

(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2013-201465
(P2013-201465A)

(43) 公開日 平成25年10月3日(2013.10.3)

(51) Int.Cl. F I テーマコード (参考)
H O 1 L 31/10 (2006.01) H O 1 L 31/10 A 5 F O 4 9

審査請求 有 請求項の数 1 O L (全 26 頁)

<p>(21) 出願番号 特願2013-145744 (P2013-145744)</p> <p>(22) 出願日 平成25年7月11日 (2013.7.11)</p> <p>(62) 分割の表示 特願2009-206317 (P2009-206317) の分割</p> <p>原出願日 平成21年9月7日 (2009.9.7)</p> <p>(31) 優先権主張番号 特願2009-180242 (P2009-180242)</p> <p>(32) 優先日 平成21年8月1日 (2009.8.1)</p> <p>(33) 優先権主張国 日本国 (JP)</p>	<p>(71) 出願人 000002130 住友電気工業株式会社 大阪府大阪市中央区北浜四丁目5番33号</p> <p>(74) 代理人 110000693 特許業務法人ハートクラスタ</p> <p>(74) 代理人 100111936 弁理士 渡辺 征一</p> <p>(72) 発明者 藤井 慧 兵庫県伊丹市昆陽北一丁目1番1号 住友電気工業株式会社伊丹製作所内</p> <p>(72) 発明者 石塚 貴司 兵庫県伊丹市昆陽北一丁目1番1号 住友電気工業株式会社伊丹製作所内</p>
--	---

最終頁に続く

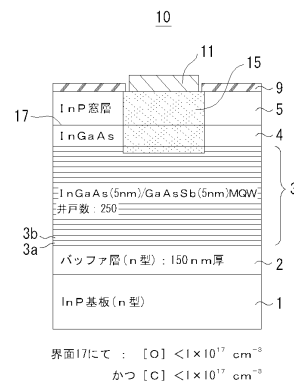
(54) 【発明の名称】 半導体素子およびその製造方法

(57) 【要約】

【課題】 多くのペア数を有する多重量子井戸構造を、良好な結晶品質を確保しながら能率よく成長することができる、半導体素子およびその製造方法を得る。

【解決手段】 本発明の半導体素子は、III-V族化合物半導体の半導体素子であって、III-V族化合物半導体の基板と、基板の上に位置するIII-V族化合物半導体の多重量子井戸構造と、多重量子井戸構造の上に位置するIII-V族化合物半導体を含む層とを備え、多重量子井戸構造は、量子井戸を50ペア以上含み、多重量子構造の底面とIII-V族化合物半導体を含む層の上面との間に、再成長界面を持たないことを特徴とする。

【選択図】 図5



【特許請求の範囲】

【請求項 1】

III - V 族化合物半導体の半導体素子であって、
 前記 III - V 族化合物半導体の基板と、
 前記基板の上に位置する III - V 族化合物半導体の多重量子井戸構造と、
 前記多重量子井戸構造の上に位置する III - V 族化合物半導体を含む層とを備え、
 前記多重量子井戸構造は、量子井戸を 50 ペア以上含み、
 前記多重量子構造の底面と前記 III - V 族化合物半導体を含む層の上面との間に、再
 成長界面を持たないことを特徴とする、半導体素子。

10

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、III - V 族の半導体素子およびその製造方法であって、より具体的には、
 能率よく製造することができる、近赤外の長波長域にまで受光感度を持つ高品質の多重量
 子井戸構造を含む、半導体素子およびその製造方法に関するものである。

【背景技術】

【0002】

III - V 族化合物半導体の InP 基板の上に、InGaAs / GaAsSb のタイプ I
 I の多重量子井戸構造を形成することで、カットオフ波長 2 μm 以上を得ることができる
 フォトダイオードが開示されている（非特許文献 1）。

20

また InP 基板の上に、InGaAs - GaAsSb のタイプ II 型量子井戸構造を活性
 層として形成し、発光波長 2.14 ミクロンとなる LED の開示もなされている（非特許
 文献 2）。

さらに、GaInNAsSb 量子井戸構造を有する半導体レーザー素子の開示がなされ
 ている（特許文献 1）。この GaInNAsSb 量子井戸構造は、単一量子井戸構造（す
 なわち、ペア数 = 1）である。

【先行技術文献】

【特許文献】

【0003】

30

【特許文献 1】特開 2005 - 197395 号公報

【非特許文献】

【0004】

【非特許文献 1】R.Sidhu, "A Long-Wavelength Photodiode on InP Using Lattice-M
 atched GaInAs-GaAsSb Type-II Quantum Wells, IEEE Photonics Technology Lett
 ers, Vol.17, No.12(2005), pp.2715-2717

【非特許文献 2】M.Peter, "Light-emitting diodes and laser diodes based on a Ga1-
 xInxAs/GaAs1-ySb type II superlattice on InP substrate" Appl. Phys. Lett., Vol.
 74, No.14(1999), pp.1951-1953 上記の非特許文献 1 において、さらに長波長化するには
 歪み補償が必要であるとして、Ga(In)AsSb - GaInAs(Sb) の歪み補償
 量子井戸構造によるカットオフ波長 2 μm ~ 5 μm のフォトディテクタが、提案されてい
 る。

40

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【0005】

近赤外の長波長域たとえば 3 μm 程度まで受光感度を持つフォトダイオードについて、様
 々な有機物や水などがこの波長域に強い吸収帯を持つため、大きな開発の要望がよせられ
 ている。上記のタイプ II 型 (InGaAs / GaAsSb) 多重量子井戸構造を InP
 基板の上に形成するには、相分離しやすい GaAsSb 層を相分離させずに成長させるこ
 とが必要となる。しかも、上記のフォトダイオードにおけるタイプ II 型 (InGaAs

50

/ GaAsSb) の多重量子井戸構造の受光層は、InGaAs 単層のような一般的な受光層と比べて光吸収効率が低いので、受光効率を向上させるために、InGaAs/GaAsSb のペア数を多くする必要がある。実用上、十分な効率を得るには、たとえば100ペア以上の量子井戸が必要となる。

上記多重量子井戸構造に特有の問題の他に、InP系受光素子の製造には、次の問題がある。すなわち、InP基板の上に受光層を備える受光素子では、最表面のエピタキシャル層にInP系材料から成る窓層が設けられる。InP系材料から成る窓層は、エピタキシャル層を入射面側とする配置をとった場合、入射面側での近赤外光の吸収などを防止しながら暗電流の抑制にも有効に作用する。また、InPの表面にパッシベーション膜を形成する技術は、他の結晶の表面にパッシベーション膜を形成する技術、たとえばInGaAsの表面に形成する技術よりも多くの蓄積がある。すなわち、InPの表面にパッシベーション膜を形成する技術は、確立されており、表面での暗電流リークを容易に抑制することができる。上記の理由によって、最表面にInP窓層が配置されている。すなわち燐(P)を含む半導体層を形成する必要があるが、どの結晶成長法を用いるかで、燐の原料が異なり、後述するように、成長チャンバ内壁に付着する燐化合物等の安全性についての課題が重要になる。

10

【0006】

MOVPE法で量子井戸構造を形成する場合、例えば量子井戸を構成するInGaAsとGaAsSbの成長の切り替えは、原料ガスを切り替えることで行う。したがってMOVPE法では切り替え直前の不要なガスが残留するため、ペア数が50程度まで増大すると急峻な組成変化の界面が得られず、MOVPE法ではペア数が50を超えるような多重量子井戸構造を良好な品質を維持したまま形成することが難しいと考えられてきた。

20

非特許文献2では、MOVPE法によりタイプII型InGaAs/GaAsSbの量子井戸構造を形成している。このときInGaAsの原料にはトリメチルインジウム(TMIn)、トリメチルガリウム(TMGa)、アルシン(AsH₃)を用いている。一方、GaAsSbの原料にはトリメチルガリウム(TMGa)、ターシャリーブチルアルシン(TBAS)、トリエチルアンチモン(TESb)を用いている。しかしながらこの方法では、タイプII型InGaAs/GaAsSbの量子井戸構造のペア数を増加させることが困難である。非特許文献2においても、多重量子井戸構造の量子井戸のペア数については10以上20以下の範囲での試みに留まっており、品質の評価に関する詳細の議論もなされていない。多重量子井戸構造の作製では、結晶成長の表面での欠陥や荒れは、異種材料による結晶成長界面の形成の際の、原子の配列の不完全性などを要因とする局所的な歪や非周期的な原子の結合に起因していると考えられる。つまり、成長表面の欠陥や荒れの大きさは、多重量子井戸構造のペア数が増加し界面の数が多くなるほど顕著となり、量子井戸構造ペア数が20以下とした場合では、例えば欠陥や荒れの大きさが1ミクロン程度未満に抑えられ、結晶表面の平坦性に大きな問題が発生しなくても、ペア数が50以上になる場合では、例えば欠陥や荒れの大きさが10ミクロン程度まで増大し結晶表面の平坦性に甚大な問題が発生するのが一般的であった。

30

また特許文献1では多重量子井戸構造は対象としておらず、単一量子井戸構造(ペア数1)のGaInNAsSbのみが開示されている。したがって、量子井戸構造のペア数を増加させること、たとえばペア数を50以上とすることは認識外にある。これは一つには、量子井戸構造を構成するGaInNAsSbの格子定数と、基板であるGaAsの格子定数との差が大きいことに起因する。すなわち、(GaInNAsSbの格子定数 - GaAsの格子定数) / GaAsの格子定数、の数式で定義される、GaInNAsSbの格子不整合度は、約1.7%となり、この約1.7%の格子不整合度では、量子井戸構造のペア数を高々5程度までしかできず、量子井戸のペア数を50以上とすると、格子定数の差から結晶欠陥が生じてミスフィット転位が発生し、結晶品質を大きく劣化させることになる。このようなことから、当業者においては、特許文献1を基に多重量子井戸構造を想到するという契機はなくなる。

40

また、MOVPE法によってタイプII型InGaAs/GaAsSbの多重量子井戸

50

構造を形成して受光素子を作製する場合には、多重量子井戸構造の表面状態として良好な平坦性を持つものが得られていないことから、最表面のエピタキシャル層にInP窓層が設けることについても検討されることは皆無であった。

