脱溶存酸素・超純水による GaAs(001) 表面の洗浄および 洗浄表面に対する熱処理の効果

廣田幸弘・渡辺義夫・福田常男・住友弘二・荻野俊郎

NTT 基礎研究所 ☎ 243-01 神奈川県厚木市森の里若宮 3-1

(1996 年 9 月 30 日受付 ; 1996 年 11 月 11 日受理)

Cleaning of GaAs(001) Surfaces with Deoxygenated and Deionized Water and the Effects of Thermal Treatments on the Surfaces

Yukihiro HIROTA, Yoshio WATANABE, Tsuneo FUKUDA, Koji SUMITOMO and Toshio OGINO

NTT Basic Research Laboratories

3-1, Morinosato Wakamiya, Atsugi, Kanagawa 243-01

(Received September 30, 1996; Accepted November 11, 1996)

We present recent results of synchrotron radiation photoelectron spectroscopy, ultra-violet photoelectron spectroscopy, low energy electron diffraction, scanning tunneling microscopy, and photoluminescence measurements for the horizontal Bridgman-grown GaAs(001) surface prepared by the deoxygenated and deionized water (DODIW) treatment. We discuss the relationship between surface stoichiometry, surface structure, and the pinning position of surface Fermi level for the DODIW-treated GaAs(001) surface, and point out that the position of surface Fermi level is strongly affected by crystal defects near the surface.

1. は じ め に

これまでに、化合物半導体表面上の酸化物を取り除くためあるいは表面を微細加工するために、水素ラジカル照射、プラズマ照射あるいは反応性イオンエッチング等の手法が用いられてきた。しかし、これらの手法は、化学的には酸化物のない表面を形成でき、また微細加工を可能とするものの、表面近傍の結晶欠陥密度の低減化には限界が指摘されている。これは、化合物半導体の欠陥形成エネルギーが小さく、表面の清浄化および加工の過程で表面近傍に結晶欠陥が容易に導入されるためである。

表面近傍の結晶欠陥は、化合物半導体の非発光再結合中心、表面準位或は電子の散乱体として作用し、レーザーの発光特性の劣化、表面 Fermi 準位のピンニング、更には表面電子移動度の低下の原因となる可能性がある。特に近年、量子細線、量子箱等の微細構造を作成する上で結晶欠陥の少ない低損傷の表面・界面を形成することは、これら微細構造の電気・光学的特性を向上させる上

で不可避の課題である。

我々は、結晶欠陥形成の限界、および表面清浄化・微細加工のデバイス応用上の重要性に鑑み、従来と異なる新しい表面処理方法として脱溶存酸素・超純水洗浄 (DODIW) 処理を提案してきた¹⁻⁶⁾。この方法は、電気化学反応に基づき半導体表面上の酸化物を除去し、また反応領域が最表面に限定されるため、プロセスによる結晶欠陥の誘起を避け得る可能性がある²⁾。本処理法と従来の加工法を組み合わせ表面近傍の欠陥層を取り除いた場合には、より低損傷の表面・界面を形成できる可能性もある。

本報告では、まず本処理方法の特徴である脱溶存酸素化された超純水の製造法について示し、本処理方法を GaAs(001) 表面に適用した場合の効果について述べる。また、本処理方法が低エネルギープロセスであり表面に欠陥を誘起させにくい特長を生かし、GaAs(001) 表面における表面構造と表面フェルミ準位 (E_{fs}) の関係を低速電子線回折 (LEED)、放射光光電子分光 (SRPES)、紫外線光電子分光 (UPS) および走査トンネル顕微鏡

Fig. 1 Experimental de-ionized water treatment apparatus. The dissolved oxygen concentration is reduced by evacuating the water storage vessels, bubbling the water with N₂ gas, and using UV radiation to eliminate the residual dissolved oxygen.

