

硫黄処理による GaAs 表面の安定化

大井川 治 宏・樊 甲 法*・南 日 康 夫・重 川 秀 実

筑波大学物質工学系 〒305 つくば市天王台 1-1-1

(1990年5月31日 受理)

Stabilization of GaAs Surface by Sulfur Treatment

Haruhiro OIGAWA, Jia-Fa FAN*, Yasuo NANNICHI and Hidemi SHIGEKAWA

Institute of Materials Science, University of Tsukuba 1-1-1 Tennoudai, Tsukuba, Ibaraki 305

(Received May 31, 1990)

硫黄処理を施した GaAs 表面では、MIS 界面準位密度の減少や、ショットキー障壁高さの顕著な金属依存性が観察される。との効果は、自然酸化膜の除去作用、並びに単原子硫黄膜の吸着による表面保護作用に よってもたらされる。特に、硫黄表面の不活性さは、物質の化学吸着を抑制し、表面欠陥の発生を妨げる。 本解説では、各種の電子分光実験や RHEED 観察結果から、この表面安定化の機構について紹介する。

1. はじめに

Si や GaAsの様な共有結合性を持つ結晶では、表面 に物理・化学的に活性な未結合手が多数存在する為、格 子に対する強い摂動から真性表面準位が形成される。更 に、現実の表面では、雰囲気中のイオンや原子・分子の 吸着だけでなく、酸化反応や歪・損傷などが存在し、こ れらも表面準位を構成する。特に半導体の禁制帯内に存 在する表面準位と構成する。特に半導体の禁制帯内に存 在する表面準位は、励起したキャリアの寿命を短縮させ るだけでなく、表面に起因する劣化現象を引き起こす。 従って、集積回路(IC)内の基本素子である MISFET を 実現したり、素子の微細化を計るには、未結合手を巧く 終端化すると共に、表面を不活性化する必要がある。即 ち、Si で MISFET が出来たのは、熱酸化により均一性 に優れた良質な SiO2 絶縁保護膜が作製できたことや、 H2 雰囲気下での熱処理により Si-SiO2 界面の未結合手 を効果的に終端化できたことが主な理由である。

それに対し, GaAs では, 高速, 或いは光 IC 用材料 として期待されているにも拘らず, 真空中で劈開した清 浄な (110) 面や, (Al, Ga) As/GaAs ヘテロエピタキシ *ル界面でしか準位密度の低いものは得られていない。 しかも、その(110) 劈開面に物質を吸着させると、被覆 率が単原子レベルに満たない内に、表面フェルミ準位の ピニングが起きる。定説がある訳ではないが、Spicer らの統一欠陥モデルによれば、物質が表面に吸着する際 に放出する凝集熱が、表面欠陥を誘起する結果として解 釈される¹⁰。また、GaAs 表面は空気中で容易に酸化す る為、MBE 等の超高真空中でのプロセスを除けば、そ の表面には常に自然酸化膜が存在する。従って、GaAs 表面に絶縁物や金属を堆積し、素子を作製する場合、予 め表面を安定化させておくことが必要であり、効果的な 表面処理法の開発が不可欠である。

ここでは、最近報告された GaAs 表面処理法の一つ である硫貴処理を紹介すると共に、その安定化機構につ いて解説する。また、硫貴処理の応用例として GaAs 表面へのヘテロェピタキシャル成長について述べる。

硫化物による GaAs の表面処理

1987 年に Sandroff らは、硫化ナトリウム、Na₂S・ 9H₂O 溶液による処理が、GaAs 表面の再結合速度を減 少させ、PL 強度を桁違 いに 増大 させることを報告し た²⁻⁴。しかし、この表面は不均一な水溶性の Na₂S・ 9H₂O 膜で被覆されており、水洗により膜を除去すると

— 469 —

^{*} 現在: 理化学研究所 〒351-01 和光市広沢 2-1 Present affilitation: Institute of Physical and Chemical Research, 2-1 Hirosawa, Wako, Saitama 351-01