【0007】

一方、MOVPE法に比べて、MBE（分子線エピタキシー）法では、分子線をシャッターで瞬時に切り替えることができる。このため、マイコン制御の弁の自動切り替えが可能であり、急峻な界面と高品質な多重量子井戸構造の成長についてはMBE法による成膜がほとんど必然であると考えられてきた。

特に、上述の相分離しやすいGaAsSb層の結晶成長の問題に限定して考えた場合、相分離を防止しながらエピタキシャル成長するには非平衡性の強い結晶成長法が必要である。このため、非平衡性の強い結晶成長法であるMBE法が適している。現に、GaAsSb層の形成にMBE法が用いられている（非特許文献1）。

しかし、MOVPE法は成膜能率の高い成長法であり、多くのペア数を持つ多重量子井戸構造をMOVPE法によって成長できれば、工業上、非常に有益である。

また、MBE法は、GaAsSbを含む多重量子井戸構造の形成には有利であっても、そのMBE法によって、上述のInP窓層を工業的に高い安全性を維持して成長させることは容易ではない。その理由は、MBE法では原料に固体原料を用い、したがってInP窓層の燐（P）の原料には固体の燐を用いる。このため、上述のように、成膜の進行につれて成膜槽の壁に、成膜後の残存物である固体の燐が付着してゆく。固体の燐原料は発火性が強く、MBE法における原料投入、装置メンテナンスなどの開放時に火災事故が発生する可能性が高く、それに対応した防止策が必要となる。また、燐の原料を使用した場合、燐の排気除害装置がさらに必要となる。

【0008】

上記の現況下、本発明は、多くのペア数を有する多重量子井戸構造を、良好な結晶品質を確保しながら能率よく成長することができる、半導体素子の製造方法および当該半導体素子を提供することを主たる目的とする。さらに、多くのペア数を有する多重量子井戸構造の上層に位置するInP窓層を、良好な結晶性を有しながら形成する方法、および、良好な結晶性を有したInP窓層が形成された当該半導体素子を提供することを目的とする。

【課題を解決するための手段】

【0009】

本発明の半導体素子の製造方法は、III-V族化合物半導体の半導体素子を製造する。この製造方法は、III-V族化合物半導体の量子井戸を50ペア以上有する多重量子井戸構造を形成する工程と、多重量子井戸構造の形成工程以降に、III-V族化合物半導体を含む層を形成する工程とを備え、その多重量子井戸構造の形成工程では、量子井戸にGaAsSb層を含むタイプIIの多重量子井戸構造を、全有機金属気相成長法により成長温度400以上560以下で形成し、多重量子井戸構造の底面とIII-V族化合物半導体を含む層の上面との間に再成長界面を持たないように、多重量子井戸構造の成長開始からIII-V族化合物半導体を含む層の成長終了まで、大気にさらすことなく同じ成長槽内で一貫して形成することを特徴とする。

ここで、全有機気相成長法は、気相成長に用いる原料のすべてに、有機物と金属との化合物で構成される有機金属原料を用いる成長方法のことをいい、全有機MOVPE法と記す。

また、温度は、基板表面温度を赤外線カメラおよび赤外線分光器を含むパイロメータでモニタしており、そのモニタされている基板表面温度をいう。したがって、基板表面温度ではあるが、厳密には、基板上に成膜がなされている状態の、エピタキシャル層表面の温度である。基板温度、成長温度、成膜温度など、呼称は各種あるが、いずれも上記のモニタされている温度をさす。

【0010】

発明者らは、鋭意検討の結果、全有機MOVPE法によって、高品質なIII-V族化

10

20

30

40

50

合物半導体の量子井戸を50ペア以上有する多重量子井戸構造を形成できることを見出したわけであるが、そのメカニズムについては概ね次のように考えている。

上記の方法では、全有機MOVPE法を用いて、基板上の結晶膜を成長させてゆく。このとき、全有機MOVPE法では、用いる原料の全てにおいて、その原料分子の分子量は大きいため、分解しやすく、無機原料も用いるような通常のMOVPE法に比べて、基板に接触するほど近くに位置している有機金属気体が、成長に必要な形に効率よく分解して結晶成長に寄与しやすい。本発明では、この点に依拠するところが大きい。

【0011】

上記のことを、以下に詳しく説明する。量子井戸ペアを構成する第1の化合物を、所定厚み成長させたあと、真空ポンプで吸引排気しつつキャリアガス（水素）を流入させながら、当該第1の化合物の原料ガスを電磁バルブで止めれば、基板上ではその第1の化合物のみが少しだけ慣性を持って成長する。少しの慣性は、基板にほとんど接触していて、基板温度に近い温度になる範囲に位置していた有機金属気体の分によって生じる。その場合でも、基板上に成長してゆく化合物は、基本的には当該第1の化合物の組成を有する。

また、有機金属気相成長法は、非平衡性が小さいものの、相分離しやすい化合物の場合でも、基板温度が低ければ、相分離しないで成長する。原料ガスを止めて真空ポンプで引きつつキャリアガスを流すことで、上述の少しの慣性の成長をしたあと、当該第1の化合物の結晶成長は停止される。

次いで、キャリアガスを流しながらペアを組む第2の化合物に合わせた原料ガス（有機金属気体）を流して、基板付近で、十分な濃度に達すると、第2の化合物の結晶成長が始まる。第2の化合物を、所定厚み成長させたあと、真空ポンプで吸引排気しつつキャリアガス（水素）を流入させながら、当該第2の化合物の原料ガスの電磁バルブを止めれば、その第2の化合物のみが少しだけ慣性を持って成長する。少しの慣性は、基板にほとんど接触していて、基板温度に近い温度になる範囲に位置していた有機金属気体の分によって生じる。その場合でも、基板上に成長してゆく化合物は、基本的には第2の化合物の組成を有する。上記の手順を踏んで、全有機MOVPE法で多重量子井戸構造を形成してゆけば、急峻な組成変化をするヘテロ界面を得ることができる。電磁バルブの開閉、真空ポンプの強制排気等の操作は、すべてコンピュータによって制御され、自動的に行われる。

本発明によって急峻なヘテロ界面を、ペア数が50ペア以上にわたって、得ることができる大きな理由は、全有機MOVPE法を用いることによって、基板にほとんど接する範囲に位置する原料ガスが、完全に分解して結晶成長に寄与することがあげられる。これまでの通常のMOVPE法では、形成する化合物の原料ガスの中に分解効率が小さいものが含まれており、目的とする結晶成長が成されるためにはより多量の原料ガスを必要とする。ところが、分解効率が小さいことから、基板にほとんど接する範囲に位置する原料ガスには、分解できなかった原料ガスや分解の途中段階である中間生成物などのガスが含まれることから、それらが化合物の結晶成長に取り込まれ、悪影響を及ぼすため、急峻なヘテロ界面が得られなかったものと考えている。しかし、全有機MOVPE法では、原料ガスの分解効率が良く、途中段階の反応生成物が発生しにくいことから、結晶成長に關与する基板の近くの原料ガスには、「急峻な組成変化を阻害する残留する原料ガス」、というものは、全有機MOVPE法では、無いことを期待できるということを見出した。

また、本発明によって急峻なヘテロ界面を、ペア数が50ペア以上にわたって、得ることができる大きな理由として、例えばペア数が50を超えるような多重量子井戸構造を構成するInGaAsとGaAsSbにおいて、両者のAs原料に有機金属原料を用いる全有機MOVPE法を用いることがあげられる。多重量子井戸構造を形成する際に、InGaAsとGaAsSbの両者の界面(境界面)でAs原料が切り替わることがないことから、急峻な量子井戸構造の界面が形成できると考えられる。このことは、量子井戸構造のペア数が増加するにつれて、顕著となり、ペア数が大きい多重量子井戸構造で良好な特性を得ることを可能としている。

要約すれば、結晶成長のための原料系に着目して、結晶成長条件を最適化することで、全有機MOVPE法によって、高品質の結晶層と急峻な組成界面を持つ、50ペア以上の

10

20

30

40

50

多重量子井戸構造を、高能率で成長することができるようにした。さらに付言すれば、全有機MOVPE法では、後述するInP窓層を成長させるとき、原料に固体の燐(P)を用いないので、安全性の点で非常に有利である。

【0012】

上記多重量子井戸構造の形成工程では、III-V族化合物半導体の量子井戸のペア数が200ペア以上である多重量子井戸を形成することができる。これによって、受光感度が実用レベルに十分達する受光素子を得ることができる。200ペア未満では光の吸収が十分ではなく、撮像装置等に実用化しにくい。

【0013】

多重量子井戸構造の形成工程では、III-V族化合物半導体の量子井戸のペア数が700ペア以下である多重量子井戸を形成することができる。量子井戸のペア数を過大にすると格子欠陥が累積されて、窓層などの最表層の結晶に表面荒れが生じて暗電流が増大する。量子井戸のペア数を700ペア以下に抑えることで、暗電流が十分に低い受光素子を得ることができる。

【0014】

本発明においては、多重量子井戸構造を形成する工程以降に、III-V族化合物半導体を含む層(量子井戸構造ではない層)を形成する工程をさらに備え、多重量子井戸構造を形成する工程と非量子井戸構造のIII-V族化合物半導体を含む層を形成する工程との間に、再成長界面を形成する工程が含まれないように、多重量子井戸構造の成長開始からIII-V族化合物半導体を含む層の成長終了まで、全有機気相成長法により、同じ成長槽内で成長する方法をとる。この方法によれば、全有機MOVPE法によって、多重量子井戸構造からIII-V族化合物半導体を含む層まで、一貫して形成することができるので、再成長界面を形成することがない。このため、たとえば受光素子を形成した場合に再成長界面の不純物に起因する暗電流のリーク等を防止することができる。

ここで、再成長界面とは、所定の成長法で第1結晶層を成長させたあと、一度、大気中に出して、別の成長法で、第1結晶層上に接して第2結晶層を成長させたときの第1結晶層と第2結晶層との界面をいう。通常、酸素、炭素が不純物として高濃度に混入する。

上記の多重量子井戸構造と、III-V族化合物半導体を含む層との間に、別の層が配置されていてもよいし、別の層がなく、多重量子井戸構造に接してIII-V族化合物半導体を含む層が位置してもよい。具体例については、これから説明してゆく。

