

(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2005-225746

(P2005-225746A)

(43) 公開日 平成17年8月25日(2005.8.25)

(51) Int. Cl. ⁷	F I	テーマコード (参考)
C 3 0 B 29/04	C 3 0 B 29/04	4 G O 7 7
H O 1 L 21/205	C 3 0 B 29/04	5 F O 4 5
	H O 1 L 21/205	

審査請求 未請求 請求項の数 8 O L (全 10 頁)

(21) 出願番号	特願2004-322048 (P2004-322048)	(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
(22) 出願日	平成16年11月5日(2004.11.5)	(74) 代理人	100116713 弁理士 酒井 正己
(31) 優先権主張番号	特願2004-9047 (P2004-9047)	(74) 代理人	100078994 弁理士 小松 秀岳
(32) 優先日	平成16年1月16日(2004.1.16)	(74) 代理人	100094709 弁理士 加々美 紀雄
(33) 優先権主張国	日本国(JP)	(74) 代理人	100117145 弁理士 小松 純
		(72) 発明者	目黒 貴一 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

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 ダイヤモンド単結晶基板の製造方法およびダイヤモンド単結晶基板

(57) 【要約】

【課題】半導体材料、電子部品、光学部品などに適した、高品質で大型のダイヤモンド単結晶基板の製造方法及びダイヤモンド単結晶基板の提供。

【解決手段】気相合成法により種基板であるダイヤモンド単結晶から単結晶を成長させる、ダイヤモンド単結晶基板の製造方法において、単結晶成長前に該種基板の機械的に研磨された表面を反応性イオンエッチングにより0.5 μm以上400 μm未満エッチング除去することにより、機械的研磨によって種基板表面に生じた加工変質層を除去してから単結晶を成長させてダイヤモンド単結晶基板を製造する。

【選択図】 なし

【特許請求の範囲】

【請求項 1】

気相合成法により種基板であるダイヤモンド単結晶から単結晶を成長させる、ダイヤモンド単結晶基板の製造方法であって、単結晶成長前に該種基板の機械的に研磨された表面を反応性イオンエッチングにより $0.5 \mu\text{m}$ 以上 $400 \mu\text{m}$ 未満エッチング除去してから単結晶を成長させることを特徴とする、ダイヤモンド単結晶基板の製造方法。

【請求項 2】

単結晶成長前に、前記種基板の側面を 50nm 以上エッチング除去してから単結晶を成長させることを特徴とする、請求項 1 に記載のダイヤモンド単結晶基板の製造方法。

【請求項 3】

気相合成法により種基板であるダイヤモンド単結晶から単結晶を成長させた、ダイヤモンド単結晶基板であって、単結晶成長前に、前記種基板の機械的に研磨された表面を反応性イオンエッチングにより $0.5 \mu\text{m}$ 以上 $400 \mu\text{m}$ 未満エッチング除去してから単結晶成長させて得られたダイヤモンド単結晶基板。

【請求項 4】

単結晶成長前に、前記種基板の側面を 50nm 以上エッチング除去してから単結晶を成長させて得られた、請求項 3 に記載のダイヤモンド単結晶基板。

【請求項 5】

単結晶成長後表面の顕微ラマン分光で得られるダイヤモンド固有ラマンシフトが、歪みのないダイヤモンドの標準ラマンシフト量である 1332cm^{-1} から、 0.5cm^{-1} 以下のずれの範囲内にあることを特徴とする請求項 3 または 4 に記載のダイヤモンド単結晶基板。

【請求項 6】

常温におけるホール測定で得られた水素化表面伝導層の正孔移動度が $900 \text{cm}^2 / \text{V} \cdot \text{sec}$ 以上であることを特徴とする請求項 3 ~ 5 のいずれかに記載のダイヤモンド単結晶基板。

【請求項 7】

ダイヤモンド単結晶を種基板上に気相合成するためのダイヤモンド単結晶種基板であって、機械的に研磨済みの表面が、反応性イオンエッチングにより $0.5 \mu\text{m}$ 以上 $400 \mu\text{m}$ 未満エッチング除去されたダイヤモンド単結晶種基板。

【請求項 8】

前記ダイヤモンド単結晶種基板は、反応性イオンエッチングにより側面が 50nm 以上エッチング除去された、請求項 7 に記載のダイヤモンド単結晶種基板。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明はダイヤモンド単結晶基板の製造方法及びダイヤモンド単結晶基板に関し、特に半導体材料、電子部品、光学部品などに用いられる高品質で大型のダイヤモンド単結晶基板の製造方法及びダイヤモンド単結晶基板に関するものである。

