

# 界面を光電子分光法で観る

「場と反応」領域 小林 光

## 1. 研究のねらい・目的

固体と他の固体の界面は、LSI の基本構造である金属-酸化物-半導体 (MOS) デバイス、太陽電池、化学センサーなどいろいろなデバイスの性能に大きく影響する。界面はその上に他の物質が存在するため、表面と異なり直接的に観測することが非常に困難である。特に、界面特有の電子状態、すなわち界面準位は半導体デバイスの性能に大きく影響する。しかし、界面準位の状態密度は、例えば応用面から最も重要なシリコン/二酸化シリコン膜界面では1%モノレイヤー以下と非常に低い。すなわち界面に存在する100個の原子のうち高々1個の原子が界面特有の電子状態を有している。したがって、界面準位の観測は非常に困難である。本研究では、半導体のバンドギャップ内に存在する界面準位のエネルギー分布を観測する新しい分光学的な手法を開発し、それを用いて界面準位を高感度で観測することによって界面準位の原子・分子レベルでの構造を解明し、さらに、界面準位の消滅方法を開発することによって半導体デバイスの高性能化を行うことを目的とした。

固体と液体の界面 (固液界面) の原子・分子レベルでの研究は、固体-固体界面や固体-気体界面に比較して非常に遅れている。その大きな理由の一つは、固液界面の研究には光電子分光法が使えないとされてきたことにある。つまり、光電子スペクトルの観測は真空中で行う必要があるために、蒸気圧の高い液体と固体との界面の光電子スペクトルは未だ観測されたことがない。本研究では、液体を巧妙に固体内に閉じ込めることによって固液界面の光電子スペクトルを観測することも目的とした。

## 2. 界面準位の分光学的観測の原理

図1にn型半導体を用いた金属-酸化物-半導体 (MOS) 構造のバンド図を示す。半導体中にはイオン化したドナーによる正の空間電荷が存在し、この電荷によって界面方向に上向きのバンドの曲がりが生じていると仮定する。無バイアス下では (図1a)、半導体のフェルミレベル  $E_F^0$  と金属のフェルミレベル  $E_{F,m}$  は同じエネルギー位置に存在する。この場合、 $E_F^0$

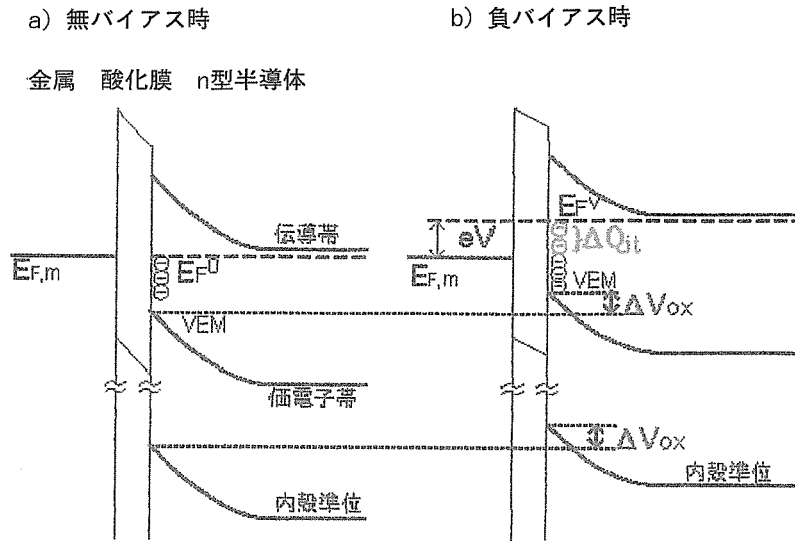


図1 n型半導体を用いた金属-酸化物-半導体 (MOS) 構造のバンド  
図: a) 無バイアス状態; b) 半導体に負バイアス電圧印加時

より低いエネルギーを持つ界面準位には電子が蓄積されているが、これより高いエネルギーを持つ界面準位は空の状態になっている。ここで、例えば金属に対して半導体に負のバイアス電圧  $V$  を印加した場合、半導体のフェルミレベル  $E_{F^V}$  が  $E_{F,m}$  より  $eV$  だけ上方にシフトする。この結果、 $E_{F^0}$  と  $E_{F,m}$  の間に存在する界面準位に新たに負電荷が蓄積される。この電荷量  $\Delta Q_{it}$  は、

$$\Delta Q_{it} = e \int_{E_F^0}^{E_F^V} D_{it}(E) dE \quad (1)$$

と表される。ここで、 $D_{it}$  は界面準位密度、 $E$  は価電子帯上端を基準としたエネルギーである。この界面準位に蓄積された電荷量  $\Delta Q_{it}$  は、酸化膜中の電位勾配の変化を誘起する。この変化量  $\Delta V_{it}$  は

$$\Delta V_{it} = \Delta Q_{it} / C_{ox} = e \int_{E_F^0}^{E_F^V} D_{it}(E) dE / C_{ox} \quad (2)$$

となる。ここで  $C_{ox}$  は酸化膜の電気容量である。界面では、酸化膜のバンドと半導体の内殻準位 (例えば Si 2p レベル) とのエネルギー差は常に一定であるため、半導体の内殻準位が