【0015】

多重量子井戸構造に、 $In_xGa_{1-x}As$ ($0.38 < x < 0.68$) と $GaAs_{1-y}Sb_y$ ($0.36 < y < 0.62$) のペア、または、 $Ga_{1-u}In_uN_vAs_{1-v}$ ($0.4 < u < 0.8$, $0 < v < 0.2$) と $GaAs_{1-y}Sb_y$ ($0.36 < y < 0.62$) のペア、で構成されるタイプII型の多重量子井戸構造を備えることができる。これによって、エネルギーバンドギャップから決まる波長が $2\mu m \sim 5\mu m$ となる半導体素子を、不純物濃度を低く、かつ良好な結晶性を保持した上で、能率良く、大量に製造することができる。

【0016】

半導体素子が受光素子であり、該受光素子は、受光層に、 $In_xGa_{1-x}As$ ($0.38 < x < 0.68$) と $GaAs_{1-y}Sb_y$ ($0.36 < y < 0.62$) のペア、または、 $Ga_{1-u}In_uN_vAs_{1-v}$ ($0.4 < u < 0.8$, $0 < v < 0.2$) と $GaAs_{1-y}Sb_y$ ($0.36 < y < 0.62$) のペア、で構成されるタイプII型の多重量子井戸構造を備えることができる。これによって、 $2\mu m \sim 5\mu m$ の波長領域に受光感度を持つフォトダイオード等を、良好な結晶性を保持した上で、能率良く、大量に製造することができる。

【0017】

多重量子井戸構造の形成工程では、温度 400 以上かつ 560 以下で、高品質な多重量子井戸構造を形成する。この方法によれば、全有機MOVPE法により $400 \sim 560$ の所定温度で基板上に結晶膜を成長させてゆく。このとき、 $400 \sim 560$ の

10

20

30

40

50

所定温度で多重量子井戸構造を形成する場合、全有機MOVPE法では原料ガスの分解効率が良いため、基板に接触するほど近くに位置している有機金属気体が成長に必要な形に効率よく分解して、結晶膜の成長に寄与するため、ヘテロ界面における組成の急峻性を得ることができる。すなわち、清浄で平坦性に優れた多重量子井戸構造の結晶成長表面、および、格段に優れた周期性と結晶性を有する多重量子井戸構造を得ることができる。400未満の温度範囲で多重量子井戸構造を形成する場合は、原料ガスの分解効率が大幅に低下するため、ヘテロ界面における組成の急峻性を得ることができず、清浄で平坦性に優れた多重量子井戸構造の結晶成長表面、および、優れた周期性と結晶性を有する多重量子井戸構造を得ることができない。さらに、560を超える温度範囲で多重量子井戸構造を形成する場合は、GaAsSbの結晶成長で相分離が起こるため、清浄で平坦性に優れた多重量子井戸構造の結晶成長表面、および、優れた周期性と結晶性を有する多重量子井戸構造を得ることができない。

10

【0018】

上記のIII-V族化合物半導体を含む層として、InP層、またはAlInAs層を含んだ層を形成することができる。これによって、多重量子井戸構造から一貫して同じ成長槽内で半導体層を形成するので、不純物を多量に含む再成長界面を含まないので、特性の優れた半導体素子を形成することができる。

とくに、InP層の場合、燐原料にターシャリーブチルホスフィンなどの全有機原料ガスを用いることで、温度400以上かつ560以下の範囲で分解して結晶成長に寄与させることができることを見出した。400未満の温度範囲でInP窓層を形成する場合は、原料ガスの分解効率が大幅に低下するため、InP層内の不純物濃度が増大し高品質なInP窓層を得ることができなかつた。また、560を超える温度でInP窓層を形成する場合は、下層に位置する多重量子井戸構造の結晶が、熱によってダメージを受けて結晶性が劣化した。温度400以上かつ560以下の範囲とすることによって、多重量子井戸構造の結晶性が損なわれることなく、高品質なInP窓層を有した半導体素子を形成できることを見出した。また、Pの原料に固体材料を用いないので、安全性などの点で安心であり、また成長能率の点でも、他の成長法とくにMBE法よりも有利である。さらに受光素子においてInP窓層を形成した場合は、InPの表面にパッシベーション保護膜を形成しやすくいために暗電流リークを容易に抑制することができる。

20

III-V族化合物半導体の表層をInP層として、該InP層を成長温度400以上560以下で成長するのがよい。これにより、InP層の下に位置する多重量子井戸構造内のSbを含む層が熱のダメージを受けることがなく、多重量子井戸の結晶性が害されることがない。InP層を形成するときには、下層にSbを含む多重量子井戸構造が形成されているので、基板温度は、上記のように温度400以上かつ560以下の範囲に厳格に維持する必要がある。その理由として、600程度に加熱すると、GaAsSbが熱のダメージを受けて結晶性が大幅に劣化する点、および、400未満の温度としてInP窓層を形成すると、原料ガスの分解効率が大幅に低下するため、InP層内の不純物濃度が増大し高品質なInP窓層を得られない点があげられる。

30

上記のInP層を成長温度535以下で成長することができる。これによって、さらにSbを含む層に対する熱ダメージ防止をさらに安定して防ぐことができる。

40

【0019】

上記の多重量子井戸構造の形成工程では、Ga(ガリウム)の原料にTEGa(トリエチルガリウム)を用いて、多重量子井戸構造を形成することができる。これによって、多重量子井戸構造の不純物濃度を低く、かつ良好な結晶性を保持した上で、高品質な多重量子井戸構造を形成することができ、能率良く、大量に製造することができる。

【0020】

上記の多重量子井戸構造の形成工程では、In(インジウム)の原料にTMIn(トリメチルインジウム)を用いて、多重量子井戸構造を形成することができる。これによって、良好な結晶性を保持した上で、高品質な多重量子井戸構造を形成することができ、能率良く、大量に製造することができる。

50

【0021】

上記の多重量子井戸構造の形成工程では、As（砒素）の原料にTBAs（ターシャリーブチルアルシン）を用いて、多重量子井戸構造を形成することができる。これによって、多重量子井戸構造の不純物濃度を低く、かつ良好な結晶性を保持した上で、高品質な多重量子井戸構造を形成することができ、能率良く、大量に製造することができる。

【0022】

上記の多重量子井戸構造の形成工程では、Sb（アンチモン）の原料にTESb（トリエチルアンチモン）を用いて、多重量子井戸構造を形成することができる。これによって、多重量子井戸構造の不純物濃度を低く、かつ良好な結晶性を保持した上で、高品質な多重量子井戸構造を形成することができ、能率良く、大量に製造することができる。

10

【0023】

本発明の半導体素子は、上述のいずれかの方法により製造されることで、結晶性に優れ、不純物の低い半導体層からなるので、良好な特性を実現することができる。

【0024】

本発明の半導体素子は、III-V族化合物半導体の素子である。この半導体素子は、III-V族化合物半導体の基板と、基板の上に位置するIII-V族化合物半導体の多重量子井戸構造と、多重量子井戸構造の上に位置するIII-V族化合物半導体を含む層（非量子井戸構造の層）とを備える。そして、多重量子井戸構造は、GaAsSb層を含む量子井戸を50ペア以上含み、多重量子構造の底面とIII-V族化合物半導体を含む層の上面との間に、再成長界面を持たないことを特徴とする。

20

【0025】

上記のペア数は、多重量子井戸構造の受光効率を十分高めることができ、かつIII-V族化合物半導体を含む層を備えながら再成長界面がないので、不純物元素が少なく、結晶性に優れた、特性の良好な半導体素子を得ることができる。

ここで、半導体素子において再成長界面は、二次イオン質量分析によって、酸素濃度が $1 \times 10^{17} \text{ cm}^{-3}$ 以上、および炭素濃度が $1 \times 10^{17} \text{ cm}^{-3}$ 以上のうち、少なくとも一つを満たすことによって特定することができる。

【0026】

多重量子井戸構造では、量子井戸のペア数を200ペア以上とすることができる。これによって、光の吸収能力、すなわち受光感度を实用レベルに向上させることができる。

30

【0027】

また、多重量子井戸構造では、量子井戸のペア数を700ペア以下とすることができる。量子井戸のペア数を過大にすると格子欠陥が累積されて、窓層などの最表層の結晶に表面荒れが生じて暗電流が増大する。量子井戸のペア数を700ペア以下に抑えることで、暗電流が十分に低い受光素子を得ることができる。

【0028】

多重量子井戸構造に、 $\text{In}_x \text{Ga}_{1-x} \text{As}$ ($0.38 < x < 0.68$)と $\text{GaAs}_{1-y} \text{Sb}_y$ ($0.36 < y < 0.62$)のペア、または、 $\text{Ga}_{1-u} \text{In}_u \text{N}_v \text{As}_{1-v}$ ($0.4 < u < 0.8$, $0 < v < 0.2$)と $\text{GaAs}_{1-y} \text{Sb}_y$ ($0.36 < y < 0.62$)のペア、で構成されるタイプII型の多重量子井戸構造を備えることができる。これによって、不純物濃度が低く、かつ良好な結晶性を保持した、エネルギーバンドギャップから決まる波長が $2 \mu\text{m} \sim 5 \mu\text{m}$ となる半導体素子を、大量に、能率よく、得ることができる。

40

【0029】

半導体素子は、多重量子井戸構造を受光層とする受光素子であって、該多重量子井戸構造を、タイプIIの、 $\text{In}_x \text{Ga}_{1-x} \text{As}$ ($0.38 < x < 0.68$)と $\text{GaAs}_{1-y} \text{Sb}_y$ ($0.36 < y < 0.62$)のペア、または、 $\text{Ga}_{1-u} \text{In}_u \text{N}_v \text{As}_{1-v}$ ($0.4 < u < 0.8$, $0 < v < 0.2$)と $\text{GaAs}_{1-y} \text{Sb}_y$ ($0.36 < y < 0.62$)のペア、によって形成し、またPを含む層をInP窓層とすることができる。これによって、良好な結晶性を確保して暗電流が低く、 $2 \mu\text{m} \sim 5 \mu\text{m}$ の波長領域に十分な感

50

度を有するフォトダイオード等を、能率良く、大量に得ることができる。

【0030】

上記の半導体素子は、多重量子井戸構造を受光層とする受光素子であって、該受光素子の波長2000nmの光に対する感度を0.5A/W以上とすることができる。これによって、撮像装置や検出装置に用いて、実用可能な高品質の画像や、高感度の検出データを得ることができる。

