

金属/半導体界面

廣瀬和之*・大泊 巖

早稲田大学理工学部電子通信学科 〒160 新宿区大久保 3-4-1

* 日本電気基礎研究所 〒305 つくば市御幸が丘 34 番地

(1989年7月31日 受理)

Metal/Semiconductor Interfaces

Kazuyuki HIROSE* and Iwao OHDOMARI

Department of Science and Engineering, Waseda University Ohkubo 3-4-1, Shijuku-ku, Tokyo 160

* Fundamental Research Laboratory, NEC Corporation Miyukigaoka 34, Tsukuba-shi, Ibaraki 305

(Received July 31, 1989)

金属/半導体界面の典型的な電気特性である、ショットキー障壁に関する研究の現状を、Si と GaAs について簡単に紹介する。理想的なシリサイド/Si ショットキー障壁においては、ショットキー障壁高さ (SBH) がシリサイドバルクの性質によって変化しており、弱いピニング現象しか起きていない。エピタキシャル NiSi₂/Si ショットキー障壁に対する理解は、大型計算機物理の進歩と共に進んでいる。一方、金属/GaAs ショットキー障壁に対しては、金属誘起準位と界面欠陥準位の両界面準位がショットキー障壁決定によるというモデルが支持されている。しかし、元来のショットキー理論が成立するという結果も報告されており、その機構は未だに解明されていない。GaAs の上に多結晶金属膜が形成され、化学反応や相互拡散が起こっている界面に、界面超構造の存在と共に界面超構造に依存した SBH の違いが見いだされる。さらに、分子線エピタキシャル成長法により、Al/GaAs ショットキー界面に、希土類金属を含む中間層あるいはドーピング層を挿入することによって、SBH の制御が可能であることが見いだされる。超 LSI のコンタクト特性の制御においては、障壁形成前の半導体表面の清浄化も重要な課題である。従来清浄表面とされてきた Si(111)-7×7 超構造は、吸着原子のバックボンドに酸素原子を含む構造である疑いが生じている。

1. はじめに

ショットキーの理論¹⁾では、ショットキー障壁高さ (SBH) は金属/n 型半導体界面の場合、

$$\Phi_{bn} = \Phi_m - \chi_s \quad (1)$$

と表される。ここで Φ_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、 Φ_{bn} の測定が進むにつれて(1)式では現実の値を反映していないことが判明してきた。実際には Si や GaAs のような共有結合性半導体では、 Φ_{bn} は Φ_m にほとんど依存せず一定値であった。これは表面のフェルミ準位があるエネルギーに固定されていることを意味するので、フェルミ準位のピニング現象と呼ばれた。Bardeen は²⁾、このピニングは半導体の表面準位によるものとしたが、それは巨視的な、界面での化学結合をもたない接触を基本にしていたので、現在のような、原子尺度で連続な界面に直接適用するこ

とはできない。その後、このフェルミ準位ピニングを説明するために、金属誘起準位 (Metal Induced Gap States, MIGS) モデル³⁾や、界面欠陥準位モデル⁴⁾等のショットキー障壁形成モデルが数多く提案されてきたが、最近になって GaAs においても元来のショットキー理論は成立するという報告も発表されており⁵⁾、未だその機構は解明されていないのが現状である。それらを体系的に文献 6) の図 5 にまとめておいた。本稿では、関心が高く最も数多く研究されている、Si と GaAs について最近の研究動向を紹介する。

2. シリサイド/Si ショットキー障壁

金属/Si ショットキー界面には、Al, Au を除くほとんどの金属の場合、金属シリサイドが形成されているため、シリサイド/Si ショットキー障壁を考えることは、金属/Si ショットキー障壁の問題を取り扱う上で、一般

