

(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2012-171821

(P2012-171821A)

(43) 公開日 平成24年9月10日(2012.9.10)

(51) Int.Cl.	F I	テーマコード (参考)
C 3 0 B 29/06 (2006.01)	C 3 0 B 29/06 5 0 1 Z	4 G 0 7 2
C 3 0 B 15/08 (2006.01)	C 3 0 B 15/08	4 G 0 7 7
C 0 1 B 33/02 (2006.01)	C 0 1 B 33/02 E	

審査請求 未請求 請求項の数 7 O L (全 13 頁)

(21) 出願番号	特願2011-33944 (P2011-33944)	(71) 出願人	302006854
(22) 出願日	平成23年2月18日 (2011. 2. 18)		株式会社 S U M C O
			東京都港区芝浦一丁目2番1号
		(74) 代理人	100147485
			弁理士 杉村 憲司
		(74) 代理人	100165696
			弁理士 川原 敬祐
		(74) 代理人	100164448
			弁理士 山口 雄輔
		(72) 発明者	村上 義男
			東京都港区芝浦一丁目2番1号 株式会社
			S U M C O 内
		F ターム (参考)	4G072 AA01 BB01 BB12 GG03 GG05
			NN01 NN02 NN05 RR23 TT01
			UU02

最終頁に続く

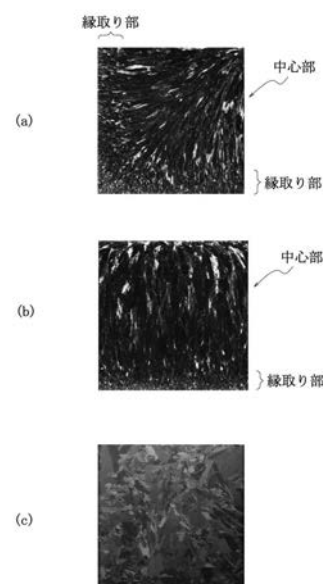
(54) 【発明の名称】 多結晶ウェーハ及びその製造方法、並びに多結晶材料の鑄造方法

(57) 【要約】

【課題】 本発明の目的は、強度の高い多結晶インゴットを得ることのできる多結晶材料の鑄造方法を提供することにある。また、本発明は、スライス工程において、低い割れの発生率で製造でき、且つ上記のセル工程、モジュール工程での割れの発生率も低い多結晶ウェーハを提供することも目的とする。

【解決手段】 本発明の多結晶材料の鑄造方法は、電磁鑄造法において、融液の冷却速度を制御することを特徴とする。また、本発明の多結晶ウェーハは、縁取り部の強度(ビッカース硬度)が中心部対比で高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】

矩形平板状の多結晶ウェーハであり、該矩形の少なくとも1辺に縁取り部を有し、該縁取り部の結晶粒径は、前記その他の部分における結晶粒径の0.05～0.5倍であることを特徴とする、多結晶ウェーハ。

【請求項2】

前記縁取り部におけるビッカース硬度(Hv)は、前記その他の部分におけるビッカース硬度(Hv)の1.2～5倍であることを特徴とする、請求項1に記載の多結晶ウェーハ。

【請求項3】

前記縁取り部における結晶粒径は、5mm以下であることを特徴とする、請求項1又は2に記載の多結晶ウェーハ。

10

【請求項4】

前記縁取り部のビッカース硬度(Hv)は、1100Hv以上であることを特徴とする、請求項1～3のいずれか一項に記載の多結晶ウェーハ。

【請求項5】

チャンバの誘導コイル内に、軸方向の少なくとも一部が周方向で複数に分割された無底の冷却モールドを配置し、前記誘導コイルによる電磁誘導加熱により、前記冷却モールド内に多結晶材料の融液を溶製し、前記融液を冷却して凝固させつつ下方へ引き抜く、多結晶材料の鑄造方法であって、

前記融液を冷却する速度は、100℃/sec以上であることを特徴とする、多結晶材料の鑄造方法。

20

【請求項6】

前記冷却速度を100℃/sec以上にすることによって、前記縁取り部の結晶粒径を5mm以下に制御することを特徴とする、請求項5に記載の多結晶材料の鑄造方法。

【請求項7】

請求項5又は6に記載の多結晶材料の鑄造方法により得られた多結晶インゴットを切断して、多結晶ブロックに分割し、該多結晶ブロックをスライスすることを特徴とする、多結晶ウェーハの製造方法。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