【0031】

上記の半導体素子は、多重量子井戸構造を受光層とする受光素子であって、該受光素子の逆バイアス電圧5ボルトとした条件下での暗電流の、受光部分の面積に対する暗電流密度が0.5mA/cm²以下とすることができる。これによって、撮像装置や検出装置に用いて、実用可能な高品質の画像や、高感度の検出データを得ることができる。

10

【0032】

多重量子井戸構造の半導体層およびIII-V族化合物半導体を含む層において、基板に対する格子不整合度を、-0.2%以上かつ0.2%以下とすることができる。これによって、ミスフィット転位などの格子欠陥密度が小さく、結晶性に優れた半導体素子を得ることができる。この結果、たとえば受光素子等に用いた場合、暗電流の小さい、鮮明な像を得ることができる。

ここで、格子不整合度 $\epsilon = a / a = (\text{半導体層の格子定数} - \text{InPの格子定数}) / \text{InPの格子定数}$ 、である。多重量子井戸構造の場合、たとえばInGaAsの格子不整合度を ϵ_1 とし、GaAsSbの格子不整合度を ϵ_2 とするとき、多重量子井戸構造全体の格子不整合度 $\epsilon = \{ (\epsilon_1 \times \text{InGaAs層の厚み} + \epsilon_2 \times \text{GaAsSb層の厚み}) \} / \{ (\text{InGaAs層の厚み} + \text{GaAsSb層の厚み}) \}$ 、と定義される。 ϵ は、個々のInGaAs層およびGaAsSb層について行われる。

20

【0033】

III-V族化合物半導体を含む層を、InP層、またはAlInAs層を含んだ層とすることができる。これによって、結晶性が高く、不純物が低い、特性の優れた半導体素子を形成することができる。

とくに、InP層の場合、下層に位置する多重量子井戸構造に結晶性の優れたものを得ることができる。また、受光素子においてInP窓層を形成した場合は、InPの表面にパッシベーション保護膜を形成しやすいために暗電流リークを容易に抑制することができる。

30

【0034】

本発明の撮像装置は、上記のいずれかの半導体素子の製造方法によって製造された半導体素子、または上記のいずれかの半導体素子を備えることを特徴とする。これによって、良好な結晶性によって暗電流が低いために、鮮明で、高品位の画像をもたらす撮像装置を安価に得ることができる。

【発明の効果】

【0035】

本発明の半導体素子の製造方法によれば、多くのペア数を有する多重量子井戸構造を、良好な結晶品質を確保しながら能率よく成長することができる。これによって、タイプIII多重量子井戸構造の受光層とInP窓層とを含む、近赤外域の長波長域にまで受光感度を持つ受光素子を、再成長界面を生じることなく、能率良く製造することが可能となる。

40

【図面の簡単な説明】

【0036】

【図1】本発明の実施の形態1における、多重量子井戸構造の製造方法を説明するための断面図である。

【図2】図1の多重量子井戸構造を製造するための装置を説明するための図である。

【図3】図2の装置の部分平面図である。

【図4】全有機MOVPE法による多重量子井戸構造の形成の説明図であり、(a)は原料ガスの流れによってウエハ表面から空間にかけて大きな温度低下があること、(b)は

50

ウエハ表面に接触する有機金属気体の分子、を説明するための図である。

【図5】本発明の実施の形態2における半導体素子である受光素子を説明するための断面図である。

【図6】多重量子井戸構造をMBE法により、InP窓層をMOVPE法によって、形成した受光素子を説明するための断面図である。

【図7】図5の受光素子の製造方法のフローチャートである。

【図8】実施例3における、受光感度および暗電流と、量子井戸のペア数との関係を示す図である。

【発明を実施するための形態】

【0037】

(実施の形態1)

図1は、本発明の実施の形態1における半導体素子の製造方法によって製造された多重量子井戸構造を示す断面図である。多重量子井戸構造3は、Sをドーブしたn型InP基板1の上に、InGaAsバッファ層2を介在させて形成されている。多重量子井戸構造3における量子井戸のペアは、厚み5nmのGaAsSb3aと、厚み5nmのInGaAs3bとからなる。いずれも、ノンドープである。GaAsSb3aが、InGaAsバッファ層に、直接、接して形成される。本実施の形態では、多重量子井戸構造3は、250ペアの量子井戸を備えている。本実施の形態では、250ペアの量子井戸からなる多重量子井戸構造3が、全有機MOVPE法で形成された点に特徴がある。

【0038】

多重量子井戸構造3を形成した全有機MOVPE法の成膜装置70の配管系統等を、図2に示す。反応室(チャンバ)30内に石英管35が配置され、その石英管35に、原料ガスが導入される。石英管35中には、基板テーブル51が、回転自在に、かつ気密性を保つように配置される。基板テーブル51には、基板加熱用のヒータ51hが設けられる。成膜途中のウエハ10aの表面の温度は、反応室30の天井部に設けられたウィンドウ21を通して、赤外線温度モニタ装置20によりモニタされる。このモニタされる温度が、成長するときの温度、または成膜温度もしくは基板温度等と呼ばれる温度である。本発明における製造方法における、温度400以上かつ560以下で多重量子井戸構造を形成する、というときの400以上および560以下は、この温度モニタで計測される温度である。石英管35からの強制排気は真空ポンプによって行われる。

【0039】

原料ガスは、石英管35に連通する配管によって、供給される。全有機MOVPE法は、原料ガスをすべて有機金属気体の形態で供給する点に特徴がある。図2では、不純物等の原料ガスは明記していないが、不純物も有機金属気体の形態で導入される。有機金属気体の原料は、恒温槽に入れられて一定温度に保持される。搬送ガスには、水素(H₂)および窒素(N₂)が用いられる。有機金属気体は、搬送ガスによって搬送され、また真空ポンプで吸引されて石英管35に導入される。搬送ガスの量は、MFC(Mass Flow Controller:流量制御器)によって精度よく調節される。多数の、流量制御器、電磁弁等は、マイクロコンピュータによって自動制御される。

【0040】

図1に示すウエハ10の製造方法について説明する。まず、Sドーブn型InP基板1に、n型InPバッファ層2を、厚み10nmに、エピタキシャル成長させる。n型のドーピングには、TeESI(テトラエチルシラン)を用いた。このときの原料ガスには、TMIn(トリメチルインジウム)およびTBP(ターシャリーブチルホスフィン)を用いる。このInPバッファ層2の成長には、無機原料のPH₃(ホスフィン)を用いても良い。このInPバッファ層2の成長では、成長温度を600程度あるいは600程度以下で行っても、下層に位置するInP基板の結晶性は600程度の加熱で劣化することはない。しかし、実施の形態2で説明するInP窓層を形成するときには、下層にGaAsSbを含む多重量子井戸構造が形成されているので、基板温度は、たとえば温度400以上かつ560以下の範囲に厳格に維持する必要がある。その理由として

10

20

30

40

50

、600 程度に加熱すると、GaAsSbが熱のダメージを受けて結晶性が大幅に劣化する点、および、400 未満の温度としてInP窓層を形成すると、原料ガスの分解効率が大幅に低下するため、InP層内の不純物濃度が増大し高品質なInP窓層を得られない点があげられる。次いで、InPバッファ層2の上に、n型ドーブしたInGaAs層を、厚み0.15 μm (150 nm)に成長する。このInGaAs層も図1中ではバッファ層2に含まれる。

【0041】

次いで、InGaAs/GaAsSbを量子井戸のペアとするタイプIIの多重量子井戸構造3を形成する。量子井戸におけるGaAsSb3aは5 nmの厚み、またInGaAs3bは厚み5 nmとするのがよい。図1では、250ペアの量子井戸を積層して多重量子井戸構造3を形成している。GaAsSb3aの成膜では、トリエチルガリウム (TEGa)、ターシャリーブチルアルシン (TBAs) およびトリメチルアンチモン (TM Sb) を用いる。また、InGaAs3bについては、TEGa、TMIn、およびTBAsを用いることができる。これらの原料ガスは、すべて有機金属気体であり、化合物の分子量は大きい。このため、400 以上かつ560 以下の比較的低温で完全に分解して、結晶成長に寄与することができる。多重量子井戸構造3を全有機MOVPEによって、量子井戸の界面の組成変化を急峻にするすることができる。

【0042】

Ga (ガリウム) の原料としては、TEGa (トリエチルガリウム) でもよいし、TMGa (トリメチルガリウム) でもよいが、望ましくはTEGaがよい。これは、TEGaのほうに結晶中の不純物濃度を低減できるからである。特に量子井戸層内部の不純物となる炭素濃度は、TMGaを使用した場合は $1 \times 10^{16} \text{ cm}^{-3}$ 以上となるが、TEGaを使用した場合は $1 \times 10^{16} \text{ cm}^{-3}$ 未満とすることができる。In (インジウム) の原料としては、TMIn (トリメチルインジウム) でもよいし、TEIn (トリエチルインジウム) でもよいが、望ましくはTMInがよい。これは、TMInのほうにIn組成の制御性に優れているためである。As (砒素) の原料としては、TBAs (ターシャリーブチルアルシン) でもよいし、TMAs (トリメチル砒素) でもよいが、望ましくはTBAsがよい。これは、TBAsのほうに結晶中の不純物濃度を低減できるからである。特に量子井戸層内部の不純物となる炭素濃度は、TMAsを使用した場合は $1 \times 10^{16} \text{ cm}^{-3}$ 以上となるが、TBAsを使用した場合は $1 \times 10^{16} \text{ cm}^{-3}$ 未満とすることができる。Sb (アンチモン) の原料としては、TMSb (トリメチルアンチモン) でもよいし、TESb (トリエチルアンチモン) でもよい、また、TIP Sb (トリイソプロピルアンチモン)、また、TDMASb (トリジメチルアミノアンチモン) でもよいが、望ましくはTESbがよい。これは、TESbのほうに結晶中の不純物濃度を低減できるからである。特に量子井戸層内部の不純物となる炭素濃度は、TMSbまたはTIP SbまたはTDMASbを使用した場合は $1 \times 10^{16} \text{ cm}^{-3}$ 以上となるが、TESbを使用した場合は $1 \times 10^{16} \text{ cm}^{-3}$ 未満とすることができる。これによって、多重量子井戸層の不純物濃度が小さく、その結晶性に優れた半導体素子を得ることができる。この結果、たとえば受光素子等に用いた場合、暗電流の小さい、かつ、感度が大きい受光素子を得ることができる。さらには、その受光素子を用いて、より鮮明な像を撮像することが可能となる撮像装置を得ることができる。

