

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特 許 公 報(B2)

(11) 特許番号

特許第4063050号  
(P4063050)

(45) 発行日 平成20年3月19日(2008.3.19)

(24) 登録日 平成20年1月11日(2008.1.11)

(51) Int.Cl. F I  
 HO 1 L 21/28 (2006.01) HO 1 L 21/28 3 O 1 B  
 HO 1 L 33/00 (2006.01) HO 1 L 21/28 3 O 1 R  
 HO 1 L 33/00 E

請求項の数 3 (全 7 頁)

(21) 出願番号	特願2002-318469 (P2002-318469)	(73) 特許権者	000241463
(22) 出願日	平成14年10月31日(2002.10.31)		豊田合成株式会社
(65) 公開番号	特開2004-247323 (P2004-247323A)		愛知県西春日井郡春日町大字落合字長畑1番地
(43) 公開日	平成16年9月2日(2004.9.2)	(72) 発明者	藤本 一平
審査請求日	平成17年2月24日(2005.2.24)		京都府京都市左京区吉田下阿達町31-7 6 メガロンフィリア205
		(72) 発明者	関根 務
			京都府京都市左京区田中大久保町55-1 リサイドS302号
		(72) 発明者	守山 実希
			京都府京都市左京区北白川久保田町43 パレ北白川佐わらび401
		(72) 発明者	村上 正紀
			京都府京田辺市薪長尾谷22番地の32 最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 p型III族窒化物系化合物半導体の電極およびその製造方法

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項1】

p型III族窒化物系化合物半導体を有する半導体素子の上に、前記半導体素子を200以上で、III族窒化物系化合物半導体の分解温度及び金属の融点のどちらか低い温度以下に加熱した状態で、少なくとも面心立方構造(fcc)を有し、平均結晶粒径が膜厚の5倍以上の多結晶の遷移金属を含む膜を前記p型III族窒化物系化合物半導体上に形成したp型III族窒化物系化合物半導体の電極。

【請求項2】

前記多結晶の遷移金属は結晶粒の結晶面が揃った繊維構造を有するニッケル(Ni)又は白金(Pt)であることを特徴とする請求項1に記載のp型III族窒化物系化合物半導体の電極。

【請求項3】

p型III族窒化物系化合物半導体を有する半導体素子の上に、前記半導体素子を200以上で、III族窒化物系化合物半導体の分解温度及び金属の融点のどちらか低い温度以下に加熱した状態で、少なくとも面心立方構造(fcc)を有し、平均結晶粒径が膜厚の5倍以上の多結晶の遷移金属を含む膜を前記p型III族窒化物系化合物半導体上に形成することを特徴とするp型III族窒化物系化合物半導体の電極の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】

本発明は、p型III族窒化物系化合物半導体に対し接触抵抗の小さな電極に関する。また、接触抵抗を低下させる電極の製造方法に関する。尚、III族窒化物系化合物半導体とは、例えばAlN、GaN、InNのような2元系、 $Al_xGa_{1-x}N$ 、 $Al_xIn_{1-x}N$ 、 $Ga_xIn_{1-x}N$ （いずれも $0 < x < 1$ ）のような3元系、 $Al_xGa_yIn_{1-x-y}N$ （ $0 < x < 1$ 、 $0 < y < 1$ 、 $0 < x + y < 1$ ）の4元系を包括した一般式 $Al_xGa_yIn_{1-x-y}N$ （ $0 < x < 1$ 、 $0 < y < 1$ 、 $0 < x + y < 1$ ）で表されるものが含まれる。

【0002】

【従来の技術】

III族窒化物系化合物半導体は、例えば発光素子とした場合、発光スペクトルが紫外から赤色の広範囲に渡る直接遷移型の半導体であり、発光ダイオード(LED)やレーザダイオード(LD)等に応用されている。また、そのバンドギャップが広いため、他の半導体を用いた素子よりも高温において安定した動作を期待できることから、FET等トランジスタへの応用も盛んに開発されている。また、ヒ素(As)を主成分としていないことで、環境面からも様々な半導体素子一般への開発が期待されている。

【0003】

従来、化合物半導体においては、その半導体表面に金属を形成しただけではオーミック接合が得られないので、化合物半導体上に金属膜を形成した後、熱処理(シンタリング)による合金化処理を行うことにより、金属を半導体内に拡散させてオーミック接合を得るようにしている。特にp型III族窒化物系化合物半導体においては、電子線照射等の熱処理による低抵抗化処理を行っても、その抵抗率はn型のIII族窒化物系化合物半導体の抵抗率に比べて高いため、例えば発光素子においては、p型層内での横方向への電流の広がりがほとんどなく、電極直下しか発光しない。そのため、ニッケル(Ni)と金(Au)を各々数十nm積層させ、熱処理して形成した透光性とオーミック特性とを有した電流拡散電極が提案されている(例えば、特許文献1参照)。しかし、この場合においても、例えばp型の窒化ガリウム(GaN)に対するNiとAuの電極の場合、その接触抵抗率 $\rho_c$ は $7 \times 10^{-3} / \text{cm}^2$ と高いのが現状である。