$\Delta V_{it}$  シフトし、このシフトを X 線光電子分光法 (XPS) を用いて観測することが可能である。一方、バイアス電圧印加時の半導体のフェルミレベル  $E_F^V$  は

$$E_F^V = E_F^0 - eV + e\Delta V_{it} \quad (3)$$

と表される。したがって、半導体の内殻準位のシフト量  $\Delta V_{it}$  をバイアス電圧  $V$  の関数として観測すれば、(2)、(3) 式を用いて  $D_{it}$  をエネルギーの関数として、すなわち界面準位のエネルギー分布を求めることができる。この様に、バイアス電圧を印加することによって界面準位に電荷を蓄積させ、この電荷が誘起する半導体の内殻準位のシフト量を観測する方法を用いれば、1/10,000 モノレーヤー程度、すなわち界面原子 10,000 個のうち 1 個が界面特有の電子状態をもつ場合にもこれを観測することができる。

図 2 にバイアス電圧印加時の XPS スペクトルの測定図を示す。基板シリコン上に 2~3.5nm の膜厚を持つ二酸化シリコン膜を形成し、この上に約 3nm の膜厚を持つ白金を蒸着する。XPS 測定中は、白金膜をアース電位にして基板シリコンにバイアス電圧を印加する。Si 2p 軌道から放出される光電子の平均自由行程は約 3nm であるため、酸化膜と白金膜の存在によって基板からの Si 2p 光電子の強度は、1/5~1/10 に減少するが、尚 S/N 比良く観測できる。また約 3nm の白金膜は連続膜に近くなり、その抵抗が十分に小さくなる結果、白金—シリコン間に有効にバイアス電圧を印加することが可能となる。すなわち、図 2 に示す程度の膜厚を持つ MOS 構造を作製すれば、バイアス電圧を印加した状態で XPS スペクトルを観測することができる。

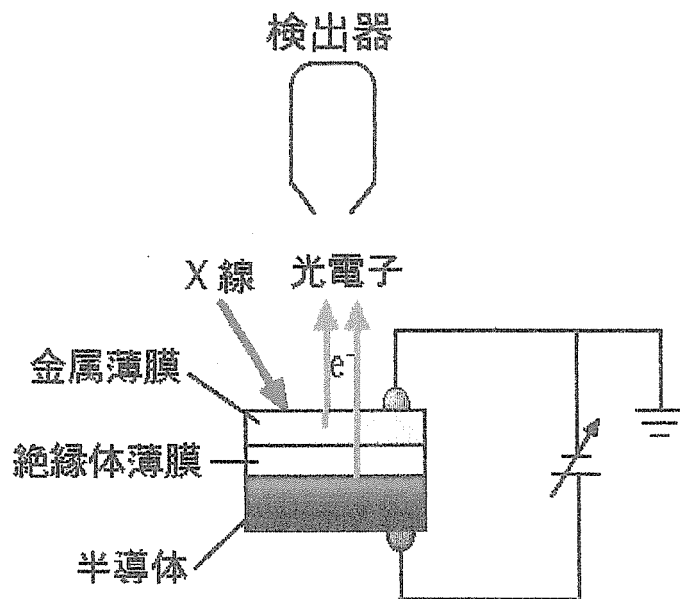


図 2 MOS 構造を持つ試料にバイアス電圧を印加した状態での XPS スペクトルの測定図

### 3. 研究成果

#### 3.1 バイアス電圧印加時のXPS測定による半導体バンドギャップ内の界面準位の研究

図3に〈白金／二酸化シリコン膜／Si(111)〉MOS構造について観測したSi 2p領域のXPSスペクトルを示す。ここで観測されている2本のピークは基板シリコンのSi 2p<sub>3/2</sub>と2p<sub>1/2</sub>準位である。ここで、エネルギーの基準はPt 4f<sub>7/2</sub>準位である。白金に対して基板シリコンに負のバイアス電圧を印加すれば基板シリコンのSi 2pピークは低エネルギー側に(図3b)、正のバイアス電圧を印加すれば高エネルギー側に(図3c)にシフトする。これらのシフトは完全に可逆的であり、化学シフトではなく界面準位に電荷が蓄積されたことによるシフトである。この様にバイアス電圧の印加によって誘起されるSi 2p準位のシフト量を、バイアス電圧の関数として観測する(図4)。図4中のプロットの傾きが大きな領域は界面準位密度の高いエネルギー領域で、プロットが水平である領域は界面準位が存在しないエネルギー領域である。このプロットを(2)、(3)式を用いて解析すれば、シリコンのバンドギャップ内の界面準位のエネルギー分布を求めることができる。