【0043】

次に、全有機MOVPE法によって、多重量子井戸構造3を形成するときの原料ガスの流れ状態について説明する。図3は、原料ガスが、配管を搬送されて、石英管35に導入されて排気される、流れを示す平面図である。原料ガスは3種類のみ配管を示しているが、十数種類の原料ガスであっても、電磁バルブの開閉によって制御されるという基本構造は同じである。

原料ガスは、流量の制御は、図2に示す流量制御器 (MFC) によって制御された上で、石英管35への流入を電磁バルブの開閉によってオンオフされる。そして、石英管35からは、真空ポンプによって強制的に排気される。図3に示すように、原料ガスの流れに

停滞が生じる部分はなく、円滑に自動的に行われる。よって、量子井戸のペアを形成するときの組成の切り替えは、迅速に行われる。

図3に示すように、基板テーブル51は回転するので、原料ガスの温度分布は、原料ガスの流入側または出口側のような方向性をもたない。また、ウエハ10aは、基板テーブル51上を公転するので、ウエハ10aの表面近傍の原料ガスの流れは、乱流状態にあり、ウエハ10aの表面近傍の原料ガスであっても、ウエハ10aに接する原料ガスを除いて導入側から排気側への大きな流れ方向の速度成分を有する。したがって、基板テーブル51からウエハ10aを経て、原料ガスへと流れる熱は、大部分、常時、排気ガスと共に排熱される。このため、ウエハ10aから表面を経て原料ガス空間へと、垂直方向に大きな温度勾配または温度段差が発生する。

さらに、本発明の実施の形態では、基板温度を400以上かつ560以下という低温域に加熱される。このような低温域の基板表面温度でTBA sなどを原料とした全有機MOVPE法を用いる場合、その原料の分解効率が良いので、ウエハ10aにごく近い範囲を流れる原料ガスで多重量子井戸構造の成長に寄与する原料ガスは、成長に必要な形に効率よく分解したものに限られる。

【0044】

また図4(a)は有機金属分子の流れと温度の流れを示す図であり、図4(b)は基板表面における有機金属分子の模式図である。これらの図は、多重量子井戸構造のヘテロ界面で急峻な組成変化を得るために、表面温度の設定が重要であることを説明するための図である。

ウエハ10aの表面はモニタされる温度とされているが、ウエハ表面から少し原料ガス空間に入ると、上述のように、急激に温度低下または大きな温度段差が生じる。このため分解温度がT1の原料ガスの場合、基板表面温度は、(T1 +)に設定し、このは、温度分布のばらつき等を考慮して決める。ウエハ10a表面から原料ガス空間にかけて急激で大きな温度降下または温度段差がある状況において、図4(b)に示すような、大サイズの有機金属分子がウエハ表面をかすめて流れるとき、分解して結晶成長に寄与する化合物分子は表面に接触する範囲、および表面から数個分の有機金属分子の厚み範囲、のものに限られると考えられる。したがって、図4(b)に示すように、ウエハ表面に接する範囲の有機金属分子、および、ウエハ表面から数個分の有機金属分子の厚み範囲以内に位置する分子、が、主として、結晶成長に寄与して、それより外側の有機金属分子は、ほとんど分解せずに石英管35の外に排出される、と考えられる。ウエハ10aの表面付近の有機金属分子が分解して結晶成長したとき、外側に位置する有機金属分子が補充に入る。

逆に考えると、ウエハ表面温度を有機金属分子が分解する温度よりほんのわずかに高くすることで、結晶成長に参加できる有機金属分子の範囲をウエハ10a表面上の薄い原料ガス層に限定することができる。

【0045】

上記のことから、真空ポンプで強制排気しながら上記ペアの化学組成に適合した原料ガスを電磁バルブで切り替えて導入するとき、わずかの慣性をもって先の化学組成の結晶を成長させたあとは、先の原料ガスの影響を受けず、切り替えられた化学組成の結晶を成長させることができる。その結果、ヘテロ界面での組成変化を急峻にすることができる。これは、先の原料ガスが、石英管35内に実質的に残留しないことを意味しており、ウエハ10aにごく近い範囲を流れる原料ガスで多重量子井戸構造の成長に寄与する原料ガスは、成長に必要な形に効率よく分解したものに限られる(要因1)ことに起因する。すなわち、図3から分かるように、量子井戸の一方の層を形成させたあと、真空ポンプで強制排気しながら電磁バルブを開閉して、他方の層を形成する原料ガスを導入したとき、少しの慣性をもって結晶成長に参加する有機金属分子はいるが、その補充をする一方の層の分子はほとんど排気されて、なくなっている。ウエハ表面温度を、有機金属分子の分解温度に近づけるほど、結晶成長に参加する有機金属分子の範囲(ウエハ表面からの範囲)は小さくなる。

10

20

30

40

50

この多重量子井戸構造を形成する場合、600 程度の温度範囲で成長すると多重量子井戸構造の GaAsSb 層に相分離が起こり、清浄で平坦性に優れた多重量子井戸構造の結晶成長表面、および、優れた周期性と結晶性を有する多重量子井戸構造を得ることができない。このことから、成長温度を400 以上かつ560 以下という温度範囲にする（要因2）が、この成膜法を全有機MOVPE法にして、原料ガスすべてを分解効率の良い有機金属気体にする（要因3）に、要因1が強く依拠している。

【0046】

（実施の形態2）

図5は、本発明の実施の形態2における半導体素子を示す断面図である。この半導体素子10は、フォトダイオードの受光素子である。n型InP基板1/バッファ層2/タイプIIの多重量子井戸構造3（InGaAs_{3a}/GaAsSb_{3b}）、の段階までは、実施の形態1の図1の構造と同じである。タイプIIの多重量子井戸構造3の上には、あとで詳しく説明する拡散濃度分布を調整する作用を担うInGaAs層4が位置し、そのInGaAs層4の上にInP窓層5が位置している。InP窓層5の表面から、所定領域にp型不純物のZnが導入されてp型領域15が設けられ、その先端部にpn接合またはpi接合が形成される。このpn接合またはpi接合に、逆バイアス電圧を印加して空乏層を形成して、光電子変換による電荷を捕捉して、電荷量に画素の明るさを対応させる。p型領域15またはpn接合もしくはpi接合は、画素を構成する主要部である。p型領域15にオーミック接触するp側電極11は画素電極であり、共通の接地電位にされるn側電極（図示せず）との間で、上記の電荷を画素ごとに読み出す。p型領域15の周囲の、InP窓層表面は絶縁保護膜9によって被覆される。

多重量子井戸構造を形成したあと、InP窓層5の形成まで、全有機MOVPE法によって同じ成膜室または石英管35の中で成長を続けることが、一つのポイントになる。すなわち、InP窓層5の形成の前に、成膜室からウエハ10aを取り出して、別の成膜法によってInP窓層5を形成することがないために、再成長界面を持たない点が一つのポイントである。すなわち、InGaAs層4とInP窓層5とは、石英管35内において連続して形成されるので、界面17は再成長界面ではない。このため、酸素および炭素の濃度がいずれも所定レベル以下であり、p型領域15と界面17との交差線において電荷リークが生じることはない。

【0047】

本実施の形態では、図5に示すように、多重量子井戸構造3の上に、厚み1.0μmのノンドープInGaAs層4を形成する。このInGaAs層4は、InP窓層5を形成したあと、選択拡散法によってInP窓層5からp型不純物のZnを多重量子井戸構造3に届くように導入するとき、高濃度のZnが多重量子井戸構造3に進入すると、結晶性を害するので、その調整のために設ける。このため、このInGaAs層4を拡散濃度分布調整層と呼ぶ場合がある。InGaAs層4内において、Zn濃度は、InP窓層の側では、 $1 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3} \sim 3 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ 程度の高濃度であっても、多重量子井戸構造3の側では $5 \times 10^{16} \text{ cm}^{-3}$ 以下と、急減する濃度分布とするのがよい。InGaAs層4を挿入することによって、Znの拡散濃度分布を上記のような形態にすることが可能となる。上記の選択拡散によってp型不純物領域15が形成され、その先端部にpn接合またはpi接合が形成される。InGaAsによって拡散濃度分布調整層を形成することで、不純物濃度（Zn濃度）が低くても、受光素子の電気抵抗を低くすることができる。電気抵抗を低くすることで、応答性を高めて良好な画質の動画を得ることができる。

InGaAs拡散濃度分布調整層4の上に、同じ石英管35内にウエハ10aを配置したまま連続して、アンドープのInP窓層を、全有機MOVPE法によって厚み0.8μmにエピタキシャル成長する。原料ガスには、上述のように、トリメチルインジウム（TMIn）およびターシャリーブチルホスフィン（TBPF）を用いる。この原料ガスの使用によって、InP窓層5の成長温度を400 以上かつ560 以下に、さらには535 以下にすることができる。この結果、InP窓層5の下に位置する多重量子井戸構造の

GaAsSb₃aが熱のダメージを受けることがなく、多重量子井戸の結晶性が害されることがない。InP窓層を形成するときには、下層にGaAsSbを含む多重量子井戸構造が形成されているので、基板温度は、たとえば温度400以上かつ560以下の範囲に厳格に維持する必要がある。その理由として、600程度に加熱すると、GaAsSbが熱のダメージを受けて結晶性が大幅に劣化する点、および、400未満の温度としてInP窓層を形成すると、原料ガスの分解効率が大幅に低下するため、InP層内の不純物濃度が増大し高品質なInP窓層を得られない点があげられる。

【0048】

上記したように、従来は、多重量子井戸構造をMBE法によって形成する必要があった。ところが、MBE法によってInP窓層5を成長するには、燐原料に固体の原料を用いる必要があり、安全性などの点で問題があった。また製造能率という点でも改良の余地があった。図6は、多重量子井戸構造103およびInGaAs層104をMBE法によって形成し、その後、大気中に出して、MOVPE法によってInP窓層105を形成した受光素子110を示す図である。この受光素子110の構造は、大部分は、図5の受光素子10と組成的に同じである。すなわち、InP基板101/多重量子井戸構造103/InGaAs拡散濃度分布調整層104/InP窓層105、のエピタキシャル層で形成されている。画素の主要部をなすp型領域115、画素電極を構成するp側電極111、絶縁保護膜109、なども図5の受光素子と同じである。

