特許文献 1】モラム他 (M. Moram et al.)、結晶成長 (J. Crystal Growth)、(オランダ) 308 (2007)、302-308

【非特許文献 2】リー他 (W. C. Lee et al.)、結晶成長 (J. Crystal Growth)、(オランダ) 311 (2009)、2006-2009

【非特許文献 3】島田他 (K. Shimada et al.)、半導体科学技術 (Semicond. Sci. Technol.)、(英国) 27 (2012)、105014

【非特許文献 4】秋山他 (M. Akiyama et al.)、アプライドフィジックスレターズ (Appl. Phys. Lett.)、(米国) 95、162107 (2009)

【非特許文献 5】リトル他 (M. E. Little et al.)、アプライドフィジックスレターズ (Appl. Phys. Lett.)、(米国) 78、2891 (2001)

【非特許文献 6】コンスタンティン他 (C. Constantin et al.)、フィジカル・レビュー (Phys. Rev.)、(米国) B 70、193309 (2004)

20

30

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【0008】

したがって、発明の目的は、シリコン基板上に成長する、欠陥密度が低減された GaN 層を提供することである。

【課題を解決するための手段】

【0009】

本発明は半導体ウェハに関し、半導体ウェハは、所与の順序で、

- 本質的にシリコンからなり、(111) 表面配向を有する単結晶基板ウェハと、
- (111) 表面配向を有する Sc_2O_3 の単結晶層と、
- (111) 表面配向を有する ScN の単結晶層と、
- (0001) 表面配向を有する $\text{Al}_z\text{Ga}_{1-z}\text{N}$ 、なお $0 < z < 1$ 、の単結晶層とを備える。

40

【0010】

本発明は当該半導体ウェハの作製のためのプロセスにも関し、プロセスは、所与の順序で、

- a) 基板ウェハを設けるステップと、
- c) Sc_2O_3 の層をエピタキシャルに堆積するステップと、

50

d) ScNの層を作製するステップと、

f) $Al_zGa_{1-z}N$ の層をエピタキシャルに堆積するステップとを備える。

【0011】

以上で言及したように、後のGaNの堆積のための Sc_2O_3 バッファ層は既に公知である。バルク結晶格子に従うと、 Sc_2O_3 バッファ層は理論的に、GaNと基板との間の格子不一致を17% (GaN/Si) から8% (GaN/ Sc_2O_3) へ低減することができる。しかしながら、残余の格子不整合は依然としてGaN層中の高密度の欠陥(主に転位)の生成につながり、したがってこの層の品質を限ってしまう。

【0012】

このように、発明者らは、その格子定数がGaNにより近い、良好な結晶品質で Sc_2O_3 上に成長させることができる別の中間層を挿入する必要があることを見出した。 $ScN(111)$ がそのような層である。 $ScN(111)$ と $GaN(0001)$ との間の格子不整合はわずかに約-0.1%である。 Sc は、エピタキシャル層の形態のSiの上に直接に、第1にその酸化物を成長させることができ、第2にGaNの格子定数に完全に一致する格子定数を有する窒化物に変換可能な唯一の金属であることがわかった。 ScN とGaNとの間の格子不整合が極めて小さいことは ScN 表面上へのGaNの層ごとの成長に有利であり、アイランドの合体によって生じる欠陥の密度を低減する。さらに、 Sc_2O_3 表面の窒化ステップは、成長する $Al_zGa_{1-z}N(0001)$ 層の極性を制御可能にし、その後の高温処理ステップのためのヘテロ構造の熱収支を向上させる。

【0013】

さらに、GaNはより大きな Sc_2O_3 格子上に、引っ張り歪下で成長する。成長温度でのGaNの面内格子定数 a は緩和されたバルク値よりも大きく、この歪は、異なる熱膨張係数の値により、室温への冷却の際にさらに増大する。付加的な ScN 中間層を挿入することにより、成長の際に格子によって誘導される引っ張り歪が低減され、このことは、室温でのGaN層の歪の状況を改善する。 ScN 層は、層の厚みに依存して、緩められたり引っ張られたりし得る。しかしながら、GaN堆積のためには、緩められた ScN が好ましい。引っ張られた ScN 層は、次の層のエピタキシャル堆積の間にさらに緩むことができる。

