Al/Si ショットキー障壁高さに対する 界面結晶方位関係の影響

三浦 喜直・藤枝 信次・廣瀬 和之

NEC マイクロエレクトロニクス研究所 305 つくば市御幸が丘 34

(1994年5月2日受理)

Relation between Schottky Barrier Height and Crystallographic Alignment at Al/Si Interfaces

Yoshinao MIURA, Shinji FUJIEDA and Kazuyuki HIROSE

Microelectronics Research Laboratories, NEC Corporation
34 Miyukigaoka, Tsukuba 305

(Received May 2, 1994)

Al/Si 界面は、Si デバイスのコンタクトに用いられる工学的に重要な界面であるが、ショットキー障壁の形成機構など基礎的な理解は十分ではない。著者らは、Si 基板上にエピタキシャルおよび非エピタキシャルの Al 薄膜を、低温 MBE を用いて形成し、両者のショットキー障壁高さ (SBH) を比較した。その結果、Si (111), Si (100) どちらの基板を用いた場合でも、エピタキシャル界面でのフェルミ準位のピンニング位置が、非エピタキシャル界面のそれに比べて高くなることが明らかとなった。このピンニング位置の違いは、エピタキシャル界面のほうがエネルギー的に安定であることを示唆しており、熱処理による SBH の変化の様子においても、この予想を支持する結果が得られた。本解説では、これまでの Al/Si ショットキー界面の研究を概観した後、Al と Si の結晶方位関係と SBH との相関に関する著者らの研究について紹介する。

1. はじめに

ショットキー障壁形成のメカニズムについては、Bardeen による最初のフェルミ準位ピンニングモデル¹⁾が提出されて以来、長い間議論が続いてきたが、近年の薄膜形成技術や表面・界面評価技術の進歩とともに、その理解は着実に深まってきている²⁾。こうした流れに大きな影響を与えたのが、Tung による NiSi₂/Si (111) 界面の SBH の研究である³⁾。彼は、同じ面方位でありながら界面の原子配列の異なる 2 種類の NiSi₂/Si 界面をつくり分け、SBH が 140 meV 異なることを見出した。この発見によって、ショットキー障壁形成には、内部仕事関数などのバルクの物性以外に、界面構造がきわめて重要な役割を果たしていることが示された。その後、半導体表面超構造に依存して SBH が大きく変化する例が、Pb/Si⁴⁾, Sb/GaAs⁵⁾, Ag/Si⁶⁾ などいくつかの系で報告されている。このように原子レベルで構造が制御された

界面に対して SBH を論ずることは、ショットキー界面の研究に豊かな知見を与えてくれている^{2,7)}。

一方、こうした特定の超構造をもたない界面でも、界面構造を特徴づけられる場合がある。格子不整のあるエピタキシャル界面はその一例であり、Al/Si 系はその代表的なものである。本解説では、Al/Si ショットキー界面を取り上げ、SBH の結晶方位関係依存性について紹介する。

2. 従来の Al/Si ショットキー界面の研究

Al-Si 系は、シリサイドを形成せず、化学的に不活性な金属・半導体界面としては典型的なものである。Al/Si 界面の SBH については、1970 年代に Louie らによって jellium model を用いた初めての理論的な予測が行われ⁸⁾、その後特定の界面構造を仮定した理論的研究も進展している⁹⁻¹¹⁾。一方、これまでの実験で求められた SBH データは、清浄な n 型 Si (111) 上に形成した

Al/Si 界面に限っても、0.65~0.77 eV と測定誤差よりはるかに広い範囲に散らばっている¹²⁻¹⁶⁾。このため、実験で得られた SBH と理論値との精度の良い比較は現在でも難しい状況にある。

上の例では熱処理の効果を考慮していないが、この効果を含めると SBH データの散らばりはさらに大きくなる。Al/Si 界面では、シリサイドなどの場合と同様、SBH が熱処理の温度や時間と共に複雑な変化をする¹⁷⁻²⁰⁾。n 型基板上的 SBH は、熱処理初期に若干減少し、続いて大幅な増加が見られる。後者の変化は、Si デバイスのコンタクトの信頼性に関連して古くから知られており、Si の Al 中への拡散によって説明される。熱処理中にまず Si が Al 中に拡散し、つぎの冷却過程で、Al 中の Si が界面に析出する。この析出 Si 層は、Al をドーパントとして $1 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ 以上含む p⁺ 型のため、界面近傍のバンドが持ち上げられて、みかけの SBH が大きく変化する^{17,18)}。これに対し、熱処理初期の SBH 変化の原因についてはほとんど解明されていない。

