

垂直共振器型面発光レーザの開発

Development of Vertical-Cavity Surface Emitting Lasers

目 次

1. はじめに	3
2. 面発光レーザの設計	
2.1 基本的な層構造	5
2.2 p型DBRの直列抵抗	6
2.3 HBTとの集積構造	9
3. MBE成長	
3.1 MBE成長の手順	12
3.2 成長条件の較正	14
3.3 RHEEDによる成長速度較正	15
3.4 面発光レーザの膜厚制御	17
4. 作製プロセス	
4.1 ドライエッチング技術	20
4.2 面発光レーザの試作	22
4.3 SEL/HBTの試作	22
5. 特性および考察	
5.1 面発光レーザ(当初設計仕様)	25
5.2 SEL/HBT	26
5.3 面発光レーザ(改良型)	27
6. まとめ	29
参考文献	32
付録 A	33
付録 B	34
付録 C	34
図 面	37

1. はじめに

面発光レーザとは、基板面と垂直にレーザ光を出射する半導体レーザであり、東京工業大学の伊賀健一教授によって1977年に提案された。この提案は、半導体レーザの共振器を基板に垂直に形成するというもので、これを東京工業大学・末松安晴教授が「面発光レーザ (surface emitting laser)」と命名した[1]。しかし、その後基板に水平に形成されたレーザからの出力光を反射鏡や回折格子を使って上方に取出すタイプも面発光レーザと呼ばれるようになり、これらと区別するために現在では伊賀教授の発明したレーザを垂直共振器型 (vertical cavity) 面発光レーザと呼ぶことが多い。この垂直共振器型面発光レーザは当初 InGaAsP/InP系で試作され、1979年に低温パルス発振が確認された[2]。その後も東京工業大学を中心に地道な研究が進められ、1988年にはGaAs系で室温連続動作が実現された[3]。これを契機に他の研究機関も面発光レーザに注目を始めたが、1989年にAT&TのJ.L. Jewelらが活性層にInGaAs/GaAs歪量子井戸を用いることで低閾値発振を達成したことから[4]、面発光レーザの開発競争が一気に活発化することとなった[5-7]。

垂直共振器型面発光レーザは、通常の端面発光型の半導体レーザに比べて以下の利点がある[1]。

- 1) モノリシックな共振器形成
- 2) 素子分離前のウエハ単位の検査
- 3) 1 mA以下の極低閾値動作
- 4) 動的単一波長動作
- 5) 狭出射円形ビーム
- 6) 高密度2次元レーザアレイ
- 7) 積層による3次元アレイデバイスの集積化

この内3)~5)は、光ファイバ通信や光ディスクの光源という従来の半導体レーザの応用分野においても、面発光レーザに性能上の優位性があることを示している。用途に応じた発振波長での材料・構造の最適化が行われ、信頼性等の課題がクリアされれば、2)に起因する量産性とあいまって今後これらの応用分野でも面発光レーザが主流になっていく可能性が高い。一方、1), 6), 7)は面発光レーザが集積化に適したレーザであることを示している。これは、面発光レーザが単に高性能の単独発光素子としてだけでなく、光並列処理・光インターコネクションに応用可能な集積光機能素子へと発展する可能性を示唆している。

我々のプロジェクトでは、主に後者の観点から面発光レーザの開発を進めてき

た[8,9]。すなわち、光並列処理への応用を目指した光並列メモリ(P P M)を高
性能化するために、1991年より面発光レーザの開発を開始した。P P Mは、発光
ダイオード(L E D)とヘテロ接合フォトランジスタ(H P T)よりなる光双安定
素子を2次元アレイ状に集積したものであるが[10-13]、L E Dを面発光レーザ
(S E L)に、H P Tをヘテロ接合バイポーラトランジスタ(H B T)に置換えるこ
とで飛躍的な特性向上が期待される。さらにまた、このS E LとH B Tの集積化
は、発光デバイスと電子デバイスを集積した発光O E I Cを考えても、最適・最
高の組合せである。しかし、面発光レーザを作製するためには分子線エピタキシ
ー(M B E)における高度の膜厚制御技術が必要であり、S E L / H B T集積デバ
イスの作製にはドライエッチングを初めとするプロセス技術の確立が不可欠であ
る。前者は面発光レーザの開発において先行していたA T & TやN E Cでは確立
された技術であったが、社内では未確立の技術であった。また、S E L / H B T
2次元アレイの開発は世界で初めての試みであった。このような状況の中で、我
々は1993年に遂にS E L / H B Tの動作を実現するに至った[8]。