【0014】

Siと ScN との間の極めて大きな格子不整合により、(非特許文献1が開示するように)シリコン基板上に直接に堆積される ScN 層は粗く、欠陥だらけである。GaはSi表面をエッチングするので、GaNの成長の際、SiをGaおよび NH_3 から保護する必要がある。シリコン基板上の品質の劣った ScN 層はシリコンを完全に被覆しないことがあり、このために、GaN上部層の成長の際に、シリコンがGaと NH_3 とに露出されることがある。 ScN バッファ層の結晶性は、後で成長されるGaNの形態、残留歪、および結晶性に影響を及ぼすことが示された。

【0015】

本発明に従う層の積層体において、Si上の ScN の格子不一致と比較して、 Sc_2O_3 上の ScN の格子不一致は低減される。したがって、 ScN の結晶品質が向上し、品質が劣った ScN 層の上述の影響は発生しない。最終的に、発明に従って高品質のGaN層を ScN 層の上に成長させることができる。

【図面の簡単な説明】

【0016】

【図1】本発明の実施形態を概略的に図示する図である。

【図2】 $Sc_2O_3(111)/Y_2O_3(111)/Si(111)$ ヘテロ構造上の岩塩構造の (111) 配向 ScN の成長を実証する鏡面反射 / 2 XRD測定の結果を示す図である。

【図3】 $ScN(111)$ の双晶のない成長を実証する $\{111\}$ Siおよび ScN 格子平面のファミリーにわたるXRD スキャンの結果を示す図である。

【発明を実施するための形態】

10

20

30

40

50

【 0 0 1 7 】

発明および好ましい実施形態の詳細な説明

第1のステップa) (図1を参照)で、単結晶基板ウェハ1が設けられ、これは本質的に単結晶シリコンからなり、好ましくはこれは90%~100%のシリコン、より好ましくは98%~100%のシリコンからなる。基板ウェハ1はシリコン技術分野で一般的に公知の通常のドーパントまたは不純物を備えることがある。基板ウェハ1はSi(111)の結晶表面配向を有する。基板ウェハ1の直径は100mm~450mmであり得る。300mm以下の直径が好ましい。基板ウェハの表面は好ましくは研磨される。

【 0 0 1 8 】

高品質のシリコン表面を得るために、好ましくは、基板ウェハ1は高温でアニールされる。好ましくは、アニールは、第1のエピタキシャル層の堆積に用いられる堆積チャンバ中でインサイチュで行なわれる。アニール温度は600~1250の間である。アニールは、真空中でまたは好ましくは水素を備える還元雰囲気下で30秒~30分間、好ましくは1~10分間行なわれ得る。

10

【 0 0 1 9 】

その後のオプションのステップb)で、基板ウェハ1の少なくとも1つの表面上に単結晶金属酸化物層2をエピタキシャルに堆積してもよい。金属酸化物は、スピネル、ペロブスカイト、パイロクロア、岩塩、蛍石、または鉄マンガニウム構造を有し得る。

【 0 0 2 0 】

ステップc)での Sc_2O_3 層3の堆積の前に、基板ウェハ1の表面上に金属酸化物層2を堆積することが好ましい。なぜなら、 Sc_2O_3 とSiの間の格子定数を有する中間層によって Sc_2O_3 とSiとの間の約9%の格子不一致を低減可能であるからである。このことは、 Sc_2O_3 層3の中の欠陥密度を低減し、したがって $Al_zGa_{1-z}N$ の層6の品質を向上させる。

20

【 0 0 2 1 】

先行技術で公知の化学気相成長(CVD)、分子線エピタキシ(MBE)、パルスレーザ堆積(PLD)、またはスパッタリング技術を用いて、Siの上に金属酸化物層2を堆積することができる。MBEの場合、堆積は好ましくは0.1~10nm/分の速度で400~800の温度で行なわれる。オプションで、 10^{-4} ~ 10^{-1} Paの圧力で酸素が存在してもよい。

