超ドープ構造

日本電気・基礎研究所 馬場寿夫, 小川正毅, 水谷 隆

Toshio BABA, Masaki OGAWA and Takashi MIZUTANI : Super-Doped Structure.

Super-doped structure (SDS) is reviewed. This is a very short period AlAs/GaAs superlattice in which the GaAs mid-layers are selectively doped with Si donor impurities, and is able to suppress the DX-center formation in n-type Al-Ga-As system. A new SDS concept and structural optimizations for replacing $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ alloys and realizing high electron concentration are discussed. Superior electrical properties of SDS are shown in comparison with n-type $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ ($x > 0.2$) alloys. The applications of SDS to high speed devices and the prospects of other materials using this concept are presented. [J. Cryst. Soc. Jpn. 28, 142 (1986)].

1. はじめに

近年の化合物半導体の分野においては、1970年の江崎ら¹⁾による半導体超格子の概念の出現に端を発し、結晶の層構造を積極的に制御し、新しい機能を得ようとする動きが活発になってきている。これと同時に、原子層オーダーの結晶膜厚制御の必要性が高まり、この要求を可能とする分子線エピタキシー (Molecular Beam Epitaxy : MBE) や有機金属気相成長法 (Metal Organic Chemical Vapour Deposition : MOCVD) の結晶成長技術が急速に進歩してきた。特に GaAs, AlAs 系 ($\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ 混晶も含む) は GaAs 基板と格子整合しているため結晶成長が比較的容易であり、新しい機能を有するデバイスの研究開発が盛んに行われている。電子デバイス関係では 1978 年の Dingle らにより提案された変調ドープ構造²⁾を応用した高移動度トランジスタ (High Electron Mobility Transistor : HEMT) の開発 (三村ら, 1980 年)³⁾, 光デバイス関係では量子井戸レーザーの開発⁴⁾が代表的なものである。

さて、GaAs, AlGaAs 系のデバイスの研究開発が進められていくうちに、材料面での新たな問題が顕在化してきた。これは GaAs より広い禁止帯幅を持つ $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ 中の深いドナー準位 (DX センター)⁵⁾に関係したものであり、(i) HEMT のしきい値電圧が温度変化や光照射により変動して動作が不安定になる⁶⁾, (ii) 低温で $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ 中の電子濃度が激減し抵抗が高くなる⁷⁾, といったデバイスへの深刻な問題を引き起こしている。通常の深い準位の形成は、何等かの外的要因 (不純物の導入等) によることが多いが、DX センターの場合はどこの評価結果も同じであり、また結晶成長方法にも依存していない。そこで我々はこれは $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ 混晶自体に由来する問題ではないかと考え、何等かの方法で DX センターの発生を抑制することができないかと考えた。その結果誕生したのが超ドープ構造であり、DX センターの除去を可能とした。この新しい構造は非常に短周期の半導体超格子であり、原子層オーダーの制御が可能な MBE 技術の発達によって可能となったものである。

ここでは、超ドープ構造の基本的な考え方、設計、電気的な基礎特性に重点を置いて解説

第1図 不純物をドーピングした混晶(a)および超ドーピング構造(b)の模式図

し、超ドーピング構造の応用や今後の展望についても少し触れる。

2. 超ドーピング構造の基礎

2.1 基本概念

n 型 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ 中の DX センターは、(i) ドーピングした n 型不純物（ドナー）と同程度の量であり、(ii) 活性化エネルギーが 100 meV 程度と深く、(iii) 活性化エネルギーが Al 組成依存性を持ち、(iv) 低温において永続的な光伝導（persistent photoconductivity : PPC）を示す、という特異な性質を有する。これに対し、1979 年に Lang らはドナーと何等かの欠陥（As 空孔）によるモデル（DX センターモデル）⁹⁾を提案している。しかし、前にも述べたように DX センターには成長方法依存性がないことから、我々はこの性質が不純物や欠陥によるのではなく n 型の $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ 混晶固有の性質であると仮定をした。そして、Al の入っていない n 型 GaAs では DX センターが全く見られないことと、深い準位であるため局所場の影響を強く受けやすいことを考え合わせ、Al と Ga の混在した場（混晶場）にドナーが存在することが DX センター形成の一つの要因になっていると考えた（第1図(a)参照）⁹⁾。このような考えに立てば、どのような結晶成長方法によっても $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ 混晶から DX センターを除去できず、 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ を用いるデバイスの改善は望めない。しかし、もう一步考えを進めれば、ドナーを Al と Ga の混在した場に置かなければ DX センターが発生しない可能性がある。例えば、Al と Ga とを空間的に分離し GaAs 中だけにドナーを入れればよいであろう。以上の考察から、第1図(b)に示すようなドナーを選択的にドーピングした GaAs と AlAs の超格子構造（超ドーピング構造）を考え出した。ドナーを AlAs/GaAs 界面から離し GaAs 中央だけに入れば、ドナーのごく近傍は GaAs 結晶と同様にすることができ、混晶場の影響を除くことができる。