以上の開発経過は参考文献[14]～[17]に述べられているが、時系列の報告であ
るために必ずしも整理された技術資料とはなっていない。そこで、これらを再構
成するとともに最新の情報を盛り込んで新たに本技術資料をまとめることとした。
本技術資料は垂直共振器型面発光レーザおよびS E L / H B T 2次元アレイの開
発成果報告であると同時に、面発光レーザの設計・M B E成長・作製プロセスに
おけるノウハウを集約したものである。従って、今後社内において面発光レーザ
の開発を行おうとする際には、その用途・発振波長・材料系を問わず本技術資料
が十分役立つものと信ずる。

2. 面発光レーザの設計

2.1 基本的な層構造

垂直共振器型面発光レーザは、活性層の上下にクラッド層を設け、これらを上下から反射鏡で挟んだ層構造となっている。当初開発された面発光レーザでは、活性層を $5\mu\text{m}$ 以上の厚膜とし、反射鏡は電極を兼ねた金属膜であった。活性層を厚くしたのは、利得を得るためにはある程度の共振器長が必要であると考えられたためである。これに対して、J. L. Jewelは活性層をInGaAs/GaAs量子井戸とすることを提案した[4]。この場合、利得を有する活性な共振器長は 10nm 以下と非常に短くなるが、反射鏡の反射率が非常に高ければむしろ閾値電流を低減させることができる。この高反射率の反射鏡を得るために、JewelはGaAs/AlAs多層膜よりなる分布ブラッグ反射器(DBR)を採用した。このInGaAs/GaAs活性層-GaAs/AlAsDBRという構成には、以下の利点がある。

- 1) GaAsの吸収端より長波長のInGaAsの発光波長で発振するので、出射光に対してGaAs基板が透明となる。
- 2) AlGaAs系で最大の屈折率差を得られるGaAs/AlAsDBRを用いても、光の吸収による損失がない。
- 3) InGaAs/GaAsは格子整合しない歪量子井戸であるが、半導体レーザの微分利得は歪の導入で向上する。
- 4) 発振波長が $1\mu\text{m}$ 前後となるようにInGaAsの組成を選べば、Si受光素子で受光可能である。
- 5) 発振波長を $0.98\mu\text{m}$ にすれば、Erドープ光ファイバアンプの励起光源としても応用可能である。

以上の点に鑑み、我々もInGaAs/GaAs活性層-GaAs/AlAsDBRという構成を採用することとし、発振波長はこれまで最も多く研究されている $0.98\mu\text{m}$ に設定した。ただし、従来の面発光レーザにおいては必ず基板側からn型DBR/活性層/p型DBRの順に積層されていたが、我々はp型DBRを基板側に配したコンモンアノード(CA)構造を提案した[8]。このCA構造にはp型DBRの直列抵抗が低減できる、HBTとの集積化に適しているなど多くの利点があるが、これらについては2.2および2.3節で詳しく述べる。CA-SELの具体的な層構造は図1に示す通りである。DBRで挟まれた共振器は光学長(屈折率×厚さ)が1波長($0.98\mu\text{m}$)となる厚さとし、クラッド層としては $\text{Al}_{0.5}\text{Ga}_{0.5}\text{As}$ を用いた。図2に共振器部の組成構造を示す。共振器はp-i-n構造であり、InGaAs/GaAs活性層へのドーパントの拡散を防ぐため活性層の両側 500\AA のAlGaAs層をアンドープと

した。活性層はInGaAs井戸層を100 ÅのGaAsバリア層で挟んだ構造である。井戸層の材料をIn組成が20%のInGaAsとし、歪量子井戸の発光波長を計算した結果を図3に示す。ここで用いた計算方法は付録Aに示している。この結果より発振波長を0.98 μmにするための井戸層の厚さは80 Åであることが分かる。