(STM) を用いて検討した結果を示す。最後にフォトルミネセンス (PL) 測定の結果をもとに、 E_{rs} のピンニングと結晶表面近傍の欠陥の関係について議論する。

2. 実験方法

2.1 脱溶存酸素・超純水の製造方法

Fig. 1に、本実験で用いた脱溶存酸素・超純水の製造装置を示す。製造装置は、真空脱気部、ガスバブリング部、超純水装置、およびグローブボックスより構成される。超純水装置のイオン交換樹脂セルの直前には紫外線照射ランプが設置されている。通常、脱気処理をしていない超純水中には室温で2~5 ppm (飽和値で8 ppm) の酸素が含まれている。本装置では、超純水中の溶存酸素 (DO) 濃度を前段の真空脱気部により約300 ppbまで低減させている。

Fig. 2に、次段の窒素バブリング部の全窒素流量とユースポイントでの純水中のDO濃度の関係を示す。窒素バブリング部の窒素流量の増大と共にDO濃度が減少し、また、紫外線の照射によりDO濃度の低減化が促進されていることがわかる。真空脱気および窒素ガスのバブリングによるDO濃度の低下は、ヘンリーの法則に従い溶存酸素が脱気・排出されるためである。紫外線照射による低減化の促進は、紫外線照射による水酸基イオンの形成に溶存酸素が消費されるためである。水酸基イオン自体は、純水中の有機物との反応、反応生成物のイオン交換樹脂による除去を通じ純水中の有機物濃度を低下させる働きをする。なお、本装置のユースポイントでの超純水のDO濃度、抵抗率および流量は、それぞれ、1~5

Fig. 2 Dissolved oxygen concentration vs. the total flow rate of N₂ gas in bubbling vessels.

ppb, 18.2 MΩ·cm, 1.5 l/minである。

2.2 具体的な実験方法

基板には、水平ブリッジマン (HB) 成長 Si ドープ ($n : 8 \times 10^{16}/\text{cm}^3$) GaAs(001)基板を用いた。GaAs 基板は、研磨歪を取り除くため Br・メタノール溶液による研磨の後、測定時のチャージアップの影響を防ぐため裏面に AuGeNi/Au オーミック電極を形成した。オーミック電極形成時の熱処理温度および時間は、450°C, 2分間で

ある。UPS測定用基板には、基板表面側に参照用のAu電極を設けた。

電極形成の後、 $\text{NH}_4\text{OH} + \text{H}_2\text{O}_2 + \text{H}_2\text{O}$ (1 : 1 : 20) 混合液によるエッチング (室温, 2分間) を行い、電極形成時の熱劣化層を取り除いた。DODIW処理後の基板は、大気中での炭素汚染および表面酸化を避けるためトランスファーボックスを用い窒素封入により LEED-XPS-UPS 複合装置, SRPES装置およびSTM装置に持ち込んだ。SRPES測定は、高真空中As圧なしの条件で加熱状態で、LEED観察, UPS測定およびSTM観察は、加熱後に室温まで冷却した後に行った。各熱処理温度での保持時間は30分である。LEED観察, SRPES測定およびSTM観察時の真空度は、 $2 \sim 5 \times 10^{-10}$ Torr, UPS測定では約 4×10^{-9} Torrである。基板温度の測定には放射温度計を用いた。

SRPESスペクトルに対しては、Gaussian関数によりカーブフィテングし、ピーク分離を行った。SRPES測定時の入射光電子のエネルギーは120.5 eVである。UPS測定の光源には、He-II (40.8 eV) ラインを用いた。 E_{FS} の位置は、試料表面のAu電極から求め、価電子帯端 (VBM) の位置は価電子帯のUPS信号とバックグラウンドの外挿線の交点より求めた。LEEDの入射加速電圧は、111 ~ 126.5 eV, STM観察時のトンネル電流および試料電圧は、0.08 ~ 0.1 nA, $-2.5 \sim -2.2$ Vである。

PL測定では、化学エッチングおよびDODIW処理を逐次行い熱処理後の結晶性の深さ依存性を調べた。PL測定の励起光にHe-Neレーザ光 (633 nm), 検出には冷却したGeデテクターを用いた。試料の測定温度は液体窒素温度である。