効果は消失してしまう。溶液中に Na を含んでいる事 も、素子作製プロセスの点からは問題である。

一方, 1988年に, Carpenter らにより開発された硫化 アンモニウム, (NH4)2S 処理^{5,6)}や, Fan らによる多硫 化アンモニウム, (NH4)2S 処理^{7,8)}は, それらの問題 を解消させた。即ち, (NH4)2S, 処理の場合, 均一かつ平坦な表面を提供するだけでなく, 原理的に 溶液中には金属を含まない。電気的特性に関しても, (NH4)2 S 処理による GaAs-pn ダイオードの暗電流の 減少⁵⁾や, ショットキー障壁高さの金属依存性の増加⁶⁾ が報告されている。特に,硫黄の含有率が高い (NH4)2S には、GaAs に対するエッチング作用があり, 硫黄処 理が効果的に行われる。例えば,約8wt.%の硫黄 を含む溶液の場合, (100) 基板に対して, 室温で約10 A/h, 60°C で約 80A/h のエッチング遠度が得られる。

Fig.1 は、通常の化学エッチングのみの時と(NH4)2S_z 処理を施した時の RHEED 写真を比較したものである が、処理によりパターンがストリーク状へと変化してい るのが分かる。これはエッチング作用により、GaAs 表面の平坦性が原子オーダで改善されていることを意味 し、界面特性の制御に於ける(NH4)2S_z処理の優越性 を示唆する⁹⁰。そこで、以下では多硫化アンモニウム処 理を中心に話を進める。

処理手順は,通常の湿式プロセスに準ずる。但し,処 理液から試料を取り出し,窒素ガスで液体を飛散させた 時点では,数 nm の白濁した膜が表面に残存する。この 膜の主成分は硫黄であり(ラマン散乱分光法),試料を 真空中に導入するだけで,それ自身の蒸気圧で昇華して 清失する。その結果, GaAs 表面状態は均一な鏡面へと 遷移する。

3. (NH₄)₂S_x 処理を施した GaAs の表面物性

3.1 電気的特性

Fig. 2 に n-GaAs (100) 面を (NH4)2S_z で処理した 時の PL 強度変化を示す。処理表面では、PL 強度が増 大しており、キャリアの再結合速度が減少していること が分かる。劣化特性に関しても抑制効果が観測され、処



Fig. 2 Degradation behavior of PL intensity in n-GaAs (100).

理により表面の安定化が計られたものと考えられる。し かも、この効果は MIS やショットキー構造を作製した 後も保持される。

Fig. 3 は、電子線加熱蒸着法により形成した SiO₂ 絶縁膜を持つ MIS 構造の C-V 特性である"。化学エッ チングのみの試料と比較すると、処理試料では蓄積側の 周波数分散が減少し、C-V 特性が改善している。特に、 蒸着時の表面に与えるダメージを少なくする為に、抵抗 蒸着法で堆積した SiO₂ 絶縁膜の場合には、界面準位



Fig. 3 C-V plots of the MIS structures measured at RT. The capacitance is normalized by C_m , the maximum capacitance measured at 10³ Hz. The bias scanning rate is 0.1 V/s. Curves a, b, c and d are for frequencies of 10³, 10⁴, 10⁵ and 10⁶ Hz, respectively. A) etched only (reference); B) etched and $(NH_4)_2S_z$ -treated; C) Case B with 300°C/30 min annealing.



Fig. 4 Dependence of ϕ_{Bn} on the work function of metal. Closed circles are for the asetched case; Open circles for the $(NH_4)_2S_{z}$ treated case. Dotted and dashed straight lines are the least-square fittings for as-etched and $(NH_4)_2S_{z}$ -treated surface, respectively. The solid line shows the ideal case with zero interface state density.

密度が約 1×10¹¹ cm⁻²・eV⁻¹ にまで減少する¹⁰⁾。

更に、Fig. 4 は、蒸着金属の仕事関数に対するショ ットキー障壁高さ (n-GaAs) を示したものであるが、 (NH4)2 Sx 処理試料の方では顕著な依存性が観察され δ^{0} 。Schottky の理想理論によれば、この傾向も準位密 度の減少による効果と解釈でき、処理により表面フェル ミ準位のピニングが緩和していると考えられる。同様な 依存性は p-GaAs でも観測されており、n型p型に於け る障壁高さの相補関係は、準位密度の減少効果を裏付け る^{III}。

