InAs ヘテロ接合の MBE 成長とデバイス応用

井上 正崇*・矢野 満明*・岩井 嘉男*・歌津 貴繁*

宮崎 修樹*・永重 浩章*・前元 利彦*

(受付1994年7月20日, 掲載決定1994年9月13日)

MBE Growth and Device Applications of InAs Heterosystems

Masataka INOUE, Mitsuaki YANO, Yoshio IWAI, Takashige UTATSU

Masaki MIYAZAKI, Hiroaki NAGASHIGE and Toshihiko MAEMOTO

(Osaka Institute of Technology, 5-16-1, Ohmiya, Asahi-ku, Osaka 535)

(Received July 20, 1994, Accepted September 13, 1994)

This paper reports characteristics of two different types of InAs-related heterosystems, InAs/Al(Ga)Sb and InAs/AlInAs, grown by molecular-beam epitaxy. In the InAs/Al(Ga)Sb system, an interface bond of either InSb or Al(Ga)As was selectively made by controlling the beam supply sequence during growth. The InAs/AlInAs system was grown on a compositionally graded buffer layer of InGaAs to accommodate the lattice mismatch between the InP substrate and the AlInAs barrier layer. Their optical and electrical properties are discussed from the viewpoint of the interface control. Recent device applications of the InAs/Al(Ga)Sb are also briefly described.

1. はじめに

分子線エビタキシー (MBE) の進歩により, 格子不整合系を含めてヘテロ接合の研究が大きな広がりを見せている. 同時にバンド構造制御の自由度が増し, 新しいデバイスの開発も進んでいる. InAs/Al(Ga)Sb ヘテロ接合もその1例であるが, GaAs/AlGaAs にない特徴を生かし, 共鳴トンネルダイオード^{1,2)}, 高速トランジスタ^{3,4)}, 赤外光デバイス等⁵⁾が作られている. また, InAs ヘテロ接合では深い量子井戸中に有効質量の軽い電子を閉じ込めるため, 電子波のコヒーレンス長が大きくなる. 最近ではこれを利用した量子効果デバイスの開発も行われている. 例えば InAs ヘテロ構造を用いたメゾスコピック構造において, 量子化コンダクタンスが 4.2 K 以上で観測された^{6,7)}. また Nb や Pb 合金の電極を用いた InAs 超伝導弱結合素子にも興味を持たれてい

る^{8,9)}.

III 族と V 族の両原子が界面で置換される InAs/Al(Ga)Sb ヘテロ接合では, 2つの異なった界面ボンドが選択可能である. その界面ボンドは InSb または Al(Ga)As のいずれかになる. 格子定数が大きくバンドギャップエネルギーの小さい InSb とその反対の Al(Ga)As では, 界面ボンドの選択によってヘテロ接合の特性が大きく異なる. 例えば AlSb 障壁で InAs チャネルを挟んだ SQW (単一量子井戸) に形成される二次元電子ガスは, 界面ボンドが InSb であるときのみ高移動度となり¹⁰⁾, PL (フォトルミネッセンス) 強度も InSb ボンドを選択したときに大きくなる^{11,12)}. ただし, 界面ボンドによってこのような差が生じる原因は, 十分に理解されていないのが現状である.

本論文では, 界面制御に注目して InAs/Al(Ga)Sb ヘテロ構造の MBE 成長を行い, その光物性や電気的特性から界面ボンド制御の重要性を考察する. また V 族原子の置換がない InAs/AlInAs 歪構造の MBE 成長と結晶性

* 大阪工業大学工学部 (〒585 大阪市旭区大宮 5-16-1)

の評価についても簡単に述べる。

2. InAs/Al(Ga)Sb ヘテロ界面制御

特性の良いデバイスを実現するためには、界面ボンドを厳密に制御できる結晶成長技術が要求される。しかし精密な制御が可能とされる MBE 法においても、確立しているのは GaAs/AlGaAs のように V 族元素が共通なヘテロ界面の制御方法のみで、Ⅲ族元素と V 族元素が同時に入れ替わるヘテロ界面を原子オーダーで繰ることは困難であった。例えば InAs/AlSb 超格子の MBE 成長では、次の二つの要因で界面急峻性が低下することが知られている。一つは、蒸気圧が高い As 分子線がシャッターを閉めても成長雰囲気に残留し、その後成長させる AlSb に混入する現象である¹³⁾。他の一つは、Sb のⅢ族原子に対する結合力が As に転化することに基づいている¹⁴⁾。幸いこの二つの反応は低温で抑制されるため、原理的には成長温度を極端に低くすれば急峻な界面の形成が可能になると予想される。