3. 実験結果と考察

3.1 表面組成

Fig. 3, 4にDODIW処理 (20分間) 後のGaAs基板のSRPES Ga-3dおよびAs-3dスペクトルの熱処理温度依存性を示す。図中の“before heating”, “after cooling”は、熱処理前, および500°C加熱後の室温でのスペクトル, “230 °C”, “300 °C”, “400 °C”, “500 °C”は昇温下でのスペクトルである。Fig. 4中のAs-3dスペクトルの強度は、対応する各Ga-3dスペクトルの強度 (Fig. 3) で規格化してある。各スペクトルのカーブフィテングにより分離した成分のピーク位置を実線 (基板Ga, 基板As) および破線 (過剰As) で示す。

Fig. 3, 4より、熱処理前のAs-3dスペクトルの高結合エネルギー側にAs酸化物 (As_2O_3 : 44.6 eV) のピークおよびGa-3dスペクトルの高結合エネルギー側に砒 (Ga_2O_3 : 20.4 eV) を引いていないことより、GaAs(001)表面の酸化物はDODIW処理により取り除かれているこ

Fig. 3 Ga 3d core level spectra vs. various temperature.

Fig. 4 As 3d core level spectra for various temperature. The signal height is normalized with that of Ga 3d core level spectra at each temperature.

とがわかる⁷⁾。

Fig. 4に示すように熱処理前のAs-3dスペクトル強度は、熱処理前のGa-3dスペクトル強度 (Fig. 3) より大きい。感度補正後のAs-3dおよびGa-3dスペクトルの積分強度比 (r) は、熱処理前では3.5となり、DODIW処理

後に表面に過剰As層が形成されていることを示している^{2~4)}。過剰As層の形成は、DODIW処理時に基板のGa原子が水分子と反応・解離し、As原子が表面に取り残されるためである²⁾。この表面の過剰Asは、熱処理温度の上昇に伴い次第に熱脱離する。Fig. 4より、基板自体のAs元素のピークは、主に300 °C以上で現れ、400 °C以上では過剰Asピークは表面に存在しないことがわかる。積分強度比 (r) は、230 °Cで2.0、300 °Cで1.5、400~500 °Cでは1~1.2に減少する⁴⁾。

As-3dスペクトルのピーク位置は、過剰Asの熱脱離により、42.5 eV (熱処理前) から41.6 eVまで見掛け上変

化するものの、ピーク分離後の基板のAs-3dピーク位置は熱処理下ではGa-3dピーク位置と同程度の変化 (0.2~0.4 eV) を示し温度上昇に伴い低結合エネルギー側へ移動する。基板Asと過剰Asのピーク位置の差は、“before heating”, “230 °C”, および “300 °C” とともに0.8 eV程度である (Fig. 4)⁸⁾。本報では示さないものの、昇温時には価電子帯端も低結合エネルギー側へ移動する。この現象は、熱処理温度500 °C以下では温度に対し可逆的であることから⁴⁾、photovoltaic効果^{9, 10)}による昇温時のバンド曲の増大に起因していると考えられる。photovoltaic効果による価電子帯端位置の移動は、230 °Cで顕著に現わ

(a) Room temperature

(d) 500 °C

(b) 200 °C

(e) 550 °C

(c) 450 °C

(f) 600 °C

Fig. 5 LEED patterns of the DODIW-treated GaAs(001) surface after cooling to room temperature in UHV. LEED patterns were taken with 112.6–126.5 eV electrons. (a) Before heating, (b) after heating to 200°C, (c) 450°C, (d) 500°C, (e) 550°C, and (f) 600°C.