3.2 表面構造

Fig. 5に、(a)化学エッチングと(b) (NH4) $_{2}$ S_± 処 理を施した n-GaAs (100) 表面の AES スペクトルを示 す⁹。処理後の表面では酸素の信号がほぼ完全に消失し、 その代わりに 硫黄 の信号 が 出現 して い る。これは、 (NH4) $_{2}$ S_± 処理が持つ二つの作用を示 して いる。一つ は、GaAs 表面を被覆して いた自然酸化膜の除去作用で あり、もう一つは、GaAs 表面への硫黄の吸着作用であ る。

LEELS 測定は、この S/GaAs 系の特異性に関する知 見を与える。Fig. 6 は、入射電子のエネルギーが 100 eV の時の、(a) 化学エッチング面と(c)処理面の LEELS スペクトル、(b) は真空加熱により 作製 した 清浄表面の参照スペクトルである⁹⁾。清浄表面で観察さ れる、Ga3d から表面準位への遷移に相当する 20 eV の



Fig. 5 AES spectra on the GaAs (100) surfaces: (a) as-etched and (b) (NH4)₂S_x-treated.

ピークが、(a)と(c)の両方で消失しており、未結合手 が(a)では酸素により、(c)では硫黄により終端化して いるものと推察される。一方, Ga3d から GaAs の伝 導帯への遷移を表す 21.0 と 23.5 eV のピークは、酸化 膜で覆われている化学エッチング面では観察されない。 プローブ深さが約2A であることを考えると, 硫黄膜の 厚さは単原子層程度になり、酸化膜の厚さ(数層程度: ~10 A) に比べてかなり薄いと言える。また,入射電子 のエネルギーを変化させた深さ方向 LEELS 測定は、約 3A という膜厚だけでなく、界面の急峻性を明らかにし た120。Ga や As の硫化物が層状構造を持つことに注目 すると、これは (NH4)2Sx 処理により表面の結合状態 が2次元化する結果、急峻な界面を持つ S/GaAs 構造 が形成された為と思われる。つまり、この系では自然酸 化膜形成時に於ける表面からバルク方向への変成、また は欠陥の発生が抑制されている。

次に,硫黄膜の物理・化学的安定性について触れる12)。



Fig. 6 LEELS spectra from the n-GaAs (100) surfaces: (a) as-etched, (b) thermally cleaned and (c) (NH4)₂S_x-treated.

— 11 —





Fig. 7 は、処理表面を真空中で 20 分間加熱した時の、 LEELS スペクトルである。(a)、(b)、(c)は、それ ぞれ 520、550、570°C の加熱に相当し、相対的被覆率 θ_* は AES スペクトルの信号強度から見積もられた値 である。550°C 以上で初めて、表面準位が関連した 20 eV のビークの増大と θ_* の減少が見られ、吸着硫黄膜 は真空中 500°C まで安定に存在することが分かる。一 方、処理表面を暗室下で大気にさらした時の AES スペ クトルは、酸化反応に対する著しい抑制効果を示した。 これは、硫黄表面には未結合手が存在せず、表面が不活 性化している為、酸素などの化学吸着が妨げられている ものと考えられる。即ち、処理表面では、酸素などが吸 着してもエネルギーの低い物理吸着となる¹³⁾。

ここで、硫黄の結合状態を明らかにする為に、約 210 eV の SR 光を用いて測定した時の光電子スペクトル を示す¹⁴⁹。**Fig. 8** は、n-GaAs 処理基板を加熱した時 のS2p光電子スペクトルの変化を表している。加熱処 理を行っていない場合、Ga-S(1)、Ga-S(2)、As-S、 S-Sの4種類の結合が観測され、室温では硫黄は Ga と As の両方に結合していることが分かる。また、信号強 度比から、As-S 結合の優先的な形成が窺える。Sandroff らは、XPS実験から硫黄が As とのみ結合している^{15,169} と結論したが、それは As-S 信号が支配的に観察される ことや、Ga-S の化学シフト幅が小さい為にピーク分離 が難しいこと等が主な原因と推察される¹⁷⁰。尚、Ga3d 及び As 3d 光電子ピークのシフト幅から、Ga-S(1)



Fig. 8 Photoemission spectra of S 2p levels for (NH4)2S_x-treated GaAs before and after annealing at 360°C for 10 min in vacuum. Photon energy is adjusted to about 210 eV.