30

【 0 0 2 2 】

金属酸化物層2は、 $(Me_1wMe_{2,1-w})_2O_3$ 、なお $0 < w < 1$ 、の組成と(111)格子配向とを有し得る。Me1は第1の金属であり、Me2は第2の金属である。好ましくは、その Me_2O_3 酸化物が立方晶系Ia-3構造となる金属が選択される。この構造はSi(111)表面の構造に適合し、後続の Sc_2O_3 の層3の構造と同一である。Me1、Me2、およびwは、金属酸化物層2の格子定数が基板ウェハ1の格子定数以下であり、かつ Sc_2O_3 の層3の格子定数以上であるように選択される。

【 0 0 2 3 】

1つの実施形態では、wは、基板ウェハ1との境界で値w1で始まり、金属酸化物層2の厚みにわたって変化してその厚みにわたって金属酸化物層2の材料の格子定数の変化を達成し、 Sc_2O_3 の層3との境界で値w2で終わる。この実施形態では、値w1は好ましくは、基板ウェハ1および金属酸化物層2の面内格子定数が基板ウェハ1と金属酸化物層2との間の境界で0%~4%(および好ましくは0~2%)だけ異なるように選択される。値w2は好ましくは、金属酸化物層2およびその後のステップc)で堆積すべき Sc_2O_3 の層3の面内格子定数が当該層同士との境界で0%~4%だけ(および好ましくは0~2%だけ)異なるように選択される。好ましくはwは段階的に変えられる。すなわち、ある厚み分はwは一定に保たれ、次に急激にwが変更され、再びある厚みについては一定に保たれる。金属酸化物層2は、層のw一定部分内の格子緩和とwが急激に変わる界面での欠陥消滅とを可能にするように、好適な数のそのようなステップを備えてもよい。段階的に傾斜が緩くなる(step-graded)層の場合、一定の組成の個別のサブ層の厚みは好

40

50

ましくは少なくとも10 nmである。これは、格子不整合が1%~10%の間である場合の層の完全な緩和という結果をもたらす最小限の厚みである。一般的に、金属酸化物層2の合計厚みは100 nmを超えてはならない。

【0024】

第1の金属Me1はイットリウム(Y)であってもよく、第2の金属Me2はスカンジウム(Sc)であってもよい。Y₂O₃の面内格子定数はSi(111)の面内格子定数よりも約2%小さい。したがって、基板ウェハ1との界面では純粋なY₂O₃(すなわち、w=1)で始まって、金属酸化物層2の厚みが増すにつれてSc₂O₃の割合(fraction)を(好ましくは段階的に)増し、層の頂部で純粋なSc₂O₃(すなわちw=0)で終わることが好ましい。特許文献1の教示に従って他の組合せおよび組成を選択してもよい。

10

【0025】

w=1を選択することも可能である。すなわち、金属酸化物層2はたとえばY₂O₃などの二元酸化物から単になる。そのような層の厚みは典型的に1~100 nmの範囲にある。これは一方ではGaNの過成長の際のガリウムによる攻撃からSi基板ウェハ1を保護し、他方では高品質Sc₂O₃ヘテロ構造堆積のための平坦な表面を設けなければならない。

【0026】

オプションの金属酸化物層2の挿入は有利である。そうすると、基板ウェハ1からGaNの層6に向けて格子定数を段階的に調整することができるからである。Sc₂O₃の層3と基板ウェハ1との間の格子不一致は約-8%である。金属酸化物層2は、この比較的大きな不一致を少なくとも2つの相境界でより小さな部分に分ける。

20

【0027】

次に、格子定数が異なる酸化物層の積層体(金属酸化物層2および後続のSc₂O₃の層3)は、高温でのGaNとSiとの間の強い化学反応に対する改良されたバッファとして働く。Sc₂O₃層のみの場合、後続のGaNのまたは一般的にAl_zGa_{1-z}Nの層との界面に多数の転位が伝播する。ガリウムは主に転位に沿って酸化物層を通して拡散し、シリコン基板ウェハ1との界面に達することがある。いくつかの酸化物層の積層体の場合、形成される転位はより少なく、転位は各々の相境界で部分的に消滅し、Sc₂O₃の層の表面に達する転位の数が減少する。これは、酸化物層を通るガリウム原子の拡散を妨げ、シリコン界面をガリウムによる攻撃から保護する。