一方極端な低温における MBE 成長では、結晶表面は常に過剰吸着した V 族元素で覆われている^{15,16)}。このため、界面ボンドを制御する上で必要なⅢ族新生面が得にくい。この点を考慮して、筆者らは図 1 のようなシャッターシーケンスによる結晶成長を試みた。このシーケンスでは、超格子を構成する各層のほとんどは通常の MBE 法で成長させるが、界面近傍の数分子層のみはⅢ族元素と V 族元素の分子線を交互に供給する MEE 法で成長させる。MEE プロセスにおいては、Fig. 1 の δ で示した V 族分子線のパルス幅を調節して過剰吸着した分子数を低減させ、界面ボンドの選択性を高めることを試みた。さらに本手法では、Ⅲ族元素の表面拡散を促進して、低温 MBE 成長で低下した界面の平坦性を改善する効果も期待できる¹⁷⁾。なお Fig. 1 のシーケンスでは、

Fig. 1 One period of beam supply sequence used for the growth of InAs/AlSb with InSb Interface.

全ての InAs/AlSb 界面に InSb ボンドを選択している。

Fig. 2 は 350°C における結晶成長中に観測された、RHEED (反射高エネルギー電子線回折) 信号の強度変化を示している。RHEED の測定条件は、加速エネルギー 25 KeV の電子線を [010] 方向から約 1 度の角度で入射させ、Off-Bragg 鏡面反射強度を計測している。この成長では各 10 分子層の AlSb と InAs のうち、それぞれ 7 分子層を MBE 法で、残りの 3 分子層と 1 分子層を MEE 法で成長させている。界面ボンドは AlSb 上の InAs で InSb ボンドを、InAs 上の AlSb で AlAs ボンドを選択した。

この図に示された振動波形のうち、MBE 成長中の 1 周期は 1 分子層毎の成長に伴って生じる原子オーダーでの表面平坦化と粗面化に対応しており¹⁸⁾、MEE 成長中の部分はⅢ族面と V 族面に固有な表面再構成の交替に基づいている¹⁹⁾。この振動の波数から各層の厚さが正確に 10 分子層であることが判断できる。また MEE 成長中の振動波形すなわち反射強度の振る舞いは、Ⅲ族ビーム照射時に減少し V 族ビーム照射時に増加する単純な形になっている。界面に過剰なⅢ族元素や V 族元素が存在するときは双峰形の複雑な応答が観測されることや^{16,17)}、ここには示していないがビーム照射後に各々の界面ボンドに固有な RHEED パターンが観測されたことから¹⁹⁾、今回の成長方法で狙い通りの界面ボンドが選択的に形成されたと考えている。なお、それぞれのヘテロ界面で振動の振幅が低下していることから、界面には大きな歪みが存在すると予想される²⁰⁾。これは、見かけ上格子定数が近接した InAs/AlSb においても、界面ボンドによって大きな内部歪みが発生することを示唆するものである。

Fig. 2 RHEED oscillations during the interface-controlled MBE growth of InAs/AlSb.

Fig. 3 Raman spectra from $(\text{InAs})_{10}(\text{AlSb})_{10}$ superlattices on InAs buffer layers. Spectra (a) and (b) were observed for superlattices with InSb and AlAs interface bonds, respectively. f is the folding order of zone-folded LA phonon modes. The straight lines indicate strain-free LO phonon frequencies of InAs and AlSb, respectively.

Fig. 3は $(\text{InAs})_{10}(\text{AlSb})_{10}$ 超格子からの Raman 散乱光スペクトルである。これらの超格子は GaAs の (100) 面を基板として、AlSb/GaSb 超格子を介して厚さ $1\ \mu\text{m}$ の InAs バッファ層を積んだ上に形成されている。Fig. 3 に示した (a), (b) はそれぞれ、全ての界面に InSb ボンドもしくは AlAs ボンドを選択した超格子の測定結果である。240 cm^{-1} 付近のピークは InAs 超格子層からの LO (縦方向光学) フォノンモードに対応しており、この値はバルクにおける観測値とおおむね一致している。一方 347 cm^{-1} 付近のピークは AlSb 層の LO フォノンモードであるが、バルク値よりも約 7 cm^{-1} 高波数側に位置している。この波数シフトは AlSb 層が圧縮歪みを受けていることを示しており、AlSb 超格子層が格子定数の小さい InAs に整合している場合の理論値に近い¹⁹⁾。そこで、これらの超格子は下地の InAs バッファ層にコヒーレント成長していると考えられる。

