

低成本微結晶 SiC/ 結晶 Si 系 ヘテロ接合太陽電池

Low-cost μ c-SiC/c-Si basis heterojunction Solar Cells

松本 安弘*
Yoshihiro MATSUMOTO

岡本 博明***
Hiroaki OKAMOTO

高倉 秀行**
Hideyuki TAKAKURA

浜川 圭弘****
Yoshihiro HAMAKAWA

Abstract

A new kind of amorphous and microcrystalline silicon carbide (a-SiC, μ c-SiC) film deposition technique has been developed by ECR(Electron Cyclotron Resonance) plasma CVD. The valency electron controlled μ c-SiC produced by this method, has a highly conductive with wide optical band-gap only with controlling the content of source gas mixture.

Employing this μ c-SiC as a window-side layer of crystalline-silicon basis heterojunction solar cell, a conversion efficiency of 15.4% has been achieved with a high short circuit current density.

Key Words : ECR plasma CVD, high conductive μ c-SiC, wide band-gap, heterojunction, solar cell.

1 序論

太陽電池により太陽輻射エネルギーから直接発電する太陽光発電は、石油代替エネルギー開発の一環として取り上げられ、この10年、目覚ましい進歩がみられた。このプロジェクトを成功に導くためには太陽電池の低成本化と高効率化が最重要課題であり、こうした観点から多結晶太陽電池やアモルファス太陽電池が開発され実用化が急がれている。中でもアモルファスシリコン（以下a-Siと略す）は、優れた光電物性を備えており、また任意の面積・形状のガラスやステンレス等の低成本基板上に、プラズマ CVD等の低温相成長法によって薄膜形成可能という従来の単結晶系半導体では見られないユニークな特長をもっている。こういった理由からa-Si太陽電池は、低成本へのチャンピオンとされているが、エネルギーギャップが1.7eV程度と広いために太陽エネルギーに含まれる近赤外部のフォトンエネルギーが利用できずに捨てられている。そのため変換効率は研究段階ででもようやく12%程度で、太陽光発電の本命といわれている電力応用を遅らせている最大の原因となっている。

こうした問題を解決する方法として、我々はa-Si太陽電池とこれより狭いエネルギーギャップをもつ材料で製作した太陽電池を光学的に直列接続したタンデム型太陽電池を提案し、ボトムセル（下部太陽電池）の材料や構造の最適化設計についても検討を行ってきた⁽¹⁾。

その結果、結晶シリコン（以下c-Siと略す）をボトムセルとする組合せがタンデム型太陽電池として理想的なエネルギー bandwidth ギャップの組合せであることが示された⁽²⁾。

一般に、このa-Si/結晶系Siタンデム型太陽電池では、a-Siトップセルの性能が最大の変換効率制御

* 大阪大学 基礎工学部電気工学科、研究員
Faculty of Engineering Science, Osaka University,
Visiting Scientist

** 大阪大学 基礎工学部電気工学科、助教授
Faculty of Engineering Science, Osaka University,
Associate Professor

*** ”
**** 大阪大学 基礎工学部電気工学科、教授
Faculty of Engineering Science, Osaka University,
Professor

因子とされているが、例えば両セルが電気的には独立である4端子接続型タンデム構造の場合には、a-Siトップセルの厚さを薄くして、その光安定度を高めた上で、結晶系Siボトムセルの変換効率寄与率を最大限高めるといった設計手法もまた有効である。この場合には、結晶系Siボトムセルの600nm～700nm波長領域での光感度の改善は、このセル単独での変換効率向上、さらには、タンデム型太陽電池の高効率化に重要な意味を持つ⁽³⁾。本研究では、こういった観点から、ECRプラズマCVD法による広バンドギャップ・高伝導度シリコンカーバイド微結晶(μ c-SiC)⁽⁴⁾をヘテロ窓電極層とした μ c-SiC/結晶系Siへテロ接合太陽電池の高効率化をめぐる一連の基礎研究を行った。このECRプラズマCVD法を用いたヘテロ接合形成法は、200～400°Cといった低温でかつ単純なプロセスであるため、高効率化のみならず、低コスト化といった観点からも重要な技術に発展するものと思われる。

本論文では、まず、ECRプラズマCVD法による μ c-SiCの成膜条件ならびに電気的・光学的性質を概説し、これを用いた μ c-SiC/結晶系Si太陽電池の試作・評価および最適化に関する実験的結果について報告する。