図5に、〈白金／極薄酸化膜／Si(111)〉MOS構造についてバイアス電圧印加時のXPS測定から求めた界面準位のエネルギー分布を示す。酸化膜を350℃の低温で形

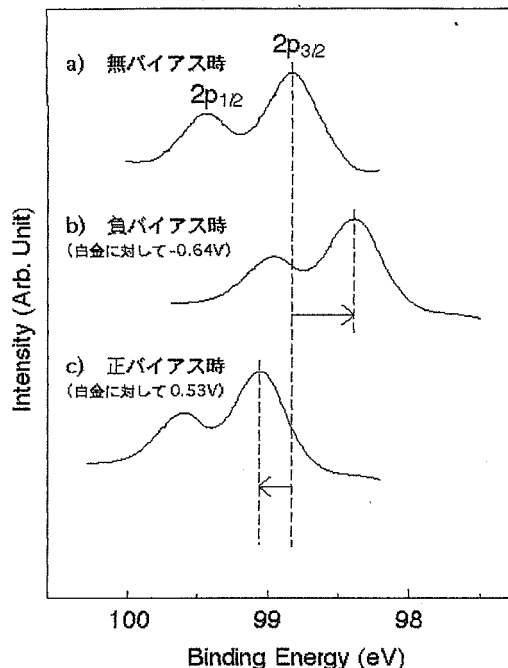


図3 〈白金／二酸化シリコン膜／Si〉MOS構造のSi 2p領域のXPSスペクトル：a) 無バイアス時；b) シリコンに負バイアス電圧を印加時；c) シリコンに正バイアス電圧を印加時

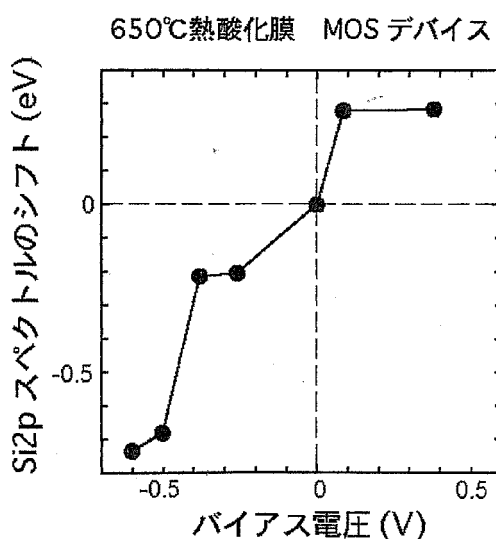


図4 〈白金／二酸化シリコン膜／Si〉MOS構造の基板Si 2pピークのエネルギーシフト量とバイアス電圧の関係

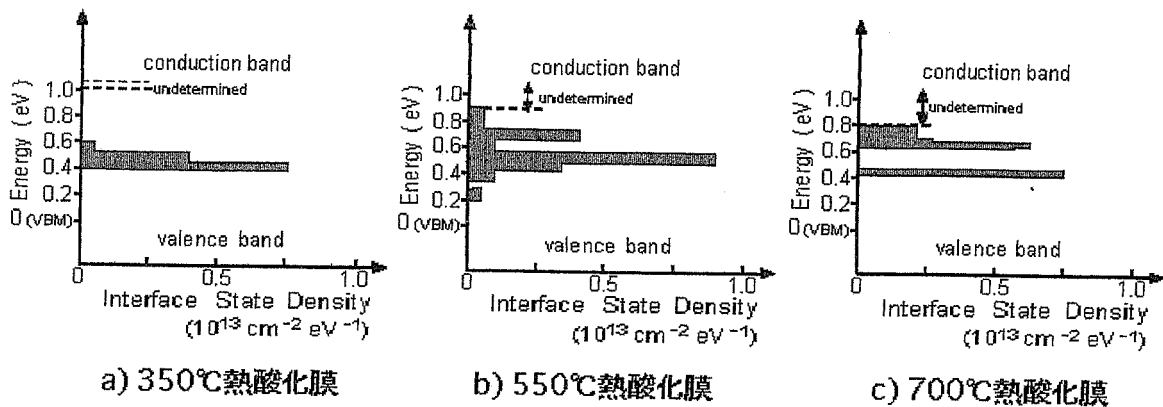


図5 <白金/二酸化シリコン膜/Si(111)>MOS 構造の界面準位のエネルギー分布：a) 350°C で形成した熱酸化膜；b) 550°C で形成した熱酸化膜；c) 700°C で形成した熱酸化膜

成した場合、バンドギャップの中央（ミッドギャップ）近傍に1本の界面準位ピークが観測された。酸化膜の形成温度を550°Cに上昇した場合、界面準位ピークは2本に分裂したが、ミッドギャップ近傍の構造は尚、観測された。酸化膜の形成温度をさらに700°Cまで上昇した場合、ミッドギャップ近傍の構造は完全に消失して、ミッドギャップの上下に合計2本のピークが観測された。観測されたすべての界面準位スペクトルはピーク状の構造を持っており、シリコンダングリングボンドなどの欠陥が界面準位の原因であることが分かる。界面準位の物理的・化学的な原因をさらに明確にするために、密度汎関数法を用いて界面準位のエネルギー計算を行った。図6にエネルギー計算に用いたモデルを示す。界面のシリコン原子は1個の酸素原子と3個の下地シリコン原子と結合しており、Si(111)/酸化膜界面を模したモデルである。中央のシリコン原子のみが界面垂直方向に伸びたダングリングボンドを持つ。エネルギー計算の結果、ミッドギャップの近傍に電子の1つ入ったエネルギー準位が存在することが分かった。このギャップ準位の波動関数は図6に示すようにシリコンダングリングボンドの近傍に局在化しており、シリコンダングリングボンド界面準位であることが分かる。