さらに厳密には、InSb 界面ボンドを用いたときに観測された InAs の LO フォノンピークは 239 cm^{-1} で、AlSb の LO フォノンピークは 346 cm^{-1} に位置してい

る。一方 AlAs 界面ボンドでは InAs の LO フォノンピークは 242 cm^{-1} に、AlSb の LO フォノンピークは 350 cm^{-1} に位置している。この結果から、AlSb と InAs 両超格子層の格子定数は一致しており、InSb 界面ボンドのとき共に、0.608 nm に、AlAs 界面ボンドのときには 0.604 nm になっていることが結論される¹⁹⁾。この結果は、InAs (格子定数 0.606 nm) にコヒーレント成長した InAs/AlSb 超格子といえども、界面ボンドに原子間距離の大きい InSb と小さい AlAs を選択したときには前者の格子定数が若干大きくなることを意味している。同様な結果が X 線回折を使って、やはり 2 種類の界面ボンドの選択が可能な InAs/GaSb 超格子について報告されている²¹⁾。

Fig. 3 (a), (b) の 100 cm^{-1} より低波数領域に現れた小さなダブルレットピークは、LA (縦方向音響) モードの格子振動が超格子のブリルアンゾーンエッジで折り返されたフォールドド LA モードである。図中 f は弾性連続体モデルを仮定して計算した理論的な折り返しモードの波数位置で、 $f=1, 2$ はそれぞれ 1 次、2 次の折り返しに対応する。理論値と実験値がよく一致していることから、これらの超格子の周期性は設計値通りになっていることがわかる。

以上に述べた LO フォノンモードとフォールドド LA モードは界面ボンドの種類にほとんど無関係であるが、Fig. 3 (b) にみられる AlSb の LO フォノンピークのショルダー (352 cm^{-1} 付近のピーク) は、界面に AlAs ボンドを選択した場合に特徴的なものであった。また、Fig. 3 (a) の 190 cm^{-1} 付近のピークは InSb 界面ボンドを選択した場合のみに観測された。リニアチェーンモデルを仮定した計算を行うと、AlAs 界面ボンドに局在する振動モードが 350 cm^{-1} に、InSb 界面ボンドに局在するモードが 190 cm^{-1} 付近に出現することが予想される²²⁾。この結果は実験値と一致するが、104 cm^{-1} 付近のピークについては今の所このモデルで説明できず、例えば AlAs 界面ボンドに伴う電子遷移に共鳴した高次のフォールドド LA モードである可能性もある²³⁾。いずれにしても、これら界面の種類に固有な振動モードが観測されたことは、今回採用した結晶成長方法が界面ボンドの制御に有効であることを示している。

同様な測定は、厚い AlSb バッファ層上に作成した InAs/AlSb 超格子についても実施された。この場合には、InSb 界面ボンドを選択した超格子の各層は AlSb バッファ層にほぼコヒーレントに成長するが、AlAs ボンドを選択した場合には InAs 層と AlSb 層の格子定数が一致せず、一層毎にフリースタANDING な状態になりやすいことが判明した¹⁹⁾。この結果は、厚い AlSb 障壁で

InAs を挟んだ SQW において, InSb 界面ボンドを選択した場合よりも AlAs ボンドを選んだ場合の結晶性が悪くなることを意味しており, 前述の電子移動度や PL に関する報告と矛盾しない. なお, AlSb 障壁に対して InSb 界面ボンドは 5.3% の圧縮歪を受けるにとどまるが, AlAs 界面ボンドは 8.4% にも達する引っ張り歪を受ける. 剛性の高い AlAs 界面ボンドがこのように大きな引っ張り歪を弾性変形で吸収することは困難と考えられるので, この場合にはクラックや転位が発生して結晶の電気的・光学的特性を低下させている可能性が高い.

3. InAs/Al(Ga)Sb の物性とデバイス応用

以上に述べたように, InAs/AlSb ヘテロ接合を利用した電子デバイスや光デバイスでは, 界面ボンドを InSb にコントロールする必要があることが理解できる. 実際今までに報告されている AlGaSb/InAs/AlGaSb ヘテロ接合 FET^{4,24)}や, InGaSb/InAs 超格子を用いた赤外光検知器⁵⁾等のデバイスの多くは, 界面ボンドを InSb に制御している. 本節では, 界面制御した InAs/AlGaSb ヘテロ構造の物性とデバイス応用の可能性と問題について簡単に述べる.