30

【0001】

本発明は、多結晶ウェーハ及びその製造方法、並びに多結晶材料の鑄造方法に関し、特に、強度の高い多結晶インゴットを得ることのできる多結晶材料の鑄造方法及び、該多結晶インゴットを切断してなる多結晶ブロックをスライスして製造され、セル工程やモジュール工程における割れの少ない多結晶ウェーハに関する。

【背景技術】

【0002】

現在、太陽電池の製造用の基板としては、主にシリコン結晶が用いられている。

シリコン結晶には単結晶と多結晶とがあり、単結晶シリコンを基板として用いた太陽電池は、多結晶シリコンを基板としたものと比較して、入射した光エネルギーを電気エネルギーにする変換効率が高いという特徴がある。

40

この単結晶シリコンは、無転位の高品質な結晶を製造するため、一般にチョクラルスキー法によって製造されるが、このチョクラルスキー法による製造は、コストが高くなるという問題がある。

【0003】

一方、多結晶シリコンを製造する方法としては、キャスト法が知られている(例えば特許文献1)。

キャスト法による多結晶シリコンの鑄造では、ルツボ内で原料である高純度シリコンを加熱溶解し、ボロン等のドーパントを均一添加して、ルツボの中で凝固させる。ルツボは、耐熱性及び形状安定性が求められるため、一般に石英が用いられる。

50

このキャスト法に一方向性凝固法を適用することにより、結晶粒の大きい多結晶シリコンを得ることが可能となる。

【0004】

しかし、上記キャスト法によって鑄造された多結晶シリコンは強度が低く、シリコンインゴットを切断してできたシリコンブロックをスライスして多結晶シリコンウェーハを製造するに当たり、以下の問題があった。すなわち、ウェーハスライス工程においては、主に、銅線等からなる芯線(素線)の外周面にダイヤモンド等からなる砥粒を固着させたワイヤーを用いてスライス行う固定砥粒法と、砥粒の入ったスラリーと銅線とを用いてスライスを行う遊離砥粒法とがある。ところが、上記キャスト法によって鑄造された多結晶シリコンは強度が低いため、固定砥粒法による高速のスライスでは、高確率でウェーハに割れが生じてしまい、このため、遊離砥粒法による低速のスライスを行う必要があり、スライス工程のスループットが低いという問題があった。

10

【0005】

また、上述のスライス工程において、割れが生じずに製造された多結晶ウェーハについても、ウェーハの強度が低いため、その後、太陽電池用の基板として用いる際のセル工程、モジュール工程において、割れが生じやすいという問題があった。

【0006】

特に、近年、多結晶ウェーハの厚みは薄厚化してきており、とりわけウェーハの厚さが200 μ m以下の場合に、ウェーハスライス工程や上述のセル工程、モジュール工程における割れの発生率が高くなるため、このようなウェーハの割れに対する対策の必要性が増してきている。

20

【先行技術文献】

【特許文献】

【0007】

【特許文献1】特開平6-64913号公報

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【0008】

本発明の目的は、強度の高い多結晶インゴットを得ることのできる多結晶材料の鑄造方法を提供することにある。

30

また、本発明は、スライス工程において、低い割れの発生率で製造でき、且つ上記のセル工程、モジュール工程での割れの発生率も低い多結晶ウェーハを提供することも目的とする。

【課題を解決するための手段】

【0009】

発明者らは前記課題を解決すべく、鋭意究明を重ねた。

その結果、発明者は、多結晶インゴットの縁取り部のみ、結晶粒径を小さくすることにより、縁取り部の強度を高め、これにより、多結晶ブロックのスライス時の割れの発生率を低減し、また、セル工程、モジュール工程での多結晶ウェーハの割れの発生率を低減させることができることの知見を得た。

40

発明者は、具体的には、後述の電磁鑄造法において、多結晶材料の融液の冷却速度を制御することにより、多結晶インゴットの縁取り部のみの結晶粒径を小さくすることができることを見出した。

【0010】

本発明は、上記の知見に立脚するものであり、その要旨構成は、以下の通りである。

(1) 矩形平板状の多結晶ウェーハであり、該矩形の少なくとも1辺に縁取り部を有し、該縁取り部の結晶粒径は、前記その他の部分における結晶粒径の0.05~0.5倍であることを特徴とする、多結晶ウェーハ。