図6のクラスターにあと1つの電子を付け加えた陰イオンクラスターでは、バンドギャップ内に2つの電子が入っているエネルギー準位が存在する。この2つの電子が存在する準位は電子が1つ存在する準位よりもエネルギーが約0.1eV高く、シリコンダングリングボンドの有効相関エネルギーが~0.1eVと小さな正の値を持つことが分かる。この計算結果は図5aの界面準位スペクトルをうまく説明する。350°C熱酸化膜では、ミッドギャップ近傍に1本の界面準位ピークが観測されているが、これはシリコンダングリングボンド界面準位の

有効相関エネルギーが小さいために、電子が1つ入る遷移と2つ入る遷移のエネルギー差が小さく分離されないために1本のピークになったと考えられる。したがって、図5 b,cで観測されている分離されたピークは、1種類のダングリングボンド界面準位の異なった遷移ではなく、多種類の異なった環境下のダングリングボンド界面準位が存在することを示す。

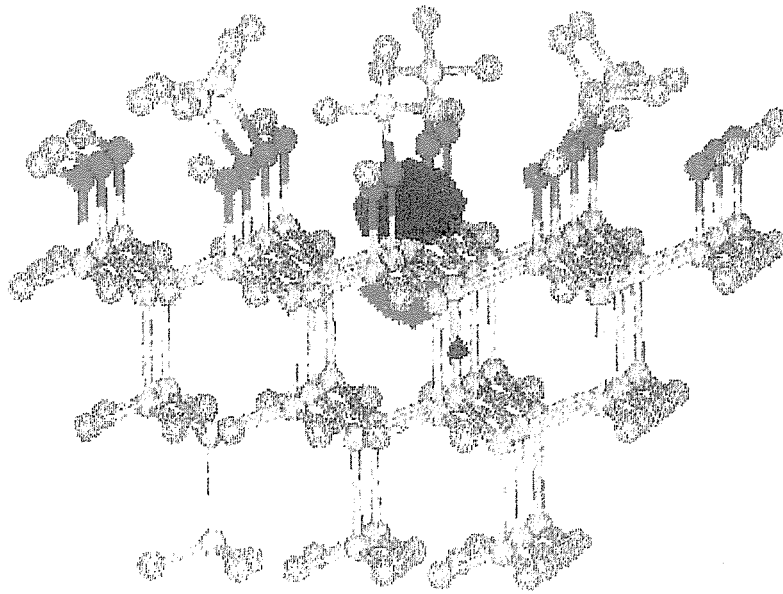


図6 密度汎関数法による界面準位のエネルギー計算に用いたモデル

密度汎関数法を用いた理論計算の結果、シリコンダングリングボンドの近傍に酸化膜中の不対電子を持つシリコン原子が存在すれば、それらの弱い相互作用によってシリコンダングリングボンドがミッドギャップから価電子帯の方向にシフトし、一方、シリコンダングリングボンドと孤立電子対を持つシリコンや酸素原子が弱く相互作用した場合、ダングリングボンドのエネルギー準位は伝導帯側にシフトすることが分かった。したがって、350°C 熱酸化膜で観測されているミッドギャップ近傍の界面準位ピークは、他の原子と相互作用していない孤立したシリコンダングリングボンドによるものと、高温で形成した酸化膜についてミッドギャップの上方と下方に観測されているピークは酸化膜中の原子と弱く相互作用しているダングリングボンド界面準位と帰属した。このような界面準位スペクトルの違いは、以下に示す様に酸化膜の原子密度の違いによるものと結論した。二酸化シリコン膜のFT-IRスペクトルの観測から、酸化膜の原子密度を $2.05 \times 10^{22} \text{cm}^{-3}$  (350°C 熱酸化膜)、 $2.15 \times 10^{22} \text{cm}^{-3}$  (450°C 熱酸化膜)、 $2.18 \times 10^{22} \text{cm}^{-3}$  (700°C 熱酸化膜) と見積もることができた。つまり、酸化膜の形成温度が上昇するほど原子密度は増加する。酸化膜の原子密度が低い場合、シリコンダングリングボンドは大きなスペースを持ち、孤立したダングリングボンド準位がミッドギャップの近傍に形成される(図5 a)。一方、酸化膜の原子密度が高い場合、酸化膜中の原子がシリコンダングリングボンドの近傍に存在し弱く相互作用する結果、ダングリングボンド準位がミッドギャップから上下にシフトする(図5 b,c)。

界面準位はそこに電荷を蓄積することによって半導体のバンドベンディングを減少させ、また、再結合中心として働く。したがって、LSI の基本構造である MOS デバイスの不安定性を引き起こし、MOS 構造を太陽電池として用いた場合はエネルギー変換効率が低下する。界面準位密度の低減は、従来水素雰囲気中 350~450℃ で加熱することによってシリコンダングリングボンドを水素で終端して Si-H 結合を形成することによってなされていた。しかし、Si-H 結合が 550℃ 以上では切断されるために加熱処理が行えず、また、放射線照射によって再び界面準位が生成するといった問題点があった。そこで本研究では、Si-H 結合ではなくシアン処理を用いて Si-CN 結合を形成することによって界面準位を消滅する方法を開発