以下の節では、Al/Si (111) および Al/Si (100) のショットキー界面に関する筆者らの実験結果に基づいて、SBH の散らばり、および熱処理による SBH の変化を、界面の結晶方位関係の観点で整理し、その原因について考察する²¹⁾。

3. Al/Si 界面の形成

Al が Si 表面上にエピタキシャル成長することは、1960 年代から知られていた²²⁾。その後、1980 年代になって Al ソースにイオンクラスタービームや電子ビームガンその他を用いた真空蒸着法あるいは化学気相成長法により、Si (111) 表面上に Al 厚膜を単結晶エピタキシャル成長できることが報告された²³⁻²⁷⁾。ここで、Al と Si の間には約 25% もの格子不整があるため、「エピタキシャル」とは基板との方位関係が一致することを指している。ただし Al と Si の格子定数の比は 3:4 にきわめて近いので、広義の格子整合が存在する可能性があるが、これについては議論がある²⁸⁾。こうした単結晶を用いたコンタクトの工学的利点は、その高い熱的安定性にある。単結晶 Al では、多結晶の場合のような Si 拡散を大幅に抑えることができ、高温の熱処理でも SBH が安定であることが見出されている^{20,29)}。

われわれは最近、異方性エッチングにより平坦化した酸化膜フリーな Si (111) 表面上に、低温 MBE を用いて Al の単一相エピタキシャル成長ができることを示した³⁰⁾。さらに同じ成長条件でも、表面の状態を変えることにより、同一の配向性を保ったまま、面内の方位がランダムに回転したグレインからなる非エピタキシャル膜

Table 1 Structures of Al films grown on various Si (111) and Si (100) surfaces prepared by different in-situ treatments. The Si surface structures before Al evaporation were identified by RHEED patterns. The crystallographic structures of Al films were determined by TEM observation.

Sample	Si surface	Al film
A	(111) : 7×7	epitaxial-(111)
B	(111) : 1×1	rotational-(111)
C	(111) : 1×1(-H)	epitaxial-(111) + (100)
D	(100) : 2×1	epitaxial-(110)
E	(100) : 1×1(-H)	rotational-(110)

を得ることができた。また Si (100) 表面上にも、同一成長条件でエピタキシャル、非エピタキシャル膜を作り分けることができた。

上記の構造を実現するうえで、基板表面処理は、最も重要なプロセスである。用いた基板は、n 型および p 型の (111), (100) 基板 (10~20 nm) である。基板はすべて、あらかじめ形成した酸化膜を希フッ酸で除去した後、pH をコントロールしたフッ酸液で水素終端し³⁰⁻³²⁾、即座にベースプレッシャー 1×10^{-10} Torr 以下の真空槽中に搬送した。どちらの基板も反射高速電子回折 (RHEED) パターンは 1×1 を示した。これらの水素終端基板に加えて、真空中での熱処理で水素を脱離させ、3 種類の清浄表面を得た。(111) 基板に対しては 800°C および 600°C、10 分間の熱処理で 7×7 および 1×1 の RHEED パターンが、また (100) 基板に対しては 700°C、10 分間の熱処理で、2×1 のパターンが得られた。基板温度がピーク温度に達した後、真空度は 1×10^{-9} Torr 以下に保たれた。Al の蒸着には effusion cell を用い、蒸着条件は、基板温度 50°C、蒸着速度 0.04 nm/s、膜厚 60 nm とした。以上のように 5 種類の Si 表面上に得られた試料を、試料 A~E とする (Table 1)。

4. 界面構造の評価

熱処理を行っていない試料 A~E の Al 膜の構造は、X線回折法および透過電子顕微鏡 (TEM) 観察によって評価した。平面 TEM 観察試料は、機械研磨およびイオンミリングによって薄片化し、Al 層、Si 層の重なった部分を観察した。