第2図に、超ドーピング構造のエネルギーバンド図を示す。超格子の周期が非常に短ければ、Ga

第2図 超ドーピング構造のバンド図

As 層から発生する電子は薄い AlAs 層をトンネル効果で自由に移動できる。また、超格子中には GaAs の伝導帯および充満帯よりもエネルギーの高いミニバンドが形成され、 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ 混晶と同じ禁止帯幅を実現できる。したがって、超ドーブ構造では DX センターが無く $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ 混晶と等価な電気的特性が得られることが期待できる。

2.2 設 計

超ドーブ構造の設計に当たっては、(i) ドナーのドーピング領域を AlAs/GaAs 界面から離し、(ii) $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ と同じ禁止帯幅とし、(iii) 高い電子濃度が得られる構造とすることに注意する必要がある。いま MBE 成長の 1 原子層程度の成長界面のばらつきを考慮し、少なくともドナーの第 2 近接原子は Ga だけにする (ドナーとして Ga サイトに入る Si を考える) には、ドナーを AlAs/GaAs 界面から格子定数程度 ($5.6 \text{ \AA}$) 以上離す必要がある。 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ と同様の広い禁止帯幅を得るためには超格子の周期を短くしたほうが有利であるが、第 1 の条件とドーピングの 1 原子層を考慮すると、GaAs 層の最小値は約 $14 \text{ \AA}$ となる。さて、第 3 の条件を満たすためにはドナーを含む層の超格子 1 周期の厚みに対する割合を多くする必要があるが、以下にその最適設計について述べる。

第 3 図(a), (b)は $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ と同じ禁止帯幅を持つ条件をパラメタとしたときの、GaAs 層厚に対する AlAs 層厚 および ドーピング効率 (超格子全体の平均のドナー濃度とドーピング層のドナー濃度との比) を示す計算結果である¹⁰⁾。計算は簡単なクロニヒ・ペニーモデルにより、Casey と Panish のバンド・パラメタ¹¹⁾とバンド不連続に関する Dingle ルール¹²⁾ ($\Delta E_c = 0.85 \cdot \Delta E_g$) を用いて行った。第 3 図(b)より、ドーピング効率はそれぞれの禁止帯幅に対して極大値が存在することがわかる。これは、GaAs 層が薄くなるとドーピングしてある層の GaAs 層全体に対する割合が減少し、一方 GaAs 層が厚くなると第 3 図(a)に示すように AlAs 層が急激に増加し、ドーピング効率が低下するためである。例えば、通常 HEMT で使用される $\text{Al}_{0.3}\text{Ga}_{0.7}\text{As}$ と同じ禁止帯幅を有する超ドーブ構造としては、GaAs 層 $22 \text{ \AA}$ 、AlAs 層 $15 \text{ \AA}$ が最適となる。この程度の厚さでは AlAs 障壁中にも電子はしみだしてミニバンドを形成しており、 $\text{Al}_{0.3}\text{Ga}_{0.7}\text{As}$ 混晶とほぼ同様な電気的あるいは光学的特性を示すと考えられる。

第 3 図 超ドーブ構造の設計。(a)は $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ 混晶と同じ禁止帯幅を持つ組合せを示し、(b)は高いドーピング効率を得る条件を示す。

第1表 各種超格子の構造とドナー準位

	構 造	ドーピング場所	ドナー準位
A	AlAs/GaAs	GaAs 中心	浅い準位
B	AlAs/GaAs	AlAs/GaAs 界面	DX センター
C	AlAs/GaAs	AlAs 中心	深い準位
D	AlAs/Al _x Ga _{1-x} As	Al _x Ga _{1-x} As 中心	DX センター
E	Al _x Ga _{1-x} As/GaAs	Al _x Ga _{1-x} As 中心	DX センター