【背景技術】

【0002】

ダイヤモンドは高熱伝導率、高い電子・正孔移動度、高い絶縁破壊電界強度、低誘電損失、そして広いバンドギャップといった、半導体材料として他に類を見ない、優れた特性を数多く備えている。特に近年では、広いバンドギャップを活かした紫外発光素子や、優れた高周波特性を持つ電界効果トランジスタなどが開発されつつある。

【0003】

ダイヤモンドを半導体として利用するためには、他の半導体材料と同様に高品質で大型の単結晶基板が必要である。現在、ダイヤモンド単結晶は主として高温高圧合成法により得られており、これは天然産単結晶と比較しても結晶性に優れるが、特殊な成長条件を用いない限り結晶中には不純物として窒素が含まれることになる。窒素を含有する基板はそ

10

20

30

40

50

のままでは半導体単結晶としての利用は困難であることから、不純物の混入しにくい気相合成法によるダイヤモンド単結晶成長用の種基板として用いられること（例えば、特許文献1参照）が多い。

また、高圧合成法では10mm径以上の大型化は困難であることから、これを気相合成の種基板として用いて、大型単結晶基板を得る試みも進んでいる（例えば、特許文献2参照）。

【0004】

【特許文献1】特開2003-277183号公報

【特許文献2】特開平3-75298号公報

【発明の開示】

【発明が解決しようとする課題】

【0005】

特許文献1に記載のように、高圧合成ダイヤモンド単結晶基板上にダイヤモンド単結晶を気相成長させると、気相成長層に残留応力が蓄積される現象が確認されている。気相成長層に残留応力があると、結晶の歪みに伴ってバンドギャップや移動度等の半導体物性が変化する問題がある。この現象は、特許文献1に示される、厚みが100 μ m以下の種基板からダイヤモンド単結晶を気相成長しても解決しない。また、気相合成により100 μ m以上の厚膜を形成して、気相合成のダイヤモンド単結晶基板を得る場合には、応力の蓄積により基板が割れる恐れがある。基板の大型化（大面積化、厚膜化）に伴い割れる確率は増大するため、特許文献2に記載のような、実質的に相互に同じ結晶方位を持つ、複数の高圧相物質を配置して気相成長の核となる基板を形成し、その上に単結晶を気相合成法で成長させ、一体となった大型単結晶を得る方法を用いたとしても、本質的に問題は解決しない。

【0006】

本発明は、前記課題を克服すべくなされたもので、半導体材料、電子部品、光学部品などに用いられる、高品質で大型のダイヤモンド単結晶基板の製造方法及びダイヤモンド単結晶基板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】

【0007】

前記課題を解決するため、本発明は次の(1)～(8)の態様を有する。

(1) 気相合成法により種基板であるダイヤモンド単結晶から単結晶を成長させる、ダイヤモンド単結晶基板の製造方法であって、単結晶成長前に該種基板の機械的に研磨された表面を反応性イオンエッチングにより0.5 μ m以上400 μ m未満エッチング除去してから単結晶を成長させることを特徴とする、ダイヤモンド単結晶基板の製造方法。

(2) 単結晶成長前に、前記種基板の側面を50nm以上エッチング除去してから単結晶を成長させることを特徴とする、上記(1)のダイヤモンド単結晶基板の製造方法。

(3) 気相合成法により種基板であるダイヤモンド単結晶から単結晶を成長させた、ダイヤモンド単結晶基板であって、単結晶成長前に、前記種基板の機械的に研磨された表面を反応性イオンエッチングにより0.5 μ m以上400 μ m未満エッチング除去してから単結晶成長させて得られたダイヤモンド単結晶基板。

(4) 単結晶成長前に、前記種基板の側面を50nm以上エッチング除去してから単結晶を成長させて得られた、上記(3)のダイヤモンド単結晶基板。

【0008】

(5) 単結晶成長後表面の顕微ラマン分光で得られるダイヤモンド固有ラマンシフトが、歪みのないダイヤモンドの標準ラマンシフト量である1332 cm^{-1} から、0.5 cm^{-1} 以下のずれの範囲内にあることを特徴とする上記(3)、(4)のダイヤモンド単結晶基板。