30

【0028】

その後のステップc)で、基板ウェハ1の表面の少なくとも1つの上、またはステップb)が行なわれた場合は金属酸化物層2の頂面上のいずれかに、(111)表面配向を有するSc₂O₃の単結晶層3がエピタキシャルに堆積される。層が緩められて下地層を完全に覆うのを確実にするには厚みは十分に大きくなければならないが、成長速度論の効果(kinetic growth effects)による表面粗面化を避けるためには必ずしも大きくない。したがって、Sc₂O₃の層3の厚みは、少なくとも2 nmであって500 nm以下、好ましくは200 nm以下である。

【0029】

Sc₂O₃の層3を堆積するのにCVD、MBE、PLD、またはスパッタリング技術を用いる。MBEの場合、標準的なMBE源を用いてもよい。堆積は0.1~10 nm/分の速度で400~800の温度で行なわれ得る。オプションで、10⁻⁴~10⁻¹ Paの圧力で酸素が存在してもよい。

40

【0030】

その後のステップd)で、Sc₂O₃の層3の頂面上に(111)表面配向を有するScNの単結晶層4が作製される。この層の効果は上述した。層の厚みは好ましくは、少なくとも2 nmであって500 nm以下、より好ましくは200 nm以下である。Si(111)上のScN(111)膜は、円柱状構造の特性を有して成長する傾向があり、その結果、厚みが増すにつれて表面の粗面化が顕著になる。その結果、ScNとSiに対するScNとSc₂O₃との間の格子不整合をより小さくすると、欠陥および粗さに対する層厚みの

50

関数としてScN層の品質を最適化することができる。これらの観察に鑑みて、ScNの層4の厚みは2～200nmの範囲になければならない。

【0031】

Sc₂O₃の層3とScNの層4との間の界面に、プロセス条件に依存して、酸化スカンジウムの薄い層を形成してもよい。この中間層はScN層の機能に不利ではない。

【0032】

ステップd)の第1の実施形態では、ScNの層4は、200～1200の温度で窒素源を備える雰囲気中に表面を露出することによってSc₂O₃の層3の表面をScNに変換することによって作製される。Sc₂O₃(111)表面のこの窒化は、数nm厚のScN(111)層4を設ける。材料の顕著な粗面化傾向のために、薄い層が好ましい。この方法により、2～10nmの厚みを有する単結晶層を得ることができる。

10

【0033】

窒素源は窒素含有ガス、好ましくは(水素(H₂)または窒素(N₂)の雰囲気中で希釈される)NH₃、または窒素含有プラズマのいずれかである。プラズマ源は、たとえば電子サイクロトロン共鳴(ECR)または無線周波数(rf)プラズマ源などの公知のプラズマ源から選択され得る。

【0034】

窒素含有ガスまたはプラズマはSc₂O₃の層3の表面と反応し、ScNの層4を形成する窒素(N)原子で酸素(O)原子を部分的にまたは完全に置き換える。ScNの層4の厚みは窒素ガスまたはプラズマ源の窒化時間、温度、流量、および分圧に依存する。ScNの層4の残留歪または緩和は層の厚みに依存する。

20

【0035】

さまざまな表面上へのNH₃の吸着の研究で、温度が上昇するにつれて、NH₃の脱水素の速度が増し、これにより最終的に窒素原子のみが表面上に残ることが観察された。温度が上昇したSc₂O₃上では、吸着したNH₃の大部分は完全に脱水素され、表面には吸着した窒素原子しか残らない。一部の水素原子は再結合して表面からH₂として脱着し、一部の水素原子はSc₂O₃表面から拡散する酸素と結合し、H₂Oとして脱着することがある。吸着した窒素原子の一部はSc₂O₃中に拡散し、スカンジウムおよび酸素原子のネットワークと反応する。拡散した窒素が酸素の代わりに用いられてスカンジウムと結合し、ScNの薄い層を形成する。