2.3 各種選択ドーブ超格子

超ドーブ構造の概念の真偽を調べるために、ドナーのドーピング領域の組成を変えた各種超格子を作成しその電気的特性を調べた。結晶成長は Riber 製の MBE 2300 P を用いて行った。評価用の試料構造は、半絶縁性 GaAs 基板上にバッファ層としてアンドープの Al_{0.5}Ga_{0.5}As (5000 Å), 各種超格子構造 (4000~5000 Å), および表面保護層としてアンドープの Al_{0.5}Ga_{0.5}As (200 Å) とした。それぞれの超格子の構造は第1表にまとめて示すが、超格子の周期は 20~40 Å, 平均ドーピング濃度は $6 \times 10^{17} \sim 1.5 \times 10^{18} \text{cm}^{-3}$ とした。第1表の A, B, C は AlAs/GaAs 超格子であり, A は GaAs の中心部 (超ドーブ構造), B は AlAs/GaAs 界面から1原子層以内, C は AlAs 層の中心部にそれぞれ Si ドナーをドーブしたものである。D は AlAs と Al_xGa_{1-x}As との超格子, E は Al_xGa_{1-x}As と GaAs との超格子であり, それぞれ Al_xGa_{1-x}As 層中心に Si がドーブしてある。これらの超格子を用いてドーブ周囲の組成及び禁止帯幅を変えて DX センターの評価を行った。なお, 禁止帯幅は室温のフォトルミネッセンス測定から評価した。

第4図は 1.8~1.86 eV の禁止帯幅を有する Al_xGa_{1-x}As 混晶及び第1表の超格子 A, B, D の DLTS (Deep Level Transient Spectroscopy) 信号を示す。Si ドナーに関する DX センターによる DLTS 信号は一般に 200 K 付近にピークを持つことから¹³⁾, それぞれの信号は DX センターを反映したものと考えることができる。超ドーブ構造においては DLTS 信号が非常に小さく DX センターがほとんどないことがわかる。この結果は後で示すホール測定結果とも一致する。界面ドーブ超格子及び Al_xGa_{1-x}As 中ドーブ超格子では DX センターが発生しており, Al と Ga の混在した場にドナーがあると DX センターが発生することがわかる。ところで, ドナーが混晶場にないもう一つの場合である AlAs 中にドーブしたもの (第1表C) では, 室温での電子濃度が非常に小さく, 低温でキャリアのほとんどが凍結した。ただし, 低温で光照射実験を行っても DX センター特有のキャリアの増加はほとんどなく, 単なる深い準位を作ったと考えられる。

第5図に禁止帯幅を 1.75 eV に固定したと

第4図 各種超格子および Al_{0.5}Ga_{0.5}As 混晶の DLTS 信号

第5図 禁止帯幅を一定 (1.75 eV) としたときの, Si をドープした領域の Al 組成比に対する DX センター量の変化

第6図 Si 周囲の混晶場を一定としたときの, DX センター量の禁止帯幅依存性

きの Si をドープした領域の Al 組成に対する DX センター量を示す。図中には超格子 A, D, E および $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ 混晶が示してある。DX センター量はホール測定 of 温度依存性より求めた。DX センターは Si ドープ領域の Al 組成の増加と共に増大している。これは DX センターの発生にドナー周囲の混晶場が大きな影響を与えていることを示しており、前の DLTS 測定の結果を支持している。

第6図にドナー周囲の混晶場を一定としたときの DX センター量の禁止帯幅依存性を示す。図中には超ドープ構造, $\text{AlAs}/n\text{-Al}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}$ 超格子, $n\text{-Al}_{0.4}\text{Ga}_{0.6}\text{As}/\text{GaAs}$ 超格子および参考として $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ 混晶 (ドナー周囲の混晶場は一定ではない) が示してある。 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ 中にドープしてある場合は禁止帯幅の増加と共に DX センター量が増加しており, DX センターの発生にバンド構造が強い影響を与えていることがわかる。一方, 超ドープ構造では禁止帯幅依存性はほとんどなく DX センターの発生が抑制されている。以上の結果より, DX センターの発生はドナー周囲の混晶場およびバンド構造に強く依存していることがわかる。そして, $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ 混晶と同様に禁止帯幅が広く DX センターの無い構造としては超ドープ構造しかないことがわかる¹⁴⁾。

ここに示した超ドープ構造や選択的に不純物をドープした各種の短周期超格子構造を用いた深い準位の評価は, $n\text{-Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ 中の DX センターに限らず, DX センターに類似の現象が報告されている他の半導体中 ($\text{GaAs}_{1-y}\text{P}_y$ ¹⁹⁾, $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{Sb}$ ²⁰⁾, $\text{Si}_x\text{Ge}_{1-x}$ ²¹⁾ 等) の深い準位の解明にも有効だと思われる。