(6) 常温におけるホール測定で得られた水素化表面伝導層の正孔移動度が900 $\text{cm}^2/\text{V}\cdot\text{sec}$ 以上であることを特徴とする上記(3)～(5)のダイヤモンド単結晶基板。

10

20

30

40

50

(7) ダイヤモンド単結晶を種基板上に気相合成するためのダイヤモンド単結晶種基板であって、機械的に研磨済みの表面が、反応性イオンエッチングにより $0.5\mu\text{m}$ 以上 $400\mu\text{m}$ 未満エッチング除去されたダイヤモンド単結晶種基板。

(8) 前記ダイヤモンド単結晶種基板は、反応性イオンエッチングにより側面が 50nm 以上エッチング除去された、上記(7)のダイヤモンド単結晶種基板。

【発明の効果】

【0009】

本発明のダイヤモンド単結晶基板の製造方法によれば、半導体材料、電子部品、光学部品などに利用可能な歪みがなく高品質で、大型のダイヤモンド単結晶基板を製造することができる。

10

【発明を実施するための最良の形態】

【0010】

以下、上記の本発明について説明する。

本発明者らは、種基板であるダイヤモンド単結晶上にダイヤモンド単結晶を気相成長させた際に応力が蓄積される現象を、2次元面分布の測定ができる顕微ラマン分光装置を利用して詳細に解析した。その結果、種基板にあらかじめ存在する、機械的な研磨傷が多い領域から単結晶成長した部分には、ダイヤモンドの標準的なラマンシフト量である 1332cm^{-1} から前後に数 cm^{-1} ずれた領域が存在していることを発見した。ラマンシフトは結晶格子の固有振動数に起因して生じることから、ダイヤモンド固有のシフト量からずれた領域は結晶格子が通常より狭まって、あるいは広がって歪んだ状態になっている。このことから、機械的な研磨傷が多い領域から成長した単結晶は、通常領域よりも歪みが大きいことが分かった。

20

【0011】

次に、前記種基板表面の機械的な研磨傷が多い領域を、集束イオンビームで切り出し、透過型電子顕微鏡で観察した。その結果、研磨傷が多い領域では研磨表面近傍でダイヤモンドの結晶性が乱れており、一部には非晶質層が存在した。さらに、同時に得られる電子線回折像についても前記領域ではダイヤモンド単結晶固有の格子点像だけでなく、リング状に広がった像が得られたことから、研磨加工表面には、ダイヤモンド単結晶でない非晶質、ダイヤモンド多結晶、さらには転位・欠陥等(以下、加工変質層と称す)が偏在することが分かった。加工変質層は、研磨傷の多い領域で顕著に存在することから、機械的な研磨時に生成されることが示唆された。

30

さらに、前記種基板の側面について同様の観察を行ったところ、同様の加工変質層が認められた。この種基板側面の加工変質層は、側面研磨済みの種基板だけでなく、レーザー切断で成形された種基板にも認められ、レーザー加工による加工変質層の影響も示唆された。

【0012】

本発明は上記知見に基づきなされたもので、単結晶成長前に、機械的に研磨して得られる種基板の表面を反応性イオンエッチング(Reactive ion etching: 以下、R I E)により $0.5\mu\text{m}$ 以上 $400\mu\text{m}$ 未満エッチング除去してから単結晶成長させることを特徴とする。ダイヤモンド単結晶の気相成長時における歪み生成を抑制するためには、前記加工変質層の存在しない種基板を用意すればよいが、種基板表面の加工変質層はその生成経緯に鑑み、機械的な研磨加工により取り除くことが困難である。

40

【0013】

ダイヤモンドの非機械的な加工プロセスとしては前記R I Eをはじめ、マイクロ波プラズマエッチングやE C Rプラズマエッチング、イオンビームエッチングなど様々なプロセスが公知となっている。これら非機械的な加工プロセスにおいては、R I E以外の方法では、種基板の加工速度や加工面積、さらに加工後の表面荒れやエッチング時のダメージ層の生成など、全てを同時に解決するのが困難である。R I Eでは高速でかつ平坦に、さらにダメージなく種基板の加工変質層のみを除去できる。その後、単結晶を気相成長することにより、歪みがなく高品質で、大型のダイヤモンド単結晶基板を得ることができる。