2 ECRプラズマCVD法による微結晶SiCの成膜とその価電子制御

a-Siネットワーク中に粒径が数10～数100Åのシリコン微結晶を含んだ微結晶質シリコン(μ c-Si)は、従来の高周波(RF)プラズマCVD法で容易に作製することができ、a-Siと比較して低抵抗化が可能なことから太陽電池を初め、種々のa-Siデバイスで電極層として使用されている。一方、a-SiにC(炭素)を添加したアモルファスシリコンカーバイド(a-SiC)では、その炭素比率を調節して光学的ギャップをa-Siの約1.75eVから約3.5eVまで広い範囲で制御できるが一般に微結晶化は困難で、広エネルギーギャップ領域では価電子制御性は失われ暗導電率は著しく減少する。さて、ECR(Electron Cyclotron Resonance)プラズマCVD法は、ECRプラズマ室においてサイクロトロン共鳴に基づき低圧力条件で高濃度プラズマを生成し、それを発散磁界により効率よく引出し、このとき発生する10～20eVのイオンエネルギーを利用して基板付近に導入した反応ガスを分解、活性化して成膜を行う方法である。膜成長表面が適当なエネルギーのイオンや電子に照射されるため、弱い結合がネットワークに入り込むのが防がれ、また

表1 ECRプラズマCVD法によるp型、及びn型微結晶SiCの作製条件

基板温度	:	250～350°C
マイクロ波パワー	:	300～400 watt
チャンバー内ガス圧力	:	10 ⁻³ ～10 ⁻⁴ Torr
イオン源励起ガス(流量)	:	H ₂ (0～45 sccm) SiH ₄ (10～20 sccm)
反応ガス(流量)	:	CH ₄ (5～30 sccm) B ₂ H ₆ (40～65 sccm) PH ₃ (20～135 sccm)
マイクロ波周波数	:	2.45 GHz
磁束密度	:	0.875 T

膜成長に関与したラジカル種の表面拡散が促されることにより緻密で構造欠陥の少ないネットワークを有する膜が得られる。特にECRプラズマの励起ガスに水素を用いたシリコンカーバイド(SiC)の成膜においては、従来のRFプラズマCVD法では困難であった高い光学的透明度と優れた価電子制御性を兼ね備えた微結晶シリコンカーバイド(μ c-SiC)の成膜が可能になった⁽³⁾。

μ c-SiCの作製にはECR励起ガスに純度99.999%の水素(H₂)を用い、反応ガスにはシラン(SiH₄)とメタン(CH₄)、それぞれH₂に10%、及びドーパントガスとしてp型にジボランB₂H₆とn型にフォスフィン(PH₃)、それぞれH₂に500ppmの混合ガスを導入して行った。表1にECRプラズマCVD法での成膜条件を示す。微結晶化を図る上で重要な条件の一つは水素希釈率H₂/(SiH₄+CH₄)である。p型(及びn型) μ c-SiC共に水素希釈率が50倍を越えると、光学的エネルギーギャップ(E_p)及び暗導電率(σ_d)の急激な増加が認められる。このことから水素希釈率は35～65%の範囲に設定し⁽⁴⁾、B₂H₆とPH₃は反応ガスに対するドーピング比を0.75～3.5%とし、CH₄/SiH₄の比と水素ガスの流量を調節しカーボンと水素の膜中含量を変えることによりE_pのコントロールを行った。図1にECRプラズマCVD法により製作したp型(n型) μ c-SiCの暗時導電率の光学エネルギーギャップ依存性をRFプラズマCVD法で製作したa-SiCの場合と比較して示している。ここで光学的E_pは光吸収係数(α)の光エネルギー依存性に対するTaucの方式($α h\nu)^{1/2} = B(h\nu - E_{p})$ に従って定義したものである。図から明らかのようにRFプラズマCVDで製作したa-SiCの暗導電率はE_pが増加するにつれて急激に減少する。すなわち、有効な価電子制御が可能な範囲はE_pが2.1eV未満であり、また高濃度に不純物をドープしても導電率は～10⁻⁵ Scm⁻¹より高いものは得られな

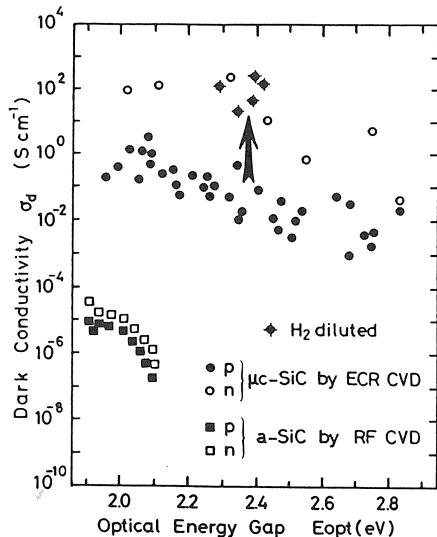


図1. μ c-SiC 及びa-SiC の暗導電率と光学的ギャップとの相関

い。一方ECR プラズマCVD法による μ c-SiC では Raman スペクトルの測定で確認された Si や SiC の微結晶粒の混入にともない、見かけ上 E_{opt} は広がり⁽⁴⁾⁽⁶⁾、しかも2.6eVを超す試料においても導電率が 10^{-3} Scm⁻¹ 以上のものが保持されている。また水素希釈率を増すことにより更に微結晶化が促進され、図1中に矢印で示すように暗導電率が一桁以上増した。この水素希釈率の増加による微結晶化の進行は次のように解釈される：1) 気相反応時に励起ガスの増加による反応ガスの分解促進、2) 基板表面反応ではすでに形成されている膜中の Si-Si, 又は Si-H の弱い結合を高活性水素ラジカルが物理的衝撃、もしくは化学的反応によって切り（あるいは Si-H_n として