さて, Al と Ga の混晶場が DX センター形成に影響を与えていることが示されたが, いったい混晶場のどのような特徴が電気的特性と関わり合っているのだろうか。ここで, DX センターへの混晶場の効果として提案されているモデルを簡単に紹介する。小林ら²²⁾は, Al と Ga の混在による n 型不純物周囲の対称性の低下が, 原子の結合状態を変化させると考えた。V 族サイトに入って n 型不純物となる Te を例にとると, Te と最近接の四つの III 族原子との結合は, そこに Al が存在すると sp^3 (四つ全部が Ga である場合) ではなく sp または sp^2 に近いものになるとしている。Al が n 型不純物の最近接位置にくる確率から $x > 0.6$ における DX センター量の説明ができるとしている。また, 松本ら²³⁾は n 型不純物と近接の III 族原子との間のその方向を有するベクトル量を定義し, そのベクトル量の総和から不純物周囲の非対称性の程度を見積っている。そして, $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ 混晶にお

いてはベクトル量の和がある二つの晶結軸方向をとる確率が高いことを示し, DX センターの DLTS 信号に現れる複数のピークを説明できるのではないかと考えている. 押山²⁴⁾らは Si ドナーについて考察し, Al が入ることにより第 1 近接の As 原子が変位すると考えた. この仮定に基づいてクラスタ計算を行い, Si のアンチボンディングステート (A_1) が禁止帯幅中にでてくるという結果を出している. そして, これが DX センターであると考えている.

以上示した三つのモデルはいずれも, Ga と Al が無秩序にⅢ族格子位置を占めることによる n 型不純物周囲の結晶場の対称性の低下という考えから出発している. 一方, 水田・太刀川らは n 型 GaAs に 30 kbar 程度の静水圧をかける実験を行い, DX センターと同様な DLTS 信号²⁵⁾および DX センターに特徴的な PPC²⁶⁾ を観測している. この実験では Al と Ga の混晶場は存在せず, 静水圧による格子間隔の僅かな減少と禁止帯幅の増加があるだけである. これは一見先の混晶場のモデルと矛盾するようにも見える. ただし, n 型不純物の周囲を通常の GaAs の状態から変化させているという点では共通している.

このように混晶場と DX センターとの関係についてはまだ議論の多いところであり, 今後の検討が望まれる.

2.4 超ドープ構造の特徴

DLTS 測定より超ドープ構造中に DX センターが無いことが確認されたが, ここでは $Al_xGa_{1-x}As$ 混晶と比較した超ドープ構造の電気的特性を示す.

第 7 図はホール測定から得られた電子濃度の室温から 77 K までの温度依存性である. それぞれには約 $1 \times 10^{18} \text{cm}^{-3}$ の Si をドープしてある. $n\text{-}Al_{0.34}Ga_{0.66}As$ 混晶ではほとんどのドナーが DX センターとなるため室温においても $1 \times 10^{17} \text{cm}^{-3}$ 程度の電子しか発生せず, 温度の低下に従って電子濃度は急激に減少する (約 100 meV の活性化エネルギー). 超ドープ構造においては, 室温でほとんどのドナーがイオン化しており, 温度の低下によっても電子濃度の減少はわずかである. この温度特性から活性化エネルギーを求めると 7 meV となり浅いドナー準位となっていることがわかる.

第 8 図に禁止帯幅に対する 77 K における光照射前と光照射後の電子濃度の変化量を示す. $Al_xGa_{1-x}As$ 混晶では光照射により電子濃度が顕著に増加するが, 超ドープ構造ではわずか (ドナー濃度の 10% 以下) である.

第 7 図 電子濃度の温度依存性

第 8 図 永続的光伝導(PPC)の禁止帯幅依存性. Δn_{77K}^{PPC} は 77 K での光照射による電子濃度の増加量を示す.