DBRは光学長が4分の1波長のAlAsとGaAsを交互に積層したものであるが、必要とされるペア数の計算方法を以下に述べる。図4にDBRの反射率とレーザの閾値電流の関係(実線)[18]を示す。この反射率 R_m は上部DBRの反射率 R_{top} と下部DBRの反射率 R_{bot} の平均反射率で、

$$R_m = [R_{top} \cdot R_{bot}]^{1/2} \quad (1)$$

である。なお、破線は1 mWの出力を得るために必要な電流密度を、また図中の数字は活性層に含まれる井戸層数を表している。設計仕様として活性層をSQW、直径10 μmのメサで閾値電流を1 mAとすると、要求される平均反射率 R_m は図4より0.9990となる。一方、DBRのペア数と反射率の関係は付録Bで示した方法で計算可能であり、図5のようになる。図5の縦軸は $\log(1/R)$ で示されており、反射率0.9990に対応する $\log(1/R)$ の値は 4.3×10^{-4} である。従って、上部と下部のDBRが対称であるとするれば、各々24.5ペアが必要となる。これは、SEL/HBT集積デバイスにおける設計仕様となっている。

これに対して、面発光レーザのみの試作では上下非対称のDBRを用いている。これは、上部DBRの直上にAu電極があり、このAuによる反射も期待できるためである。Auで被覆されたDBRに対する反射率も、付録Bに示す方法で計算できる。波長0.98 μmの光に対するAuの複素屈折率($n - ik$)の値は $n = 0.177$ 、 $k = 5.973$ であり、最上部のGaAsとの界面で位相シフトが生じる。このため、最上部のGaAsは厚さが4分の1波長とは異なる位相補償層とする。図6はAuで被覆された15ペアのDBRの反射率を位相補償層の厚さに対してプロットしたものである。波長/屈折率(n/λ)で正規化した厚さ X が0.41のときに最高反射率0.99985が得られる。この時必要な下部DBRの反射率は(1)式において、 $R_m = 0.99900$ 、 $R_{top} = 0.99985$ として求められ、 $R_{bot} = 0.99815$ となる。この R_{bot} を得るためには、図6より23.5ペアが必要である。すなわち、上部DBRの直上にAu電極がある場合には、上部DBR15ペア、下部DBR23.5ペアというペア数が設計仕様となる。

2.2 p型DBRの直列抵抗

J.L.Jewelが提案した面発光レーザは、直径10 μm程度の電極をマスクに結

晶をエッチングしたエアポスト構造であり、活性層への電流注入は円柱状になった p 型および n 型 DBR を通して行われる。この構造では、当初 p 型 DBR が高抵抗化することが大きな問題となった。図 7 に p-GaAs/p-AlAs ヘテロ接合の価電子帯図を示す。バンド不連続 ΔE_v は 0.5 eV 以上であり、正孔に対するエネルギー障壁 ϕ_s は非常に大きくなる。 ϕ_s はヘテロ界面の組成を徐々に変化させることで低減あるいは消滅させることができるが、MBE 成長で界面の組成を傾斜させることは困難である。通常は利点とされる MBE 成長における界面の急峻性が、逆に ϕ_s を大きくしているといえる。これに対する対策として、一般には疑似グレーディッド層の導入が行われている [19]。疑似グレーディッド層とは、GaAs と AlAs の界面に 20 Å 程度の短周期の GaAs/AlAs 超格子を導入し、GaAs と AlAs の厚さの比を徐々に変化させるというものである。実際には 9 ペア程度の超格子を導入することが多いが、4 ペアの例を図 8 に示す。

この疑似グレーディッド層によって ϕ_s が低減される効果は、付録 C に示す方法で計算できる。この方法で超格子構造を導入した GaAs/AlAs ヘテロ接合のエネルギーバンド構造を計算した結果を表 1 に示す。 ϕ_s は GaAs/AlAs ヘテロ接合におけるバルクの AlAs 側の障壁の高さを表しており、ここではこの値で各構造の比較を行う。表中で引用している各図面は上から順にポテンシャル、電界、キャリアを示しており、横軸は全て厚さ方向の距離 (Å) を表している。図 9 の実線は組成の平均値が徐々に変化した超格子構造 (疑似グレーディッド) であり、破線はステップ状のヘテロ接合である。疑似グレーディッド層を導入することにより ϕ_s が

表 1 量子井戸層構造と計算結果

構造			計算値	図番
周期厚 (Å)	周期数	備考	ϕ_s (eV)	
—		ステップ状ヘテロ接合	0.45	図 9
20	4	疑似グレーディッド	0.16	図 9
20	1	状態密度量子化	0.32	図 10
20	1	状態密度非量子化	0.44	図 11
4	4	均一短周期超格子	0.32	図 12
20	4	均一長周期超格子	0.29	図 13