引き抜き）その結果、強い Si-Si 結合だけが残ると考えられる。図1中に示す暗導電率 (σ_d)～1 Scm⁻¹ p型サンプルの σ_d -T (暗導電率の温度依存性) から求まる活性化エネルギー (ΔE_a) は、フェルミレベルと価電子帯とのエネルギー差に相当し、本試料では $\Delta E_a = 0.03 \sim 0.04$ eV でホール効果測定から求められた正孔濃度は 6.5×10^{18} cm⁻³、移動度は 1.2 cm²/v⁻¹s⁻¹ である。一方水素希釈率を増して成膜を行った～10 cm⁻¹ の試料では暗導電率の温度依存性は極めて小さく、この領域では温度が上がるにつれ逆に暗導電率は若干減り、金属における温度依存性に近い。この試料では更に正孔濃度が増加し、 3.5×10^{19} cm⁻³ に達するとともに正孔移動度は 2.4 cm²/v⁻¹s⁻¹ であった。⁽⁴⁾ これらの試料は、気相ドーピング率 1～3.5% で作製されていることから、ECR プラズマ CVD 法で作製した μ c-SiC のドーピング効率は非常に高いと思われる。

図2はECR プラズマ CVD 法（実線）にて作製した μ c-SiC、通常の RF プラズマ CVD 法で作製した微結晶シリコン（ μ c-Si）（破線）、及び RF プラズマ CVD 法によるアモルファスシリコンカーバイド（a-SiC）（一点斜線）の光吸収係数のエネルギー依存性を示す。 μ c-SiC は、反応ガス比 CH₄/SiH₄ を 1～3 で堆積した。図中の白丸及び黒丸はタウツプロット（Tauc's plot）⁽⁵⁾ より求めた光学的バンドギャップ (E_{opt}) の位置を表している。これより μ c-SiC の吸収スペクトルは E_{opt} が増すにしたがい短波長側にシフトすることがわかる。しかし光学的遷移過程はアモルファスと微結晶とでは本質に異なるた

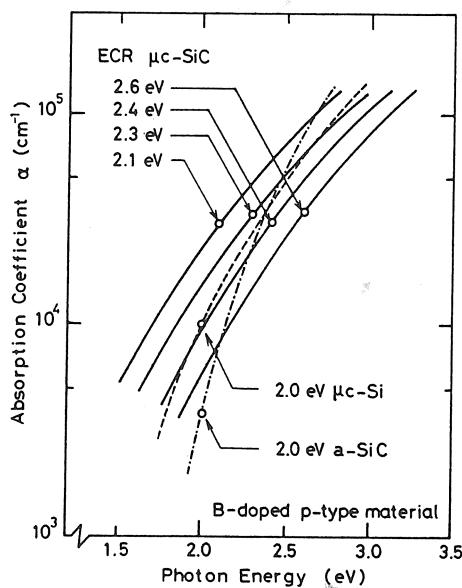


図2 a. p 型 μ c-SiC の光吸収係数のエネルギー依存性

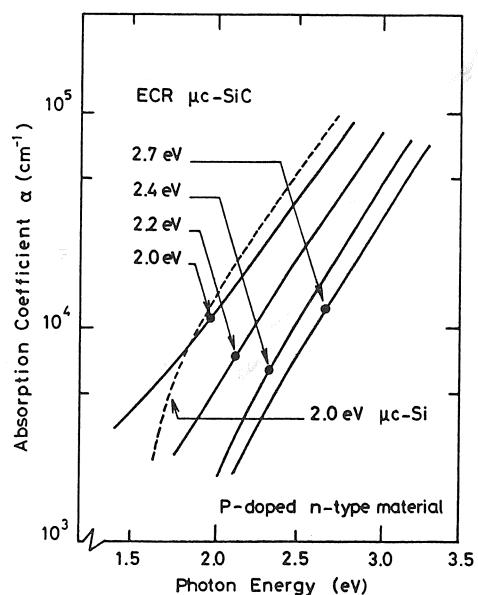


図2 b. n 型 μ c-SiC の光吸収係数のエネルギー依存性

め, タウツの方法で求められた E_{opt} (光学的ギャップ) と光学的透明度は必ずしも一致しない。例えば図 2(a)の E_{opt} が2.1eV の ECR プラズマ法による p型 μ -c-SiC の吸収係数は、この測定でカバーされるほとんどすべてのスペクトル領域で E_{opt} が2.0eV の a-SiC の吸収係数よりも大きい。一方2.6eV 近辺の E_{opt} を有する μ c-SiC では2.0eV の μ c-Si よりも透明であり図 1 に示されるように電気的にも有利であることが言える。またリンをドープした n型 (図 2b) では図 2(a) の p型 に比べて E_{opt} の比較的狭い μ c-SiC でも μ c-Si よりも光学的に透明である。以下 ECR プラズマ CVD 法による μ c-SiC 膜を窓層とした HJ セルについて行った実験の結果について述べる。