第9図に Si のソース温度に対するドーピング特性を示す。Al_xGa_{1-x}As 混晶 ($x > 0.3$) で報告されている電子濃度の最高値としては $1 \times 10^{18} \text{cm}^{-3}$ 程度¹⁵⁾であるが、超ドーピング構造では平均電子濃度として $9 \times 10^{18} \text{cm}^{-3}$ が得られている¹⁶⁾。超ドーピング構造では Si がドーピングされている層厚は超格子周囲の 30% 程度であるから、局部的には約 $3 \times 10^{19} \text{cm}^{-3}$ の Si がイオン化していることになり、この値は低温成長 (420°C) における Si ドープ GaAs の最高値 $1.8 \times 10^{18} \text{cm}^{-3}$ よりも大きくなっている。このように超ドーピング構造では Al_xGa_{1-x}As 混晶よりも約 10 倍高い電子濃度が得られるため、デバイスへの応用範囲が広がると考えられる。

さて、超ドーピング構造は超格子の一種であり、さらに不純物を選択的にドーピングしているため、不純物の拡散や AlAs と GaAs との相互拡散を促す高温の熱処理には弱いと考えられる。超ドーピング構造について熱処理実験を行った結果、600°C 以上の熱処理を加えると Si の拡散により DX センター濃度が増加し、650°C 以上では AlAs と GaAs との相互拡散により禁止帯幅が増加することがわかった¹⁷⁾。また、600°C を越える基板温度で MBE 成長をした場合にも DX センターが多く発生することがわかった。したがって、超ドーピング構造の利用に際しては高温の熱処理には十分に注意する必要がある。

第9図 電子濃度の Si 蒸発源温度依存性

3. 超ドーピング構造の応用

超ドーピング構造は Al_xGa_{1-x}As 混晶と同じ禁止帯幅を持ち、DX センターが無く、高い電子濃度が得られるという特徴を有しているため、Al_xGa_{1-x}As 混晶に置き換えてデバイスの高性能化を図ることができ、広い応用が考えられる。

超ドーピング構造の応用の一例として、変調ドーピング構造の電子供給層に用いた場合について述べる。従来の $n\text{-Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}/\text{GaAs}$ 変調ドーピング構造を用いたトランジスタ (HEMT) では、 $n\text{-Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ 中の DX センターののために温度変化や低温 (150 K 以下) での光照射により $n\text{-Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}/\text{GaAs}$ 界面の二次元電子ガス濃度が変化し、それがトランジスタのしきい値電圧の変動をもたらしていた⁶⁾。一方、Al_xGa_{1-x}As 電子供給層の代わりに超ドーピング構造を用いた二次元電子系では、従来と同様に高い移動度 ($190,000 \text{cm}^2/\text{V}\cdot\text{s}$, 4.2 K) を持ち、温度変化や光照射による変化がなく従来構造より大きな二次元電子ガス濃度が得られている¹⁰⁾。この構造を用いてトランジスタを試作したところ、しきい値電圧変動を従来の3分の1以下に抑制することができた¹⁸⁾。試作したトランジスタは従来と同様の設計をしたために、トランジスタ特性は従来とほぼ同じであった。しかし、超ドーピング構造においては $n\text{-Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ よりも高い電子濃度を得ることができるため、電子供給層の厚さは従来構造よりも薄くすることが可能であり、従来以上の高性能トランジスタを実現する可能性を秘めている。

もう一つの応用として考えられるものに、縦型のトランジスタがある。 $n\text{-Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ を

エミッタ層とする縦型トランジスタ（ヘテロ接合バイポーラトランジスタ，バリスティックトランジスタ等）では電子濃度が低いためにエミッタ抵抗が高いことや，低温では電子がDX センターに捕獲されて動作しなくなるといった不都合がある⁷⁾．このエミッタ層に超ドープ構造を用いれば，エミッタ抵抗が低く，低温でも動作する高性能の縦型トランジスタが実現できるであろう．

その他，いろいろなデバイスへの応用が考えられるが，前にも述べたように 600°C 以上の熱処理は避ける必要があるため，デバイス作製の低温プロセスも検討してゆく必要がある．

4. 展 望

超ドープ構造は超格子利用の一つの新しい道を示しているといえよう．これまでは 禁止帯幅の制御はほとんどが混晶を用いることで行われており，最近になって短周期の超格子を用いることが行われるようになってきた．一方，不純物準位の制御は混晶では困難であり，超ドープ構造のように選択的に不純物をドーピングした超格子でなくてはできないであろう．このような選択的に不純物をドーピングした超格子による禁止帯幅の制御と不純物準位の制御は材料的な制約を緩め，半導体材料として使用できる材料の範囲を広げるであろう．例えば，II-VI 半導体は一般に禁止帯幅が広く青色発光素子の応用が期待されているが，片方の電導型しかできない場合が多い．ここに，超ドープ構造の手法を用いれば両方の型を持つ新しい材料ができるであろう．通常 n 型にしかない ZnS と p 型にしかない ZnTe を例にとると，約 8 Å の ZnS と約 4 Å の ZnTe を一周期とする超格子構造により約 2.6 eV の禁止帯幅を実現し，ZnS だけにドナーを入れて n 型半導体，ZnTe だけにアクセプタを入れて p 型半導体とするといったことができるであろう．また， pn 両型が容易に作れる IV 族半導体や III-V 族半導体と II-VI 半導体との組合せでも，広い禁止帯幅で高いキャリア濃度の材料の実現も可能であろう．さらに，不純物をドーピングした半導体と絶縁体との組合せやアモルファス材料への適用などもおもしろいのではないだろうか．