低減されていることが分かる。量子化効果を見るために図 10, 11 の計算を行った。これは最も単純な構造に対して、超格子中の GaAs 量子井戸層の状態密度を量子化した場合(図 10)としない場合(図 11)を比較したものである。キャリアのグラフから分かるように、量子井戸でのキャリア密度が量子化した場合には少なくなる。これは状態密度が減少するためであると考えられる。

さらに、均一な周期の超格子でも ϕ_s を低減できるかどうかを検討するために図 12, 13 の構造に対する計算を行った。結果としては ϕ_s はあまり下がらなかった。キャリアのグラフから分かる通り、厚さが薄すぎるとキャリアが蓄積されず、また厚すぎると片側に偏ってしまう。図 9 に示されるように量子井戸層の中央に平均的にキャリアが蓄積した構造が適当であると考えられる。以上の検討から、正孔にたいするエネルギー障壁の低減には疑似グレーディッド層の導入が有効であるが、図 12 あるいは図 13 のような均一な厚さの超格子では効果が半減することが明らかになった。すなわち、疑似グレーディッド層には GaAs と AlAs の厚さの比を徐々に変えていくという複雑な構造が不可欠である。このような複雑な界面構造と、DBR としての GaAs/AlAs ペアの厚さを 4 分の 1 波長に保つということを同時に満足させるには、非常に高度の MBE 成長技術が必要となる。さらに、疑似グレーディッド層の導入は MBE 成長時のシャッター開閉回数を大幅に増加させ、装置トラブルを誘発しやすいという懸念もある。

これらの問題を回避するには、疑似グレーディッド層を導入せずに p 型 DBR の抵抗を低減する必要がある。この手段として、我々が提案したコモンアノード型面発光レーザ(CA-SEL)は非常に有効である。CA-SEL は図 14 に示すように基板側に p 型 DBR を配置したもので、メサを形成するためのエッチングを活性層直下で停止することにより、p 型 DBR の電流経路面積を拡大している。上述した通り、p 型 DBR の抵抗はヘテロ界面のエネルギー障壁によるものであり、面積を拡大しても低減されないように思われる。しかし、実際には以下の 2 つの理由から面積拡大によって抵抗を低減することが可能である。第 1 は、面積を大きくするとヘテロ界面に結晶欠陥が含まれる可能性が高まり、ヘテロ接合の耐圧が低下するという点である。この効果は、化合物半導体ではよく認められるものであり、耐圧の高い大面積の接合を得るのは困難であるという欠点を逆に利用していると言える。

第 2 は、ヘテロ界面を流れる電流は印加電圧に対して $\exp(qV/nkT)$ ($n = 1 \sim 2$) よりも緩やかな依存性を持っているため、電圧-電流特性において電流を面積倍するという効果が顕著に現れるという点である。障壁 ϕ_s を有するヘテロ界面を流れる電流密度 J は、

$$J = A^* T^2 \exp(-q \phi_s / k T) [\exp(q V / k T) - 1] \quad (2)$$

で与えられる[19]。ここで、 A^* は実効リチャードソン定数である。p型DBRで問題となるのは逆方向電流であり、これは $\exp(-q \phi_s / k T)$ に比例することになる。ショットキ接合では ϕ_s は定数となるが、GaAs/AlAs接合では ϕ_s も印加電圧 V の関数であり、 V の10%程度が ϕ_s 低減に寄与する($\phi_s = \phi_{s0} - \alpha V$, $\alpha \sim 0.1$)ので、逆方向電流 J_{rev} は概ね次式に従うこととなる。

$$J_{rev} \sim -A^* T^2 \exp(-q \phi_{s0} / k T) \exp(\alpha q V / k T) \quad (3)$$

この結果、印加電圧に対する電流の変化は緩やかなものとなり、面積効果が顕著に現れることになる。キャリア濃度 $3 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ のp型GaAs/AlAsを12ペア積層したDBRの電圧-電流特性を計算した結果を図15に示す。直径を $10 \mu\text{m}$ から $100 \mu\text{m}$, $500 \mu\text{m}$ と大きくしていくことで抵抗が大幅に低減されるのが分かる。

