

高効率多結晶シリコン太陽電池の開発

Development of Highly Efficient Polycrystalline Silicon Solar Cells

多結晶シリコン太陽電池のシリコン基板には結晶粒界や粒内欠陥が存在し、これが太陽電池の光電変換効率を単結晶に比べて低くする原因の一つになっている。効率を制限しているこれらの要因を明らかにし、新しいパッシベーション技術による結晶粒界の不活性化や埋め込み印刷電極の開発などにより、15%を超えるレベルの光電変換効率を得た。

松熊 邦浩* *Kunihiro Matsukuma*
 八木 秀幸** *Hideyuki Yagi*
 穀内 滋** *Shigeru Kokunai*
 中谷 光雄*** *Mitsuo Nakatani*
 西野 入一雄**** *Kazuo Nishinoiri*

1 緒 言

多結晶シリコン太陽電池はSOG(Solar Grade:太陽電池級)シリコンを原料として、キャスト基板やリボン基板の形で製造できるので、経済性からみて実用化の期待が大きく、「サンシャイン計画」の中で、アモルファス(非晶質)シリコン太陽電池とともに多結晶シリコン太陽電池の開発研究が強力に進められている。

日立製作所は「サンシャイン計画」の下で、多結晶シリコン太陽電池の量産化技術、光電変換効率の高効率化技術について研究を行っている。

量産化技術については、昭和55年、SOGシリコン原料工程から、基板工程、素子工程、パネル組立工程まで一貫したSOG多結晶シリコン太陽電池の500 kW/年級連続生産技術の開発が着手され、昭和58年度から、これら全工程を通した運転研究が開始された。素子工程(乾式PN接合工程)では、基板工程で実験製作された大口径キャスト(鋳物)および広幅リボン(帯)多結晶シリコン基板を用いて、イオン打ち込み法によるpn接合形成、ファイヤースルー(焼成-貫通)法による反射防止膜・電極形成など^{1),2)}の連続生産方式によって太陽電池素子の実験製作を行った。

高効率化技術に関しては、多結晶シリコン基板には結晶粒界や粒内欠陥が存在し、光電変換効率を低下させる原因の一つになっていることが知られており、まず、SOG多結晶シリコン基板中の酸素濃度、結晶粒径、粒内欠陥密度などの基板品質と素子特性との相関関係を調べた³⁾。この結果は基板製造工程にフィードバックされ、基板品質の改善に寄与した^{4),5)}。次に、光電変換効率の高効率化を目的として、結晶粒界の効果を考慮した素子特性の計算機シミュレーション予測⁶⁾、結晶粒界や粒内欠陥の水素パッシベーション(不活性化)⁷⁾、およびスクリーン印刷法による低抵抗の埋め込み電極形成⁸⁾などの開

発を行い、15%を超える光電変換効率を持つ多結晶シリコン太陽電池を開発した。

本稿では、主として多結晶シリコン太陽電池の光電変換効率を制限する要因について解析実験を行った結果を述べ、合わせて高効率化の検討結果の概要について述べる。

2 実験方法

太陽電池素子の製作に用いた多結晶シリコン基板はSOGシリコンによるキャスト基板とリボン基板であり、いずれも大きさが一辺94 mmの角形、厚さが0.4~0.5 mm、比抵抗が ρ 形0.5~1.5 Ω cm、少数キャリアライフタイムが2 μ s以上を目標に作られたものである。

製作した太陽電池素子の構造を図1に、また素子製作プロセスを図2に示す。本プロセスは素子の連続生産を可能にするため開発されたもので、生産性および素子の高効率化の点で有利な低温度熱処理法を取り入れている。素子の製作は基板の表面にP(リン)イオンを打ち込み、裏面にAl(アルミニウム)ペーストをスクリーン印刷し乾燥した後、窒素雰囲気中の連続炉で焼成した。次に、表面にTi-Sn(チタンとスズ)の金属錯体液を回転塗布して乾燥した後、この上にAg(銀)ペーストをスクリーン印刷し、窒素雰囲気中の連続炉で焼成した。次に、表裏のAg電極上にディップ法によりはんだ層を形成した。図3に示す素子の製造設備は、前記プロセスに見合って、素子の連続生産ができるように構成している。なお、前記のP(リン)イオン打ち込みのほか POCl_3 (オキシ塩化リン)拡散法についても検討した。

素子特性の測定はソーラーシミュレータを用い、基準として、財団法人機械電子検定協会AM1.5全天日射光の条件で較正されたレファレンス太陽電池を用いた。少数キャリアラ

* 日立製作所 日立工場 工学博士 ** 日立製作所 日立工場 *** 日立製作所 生産技術研究所 **** 日立製作所 エネルギー開発推進本部

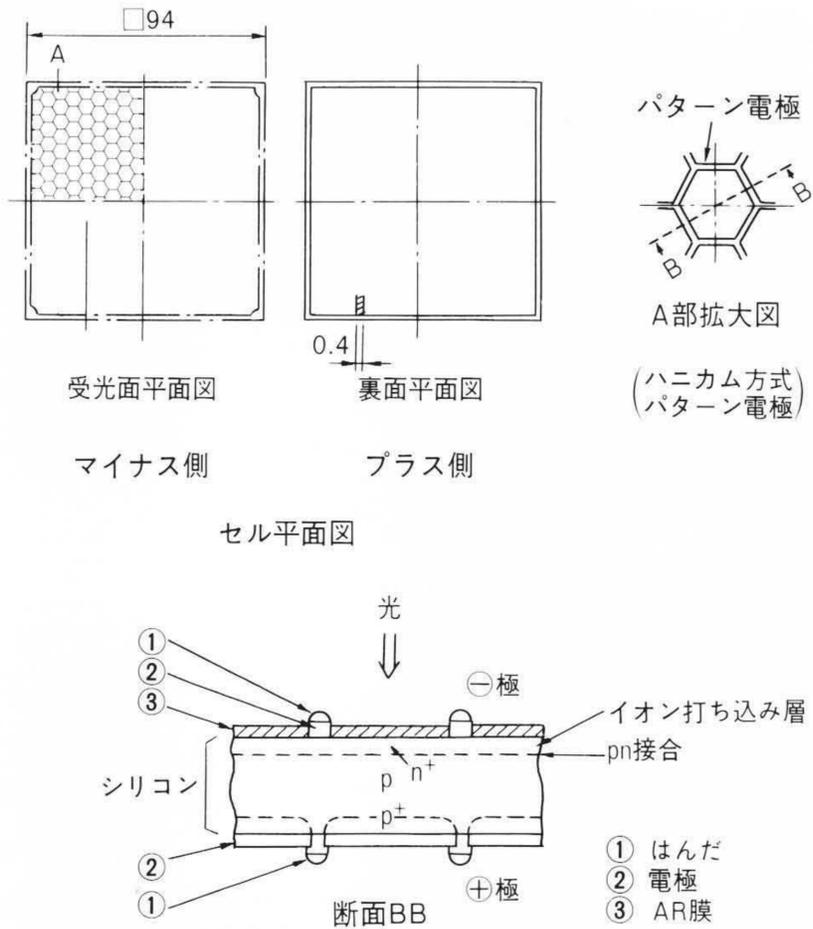


図1 太陽電池素子構造 AR(Anti-Reflection: 反射防止)膜を透過した太陽光はシリコン部で正孔と電子を発生させ、それぞれプラス電極、マイナス電極に集電され電力を発生する。