Fig. 1 (a)~(c)は、Si (111) 基板上的 3 種類の試料の透過電子回折 (TED) パターン、Fig. 1 (d), (e)は、Si (100) 基板上的 2 種類の試料の TED パターンである。

Fig. 1 (a)に示すように、試料 A では、Al 膜が Si 基板に対してエピタキシャル関係 (Al (111)//Si (111), Al

Fig. 1 Planview TED patterns from the overlap region of Al and Si layers for the samples on (111)- and (100)-oriented substrates. Here, (a)~(e) represent the TED patterns of samples A~E, respectively. S, A1, A2, and A3 indicate the diffraction spots of Si(220), Al(220), Al(200), and Al(111), respectively. The spots of D1, D2, and D3 are caused by double diffraction at the Al and Si layers, corresponding to the spots of A1, A2 and A3.

$\langle 220 \rangle // \text{Si} \langle 220 \rangle$ 》をもっており、平面および断面 TEM 像から、Al 膜は、基板方位をそのまま引き継ぐ type A 関係^{3,20)}のみからなる単一の結晶方位をもっていることがわかる。これに対し試料Bでは、Al の回折スポットが中心角 $\pm 10^\circ$ の範囲で弧を描いている (Fig. 1 (b))。このことは平面 TEM 像からも確認できるように、試料Bの Al 膜は、試料Aと同様 (111) 配向であるが、エピタキシャルの結晶方位を中心に界面に平行な面内でランダムに回転した (111) 配向グレインからなることがわかる。試料Cでは、試料Aと同じ配向性をもったエピタキシャルグレインに加え、Al(100)//Si(111), Al $\langle 220 \rangle // \text{Si} \langle 220 \rangle$ の関係を満たすエピタキシャルグレインが混入していることがわかる (Fig. 1 (c))。

Fig. 1 (d)に示すように、試料Dでは、Al 膜は2種類の等価なエピタキシャルグレイン (Al(110)//Si(110), Al $\langle 220 \rangle // \text{Si} \langle 220 \rangle$) からなる。この構造は、やはり MBE を用いた Si(100):2 $\times$ 1 超構造上の Al 成長で観測されている³³⁾。また試料Eの Al 膜は、試料Dと同様 (110) 配向であるが、2種類のエピタキシャルグレインの結晶方位を中心に、界面に平行な面内で $\pm 10^\circ$ の範囲内でランダムに回転している (Fig. 1 (e))。

断面 TEM 観察では、いずれの試料でも Al 膜が柱状構造となっており、バルクの Al 膜構造は界面極近傍にまで外挿できると考えられる。X 線回折での Al(111) ピークおよび Al(110) ピークの半値幅は試料間でまったく差が見られなかった。このことは、試料間の結晶構

造の主要な違いが、界面に平行な面内での結晶方位関係であることを示している。Al と Si の結晶学的方位関係を Table 1 にまとめた。

Al 膜の構造は、界面形成前の Si の表面構造と密接な関係がある。試料 A, D では、表面超構造が Al のエピタキシャル成長を促進しているように見えるが、これは超構造が成長初期の Al サイトを提供しているためと考えられる。Si 表面を終端する水素原子の存在は明らかに Al 成長に影響を与えるはずである。格子定数を含め Al とほぼ同じ結晶構造をもつ Ag に対しては、Si (111) 水素終端表面では、(111) 配向のエピタキシャル成長が促進されることが報告されている³⁴⁾。本研究の Al/Si 系の場合には、Si (111) 水素終端表面上で、エピタキシャル成長している (試料 C) のに対し、Si (100) 水素終端表面では逆にエピタキシャル成長が抑制されている (試料 E)。基板の面方位によって水素終端の効果が異なるのは、Si-H 結合の性質の違いによるものと考えられる。

5. ショットキー障壁高さの測定

実際の測定によって得られる障壁高さには、障壁高さの不均一分布やドーパントの濃度分布、界面近傍の欠陥準位などさまざまな外的要因が影響する³⁵⁻³⁷⁾。このような場合には、SBH は測定法により異なる値を示す。したがっていくつかの独立な方法で SBH を測定することが望ましい。本実験では、n 型 Si 基板上に形成した 5 種類の試料に対し、I-V 法、C-V 法、および内部光電子放出 (IPE) 法によって SBH を室温測定した。ショットキーダイオードのコンタクト面積は $1.9 \times 10^{-3} \text{ cm}^2$ と

Fig. 2 Typical sets of Forward current characteristics in $\ln I$ -V plots for the contacts on (111)-oriented surfaces. The contact area is $1.9 \times 10^{-3} \text{ cm}^2$. The SBHs were determined from the saturation current, which is extrapolated by fitting the plots in the bias range of 80~180 meV.