れ Ga-3d, As-3d ピークと同程度の変化 ($0.2 \sim 0.4$ eV) を示す⁴⁾。

3.2 表面構造

Fig. 5 に, 真空加熱 ($200^\circ\text{C} \sim 600^\circ\text{C}$) 後の室温での LEED 観察の結果を示す。Fig. 5 (a) および (b) より, 200°C までの加熱では, 表面でのアモルファス構造の過剰 As 層の存在に対応しハローパターンのみが観察される。 450°C では, 過剰 As はほぼ表面から脱離するため 1×1 構造を示す (Fig. 5 (c))。熱処理温度 $480^\circ\text{C} \sim 600^\circ\text{C}$ (Fig. 5 (d) ~ (f)) では, 2×4 構造が現れる。

480°C 以上での 2×4 構造の出現は STM 観察でも確認できる⁹⁾。Fig. 6 に, DODIW 処理後, 515°C で加熱した後の HB 成長 GaAs(001) 表面の STM 像を示す。STM の走査範囲は, $1000 \text{ \AA} \times 1000 \text{ \AA}$ である。Fig. 6 に示すように熱処理後の GaAs(001) 表面には, 不規則なステップに区切られた島状およびテラス状の構造が認められる。各テラス上には, $[\bar{1}10]$ 方向にそって伸びる明るい線と暗い線が存在する。Fig. 6 を拡大した場合には, 明るい線の中には $[\bar{1}10]$ 方向にそって幅 $8 \text{ \AA}$ セルが並んだ構造が認め

られた。これは, DODIW 処理 HB 成長 GaAs(001) 表面においても, MBE 成長表面と同様に 2×4 構造が現れることを示している^{5, 6, 11, 12)}。なお, 熱処理前の DODIW 処理表面には過剰 As 層の存在によると思われる $20 \sim 50 \text{ \AA}$ 程度のランダムな構造が認められた。

3.3 表面 Fermi 準位の熱処理温度依存性

DODIW 処理 GaAs(001) 表面の UPS 測定から求めた価電子帯スペクトルの熱処理温度依存性を Fig. 7 に示す。測定は, photovoltaic 効果による影響を避けるため室温で行った。 E_{FS} (零点) は, 表面の Au 電極の UPS 測定から求めた。図中に価電子帯端 (VBM) の位置を矢印で示す。Fig. 7 より, 熱処理温度の増大に伴い, VBM が次第に E_{FS} に近づくことがわかる。

Fig. 8 に Fig. 7 の UPS 測定から求めた E_{FS} の値, および LEED 観察から得られた表面構造の熱処理温度依存性の結果をまとめる。Fig. 8 には, 低キャリアー濃度 ($n: 8 \times 10^{16}/\text{cm}^3$) 基板に加え高キャリアー濃度 ($n: 2 \times 10^{18}/\text{cm}^3$) 基板の結果も示してある。Fig. 8 より低キャリアー濃度基板では, 室温から 450°C までは E_{FS} は, VBM

Fig. 6 A $1000 \text{ \AA} \times 1000 \text{ \AA}$ image of 2×4 reconstruction for a n -type ($8 \times 10^{16}/\text{cm}^3$) GaAs(001) surface after cooling to room temperature from 515°C . The STM image is obtained with a tunneling current of 0.05 nA and sample bias of -2.5 V .

Fig. 7 Valence band spectra of the lightly Si-doped ($n = 8 \times 10^{16}/\text{cm}^3$) GaAs(001) surface prepared by DODIW treatment after heating at various temperatures. These data were obtained at room temperature by UPS.

Fig. 8 The surface Fermi level positions deduced from the VBM of the VB emission spectra as a function of temperature. The temperature range of each surface structure is indicated by the solid lines.