した。界面準位はバンドギャップ内にエネルギー準位を持つために、ある程度金属的な性質を有している。そこで、金属と非常に強い結合を形成する CN<sup>-</sup> イオンを用いれば界面準位に選択的に結合を形成できこれを消滅できると発想した。シアン処理とは、シリコンウェーハを 0.1M KCN 水溶液に数秒浸し、その後沸騰水で洗浄するという非常に簡単な処理であり、実用上有利な方法である。このシアン処理を施した後に酸化膜を形成し、その後 MOS 構造とした。シアン処理によって約 3% モノレーヤーの Si-CN が形成されることが XPS 測定から分かっている。シアン処理を施さない場合、ミッドギャップ近傍に幅の広い界面準位ピークが観測されている(図 7 a)。シアン処理を施した試料では界面準位密度が約 1/5 に減少し、特にミッドギャップ近傍の界面準位密度が減少した(図 7 b)。ミッドギャップ近傍の界面

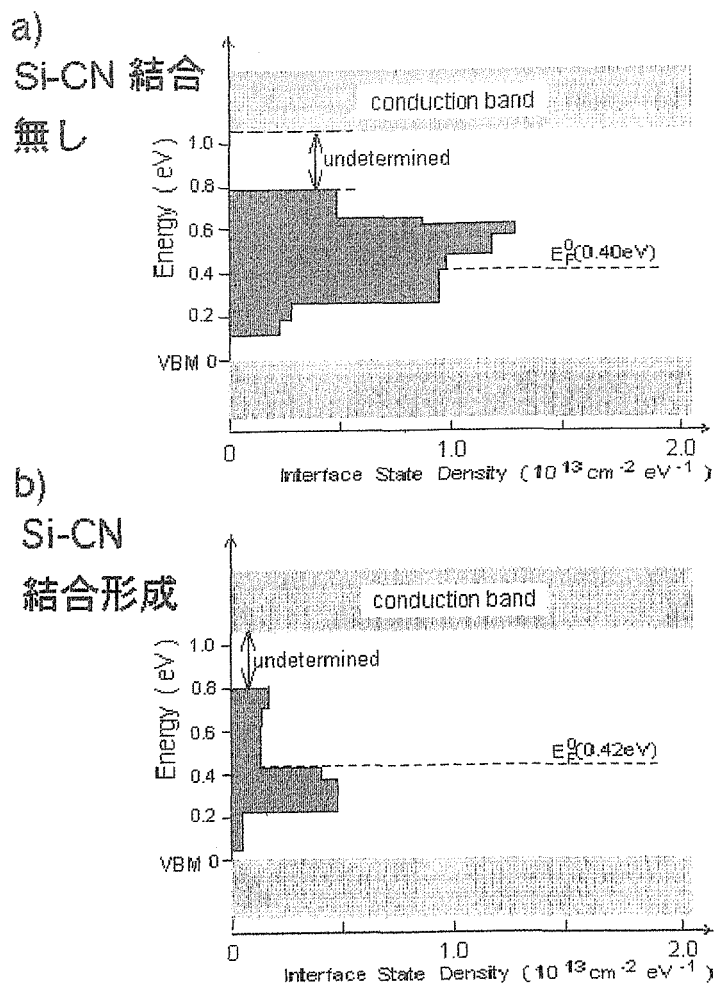


図 7 <白金/二酸化シリコン膜/Si(100)> MOS 構造の界面準位のエネルギー分布 : a) シアン処理による Si-CN 結合の形成なし ; b) シアン処理により Si-CN 結合を形成

準位は、有効に電子とホールの再結合中心として働くために、これの除去によって半導体デバイスの電気的特性の向上が期待される。これを確かめるために、〈ITO/二酸化シリコン膜/Si(100)〉MOS 型太陽電池を作製した。

図 8 に MOS 型太陽電池の光起電力-光電流密度曲線を示す。シリコンの表面を凹凸にするマツテクスチャー面を作製した場合、シリコン表面での光の反射率が減少して理論限界(45mA/cm<sup>2</sup>)に近い高い光電流が得られている。したがって、太陽電池のさらなる高効率化には光起電力の増加がキーポイントとなる。シアン処理により界面準位密度を減少させた太陽電池では、光起電力が約 40mV 増加している。開放光起電力  $V_{oc}$  は次式で表される。

$$V_{oc} = \frac{nkT}{e} \ln \left( \frac{J_{ph}}{J_{dark}} + 1 \right) \quad (4)$$

ここで、 $J_{ph}$  は光電流密度、 $J_{dark}$  は光電流と反対方向に流れる暗電流密度、 $n$  は理想因子で 1 に近い値をとる。(4) 式から、40mV の光起電力の増加には、暗電流密度が約 1/5 になる必要がある。暗電流密度の減少は、界面準位の除去によるシリコン中のバンドベンディングの増加と界面再結合電流の減少によるものである。密度汎

関数法を用いた理論計算の結果、シリコンダングリングボンドに  $CN^-$  イオンが吸着すればギャップ内準位が完全に消滅することが分かった。また、 $CN^-$  イオンは炭素原子を介してダングリングボンドシリコン原子と結合し、Si-CN 結合が直線的であることも分かった。