【0011】

(2) 前記縁取り部におけるビッカース硬度(Hv)は、前記その他の部分におけるビッカース

50

ス硬度(Hv)の1.2~5倍であることを特徴とする、上記(1)に記載の多結晶ウェーハ。

【0012】

(3)前記縁取り部における結晶粒径は、5mm以下であることを特徴とする、上記(1)又は(2)に記載の多結晶ウェーハ。

【0013】

(4)前記縁取り部のビッカース硬度(Hv)は、1100Hv以上であることを特徴とする、上記(1)~(3)のいずれか一項に記載の多結晶ウェーハ。

【0014】

(5)チャンバの誘導コイル内に、軸方向の少なくとも一部が周方向で複数に分割された無底の冷却モールドを配置し、前記誘導コイルによる電磁誘導加熱により、前記冷却モールド内に多結晶材料の融液を溶製し、前記融液を冷却して凝固させつつ下方へ引き抜く、多結晶材料の鑄造方法であって、

前記融液を冷却する速度は、100℃/sec以上であることを特徴とする、多結晶材料の鑄造方法。

【0015】

(6)前記冷却速度を100℃/sec以上にすることによって、前記縁取り部の結晶粒径を5mm以下に制御することを特徴とする、上記(5)に記載の多結晶材料の鑄造方法。

【0016】

(7)上記(5)又は(6)に記載の多結晶材料の鑄造方法により得られた多結晶インゴットを切断して、多結晶ブロックに分割し、該多結晶ブロックをスライスすることを特徴とする、多結晶ウェーハの製造方法。

【発明の効果】

【0017】

本発明の鑄造方法によれば、縁取り部の強度の高い多結晶インゴットを得ることができる。

この多結晶インゴットを切断して得られる多結晶ブロックは、縁取り部の強度が高いため、ウェーハスライス工程での割れの発生率を低減することができる。

従って、固定砥粒法による高速のスライスが可能となり、スライス工程のスループットが向上する。

また、多結晶ブロックをスライスして得られる多結晶ウェーハの縁取り部の強度も高いため、太陽電池の製造工程であるセル工程、モジュール工程におけるウェーハの割れの発生率も低減し、太陽電池製造の歩留まりを向上させることもできる。

さらに、近年のウェーハの厚さが薄化したプロセスにおいてもスライス工程時の割れ率を低く抑えることができる。

また、本発明の多結晶ウェーハは、縁取り部のみの結晶粒径が小さく、その他の部分の結晶粒径は大きいため、太陽電池の変換効率を十分高くすることができる。

【図面の簡単な説明】

【0018】

【図1】電磁鑄造法に用いる装置の一例を示す断面図である。

【図2】(a)本発明の鑄造方法によって得られたシリコンインゴットの概略斜視図である。(b)本発明の鑄造方法によって得られたシリコンインゴットの概略上面図である。

【図3】本発明の鑄造方法によって得られたシリコンインゴットを切断して、複数のシリコンブロックに分割する様子を模式的に示した図である。

【図4】(a)(b)シリコンブロックをスライスしてシリコンウェーハを製造する様子を模式的に示した図である。

【図5】(a)(b)本発明の多結晶シリコンウェーハの写真を示す図である。(c)キャスト法によって得られた多結晶シリコンウェーハの写真を示す図である。

【発明を実施するための形態】

【0019】

図1は、電磁鑄造法に用いる電磁鑄造装置の一例を模式的に示す断面図である。

10

20

30

40

50

図1に示すように、チャンバ1は、内部の発熱から保護されるように二重壁構造の冷却容器になっており、中央部に冷却モールド2、誘導コイル3、ヒータ4が配置されている。

図示例で、冷却モールド2は、銅の水冷筒体であり、上部を除いて周方向に複数分割され、無底である。

また、図示例で、誘導コイル3は、冷却モールド2の外周側に同芯に周設されて、同軸ケーブル(図示せず)で電源に接続される。

図示例で、ヒータ4は、冷却モールド2の下方に同芯に設けられ、冷却モールド2から引き下げられるインゴット5を加熱して、インゴット5の引き下げ軸方向に所定の温度勾配を与える。

以下、多結晶材料として多結晶シリコンを例にとって本発明の鑄造方法について説明する。

【0020】

図1に示す装置を用いて、多結晶シリコンを鑄造するには、まず、冷却モールド2にシリコン材料6を装入し、次いで、誘導コイル3に交流電流を流す。

冷却モールド2は、周方向に分割され、各素片は互いに電氣的に分離されているため、各素片内で電流ループを形成し、該電流が冷却モールド2内に磁界を発生する。

これにより、電磁誘導加熱によってシリコン材料が溶解され、シリコン融液7が溶製される。

【0021】

ここで、冷却モールド2内のシリコン材料は、冷却モールド2の内壁がつくる磁界と溶融シリコン表面の電流との電磁氣的相互作用によって、冷却モールド2の径方向内側への力を受けるため、冷却モールド2とは非接触の状態で溶解されることとなり、冷却モールドからの不純物汚染が防止され、またインゴット5の下方への引き下げが容易となる。