とGa-S(2)は、それぞれ GaS もしくは Ga2Sと、Ga2S3 に、As-S は As2S3 に対応すると考えられる。一方、バ ンド・ベンディングの有無は、Ga3d、As3d スペク トルの Ga-As ピークの位置から評価され、処理による 結合エネルギーの低下は、バンド・ベンディングの増加 を意味している。この傾向は、Besser らによる表面輸 送電流測定の結果¹⁸⁾ と定性的に一致しており、Spindt らは改良統一欠陥モデルに基づき、以下の様な解釈を行 っている¹⁹⁾。表面フェルミ準位の位置は、Ascaと GaA。 欠陥濃度の相対的関係によって決まる為、処理により Asca 欠陥の濃度が減少すると、フェルミ準位は価電子 帯側にある GaA。欠陥準位の位置に近づき、バンド・ベ ンディングが増加すると説明する。

それに対し、360℃で10分間加熱した場合では、 As-SとS-S結合成分が消失し、代わってGa-S(1)結 合が支配的になる。この現象は生成熱だけを考慮する と、Ga硫化物の方がAs硫化物より負に大きい為に、 高温ではGa-S結合が支配的になるものと解釈される。 実際、250~500℃の真空加熱処理により、(NH4)2S・処 理GaAs(100)表面の構造は、(1×1)から(2×1)へと 遷移する。さらに興味深いことには、n型基板ではこの構 造変化に伴いピーク位置が高エネルギー側にシフトし、 バンド・ベンディングの減少(約0.3 eV)が起きる。し かしながら、この原因を探る為には、バンド・ベンディ ングを引き起こす要因である固定電荷と表面準位密度の 二つを分離する必要がある¹⁷⁰。例えば、p型基板を加熱 した時に観察される、約0.3 eV の高結合エネルギー側



Fig. 9 Schematic diagrams for (NH4)₂S_x-treated GaAs surfaces (a) before and (b) after annealing at 360°C for 10 min. Ga-S bonds become dominant at 360°C. The band diagrams show that a band bending relaxation of 0.3 eV occurs by annealing.

へのピーク・シフトは、バンド・ベンディングに於ける 固定電荷の減少を示唆する。但し、As-S 並びに S-S 結 合の表面準位に及ぼす影響に関してはまだ明らかではな く、層状的な GaS の存在や熱力学的平衡の欠如、さら には表面残留物の固定電荷などを含めた、結合状態とバ ンド・ベンディングの関係 (Fig. 9)の解明は今後の課 題と言える。

3.3 金属-半導体界面-Al/GaAs の場合-

ショットキー障壁形成時の界面反応とフェルミ準位の 位置変化は、 PES 実験の結果から評価される。ここで 取り扱う系は Al/GaAs 界面であり、Fig. 10 は、(1×1)







Fig. 11 Phototmission spectra of Ga3d for (NH4)₂ S_z-treated n-GaAs with annealing at 360°C for 10 min as a function of thickness of Al.

構造の n-GaAs 処理表面に Al を蒸着した時の Ga3d 光電子スペクトルの変化を示している。Al を1A 蒸着 しただけで, ピーク位置が約 0.3 eV 高結合エネルギー 側へシフトしているが,スペクトルの形には変化がない。 それに対し S2p, As3d, 及び Al2p 光電子スペクト ルは, S-S と As-S 結合の消失, 及び接合界面での Al-S 結合の形成を示し,

Al+As-S→Al-S+As, Al+S→Al-S (1) なる反応の存在を示唆する。一方,(2×1) GaAs 処理表 面ではピークのシフトは観察されないが,蒸着膜厚が 3Aを越える付近から金属 Ga が表面に偏析するのが見 える (Fig. 11)。Fig. 12 の Al 2p スペクトルは, そ れに伴い,接合界面に於ける Ga-S 結合が熱力学的に安 定な Al-S 結合へ遷移する様子を示している。As 3d ス ペクトルに関しては顕著な変化がなく,この反応は以下 の様に記述される。

 $Al+Ga-S \rightarrow Al-S+Ga$ (2)

即ち,加熱前と後の試料表面では界面反応が異なるに も拘らず,表面フェルミ準位の位置には差がない。従 って,Alの仕事関数に依存したショットキー障壁の形 成には,界面のAl-S結合が重要な役割を果たしている と考えられる。または,硫黄膜がGaAsとAlとの直 接反応を妨げ,GaAs表面付近への欠陥の発生を抑制し ていると解釈される。

- 473 -



Fig. 12 Photoemission spectra of Al2p for the sample in Fig. 11.