InAs/Al_{0.5}Ga_{0.5}Sb 超格子を用いて測定した PL スペクトルの 1 例を Fig. 4 に示す. InSb 界面ボンドが形成されるように制御して Te ドープ GaSb 上に成長した試料で, 8 分子層の InAs を量子井戸層とし, 10 nm の Al_{0.5}Ga_{0.5}Sb を障壁層とする構造である. InAs/AlGaSb は, Fig. 5 に示すように電子と正孔がそれぞれ井戸層と障壁層に分離して分布する構造で, いわゆるタイプ II ヘテロ構造である. このため電子と正孔は界面近傍で再結合し発光する. InAs 層の厚さを変化すると, 大きく発光波

Fig. 4 PL spectra from InAs/Al_{0.5}Ga_{0.5}Sb MQWs at 12 K with and without applied electric fields.

長を変えることができる. InAs 層の厚さを 10 分子層から 4 分子層まで変化すると, 12 K における発光エネルギーは約 0.5 eV から 0.95 eV まで増大した. この実験結果とセルフコンシステントに計算したバンド構造との比較から, 伝導帯と価電子帯のバンド不連続は $\Delta E_c \sim 1.1$ eV, $\Delta E_v \sim 0.4$ eV と求められた. このヘテロ構造の界面に垂直な電界を印加すると, Fig. 4 が示すようにスペクトルが高エネルギー側に変化する. この PL 発光のブルーシフトはタイプ I と異なり, タイプ II ヘテロ構造中の電子・正孔分布の変化を反映した結果である.

Fig. 5 に示した電界印加のない状態では, 電子は InAs 層に閉じ込められ, また正孔は AlGaSb 中心部に分布している. 電子と正孔の波動関数が浸み出し, その重なりにより発光スペクトルが決まる. 電界が印加された状態では, Fig. 6 が示すように電子の波動関数の形はほとんど変化していないが, わずかにヘテロ界面に電子が押し付けられ, エネルギー準位は 615.2 meV から 617.8 meV に増える. 一方, 正孔は, 波動関数が大きくヘテロ界面に近寄り, エネルギー準位は 2.73 meV から 11.4 meV に増える. そのため波動関数の重なりがヘテロ界面の片方で大きくなる. このように電界が印加され

Fig. 5 Schematic energy diagram and wave functions of electrons and holes.

Fig. 6 Schematic energy diagram and wave functions under the electric field across the heterostructures.

Fig. 7 Schematic energy band diagram of the InAs channel HFET.

ると電子・正孔ともにエネルギーの準位の増加が起こり、PLのブルーシフトが起こると考えられる。このブルーシフトの大きさは、電子と正孔のエネルギー準位の変化を計算した値とほぼよい一致を示した²⁶⁾。

InAs ヘテロ接合トランジスタに使用した試料のバンド構造を Fig. 7 に示す。この構造では、酸化の影響を少なくしてデバイスプロセスに耐えられるよう、 $\text{Al}_{1-x}\text{Ga}_x\text{Sb}$ 障壁の Al 組成 x を 0.5 とした。上部障壁層の Al 組成は InAs チャネルの電気特性に影響を与えないものの、下部障壁層の Al 組成の減少は電子濃度に関係する。そこで InAs チャネルの下部界面に 6 nm の AlSb を挿入し、電子濃度の減少を防いだ。同時にこの薄い AlSb の挿入は、負性光伝導の抑制をも意図するものである。この構造の移動度は 300 K で $2 \times 10^4 \text{ cm}^2/\text{Vs}$ 程度、77 K で $3 \times 10^4 \sim 1 \times 10^5 \text{ cm}^2/\text{Vs}$ であった。またシートキャリア濃度は、約 10^{12} cm^{-2} であった。このヘテロ構造を用いて製作した HFET は大きな相互コンダクタンスを示した。ゲート長 $1.7 \mu\text{m}$ の HFET の g_m は $v_{ps}=1 \text{ V}$ において 509 mS/mm に達した。しかしドレイン電圧の高い領域 ($V_{ps} > 0.8 \text{ V}$) では、そのチャネルコンダクタンス g_d が 200 mS/mm となりドレイン電流の増加が見られた。これは、通常ショートチャネルの HFET や SOI 型のデバイスにおいて見られるインパクト・イオン化にともなうキンク効果であると考えられる。この InAs をチャネルとする HFET では、小さいバンドギャップを反映して、局部的にインパクト・イオン化が起こっている可能性がある。高電界におけるキャリア濃度の増大について調べるため、パルス高電圧を印加してホール効果を測定した。その測定結果の 1 例を Fig. 8 に示す。電界によりホットエレクトロンの速度は減少するが、キャリア濃度は電界が高くなるにしたがって増大している。インパクト・イオン化により生じた正孔は、容易に障壁を超えて AlGaSb 層を走ることになる。AlSb に代えて AlGaSb を用いると、InAs 中の電子準位と障壁層の正孔