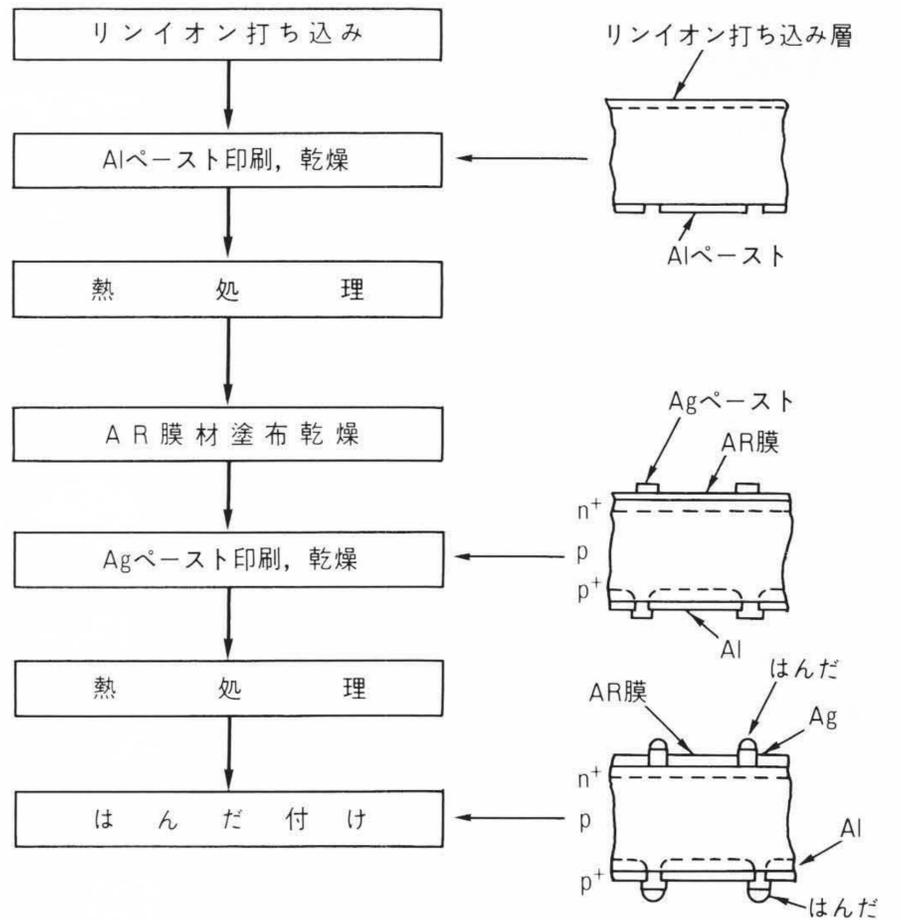


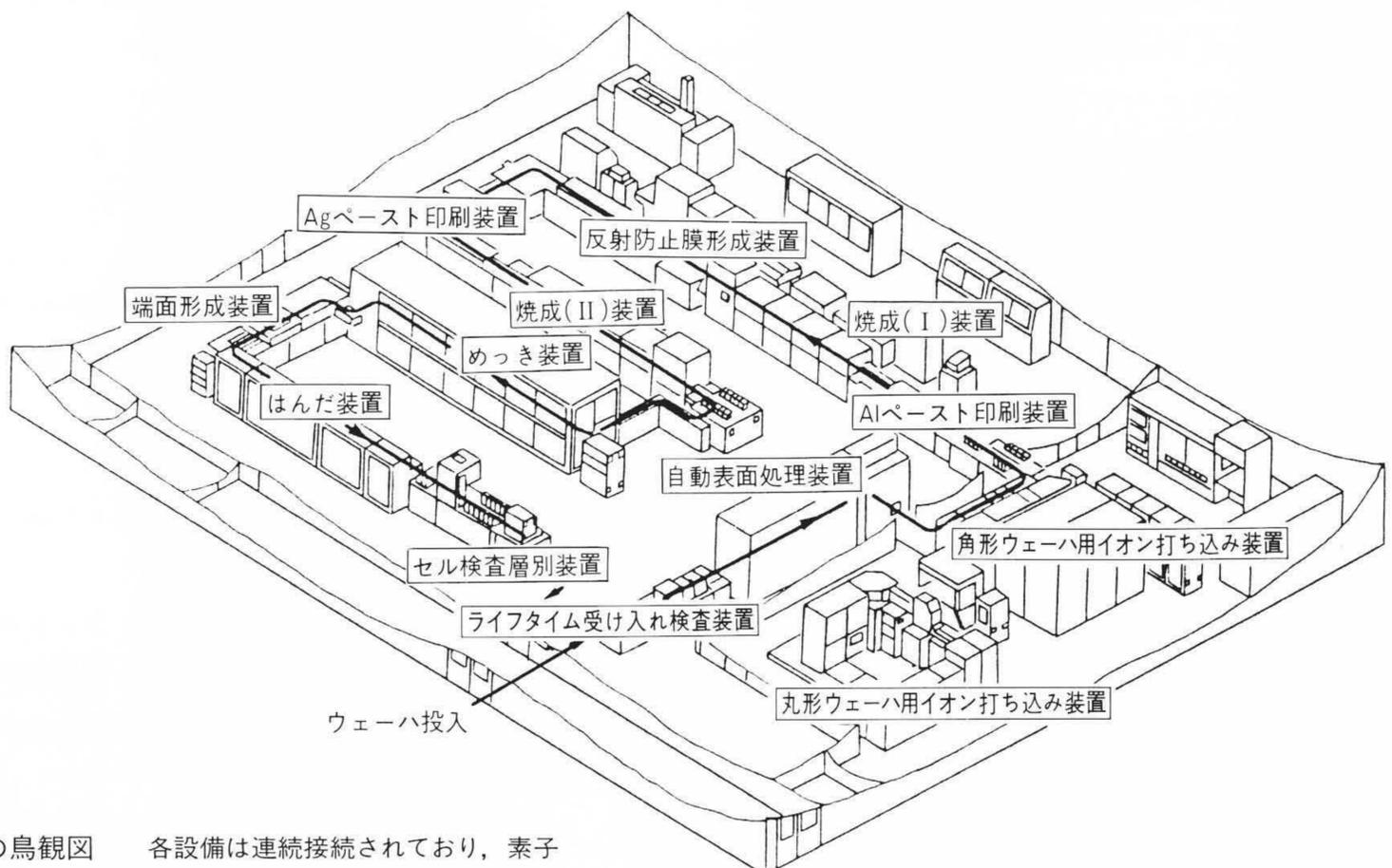
図2 太陽電池素子製作プロセス 熱処理が2回だけでよく、スクリーン印刷法で電極が形成できるようになったことなど、プロセスが大幅に簡素化されたので連続自動生産が可能となった。

イフタイムの測定は、レーザーダイオード・マイクロ波法で行った。少数キャリア拡散長の測定は、分光感度特性評価装置を用い計算解析法で、また、MBIC(Monochromatic-light Beam Induced Current: 分光ビーム誘起電流)評価は電子技術総合研究所で開発された装置⁹⁾を用いて行った。酸素濃度および炭素濃度の測定はFTIR(Fourier Transform Infra-Red absorption spectrum: フーリエ変換赤外吸収分光)法で行った。

3 実験結果

3.1 SOGキャスト素子特性

SOGキャスト基板を約1万5,000枚用いて素子の製作実験を行った。得られた素子の変換効率分布を図4(a)に示す。ばらつきが大きく、平均値は7.7%である。また、基板ロットの素子特性分布のうち、短絡電流分布については二つのピークを