【0022】

ここで、溶融シリコンを凝固させるに当たっては、溶融シリコンとインゴットを下部で保持する引き下げ装置8を下方へ移動させる。誘導コイル3の下端から離間するにつれ、誘導磁界が小さくなり、発熱量及び上記の径方向内側への力が小さくなり、冷却モールド2による冷却効果によって、溶融シリコン7が外周側から凝固していき、これを下方へ引き抜いていく。

引き下げ装置の下方への移動に合わせて、冷却モールド2へシリコン材料を連続的に追加装入して、シリコン材料6の溶解及び凝固を継続していくことにより、多結晶シリコンの連続鑄造が可能となる。

なお、多結晶シリコンウェーハの導電性は、ドーパントを添加したシリコン材料6を装入することによって、制御することができる。

p型多結晶シリコンウェーハの鑄造には、ドーパントとしてボロン、ガリウム、アルミニウムなどの溶融原料を用い、n型多結晶シリコンウェーハの鑄造には、ドーパントとしてリン、砒素、アンチモンなど溶融原料を用いることができる。

【0023】

ここで、本発明の鑄造方法においては、上記の多結晶材料(多結晶シリコン)を凝固させるに当たり、多結晶材料(多結晶シリコン)の融液の冷却速度を $100^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ 以上とすることが肝要である。

また、冷却速度とは、シリコン融液が固化するまでの間における、単位時間当たりの温度変化の平均値($^{\circ}\text{C}/\text{sec}$)を意味する。

【0024】

具体的には、熱伝導の良好な銅を用いた水冷モールドを使用し、冷却水の温度を 30°C 以下とすることによって、上記の冷却速度を達成することができる。

なお、冷却速度は、 $500^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ 以下とすることが好ましい。

【0025】

これにより、外周部は水冷された銅モールドによる急冷効果のため、図2(a)(b)に示すように、縁取り部10の結晶粒径が 5mm 以下であるシリコンインゴット9を製造することがで

10

20

30

40

50

きる。

このとき、シリコンインゴット9の中心部11の結晶粒径は、10～20mm程度であり、縁取り部10における結晶粒径は、中心部11における結晶粒径の0.05～0.5倍である。

ここで、粒径とは、縁取り部10又は中心部11それぞれの部分の全域における粒子の径の大きさの平均をいい、粒子単体の径は、粒の最長の方向の長さで定義するものとする。

また、結晶粒径の測定は、光学顕微鏡で観察することによって行うことができる。

なお、中心部11の結晶粒は放射状の規則正しい形状をなしている。

【0026】

また、縁取り部10とは、図2(a)(b)に示すように、直方体のシリコンインゴット9の、鑄造方向に垂直な矩形(正方形又は長方形)の面又は断面において、4辺夫々から矩形の断面の径方向の内側に、5mm～5cmの幅をもつ部分である。

ここでいう、径方向とは、図2(b)に示すように、矩形の面の各辺の法線方向をいい、各辺に対し、矩形の面の中心位置0(矩形の2つの対角線の交点の位置)側が内側である。

また、中心部11とは、図2(a)(b)に示すように、直方体のシリコンインゴットの、鑄造方向に垂直な矩形(正方形又は長方形)の面又は断面における上記の中心位置0を含む部分であり、上記の縁取り部10より中心0側の部分である。

なお、直方体、矩形(正方形、長方形)とは、数学的に厳密なものではなく、製造上の誤差を有する形状を含むものとする。

【0027】

上述の通り、本発明の鑄造方法によって得られるシリコンインゴット9は、縁取り部10の結晶粒径は中心部11対比で小さい。このため、該シリコンインゴット9は、縁取り部10の強度が中心部10対比で高くなる。

ここで、強度を示す指標として、ビッカース硬度(Hv)を用いる。ビッカース硬度は、ビッカース硬度計(株式会社ミットヨ製：微小硬度計MVK-G3)を用い、荷重9.8Nとし、JIS Z 2244(2009年)に基づいて求めたものである。