より $0.85 \sim 1.0$ eV, 高キャリアー濃度基板では $0.68 \sim 0.8$ eV の範囲にある。480 °C 以上では, 両基板とも熱処理温度が上昇するに伴い E_{FS} は VBM 側に漸近する。600 °C での E_{FS} の漸近点は, 低キャリアー濃度基板で VBM より 0.54 eV, 高キャリアー濃度基板で VBM より 0.45 eV である。 E_{FS} と表面構造の関係で注目すべき点は, 450 ~ 480 °C で, 表面が 1×1 構造から 2×4 構造に変化しても, E_{FS} は急激には変化せず, また 480 °C 以上で 2×4 構造を保持していても, 熱処理温度の上昇に伴い VBM 側に近づくことである。更に, 高キャリアー濃度基板の E_{FS} は, 低キャリアー濃度基板より全温度領域でより VBM 側の位置にある。 E_{FS} の熱処理による VBM 側への漸近は, DODIW 処理した MBE 成長 GaAs 基板 (V/III : 30, 成長温度 : 680 °C) でも認められた。

3.4 フォトルミネッセンスによる検討

Fig. 9 に, 低キャリアー濃度 ($n : 8 \times 10^{16}/\text{cm}^3$) 基板の PL 測定の結果を示す。Fig. 9 (e), (a) は, 600 °C での熱処理前後の PL スペクトル, (b) ~ (d) は熱処理後に表面を化学エッチングした基板の PL スペクトルである。表面からのエッチング深さを図中に示す。各 PL スペクトル強度は, 熱処理前のスペクトル (e) を基準とした。

Fig. 9 より, PL スペクトルの形状およびピーク強度が

Fig. 9 Photoluminescence spectrum changes caused by step etching for the lightly ($8 \times 10^{16}/\text{cm}^3$) Si-doped GaAs(001) surfaces after heating to 600 °C in UHV. The surface were rinsed with DODIW to remove surface oxides after chemical etching. (a) After heating to 600 °C, (b) after heating and chemical etching to a depth of about 0.8 μm, (c) 1.3 μm, and (d) 1.8 μm. (e) Before heating.

エッチング深さに依存していることがわかる。熱処理表面のスペクトル (a) および 0.8 μm エッチングした表面のスペクトル (b) では、バンド端-ドナー間の遷移発光 1.51 eV に加え¹³⁾, 1.47 eV, 1.36 eV, 1.24 eV, 1.02 eV にピークを持つ発光が存在する。一方, 1.3 μm (: スペクトル (c)) および 1.8 μm エッチングした後 (: スペクトル (d)) では, 1.24 eV の発光ピーク強度は減少し, 1.47 eV の発光ピークも認められない。また, 1.36 eV の発光ピークもスペクトル (a) および (b) と比較し非常に小さい。スペクトル (d) は, 熱処理前の発光スペクトル (e) とほぼ同一である。これは, 化学エッチングによって結晶欠陥層幅が減少し表面近傍の結晶状態が熱処理前の基板に近づくためである。

1.36 eV の発光ピークは As 空孔と Si アクセプター間遷移 ($V_{\text{As}}^+ - \text{Si}_{\text{As}}^-$)^{13, 14)}, 1.24 eV にピークを持つ発光は Ga 空孔-Si ドナー間遷移^{13~15)}, 1.47 eV の発光は Si ドナー-Si アクセプター間遷移 ($\text{Si}_{\text{Ga}}^+ - \text{Si}_{\text{As}}^-$)^{13, 15, 16)} による発光と考えられ, スペクトル (a) および (b) での 1.36 eV および 1.47 eV の発光ピークの出現は, 熱処理後に表面近傍では両極性の Si 原子が As サイトにも入り込みアクセプターとして働いている可能性を示唆している¹⁷⁾。1.15 eV の発光ピークは, Si ドナーと Ga 空孔によるもの ($\text{Si}_{\text{Ga}}^+ - V_{\text{Ga}}^-$) である¹⁵⁾。熱処理前の発光スペクトル (e) および (d) に見られる 0.95 eV の発光ピークは, $V_{\text{As}}V_{\text{Ga}}$ と Si ドナーの複合体 ($V_{\text{As}}^+V_{\text{Ga}}^{2-} - \text{Si}_{\text{Ga}}^+$) に起因すると考えられる^{18, 19)}。

以上の PL 測定の結果は, 熱処理によって表面近傍に Ga 空孔および As 空孔の新たな形成およびその拡散が生じ, この空孔を含む結晶欠陥層が, 600 $^{\circ}\text{C}$ で熱処理した低キャリア濃度基板では表面から 1.3~1.8 μm まで及んでいることを示している。