3 μ c-SiC/c-Si ヘテロ接合太陽電池の作製とその基礎特性。

上で述べた高導電率 p型 (n型) μ c-SiC をエミッタ層として用いた μ c-SiC/c-Si 構造の HJ セル (ヘテロ接合太陽電池) の製作を行った。ベース基板として n型 $\sim 3 \Omega \text{ cm}$, 厚さ $\sim 0.025 \text{ cm}$ のキャスト法により得られた多結晶シリコン (poly-Si) 及び p型 $\sim 0.5 \Omega \text{ cm}$, 厚さ $\sim 0.04 \text{ cm}$ の CZ 法によって得られた単結晶シリコン (mono-Si) を用いた。図 3 に HJ セルの構造を示す。

製作プロセスは、まずシリコン基板の有機洗浄を行い、poly-Si 基板は硝酸 : 弗酸 : 酢酸, 2:2:1 の比で鏡面エッチングした。次にこの基板の裏面電極としてオーミックコンタクトをとるためアルミニウムを蒸着した後、ECR プラズマ CVD 法により基板温度 250~350°C で p型あるいは n型 μ c-SiC を基板上部に成膜した。この成膜直前に ECR 条件を外した状態 (導入マイクロ波パワーを通常の 350Watt から 200Watt に落とし基板温度が $\sim 150^\circ\text{C}$) で 5nm 程度の undoped a-SiC をバッファー層として堆積し ECR 条件での μ c-SiC 成膜開始時の表面衝撃を緩和し、基板表面へのダメージを避けている。最後に上部電極と無反射コーティングとして ITO (Indium Tin Oxide) を約 70nm, 250°C の基板温度で電子ビーム法により蒸着した。ターゲットの ITO は純度 99.99%, In_2O_3 : SnO_2 95:5 の混合比で酸素圧 10^{-4} Torr の雰囲気中で行った。

p型 μ c-SiC を使用したヘテロ接合太陽電池 (HJ セル) :

図 4 は膜厚 70nm 程度成膜した p型 μ c-SiC/n poly-Si HJ セルのエミッター層となる μ c-SiC の光学的バンドギャップを関数とした出力特性を示す。これよ

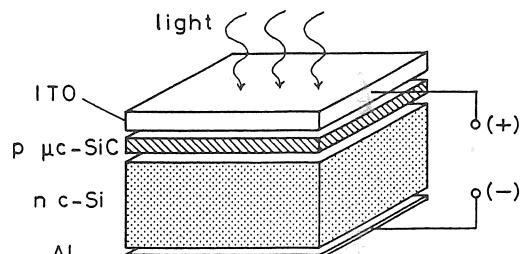
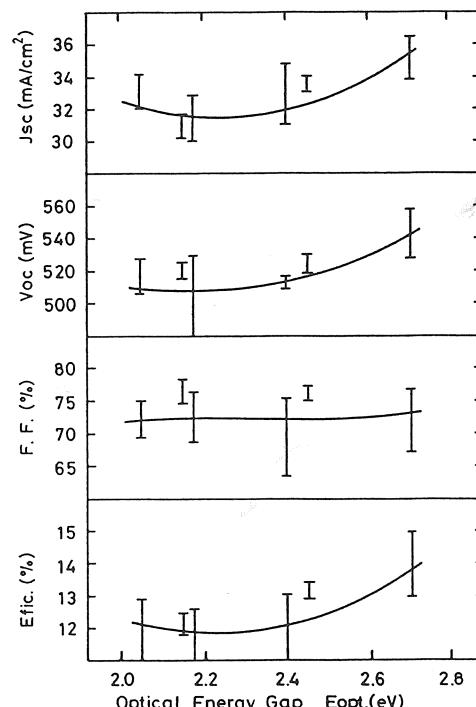


図 3. HJ セルの構造

り E_{opt} が広がるにつれ短絡電流 (J_{sc}) と開放電圧 (V_{oc}) は共に増加する傾向が観測される。曲線因子 (FF) はほぼ一定であるため変換効率は E_{opt} の拡大とともに上昇する。また E_{opt} が 2.7eV 以上の微結晶 SiC を用いた場合、高導電性が保てなくなり V_{oc} と FF が急激に減少して出力特性は低いものとなつた。