性をもつものである。シリサイド/Si ショットキー障壁では、通常の金属/半導体界面と異なり、界面が金属蒸着前の Si 基板表面よりも内部に移動するので、より清浄な界面を実現できる。しかもその界面は結晶構造的には急峻である。実際には、結晶構造的に急峻でも熱力学的安定性の要請から、組成が徐々に変わる遷移領域がある。しかし、シリサイド層及び Si 層での Si 及び金属原子の固溶度は低く、その程度は SBH への影響を無視し得る程度に小さいことが分かっている⁶⁾。従って、シリサイド/Si 界面において、より理想に近い形でショットキー障壁の成因を探ることができる。シリサイド/Si ショットキー障壁に関しては、文献 6), 7) で SBH を決める真性要因と外部要因について各々検討してある。ここでは最新の結果を交えて主なものについて述べる。

この系のショットキー障壁に関しては、1975年に、Anderws と Phillips は、シリサイドの生成熱 (ΔH_i) と ϕ_{bn} の間に 5d 金属シリサイドを例外として一次の関係を見だし、界面化学結合性の重要性を指摘した⁸⁾。1980年には、Freeouf がシリサイドの仕事関数 $\phi_{silicide}$ と ϕ_{bn} との良い関係を見いだしたが、用いられた $\phi_{silicide}$ は仮定値だったので $\phi_{silicide}$ の重要性を示唆するにとどまった⁹⁾。その後 1986年には、Bucher 等によりいくつかのシリサイドについて $\phi_{silicide}$ の測定がなされ、 ϕ_{bn} との相関が調べられた。その結果多くのシリサイドに対して両者に一次の相関が見いだされたが、5d 金属シリサイドに対する値はばらばらであった¹⁰⁾。この時に用いられた仕事関数は表面状態に非常に強く依存するものであり、従ってショットキー障壁を考える上では理想的には内部仕事関数を用いるのが妥当と思われた¹¹⁾。ところが内部仕事関数は実測できないので、シリサイドの他のバルク物理量を直接測定する必要があった。そこで我々は光電子分光法によりバルクの性質としてシリサイドの化学結合性を評価し、それと ϕ_{bn} との関係を検討した¹²⁾。実験は XPS (X線光電子分光法) を用いて、純金属の内殻準位 (E_b^m) とシリサイド中での金属の内殻準位 ($E_b^{silicide}$) を測定し、両者の差: 内殻準位シフト ($\Delta E_b = E_b^{silicide} - E_b^m$) を求めた。なお XPS の測定に先立ち、試料表面の酸化物は XPS 装置内で、超硬質材料である B_4C を用いた研磨材により除去した。また相の同定は X線回折により行なった。 ΔE_b の値はフェルミレベル準位を基準にしているので、次にこれを絶対的尺度である真空準位を基準にしたシフト量: ΔE_c に直した。ここで ΔE_c と ΔE_b との関係は次のようになる。

$$\Delta E_c = \Delta E_b + \phi_{silicide} - \phi_m \quad (2)$$

$\phi_{silicide}$ には文献 10), 13), 14), ϕ_m には文献 15) の値をそれぞれ用いて、 ΔE_c と ϕ_{bn} との関係を調べると、

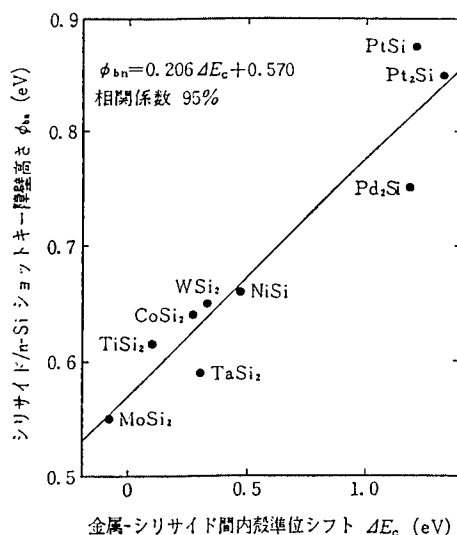


図 1 内殻準位シフト ΔE_c とシリサイド/n-Si ショットキー障壁高さ ϕ_{bn} との関係^{6,12)}。 ϕ_{bn} がバルクの特性 (ここでは ΔE_c) と相関を持つことがわかる。