し、IPE 測定ではダブルモノクロメータで単色化した赤外光を、鏡面研磨した裏面より入射させた。

Fig. 2 は、n 型 (111) 基板上に形成したダイオード (試料 A~C) の典型的な I-V 特性である。(100) 基板上の試料も含めすべての試料で、 $\ln I$ -V プロットの n 値は、1.01~1.05 で良好であった。この結果は、外挿から求められた SBH が空乏層中の再結合電流などの影響をほとんど受けていないことを示している。**Fig. 3** は、試料 A~C に対する典型的な IPE スペクトルである。入射光のエネルギー $h\nu$ と光電子収率 Y は、いずれの試料に対してもファウラープロット ($Y^{1/2}$ - $h\nu$) によくのっている。これは (100) 基板上の試料に対しても同様である。 $1/C^2$ -V プロットから得られた基板のドナー濃度は、試料によらず $N_d = 4.0 \times 10^{14} \text{ cm}^{-3}$ と一定で、基板の抵抗値によく対応している。**Table 2** に、上記三つの方法から測定した (111) および (100) 基板に対する SBH の値をまとめた。各試料に対して、三つの独立な方法で決定された SBH が、測定法の精度 ($\pm 10 \sim 15 \text{ meV}$) の

Fig. 3 Typical sets of IPE spectra in Fowler plots for the contacts on (111)-oriented surfaces. The SBHs were determined as threshold photon energy, which is extrapolated by fitting in the range of $\phi + 3kT < h\nu < 0.96 \text{ eV}$.

Table 2 SBHs for Al contacts on n-type Si substrates. Barrier height values, ϕ_{Bn} (I-V), ϕ_{Bn} (C-V), and ϕ_{Bn} (IPE), were determined by current-voltage, capacitance-voltage, and internal photoemission methods, respectively, at 300 K.

Sample	ϕ_{Bn} (I-V) (eV)	ϕ_{Bn} (C-V) (eV)	ϕ_{Bn} (IPE) (eV)
A	0.68	0.69	0.69
B	0.75	0.77	0.76
C	0.69	0.69	0.71
D	0.70	0.71	0.71
E	0.76	0.78	0.77

Table 3 SBHs on n- and p-type substrates. Barrier height values, ϕ_{Bn} and ϕ_{Bp} were determined by capacitance-voltage method at 200 K.

Sample	$\phi_{Bn}(\text{C-V})$ (eV)	$\phi_{Bp}(\text{C-V})$ (eV)	$\phi_{Bn} + \phi_{Bp}$ (eV)
A	0.68	0.43	1.11
B	0.77	0.34	1.11
C	0.71	0.41	1.12
D	0.72	0.41	1.13
E	0.79	0.36	1.15

範囲内でおおむね一致していることから、この精度で試料間の SBH の違いを議論できる。(111), (100) いずれの基板に対しても、Al の膜構造に対応して SBH が 70 meV も異なっている点は注目される。また (111) 基板上の SBH の分布は、従来の報告値の分布範囲と重なっている¹²⁻¹⁶⁾。

本試料は、試料 A を除いて多結晶であることから、SBH の面内不均一分布を考慮しなければならない^{38,39)}。しかし、低いドーパント濃度の基板を用いている本試料では、ポテンシャルの遮蔽距離（デバイ長は ~ 200 nm）が、グレインの大きさ（ ~ 100 nm）に比べて十分長く、SBH 分布が見かけ上平均化されて測定されるはずである。本測定データでは、三つの独立な方法で決定された SBH がおおむね一致しており、得られた値は SBH 分布の平均値に近いと考えられる。