図 5 に p型 μ c-SiC 層に 2.1 及び 2.7eV の E_{opt} を有する HJ セルの収集効率を示す。これらの HJ セルは約 650nm 付近で収集効率がピークに達する。従来の熱拡散法により作製された、接合深さが $\sim 0.4 \mu\text{m}$ の単結晶太陽電池と比較すると、短波長領域での感度が著しく伸び、また E_{opt} の広い μ c-SiC 層を有するセルほどこの領域での収集効率が高いことがわかる。この結果は図 4 に示した E_{opt} が広がるにつれ短絡電流が増加する傾向と対応している。

図 6 は E_{opt} = 2.7eV の μ c-SiC を用いた HJ セル

図 4. μ c-SiC の光学的エネルギーギャップを関数とした HJ セルの出力特性

の出力特性の膜厚依存性を示す。これより明らかにHJセルの出力特性は μ c-SiC層の膜厚にも強く依存し、この層厚が増すにつれて V_{oc} は徐々に増加し70nmでほぼ540mVに飽和する。一方 J_{sc} は μ c-SiC層での吸収が増加するため約70nm以上では減少しFFも低くなる。 E_{opt} が2.7eVの μ c-SiCを窓層として用いた場合、膜厚の最適値は70nm辺りであることがわかる。

図7に入射光強度がAM 1, 100mW/cm²の下で測定したp μ c-SiC/n poly-SiHJセル(μ c-SiCの E_{opt} が2.7eV、膜厚70nm)のI-V特性を示す。変換効率は15.4%であり出力パラメータはそれぞれ、 $V_{oc}=566$ mV, $J_{sc}=35.7$ mA/cm², FF=77.4%であった。得られた短絡電流密度は多結晶基板をベースに用いた太陽電池としては比較的高く、これは光学的バンドギャップの広い μ c-SiCを用いたことと、70nmという薄いp層を用いていることから特に短波長側での収集効率の改善が得られたためと考えられる。また77.4%という数値の曲線因子(FF)は高導電性 μ c-SiCを用いて作製されたヘテロ接合が良質であることを反映している。

n型 μ c-SiCを使用したヘテロ接合太陽電池(HJセル):

次に、逆構造(n on p)の太陽電池としてn型 μ c-SiCをp型単結晶Si基板に堆積したn μ c-SiC/p mono-Si HJセルの特性について述べる。この実験では多結晶より表面がスムーズで基板比抵抗にはらつきの少ない単結晶シリコンを用いてHJセルを作製した。これはHJセルの電気的特性の解析・評価を行う観点から、なるべくHJセル特性に関与する要因をシンプルなものにすることが望ましいからである。

図8は基板として比抵抗~0.5Ωcmを用いたHJセルの出力特性をn型 μ c-SiC層(光学ギャップ~2.3eV)の膜厚をパラメータとして示している。n型 μ c-SiCを成膜する直前に前節で述べたp on nセルの接合と同様にバッファーレンジとしてundoped a-SiCを5nm程度c-Si上に堆積している。同図の0nmの値はこのバッファーレンジのみで試作したHJセル特性を示す。 J_{sc} は μ c-SiCなしの状態から5nmになるにつれ上昇し、ピークを示すがその後減少する。一方 V_{oc} は μ c-SiC層の厚みと共に急激に増加し、15nm付近にピークを持ちその後減少し40nm付近から飽和している。またFFは20nmを超えるところから飽和し、平均73%を示す。