図 1 が得られた。相関係数は 95% 程度で、非常に良い直線関係にある。この結果は、シリサイドのバルクの性質、すなわちシリサイドを構成する金属の d 電子バンドの占有度が、障壁高さを決定する大きな要因であることを意味しており、金属 d 電子バンドの占有度の変化がフェルミ準位の位置を変化させ、内部仕事関数に変化をもたらしたことによる、と理解される¹²⁾。結合、非結合、反結合に分離した金属 d 電子バンドに対するこの占有度という量は、シリサイドの結合力に関わっていることから、我々が用いた ΔE_c は Phillips 等が用いた ΔH_i と深く相関を持つことも、その後明らかになった¹⁶⁾。

一方、Mönch¹⁷⁾は、シリサイド/Si、金属/Si ショットキー障壁の SBH に関する最新のデータが、シリサイド及び金属の内部仕事関数である Miedema の仕事関数によって非常にきれいに整理されることを見いだした。彼は、合金の生成熱から理論的に導きだされた Miedema の仕事関数は、表面効果を持たない内部仕事関数であるため、SBH を記述する良いパラメーターとなっている、と推定している。このように、理想的なシリサイド/Si ショットキー障壁においては、SBH がシリサイドのバルクの性質によって変化しており、弱いピニング現象しか起きていないことがはっきりしてきた。

以上の考察は界面構造の差異を無視したものであったが、その後界面構造の SBH に対する効果が、エピタキシャル NiSi₂/Si ショットキー障壁の場合について検討されたのでこれを次に紹介する。NiSi₂ の (111) 面は、単

結晶 Si(111) 面との間に 0.45% の格子不整合しか持たないので、NiSi₂ は単結晶 Si 上にエピタキシャル成長し、界面は平坦である。エピタキシャル NiSi₂ には、図 2 に示すように成長条件によって Si 結晶と完全なエピタキシャル関係を満たす A タイプと、双晶関係にある B タイプとがある¹⁸⁾。1984 年にベル研究所の Tung は、A タイプ NiSi₂ の Φ_{bn} は 0.65 eV、B タイプ NiSi₂ の Φ_{bn} は 0.79 eV と、両者が異なることを見いだした¹⁹⁾。この結果は、A タイプと B タイプの原子配置が第 2 近接までは全く同じであるだけに、意外な結果と受け取られ大きな関心を集めた。当初、IBM の Ho 等による反証のデータが報告されたが²⁰⁾、その後 Hauenstein²¹⁾、Ospelt²²⁾等の両グループによってこの結果は支持されるものとなった。さらに、最近では Fujitani²³⁾、Das²⁴⁾等が各々独自に界面構造に基づいてバンド計算を行ない、両者の間には界面双極子モーメントの大きさに差が現われ、B タイプで Φ_{bn} が大きくなるという結果を報告している。このように、よく定義された界面についてのショットキー障壁高さの研究は、大型計算機物理の進歩と共に発展してきたといえる。しかし、Kikuchi 等²⁵⁾は、歪によって B タイプ NiSi₂/Si 界面に欠陥が発生すると Φ_{bn} が減少する、という IBM グループを支持する結果