3.5 熱処理による結晶欠陥の形成

熱処理による E_{FS} の VBM への漸近は, 以下の欠陥反応を考えると説明できる。

ここで, V_{As} , V_{Ga} , Ga_{As} は, それぞれ As 空孔, Ga 空孔, Ga アンチサイト欠陥である。(1) 式は, As 空孔への Ga 原子のホッピングにより Ga 空孔と Ga アンチサイト欠陥が形成されることを示している。

いま, 基板構成元素である As 原子の熱脱離により, As 空孔が表面から逐次形成され表面近傍での As 空孔数が増大すると, 反応式 (1) は右側に進む。すなわち, 熱処理温度の上昇に伴い表面からの As 原子の脱離, As 空孔の形成に伴い表面近傍に Ga 空孔と Ga アンチサイト欠陥数が同時に増大する。また As 空孔が結晶内部へ拡散するに従い, Ga 空孔と Ga アンチサイト欠陥も結晶内

部に次第に形成される。As 空孔は深いドナー^{20, 21)}, Ga 空孔と Ga アンチサイト欠陥は深いアクセプター^{16, 20~22)} となるため, 表面近傍では次第にアクセプター数が増大する。熱処理温度の増大に伴い表面近傍でアクセプター数が増大すれば, E_{FS} はこの深いアクセプター準位に漸近する。

表面近傍に誘起される結晶欠陥が, E_{FS} の移動の原因ならば, この結晶欠陥層を取り除いた場合には, E_{FS} は熱処理前の値に復帰するはずである。実際に, 高真空下 600 $^{\circ}\text{C}$ で熱処理し表面から約 2 μm エッチングした場合には, E_{FS} の位置は熱処理後の 0.54 eV から 0.88~0.93 eV に回復する。これは, E_{FS} のピンニングに表面近傍の結晶欠陥が深く関与していることを示唆している。ここで, 特徴的な点は, HB 成長 GaAs(001) 表面では表面が 2×4 構造を示しているが, 表面近傍に結晶欠陥が多数存在し, E_{FS} は VBM に漸近することである。これは, GaAs(001) 表面では最表面の構造のみで表面電子状態を議論できないことを示唆している。

4. む す び

本報では, HB 成長 GaAs(001) 表面を例に脱溶存酸素・超純水洗浄 (DODIW) 処理の効果, および本処理法で形成した HB 成長 GaAs(001) 表面に対する熱処理の効果について示した。以下に, 結果をまとめる。

(1) DODIW 処理により酸化物のない GaAs 表面を形成できる。

(2) 極低溶存酸素濃度 (1~5 ppb) の条件では表面に過剰 As 層が形成される。

(3) 過剰 As 層の熱脱離後, 1×1 , 2×4 構造が現れる。

(4) 表面フェルミ準位は, 熱処理温度の上昇に伴い価電子帯端側に漸近する。

(5) 表面フェルミ準位の価電子帯端側への漸近は, 熱処理により誘起される表面近傍の結晶欠陥により説明できる。

本処理方法は, 結晶成長法, ドーピング量, ドーパント種および面方位に関係なく酸化物のないかつ低損傷の表面を形成できる。これは, DODIW 処理が上記の因子および熱処理が表面電子状態に与える影響を探る上で有力な手段となることを示している。本報で示した, 450 $^{\circ}\text{C}$ 以下でのキャリア濃度差 ($8 \times 10^{16}/\text{cm}^3$ および $2 \times 10^{18}/\text{cm}^3$) による E_{FS} の違いについても基板の Ga 空孔濃度差が何らかの働きをしている可能性がある^{23~25)}。実際に, Si 高ドープ基板では, Ga 空孔に関係した強い PL 発光ピーク (1.15 eV) が観察され⁶⁾, またドープ量の増大に伴い Ga 空孔濃度が増大することが報告されている²⁴⁾。