4. 表面安定化機構の仮説

以上の結果に基づき,硫黄処理による表面安定化の機 構について考察する (Fig. 13)20)。(NH4)2S/(NH4)2Sェ 処 理と Na2S・9H2O 処理の最も大きな違いは、自然酸化膜 の有無にある。この酸化膜は、GaAs から As を吸い出 す溜まり場として作用する為21),自然酸化膜が存在する 限り良質の界面は期待できない。また、絶縁膜や金属の 堆積時に発生する欠陥を制御するためには、表面に於け る安定且つ不活性な保護膜が必要である。 (NH4)2S* 処 理表面に於ける単原子硫黄膜は,正に GaAs 表面の保護 膜として作用する。表面分析の結果は、その作用が Ga や As の硫化物が取る層状構造に起因していることを示 唆する。 層状構造では面内の結合は強力であるが、 面間 の結合は弱い為、仮に試料乾燥時の表面にアモルファス 状の硫黄が堆積したとしても、それと第一層目の硫黄と は異質の存在となる。実際、真空中ではアモルファスの 硫黄は昇華して霧散するが、第一層目の硫黄は残留す る。仮に統一欠陥モデルの観点から解釈すると、硫黄表 面の不活性さは物質の GaAs への化学吸着を妨げ、欠 陥生成の原因とされる吸着時の放出エネルギーを緩和す ると考えられる。その結果, 表面欠陥の発生が抑制さ れ,界面準位密度が減少する。特に, (NH4)2Sz 溶液で は過剰硫黄によるエッチング作用により、欠陥濃度が高 い表面付近の GaAs 層が除去される為,準位密度の減 少効果が大きい。



Fig. 13 Illustrative model of GaAs surface. (A) GaAs surface is covered with natural oxide, and interface state defects denoted with (X) are introduced. (B) After treatment with (NH₄)₂S_π, natural oxide and defective portion of GaAs are etched with the reactive sulfur species. The fresh surface is terminated with sulfur atoms and amorphous sulfur layer accumulates. (C) The amorphous layer disappears in vecuum by sublimation, but the monoatomic layer of sulfur remains to cover the GaAs surface. There are no external dangling bons. (D) Insufficient amount of reactive sulfur species in (NH₄)₂S solution results in incomplete etching and covering.

5. 硫黄処理の応用ーエピタキシャル成長-

通常の化学エッチング処理を施した GaAs 基板をエ ピタキシャル成長に用いる場合,基板を予め 530℃ 以 上の高温に加熱し,表面の酸化膜を除去する必要があ る。しかも、基板からの As の蒸発を防ぐ為には、常に As 圧を供給しておくことが不可欠である。それに対 し、(NH4)2S₂ 処理表面では、250℃ 程度の低温で秩序 ある表面構造が形成される為、この特徴を生かせば種々 のエピタキシャル成長が可能である。

先ず、4章で取り上げた Al/GaAs 系に於けるエピ タキシャル成長の例を挙げる²²⁾。Fig. 14 は、GaAs (100) 面を [011] 方向から観察した、Al 蒸着に伴う RHEED パターンの変化を表し、A、B、C はそれぞれ 蒸着膜厚が 0, 2, 100 nm の場合に相当している。最初 に、(\ddot{u})処理基板を加熱していない場合と(\ddot{u})加熱した 場合を比較する。加熱を行っていない (1×1) 処理表面 では、回折強度に強弱がある同心円状の RHEED パタ ーンが観察される。これは、多結晶 Al 膜中に、ある特 定の配向性を持った 2 種類の Al 単結晶が存在してい ることを意味し、回折パターンの間隔から、それらは (110) Al とそれに直交する (110) R-Al と同定され る。それに対し、基板加熱を行った試料の RHEED パ