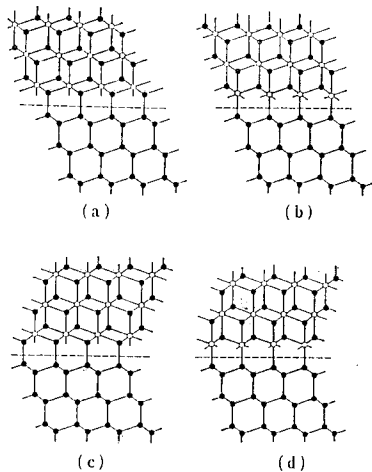


図 2 NiSi₂/Si(111) 界面の接続モデル。白丸は Ni 原子、黒丸は Si 原子を示す。B タイプは A タイプと相晶関係にある。(a) A タイプで、NiSi₂ の Si 面が Si 結晶に接続している場合。(b) A タイプで NiSi₂ の Ni 面が Si 結晶に接続している場合。(c) B タイプで、NiSi₂ の Si 面が Si 結晶に接続している場合。(d) B タイプで、NiSi₂ の Ni 面が Si 結晶に接続している場合。電子顕微鏡の観測やイオン散乱法の測定によって¹⁸⁾、A タイプでは (a) モデルが、B タイプでは (c) モデルが支持されている。

を得ており、今後詳細な研究がまだ必要とも思われる。次に、シリサイド/Si 系と較べてはるかに複雑な界面反応を伴う化合物半導体のショットキー障壁について見ることにする。

3. 金属/GaAs ショットキー障壁

金属/化合物半導体ショットキー障壁は、界面を構成する元素の数が Si の場合と較べて一つ増し界面反応が複雑になるため、界面科学の興味ある対象の一つとして数多くの研究がなされてきた。文献 26) はそのよいレビューとなっている。

最近報告された注目すべき実験結果としては、金属を低温で GaAs 表面に蒸着していき、サブモノレイヤー程度の被覆率の時の表面フェルミ準位の挙動を調べたものがあげられる。図 3 は Prietsch 等²⁷⁾による、GaAs (110) 上に Tm が蒸着された時の表面フェルミ準位ピニング位置の変化を光電子分光法で測定した結果である。そこでは、表面フェルミ準位が Tm の膜厚 2.6 Å で突然 0.22 eV シフトして、I-V 法により予想される値と一致する位置になることがはっきりと示されているが、この時同時に、価電子バンドスペクトラムには金属性を示すフェルミカットオフが出現している。同様の結果は Stiles 等²⁸⁾によっても、Ag/GaAs(110) ショットキー障壁にたいして報告されている。また、Laubschat 等²⁹⁾によって、GaAs(110) 上に Cs と O を交互に蒸着していくと、蒸着膜 CsO_x の組織 x の変化に応じてその膜は金属性と絶縁性の両性質を繰り返し示すが、それと同時に、フェルミ準位ピニング位置もスイッチを繰り返すことが見いだされた。これらの結果は、GaAs に対してそ

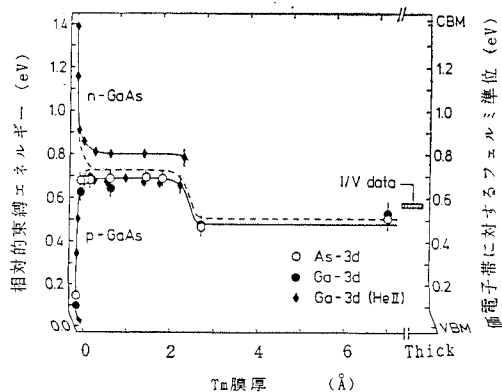


図 3 Tm 膜厚に対する、Tm/GaAs(110) 界面での各原子の内殻準位シフト²⁷⁾。破線は n 型、p 型 GaAs に対する共通のフェルミ準位。ダイオードに対して I-V 測定から見積もられるフェルミ準位位置も示してある。