同じ構造をもつショットキーコンタクトを、p 型基板上に作製したときの SBH を **Table 3** にまとめた。障壁高さが n 型の場合に比べてかなり低いため、C-V 法を用いて 200 K の低温で測定している。やはり試料間で 70 meV 前後の SBH の違いが見られるが、同温度で測定した n 型の SBH と比較すると、ちょうど相補的な変化をしていることがわかる。このことから、試料間の SBH の違いが、フェルミ準位のシフトを反映していることがわかる。

つぎに、五つの試料間のフェルミ準位の違いを見てみたい。エピタキシャル界面をもつ試料（A, C, D）とグレインの面内回転により非エピタキシャル関係をもつ試料（B, E）を比較すると、フェルミ準位は前者で高く（n 型 SBH は小さい）、後者で低い（n 型 SBH は大きい）。この違いは、Si(111) と Si(100) の両基板に共通して見られる傾向で、メタライゼーション直前の表面終端水素の有無や、真空中の表面処理温度などでは統一的に説明できない。

6. ショットキー障壁高さの熱的安定性

SBH は界面構造に非常に敏感であることから、熱処理によって界面に何らかの変化があれば、電気特性に反

Fig. 4 Schottky barrier heights for Al/n-Si contacts at various annealing temperatures, determined by I-V and C-V methods. The data for the (111)- and (100)-oriented substrates are shown in (a) and (b), respectively.

映されるはずである。**Fig. 4** は、n 型基板の試料 A～E に対する SBH の熱処理温度依存性である。熱処理は、ダイオードを形成する前に、 N_2 雰囲気中で 1 時間、200～500°C で行った。いずれの試料でも I-V および C-V の特性は良好で、**Fig. 4** のように二つの方法で決定された SBH はよく一致しており、フェルミ準位の位置を反映していると考えられる。SBH の温度変化には、(111) 面と (100) 面に共通した特徴が見られる。熱処理前に SBH の低い試料（A, C, D）では、わずかな温度依存性しか見られないのに対し、SBH の高い試料（B, E）では数十 meV 減少して、前者の値に近づいている。この 300～400°C 付近から見られる SBH の減少は、2 節で述べた熱処理初期の SBH 減少^{17,19)}に対応すると考えられ、高温熱処理（>500°C）で顕著となる p^+Si 層の形成による SBH の見かけの変化（増加の方向）とは現象が異なる。400°C、1 時間の熱処理を行った試料の平面 TEM 観察では、いずれの試料でも Al 膜の方位やグレインのサイズにほとんど変化が見られなかった。SBH の減少が見られる非エピタキシャル試料での界面構造の変化は、この方法では観測にかからない程度の微細なものであり、次節に述べるように、界面エネルギーの安定化を伴っていると予想される。

Fig. 5 Band diagram of a metal-semiconductor interface, in which the interface region is taken into account explicitly. The SBH for n-type semiconductor (ϕ_{Bn}) is closely related to the interfacial dipole (Δ), internal part of metal workfunction (χ_m), and internal part of semiconductor electron affinity (χ_s).

7. ショットキー障壁と界面ダイポール

SBH がバルク材料の仕事関数のみで決まるいわゆるショットキー極限では、n型半導体に対する SBH(ϕ_{Bn}) は、

$$\phi_{Bn} = \chi_m - \chi_s \quad (1)$$

で与えられる^{35,36)}。ここで χ_m は金属の仕事関数、 χ_s は半導体の電子親和力である。しかし現実の埋もれた界面では、ギャップ中の界面単位の生成 ($\sim 10^{13} \text{ cm}^{-2}$) をはじめとして、界面特有の電子状態が現れる。このとき界面には電荷移動が起こり、界面ダイポール層が形成される (Fig. 5)。ダイポールの大きさを Δ とすると、SBH は次式で与えられる^{35,36,40)}。