30

【0036】

ステップd)の第2の実施形態では、Sc₂O₃の層3の表面上にスカンジウムの層を堆積し、その後スカンジウム層を窒化することによってScNの層4が作製される。

【0037】

Scの層の堆積は、Sc₂O₃の層3の表面上への、窒素環境中でのSc金属の薄い層の蒸着によって達成可能である。好適なプロセスは、分子線エピタキシ(MBE)、有機金属化学気相成長(MOCVD)、またはスパッタリング技術である。次に、ステップd)の第1の実施形態で上述されたように、Sc被覆テンプレートに窒化プロセスを施し、200～1200の温度で窒素源を備える雰囲気中にスカンジウムの層の表面を露出する。所望の厚みを有するScN層を得るために、これらの2つのステップを数回繰り返すことができる。

40

【0038】

ステップd)の第3の実施形態では、ScNの層4は、Sc₂O₃の層3の表面上へのエピタキシャル堆積によって作製される。1300～1450の温度に加熱されるスカンジウム放出セル(effusion cell)および(好ましくはプラズマの形態の)NH₃を備える環境を用いたMBE技術を用いてScN層を堆積してもよい。基板温度は好ましくは450～650の間である。

【0039】

第2および第3の実施形態は、Sc₂O₃表面の窒化によって作製することができない厚みが10nmを超えるScN膜が所望される場合は特に好ましい。

50

【0040】

S c N層4は好ましくは、ステップe)またはf)におけるその後のIII族窒化物成長のための温度上昇の際、NH₃またはH₂またはNH₃とH₂との混合物を備える環境でアニールされる。アニールは、S c N層を完全に緩和し、表面粗さを低減し、点欠陥を補うのを助けることができる。雰囲気依存して、次の層の成長のための表面終端を最適化することができる。たとえば、NH₃はN終端表面という結果を与える。さらに、(ステップe)またはf)の1つで)ステップd)の温度よりも高温で次の層が成長される場合、温度上昇の際のS c Nからの窒素分解を最小限にするには、NH₃を備える環境でS c Nの層4をアニールすることが好ましい。

【0041】

その後のオプションのステップe)で、(Al_xGa_{1-x})_ySc_{1-y}N、なお0 < x < 1かつ0 < y < 1、の組成を有する単結晶金属窒化物層5をS c Nの層4の表面上にエピタキシャルに堆積してもよい。島田他(K. Shimada et al.)、半導体科学技術(Semicond. Sci. Technol.)、(英国)27(2012)、105014(非特許文献3)の理論的研究によると、(Al_xGa_{1-x})_ySc_{1-y}Nの合金は六方晶ウルツ鉱構造に結晶化し、単位セル中のScおよびIII A - V原子の配置は合金の組成に依存する。このオプションの層は、スパッタリング(秋山他(M. Akiyama et al.)、アプライドフィジックスレターズ(Appl. Phys. Lett.)、(米国)95、162107(2009)(非特許文献4)およびリトル他(M. E. Little et al.)、アプライドフィジックスレターズ(Appl. Phys. Lett.)、(米国)78、2891(2001)(非特許文献5))、またはMBE(コンスタンティン他(C. Constantin et al.)、フィジカル・レビュー(Phys. Rev.)、(米国)B 70、193309(2004)(非特許文献6))、またはMOCVD技術を用いて成長させることができる。xおよびyの実際の値は、層が堆積される目的に鑑みて選択される。

【0042】

実際の組成に拘わらず、ある割合のS c Nを備える遷移層はAl_zGa_{1-z}Nによる表面のより大きな濡れを促進し、成長の早期段階での、成長するAl_zGa_{1-z}Nの完全な合体を可能にする。

【0043】

第1の実施形態では、金属窒化物層5は、組成の傾斜を緩くされて、S c Nの層4からAl_zGa_{1-z}Nからなる頂部層6への滑らかな遷移を達成する。この場合、xおよびyはS c Nの層4との境界でそれぞれ値x1およびy1で始まり、金属窒化物層5の厚みにわたって変化してその厚みにわたって金属窒化物層5の材料の格子定数の変化を達成し、Al_zGa_{1-z}Nの層との境界でそれぞれ値x2およびy2で終わる。好ましくは、値x1およびy1は、金属窒化物層5およびS c Nの層4の格子定数が当該層同士の間境界で0%~1%だけ異なるように選択される。好ましくは、値x2およびy2は、金属窒化物層5およびAl_zGa_{1-z}Nの層6の格子定数が当該層同士の間境界で0%~1%だけ異なるように選択される。最も好ましくは、y2 = 1およびx2はAl_zGa_{1-z}Nの層6の組成に対応し、これにより、金属窒化物層5とAl_zGa_{1-z}Nの層6との間の完全な格子整合が可能になる。