のフェルミ準位をピンングする異なる2種類の機構が存在することを意味している。さらに、その1つ目が半導体上への金属の吸着反応によって発生する界面欠陥準位であり、2つ目が蒸着膜の金属的性質によって発生するMIGSであることを示唆するものであり、非常に興味深いものである。界面欠陥準位とMIGSの両界面準位がショットキー障壁決定によるという同様の実験結果は、他にも Spicer³⁰⁾や Mönch^{17,31)}によって報告されている。それらの議論によれば、反応性の金属/半導体ショットキー障壁においては、反応によって生成された高密度の界面欠陥がSBHをピンングするが、一方そのような反応性を欠く障壁においては、蒸着膜が金属的性質になると同時にMIGSによってSBHはピンングされることになる。しかし、始めに述べたように、GaAsにおいても元来のショットキー理論は成立するという報告も発表されており³⁾、今後の詳細な研究が待たれる。

以上の議論は界面構造の差異を無視したものであったが、界面反応や相互拡散がおきているこのような金属/GaAs界面では、界面構造の違いはSBHに反映されないのであろうか。実は最近我々は、前述のエピタキシャルNiSi₂/Siショットキー障壁における同様に、金属/GaAsショットキー障壁においても、界面構造とショットキー障壁との間に相関があるということを見いだした³²⁾。次に、その結果を紹介する。

分子線エピタキシャル成長法によって得られるGaAs(001)表面は、表面のAs被覆率に応じて様々な超構造を示す。我々は、(2×4)と(4×6)超構造を持つ2種類のGaAs(001)表面の上に室温で様々な金属を蒸着し、それらの界面構造をシンクロトロン放射光を用いた微小角入射X線回折法(GID)によって調べた。このGID法はX線入射角を全反射条件におくことによって、X線の試料侵入深さを~10nmに抑え、向上したS/N比のもとで界面からの回折線を観測する方法であり、これによって、初めて界面構造をX線によって観測できるようになった。また、あわせて同試料に対する Φ_{bn} をC-V法、I-V法によって測定した。GaAsに対する化学反応性の差を調べるために、金属としてはⅢ族のAl、Ⅴ族のSb、希土類金属のYbを用いた。その結果を表1にまとめた。これより、次の点が明らかになった。(1)各種界面に現われる界面超構造は、それぞれの金属/GaAs界面の化学反応性の違いによって異なる。(2)Alでは界面超構造が異なってもSBHはあまり異ならない。(3)Sbでは界面超構造が異なるとSBHは大きく0.1eVも変化する。(4)YbではYbの厚さが異なると、界面構造はシンメトリーが同じであるにもかかわらず異なったものとなり、その時SBHも異なる。

表1 金属/GaAs界面の界面構造と Φ_{bn} との関係³²⁾。

金属	金属/GaAs (2×4)		金属/GaAs (4×6)	
	超構造	Φ_{bn} (eV)	超構造	Φ_{bn} (eV)
Al	なし	0.82	4×6	0.81
Sb	1×4	0.69	1×6	0.79
Yb 3Å	—	—	4×1	0.75
20Å	—	—	4×1	0.83

これらの結果は、GaAsのような化合物半導体の上に多結晶金属膜が形成され、化学反応や相互拡散が起こっている界面でも、その界面は全面的に乱れた界面としてとらえられるべきではなく、よく制御された界面としてとらえられるべきであることを示した。さらに、エピタキシャル金属/半導体界面でなくとも、界面構造の違いがSBHの違いに現われるという新しい知見を与えた。従って今後、Siの場合と同様にマイクロなレベルで界面で何が起きているかを考えながら、ショットキー障壁形成メカニズムを考えていくことが必要であろう。また、最近STM装置を用いたスペクトロスコピー³³⁾により原子1個1個の電子状態を観測したり、同じくSTM装置を用いたBallistic Electron Emission Microscopy (BEEM)³⁴⁾という手法で、SBHの面内分布を2~3nmの分解能を持って測定することも可能となってきており、それらを用いたショットキー障壁の研究等は今後特に重要となるであろう。