注: →は、工程を示す。

図3 素子製造設備の鳥観図 各設備は連続接続されており、素子の連続自動生産が可能となっている。

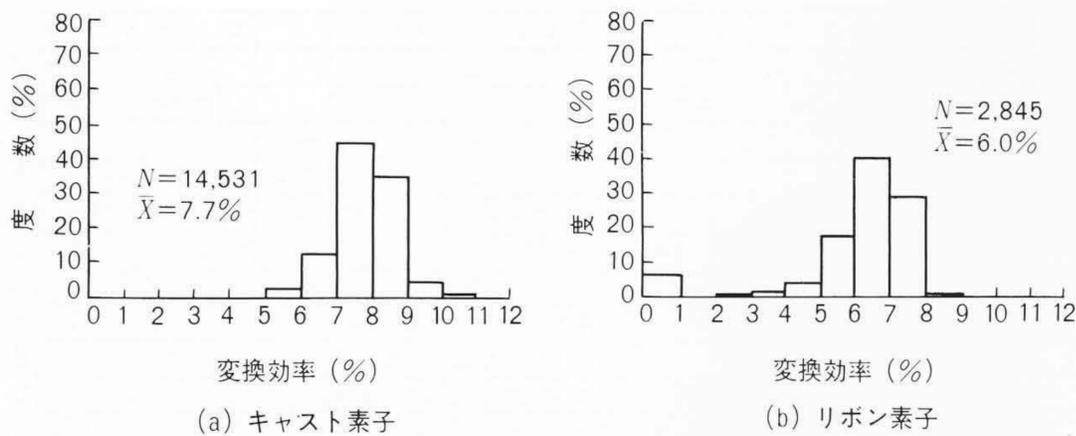


図4 キャスト素子(a)およびリボン素子(b)の変換効率分布 共にばらつきが大きく、平均値も低い。キャスト素子の短絡電流分布については二つのピークを持つ特徴がみられ、リボン素子については、基板にSiC突起がみられた。

持つ特徴がみられ、この原因は基板品質にあるものと予想された。

3.2 SOGリボン素子特性

SOGリボン基板を約3,000枚用いて、素子の製作実験を行った。得られた素子の変換効率分布を図4(b)に示す。素子特性が出ないものが8%あるなど、ばらつきが大きく平均値は6.0%である。また、基板にSiCから成る突起があり、これに原因があるものと予想された。

3.3 キャスト基板品質と素子特性との関連性

素子製作実験結果からキャストおよびリボン基板ともに基板品質に問題があると予想されたことから、この要因を明らかにするため、それぞれについて基板品質と素子特性との関連性の検討を行った。

まず、キャストインゴット(鋳塊：直径300 mm、高さ250 mmの円柱)内の基板切り出し位置による素子特性の分布を調べた。キャストインゴットの上部から下部方向へ、切り出した基板の25枚ごとを1小ロットとして順次番号を付け、素子製作後の素子特性について調べた。結果を図5に示す。短絡電流分布および変換効率がNo. 6以降大きく低下する傾向がみられる。前述の製作実験で、素子の短絡電流が二つのピークを持った原因と考えられる。

基板品質の低下の原因として、金属、酸素、炭素などの不純物混入や、結晶粒界、粒内微小欠陥の存在が考えられる。まず、基板中の酸素、炭素濃度と素子特性との関係を調べた。得られたインゴット内基板位置と酸素濃度、炭素濃度との関係を図6(a)に示す。同図から炭素濃度は関連性がみられないが、酸素濃度については明確な関連性がみられる。この結果を整理して酸素濃度と素子の短絡電流との関係を同図(b)に示す。CZ(CZochralski：引き上げ方式)単結晶基板でも基板中の酸素が熱処理との関連で微小欠陥を発生させ、素子特性を低下させることが知られている¹⁰⁾。また、西ドイツWacker社のSILSO(商品名)キャスト基板でもほぼ同様の結果が報告されている¹¹⁾。キャストインゴット製作時に取り込まれた酸素は、インゴット製作時の熱処理や素子製作時の熱処理で、結晶粒

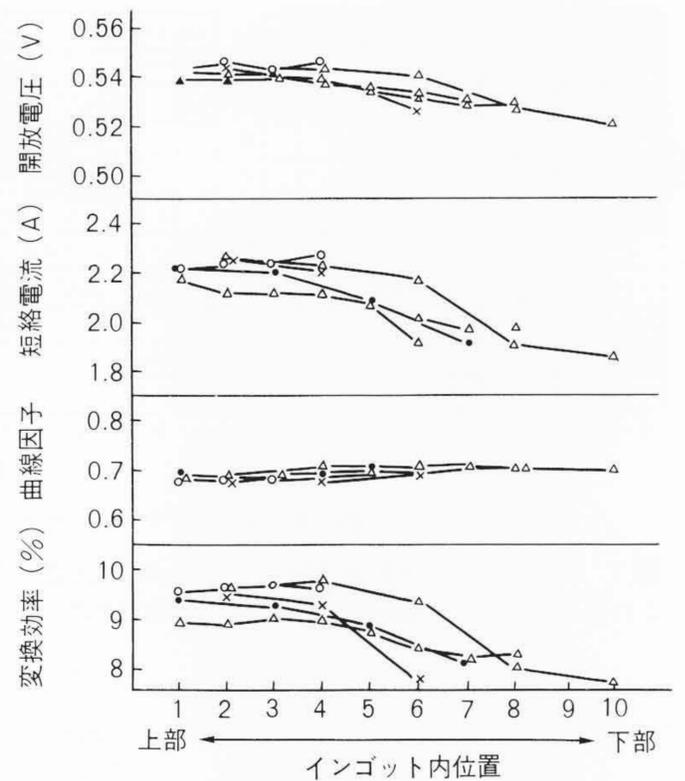
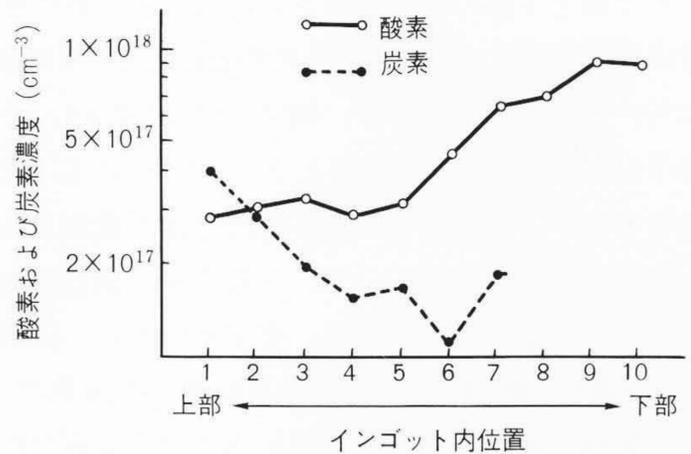


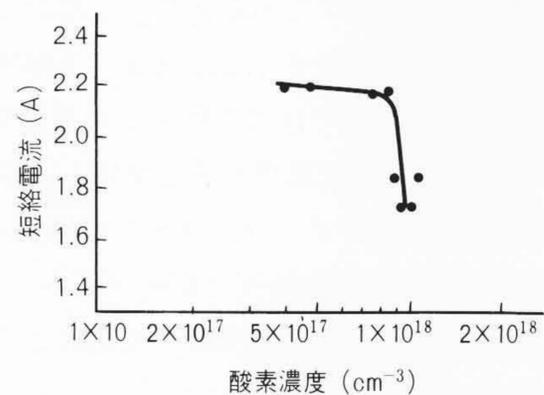
図5 キャスト基板位置と素子特性との関係 キャストインゴットから切り出される基板の位置で素子特性に差があり、インゴット下部で特性が低い。