Fig. 8 Electric field dependences of electron mobility and sheet electron concentration of InAs/AlGaSb.

Fig. 9 Quantized conductance measured on the InAs/AlGaSb split-gate device shown in the inset.

準位がエネルギー的に近づきリーク電流をもたらすことになる。

これまでに述べた InAs 中の 2 次元電子を狭い領域に閉じ込めると、擬 1 次元構造ができる。Fig. 9 に示すような断面をもつ InAs 量子細線を電子ビーム露光と化学エッチングにより作製した。スプリットゲートに電圧を印加すると、InAs チャネル幅が変化し、フェルミエネルギーが 1 次元サブバンドを横切る。このため $I-V$ 特性に $2e^2/h$ の量子化コンダクタンスが観測される。Fig. 9 に 4.2 K で測定した結果を示す。デバイスの加工細線幅は 480 nm であるが、エッチングされた両端面に

Fig. 10 SEM photograph of InAs/AlGaSb superconducting transistor.

Fig. 11 Current-voltage characteristic of the superconducting weak link at 4.2 K.

は約150 nmの高抵抗層が存在するため、実効的な電子のチャネル幅は180 nmと推定される。このチャネル幅に対するサブバンド間のエネルギー差 $\Delta E_{12}=2.7$ meVとなり、これは kT ($T=4.2$ K)の約8倍にあたる。これまでの実験において、我々は実効線幅が約65 nmのデバイスを作製し、79 Kにおいて量子化電流を観測した⁶⁾。

InAsを用いた HFET のソースおよびドレイン電極を超伝導金属にすると、超伝導近接効果を用いたトランジスタを実現することができる。このとき超伝導波動関数の染み出しの長さ、すなわちコヒーレンス長がソースとドレイン間の距離より大きくなければならない。このコヒーレンス長は有効質量、電子濃度および移動度に依存する。InAs ヘテロ構造中の2次元電子を用いると、他の半導体に比べコヒーレンス長を大きくできる可能性がある。このInAs ヘテロ構造の特徴を生かして超伝導トランジスタを実現する目的で、Fig. 10に示すようなデバイスを作製した²⁷⁾。超伝導 Pb 合金をソースとドレイン電極とし、ゲートには Pt を用いた。これまでの研究では、リーク電流の影響もあり、理想的な特性は得られていないが、同様な構造の超伝導2端子素子において、Fig. 11に示すような超伝導電流が観測された。今後、超伝導電極とのInAs ヘテロ界面状態の改善、リーク電流の低減などの課題を解決すれば、InAs 超伝導トランジスタを実現することができる。このようにInAs/AlGaSbは、量子効果デバイスの実用化を進める上で有望なヘテロ接合の一つといえる。

4. InAs/InAlAs ヘテロ接合

InAs をチャネルとするヘテロ接合をAs ベース半導体のみで構成すれば、Sb に関係した問題点のいくつかは解決できると思われる。ただし、この場合にはInAsに格子整合する基板材料に適当なものがないため、極端に大きい格子不整合を解決する方法が課題である。本節ではこの課題へのアプローチとして、基板とInAsチャネルの間に傾斜組成バッファを挿入して結晶性の高品質化を図った結果を簡単に述べる。