4. ショットキー障壁の制御

これまで見てきたように、SBH決定要因の理解という点で、実際の界面においてはまだ多くの課題が残されている。これは、界面で起きていることを完全には理解していないためであり、マイクロな目で界面の構造と電子状態をはっきりさせていくことが、今後理解を深めるために不可欠となる。しかし現状では、界面に良く定義された変化を人為的に引き起こし、その時のSBHの変化を測定して、SBH決定機構を検討するという手法も一つの興味ある方法であろう。そういった観点からなされた実験を次に紹介する。

我々は分子線エピタキシャル成長によって、Al/GaAsショットキー界面に希土類金属を単原子層レベルで挿入し、界面での化学反応を変化させ、界面組成や構造の変化を通してショットキー障壁を変化させようとした。その結果、フェルミ準位のピンング位置が変化して、SBHはn型で0.2eV減少し、p型で0.2eV増大することを見出した。この原因は、界面でのAs原子のoutdiffusionが促進され、界面ストイキオメトリーが変化し

ためであることが2次イオン質量分析 (SIMS) の測定により判明した³⁵⁾。次に、同じく分子線エピタキシャル成長によって、Al/GaAs ショットキー界面の界面下 GaAs 中に、希土類金属を高濃度にドーピングしたところ、ショットキー障壁はn型で 0.15 eV 減少し、p型で 0.05 eV 増大することが分かった。図4は界面下 GaAs 中に 10 nm にわたって Ce をドーピングした際の、ドーピング濃度に対する n 型と p 型の SBH を各々表している。図から明らかのように、SBH は n 型と p 型でドーピング濃度とともに変化していき、 10^{21} cm^{-3} ではその和は GaAs のエネルギーギャップ 1.42 eV より約 0.1 eV も低下している。この様に n 型と p 型で SBH の変化量の絶対値が異なることは、前述の希土類金属中間層の場合と同様のフェルミ準位ピンギング位置のシフトでは説明できない。従ってここでは、Ce 高ドーピングによる垂の効果によって、フェルミ準位ピンギング位置に新たな変化が起きたもの、と考えられる³⁶⁾。

ところで、SBH はこの様に界面の人為的改変によって変化するばかりでなく、障壁形成プロセスに大きく依存することが報告されている。例えば、蒸着される金属がクラスター状か原子状かのいずれかによって、SBH は大きく異なる³⁷⁾。また電子ビーム法、抵抗加熱法、スパッター法のいずれで蒸着するかによって、障壁のもつダメージは大きく異なる³⁸⁾。従って、ショットキー障壁形成機構の解明のためには、よく制御された構造とプロセスでショットキー障壁を思いの通りに形成していく技術が今後益々必要となるだろう。

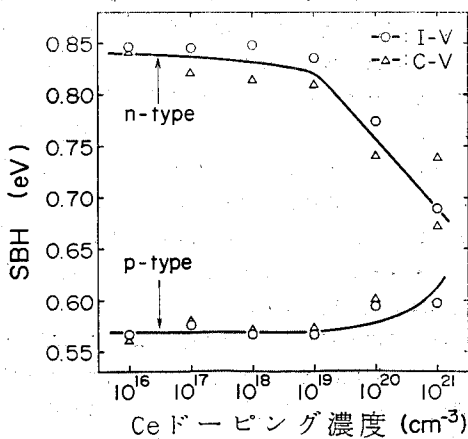


図4 Ceドーピング濃度に対する、Al/GaAs(001) ショットキー障壁高さ (SBH) の変化³⁶⁾。Ce は界面下の GaAs 中 10 nm にわたってドーピングされている。SBH は I-V 法、C-V 法によって測定された。

5. おわりに

SBH の決定要因および SBH を制御する試みを、やや基礎的な立場で議論してきた。現実的な立場では、超 LSI のコンタクト特性の制御が今後ますます重要な課題になってくると予想される。具体的にはきわめて低いコンタクト抵抗率 (Si デバイスに対しては $1 \times 10^{-8} \Omega \text{ cm}^2$) の実現、および構造安定性の確保であり、とくに前者にはショットキー障壁が重要な役割を果すことになる。4章で述べたような SBH 制御の試みを通じて、低い SBH の形成だけでなく、構造安定性の向上にも役立つような知見の集積されることを期待したい。