ターンはストリークを示し、単結晶(110) Al のみが成 長しているのが分かる。この成長モードの違いは、(1) では表面に S-S, Ga-S, As-S 結合が、(1)では S-Ga 結 合だけが存在していることに対応している。Petroff ら は、{110} Al 膜の成長を促進させる要因として、基板の 前処理や不純物、並びに表面再配列に起因した表面ステ ップの存在を指摘しており²³,この(110) Al の成長に は処理表面のモフォロジーや Ga-S 結合を持つ表面第一 層目の配向性が関係していると思われる。一方、(1)化 学エッチング表面の場合、RHEED パターンは完全な 同心円状を示し、蒸着 Al は多結晶化している。つま り、表面酸化膜には硫黄膜の様な配向性がない。尚、 (iv) As 安定化面では、(100)GaAs に対して 45°回転 した(100) Al が優先的に成長している。

また, Ueno らは, 硫黄が表面の未結合手を有効に且 つ規則正しく終端化することに注目して、3次元構造を 持つ GaAs 基板上への2次元系層状物質のヘテロエピ タキシーを試みている24)。これは処理表面を疑似 van der Waals 面と見立て, GaAs 表面上へ MoSe2 や NbSe2 の成長を行ったものであり、大きな格子不整合 にも拘らず単結晶エピタキシャル薄膜の形成が確認され ている (RHEED/ELS)。このことは、界面に於ける van der Waals 結合の存在を示唆し, 硫黄膜は GaAs 表面の電子結合状態を2次元化させているものと推察さ れる。更に、Wu らは MOMBE に於ける2次元的な layer by layer 成長の実現にとって、 (NH4)2S: 処理が 極めて有効なことを RHEED 観察の結果から報告して いる25)。即ち, 硫黄処理を施した GaAs 基板を用いると, 平坦性に優れ、且つ高品質な II-VI 族化合物薄膜 ZnSe, ZnS が初期段階から成長する。

6. 終わりに

以上,硫黄処理による GaAs 表面の特性改善とその 安定化機構について解説した。この効果は GaAs 以外 の 面-V 族半導体に対しても有効であり²⁶⁾,今後は溶液 処理という簡便さも相まって,素子作製プロセス等にも 応用されると思われる。特に硫黄処理がもたらす,表面 再結合速度と欠陥密度の減少効果は,従来のデバイスの 特性改善だけに止まらず,特性劣化の防止や今まで不可 能であったデバイスの実現にも寄与するものと予想され る。最近では硫黄と類似の性質を持つセレンでも,部分 的には同様な効果が確認されており,処理効果の劣化対 策を含めた,より効果的な手法の開発も必要である。ま た,制御された系で再現性に優れたプロセスを目指す場 合には,ドライ・プロセスの利用も考えられる²⁷⁾。

但し、GaAs 欠陥の素性は現在でもまだ混沌としてお り、界面欠陥に至っては種々の欠陥成因モデルが存在し ている。従って、硫黄処理による表面安定化に関する研 究は、デバイスへの応用面だけでなく、その手掛かりを 提供するものと期待される。

文 献

- 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. B6, 1245 (1988).
- C. J. Sandroff, R. N. Nottenburg, J. -C. Bischoff and R. Bhat: Appl. Phys. Lett. 51, 33 (1987).
- B. J. Skromme, C. J. Sandroff, E. Yablonovitch and T. Gmitter: Appl. Phys. Lett. 51, 2022 (1987).
- E. Yablonovitch, B. J. Skromme, R. Bhat, J. P. Harbison and T. J. Gmitter : Appl. Phys. Lett.

- 475 ---

54, 555 (1989).