2.3 HBTとの集積構造

面発光レーザとヘテロ接合バイポーラトランジスタ(HBT)の集積化は、光並列メモリ(PPM)の高性能化に寄与するのみならず、発光デバイスと電子デバイスを集積した発光OEICを構成する際にも最適・最高の組合せである。HBTは現在実用レベルにある電子デバイスの中で最高速を誇っており、電流駆動能力も高い。これをIC化に適した面発光レーザと集積すれば、大規模アレイ化された高速光源を実現でき、光並列処理および光インターコネクションの分野において大きな進歩が期待される。しかし、面発光レーザはそれ自体を作製するのにも高度の技術が必要であり、HBTはFET系統と比較して電子デバイスの中では複雑な構造を有するとされている。このような背景の中で、我々はCA-SELをベースとしたSEL/HBT集積構造を提案した[20]。

CA構造は、HBTとの集積という観点からも非常に優れている。一般にレーザをHBTで駆動する場合には、レーザのカソードをHBTのコレクタと接続する必要がある。このため、従来のn型DBR(カソード)が基板側にある面発光レーザでは、図16(a)のようにn型DBRを電氣的に絶縁した上で配線金属によってHBTのコレクタと接続するか、同図(b)のようにレーザの下にHBTを配置する必要がある。前者の構造ではHBT直下の面発光レーザ層は何ら機能を果たさず、高密度集積に不向きである。一方、後者はHBTのエミッタサイズが大きくなり、高速動作が困難である。これらに対して、CA-SELを用いれば図17に示すようなコンパクトな集積が可能になる。すなわち、面発光レーザの上

に H B T を積層し、レーザのカソードと H B T のコレクタを配線によらず直接接続することができる。また、H B T は通常のエミッタアップであるから、エミッタの微細加工も容易である。

この S E L / H B T のより具体的な構造を図 1 8 に示す。GaAs 基板の上に p-GaAs バッファ層、p-AlAs/p-GaAs からなる 2 4 . 5 ペアの D B R、p-AlGaAs/undoped-AlGaAs クラッド層、GaAs/InGaAs/GaAs 単一量子井戸活性層、undoped-AlGaAs/n-AlGaAs クラッド層、n-AlAs/n-GaAs からなる 2 4 . 5 ペアの D B R を積層して面発

表 2 S E L / H B T 集積デバイスの層構造

layer	material	thickness(Å)	dopant	concentration
contact	n-GaAs	1900	Si	$5 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$
graded emitter	n-AlGaAs	300	Si	$5 \times 10^{17} \rightarrow 5 \times 10^{18}$
spacer	GaAs	100	—	—
base	p-GaAs	1000	Be	5×10^{18}
collector	n-GaAs	5000	Si	5×10^{16}
n-DBR	n-AlAs	828	Si	3×10^{18}
	n-GaAs	696	Si	3×10^{18}

n-clad	n-AlAs	828	Si	3×10^{18}
	n-Al _{0.5} Ga _{0.5} As	860	Si	1.5×10^{18}
active	Al _{0.5} Ga _{0.5} As	500	—	—
	GaAs	100	—	—
	In _{0.2} Ga _{0.8} As	80	—	—
p-clad	GaAs	100	—	—
	Al _{0.5} Ga _{0.5} As	500	—	—
p-DBR	p-Al _{0.5} Ga _{0.5} As	860	Be	1.5×10^{18}
	p-AlAs	828	Be	3×10^{18}
buffer
	p-GaAs	696	Be	3×10^{18}
	p-AlAs	828	Be	3×10^{18}
substrate	n-GaAs	5000	Be	3×10^{18}

光レーザとする。この上に連続して、n-GaAsコレクタ層、p-GaAsベース層、undoped-GaAsスペーサ層、n-AlGaAsエミッタ層、n-AlGaAs濃度傾斜層(キャリア濃度を徐々に増加させる層)、n-GaAsキャップ層を積層してHBTを形成する。これら各層の膜厚、キャリア濃度等の詳細は表2に示す通りである。レーザのメサエッチングは、p-GaAs/p-AlAsヘテロ界面のエネルギー障壁によりp型DBRの抵抗が大きくなるのを防ぐため活性層の直下でストップさせている。エミッタ電極はAu-Ge/Ni、ベース電極はCr/Pt/Au、コモンアノードはCr/Pt/Auである。また、SEL/HBT集積デバイスを2次元アレイ状に配置し、これをマトリクス配線するためにTi/Auよりなる行配線および列配線を形成する。行配線はHBTのベース電極に接続され、列配線はエミッタ電極に接続されている。メサ側面の保護膜および2層配線間の絶縁膜としてはポリイミドを使用している。