今後、結晶成長法による結晶性の差、表面近傍および結晶内部の結晶欠陥と表面フェルミ準位の関係を含めた検討が必要と考えられる²⁵⁾。

謝 辞

本研究の遂行にあたり、有益な討論をして頂いた本間芳和博士、堀越佳治博士に感謝します。また、XPS測定、UPS測定、PL測定にご協力頂いた青木延枝氏、鈴木峰晴博士、ならびに高幣謙一郎博士に感謝します。

文 献

- 1) 廣田幸弘, 本間芳和, 杉井清昌, 峰岸延枝: 表面科学 **12**, 381 (1991).
- 2) Y. Hirota: J. Appl. Phys. **75**, 1798 (1994).
- 3) Y. Hirota, T. Ogino, Y. Watanabe and M. Oshima: Appl. Phys. Lett. **65**, 2036 (1994).
- 4) Y. Hirota, T. Ogino, Y. Watanabe and M. Oshima: J. Vac. Sci. Technol. A **13**, 1676 (1995).
- 5) Y. Hirota and T. Fukuda: Appl. Phys. Lett. **22**, 2837 (1995).
- 6) Y. Hirota and K. Sumitomo: J. Appl. Phys. **79**, 7785 (1996).
- 7) Y. Mizokawa: J. Electron Spectrosc. Relat. Phenom. **14**, 129 (1978).
- 8) G. Leonhardt, A. Berndtsson, J. Hedman, M. Klasson, P. Nilsson and C. Nordling: Phys. Status Solidi B **60**, 241 (1973).
- 9) S. Chang, I.M. Vitomirov, L.J. Brillson, D.F. Rioux and M.H. Hecht: Phys. Rev. B **41**, 12299 (1990).
- 10) M.H. Hecht: Phys. Rev. B **41**, 7918 (1990).
- 11) M.D. Pashley, K.W. Haberern, W. Friday, J.M. Woodall and P.D. Kirchner: Phys. Rev. Lett. **60**, 2176 (1988).
- 12) M.D. Pashley, K.W. Haberern and J.M. Woodall: J. Vac. Sci. Technol. B **6**, 1468 (1988).
- 13) L. Pavesi and M. Guzzi: J. Appl. Phys. **75**, 4779 (1994).
- 14) H. Birey and J. Sites: J. Appl. Phys. **51**, 619 (1980).
- 15) A.A. Bonapasta, B. Bonanni, M. Capizzi, L. Cherubini, V. Emiliani, A. Fropa and F. Sarto: J. Appl. Phys. **73**, 3326 (1993).
- 16) A. Jorio, A. Wang, M. Parenteau, C. Carlone, N.L. Rowell and S.M. Khanna: Phys. Rev. B **50**, 1557 (1994).
- 17) J. Maguire, R.C. Newman and R.B. Beall: J. Phys. C **19**, 1897 (1986).
- 18) M.A. Reshchikov, A.A. Gutkin and V.E. Sedov: Material Science Forum **196-201**, 237 (1995).
- 19) A.A. Gutkin, N.S. Averkiev, M.A. Reshchikov and V.E. Sedov: Material Science Forum **196-201**, 231 (1995).
- 20) H.E. Evans, P.C. Rice-Evans, D.L. Smith, G.A. Gledhill and A. M. Moore: J. Phys. CD **4**, 1859 (1992).
- 21) S.Y. Chiang and G.L. Peason: J. Appl. Phys. **46**, 2986 (1975).
- 22) C. Corbel, F. Pierre, K. Saarinen, P. Hautajarvi and P. Moser: Phys. Rev. B **45**, 3386 (1992).
- 23) G.A. Baraff and M. Schluter: Phys. Rev. B **33**, 7346 (1986).
- 24) J.-L. Lee, L. Wei, S. Tanigawa and M. Kawabe: J. Appl. Phys. **68**, 5571 (1990).
- 25) C.-H. Chen and T.Y. Tan: Appl. Phys. A **61**, 397 (1995).