コンタクト特性の制御においては、金属/半導体界面形成前の半導体表面の清浄化も重要な課題である。それは、コンタクト面積が小さくなるほど、コンタクト界面の汚れや介在物の影響が相対的に大きくなってしまからである。例えば、厚さ 1 nm の薄い SiO₂ が界面に存在すると、SiO₂ 膜をトンネル電流が流れることによるコンタクト抵抗率は $1 \times 10^{-5} \Omega \text{ cm}^2$ にも達し、 1×10^{-8} という目標からはるかに遠ざかってしまう。そこで Si 表面の自然酸化膜をどの程度除去することができるのかが大きな関心事になる。最近我々は、従来清浄表面の証拠とされてきた Si(111)- 7×7 超構造は、吸着原子のバックボンドに酸素原子を含む構造である疑いが濃いことを、酸素分圧対熱処理温度の相図における酸化領域の存在に着目して指摘した³⁹⁾。もしこの指摘が正しいとすると、表面清浄化後に室温近傍で金属/半導体界面を形成する限り、必ず界面の酸素による汚染を避けられないことになり、コンタクト抵抗率を低減する上で大きな障害となるばかりか、従来の SBH に関する多くのデータを、形成プロセスとつぎ合わせながら再検討する必要も生じてくる。

このように、金属/半導体界面の特性は、未だに制御困難な多くの要因に影響されており、良いコンタクトを得たいという現実的な要請と相まって、今後も益々ホットな研究分野であり続けるであろう。

文献

- 1) W. Schottky: Z. Phys. **118**, 539 (1942).
- 2) J. Bardeen: Phys. Rev. **71**, 717 (1947).
- 3) J. Tersoff: Phys. Rev. Lett. **52**, 465 (1984).
- 4) W. E. Spicer, Z. Liliental-Weber, E. Weber, N. Newman, T. Kendelewicz, R. Cao, C. McCants, P. Mahowald, K. Miyano and I. Lindau: J. Vac. Sci. Technol. **B 6**, 1245 (1988).
- 5) R. E. Viturro, C. Mailhot, J. L. Shaw, L. J. Brillson, D. LaGraffe, G. Margaritondo, G. D. Pettit and J. M. Woodall: J. Vac. Sci. Tech-