これらの結果よりn型 μ c-SiCの最適膜厚は約10

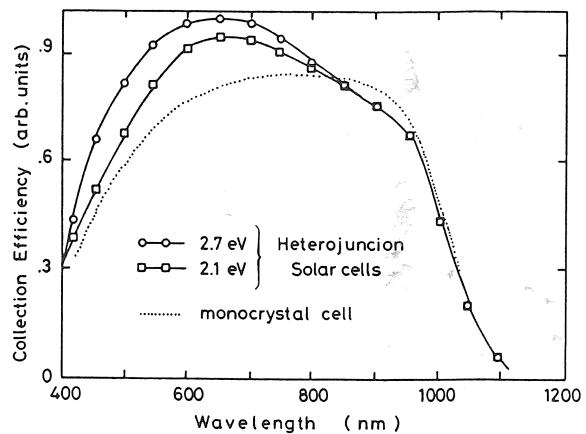


図5. HJセルの収集効率

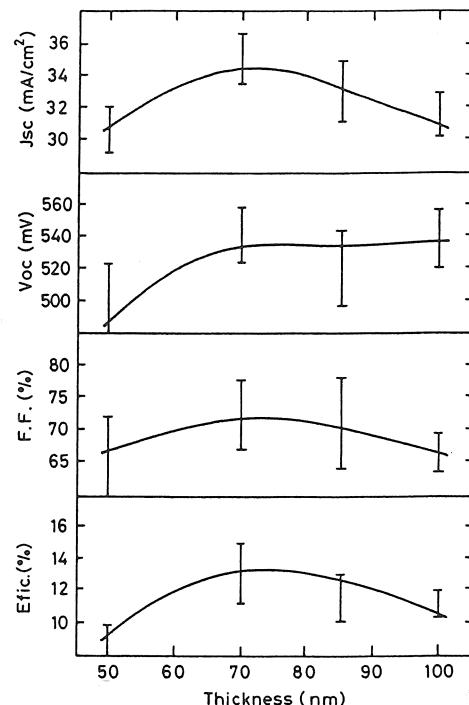


図6. p μ c-SiC/n poly-Si HJセル出力特性のエミッター層膜厚依存性

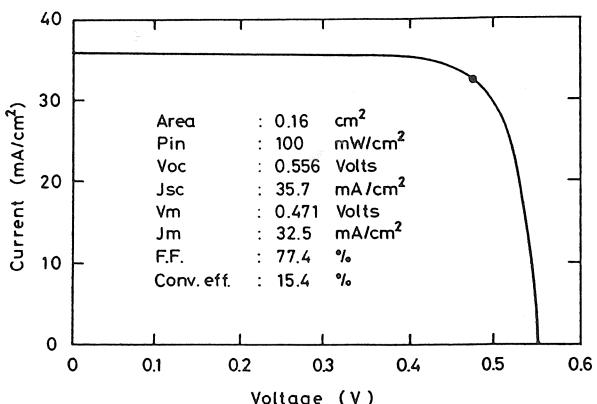
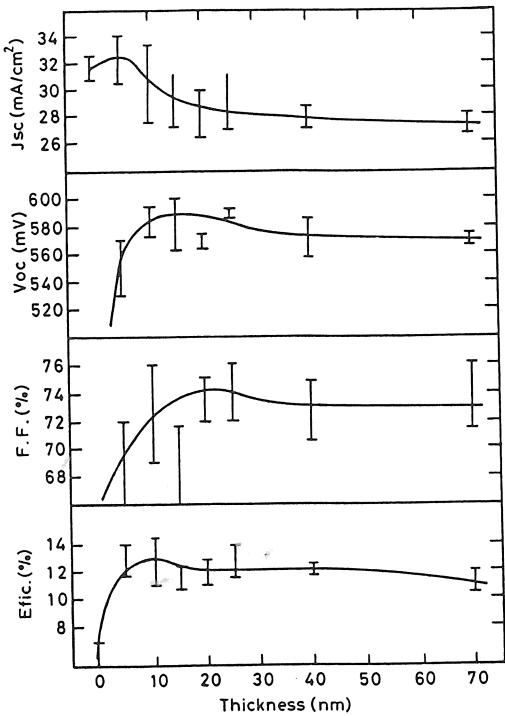


図7. p μ c-SiC/n poly-Si HJセルの出力特性

図8. n μ c-SiC/p c-Si HJセル出力特性のエミッター層膜厚依存性

nm付近にあることがわかる。このようにHJセル特性のピーク時の膜厚が薄くてすむのはp型 μ c-SiCより更に高導電率($\sim 1 \text{ Scm}^{-1}$)の微結晶SiCを使用しているためと思われる。またここでは μ c-SiC層に $E_{\text{p},t} \sim 2.3 \text{ eV}$ の膜を使用しているが図2(b)から観測されるように、この範囲でのエネルギーギャップでも光透過率は十分に高いと思われる。

図9は比抵抗の異なった、厚さ $\sim 0.04 \text{ cm}$ の単結晶Siを使用し製作したn型 μ c-SiC/p-mono-Si HJセルの出力特性を示す。堆積した μ c-SiC層は10nmでこの図からわかるように J_{sc} は基板比抵抗が増すに従って増加し、逆に V_{oc} とFFは減少する傾向にある。また100kHzで行った $1/C^2-V$ 特性より求まる拡散電位も比抵抗が $0.5 \Omega \text{ cm}$ の基板を用いたHJセルでは0.95Vであるが、 $20 \Omega \text{ cm}$ を使用したHJセルでは0.64V程度になっている。また $1/C^2-V$ プロットの傾斜から求まる不純物濃度は使用したシリコン基板の不純物濃度(比抵抗)とほぼ一致する。このことから接合はmono-Si基板側に広がっており拡散電位も基板不純物濃度でほぼ決まっている。従って V_{oc} は通常のmono-Si pn接合と同様に基板比抵抗に強く依存することが理解できる。

図10にAM 1, 100mW/cm²、ソーラーシミュレータのもとで測定されたn μ c-SiC/p mono-Si HJセル特性を示す。 μ c-SiCの厚さは10nmで、 $E_{\text{p},t} \sim 2.3$