3. MBE 成長

3.1 MBE 成長の手順

面発光レーザおよびSEL/HBTの開発に用いたMBE装置はRiber2300であり、その概略を図19に示す。成長室、トランスファ室、ロード室、オーギュエ室の4室から構成されている。各室はゲートバルブで隔離されており、成長室、トランスファ室、ロード室の3室はチタンサブリーメーションポンプとイオンポンプとで超高真空に保ち、オーギュエ室はチタンサブリーメーションポンプとクライオポンプで超高真空に保っている。また、成長室には大気解放した後の真空引き用にターボ分子ポンプとロータリポンプが取り付けられている。基板はロード室よりMBE装置内に導入され、各室間の搬送はトランスファロードにより行う。トランスファ室には基板の予備加熱用のヒータが取り付けられている。成長室には結晶成長用のGa, Al, In, As(2本)とドーパントのBe, Siの計7本のセルと、回転式シャッター(各セル用7個とメインシャッター)が取り付けられており、周りを液体窒素シュラウドで冷却するようになっている。マニピュレータには基板加熱用のヒータとフラックス測定用のイオンゲージがあり、基板回転も行えるようになっている。さらに、反射高速電子線回折(RHEED)と四重極質量分析器(QMS)が取り付けられている。

実際の結晶成長では、まず基板の前処理として有機洗浄および $H_2SO_4:H_2O_2:H_2O = 5:1:1$ で5分間の攪拌エッチングを行う。次にこの基板をロード室に導入し、以下に示す手順でMBE成長を行う。

1) 液体窒素をシュラウドへ導入

液体窒素をタンクから配管を経由してシュラウドに導入する。このとき液体窒素の圧力は1次側(タンク直後)で $0.7 \sim 0.9 \text{ kgf/cm}^2$ 、2次側(チャンバ直前)で $0.5 \sim 0.7 \text{ kgf/cm}^2$ となるように調節する。2次側の圧力が 0.7 kgf/cm^2 を越えるとシュラウドが破損する可能性があるので注意しなければならない。

2) プリヒーティング

ロード室の真空度が 10^{-8} Torr 台前半であることを確認してから、ロード室よりトランスファ室へ基板を導入する。導入した成長前基板は一旦 330°C でベーキングする。ベーキングの目安はトランスファ室の真空度が $2 \times 10^{-8} \text{ Torr}$ まで回復するまでで、約30分である。またこの間にプログラム"SHCH"によってシャッターの開閉を確認しておく。

3) セルの昇温

液体窒素を導入してから約1時間半でチャンバの真空度が 2×10^{-10} に達する。

このことを確認して、As以外の各セルの温度をプログラム“TUPP”によって上昇させていく。50分で待機温度(A1:740℃, Si:600℃, Be:350℃, In:400℃, Ga:600℃)から成長温度(A1:1080℃, Si:1060℃, Be:720℃, In:730℃, Ga:920℃)まで昇温する。

4) フラックス調整

まず、メインシャッタを開けて各シャッタの開閉動作の確認をする。確認が終了すればビューポートのカバーを閉める。この後、所望の成長速度が得られるよう各セルのフラックスの調節を行う。このときフラックス測定用のイオンゲージの位置をGaのフラックスが最大となる位置に合わせることで、成長ごとのばらつきを小さくするようにしている。また、フラックス漏れがないかどうか、メインシャッタ開、各シャッタ閉の状態ではフラックス強度が $\sim 2 \times 10^{-9}$ Torr以下であることを確認する。フラックスの調整が終了したらメインシャッタを閉じる。

5) Asセルの昇温

フラックスの調節が終了したらAsのセル温度をプログラム“TUAS”によって上昇していく。25分で待機温度(80℃)から成長温度(220℃)まで昇温する。

6) Asフラックス測定

4)のフラックス調整と同じ要領でAsのフラックスを 1.0×10^{-6} Torr程度となるように調節する。最適値は現状 0.7×10^{-6} Torrである。成長速度が $1 \mu\text{m/h}$ のときAsのフラックスが 0.5×10^{-6} Torr以下では表面が白濁するので注意する。