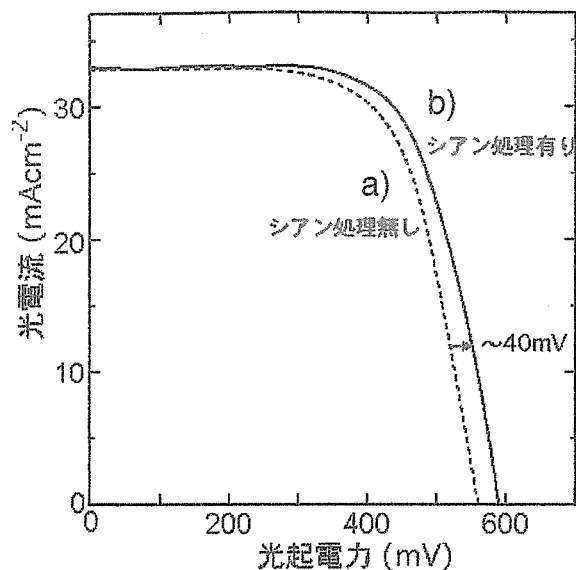


図 8 〈ITO/二酸化シリコン膜/Si(100)〉MOS 型太陽電池の光起電力-光電流密度曲線：a) シアン処理による Si-CN 結合の形成なし；b) シアン処理により Si-CN 結合を形成

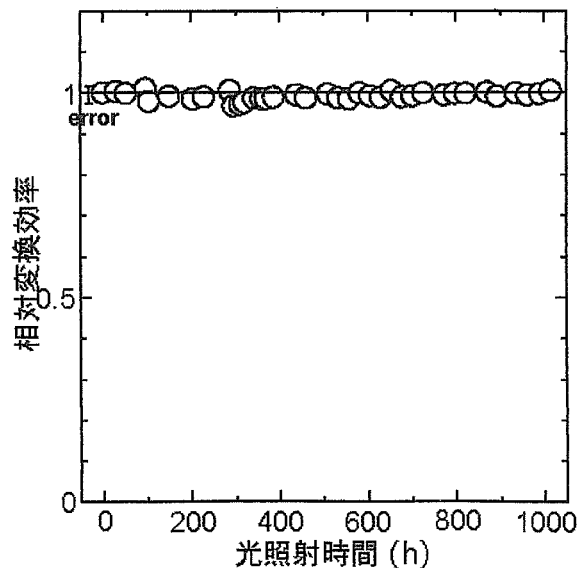


図 9 〈ITO/二酸化シリコン膜/Si(100)〉MOS 型太陽電池の長期安定性



図9に<ITO/二酸化シリコン膜/Si(100)>MOS型太陽電池の長期安定性を示す。1,000時間以上の光照射を行ってもエネルギー変換効率は全く変化しないことが分かる。これは、太陽電池が安定であることを示すのみならず、Si-CN結合が紫外光や可視光照射によって切断されないことを示している。さらに、700℃の加熱によってもSi-CN結合が切断されないこともわかっている。このような放射線や加熱処理に対する安定性は、従来の水素処理による界面準位の消滅法では達成されなかった重要な利点である。

### 3.2 XPSによる固体-液体界面の観測

固液界面は、固体-気体界面や固体-固体界面に比較して分子・原子レベルでの研究が大きく遅れている。その大きな理由は、真空中での観測が必要である光電子分光法の適用が不可能とされてきたことにある。本研究では、固体内に液体を閉じ込めれば固液界面の光電子分光法の測定が可能であると発想した。

図10に固体-液体界面の光電子スペクトルの測定用試料の作製方法を示す。まず、Si(111)ウェーハを用いて原子レベルで平坦な表面を作製し、これを超高真空槽に挿入して77Kに冷却する。冷却した状態で、室温では液体である四塩化炭素(CCl<sub>4</sub>)、アセトニトリル(CH<sub>3</sub>CN)などの蒸気を露出して、これらの固体薄膜を基板上に作製する。これらの固体薄膜の上に、緻密膜が作製できるイオンクラスタービーム蒸着法を用いてAlやAuなどの金属薄膜を堆積する。この試料を室温まで昇温すれば、液体が固体内に閉じ込められた試料が作成できる。

この様にCCl<sub>4</sub>を固体内に閉じ込めた試料のXPSスペクトルを図11に示す。C 1sピークとCl 2pピークの強度比は、イオン化断面積による補正を行った後1:4となり、CCl<sub>4</sub>の存在を示す。これらのClに起因するピークは、金属を蒸着した試料をCCl<sub>4</sub>溶液に浸したり、金属の蒸着後にCCl<sub>4</sub>を露出した試