界や粒内微小欠陥部に析出し、この部分の再結合速度を増加させ、実効少数キャリア拡散長を減らす^{12),13)}。同図(b)からみると、基板中酸素濃度は $7.5 \times 10^{17} \text{ cm}^{-3}$ 以下にする必要があると考えられる。

次に、結晶粒界、粒内微小欠陥と素子特性との関連性を調



(a) 基板位置と酸素、炭素濃度の関係



(b) 酸素濃度と短絡電流の関係

図6 キャスト基板位置と酸素、炭素濃度(a)および酸素濃度と素子特性(b)の関係 インゴット内の基板位置で酸素濃度に差がみられ、素子特性を低下させない酸素濃度は $7.5 \times 10^{17} \text{ cm}^{-3}$ 以下である。

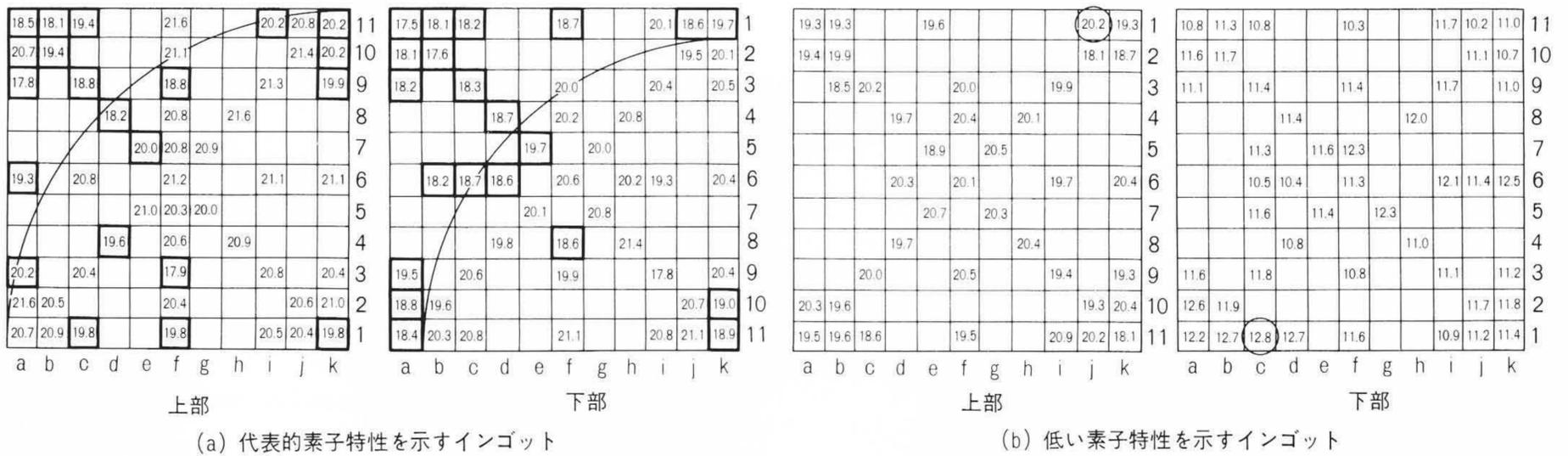


図7 インゴット(a)およびインゴット(b)の上部, 下部の小面積素子の短絡電流密度分布 基板の一隅が悪く, 下部ほどその割合が大きい。これはインゴットの周辺の品質が低いと推定され, また下部には全体的に非常に悪い特性を示すものがみられる。

べた。キャストインゴット上部および下部の基板に121分割の小さな素子(5 mm角)を作り, 各素子特性と結晶粒界, 粒内微小欠陥との関係を調べた。各素子の短絡電流密度分布を図7に示す。同図(a)のインゴットロットについては, 短絡電流密度の低い素子が隅の特定部分(図中□印)に集まる傾向がみられる。素子製作で, 大口径($\phi 300$ mm)丸形インゴットから94 mm角の角柱が4部分切り出されることから, この特定部をインゴットの外周部に近い部分と考えれば, 外周部の品質は内部よりも低く, かつ下部ほどその割合が増加していると推定される¹⁴⁾。同図(b)のインゴットロットでは, 下部基板の素子の短絡電流密度は, 上部と比較して非常に小さい。このロットの上部と下部の素子の中から代表的素子特性を示す素子を選び(図中○印), まず, 結晶粒界と対応させたMBIC分布を調べた。結果を図8に示す。同図(a)および(b)は, それぞれ上部素子および下部素子の表面とラインスキャンによるMBIC出力分布を示す。上部素子のMBIC出力は不規則状粒界¹⁵⁾で大きな低下を示している。一方, 下部素子のMBIC出力は低く, かつ粒界に関係なく低下し, 変化が大きい。同図(c)は上部素子のA部分の粒界の形状(直線状粒界, 不規則状粒界)と対応したMBICマップを示す。MBIC出力は不規則状粒界に対応して大きな低下を示している。ここで, 素子特性に影響を与える粒界は不規則状粒界だけであるとし, 上部および下部素子の粒径を計測した。上部素子では180 μm , 下部素子では450 μm であり, 結晶粒径だけではこの特性の差を説明できないことがわかった。次に, 分光感度特性を測定し, 少数キャリア拡散長を計算解析法で求めた。上部素子では60 μm , 下部素子では5 μm であり, 短絡電流密度と相関がある。

以上のことから, 下部素子では粒内微小欠陥により特性が低下しているものと考えられた。そこで, これらの素子をSeccoエッチング(微小欠陥観察のためのエッチングの一種)¹⁶⁾して, 粒内の微小欠陥を観察した。下部素子のSeccoエッチング後の顕微鏡写真を同図(d)に示す。ループ状のエッチピット

(小傾角粒界と呼ばれる。同図中矢印)がみられる。同図の(b)と(d)を比較すると, このループ状小傾角粒界と前述のMBIC出力の低下との対応はないことがわかる。これは小傾角粒界が柱状になっていないためと考えられる。なお, 上部素子にはこの小傾角粒界はみられなかった。以上のことから, 下部の素子では小傾角粒界のような粒内微小欠陥が存在し, 素子特性を低下させているものと考えられる。

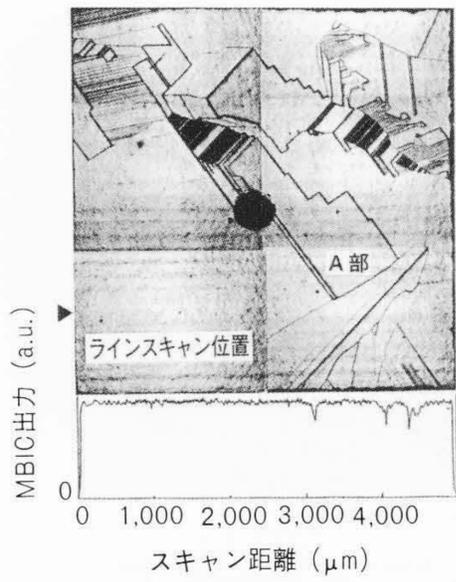
以上述べたように, キャスト基板内の酸素濃度や不規則状結晶粒界, 粒内の高密度の微小欠陥が素子特性を劣化させていることが明らかとなり, キャスト製造プロセスの, 鋳型材および離型材の改良による酸素濃度の低減化, インゴット冷却法の改良による大粒径化などのインゴット製造技術の開発が行われ, 300 mm角の大面積のインゴットが製作可能な製造法(2号炉と呼ばれる300 mm角柱インゴットの連続製造法)へと改善されている^{2),3)}。