近年、格子不整合率の大きいヘテロ構造を用いて、デバイスに利用できる結晶を得る手段として、格子不整合をゆっくり緩和する方法が再び注目されるようになってきた。最近の $\text{Si}_x\text{Ge}_{1-x}/\text{Si}$ ²⁸⁾や $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{P}/\text{GaAs}$ ²⁹⁾に関する研究から、混晶組成により格子定数を線形に変化させた傾斜接合を介すれば、すべり転位が少なく、デバイス化が可能な品質の結晶が得られることが明らかになっている。本研究では、InAsチャネルを $\text{In}_{0.8}\text{Al}_{0.2}\text{As}$ 障壁で挟んだ歪み構造を得るため、(100)InPを基板としてFig. 13内挿図の構造をMBE成長させた。

結晶成長はまず最初にInPに整合した $\text{In}_{0.55}\text{Ga}_{0.45}\text{As}$ を300 nm成長した後、 $\text{In}_{0.8}\text{Al}_{0.2}\text{As}$ 障壁層との格子不整合率約2%を、厚さ2 μm の $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ バッファ層中で組成 x を直線的に変化させて緩和した。その後100 nmの $\text{In}_{0.8}\text{Ga}_{0.2}\text{As}$ の上に $\text{In}_{0.8}\text{Al}_{0.2}\text{As}$ 下部障壁層を1 μm 積層し、さらに10 nmのInAsチャネルと20 nmの $\text{In}_{0.8}$

Fig. 12 Surface morphology of the InAs/AlInAs SQW grown on the graded InGaAs buffer layers.

Al_{0.2}As 上部障壁層を積み、最後に 5 nm の In_{0.8}Ga_{0.2}As キャップ層で終端した。成長温度は全層に互って 440°C とした。

Fig. 12は成長させた結晶の表面をノマルスキー光学顕微鏡で観察した写真である。明瞭なクロスハッチパターンが認められる。なお、傾斜接合を用いずに In_{0.53}Ga_{0.47}As 上に In_{0.8}Ga_{0.2}As を直接成長した場合、このようなクロスハッチパターンは現れず、InAs チャンルの電氣的・光学的特性が極端に低下した。

基板温度 470°C で成長したヘテロ構造のフォトルミネッセンスを Fig. 13 に示す。InAs 量子井戸からの強い発光が $h\nu \sim 0.51$ eV に見られる。この構造においては、InAs に圧縮応力が働くことを考慮して、InAs 中の電子と正孔の準位を計算し、基底準位間のエネルギー差を求めた。その結果、矢印が示すように発光ピークのエネルギーに非常に近い値が得られた。歪の影響が PL スペクトルに大きく反映されていることが分かる。この試料のシート電子濃度と移動度は室温で 3.08×10^{-2} , 5.5×10^3 cm²/Vs であった。移動度は 77 K において 3.5×10^4 cm²/Vs まで増大した。この InAs 歪構造の成長において、最も重要なプロセスは InGaAs 組成傾斜層の成長である。この歪緩和層の成長速度や歪勾配を最適化することにより、特性がさらに改善されると思われる。

5. おわりに

InAs をチャンネルとするヘテロ接合の MBE 成長とそのヘテロ界面制御について報告した。InAs/Al(Ga)Sb は III 族および V 族原子が界面で置換されるため、2 つの異なる界面ボンドが形成される。その上に成長した InAs 層の特性が優れた InSb 界面ボンドの形成と、そのラマン散乱の結果を示した。また Sb を必要としない

Fig. 13 Photoluminescence spectrum from the InAs strained SQW. Arrows indicate the gap energies of InAs with and without strain, and other layers. The inset shows the schematic diagram of the InAs/AlInAs quantum well.

InAs/AlInAs 歪構造を傾斜組成のバッファ層の上に成長する方法についても簡単に報告した。GaAs/AlGaAs に比べると、これまで報告された InAs/AlGaSb の研究ははるかに少ないが、バンド構造等の特徴を生かしたデバイスが近年注目を集めている。特に赤外光デバイス、共鳴トンネル効果デバイス、量子効果を利用した高速デバイスに関する研究は今後さらに発展するものと期待される。