7) 基板導入

トランスファ室より成長室へ基板を導入する。このときのマニピュレータの角度は約 178° である。

8) 基板の昇温

定電流電源と温調器を用いて手動で基板温度を上げていく。基板温度が上昇し始め、熱電対の指示が250℃になったところでAsシャッタを開け、As雰囲気とする。330℃に達したらメインシャッタを開け、基板にAsのフラックスが当たるようにして基板からのAsの解離を防ぐ。この段階でAsのフラックスを確認しておく。次にパイロメータで基板温度を確認しながら、約580℃で酸化膜が除去されるのをRHEEDパターンで確認する。酸化膜が除去される前のRHEEDパターンはスポッティ(ハローパターン)であるが、酸化膜が除去されると2倍構造が確認でき、パターンの輝度も明るくなる。この段階で、酸化膜除去をより確実とするために基板温度を10分間630℃に保つ。酸化膜除去が終了すれば、基板温度を成長温度に下げる。

9) プログラムロード

成長をプログラムによって行う場合はこの段階でプログラムをロードする。

10) 成長直前チェック

成長を開始する前に以下の事項について確認する。

- a) パイロメータのシャッター閉, b) マニピュレータ角度 338° ,
- c) メインシャッター開, d) 基板回転, e) プログラムロード,
- f) チタンポンプ停止, g) 液体窒素圧力

11) 成長

成長直前チェックが済めば直ちに成長を開始できる。プログラムで成長する場合はシャッターコントローラをリモートにし、FICS10のrunキーを押してプログラムをスタートさせる。成長が終了したら直ちに基板温度を下げ始め、シャッターコントローラをマニュアルにしてAsのシャッターを開けた状態にする。熱電対の指示で 330°C まで基板温度が下がれば、Asのフラックスを測定してメインシャッターを閉じる。さらに 250°C まで下がればAsのシャッターを閉じ、基板ヒータの電源を切って、基板を成長室からトランスファ室へ取り出す。

12) セルの降温

1日に何回も成長を行う場合には7)~11)を繰り返す。そして最後の成長が終了し、成長基板をトランスファ室へ取り出したら、全てのセルの温度をプログラム"TD"によって25分間で待機温度まで下げる。このとき液体窒素の導入は止めてしまってよい。なお、MBE装置の立ち下げは窒素ガスをチャンバシュラウドに導入することで完了する。

3.2 成長条件の較正

メンテナンスなどでメインチャンバを大気開放すると、その後成長条件が大きく変化する。そこでメインチャンバを開放した場合は成長条件を較正する必要がある。本節では成長速度とキャリア濃度の較正法について述べるが、まずビームフラックス法による成長速度の較正について説明する。ビームフラックス法とは、III族のフラックスに対して成長速度が比例関係にあることを利用し、基板位置におけるフラックス強度を測定することで成長速度を較正する方法である。フラックス測定はマニピュレータに取り付けられたイオンゲージで行う。3.1節でも述べたように、測定ごとのばらつきを小さくするためにGaのフラックスが最大になるようにイオンゲージの位置を調節する。実際の較正では、まずセルの温度を変化させてフラックスを測定し、セル温度とフラックスの関係を調べる。図20に示すように、縦軸にフラックスの対数、横軸にセル温度の逆数を取るとほぼ直線関係となる。次に、あるセル温度で実際に成長を行い成長速度を測定する。成長速度は、2インチGaAs基板の半分を別の基板で覆ったウェハ上に一定時間成

長し、段差計で成長膜厚を測定することで算出する。こうして求めた点を通り、初めに求めたフラックスとセル温度の関係と平行な直線を引き、成長速度とセル温度の関係とする。以上の2つの関係から任意の成長速度を得るためのフラックスおよびセル温度を知ることができる。図20にはGaおよびAlのセル温度とGaAsおよびAlAsの成長速度の関係を示す。

以上述べたビームフラックス法による成長速度較正は±5%程度の膜厚制御が可能であり、通常のデバイス作製に対しては十分な精度を有している。しかし、面発光レーザの成長においてはDBRの膜厚および共振器長を±1%程度に制御する必要があり、ビームフラックス法では不十分である。そこで、RHEEDによる成長速度の較正が不可欠となる。RHEEDは一般に10~50 keV程度の電子線を試料表面に数度程度の浅い入射角度で入射させて、電子の波動性により結晶格子で回折された電子線を反対側に設置された蛍光スクリーン上に投影して、結晶表面の様子を調べる方法である。入射角度が非常に浅いので電子線は試料表面から数原子層しか侵入せず、表面からの回折が大きいため、結晶構造にきわめて敏感である。このため、RHEEDパターンを観察することで結晶性・表面平坦性・超構造などを知ることができる。さらに、RHEEDパターンの強度が振動する様子を観察することによって、“layer by layer”成長を動的にモニタすることができる。この現象を成長速度の較正に応用すると、原子層オーダーでの膜厚制御が可能になる。このRHEEDによる成長速度較正については、次節で詳細を述べる。