3.4 リボン基板品質と素子特性

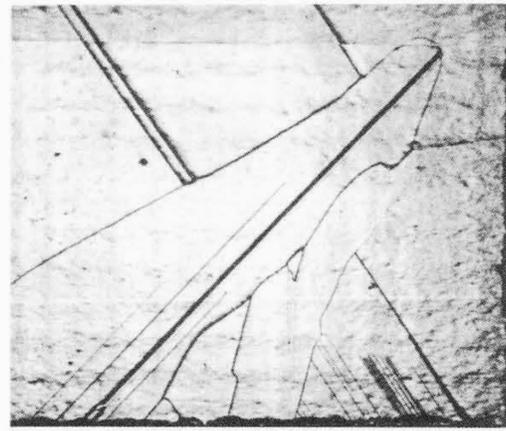
使用したリボン基板はEFG(Edge-defined Film-fed Growth)法で製作されている。前述のように基板表面にSiC突起がみられたので, まず基板製作時に基板に取り込まれているSiCの数を目視で計測し, これと素子特性との関連性を調べた。結果を図9に示す。同図から明確な関連性がみられる¹⁷⁾。SiC以外の基板品質低下の要因をキャスト基板品質の場合と同様に考えて, 基板中の酸素濃度および炭素濃度や結晶粒界, 粒内微小欠陥と素子特性の関連性を調べた。

酸素濃度および炭素濃度と素子特性との関連性については明確な相関はみられなかった。結晶粒界, 粒内微小欠陥との関連性についても明確な関連性を見いだすことができなかった。

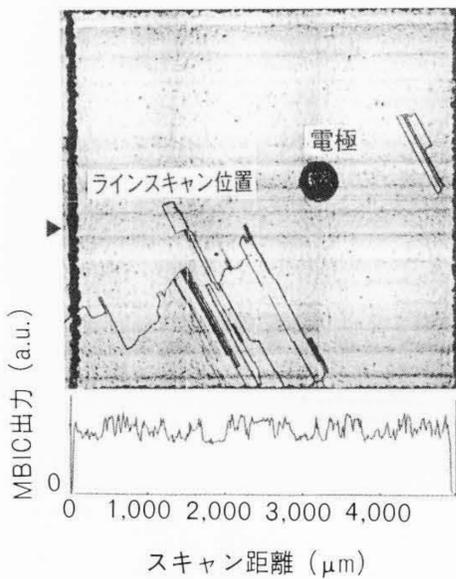
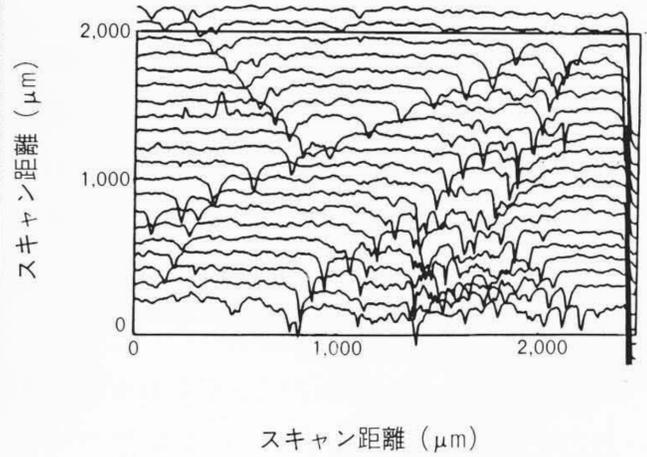
リボン基板の結晶粒界は, ほぼリボン基板の引き上げ方向に直線状に存在していた。Seccoエッチング後の粒内微小欠陥の顕微鏡写真を図10に示す。同一基板内に粒内微小欠陥が少ない個所と多い個所がみられる。微小欠陥が無数に重なって



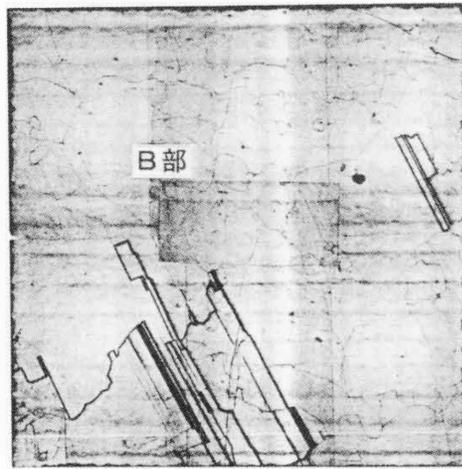
(a) 上部素子(C-1)の表面とMBIC分布



(c) 上部素子のA部拡大表面とMBICマップ



(b) 下部素子(J-1)の表面とMBIC分布



(d) 下部素子のSeccoエッチ後の表面とB部拡大表面

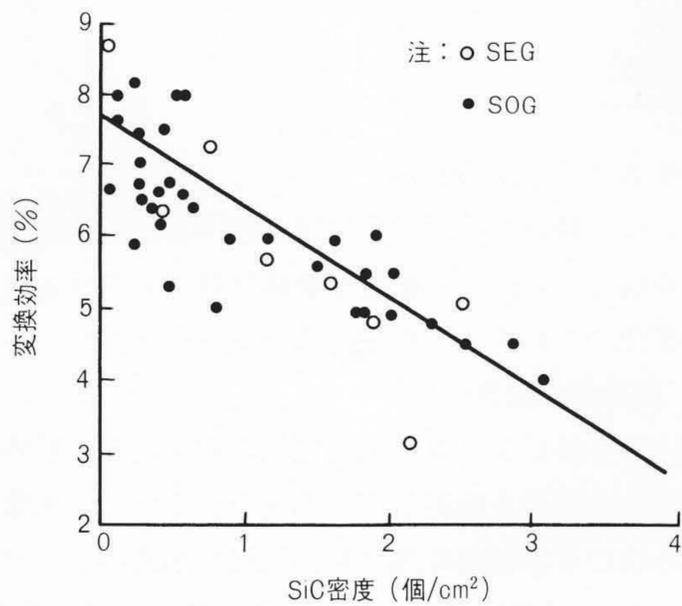
注：略語説明など

MBIC (Monochromatic-light Beam Induced Current：分光ビーム誘起電流)

Seccoエッチ (微小欠陥観察のためのエッチングの一種)

小傾角粒界 (微小欠陥の一種)

図8 インゴット上部(a), (c)および下部(b), (d)の基板に作製した小面積素子の表面とMBIC分布 MBIC出力は上部素子では高く、不規則状粒界に対応した部分で低下し、下部素子では関係なく低下し、変化が大きい。下部素子には小傾角粒界と呼ばれる微小欠陥がみられる。