50

【0014】

本発明におけるRIEは公知の方法で実施できる。その方式には大別して、真空容器中に対向して配置した電極に高周波電源を接続する容量結合型プラズマ(CCP)を利用する方式と、真空容器を取り巻くように配置したコイルに高周波電源を接続する誘導結合型プラズマ(ICP)を利用する方式が存在し、両方式を組み合わせた方式も存在するが、本発明にはいずれの方式も利用できる。

【0015】

エッチングガスは酸素とフッ化炭素の混合ガスを用い、エッチング圧力は1.33Pa以上13.3Pa以下が望ましい。前記ガス種、圧力を用いることで、高速、かつ平坦に加工変質層のみを除去することができる。

10

【0016】

本発明における種基板のエッチング厚さは0.5μm以上400μm未満であればよいが、望ましくは5μm以上50μm以下、より好ましくは10μm以上30μm以下が適している。エッチング厚さは薄いほど加工時間が短くて済み、表面の平坦性が維持される利点がある。種基板の加工変質層の厚みは、研磨の種類や強度に依存する。その大部分は0.5μm未満であるが、局所的にはまれに10μm程度の深さまで到達する場合があります。この部分から成長した領域で半導体としての特性が劣化することがある。逆にエッチング深さが厚いとエッチング時間がかかるだけでなく、エッチングによる表面荒れが拡大する場合があります。この後の単結晶成長では、表面荒れに起因した結晶性の悪化が認められる場合があります。

20

【0017】

本発明における種基板の側面は同様のRIEで50nm以上、より好ましくは0.15μm以上エッチング除去されることが望ましく、特に側面も表面同様に機械的に研磨されている場合は0.5μm以上エッチング除去されることが望ましい。これにより、特に単結晶の厚膜成長時に横方向への拡大成長が起こった場合、側面から横成長した領域の歪みを低減することができる。側面のRIEの方法としては、種基板表面のRIEを行う際に横方向からも同時にエッチングする方法があるが、基板を立てて配置して側面のみをエッチングする方が、エッチング厚を独立して制御できるため効率的である。

【0018】

単結晶の気相成長は公知の方法で実施できるが、成長速度、成長面積、及び混入不純物などの観点から、マイクロ波プラズマCVD法が望ましい。

30

【0019】

本発明のダイヤモンド単結晶基板は、前記の方法で得られるが、種結晶表面の加工変質層は少なければ少ないほど望ましい。本発明のダイヤモンド単結晶基板を用いて、その後の気相合成法により高品質単結晶基板、あるいは100μm厚以上の単結晶基板を得るためには、エッチング後の加工変質層の面密度は1cm²あたり1ヶ所(0.01個/mm²)以下、基板に対する加工変質層の面積比は0.001%以下が求められる。この加工変質層の密度・面積は前記の透過型電子顕微鏡による観察で評価できるが、極薄い(例えば厚さ1μm以下)気相合成ダイヤモンド単結晶を成長させ、後述の顕微ラマン分光で評価してもよいし、これら以外の方法で評価してもよい。

40

【0020】

本発明による気相合成ダイヤモンド単結晶成長後の単結晶基板表面について、顕微ラマン分光装置で表面歪みを評価できる。本発明のダイヤモンド単結晶基板表面の歪みによるラマンシフトは、歪みのないダイヤモンド単結晶基板の標準的なシフト量である1332cm⁻¹から、最大でも0.5cm⁻¹以下のずれの範囲内に入っていれば、高品質の単結晶基板として利用できる。

以下に、本発明を実施例に基づき詳細に説明する。

【実施例】

【0021】

まず実施例及び比較例において基板として使用したダイヤモンド種基板について述べる

50

種基板としては高温高压合成法で製造されたダイヤモンド単結晶を用いた。基板サイズは縦横4 mm、厚さ0.5 mmの板状で主面・側面の面方位は{100}である。また、主面は機械的に研磨済みであり、側面はレーザーによる切断・成形後に重クロム酸処理を行ってカーボン層を除去済みである。表面粗さ(R_{max})は0.1 μm であった。また、2次元面分布の計測ができる顕微ラマン分光装置により、主面側のラマンシフト分布を計測した結果、歪みのないダイヤモンド単結晶のラマンシフト量である 1332 cm^{-1} (以下、「標準シフト量」と称す)から前後に 0.1 cm^{-1} 以内のずれ(以下、標準シフトからのずれ量を、「歪みシフト量」と称す)に収まることが確認された。さらに、別に用意した種基板の透過電子顕微鏡観察により、種基板の主面には図1に例示するような加工変質層が存在していることが確認された。