【0004】

ところで、前述のように化合物半導体においては、その半導体表面に金属を形成しただけではオーミック接合が得られず、単なる金属の付着は通常ショットキ性を帯びる。これは、図1のように化合物半導体と金属界面においてキャリアの移動を妨げるショットキバリア $\phi_B$  ( $\phi_B = (E_g + E_m) - E_F$ )が形成されるためであると考えられている(例えば、非特許文献1参照)。

【0005】

一方、化合物半導体表面には、酸化物やその他の付着物が存在しており、それらが化合物半導体/金属間の接触抵抗を増加させる要因にもなっているが、この問題については、例えば、薬液処理や不活性ガスによるスパッタリング処理が提案されている(例えば、特許文献2参照)。

【0006】

【特許文献1】

特開平特開平6-314822号公報

【特許文献2】

特開平特開平8-264478号公報

【非特許文献1】

今井哲二他著「化合物半導体デバイス[II]」工業調査会出版、p.73-76

【0007】

【発明が解決しようとする課題】

前述のショットキバリア $\phi_B$ の低下やp型半導体と金属界面に形成される空乏層幅を減少させることが、化合物半導体/金属間の接触抵抗を低下させるのに不可欠であり、しいては、その後の熱処理によるオーミック接合形成の時の接触抵抗率を更に減少させることに

10

20

30

40

50

つながるとされているが、化合物半導体 / 金属界面の実体や金属界面構造との関係などの本質的な問題は未だ詳しく知られていないのが実情であり、この本質的な問題の解決が急務とされていた。

#### 【 0 0 0 8 】

本発明者らは、化合物半導体（特にIII族窒化物系化合物半導体） / 金属界面の実体や金属界面構造の関係という本質的な問題に関し、鋭意研究を進めた結果、半導体上に形成する金属膜の配向性に着目し、この金属膜の配向性とショットキバリアの高さ及び化合物半導体 / 金属間の電気特性を検討した結果、本発明に到達した。即ち、本発明は、上記の課題を解決するためになされたものであり、その目的は、p型のIII族窒化物系化合物半導体に対し接触抵抗の小さな電極に関する。また、接触抵抗を低下させる電極の製造方法に関するものである。

10

#### 【 0 0 0 9 】

##### 【課題を解決するための手段及び作用効果】

上記の課題を解決するために、請求項1によれば、p型III族窒化物系化合物半導体を有する半導体素子の上に、前記半導体素子を200以上で、III族窒化物系化合物半導体の分解温度及び金属の融点のどちらか低い温度以下に加熱した状態で、少なくとも面心立方構造（fcc）を有し、平均結晶粒径が膜厚の5倍以上の多結晶の遷移金属を含む膜を前記p型III族窒化物系化合物半導体上に形成したp型III族窒化物系化合物半導体の電極である。また、請求項2によれば、前記多結晶の遷移金属は結晶粒の結晶面が揃った繊維構造を有するニッケル（Ni）又は白金（Pt）であることを特徴とするものである。そして、請求項3によれば、p型III族窒化物系化合物半導体を有する半導体素子の上に、前記半導体素子を200以上で、III族窒化物系化合物半導体の分解温度及び金属の融点のどちらか低い温度以下に加熱した状態で、少なくとも面心立方構造（fcc）を有し、平均結晶粒径が膜厚の5倍以上の多結晶の遷移金属を含む膜を前記p型III族窒化物系化合物半導体上に形成することを特徴とするものである。これらによりp型III族窒化物系化合物半導体上に形成される金属膜は一定方向の配向性を有する単結晶を含むようになり、この単結晶の占有率が多くなるに従い、金属膜の配向性は強くなる。また、その多結晶は、結晶面が揃った繊維構造で、粗大粒を有することとなる。この結果、この金属の強い配向性により化合物半導体（特にIII族窒化物系化合物半導体） / 金属間のショットキバリアの高さを低下させることができ、また、繊維構造を有することにより、結晶粒界密度が減少し、金属 / 半導体界面での欠陥量が減少するからである。その結果、p型III族窒化物系化合物半導体 / 金属界面の接触抵抗値を大きく低下させることができるのである。