— 476 —

- M. S. Carpenter, M. R. Melloch, M. S. Lundstrom and S. P. Tobin : Appl. Phys. Lett. 52, 2157 (1988).
- M.S. Carpenter, M.R. Melloch and T.E. Dungan: Appl. Phys. Lett. 53, 66 (1988).
- J.-F. Fan, H. Oigawa and Y. Nannichi: Jpn. J. Appl. Phys. 27, L 1331 (1988).
- J.-F. Fan, H. Oigawa and Y. Nannichi : Jpn. J. Appl. Phys. 27, L 2125 (1988).
- H. Oigawa, J.-F. Fan, Y. Nannichi, K. Ando, K. Saiki and A. Koma: Jpn. J. Appl. Phys. 28, L 340 (1989).
- 10) J.-F. Fan, Y. Kurata and Y. Nannichi : Jpn. J. Appl. Phys. 28, L 2255 (1989).
- H. Oigawa, M. Kawabe, J.-F. Fan and Y. Nannichi : Proc. of MRS Spring Meeting, Chemistry and Defects in Semiconductor Heterostructures, San Diego, p. 427 (1989).
- 12) H. Oigawa, J.-F. Fan, Y. Nannichi, K. Ando, K. Saiki and A. Koma : Extended Abstracts 20 th Conf. Solid State Devices & Materials, Tokyo, p. 263 (1988).
- H. Hirayama, Y. Matsumoto, H. Oigawa and Y. Nannichi: Appl. Phys. Lett. 54, 2565 (1989).
- 14) H. Sugahara, M. Oshima, H. Oigawa, H. Shigekawa and Y. Nannichi: Extended Abstracts 21 st Conf. Solid State Devices & Materials, Tokyo, p. 547 (1989).

5、秋点型は編集を通し、注葉を持っていこし、美い 時には時間に対象に通信されており、結構業業でありが 異なせなれ、よく効果だされた。回転「こちである」 た。結果されて下での目台に属れたでのせった目がす思 値には、ドキィーンロセスに利用しまえ」にも可 のいた。ドキィーンロセスに利用しまえ」にも可 で、が正常様、デーマに招きなが常な男々キッが発行 ていた。たって、時期気限によっていまだが認知としてな ていた。たって、時期気限によった時に見たが認知といてな で、たって、時期気限によった時に見たが認知してい たいた、このに取用だけでた。その手術かりた いたせましたが1000年まる。

> 1977 - B. and Annald J. S. and M. Annald Science and A. Annald M. Annald Science and A. Annald

V. S. J. Toron I. H. Ulfin, "A straight of the st

- C. J. Sandroff, M. S. Hedge, L. A. Farrow, C. C. Chang and J. P. Harbison : Appl. Phys. Lett. 54, 362 (1989).
- C. J. Sandroff, M. S. Hedge and C. C. Chang: J. Vac. Sci. & Technol. B7, 841 (1989).
- 17) C. J. Spindt, D. Liu, K. Miyano, P. L. Meissner, T. T. Chiang, T. Kendelewicz, I. Lindau and W. E. Spicer : Appl. Phys. Lett. 55, 861 (1989).
- 18) R. S. Besser and C. R. Helms: J. Appl. Phys. 65, 4306 (1989).
- C. J. Spindt and W.E. Spicer: Appl. Phys. Lett. 55, 1653 (1989).
- 20) Y. Nannichi, J.-F. Fan, H. Oigawa and A. Koma: Jpn. J. Appl. Phys. 27, L 2125 (1988).
- H. Oigawa, J.-F. Fan and Y. Nannichi : Jpn. J. Appl. Phys. 28, L 525 (1989).
- 22) H. Oigawa, J.-F. Fan Y. Nannichi and M. Kawabe : Jpn. J. Appl. Phys. 29, L 544 (1990).
- 23) P. M. Petroff, L. C. Feldman, A. Y. Cho and R. S. Williams : J. Appl. Phys. 52, 7317 (1981).
- 24) K. Ueno, T. Shimada, K. Saiki and A. Koma: Appl. Phys, Lett. 56, 327 (1990).
- 25) Y.-H, Wu. T. Toyoda, Y. Kawakami, S. Fujita and S. Fujita: Jpn. J. Appl. Phys. 29, L 144 (1990).
- 26) R. Iyer, R.R. Chang and D.L. Lile: Appl. Phys. Lett. 53: 134 (1988).
- 27) T. Tiedje, K. M. Colbow, D. Rogers, Z. Fu and W. Eberhart : J. Vac. Sci. & Technol. B 7, 837 (1989).

- 16 -