文 献

- 1) L. Esaki and R. Tsu : IBM J. Res. Dev. **14**, 61 (1970).
- 2) R. Dingle, H. L. Stormer, A. C. Gossard and W. Wiegmann : Appl. Phys. Lett. **33**, 665 (1978).
- 3) T. Mimura, S. Hiyamizu, T. Fujii and K. Nanbu : Jpn. J. Appl. Phys. **19**, L 225 (1980).
- 4) J. P. van der Ziel, R. Dingle, R. C. Miller, W. Wiegmann and W. A. Nordland, Jr. : Appl. Phys. Lett. **26**, 463 (1975).
- 5) D. V. Lang, R. A. Logan and M. Jaros : Phys. Rev. B **19**, 1015 (1979).
- 6) A. J. Valois, G. Y. Robinson, K. Lee and M. S. Shur : J. Vac. Sci. & Technol. B **1**, 190 (1983).
- 7) U. Mishra, P. A. Maki, J. R. Wendt, W. Schaff, E. Kohn and L. F. Eastman : Electron. Lett. **20**, 145 (1984).
- 8) T. Baba, T. Mizutani and M. Ogawa : Jpn. J. Appl. Phys. **22**, L 627 (1983).
- 9) T. Furuta, H. Sakaki, H. Ichinose, Y. Ishida, M. Sone and M. Onoe : Jpn. J. Appl. Phys. **23**, L 265 (1984).
- 10) T. Baba, T. Mizutani and M. Ogawa : J. Appl. Phys. **59**, 526 (1986).

- 11) H. C. Casey Jr. and M. B. Panish : *Heterostructure Lasers*, Academic, New York (1978).
- 12) R. Dingle : *Festkorperprobleme XV, Advances in Solid-State Physics*, Pergamon-Vieweg (1975).
- 13) O. Kumagai, H. Kawai, Y. Mori and K. Kaneko : Appl. Phys. Lett. **45**, 1322 (1984).
- 14) T. Baba, M. Ogawa and T. Mizutani : MSS-II, Kyoto, Sept. 9-13 (1985) ; Proceedings issue of Surface Science, Spring (1986) to be published.
- 15) R. Fischer, T. J. Drummond, R. E. Thorne, W. G. Lyons and H. Morkoc : Thin Solid Films **99**, 391 (1983).
- 16) M. Ogawa and T. Baba : Jpn. J. Appl. Phys. **24**, L 572 (1985).
- 17) N. Iwata, Y. Matsumoto and T. Baba : Jpn. J. Appl. Phys. **24**, L 17 (1985).
- 18) T. Baba, T. Mizutani, M. Ogawa and K. Ohata : Jpn. J. Appl. Phys. L 654 (1984).
- 19) R. A. Craven and D. Finn : J. Appl. Phys. **50**, 6334 (1979).
- 20) L. Konczewocz, E. Litwin-Staszewska, S. Porowski, A. Iller, P. L. Aulombard, J. L. Robert and A. Joullie : Physica, **117 B & 118 B**, 92 (1983).
- 21) K. E. Newman and J. D. Dow : Bull. Am. Phys. Soc. **27**, 317 (1982).
- 22) 小林啓介, 内田陽子, 中島尚男 : 1985 年第 32 回応用物理学関係連合講演会 1 p-W-11.
- 23) 松本良成, 岩田直高 : 1985 年第 32 回応用物理学関係連合講演会, 1 p-W-10.
- 24) 押山淳, 大西橋平 : 日本物理学会 1985 年秋の分科会 (千葉大学), 1 pF 4.
- 25) M. Mizuta, M. Tachikawa, H. Kukimoto and S. Minomura : Jpn. J. Appl. Phys. **24**, L 143 (1985).
- 26) M. Tachikawa, T. Fujisawa, H. Kukimoto, A. Shibata, G. Oomi and S. Minomura : Jpn. J. Appl. Phys. **24**, L 893 (1985).