異なる点は、InGaAs層104とInP窓層105との界面117である。この界面117は、いったん大気に露出された再成長界面であり、二次イオン質量分析によって、酸素濃度が $1 \times 10^{17} \text{ cm}^{-3}$ 以上、および炭素濃度が $1 \times 10^{17} \text{ cm}^{-3}$ 以上のうち、少なくとも一つを満たすことによって特定することができる。再成長界面117は、p型領域115と交差線117aを形成し、交差線117aで電荷リークを生じて、画質を著しく劣化させる。

また、たとえばInP窓層105を単なるMOVPE法によると、燐の原料にホスフィン(PH₃)を用いるため、分解温度が高く、下層に位置するGaAsSbの熱によるダメージの発生を誘起して多重量子井戸構造の結晶性を害することとなる。

【0049】

図7は、図5の受光素子10の製造方法のフローチャートである。この製造方法によれば、原料ガスに有機金属気体のみを用いて(要因3)成長温度を低下させること(要因2)、および、InP窓層5の形成が終了するまで、一貫して同じ成膜室または石英管35の中で形成するので、再成長界面を持たないこと(要因4)が重要である。これによって、電荷リークが少ない、結晶性に優れた、2μm~5μmの波長領域に受光感度を持つフォトダイオードを能率良く、大量に製造することができる。

【0050】

本実施の形態では、多重量子井戸構造をタイプIIとする。タイプIの量子井戸構造では、バンドギャップエネルギーの小さい半導体層を、バンドギャップエネルギーの大きい半導体層で挟みながら、近赤外域に受光感度を持たせる場合、小さいバンドギャップエネルギーの半導体層のバンドギャップにより受光感度の波長上限(カットオフ波長)が定まる。すなわち、光による電子または正孔の遷移は、小さいバンドギャップエネルギーの半導体層内で行われる(直接遷移)。この構造の場合、カットオフ波長をより長波長域まで拡大する材料は、III-V族化合物半導体内で、非常に限定される。これに対して、タイプIIの量子井戸構造では、フェルミエネルギーを共通にして異なる2種の半導体層が交互に積層されたとき、第1の半導体の伝導帯と、第2の半導体の価電子帯とのエネルギー差が、受光感度の波長上限(カットオフ波長)を決める。すなわち、光による電子または正孔の遷移は、第2の半導体の価電子帯と、第1の半導体の伝導帯との間で行われる(間接遷移)。このため、第2の半導体の価電子帯のエネルギーを、第1の半導体の価電子帯より高くし、かつ第1の半導体の伝導帯のエネルギーを、第2の半導体の伝導帯のエネルギーより低くすることにより、1つの半導体内の直接遷移による場合よりも、受光感度の長波長化を実現しやすい。

10

20

30

40

50

【実施例】

【0051】

(実施例1)

図5に示す受光素子(本発明例)を、実施の形態1および2による方法で製造して、予備的な評価を行った。評価項目および評価結果はつぎのとおりである。また、比較例は、図6に示した受光素子であり、多重量子井戸構造の形成にMBE法を用い、InP窓層の形成では、MOVPE法を用いてV族原料に、アルシン(AsH₃)およびホスフィン(PH₃)を用いた。InP窓層の成長温度は、本発明例では535としたのに対して、比較例では600とした。

1. InP窓層の表面状態

本発明例では、清浄で平坦性に優れた表面を得ることができた。これに対して、比較例では、InP窓層は強度の表面あれを生じていた。

2. 多重量子井戸構造のX線回折

X線回折法によってタイプIIの多重量子井戸構造の周期性の評価を行った。評価はX線回折パターンの所定ピークにおける半値幅により行った。本発明例では、多重量子井戸構造のX線回折パターンピーク値の半値幅は、80秒であった。これに対して、比較例では、X線回折パターンのピークの半値幅は、150秒であった。これより、本発明例において、多重量子井戸構造の周期性および結晶性が、格段に優れていることが判明した。

3. PL発光強度

本発明例では、波長2.4μmの領域に良好なPL発光強度を得ることができた。これに対して、比較例では、評価可能なPL発光を得ることができなかった。

【0052】

(実施例2)

図5に示す受光素子を、本発明による製造方法で製造した試験体である本発明例A1、A3~A6、および本発明とは異なる製造方法で製造した試験体、比較例B1~B3、参考例A2、A7について、結晶性の評価、受光素子の暗電流の評価を行った。暗電流は、V_r = -5ボルトでの100μm径での値である。

(本発明例A1) : 全有機MOVPEによる、タイプIIMQW受光層(温度510)およびInP窓層の成長(温度510)

(参考例A2) : 全有機MOVPEによる、タイプIIMQW受光層(温度380)およびInP窓層の成長(温度510)

(本発明例A3) : 全有機MOVPEによる、タイプIIMQW受光層(温度400)およびInP窓層の成長(温度510)

(本発明例A4) : 全有機MOVPEによる、タイプIIMQW受光層(温度450)およびInP窓層の成長(温度510)

(本発明例A5) : 全有機MOVPEによる、タイプIIMQW受光層(温度535)およびInP窓層の成長(温度510)

(本発明例A6) : 全有機MOVPEによる、タイプIIMQW受光層(温度560)およびInP窓層の成長(温度510)

(参考例A7) : 全有機MOVPEによる、タイプIIMQW受光層(温度580)およびInP窓層の成長(温度510)

本発明例A1、A3~A6では、全有機MOVPEで、タイプII型(InGaAs/GaAsSb)MQWを成長するとき、温度400~560の範囲に変えている。参考例A2は380、A7は580で成長している。その他の条件は同じである。

(比較例B1 : 非特許文献1による方法) : MBEによるタイプIIMQW受光層の成長(温度400)、および通常のMOVPEによるInP窓層の成長(温度600)

(比較例B2 : 非特許文献2による方法) : 通常のMOVPEによるタイプIIMQW受光層の成長(温度510)、および全有機MOVPEによるInP窓層の成長(温度510)

(比較例B3) : 通常のMOVPEによるタイプIIMQW受光層の成長(温度600)

10

20

30

40

50

)、および全有機MOVPEによるInP窓層の成長(温度510)

比較例では、タイプII型(InGaAs/GaAsSb)MQWを、MBE法(比較例B1)、通常のMOVPE法(比較例B1, B2)によって成長している。

上記の試験帯体の製造条件およびその評価の結果を、表1および表2に示す。

【0053】

【表 1】

項目	試験体	比較例B1	比較例B2	比較例B3	本発明例A1	参考例A2
結晶成長条件	多重量子井戸構造の成長	MBE	通常のMOVPE	通常のMOVPE	全有機MOVPE	全有機MOVPE
	多重量子井戸構造の成長原料	金属	InGaAsにはAsH ₃ GaAsSbにはTBAs	InGaAsにはAsH ₃ GaAsSbにはTBAs	As原料にTBAsのみ (全有機金属原料)	As原料にTBAsのみ (全有機金属原料)
	多重量子井戸構造の成長温度	400°C	510°C	600°C	510°C	380°C
	InP窓層の成長	通常のMOVPE	全有機MOVPE	全有機MOVPE	全有機MOVPE	全有機MOVPE
	InP窓層の成長原料	P原料にPH ₃	P原料にTBP (全有機金属原料)	P原料にTBP (全有機金属原料)	P原料にTBP (全有機金属原料)	P原料にTBP (全有機金属原料)
	InP窓層の成長温度	600°C	510°C	510°C	510°C	510°C
評価	InP窓層の表面状態	強度の表面荒れが発生	強度の表面荒れが発生	強度の表面荒れが発生	清浄で平坦性に優れた表面	強度の表面荒れが発生
	多重量子井戸構造のX線回析	ピーク半値幅 150秒	ピーク半値幅 150秒	ピーク半値幅 170秒	ピーク半値幅 80秒	ピーク半値幅 125秒
	PL強度	波長2.4ミクロンで発光得られず	波長2.4ミクロンで発光得られず	波長2.4ミクロンで発光得られず	波長2.4ミクロンで良好な発光	波長2.4ミクロンで発光得られず
	受光素子の暗電流 100μm径、 Vr=5V	5μA 暗電流不良	4μA 暗電流不良	10μA 暗電流不良	400nA 良好な特性	5μA 暗電流不良

【表 2】

項目	試験体	本発明例A3	本発明例A4	本発明例A5	本発明例A6	参考例A7
結晶成長条件	多重量子井戸構造の成長	全有機MOVPE	全有機MOVPE	全有機MOVPE	全有機MOVPE	全有機MOVPE
	多重量子井戸構造の成長原料	As原料にTBAsのみ (全有機金属原料)	As原料にTBAsのみ (全有機金属原料)	As原料にTBAsのみ (全有機金属原料)	As原料にTBAsのみ (全有機金属原料)	As原料にTBAsのみ (全有機金属原料)
	多重量子井戸構造の成長温度	400℃	450℃	535℃	560℃	580℃
	InP窓層の成長	全有機MOVPE	全有機MOVPE	全有機MOVPE	全有機MOVPE	全有機MOVPE
	InP窓層の成長原料	P原料にTBP (全有機金属原料)	P原料にTBP (全有機金属原料)	P原料にTBP (全有機金属原料)	P原料にTBP (全有機金属原料)	P原料にTBP (全有機金属原料)
	InP窓層の成長温度	510℃	510℃	510℃	510℃	510℃
評価	InP窓層の表面状態	清浄で平坦性に優れた表面	清浄で平坦性に優れた表面	清浄で平坦性に優れた表面	清浄で平坦性に優れた表面	強度の表面荒れが発生
	多重量子井戸構造のX線回折	ピーク半値幅 55秒	ピーク半値幅 55秒	ピーク半値幅 85秒	ピーク半値幅 95秒	ピーク半値幅 150秒
	PL強度	波長2.4ミクロンで良好な発光	波長2.4ミクロンで良好な発光	波長2.4ミクロンで良好な発光	波長2.4ミクロンで良好な発光	波長2.4ミクロンで発光得られず
	受光素子の暗電流 100 μm径、 Vr=5V	900nA 良好な特性	700nA 良好な特性	400nA 良好な特性	800nA 良好な特性	8 μA 暗電流不良