- nol. **A 7**, 855 (1989).
- 6) 大泊 巖, 原 史郎, 知京豊裕: 応用物理, **56**, 311 (1987).
 - 7) 大泊 巖: 応用物理, **50**, 878 (1981).
 - 8) J. M. Andrews and J. C. Phillips: *Phys. Rev. Lett.* **35**, 56 (1975).
 - 9) J. L. Freeouf: *Solid State Commun.* **33**, 1059 (1980).
 - 10) E. Bucher, S. Schulz, M. Ch. Lux-Steiner, P. Munz, U. Gubler and F. Greuter: *Appl. Phys.* **A 40**, 71 (1986).
 - 11) M. Schlüter: *Phys. Rev.* **B 17**, 5044 (1978).
 - 12) K. Hirose, I. Ohdomari and M. Uda: *Phys. Rev.* **B 37**, 6929 (1988).
 - 13) Y. -Jeng Chang and J. L. Erskine: *Phys. Rev.* **B 28**, 5766 (1983).
 - 14) F. Mohammadi: *Solid State Technol.* **24**, 65 (1981).
 - 15) H. B. Michaelson: *J. Appl. Phys.* **48**, 4729 (1977).
 - 16) S. Hara and I. Ohdomari: *Phys. Rev.* **B 38**, 7554 (1988).
 - 17) W. Mönch: *Phys. Rev. Lett.* **58**, 1260 (1987).
 - 18) D. C. Cherns, G. R. Anstis, J. L. Hutchison and J. C. H. Spence: *Philos. Mag.* **A 46**, 849 (1982); J. M. Gibson, R. T. Tung and J. M. Poate: *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* **14**, 395 (1983); E. J. van Loenen, J. W. M. Frenken and J. F. van der Veen: *Phys. Rev. Lett.* **54**, 827 (1985).
 - 19) R. T. Tung: *Phys. Rev. Lett.* **52**, 461 (1984).
 - 20) M. Liehr, P. E. Schmid, F. K. LeGoues and P. S. Ho: *Phys. Rev. Lett.* **54**, 2139 (1985).
 - 21) R. J. Hauenstein, T. E. Schlesinger, T. C. McGill, B. D. Hunt and L. J. Schowalter: *Appl. Phys. Lett.* **47**, 853 (1985).
 - 22) M. Ospelt, J. Henz, L. Flepp and H. von Känel: *Appl. Phys. Lett.* **52**, 227 (1988).
 - 23) H. Fujitani and S. Asano: *J. Phys. Soc. Jpn.* **57**, 2253 (1988).
 - 24) G. P. Das, P. Blöchl, N. E. Christensen and Ø. K. Andersen: "Metallization and Metal Semiconductor Interfaces", ed. by I. P. Batra (Plenum, New York, 1988).
 - 25) A. Kikuchi, T. Ohshima and Y. Shiraki: *J. Appl. Phys.* **64**, 4614 (1988).
 - 26) "Physics and Chemistry of III-V Compound Semiconductor Interfaces", ed. by C. W. Wilmson (Plenum Press, London, 1985).
 - 27) M. Prietsch, M. Domke, C. Laubschat and G. Kaindl: *Phys. Rev. Lett.* **60**, 436 (1988).
 - 28) K. Stiles and A. Kahn: *Phys. Rev. Lett.* **60**, 440 (1988).
 - 29) C. Laubschat, M. Prietsch, M. Domke, E. Weschke, G. Remmers, T. Mandel, J. E. Ortega and G. Kaindl: *Phys. Rev. Lett.* **62**, 1306 (1989).
 - 30) R. Cao, K. Miyano, T. Kendelewicz, I. Lindau and W. E. Spicer: *Phys. Rev.* **B 39**, 11146 (1989).
 - 31) W. Mönch: *J. Vac. Sci. Technol.* **B 6**, 1270 (1988).
 - 32) J. Mizuki, K. Akimoto, I. Hirosawa, K. Hirose, T. Mizutani and J. Matsui: *J. Vac. Sci. Technol.* **B 6**, 31 (1988); K. Hirose, K. Akimoto, I. Hirosawa, J. Mizuki, T. Mizutani and J. Matsui: *Phys. Rev.* **B 39**, 8037 (1989); K. Akimoto, K. Hirose, I. Hirosawa, J. Mizuki, T. Mizutani and J. Matsui: *Phys. Rev. B* (submitted to).
 - 33) R. J. Hamer, R. M. Tromp and J. E. Demuth: *Phys. Rev. Lett.* **56**, 1972 (1986).
 - 34) W. J. Kaiser and L. D. Bell: *Phys. Rev. Lett.* **60**, 1406 (1988).
 - 35) K. Hirose, H. Tsuda and T. Mizutani: *J. Appl. Phys.* **64**, 6575 (1988); K. Hirose, H. Tsuda and T. Mizutani: *Appl. Surf. Sci.* (to be published).
 - 36) K. Hirose and E. Foxman: *Appl. Phys. Lett.* **54**, 2347 (1989).
 - 37) G. D. Waddill, I. M. Vitomirov, C. M. Aldao and J. H. Weaver: *Phys. Rev. Lett.* **62**, 1568 (1989).
 - 38) 石見芳夫, 奥村次徳: *真空* **32**, 552 (1989).
 - 39) I. Ohdomari: unpublished.