【0044】

第2の実施形態では、金属窒化物層5の組成は、金属窒化物層5の格子定数が後で堆積されるAl_zGa_{1-z}Nの層6の格子定数よりも小さくなるように選択される。これは、Al_zGa_{1-z}Nの層6と比較して金属窒化物層5のAl含有量をより大きくすることによって達成可能である。さらに、金属窒化物層5は少なくとも部分的にまたは好ましくは完全に緩和されなければならない。この場合、後続のAl_zGa_{1-z}Nの層6は、圧縮歪下で金属窒化物層5の表面上に成長する。これは、Al_zGa_{1-z}Nの層の高い熱膨張係数により、Al_zGa_{1-z}Nの層6の堆積後にウェハが室温に冷却された後に発生するウェハの反りを低減する。

【0045】

その後のステップf)で、S c Nの層4の上に、またはステップe)が行なわれた場合

10

20

30

40

50

は金属窒化物層5の上に、(0001)表面配向を有する $Al_zGa_{1-z}N$ ($0 < z < 1$)からなる単結晶層6がエピタキシャルに堆積される。合計層厚みは10 μ mまでであり得る。この層は、Alの割合zが0~1の範囲の、組成が異なるいくつかの(1~20の)サブ層からなり得る。サブ層の厚みは1~1000nmに異なり得る。

【0046】

$Al_zGa_{1-z}N$ の層6を堆積するのにMOCVDまたはMBEシステムを用いる。基板試料は、1000~1150の範囲の $Al_zGa_{1-z}N$ 堆積温度まで加熱される。MOCVDの場合、先に堆積された層を濡らすには、有機金属を5秒~2分予め流すことが好ましい。成長温度、反応器圧力($3 \times 10^3 - 4 \times 10^4$ Pa)、および気体流量は、層中のAl含有量に依存して、1つのサブ層から別のサブ層へ異なってもよい。

10

【0047】

本発明の特に好ましい実施形態では、 $Al_zGa_{1-z}N$ の層6はGaN(すなわち $z = 0$)の層である。この場合、ステップe)を省略し、GaNをScNの層4の表面上に直接に堆積することが好ましい。というのも、GaNおよびScNの面内格子定数は完全に一致しているからである。

【0048】

$Al_zGa_{1-z}N$ の層6の上に、半導体ウェハ上に作製すべき電子デバイスまたは光電子デバイスの機能に必要なさらなる層を堆積することができる。

【0049】

本発明は、1つの層から次の層へ段階的に系統的に不一致を低減することにより、多層構造に伴う格子不整合の課題を扱う。格子定数がGaNの格子定数に非常に近いScNを Sc_2O_3 とGaNとの間に挿入することは、酸化物バッファとGaN層との間の格子不一致を低減するのを助ける。結晶品質が高く欠陥密度が低いGaN(または一般的に $Al_zGa_{1-z}N$)の頂部層を堆積することができる。

20

【実施例】

【0050】

ステップa)で、(111)表面および直径100mmを有する研磨された単結晶シリコン基板ウェハを準備する。ウェハは、フッ化アンモニウム(NH_4F)干渉水溶液で洗浄される。基板ウェハは、プロセスの残余が行なわれるMBEシステムに入れられる。ウェハは、まず、200の温度で20分間MBEシステムのロードロックで脱ガスされ、次にプロセスチャンバに移され、ここでこれは、700の温度で超高真空で10分間アニールされる。

30

【0051】

ステップb)で、単結晶 Y_2O_3 (111)の20nm厚の層が基板ウェハの片面上に堆積される。標準的なMBE源を用いる。堆積は600の温度で1nm/分の速度で行なわれる。

【0052】

ステップc)で、単結晶 Sc_2O_3 (111)の20nm厚の層が Y_2O_3 の層の表面上に堆積される。堆積は500の温度で1nm/分の速度で行なわれる。

【0053】

ステップd)で、窒素プラズマ中でのスカンジウムの蒸着により、単結晶ScN(111)の200nm厚の層が Sc_2O_3 (111)の層の表面上に岩塩結晶構造に成長される。基板温度は600に固定される。スカンジウム放出セルの温度は1400である。