【0055】

表1によれば、比較例B1～B3では、MQWのX線回折ピークの半値幅は、150秒（比較例B1）、150秒（比較例B2）、および170秒（比較例B3）と、広くなり、結晶性が良好でない結果が得られた。また、比較例B1～B3について、波長2.4 μmのPL発光は生じなかった。さらに、InP窓層の表面性状については、比較例B1～

10

20

30

40

50

B 3、参考例 A 2 および A 7 について、強度の表面荒れが生じていた。フォトダイオードでの暗電流は、比較例 B 1 で $5 \mu\text{A}$ 、比較例 B 2 で $4 \mu\text{A}$ であった。また参考例 A 2 で $5 \mu\text{A}$ 、参考例 A 7 で $8 \mu\text{A}$ であった。InP 窓層の表面性状については、サイズ $10 \mu\text{m}$ 程度以上の欠陥や荒れが多数確認された場合、「表面荒れ発生」と判定し、上記サイズの欠陥や荒れがほとんど確認されない場合を、「清浄で平坦性に優れた表面」と判定した。

これに対して、表 1 および表 2 に示すように、全有機 MOVPE 法で MQW を成長しても、MQW の成長温度が 380 (参考例 A 2) のように極端に低い場合、および 580 (参考例 A 7) のように極端に高い場合に、X 線回折ピークの半値幅が、 125 秒および 150 秒と、大きな値となった。PL 発光は、この参考例 A 2、A 7 では生じなかった。本発明例 A 1、A 3 ~ A 6 では、X 線回折ピークの半値幅は、 80 秒、 55 秒 ~ 95 秒と狭い値が得られ、結晶性は良好であり、PL 発光も生じた。また、InP 窓層の表面性状については、参考例 A 2、A 7 以外は清浄で平坦性に優れた表面となった。さらに暗電流についても、参考例 A 2、A 7 以外は、 $0.4 \mu\text{A}$ (本発明例 A 1)、 $0.9 \mu\text{A}$ (本発明例 A 3)、 $0.7 \mu\text{A}$ (本発明例 A 4)、 $0.4 \mu\text{A}$ (本発明例 A 5)、 $0.8 \mu\text{A}$ (本発明例 A 6) と、低い良好な暗電流特性が得られた。

本実施例の結果によれば、本発明の製造方法により、温度 $400 \sim 560$ でタイプ II 型 (InGaAs/GaAsSb) MQW を全有機 MOVPE で成長することにより、良好な結晶性を得ることができ、かつ InP 窓層の表面も平坦性に優れ、その結果、暗電流を低く抑えることができた。本発明の最も広い範囲に属する製造方法 (全有機 MOVPE 法による結晶成長) による場合であっても、温度 $400 \sim 560$ を外れる温度で成長した場合、良好な結果を得ることができなかった。また、比較例 B 1 ~ B 3 のように、タイプ II 型 (InGaAs/GaAsSb) MQW を全有機 MOVPE 法によらずに成長させた場合、結晶性の劣化、それに起因する InP 窓層の表面性状の劣化を確認した。

【0056】

(実施例 3)

実施例 2 の本発明例 A 1 において、量子井戸のペア数を 50 から 1000 の範囲で変化させた。すなわち図 5 に示す受光素子の構造において量子井戸のペア数を変えた。その他の成長条件は同一である。

(本発明例 A 1 - 1) : 全有機 MOVPE による、タイプ II MQW 受光層 (ペア数 : 50 ペア)

(本発明例 A 1 - 2) : 全有機 MOVPE による、タイプ II MQW 受光層 (ペア数 : 150 ペア)

(本発明例 A 1 - 3) : 全有機 MOVPE による、タイプ II MQW 受光層 (ペア数 : 250 ペア)

(本発明例 A 1 - 4) : 全有機 MOVPE による、タイプ II MQW 受光層 (ペア数 : 350 ペア)

(本発明例 A 1 - 5) : 全有機 MOVPE による、タイプ II MQW 受光層 (ペア数 : 450 ペア)

(本発明例 A 1 - 6) : 全有機 MOVPE による、タイプ II MQW 受光層 (ペア数 : 700 ペア)

(本発明例 A 1 - 7) : 全有機 MOVPE による、タイプ II MQW 受光層 (ペア数 : 850 ペア)

(本発明例 A 1 - 8) : 全有機 MOVPE による、タイプ II MQW 受光層 (ペア数 : 1000 ペア)

本発明例 A 1 - 1 ~ A 1 - 8 について、受光素子の暗電流および感度の評価を行った。暗電流は、 $V_r = 5$ ボルトでの $100 \mu\text{m}$ 径での値である。感度は逆バイアス電圧 $V_r = 5$ ボルトでの 1mm 径で、波長 2000nm の光に対する値である。評価結果を表 3 に示す。

【0057】

【表 3】

		本発明例 A1-1	本発明例 A1-2	本発明例 A1-3	本発明例 A1-4	本発明例 A1-5
構造	ペア数	50	150	250	350	450
評価	InP窓層の 表面状態	清浄で 平坦性に 優れた 表面	清浄で 平坦性に 優れた 表面	清浄で 平坦性に 優れた 表面	清浄で 平坦性に 優れた 表面	清浄で 平坦性に 優れた 表面
	受光素子の 暗電流 100 μ m径 Vr=5V	300nA 良好な 特性	400nA 良好な 特性	400nA 良好な 特性	400nA 良好な 特性	500nA 良好な 特性
	受光素子の 感度 1mm径 Vr=5V λ =2000nm	0.1A/W	0.3A/W	0.6A/W	0.65A/W	0.75A/W

10

20

		本発明例 A1-6	本発明例 A1-7	本発明例 A1-8
構造	ペア数	700	850	1000
評価	InP窓層の 表面状態	清浄で 平坦性に 優れた 表面	強度の 表面荒れ が発生	強度の 表面荒れ が発生
	受光素子の 暗電流 100 μ m径 Vr=5V	600nA 良好な 特性	2 μ A 暗電流 不良	5 μ A 暗電流 不良
	受光素子の 感度 1mm径 Vr=5V λ =2000nm	0.75A/W	0.7A/W	0.6A/W

30

40

【0058】

本発明例 A1-1 ~ A1-6 では InP 窓層は清浄で平坦性に優れた表面となった。受光素子の暗電流は、300nA ~ 600nA と、低い良好な暗電流特性が得られた。本発明例 A1-7 と A1-8 では、InP 窓層に表面荒れが発生した。受光素子の暗電流は、2 μ A (本発明例 A1-7)、5 μ A (本発明例 A1-8) と高く、暗電流不良となった。

一方、感度は、本発明例 A1-1 ~ A1-6 ではペア数を 50 から 700 に増加させるに従って、0.1A/W から 0.75A/W まで増大した。本発明例 A1-7 と A1-8 では、感度はそれぞれ 0.7A/W、0.6A/W となった。

受光感度および暗電流と、量子井戸のペア数との関係を図 8 に示す。ペア数 850 以上

50

では受光感度は高いが、暗電流は大きくなる。受光感度と暗電流とを共に実用レベル範囲にするペア数の範囲が存在する。

このあと実施例4において詳しいデータを説明するが、本発明例A1-1~A1-8の受光素子に対応する構造の受光素子アレイを製造して、撮像装置を作製したところ、A1-3~A1-6に対応する受光素子アレイを用いた場合のみ、冷却機構を用いて撮像装置の環境温度を0以下とすることでより鮮明な画像の撮像に成功した。一方で、A1-1、およびA1-2、およびA1-7、およびA1-8の受光素子を用いた場合は、冷却機構を用いて撮像装置の環境温度を0以下としても鮮明な画像を撮像することができなかった。

【0059】

(実施例4)

実施例3の本発明例A1-3、およびA1-4、およびA1-5、において、InGaAs/GaAsSbを量子井戸のペアとするタイプIIの多重量子井戸構造3を形成する際に用いる原料を変化させた。すなわち図5に示す受光素子の構造において量子井戸の作製に用いる原料を変えた。作製した受光素子の構造は同一である。

(本発明例A1-3-1)：全有機MOVPEによる、タイプIIMQW受光層(ペア数は250ペア、原料にTEGa、TMIn、TBAs, TMSbを用いる)

(本発明例A1-3-2)：全有機MOVPEによる、タイプIIMQW受光層(ペア数は250ペア、原料にTEGa、TMIn、TBAs, TESbを用いる)

(本発明例A1-3-3)：全有機MOVPEによる、タイプIIMQW受光層(ペア数は250ペア、原料にTEGa、TMIn、TMA s, TESbを用いる)

(本発明例A1-3-4)：全有機MOVPEによる、タイプIIMQW受光層(ペア数は250ペア、原料にTEGa、TEIn、TBAs, TESbを用いる)

(本発明例A1-3-5)：全有機MOVPEによる、タイプIIMQW受光層(ペア数は250ペア、原料にTMGa、TMIn、TBAs, TESbを用いる)

(本発明例A1-4-1)：全有機MOVPEによる、タイプIIMQW受光層(ペア数は350ペア、原料にTEGa、TMIn、TBAs, TMSbを用いる)

(本発明例A1-4-2)：全有機MOVPEによる、タイプIIMQW受光層(ペア数は350ペア、原料にTEGa、TMIn、TBAs, TESbを用いる)

(本発明例A1-5-1)：全有機MOVPEによる、タイプIIMQW受光層(ペア数は450ペア、原料にTEGa、TMIn、TBAs, TMSbを用いる)

(本発明例A1-5-2)：全有機MOVPEによる、タイプIIMQW受光層(ペア数は450ペア、原料にTEGa、TMIn、TBAs, TESbを用いる)

本発明例A1-3-1、およびA1-3-2、およびA1-3-3、およびA1-3-4、およびA1-3-5、およびA1-4-1、およびA1-4-2、およびA1-5-1、およびA1-5-2、について、同じ条件で受光素子アレイを製造して、撮像装置を作製して当該撮像装置での撮像の状況の評価を行った。受光素子アレイは、受光素子(画素)を320×256に配置して、全体で約8万画素の撮像装置とした。暗電流は、Vr=5ボルトでの100μm径での値である。評価結果を表4に示す。