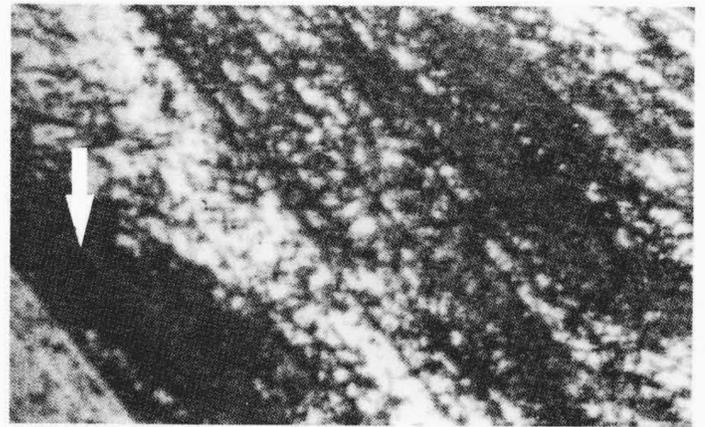


注：略語説明

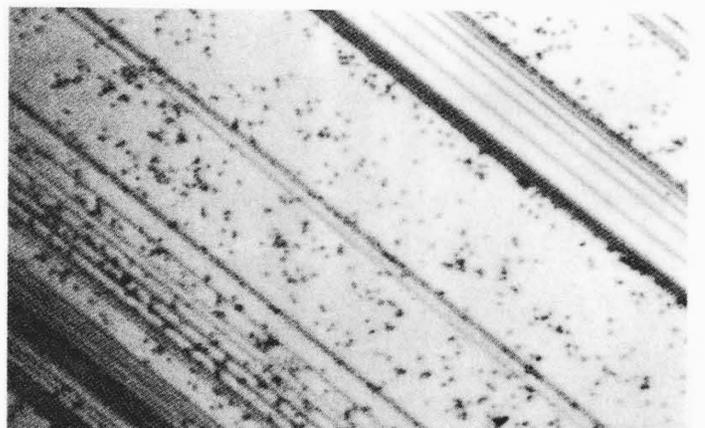
SOG (Solar Grade：太陽電池級)

SEG (Semiconductor Grade：半導体級)

図9 リボン基板のSiC突起密度と素子特性の関係 リボン基板では基板表面に小さなSiC突起がみられ、素子特性を劣化させる原因の一つになっている。



(a) 欠陥密度の高い部分



(b) 欠陥密度の低い部分

図10 リボン基板のSeccoエッチング後の表面 微小欠陥が無数に重なって存在する写真の黒い部分(写真矢印)には、SiCが存在している。また、粒内微小欠陥密度は少ない部分でも $10^4 \sim 10^5 \text{ cm}^{-2}$ と高い。

存在する写真の黒い部分(図中矢印)にはSiCが存在している。また、粒内微小欠陥密度は少ない部分でも $10^4 \sim 10^5 \text{ cm}^{-2}$ と高い。このようにリボン基板では基板内にSiCや結晶粒界、粒内微小欠陥が不均一に存在するため、素子特性が基板品質の悪い個所に引っ張られて全体的に低いことが予想される。そこで、素子を6分割して、各素子と元の素子との特性を比較した。予想どおり分割素子の中に、素子特性が極端に悪いものがあり、全体的に低いことがわかった。

以上述べたように、リボン基板内のSiC突起が素子特性を劣化させていることが明らかとなり、リボン製造プロセスでのSiC突起発生抑制、かつ大粒径化の改善も含めて、EFG法からESP(Edge Supported Pulling)法へと改善されている。

4 素子の高効率化の検討

4.1 素子特性計算予測

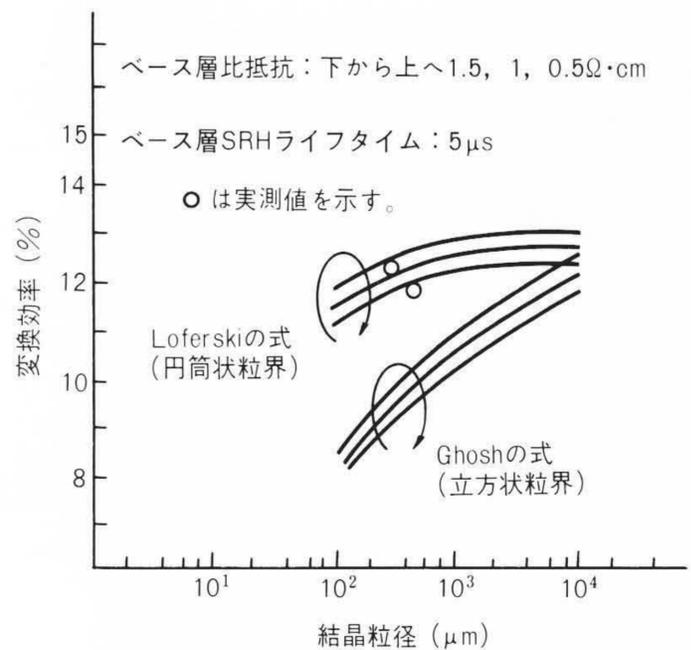
多結晶シリコン太陽電池の高効率化を図るためには、基板品質の向上、素子構造、製法の改良が必要であり、この指針を得るために太陽電池特性解析プログラムの検討を行った。

素子特性の解析計算は $n^+ - p - p^+$ 層の不純物濃度分布をステップ分布とし、計算条件として問題となる結晶粒界の効果はGhosh外¹⁸⁾およびLoferskiの式¹⁹⁾を用いた。計算結果を図11(a)に示す。ここでベース層の少数キャリアライフタイムはShockley外のライフタイム²⁰⁾を用いた。基板のライフタイムは、この値とオージェ効果分²¹⁾、結晶粒界効果分とで表される。図11(a)中に基板品質の良いキャストインゴット上部から切り出された基板を用いて製作した素子の実測値を示す。同図から、結晶粒径の効果については結晶粒界を円筒状粒径として、ライフタイムに及ぼす影響を表したLoferskiの式のほうが、計算値と実測値の良い一致が得られた。

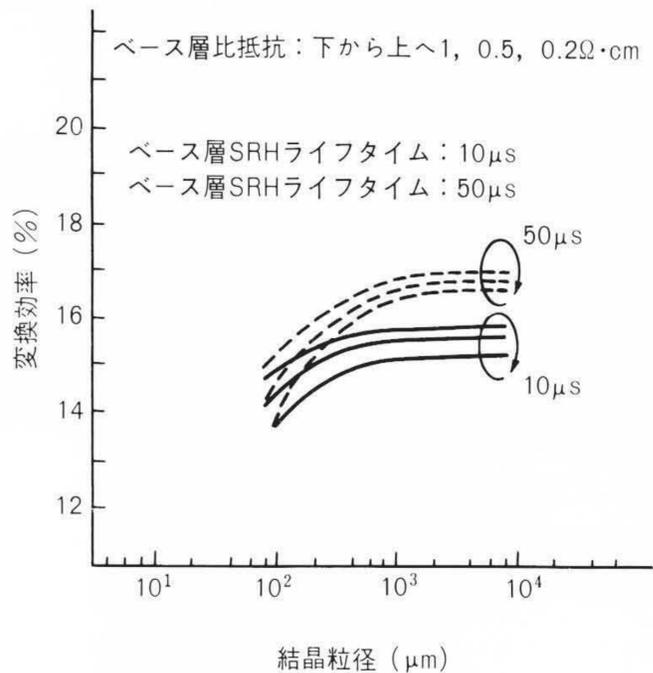
また、その他の特性についても一応の一致がみられたので、この解析計算プログラムを用いて、素子の高効率化に必要な前述の課題について計算検討を行った。

素子製造プロセスでの課題は、 n^+ 層表面の酸化膜パッシベーションによる表面再結合速度の低減、 n^+ 層濃度の低減などによる開放電圧の向上、反射防止膜の無反射化による短絡電流の向上、受光面電極の微細化による曲線因子および短絡電流の向上などである。また、基板製造プロセスでの課題は結晶粒径の拡大や、不純物混入の低減による少数キャリアライフタイムの向上を低比抵抗基板で達成することである。これまでの素子高効率化実験結果をもとに、 n^+ 層表面再結合速度を 10^2 cm/s 、 n^+ 層濃度を $5 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ 、反射防止膜屈折率を2.4、印刷電極線幅を $100 \mu\text{m}$ と仮定して特性の計算予測を行った。