40

【0054】

ScN層はX線回折(XRD)によって特徴付けられる。図2および図3はそれぞれの角度の関数としての(秒あたりカウント、cpsでの)強度Iを示す。図2は、鏡面反射/2測定の結果を示す。これは、ScN層が(111)表面配向を有することを実証する。他のScNの配向は検出されない。しかしながら、 Sc_2O_3 (111)表面上の(111)配向のfcc状岩塩ScN膜の立方晶積層順序(cubic stacking order)ばらつきによる双晶の可能性が依然として存在する。そのような双晶層は非常に欠陥的であり、

50

回避する必要がある。図3に示される $\{111\}$ SiおよびScN格子平面のファミリーにわたる スキャンは、双晶が完全に抑制され、真に単結晶のScN(111)がこうして入手可能であることを実証する。

【0055】

最後のステップf)で、単結晶GaN(0001)の500nm厚の層がScNの層の表面上に堆積される。基板温度720、Gaビーム透過圧力(BEP) 2×10^{-5} Pa、窒素流量0.4 sccm(1分あたり標準立方センチメートル)、および無線周波数プラズマ源のパワー300Wで、Nに富んだ領域でGaNが成長される。滑らかなGaNの単結晶層が得られる。

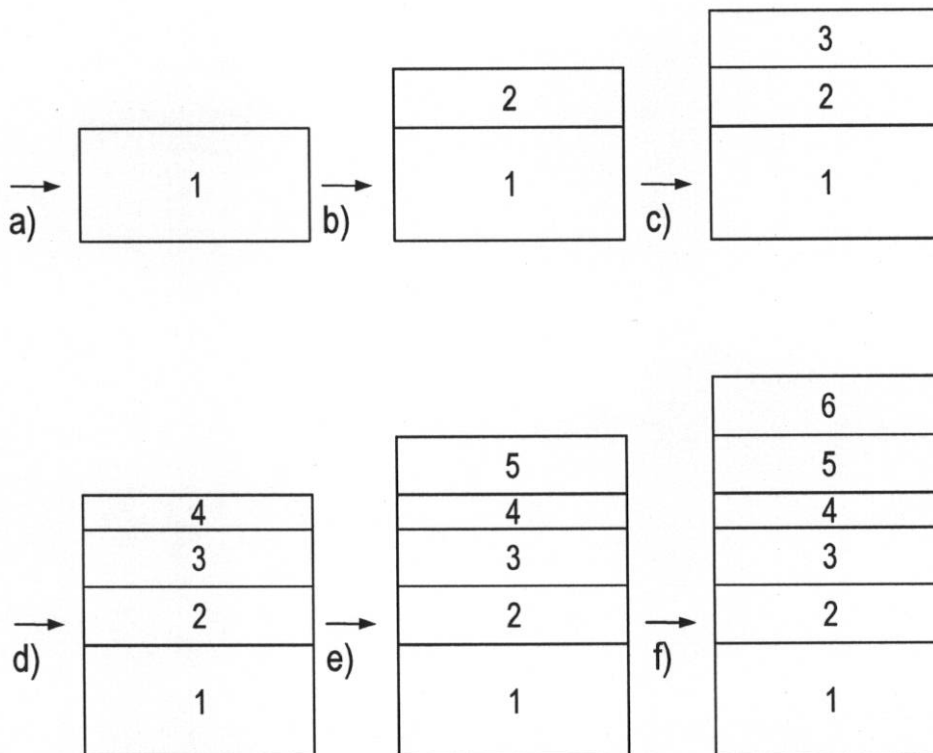
【符号の説明】

【0056】

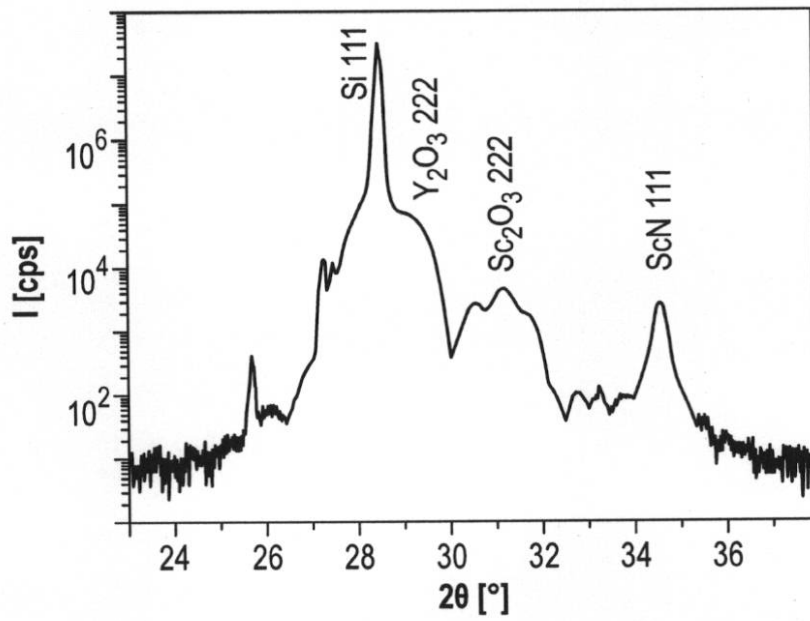