20

30

#### 【 0 0 1 0 】

##### 【発明の実施の形態】

以下、本発明を具体的な実施例に基づいて説明する。金属電極の形成パターンは、フォトリソグラフィを用いたSiO<sub>2</sub>のMarlow-Das型パターン（中心点 - 円環状）を用いた（第2図）。ここで、円環の幅d（SiO<sub>2</sub>形成部）は4、8、16、24μmである。III族窒化物系化合物半導体としては窒化ガリウム（GaN）を用い、A面を主面とするサファイア基板に、有機金属気相成長法（MOCVD法）を用いて、窒化アルミニウム（AlN）からなる低温堆積バッファ層を介して厚さ4μmのGaNを形成し、その上にマグネシウム（Mg）をドーピングしてp型化した厚さ0.5μmのGaN層を形成した。このp型GaN層のホール濃度は $5 \times 10^{17} \text{ cm}^{-3}$ であった。なお、サファイア基板、AlN、GaN、p型GaNからなる積層体を以後、「GaN」基板をいう。評価は、電流（I） - 電圧（V）法による接触抵抗値R<sub>0</sub>の測定と、XRDによる金属膜の構造解析により行った。

40

#### 【 0 0 1 1 】

蒸着装置のチャンバーに、塩酸によりp型GaN表面が洗浄されたGaN基板を載置した。次に、GaN基板温度を300に加熱し、電子ビーム蒸着法により、金属を50nm蒸着した。蒸着した金属は白金（Pt）とニッケル（Ni）の2種類であった。なお、比

50

較例として、GaN基板温度を加熱せず、即ち、室温で同様な膜厚で形成したもの（比較例1）、その後、窒素（N<sub>2</sub>）雰囲気、300、30分の熱処理したもの（比較例2）を用意した。

【0012】

XRD測定結果を表1、表2に示した。表1はPt、表2はNiの場合である。スペクトルは掲載しないが、PtおよびNi共に（111）、（222）以外のピークは観測されなかった。表1、表2から見られるように（111）の強度及び半値幅において、本実施例と比較例1および比較例2に大きな差が現れている。例えば、Ptの場合において、GaN基板の温度を300で蒸着した場合（本実施例）の場合、（111）のピーク強度が98534で、その半値幅が0.4°であったのに対し、比較例1（室温形成）では、各々、3666、2.5°、比較例2（室温形成 300 熱処理）では、32061、2.5°であり、同じ300の熱を加える場合にも、形成時と形成後では大きな差となって現れる結果となった。Niの場合も同様であり、基板を加熱して形成することにより結晶の（111）配向が強くなっていること、即ち、単結晶の占有率が多くなったことがわかる。なお、Pt、Niにおいて、（111）配向性が強くなるのは、Pt、Niが共に面心立方構造（fcc）のためと考えられる。ちなみに体心立方構造（bcc）の場合は、（100）配向性が強くなると予測される。

【表1】

	Pt(111)強度	Pt(111)半値幅
本発明(基板加熱蒸着)	98534	0.4°
比較例1(室温蒸着)	3666	2.5°
比較例2(室温蒸着→加熱)	32061	2.2°

【表2】

	Ni(111)強度	Ni(111)半値幅
本発明(基板加熱蒸着)	19998	0.5°
比較例1(室温蒸着)	3135	1.7°
比較例2(室温蒸着→加熱)	5473	1.1°

【0013】

I-V特性結果を図3、図4に示した。図3はPt、図4はNiの場合である。図3、図4からI-V特性より求められる接触抵抗値R<sub>0</sub>の値において、本実施例と比較例1および比較例2に大きな差が現れている。例えば、Ptの場合において、GaN基板の温度を300で蒸着した場合（本実施例）の場合、その接触抵抗値R<sub>0</sub>の値は3.8×10<sup>4</sup>であったのに対し、比較例1（室温形成）では、8.5×10<sup>7</sup>、比較例2（室温形成 300 熱処理）では、3.3×10<sup>7</sup>であった。Niの場合はGaN基板の温度を300で蒸着した場合（本実施例）の場合、その接触抵抗値R<sub>0</sub>の値は2.6×10<sup>4</sup>であったのに対し、比較例1（室温形成）では、1.6×10<sup>6</sup>、比較例2（室温形成 300 熱処理）では、1.9×10<sup>7</sup>であり、Ptと同様であった。基板を加熱して形成することにより2~3桁接触抵抗値が低下し、電気的特性が大幅に改善されたことがわかる。

【0014】

上記結果をもとに、（111）ピーク強度を横軸、接触抵抗値R<sub>0</sub>の値を縦軸とした場合を図5に示した。なお、横軸の（111）強度は強くなるに従い、膜の単結晶の占有率が

多くなっていくことを示している。この図より、金属膜の単結晶の占有率と接触抵抗値  $R_0$  の値との間には相関性が認められることがわかり、金属の配向性の度合いにより電気的特性が変化し、特に f c c 構造を有する金属においては、( 1 1 1 ) 配向性が強くなるほど金属と GaN 界面の接触抵抗値が大きく低下したことがわかる。