本発明の鑄造方法によって得られるシリコンインゴット9は、縁取り部10のビッカース硬度(Hv)が中心部11のビッカース硬度(Hv)の1.2～5倍である。

【0028】

次に、図3に示すように、シリコンインゴット9を切断することにより、複数の直方体のシリコンブロック12を製造することができる。

このシリコンブロック12は、図3に示すように、上記シリコンインゴット9の縁取り部10と中心部11とからなる。すなわち、シリコンブロック12は、鑄造方向(インゴットを鑄造した方向)に垂直な面又は断面が、外周のうちの1辺から又は隣接する2辺の夫々から、矩形の面の径方向内側に、5mm～5cmの幅をもつ縁取り部10と、縁取り部以外の部分であり、縁取り部より矩形の面の中心側にある、中心部11とからなる。

シリコンブロック12は、上記シリコンインゴット9を分割したものであるから、シリコンインゴット9と同様に、縁取り部10のビッカース硬度は、中心部11のビッカース硬度より1.2～5倍大きい。

【0029】

次に、図4(a)(b)は、シリコンブロック12を、断面が鑄造方向に垂直となるようにスライスしてシリコンウェーハ13を製造する様子を模式的に示す図である。

上述のように、本発明によって得られたシリコンブロック12の縁取り部10を、スライスを開始する位置とすることにより、この縁取り部10の強度が高いため、上述の固定砥粒法による高速のスライスでもスライス時のウェーハの割れの発生を低減させることができ、又は、ウェーハの厚みを薄くしてスライスしてもスライス時のウェーハの割れの発生を低減させることができる。

【0030】

ここで、図4(a)(b)に示すように、多結晶ウェーハ13は、矩形平板状である。

図4(a)(b)に示すように、本発明の多結晶ウェーハ13は、上記シリコンインゴット9の縁取り部10と中心部11とからなる。すなわち、本発明の多結晶ウェーハ13は、外周のうちの

1辺から又は隣接する2辺の夫々から、矩形のウェーハの径方向内側に、5mm～5cmの幅をもつ縁取り部10と、縁取り部10以外の部分であって、縁取り部10より矩形の中心側にある中心部11とからなる。

ここで、ウェーハの径方向とは、鑄造方向(インゴット9を鑄造した方向)に垂直な矩形の面又は断面において、矩形の面又は断面の各辺の法線方向をいい、各辺に対し、当該矩形の面の中心位置(矩形の2つの対角線の交点の位置)側が内側である。

シリコンウェーハ13は、シリコンブロック12を鑄造方向に垂直にスライスして製造されるものであるため、シリコンインゴット9及びシリコンブロック12と同様に、縁取り部10の結晶粒径は、中心部11の結晶粒径の0.05～0.5倍である。具体的にはシリコンウェーハ13の縁取り部10の結晶粒径は5mm以下である。

また、シリコンウェーハ13の縁取り部10のビッカース硬度(Hv)は、中心部11のビッカース硬度(Hv)の1.2～5倍である。具体的には縁取り部10のビッカース硬度(Hv)は、1100(Hv)以上である。

なお、図5(a)(b)に多結晶シリコンウェーハの上面の写真を示すように、図5(a)に示す例では、中心部11は放射状の規則正しい結晶粒を有しており、図5(b)に示す例では、中心部11は、直線状の規則正しい結晶粒を有している。

【0031】

上記のように、本発明の多結晶ウェーハは、縁取り部の強度が高いため、太陽電池の製造工程における割れの発生率も低い。

また、中心部11は結晶粒径が大きいいため、本発明の多結晶ウェーハは、図5(c)に示す、キャスト法によって製造したシリコンウェーハと同等に太陽電池の変換効率が高い。

【実施例】

【0032】

本発明の効果を確かめるため、図1に示す鑄造装置を用い、上述の鑄造方法によって断面が350mm×500mmの矩形の形状の多結晶シリコンインゴットを製造し、該インゴットから多数の多結晶シリコンブロックを製造した。

ここで、多結晶シリコンは、発明例1、2として、熱伝導の良好な銅を用いた水冷モールドを使用し、冷却水の温度29℃とすることによって、上述の冷却速度を150℃/secとして鑄造を行った。

鑄造されたシリコンインゴットをシリコンブロックに分割したとき、図5(a)に示す断面を有するシリコンブロックを発明例1とし、図5(b)に示す断面を有するシリコンブロックを発明例2とした。