1 基板ウェハ、2 金属酸化物層、3 Sc_2O_3 の層、4 ScNの層、5 金属窒化物層、6 $Al_zGa_{1-z}N$ の層。

10

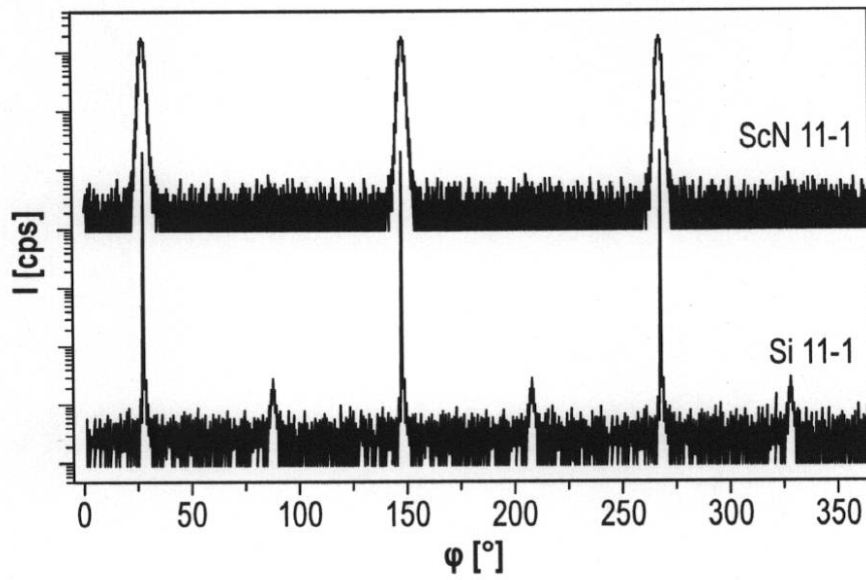
【図1】



【 図 2 】



【 図 3 】



フロントページの続き

(51)Int.Cl.		F I		テーマコード(参考)
H 0 1 L 21/203 (2006.01)		H 0 1 L 21/203	M	
		H 0 1 L 21/203	S	

(72)発明者 トーマス・シュレーダー
ドイツ、1 2 5 8 7 ベルリン、アーホルンアレー、4 9

(72)発明者 リディア・タルノフスカ
ポーランド、5 0 - 2 5 0 プロツワフ、ヘンリカ・プロダテゴ、1 4・アノ4

Fターム(参考) 4G077 AA02 AA03 BC27 BE15 DA05 DB08 ED05 ED06 EF02 EF03
HA12 TB05 TC14 TK01 TK06
5F045 AA04 AB14 AB17 AD14 AD15 AF03 AF13 BB12 DA53
5F103 AA04 DD01 HH03
5F152 LL03 LL05 LL07 LL09 LL10 LN03 MM18 NN03 NN27 NP12
NP17 NP27 NQ09 NQ17

【外国語明細書】

2014209576000001.pdf