計算結果を図11(b)に示す。同図から、素子の変換効率を15%以上とするためには、基板の結晶粒径を $500 \mu\text{m}$ 以上、比抵抗を $1 \Omega\text{cm}$ 、ベース層のSRHライフタイムを $10 \mu\text{s}$ 以上にする



(a) 計算値と実測値



(b) 高効率化計算

注：略語説明

SRHライフタイム (W.Schokley, W.T.Read, R.N.Hallのライフタイム)

図11 結晶粒径と素子光電変換効率の計算と実測(a)および高効率化の計算例(b) 結晶粒界の効果はLoferskiの粒界モデルのほうが良い一致を示している。高効率化にはベース層の少数キャリアライフタイムを低比抵抗基板で大きくすることが必要である。

必要があることがわかる。

さらに、種々の特性劣化原因を持つ多結晶太陽電池の特性向上を図るため、より厳密な数値計算プログラムを作成し、高効率化のための素子特性計算予測を行った⁶⁾。

4.2 高効率化試作

次に、多結晶シリコン太陽電池の結晶粒界、粒内欠陥による支配的な損失を低減し高効率化を図るため、水素イオン打ち込み法による結晶粒界、粒内欠陥の水素パッシベーションを行った⁷⁾。水素は結晶粒界、粒内欠陥部のダングリングボンド(Dangling-Bond: 未結合手)や析出酸素と化学結合し、この部分を電氣的に不活性化する働きがある²²⁾。水素イオン打ち込み法による水素パッシベーションは、低温度、短時間処理、素子製作後にパッシベーションができるなどの長所がある反

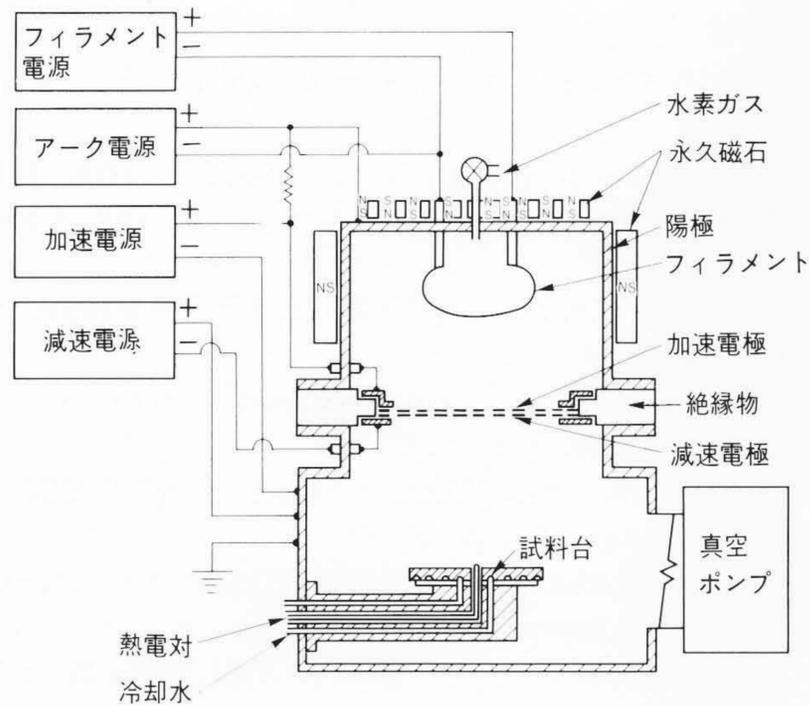


図12 バケツ形イオン源を持つ水素イオン打ち込み装置の構成 水素プラズマは、周囲に配置された永久磁石のカスプ磁場により均一に閉じ込められるため発散が少なく、純度の高い水素イオン束が得られる。

面、打ち込まれた水素による素子の損傷や装置からの重金属汚染などの逆効果の問題があった。このため、イオン源をバケツ形²³⁾にすることにより、水素イオン束の発散を少なくした図12に示す装置を開発し、重金属汚染の低減を図った。また、素子の裏面から水素イオン打ち込みを行い、素子の活性層の損傷低減を図った。結晶粒界、粒内欠陥の水素パッシベーションの最適な水素イオン打ち込み条件を見だし、2号炉で製作された良質のキャスト基板を用いて製作した素子に適用した。なお、素子の製作は高効率化のため、二層反射防止膜処理とn⁺層の表面濃度の低濃度化処理を加えた。この結果を表1に示す。同表から、受光面のn⁺層のシート抵抗を高くするとn⁺層での再結合損失が減少するため短絡電流密度が増加するが、n⁺層での抵抗損失が大きくなるため曲線因子が低下する。結果的に、n⁺層のシート抵抗が50 Ω/□で15.2%の変換効率が得られた。したがって、n⁺層の高抵抗化に伴うn⁺

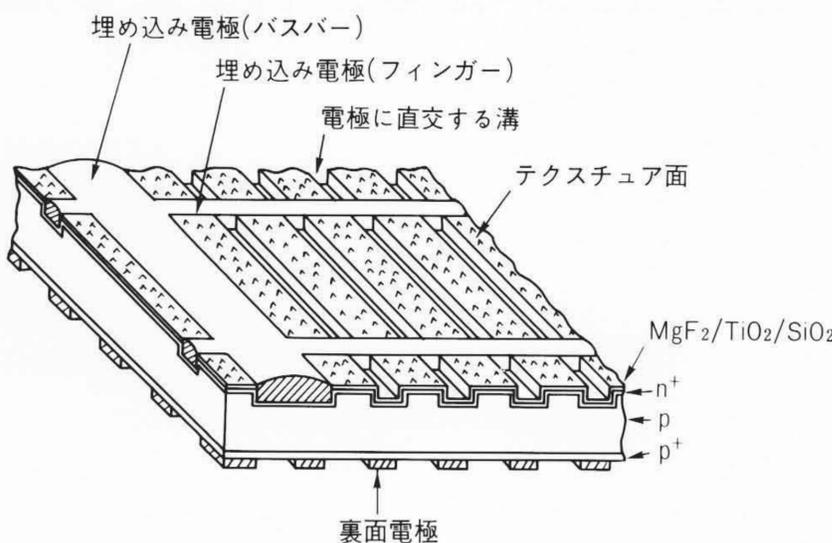


図13 埋め込み電極構造の太陽電池素子 抵抗損失の低減のため、埋め込み電極と、電極と直交する溝を持つ構造としている。

層の抵抗損失の増加を抑制できれば、さらに高効率化が期待できる。

このため、素子を図13に示す埋め込み電極と電極と直交する微細な溝を持つ構造とし、電極に向かって流れるn⁺層の電流パスの断面積を増加させ、n⁺層を高抵抗化しても、その抵抗損失が増加しないようにした⁸⁾。なお、素子の製作は埋め込み電極および電極と直交する微細な溝の形成をスクリーン印刷法で行い、さらに高効率化のため、表面酸化膜パッシベーション処理、水素雰囲気中での熱処理(アニール)を加えた。

この結果を表2に示す。同表から、埋め込み電極と溝を設けた素子は、n⁺層のシート抵抗を高くしても曲線因子は低下せず、変換効率の最大値は15.7%に達した。

以上述べたように、単結晶シリコン太陽電池に匹敵する光電変換効率を持つ量産多結晶シリコン太陽電池の高効率化が達成された。現在、ベース層での再結合損失の低減のための素子の薄形化、表面再結合損失の低減のための表面パッシベーションの高品質化、および光の閉じ込め化に関する技術の向上研究が進められており、いっそうの低価格化と高効率化が達成されるものと期待されている。