また、比較例1として、熱伝導の良好な銅を用いた水冷モールドを使用し、冷却水の温度を80℃とすることにより、上述の冷却速度を20℃/secとして鑄造を行い、正方形の隣接する2辺の縁取り部の結晶粒径が中心部よりやや小さい多結晶シリコンウェーハを製造した。

さらに、比較例2としてキャスト法による従来の方法で製造した多結晶シリコンインゴットを切断した多結晶シリコンブロックを用意した。

【0033】

まず、ウェーハスライス工程における割れの発生率を評価するため、発明例1、2及び、比較例1、2にかかる多結晶シリコンブロックをそれぞれ10個製造し、この多結晶シリコンブロックをスライスして多結晶シリコンウェーハを500枚製造し、割れが発生する確率を評価した。

スライスは、固定砥粒法で行い、平均粒径が20μmのダイヤモンドを砥粒として固着させたワイヤーを使用した。なお、ウェーハの縁取り部がスライスの開始口となるようににした。

まず、厚さ200μmの多結晶シリコンウェーハに切断する場合について、スライスの速度を0.2～1.0mm/sの範囲で変化させて行った(表1)。

次に、スライスの速度を0.6mm/sとして、製造するウェーハの厚さを100～200μmの範囲で変えて割れの発生率を評価した(表2)。

10

20

30

40

50

評価結果をそれぞれ表1、2にまとめている。

【0034】

【表1】

割れ率	切断スピード(mm/s)				
	0.2	0.4	0.6	0.8	1.0
発明例1(%)	0.20	0.30	0.33	0.50	0.89
発明例2(%)	0.23	0.32	0.35	0.56	0.98
比較例1(%)	4.1	2.9	3.8	5.7	4.6
比較例2(%)	3.9	4.1	4.8	5.5	6.3

10

【0035】

【表2】

割れ率	ウェーハ厚み(μm)				
	100	130	160	180	200
発明例1(%)	2.20	1.25	0.52	0.50	0.33
発明例2(%)	2.30	1.28	0.59	0.52	0.35
比較例1(%)	8.9	5.9	5.5	4.9	3.8
比較例2(%)	9.9	6.3	5.6	5.5	4.8

20

【0036】

次に、発明例1、2及び比較例1、2にかかる各10枚のウェーハの強度を測定する試験を行った。強度は、ウェーハの縁取り部と中心部とのそれぞれの強度を、上述のビッカース硬度(JIS Z 2244：2009年)により評価した。

30

また、発明例1、2及び比較例1、2にかかる各10枚のウェーハの縁取り部と中心部とのそれぞれの結晶粒径を上述の測定方法によって評価した。

表3に10枚のウェーハのビッカース硬度(Hv)の平均値及び、結晶粒径の平均値を示す。

【0037】

【表3】

	ビッカース硬度(Hv)		結晶粒径(mm)	
	縁取り部	中心部	縁取り部	中心部
発明例1	1300	1010	3.5	15.2
発明例2	1410	995	2.9	16.4
比較例1	980	975	24.5	29.5
比較例2	1010	1000	16.8	19.6

40

【0038】

次に、上記の発明例1、2及び比較例1、2にかかる各500枚のウェーハを用いて、太陽電

50

池を製造した際の、セル工程又はモジュール工程でのウェーハの割れの発生率を評価した。

評価結果を表4に示す。

【0039】

【表4】

	割れ発生率(%)
発明例 1	0.2
発明例 2	0.3
比較例 1	1.5
比較例 2	2.0

10

【0040】

20

次に、発明例1、2、及び、比較例1、2にかかるウェーハ500枚を用いて製造した太陽電池の変換効率を評価した。

ここで、太陽電池の変換効率は、太陽電池のセル単位面積当たり照射した光エネルギーE1とセル単位面積当たりから取り出される変換後の電気エネルギーE2との比 $(E2/E1) \times 100(\%)$ で定義される。

表5に評価結果を示す。

【0041】

【表5】

	変換効率(%)
発明例 1	16.1
発明例 2	16.2
比較例 1	16.0
比較例 2	16.1

30

40

【0042】

表1、2に示すように、発明例1、2にかかるシリコンブロックは、高速でスライスしても割れの発生率を低く抑えることができ、また、200 μm 以下の厚さのウェーハにスライスする場合でも割れの発生率を低く抑えることができる。

また、表3に示すように、発明例1、2にかかる多結晶シリコンウェーハは、縁取り部のみビッカース硬度が高く、中心部対比で1.2~5倍であることがわかる。このため、発明例1、2にかかる多結晶シリコンウェーハは、強度が高いことがわかる。