〔文 献〕

- 1) R. Beresford, L. F. Luo, and W. I. Wang, Appl. Phys. **55** (1989) 1899.
- 2) J. R. Soderstrom, D. H. Chow, and T. C. McGill, Appl. Phys. Lett. **55** (1989) 1094.
- 3) L. F. Luo, and R. Beresford, W. I. Wang, and H. Munekata, Appl. Phys. Lett. **55** (1979) 789.
- 4) K. Yoh, T. Moriuchi, and M. Inoue, IEEE Electron Device Lett. **11** (1990) 526.
- 5) R. H. Miles, J. N. Schulmant, D. H. Chow, and T. C. McGill, Semicond. Sci. Technol. **8** (1993) s102.
- 6) M. Inoue K. Yoh and A. Mishida, Extended Abstracts 2nd Int. Symp. on New Phenomena in Mesoscopic Structures (1992) 813. Semicond. sci. Technol. **9** (1994) 966.
- 7) S. J. Koester, C. R. Bolognesi, M. J. Rooks, E. L. Hu, and H. Kroemer, Extended Abstracts 2nd Int. Symp. on New Phenomena in Mesoscopic Structures (1992) 56. Appl. Phys. Lett. **62** (1992) 1373.
- 8) C. Nguyen, J. Werking, H. Kroemer, and E. L. Hu, Appl. Phys. Lett. **57** (1990) 87.
- 9) 前元 陽, 井上, 電子情報通信学会論文誌, J76-

- CII (1993) 94.
- 10) G. Tuttle, H. Kroemer, and J. H. English, *J. Appl. Phys.* **15** (1989) 5239.
 - 11) M. Inoue, M. Yano, H. Furuse, and Y. Iwai, *Semicond. Sci. Technol.* **8** (1993) s121.
 - 12) S. G. Kim, H. Asahi, M. Seta, K. Asami, S. Gonda, M. Yano, and M. Inoue, *J. Cryst. Growth* **136** (1994) 310.
 - 13) M. Yano, M. Ashida, A. Kawaguchi, Y. Iwai, and M. Inoue, *J. Vac. Sci. Technol.* **B7** (1989) 199.
 - 14) M. Yano, H. Yokose, Y. Iwai, and M. Inoue, *J. Cryst. Growth* **111** (1991) 609.
 - 15) M. Yano, K. Masahara, K. Yoh, Y. Iwai, and M. Inoue, in *Gallium Arsenide and Related Compounds 1991*, Inst. Phys. Conf. Set. 120, ed. by G. B. Stringfellow (IOP, London, 1992).
 - 16) M. Yano, K. Yamamoto, T. Utatsu, and M. Inoue, 8th International Conf. on Vapour Growth Epitaxy, Freibrg, July 25-29, 1994.
 - 17) Y. Horikoshi, M. Kawashima, and H. Yamaguchi, *Jpn. J. Appl. Phys.* **27** (1988) 169.
 - 18) J. H. Neave, B. A. Joyce, P. J. Dobson, and N. Norton, *Appl. Phys.* **A31** (1983) 1.
 - 19) M. Yano, M. Okuizumi, Y. Iwai, and M. Inoue, *J. Appl. Phys.* **74** (1993) 7472.
 - 20) M. Yano, A. Kawaguchi, M. Ashida, Y. Iwai and M. Inoue, *Appl. Surf. Sci.* **40** (1989) 115.
 - 21) J. R. Waterman, B. V. Shanabrook, R. J. Wagner, M. J. Yang, J. L. Davis, and J. P. Omaggio, *Semicond. Sci. Technol.* **8** (1993) s106.
 - 22) M. Nakayama, Private Commun.
 - 23) J. Spitzer, H. D. Fuchs, P. Etchegoin, M. Ilga, M. Cardona, B. Brar, and H. Kroemer, *Appl. Phys. Lett.* **62** (1993) 2274.
 - 24) K. Yoh, T. Moriuchi, and M. Inoue, *Jpn. J. Appl. Phys.* **29** (1990) 593.
 - 25) H. Kroemer, C. Nguyen, and B. Brar, *J. Vac. Sci. Technol.* **B10** (1992) 1769.
 - 26) M. Inoue, R. Sakamoto, K. Yoh, T. Kohno and T. Kamiyoshi, *Procs. IEEE/Cornell Conf. on Advanced Concepts in High Speed Semicond. Devices and Circuits VI-8* (1991) 403.
 - 27) T. Maemoto, H. Dobashi, S. Izumiya, K. Yoh and M. Inoue, *Proc. Int. Micro Process Conf. Jap. J. Appl. Phys.* (1994) to be published.
 - 28) F. K. LeGoues, B. S. Meyerson, J. F. Morar, and P. D. Kirchner, *J. Appl. Phys.* **71** (1992) 4230.
 - 29) E. A. Fitzgerald, Y. H. Xie, M. L. Green, D. Brasen, A. R. Kortan, Y. J. Mil, J. Michel, and B. W. Weir, *Appl. Phys. Lett* **59** (1991) 811.