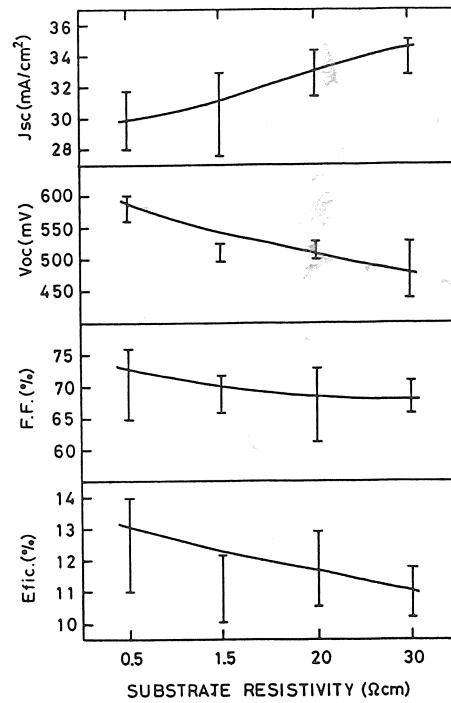
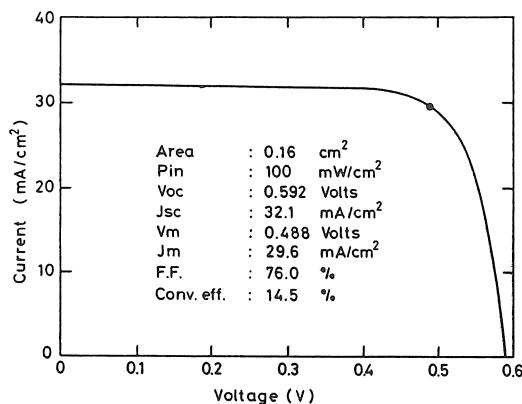


図9 HJセル出力特性の基板比抵抗依存性

eVである。最高変換効率として14.5% ($V_{\text{oc}}=592 \text{ mV}$, $J_{\text{sc}}=32.1 \text{ mA/cm}^2$, FF=76.0%)を得た。この実験ではn型 μ c-SiCは $E_{\text{p},t}$ が約2.3eVの膜を使用することによって短絡電流 $\sim 32 \text{ mA/cm}^2$ が得られたが、より広い $E_{\text{p},t}$ を有する μ c-SiCを使用すればさらに J_{sc} の向上を図ることができると思われると思われる。

μ c-SiC/c-Siヘテロ接合バンドモデル

Anderson⁽⁷⁾らは表面準位を考慮しない理想的なヘテロ接合バンドモデルを提案しているが、このモデルに基づきここで試作したHJセルの電気的特性に関与するデータから、n μ c-SiCとp mono-Si HJセルのエネルギー-band図を描く。図11中、1と2の下付け文字はそれぞれn μ c-SiCとp mono-Si側を意味し、そして電子親和力(x), 真空準位(E_v), 拡散電位(V_d), 空乏層領域の幅(w), 半導体のエネルギーギャップ(E_g)とする。△Eは接合をはさむ両半導体の電子親和力の差で、δはフェルミレベルから一番近いバンド帯へのエネルギー差である。n μ c-SiC側のE_{g,1}はTauc-plotから求めた2.3eVを使用し、δ₁はこの膜の活性化エネルギー0.04eVとした。p mono-Si側はE_{g,2}=1.1eV, x₂=4.0eV, V_dはすでに述べた $1/C^2-V$ にて求めた値 $\sim 0.95 \text{ V}$ とし、またδ₂は同じく $1/C^2-V$ の傾斜から正孔濃度(2.8×10^{16})を算出し ~ 0.15

図10. n- μ c-SiC/p-c-Si HJセルの出力特性

eVとする。Anderson のモデルから、 $x_2 + E_{g2} = V_d + x_1 + \delta_1 + \delta_2$ でこの式にデータを挿入することにより、 $x_1 = 3.96\text{ eV}$ が得られ、この値は a-SiC 系半導体の電子親和力に近い⁽⁸⁾。また、エネルギー・バンド図に示すように、 $\Delta E_c = x_2 - x_1 = 0.04\text{ eV}$ 、 $\Delta E_v = E_g1 - E_g2 - \Delta E_c = 1.16\text{ eV}$ となり伝導帯のとび ΔE_c が 0.04 eV と、ほぼ理想的なヘテロ接合が形成される。しかし n- μ c-SiC のバリヤーにより mono-Si 側から正孔は注入されないものと考えられるが、暗時の順方向 I-V 特性は比較的高い電流値 (0.4 V で $\sim 1\text{ mA/cm}^2$) をとることから正孔は mono-Si のバリヤーを越えて μ c-SiC に注入され、キャリアがこの μ c-SiC の深い準位を介して電子と再結合しているものと考えられる。一方暗時の I-V 特性の温度依存性 ($0 \sim 80^\circ\text{C}$) はほぼ温度と関連のない特性を示し、また飽和電流 (J_s) は $1/T$ に伴い指数関数的に変化するため、このヘテロ接合セルではトンネリング特性に基づく電流輸送が支配的であるといえる。したがって本構造の HJ セルの電流輸送機構は mono-Si 側のバリヤーからトンネリングにより注入されたキャリアが μ c-SiC 中の準位を介してマルチステップトンネリング、あるいは捕獲-エミッションを介して流れるメカニズムであることが予測される⁽⁹⁾