さらに、発明例1、2にかかる多結晶ウェーハは強度が高いため、表4に示すように、太

50

陽電池製造時のセル工程、モジュール工程でのウェーハの割れの発生率も低いことがわかる。

さらにまた、発明例1、2にかかるウェーハは縁取り部のみ強度が高く、中心部の強度は低い。すなわち、縁取り部のみ結晶粒径が小さく、中心部の結晶粒径は小さいため、表5に示すように、発明例1、2にかかるウェーハを用いて製造した太陽電池の変換効率は、比較例にかかるウェーハを用いて製造した太陽電池の変換効率と同等である。

【符号の説明】

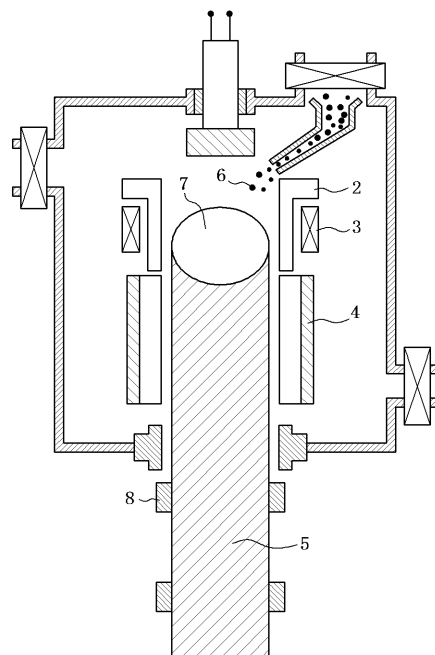
【0043】

- 1 チャンバ
- 2 冷却モールド
- 3 誘導コイル
- 4 ヒータ
- 5 インゴット
- 6 シリコン材料
- 7 溶融シリコン
- 8 引き下げ装置
- 9 インゴット
- 10 縁取り部
- 11 中心部
- 12 多結晶ブロック
- 13 多結晶ウェーハ