10

【0022】

[実施例1]

前記の種基板の主面及び側面を、公知の高周波電極間放電型(CCP)のRIEによりエッチング除去した。エッチング条件を表1に示す。

【0023】

【表1】

表1

高周波周波数	13.56 MHz
高周波電力	300 W
チャンバ内圧力	6.67 Pa
O ₂ ガス流量	10 sccm
CF ₄ ガス流量	10 sccm

20

【0024】

表1の条件により主面を5時間、さらに基板を立てた状態で全側面を30分ずつエッチングしたところ、種基板の主面は15 μm 、各側面は1.5 μm ずつエッチング除去された(図2参照)。エッチング後の表面粗さは0.1 μm でエッチング前と変化がなかった。また、別途用意した種基板に対し表1に示したと同様のエッチング条件でエッチングを施し、エッチング後の表面を透過電子顕微鏡で評価したところ、加工変質層は1ヶ所も観察されなかった。

30

次に、エッチング後の種基板上に公知のマイクロ波プラズマCVD法でダイヤモンド単結晶を気相成長させた。成長条件を表2に示す。

【0025】

【表2】

表2

マイクロ波周波数	2.45 GHz
マイクロ波電力	5 kW
チャンバ内圧力	1.33×10^4 Pa
H ₂ ガス流量	100 sccm
CH ₄ ガス流量	5 sccm
基板温度	900 °C
成長時間	20 時間

40

【0026】

表2に示した条件での成長により、種基板上に気相合成ダイヤモンド単結晶が200 μm

50

m成長した(図3参照)。成長後のダイヤモンド単結晶層を、顕微ラマン分光装置でラマンシフトを計測した結果、成長面全面にわたり歪みシフト量は 0.1 cm^{-1} 以下に収まった。さらに、半導体特性の評価として、ホール測定によって水素化表面伝導層の常温における正孔移動度を評価した結果、 $1000 \text{ cm}^2 / \text{V} \cdot \text{sec}$ と高速な値を得た。前記の評価結果を表3に示す。

表3はエッチング厚と、エッチング後の表面粗さ、加工変質層密度、単結晶成長後のラマン最大歪みシフト量、ホール測定における正孔移動度をまとめたものである。

【0027】

[比較例1]

本比較例は、種基板のエッチングを行わなかったことを除いて実施例1と同様の条件で試験を行った。エッチングを行わずに、表2に示した条件でダイヤモンド単結晶を成長させたところ、加工変質層から成長した単結晶領域で結晶の歪みが計測された(図4参照)。ラマン分光による最大歪みシフト量は 2.5 cm^{-1} 、正孔移動度は $100 \text{ cm}^2 / \text{V} \cdot \text{sec}$ で、いずれも半導体基板として使用するには不十分な値であった。

10

【0028】

[比較例2]

本比較例は、種基板主面のエッチング厚を $0.4 \mu\text{m}$ 、側面のエッチング厚を $0.04 \mu\text{m}$ としたことを除いて実施例1と同様の条件で試験を行った。エッチング後、大部分の加工変質層は除去されたが、一部の深い加工変質層がエッチングされずそのまま残った。この基板に表2に示した条件でダイヤモンド単結晶を成長させたところ、比較例1と同様に加工変質層からの成長領域で結晶の歪みが認められた。ラマン分光による最大歪みシフト量は 1.1 cm^{-1} 、正孔移動度は $220 \text{ cm}^2 / \text{V} \cdot \text{sec}$ で、比較例1よりは改善するものの、半導体基板として使用するには不十分な値であった。

20

比較例1、2についての評価結果を表3に示す。

【0029】

[実施例2]

本実施例は種基板主面のエッチング厚を $0.6 \mu\text{m}$ 、側面のエッチング厚を $0.06 \mu\text{m}$ と比較的薄くした例である。

複数の種基板を用いて実施した結果、エッチング後の加工変質層は、縦横 4 mm 角の種基板上に1ヶ所計測されるものと、計測されないものが存在した(すなわち $0 \sim 1$ 個/ 16 mm^2)。この基板に表2の条件でダイヤモンド単結晶を成長させたところ、一見結晶の歪みは認められなかったが、結晶全面のラマン分光を計測したところ、最大歪みシフト量は 0.3 cm^{-1} と、わずかな歪みが認められた。正孔移動度は $910 \text{ cm}^2 / \text{V} \cdot \text{sec}$ で、比較的高速の性能を示した。