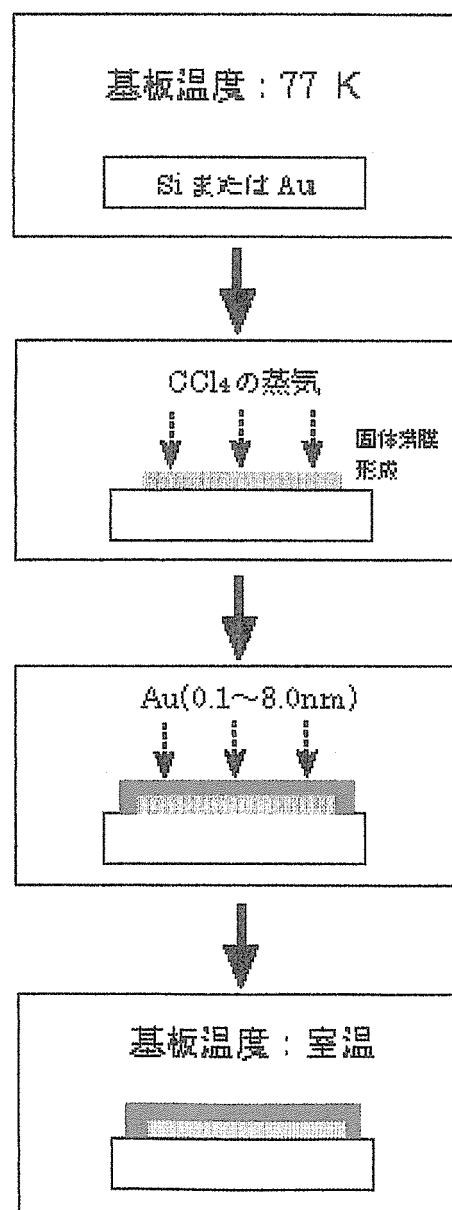


図10 固液界面の光電子スペクトル観測用試料の作成方法

料では観測されなかった。したがって、観測されている Cl 2p, 2s ピークは CCl<sub>4</sub> の吸着によるものではなく、固体薄膜の下に存在する液体の CCl<sub>4</sub> であることが分かった。

観測されたピークは気体の CCl<sub>4</sub> の XPS ピークに比較して低エネルギー側にシフトし、ブロードニングを起こしている。この結果は以下に示す様に、他の CCl<sub>4</sub> 液体分子及び金属薄膜による光電子放出の終状態の安定化によって説明できる。

気体 CCl<sub>4</sub> 分子では、光電子放出によって生成した正イオンは他の分子による安定化を受けない。一方、液体の CCl<sub>4</sub> 分子では、まわりの他の液体分子によって正イオンである終状態が安定化され、内殻準位ピークは低エネルギー側へシフトする。この安定化のエネルギーを  $\beta$  とすると、光電子強度  $I$  は (5) 式で表される。

$$I(E) = I_0 \cdot \exp \left[ -\frac{(E - E_0 + \beta)}{4kT(\beta + A)} \right] \quad (5)$$

ここで、 $E_0$  は気体 CCl<sub>4</sub> の結合エネルギー、 $A$  は装置の分解能が関係する装置関数である。また、光電子放出によって生成した正イオンが金属の近くに存在すると、金属によっても終状態が安定化される。つまり、金属内に正イオンのイメージチャージが誘起され、クーロンポテンシャルによる安定化が起こる。この安定化エネルギー  $E_s$  は、(6) 式で表され、正イオンと金属界面との距離  $r$  に反比例する。

$$E_s = -\frac{\beta}{r} \quad (6)$$

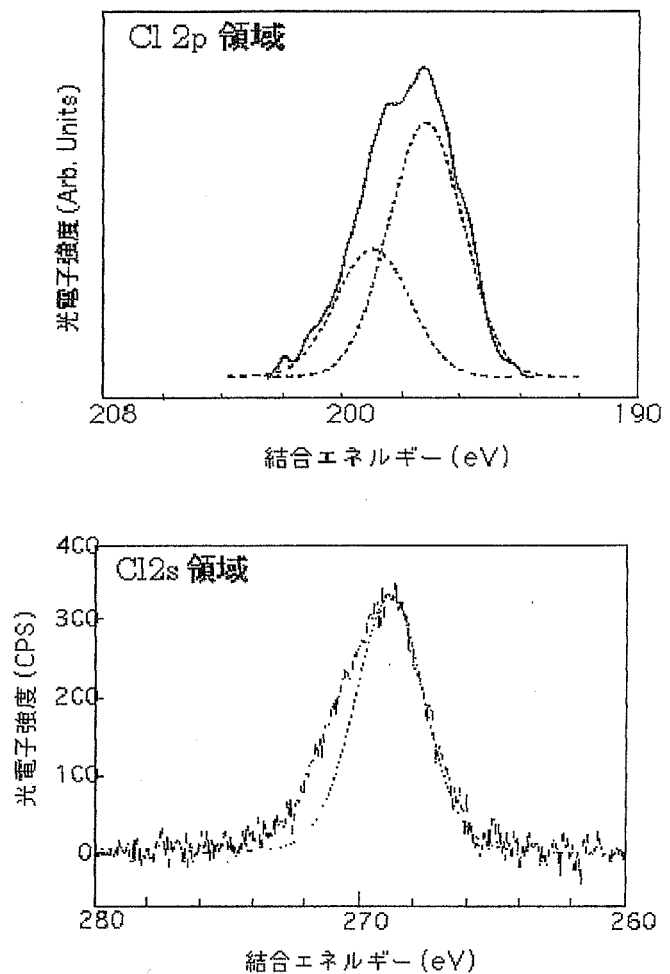


図11 <金薄膜/液体CCl<sub>4</sub>/Si(111)>試料(固液界面)のXPSスペクトル: a) Cl 2p領域; b) Cl 2s領域

一方、光電子の強度 $I$ は界面からの距離 $r$ とともに指数関数的に減衰し、(7)式で表される。

$$I = I_0 \cdot \exp\left(-\frac{r}{\lambda}\right) \quad (7)$$

(5) ~ (7) の3式から、光電子放出によって生成した正イオンが他の液体分子と金属によって安定化される場合、光電子強度 $I$ とエネルギー  $E$  の関係は (8) 式で表される。

$$I(E) = \int_{-\frac{E}{r_A}}^0 \frac{I_0}{E_s^2} \cdot \exp\left[-\frac{(E-E_0 + \beta + E_s)^2}{4kT(\beta + A)}\right] \cdot \exp\left(\frac{B}{E_s \lambda}\right) dE_s \quad (8)$$