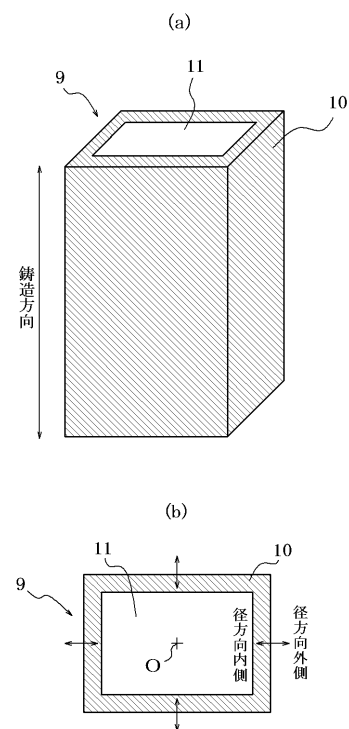
10

20

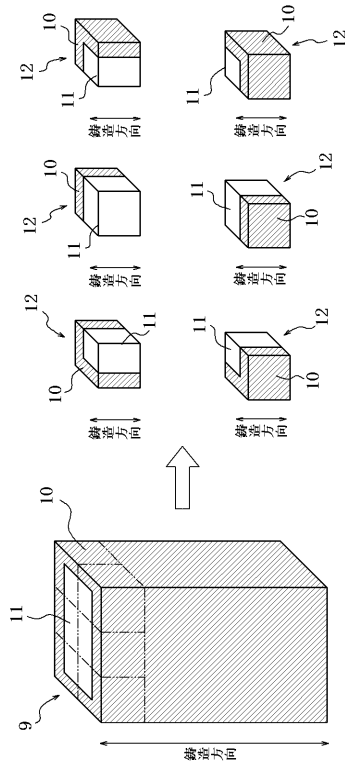
【図1】



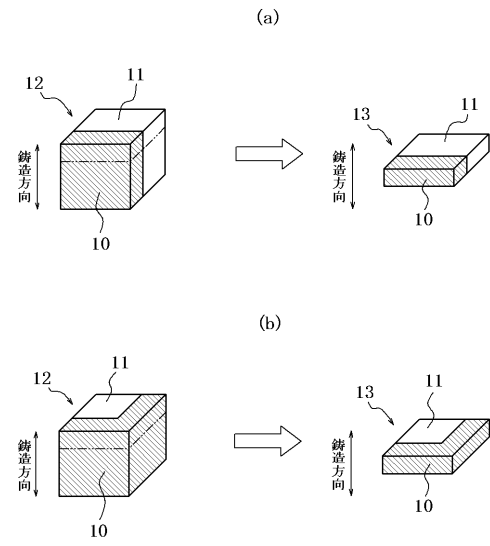
【図2】



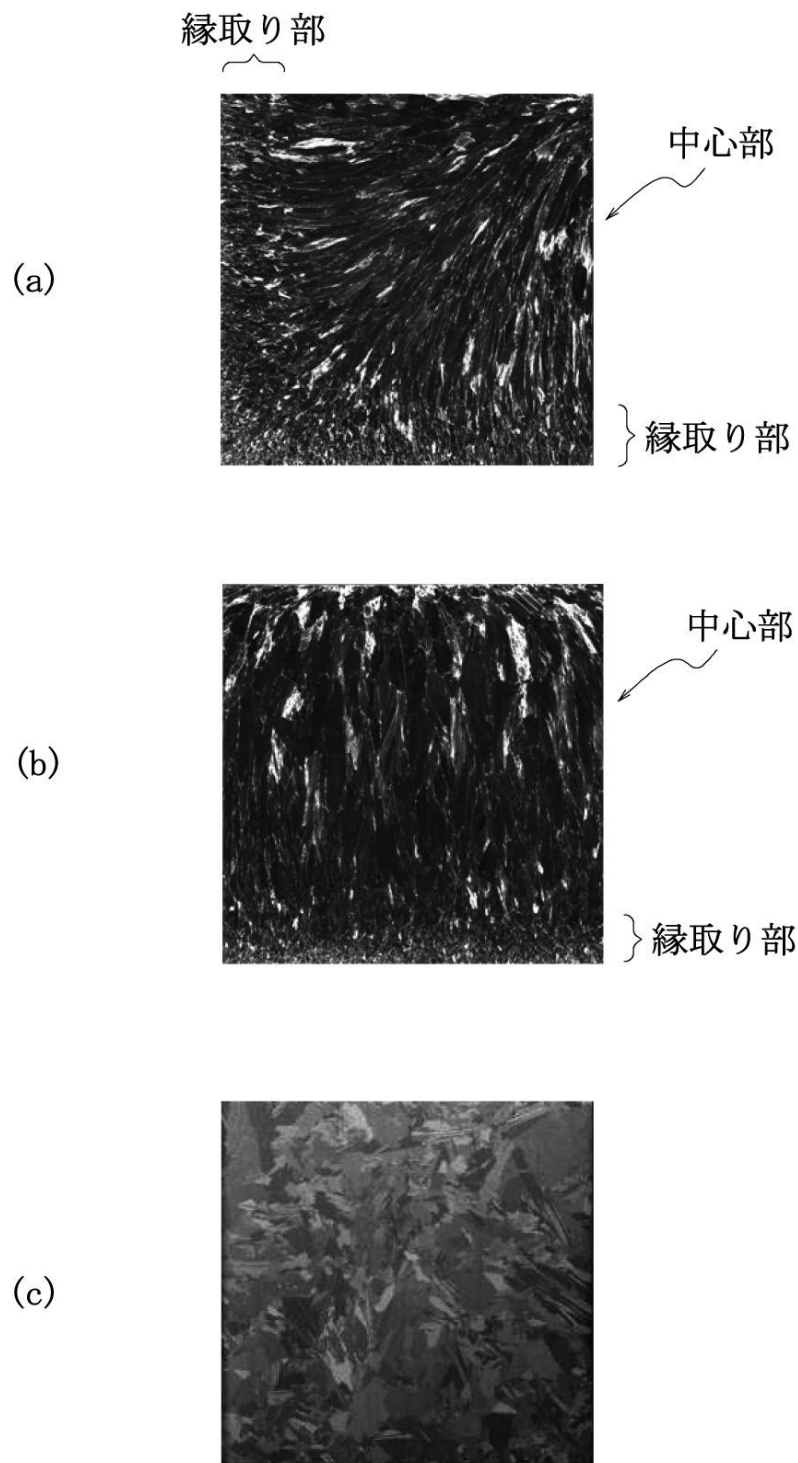
【図 3】



【図 4】



【図 5】



フロントページの続き

Fターム(参考) 4G077 AA02 AB03 AB09 AB10 BA04 CF01 EA01 EG18 EG20 EH07
FG13 HA01 HA05 HA12 PA10 PC02 PD02 PE04