30

【0030】

[比較例3]

本比較例は主面エッチング厚を $450 \mu\text{m}$ 、側面エッチング厚を $45 \mu\text{m}$ としたことを除いて実施例1と同様の条件で試験を行った。

エッチング後には表面が $R_{\text{max}} = 10.1 \mu\text{m}$ と若干荒れた。加工変質層は認められなかったが、その後のダイヤモンド単結晶の成長で初期表面荒れに起因する成長むらも認められた。その結果、ラマン分光の最大シフト量は 0.6 cm^{-1} 、正孔移動度は $410 \text{ cm}^2 / \text{V} \cdot \text{sec}$ で、高性能の半導体基板として使用するには不十分な値であった。

40

【0031】

【表 3】

	エッチング厚 (μm)		エッチング後		単結晶成長後	
	主面	側面	表面粗さ R_{max} (μm)	加工変質層密度 (個/ 16mm^2)	ラマン最大歪み シフト量(cm^{-1})	正孔移動度 ($\text{cm}^2/\text{V}\cdot\text{sec}$)
実施例1	15	1.5	0.1	0	0.1	1000
比較例1	0	0	0.1	20以上	2.5	100
比較例2	0.4	0.04	0.1	3	1.1	220
実施例2	0.6	0.06	0.1	0~1	0.3	910
比較例3	450	45	10.1	0	0.6	410

10

【0032】

以上のように、実施例に代表されるような方法で製造したダイヤモンド種基板、及びダイヤモンド単結晶基板は、高品質な半導体用単結晶基板として利用可能であることが示された。

【産業上の利用可能性】

20

【0033】

本発明のダイヤモンド単結晶基板の製造方法によって製造されたダイヤモンド単結晶基板は歪みがなく高品質であるため、大型のダイヤモンド単結晶基板として半導体材料、電子部品、光学部品などに利用可能である。

【図面の簡単な説明】

【0034】

【図1】本発明に使用したエッチング前のダイヤモンド単結晶種基板の概略図である。

【図2】本発明に使用した種基板のエッチング後の側面図である。

【図3】本発明で得られたダイヤモンド単結晶基板の側面図である。

【図4】比較例1で作製したダイヤモンド単結晶基板の側面図である。

30

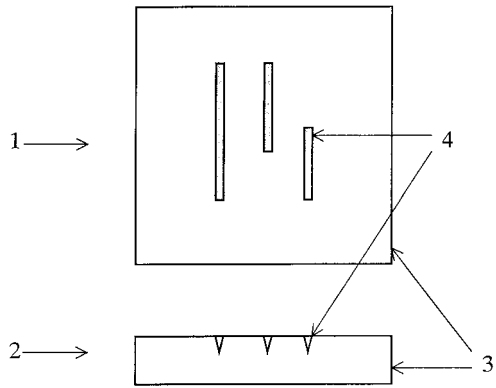
【符号の説明】

【0035】

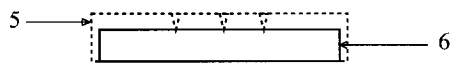
- 1 エッチング前の種基板上面
- 2 エッチング前の種基板側面
- 3 エッチング前のダイヤモンド単結晶種基板
- 4 加工変質層
- 5 エッチング除去層
- 6 エッチング後のダイヤモンド単結晶種基板
- 7 種基板から気相成長した単結晶層
- 8 加工変質層から成長した歪み領域

40

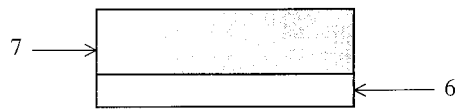
【 図 1 】



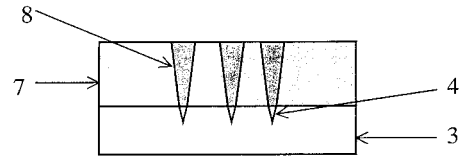
【 図 2 】



【 図 3 】



【 図 4 】



フロントページの続き

(72)発明者 山本 喜之

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 今井 貴浩

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) 4G077 AA02 AB06 BA03 DB19 ED06 EE02 HA12 TA01 TA04 TA06
5F045 AA09 AB07 AC08 AD13 AE25 AF02 HA03