4. まとめ

ECR プラズマ CVD 法による微結晶シリコンカーバイド層をエミッタ層として用いた新しいタイプのヘテロ接合太陽電池を開発した。ECR プラズマ CVD 装置は微結晶 SiC 層を成膜する上で優れたドーピング制御法を有し、その光学的エネルギー・ギャップは高導電率性を保持しながら $2.1 \sim 2.7\text{ eV}$ まで変化でき、ヘテロ接合太陽電池の窓層として利用できることがわかった。この太陽電池構造は簡単で低温で作製でき、多結晶基板上でも良質なヘテロ接合形成が可能であ

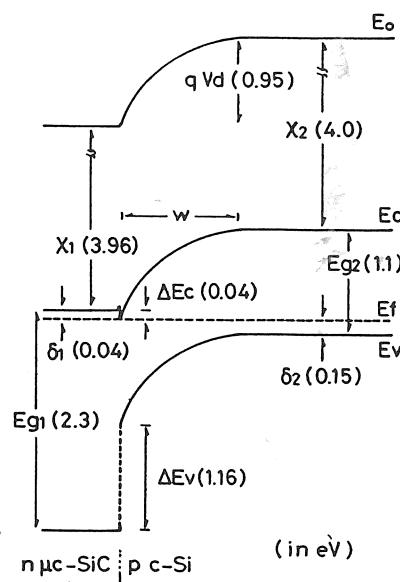


図11. HJセルのエネルギー・バンド図

る。各層の最適化の結果、p- μ c-SiC/n poly-Si HJ セルで最高 15.4% の変換効率が得られた。また単結晶基板を用いたヘテロ接合太陽電池を試作し、これらの電気的特性の解析から、ヘテロ接合内でのキャリア輸送機構は微結晶 SiC 層の準位を介して流れるマルチステップトンネリングであることを提案した。

参考文献

- (1) H.Takakura, Y.Matsumoto, K.Miyagi, G.Hirata, T.Kanata, H.Okamoto and Y.Hamakawa, Optimum design and development of a-Si/poly-Si tandem solar cells, Proc. of the Int. Solar Energy Society, Solar World Congress, (1989), Kobe, Japan. (in press)
- (2) Y.Hamakawa, Y.Matsumoto, Xu Zhang-Yang, M.Okuyama, H.Takakura and H.Oka-moto, a-Si basis heterojunction stacked solar cells. Proc. of Materials Research Society Symposia, (1986-4), 481, Palo Alto.
- (3) Y.Matsumoto, G.Hirata, H.Takakura, H.Okamoto, and Y.Hamakawa, A New type of high efficiency with a low-cost solar cell having the structure of a μ c-SiC/polycrystalline silicon heterojunction, J.Appl. Phys., 67(1990) 6538.
- (4) Y.Hamakawa, Y.Matsumoto, G.Hirata and H.Okamoto, Optoelectronics and photovoltaic application of microcrystalline SiC, Proc. of

- Materials Research Society Symposia, (1989-11), Boston. (in press)
- (5) G.D.Cody, in Semiconductors and Semimetals, Hydrogenated Amorphous Silicon, edited by J.I. Pankove, vol.21, pt.B, (1984), 11, Academic Press, New York.
- (6) Y.Hattori, D.Kruangam, K.Katho, Y.Nitta, H. Okamoto and Y.Hamakawa, High-Conductive wide bandgap p-type a-SiC : H prepared by ECR CVD and its application to high efficiency a-Si : H basis solar cell. Proc. of 19th. IEEE, hotovoltic Specialists Conference, (1987-5), 689, New Orleans.
- (7) R.L.Anderson, Solid-State Electron. 5, 341 (1962).
- (8) S.Furukawa, Present and Future Application of Amorphous Silicon Carbide, Proc. of the First International Conference, Amorphous and crystalline Silicon Carbide, (1987-12), 58, Washington D.C..
- (9) H.Matsuura, T.Okuno, H.Okushi and K.Tanaka, Electrical properties of n-amorphous/p-crystalline silicon heterojunctions. J.Appl.Phys. 55 (4), (1984-2), 1012, American Institute of Physics, Argonne Illinois.

(平成2年3月28日 原稿受理)