$$\phi_{Bn} = \chi_m - \chi_s - \Delta \quad (2)$$

(2)を一般的な表式とするには、 χ_m 、 χ_s は表面効果を含まない内部仕事関数を基準としたものと考えたほうがよく⁴¹⁾、そのようなパラメータとして、Miedema⁴²⁾ によるものがある。Al/Si 界面では、Al に対して $\chi_m \sim 4.2 \text{ eV}$ 、Si に対して $\chi_s \sim 4.4 \text{ eV}$ となる。 Δ は界面構造に依存して決まり、古典的な描像では、界面電荷移動量、誘電率、ダイポールの実効長などで決まる量である。電気陰性度は、Al より Si のほうが大きいので、Si 側が負に帯電し $\Delta < 0$ であると考えられる。最近のショットキー界面に対する電子状態の理論計算では、よく定義された界面に対して、ダイポールと構造の関係が論じられている^{10,43-45)}。たとえばエピタキシャル Al/Ge 界面では、より界面エネルギーの低い構造でダイポールが小さいことが示されており、この結果は、ダイポールによるクーロンエネルギーが全エネルギーに大きく寄与していることに由来している⁴⁵⁾。

上の議論に従えば、筆者らの Al/Si の SBH データ

は、熱処理を行っていない試料の場合、エピタキシャル界面のダイポールのほうが非エピタキシャル界面のそれより小さいことが示される。このことからエピタキシャル関係のある界面はよりエネルギー的に安定であることが予想される。一方、熱処理を行った試料のデータからは、小さなダイポールをもつエピタキシャル界面は SBH が変化しないのに対し、非エピタキシャル界面では熱処理と共にダイポールが小さくなる。このことは、エピタキシャル界面のほうがより安定であるという、上記の予想を支持している。

8. おわりに

Al/Si ショットキー界面について、界面でのエピタキシャル関係の有無が、SBH やその熱的安定性に大きな影響を与えることを述べた。これまで、格子整合エピタキシャル界面または超構造の存在する界面で、SBH の界面構造依存性が議論されているが、Al/Si のように格子不整のあるエピタキシャル界面の場合では、SBH が結晶方位関係で整理できることを新たに示した。Al/Si は化学的に不活性であるという特徴があり、化学反応による結合の形成や、化学反応による欠陥の生成といった外的要因は小さいと考えられる。この種の界面では、界面ひずみや界面に局在した欠陥といった因子が SBH の決定するうえで重要であると考えられ、今後こうした因子をミクロスコピックに評価するサイエンスの進展が期待される。

文 献

- 1) J. Bardeen: Phys. Rev. **71**, 717 (1947).
- 2) 大泊 巖, 原 史朗, 知京豊裕: 応用物理 **56**, 311 (1987).
- 3) R. T. Tung: Phys. Rev. Lett. **52**, 461 (1984).
- 4) D. R. Heslinga, H. H. Weitering, D. P. van der Werf, T. M. Klapwijk and T. Hibma: Phys. Rev. Lett. **64**, 1589 (1990).
- 5) K. Hirose, K. Akimoto, I. Hirose, J. Mizuki, T. Mizutani and J. Matsui: Phys. Rev. **B 43**, 4538 (1991).
- 6) H. H. Weitering, J. P. Sullivan, R. J. Carolissen, W. R. Graham and R. T. Tung: Appl. Surf. Sci. **70/71**, 422 (1993).
- 7) 廣瀬和之, 大泊 巖: 表面科学 **10**, 850 (1989).
- 8) S. G. Louie and M. L. Cohen: Phys. Rev. **B 13**, 2461 (1976).
- 9) H. I. Zhang and M. Schlüter: Phys. Rev. **B 18**, 1923 (1978).
- 10) S. B. Zhang, M. L. Cohen and S. G. Louie: Phys. Rev. **B 32**, 3955 (1985).
- 11) G. Platero, J. A. Vergés and F. Flores: Surf. Sci. **168**, 100 (1986).