【0060】

10

20

30

40

【表 4】

		本発明例 A1-3-1	本発明例 A1-3-2	本発明例 A1-3-3	本発明例 A1-3-4	本発明例 A1-3-5
原料		TEGa TMIn TBAAs TMSb	TEGa TMIn TBAAs TESb	TEGa TMIn TMAAs TESb	TEGa TEIn TBAAs TESb	TMGa TMIn TBAAs TESb
構造	ペア数	250	250	250	250	250
評価	InP窓層の 表面状態	清浄で平坦性 に優れた表面	清浄で平坦性 に優れた表面	清浄で平坦性 に優れた表面	強度の表面荒 れが発生	清浄で平坦性 に優れた表面
	受光素子の暗電 流 100 μ m径 Vr=5V	400nA	40nA	5 μ A	3 μ A	5 μ A
	受光素子の暗電 流密度 Vr=5V	5mA/cm ²	0.5mA/cm ²	60mA/cm ²	40mA/cm ²	60mA/cm ²
	受光素子の感度 1mm径 Vr=5V λ =2000nm	0.6A/W	0.75A/W	0.3A/W	0.1A/W	0.2A/W
	撮像の状況	撮像に成功 (冷却機構が 必要)	撮像に成功 (冷却機構が 不要)	撮像できず	撮像できず	撮像できず

		本発明例 A1-4-1	本発明例 A1-4-2	本発明例 A1-5-1	本発明例 A1-5-2
原料		TEGa TMIn TBAAs TMSb	TEGa TMIn TBAAs TESb	TEGa TMIn TBAAs TMSb	TEGa TMIn TBAAs TESb
構造	ペア数	350	350	450	450
評価	InP窓層の 表面状態	清浄で平坦性 に優れた表面	清浄で平坦性 に優れた表面	清浄で平坦性 に優れた表面	清浄で平坦性 に優れた表面
	受光素子の暗電 流 100 μ m 径 Vr=5V	400nA	40nA	500nA	50nA
	受光素子の暗電 流密度 Vr=5V	5mA/cm ²	0.5mA/cm ²	6mA/cm ²	0.6mA/cm ²
	受光素子の感度 1mm径 Vr=5V λ =2000nm	0.65A/W	0.8A/W	0.75A/W	0.9A/W
	撮像の状況	撮像に成功 (冷却機構が 必要)	撮像に成功 (冷却機構が 不要)	撮像に成功 (冷却機構が 必要)	撮像に成功 (冷却機構が 必要)

【0061】

本発明例でAs原料にTMAAsを用いた試験体であるA1-3-3、および本発明例でIn原料でTEInを用いた試験体であるA1-3-4、および本発明例でGa原料にTMGaを用いた試験体であるA1-3-5では、作製した受光素子の受光径100 μ mで

10

20

30

40

50

の暗電流は、 $3 \mu\text{A} \sim 5 \mu\text{A}$ となり、実施例 A 1 - 3 - 2 と比較して、暗電流が増加し、特性が悪化した。一方、本発明例で A s 原料に T M A s を用いた試験体である A 1 - 3 - 3、および本発明例で I n 原料に T E I n を用いた試験体である A 1 - 3 - 4、および本発明例で G a 原料に T M G a を用いた試験体である A 1 - 3 - 5 では、感度は、 $0.1 \text{ A/W} \sim 0.3 \text{ A/W}$ となり、試験体 A 1 - 3 - 2 と比較して、感度が低減し、特性が悪化した。

本発明例で S b 原料に T E S b を用いた試験体である A 1 - 3 - 2、および A 1 - 4 - 2、および A 1 - 5 - 2 では、作製した受光素子の受光径 $100 \mu\text{m}$ での暗電流は、 $40 \text{ nA} \sim 50 \text{ nA}$ となり、本発明例で S b 原料に T M S b を用いた試験体である A 1 - 3 - 1、および A 1 - 4 - 1、および A 1 - 5 - 1 とそれぞれ比較して、暗電流を低減することができ、極めて良好な暗電流特性が得られた。一方、本発明で S b 原料に T E S b を用いた試験体である A 1 - 3 - 2、および A 1 - 4 - 2、および A 1 - 5 - 2 では、感度は、 $0.75 \text{ A/W} \sim 0.9 \text{ A/W}$ となり、本発明で S b 原料に T M S b を用いた試験体である A 1 - 3 - 1、および A 1 - 4 - 1、および A 1 - 5 - 1 とそれぞれ比較して、感度を増加させることができた。

本発明例 A 1 - 3 - 1、および A 1 - 3 - 2、および A 1 - 3 - 3、および A 1 - 3 - 4、および A 1 - 3 - 5、および A 1 - 4 - 1、および A 1 - 4 - 2、および A 1 - 5 - 1、および A 1 - 5 - 2、において作製した受光素子アレイを用いて撮像装置を作製したところ、受光素子の暗電流密度が 0.5 mA/cm^2 以下となる試験体である、A 1 - 3 - 1、および A 1 - 4 - 2 に対応する受光素子アレイを用いた場合のみ、冷却機構を用いずに、鮮明な画像の撮像に成功した。すなわち、受光素子の暗電流密度が 0.5 mA/cm^2 以下となる本発明例である A 1 - 3 - 1、および A 1 - 4 - 2 の受光素子アレイを用いた場合のみ、撮像装置の環境温度が例えば 0 以上 40 以下となるような、より実用的な温度範囲でも、鮮明な画像を撮像することに成功した。

【0062】

(他の実施の形態など)

本発明の実施の形態および実施例では、受光素子についてのみ説明したが、本発明の製造方法で製造された半導体素子、または本発明の構成要件を備える半導体素子であれば、受光素子に限定されることはなく、発光素子(半導体レーザ)などであってもよい。その他の、機能および用途を持つものであってもよい。

【0063】

上記において、本発明の実施の形態について説明を行ったが、上記に開示された本発明の実施の形態は、あくまで例示であって、本発明の範囲はこれら発明の実施の形態に限定されない。本発明の範囲は、特許請求の範囲の記載によって示され、さらに特許請求の範囲の記載と均等の意味および範囲内でのすべての変更を含むものである。

【産業上の利用可能性】

【0064】

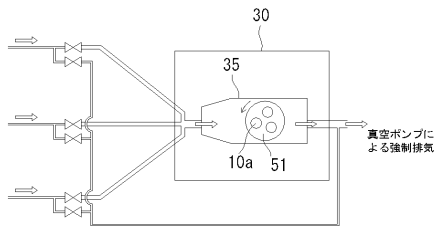
本発明の半導体素子の製造方法によれば、多くのペア数を有する多重量子井戸構造を、良好な結晶品質を確保しながら能率よく成長することができる。これによって、タイプ I I 多重量子井戸構造の受光層と I n P 窓層とを備える、近赤外域の長波長域にまで受光感度を持つ I n P 系受光素子を、一貫して全有機 M O V P E 法によって同じ成膜室で、すべてのエピタキシャル成長膜を成長させることができる。このため、再成長界面を除いて高品質の受光素子を得るだけでなく、成膜法に固有の能率向上と、連続成長による能率向上とを得ることができる。さらに、Pの原料に固体を用いないので、安全性に不安を残さない。

【符号の説明】

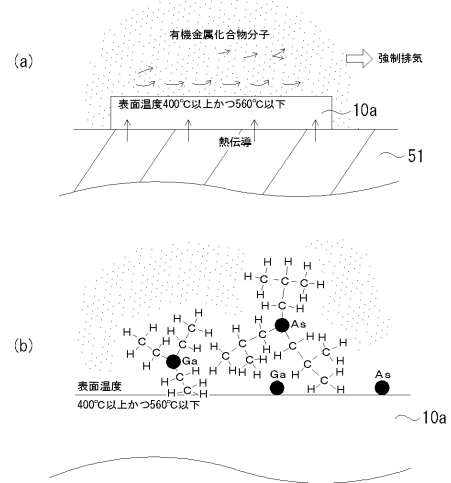
【0065】

1 I n P 基板、2 バッファ層 (I n P および / または I n G a A s)、3 タイプ I I 多重量子井戸構造、3 a G a A s S b 層、3 b I n G a A s 層、4 I n G a A s 層 (拡散濃度分布調整層)、5 I n P 窓層、9 絶縁保護膜、10 多重量子井戸構造

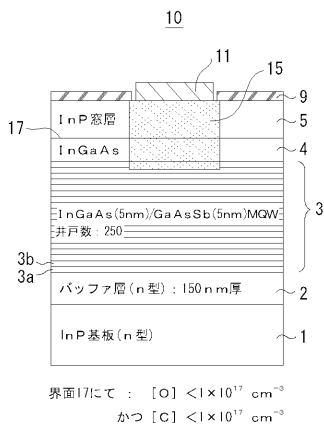
【 図 3 】



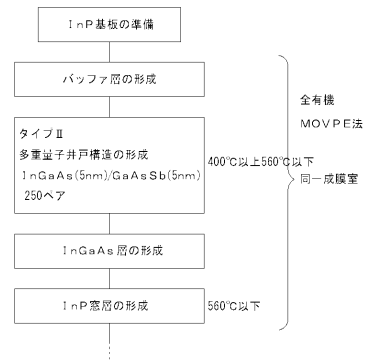
【 図 4 】



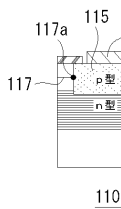
【 図 5 】



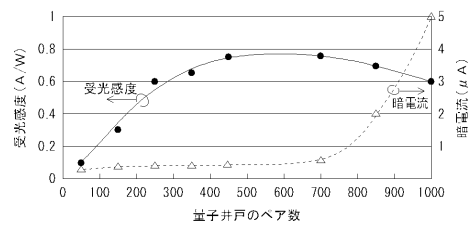
【 図 7 】



【 図 6 】



【 図 8 】



フロントページの続き

(72)発明者 秋田 勝史

兵庫県伊丹市昆陽北一丁目1番1号 住友電気工業株式会社伊丹製作所内

(72)発明者 永井 陽一

大阪府大阪市此花区島屋一丁目1番3号 住友電気工業株式会社大阪製作所内

(72)発明者 田辺 達也

兵庫県伊丹市昆陽北一丁目1番1号 住友電気工業株式会社伊丹製作所内

Fターム(参考) 5F049 MA09 MB07 NA08 PA04 PA18 QA03 SS04 WA01