表1 n⁺層の表面高濃度層エッチング除去、二層反射防止膜および水素イオン打ち込みの効果 水素イオン打ち込みに加えて、二層反射防止膜、n⁺層のシート抵抗の適正化により15.2%の変換効率が得られた。

素子の番号	水素イオン打ち込み	反射防止膜	n ⁺ 層シート抵抗 (Ω/□)	V _{oc} (V)	J _{sc} (mA/cm ²)	FF	η (%)	pベース拡散長 L _n (μm)
218-4-C	なし	TiO ₂	50	0.608	30.2	0.753	14.0	62
218-4-C	なし	TiO ₂ /MgF ₂	50	0.609	31.5	0.750	14.4	62
218-4-A	あり	TiO ₂ /MgF ₂	29*	0.608	30.2	0.752	13.8	190
218-4-B	あり	TiO ₂ /MgF ₂	45	0.609	31.8	0.753	14.6	185
218-4-C	あり	TiO ₂ /MgF ₂	50	0.616	33.0	0.748	15.2	190
218-4-D	あり	TiO ₂ /MgF ₂	60	0.609	33.1	0.735	14.8	180
218-4-F	あり	TiO ₂ /MgF ₂	79	0.610	33.6	0.719	14.7	185

注：* 29(Ω/□)はPOCl₃拡散後の初期のn⁺層シート抵抗で45, 50, 60, 79(Ω/□)はn⁺層の表面高濃度層をエッチング除去して作製した。V_{oc}: 開放電圧, J_{sc}: 短絡電流密度, FF: 曲線因子, η: 変換効率

表2 n⁺層のシート抵抗, 表面酸化膜パッシベーション, 水素パッシベーションおよび埋め込み電極の効果 埋め込み電極と溝を設けた素子は, n⁺層のシート抵抗を高くしても曲線因子は低下せず, 変換効率の最大値は15.7%に達した。

素子の番号	n ⁺ 層シート抵抗 (Ω/□)	SiO ₂ 表面パッシベーション	水素*パッシベーション	埋め込み電極と溝の深さ (μm)	V _{oc} (V)	J _{sc} (mA/cm ²)	FF	η (%)
415-1	45	なし	なし	0	0.586	29.2	0.749	12.8
415-2	69	なし	なし	0	0.584	29.7	0.718	12.5
415-3	89	なし	なし	0	0.588	29.5	0.690	11.9
415-4	45	あり	なし	0	0.587	29.7	0.748	13.0
415-5	69	あり	なし	0	0.589	30.9	0.710	12.9
415-6	89	あり	なし	0	0.591	30.2	0.691	12.3
415-4	45	あり	あり	0	0.597	32.1	0.746	14.3
415-5	69	あり	あり	0	0.616	33.3	0.705	14.5
415-6	89	あり	あり	0	0.615	34.1	0.680	14.3
415-7	89	あり	あり	20	0.618	33.1	0.723	14.8
415-8	89	あり	あり	30	0.615	34.5	0.731	15.5
415-9	89	あり	あり	40	0.619	34.2	0.739	15.7

注: * 水素パッシベーションは, 水素イオン打ち込みと水素雰囲気中熱処理を行った。

5 結 言

(1) SOGキャスト基板のインゴット内切り出し位置によって素子特性に差がある原因は, 基板中の酸素濃度に関係があり, 酸素濃度が $7 \times 10^{17} \text{ cm}^{-3}$ 以下であれば素子特性に与える影響が少ない。また, 不規則粒界がセル特性低下をもたらすことを明らかにした。この結果は, 酸素濃度の低減と粒径の大形化が図られた2号炉の固化法として良品質のキャスト基板量産技術に生かされている。

(2) SOGリボン基板では, 基板表面に小さなSiCの突起があると, 突起の周辺に高密度の転位が発生し, 素子特性を低下させることを明らかにした。これらはSiC突起の発生が抑制されたりボン基板の製造に寄与している。

(3) 多結晶シリコン太陽電池の構造設計計算プログラムの作成とこれを用いた特性予測, および結晶粒界, 粒内欠陥の水素パッシベーション法の採用, ならびに埋め込み電極構造の適用などによって, 15%を超える光電変換効率を持つ量産形の多結晶シリコン太陽電池を開発した。

終わりに, 本稿は通商産業省「サンシャイン計画」の一環として新エネルギー・産業技術総合開発機構からの委託研究によって行われたものであり, また, 九州大学工学博士論文を完成するための研究の一部である。ご指導, ご鞭撻(べんたつ)をいただいた関係各位に対し, 深謝する次第である。

参考文献

- 1) 松熊, 外: サンシャインジャーナル, Vol.4, No.1, 2, p.27 (1983)
- 2) M. Nakatani, et al.: Conf. Record 17th IEEE Photovoltaic Specialists Conf., Florida, USA, p.1352 (1984)
- 3) 松熊, 外: 電気学会, 半導体電力変換研究会資料SPC-85-76, p.1 (1985)
- 4) K. Kaneko, et al.: Technical Digest of Int'l PVSEC-3, Tokyo, Japan, p.810 (1987)
- 5) T. Misawa, et al.: Technical Digest of Int'l PVSEC-4, Sydney, Australia, p.449 (1989)
- 6) K. Matsukuma, et al.: Technical Digest of Int'l PVSEC-3, Tokyo, Japan, p.223 (1987)
- 7) K. Matsukuma, et al.: Jpn. J. Appl. Phys. **28**, p.167 (1989)
- 8) H. Yagi, et al.: Technical Digest of Int'l PVSEC-4, Sydney, Australia, p.129 (1989)
- 9) R. Shimokawa, et al.: J. Appl. Phys. **59**, 2751 (1986)
- 10) S. Kishino, et al.: Jpn. J. Appl. Phys. **21**, 1 (1982)
- 11) D. Huber, et al.: Conf. Record 16th IEEE Photovoltaic Specialists Conf., San Diego, USA, p.480 (1982)
- 12) L. L. Kazmerski: Proc. 5th E. C. Photovoltaic Solar Energy Conf., Athens, Greece, p.40 (1983)
- 13) K. Yasutake, et al.: Technical Digest of Int'l PVSEC-3, Tokyo, Japan, p.409 (1987)
- 14) J. H. Wohlgemuth, et al.: Technical Digest of Int'l PVSEC-3, Tokyo, Japan, p.93 (1987)
- 15) R. Shimokawa, et al.: Jpn. J. Appl. Phys. **27**, 751 (1988)
- 16) F. Secco d' Aragona: J. Electrochem. Soc. **119**, 948 (1972)
- 17) 穀内, 外: 第45回応用物理学会学術講演会予稿集, 13p-A-13, p.402 (昭59-10)
- 18) A. K. Ghosh, et al.: J. Appl. Phys. **51**, 446 (1980)
- 19) J. J. Loferski: Proc. of Nat'l Workshop on Low Cost Polycrystalline Silicon Solar Cells, p.408 (1976)
- 20) W. Shockley, et al.: Phys. Rev. **87**, 835 (1952)
- 21) J. Dziewior, et al.: Appl. Phys. Lett. **31**, 346 (1977)
- 22) L. L. Kazmerski: Proc. 6th E. C. Photovoltaic Solar Energy Conf., p.83 (1985)
- 23) Y. Ono, et al.: J. Vac. Sci. and Technol. **A4**, 788 (1986)