- 12) M. J. Turner and E. H. Rhoderick : Solid-State Electron. **11**, 291 (1968).
- 13) A. Y. C. Yu and C. A. Mead : Solid-State Electron. **13**, 97 (1970).
- 14) M. Hirose, N. Altaf and T. Arizumi : Jpn. J. Appl. Phys. **9**, 260 (1970).
- 15) P. Gutknecht and M. J. O. Strutt : Appl. Phys. Lett. **21**, 405 (1972).
- 16) J. D. van Otterloo and L. J. Gerritsen : J. Appl. Phys. **49**, 723 (1978).
- 17) K. Chino : Solid-State Electron. **16**, 119 (1973).
- 18) J. Basterfield, J. M. Shannon and A. Gill : Solid-State Electron. **18**, 290 (1975).
- 19) J. M. Poate, K. N. Tu, J. W. Mayer and G. V. Hansson : "Thin Films-Interdiffusion and Reactions" (Wiley, 1978) p. 19.
- 20) Y. Miura, K. Hirose, K. Aizawa, N. Ikarashi and H. Okabayashi : Appl. Phys. Lett. **61**, 1057 (1992).
- 21) Y. Miura, S. Fujieda and K. Hirose : Proc. of First Int. Symp. on Control of Semiconductor Interfaces, Karuizawa (1993) p. 27.
Y. Miura, S. Fujieda and K. Hirose : Phys. Rev. **B 50**, 4893 (1994).
- 22) J. J. Lander and J. Morrison : Surf. Sci. **2**, 553 (1964).
- 23) I. Yamada, H. Inokawa and T. Takagi : J. Appl. Phys. **56**, 2746 (1984).
- 24) F. K. Leques, W. Krakow and P. S. Ho : Philos. Mag. A **53**, 833 (1986).
- 25) T. Kobayashi, A. Sekiguchi, N. Hosokawa and T. Asamaki : Jpn. J. Appl. Phys. **27**, L1775 (1988).
- 26) 相沢一雄, 岡林秀和, 谷川明男 : 第 37 回半導体・集積回路技術シンポジウム講演論文集 (1989) p. 85.
- 27) K. Masu, K. Tsubouchi, Y. Hiura, T. Matano and N. Mikoshiba : Jpn. J. Appl. Phys. **30**, L56 (1991).
- 28) T. M. Lu, P. Bai, A. S. Yapsir, P.-H. Chang and T. J. Shaffner : Phys. Rev. **B 39**, 9584 (1989).
- 29) I. Yamada and T. Takagi : IEEE Trans. **ED-34**, 1018 (1987).
- 30) Y. Miura, S. Fujieda and K. Hirose : Appl. Phys. Lett. **62**, 1751 (1993).
- 31) G. S. Higashi, Y. J. Chabal, G. W. Trucks and K. Raghavachari : Appl. Phys. Lett. **56**, 656 (1990).
- 32) P. Dumas, Y. J. Chabal and P. Jacob : Surf. Sci. **269/270**, 867 (1992).
- 33) M.-A. Hasan, G. Radnoczi, J.-E. Sundgren and G. V. Hansson : Surf. Sci. **236**, 53 (1990).
- 34) K. Sumitomo, T. Kobayashi, F. Shoji, K. Oura and I. Katayama : Phys. Rev. Lett. **66**, 1193 (1991); 尾浦憲治郎, 住友弘二, 内藤正路 : 固体物理 **28**, 943 (1993).
- 35) E. H. Rhoderick and R. H. Williams : "Metal-Semiconductor Contacts" (2nd ed. Clarendon Press, Oxford, 1988).
- 36) S. M. Sze : "Physics of Semiconductor Devices" (2nd ed. Wiley, 1981).
- 37) 石見芳夫, 奥村次徳 : 真空 **32**, 552 (1989).
- 38) R. T. Tung : Phys. Rev. **B 45**, 13509 (1992).
- 39) S. Miyazaki, T. Okumura, Y. Miura and K. Hirose : "Proc. of First Int. Symp. on Control of Semiconductor Interfaces" (Karuizawa 1993) p. 255.
- 40) K. Hirose, I. Ohdomari and M. Uda : Phys. Rev. **B 37**, 6929 (1988).
- 41) W. Mönch : Phys. Rev. Lett. **58**, 1260 (1987).
- 42) A. R. Miedema, P. F. de Chatel and F. R. de Boer : Physica **100 B**, 1 (1980).
- 43) S. B. Zhang, M. L. Cohen and S. G. Louie : Phys. Rev. **B 34**, 768 (1986).
- 44) H. Fujitani and S. Asano : Phys. Rev. **B 42**, 1696 (1990).
- 45) S. Ciraci and A. Baratoff : Phys. Rev. **B 43**, 7046 (1991).