【 0 0 1 5 】

なお、上記の実施例では、p 型 III 族窒化物系化合物半導体として GaN を用いたが、その他の p 型 III 族窒化物系化合物半導体（例えば、AlGaInN や GaInN においても個々の値は異なるものの同様な結果が得られた。また、上記の実施例では、金属として Pt と Ni を用いたが、パラジウム ( Pd )、クロム ( Cr )、鉄 ( Fe ) 等の遷移金属に関しても同様な効果を得ることができると予測される。更に、本発明における粗大粒の程度は、膜厚の 5 倍以上が望ましい。

10

【 0 0 1 6 】

形成時の基板加熱温度は 300 で行ったが、200 以上で、半導体の分解温度及び金属の融点のどちらか低い温度以下が望ましい。この範囲内で本発明の顕著な効果を得ることができるからである。一方、金属膜形成方法としては、蒸着法を用いたが、スパッタリング法や、形成しようとする金属の融点まで瞬時に加熱する手段としてのレーザーアニール法若しくはめっき法などの他の方法を用いることができる。

【 図面の簡単な説明 】

【 図 1 】 金属 / 半導体界面の電流輸送機構。

【 図 2 】 評価用の Marlow - Das 型フォトリソグラフィパターン。

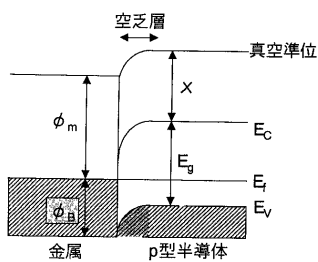
20

【 図 3 】 Pt の場合の I - V 特性図。

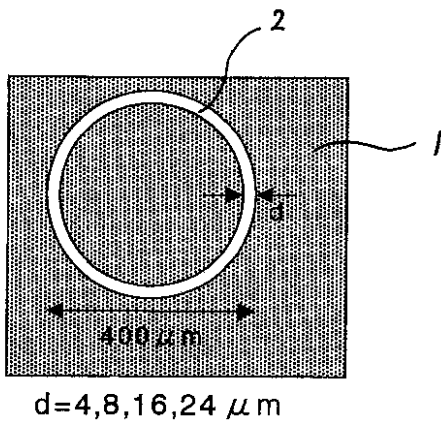
【 図 4 】 Ni の場合の I - V 特性図。

【 図 5 】 金属膜の ( 1 1 1 ) ピーク強度と接触抵抗値  $R_0$  の値の関係図。

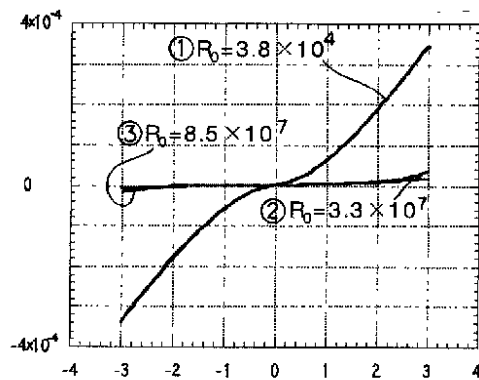
【 図 1 】



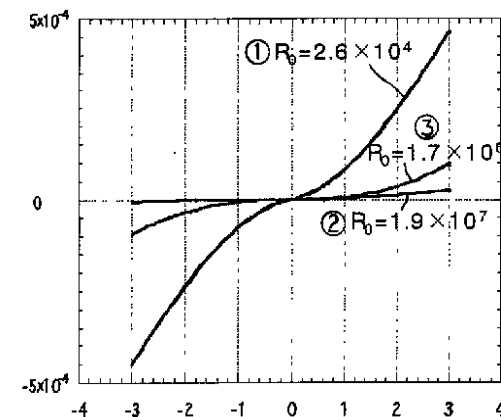
【 図 2 】



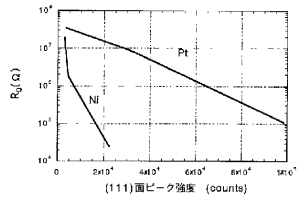
【 図 3 】



【 図 4 】



【 図 5 】



---

フロントページの続き

(72)発明者 柴田 直樹

愛知県西春日井郡春日町大字落合字長畑 1 番地 豊田合成株式会社内

審査官 長谷山 健

(56)参考文献 特開 2 0 0 2 - 3 0 5 3 5 8 ( J P , A )

特開 2 0 0 0 - 0 4 9 1 1 4 ( J P , A )

特開平 1 0 - 1 1 7 0 1 6 ( J P , A )

特開 2 0 0 2 - 1 8 5 0 4 1 ( J P , A )

(58)調査した分野(Int.Cl. , D B 名)

H01L 21/28

H01L 33/00