これは、非対称な関数となり、今回観測されたピークの形状をうまく説明できる。

#### 4. 今後の展望

半導体界面の電子状態、さらに微視的構造を観測し、これを高度に制御することによってLSIのMOSデバイスや太陽電池などの半導体デバイスの性能を高めることができる。さらに、新規な界面化合物を形成したり、新規な低温プロセスを開発して誘電体薄膜材料を創製することによって、超高安定性、超高信頼性のある新規構造の半導体デバイスの作製が可能となろう。

一方、固液界面の光電子分光法の研究をさらに進め、電解質溶液に関するスペクトルをバイアス電圧印加時に観測することによって、固液界面の電気二重層の構造、ポテンシャルを求めることが可能であり、固液界面の分子論的研究が大いに進展する。

#### 5. 論文リスト

- 1) H. Kobayashi, Y. Yamashita, Y. Nakato, T. Komeda, and Y. Nishioka, "Interface states at ultrathin oxide/Si(111) interfaces obtained from x-ray photoelectron spectroscopy measurements under biases" Appl. Phys. Lett. 69, 2276-2278 (1996).
- 2) Y. Yamashita, K. Namba, Y. Nakato, Y. Nishioka, and H. Kobayashi, "Spectroscopic observation of interface states of ultrathin silicon oxide" J. Appl. Phys. 79, 7051-7057 (1996).
- 3) H. Kobayashi, T. Yuasa, Y. Nakato, K. Yoneda, and Y. Todokoro, "Low temperature catalytic formation of Si-based metal-oxide-semiconductor structure" J. Appl. Phys. 80, 4124-4128 (1996).
- 4) H. Kobayashi, K. Namba, Y. Yamashita, Y. Nakato, T. Komeda, and Y. Nishioka, "Interface state-induced shift of the oxide and semiconductor core levels for

- metal-oxide-semiconductor devices" J. Appl. Phys. 80, 1578-1582(1996).
- 5) H. Kobayashi, T. Mizokuro, Y. Nakato, K. Yoneda, and Y. Todokoro, "Nitridation of silicon oxide layers by nitrogen plasma generated by low energy electron impact" Appl. Phys. Lett. 71, 1978-1980 (1997).
  - 6) H. Kobayashi, S. Tachibana, K. Yamanaka, Y. Nakato, and K. Yoneda, "Improvement of <indium-tin-oxide / silicon oxide / n-Si> junction solar cell characteristics by cyanide treatment" J. Appl. Phys. 81, 7630-763 (1997).
  - 7) K. Namba, T. Yuasa, Y. Nakato, K. Yoneda, H. Kato, and H. Kobayashi, "Effect of chemical oxide layers on platinum-enhanced oxidation of silicon" J. Appl. Phys. 81, 7006-7011 (1997).
  - 8) H. Kobayashi, S. Tachibana, Y. Nakato, and K. Yoneda, "Improvement of electrical characteristics of <indium tin oxide / silicon oxide / poly-crystalline n-Si> solar cells by a KCN treatment" J. Electrochem. Soc. 144, 2893-2897 (1997).
  - 9) T. Kubota, Y. Nakato, K. Yoneda, and H. Kobayashi, "Platinum-enhanced oxidation of GaAs" Phys. Rev. B 56, 7428-7434 (1997).
  - 10) H. Kobayashi, Y. Yamashita, K. Namba, and Y. Todokoro, "A new method for the growth of silicon oxide layers below 300°C by use of catalytic activity of platinum overlayers" Appl. Surf. Sci. 108, 433-438 (1997).
  - 11) H. Kobayashi, H. Kawa, T. Yuasa, Y. Nakato, and K. Yoneda, "Palladium-promoted oxidation of Si at low temperatures" Appl. Surf. Sci. 113 / 114, 590-594 (1997).
  - 12) Y. Yamashita, Y. Nakato, H. Kato, Y. Nishioka, and H. Kobayashi, "Effects of interface roughness on the density of interface states at ultrathin oxide / Si interfaces: XPS measurements under biases" Appl. Surf. Sci. 117 / 118, 176-180 (1997).
  - 13) H. Kobayashi, A. Asano, S. Asada, Y. Yamashita, K. Yoneda, and Y. Todokoro, "Studies on interface states at ultrathin SiO<sub>2</sub> / Si(100) interfaces by means of x-ray photoelectron spectroscopy under biases and their passivation by the cyanide treatment" J. Appl. Phys. 83, 2098-2103 (1998).
  - 14) H. Kobayashi, T. Kubota, H. Kawa, Y. Nakato, and M. Nishiyama, "Oxide thickness dependence of energy shifts in the Si 2p levels for the SiO<sub>2</sub> / Si structure, and its elimination by a palladium overlayer" Appl. Phys. Lett. 73, 933-935 (1998)
  - 15) H. Kobayashi, T. Yuasa, K. Yamashita, K. Yoneda, and Y. Todokoro, "Mechanism of platinum-enhanced oxidation of silicon at low temperatures" J. Chem. Phys. 109, 4997-5001 (1998).