最後に、キャリア濃度の較正について説明する。3.1節で述べたように、本MBE装置ではドーパントとしてSi(n型)およびBe(p型)を用いている。これらのドーパントは、AlGaAs/GaAs系のMBE成長では最もポピュラーなものであり、J. L. Jewelが提案した面発光レーザでも採用されている。キャリア濃度を較正する際には、ドーパントのセル温度をパラメータとして半絶縁性GaAs基板上にn型あるいはp型GaAs層を成長する。成長膜厚は0.5ないし1 μmとし、ホール測定によってキャリア濃度を求める。ホール測定は、室温で通常のvan der Pauwの4端子法により行う。ここで、縦軸にキャリア濃度の対数、横軸にセル温度の逆数を取るとほぼ直線関係となることから、セル温度を変えて数点を測定すれば任意のキャリア濃度を得るためのセル温度を知ることができる。この直線の傾きは、チャンバ開放を経てもほぼ保存される。

3.3 RHEEDによる成長速度較正

面間隔 d の結晶面に波長 λ の電子線が入射した場合には、電子は結晶の各格子で弾性散乱され、次式のBraggの回折条件を満たす角度 θ に反射されてRHEEDパタ

ーンを形成する。

$$2 d \sin \theta = n \lambda \quad (n = 1, 2, 3, \dots) \quad (4)$$

RHEEDパターンの強度振動がなぜ生じるかは定性的には図21に示すような弾性散乱モデルで説明できる。電子線のde Broglie波長(0.1 Å以下)は原子層の段差(数Å)に比べて1桁以上小さいので、鏡による光の反射と考えればよい。図21において、最初表面が平坦なときは反射電子ビーム強度は最大になるが、成長を開始すると表面は荒れてくるので反射率は下がり、第1層の被覆率が0.5のとき最小となる。その後は平坦性を回復してくるので反射率は増加し、第1層の成長が完了したときに最大となり、以後このプロセスを繰り返す。従って、振動の1周期が1原子層の成長に対応する。この弾性散乱モデルを用いるとRHEED振動を定性的に理解しやすいが、このようなモデルでは説明できない振動が観察されることも多い。このRHEED振動は永続するものではなく、徐々に減衰していく。RHEED振動減衰の要因は幾つか考えられているが、主なものとして回折ビームの干渉と3次元成長がある。前者による減衰は、鏡面反射点の近くに他の回折スポットが来ないようにすれば改善できる。後者は、MBE成長が完全な2次元成長過程ではなく、第1層目の成長が完了する以前に第2層目の成長が開始される3次元成長で、それが少しずつ蓄積されて最終的には複数の層で異なった位相で成長することに起因する。

図19に示したMBE装置によって、RHEED振動の観測を行った。到達真空度は 2×10^{-10} Torr、成長中の真空度は 10^{-8} Torr程度である。RHEEDの加速電圧は8 keV、成長基板表面に対する電子線の入射角度は $0.5 \sim 1^\circ$ 程度である。スクリーン上のRHEEDパターンはポラロイドカメラのレンズを通して、フィルム面上に設けられたアクリル板に結像される。透明のアクリル板そのままでは結像されたRHEEDパターンの位置がわかりにくいので、アクリル板に半透明接着テープを貼り付け、半透明状としている。アクリル板の中央には光ファイバを差し込むための穴が開けられている。ポラロイドカメラはXYZステージに取り付けられているので、光ファイバをアクリル板に差し込んだ状態でポラロイドカメラ全体を移動させることができ、アクリル板上に結像されたRHEEDパターンを容易に光ファイバに導くことができる。光ファイバは1 mmφのプラスチック製で、その光信号は光電子増倍管で増幅され、出力はペンレコーダに記録される。

RHEED振動観測の手順としては、 $5 \times 5 \text{ mm}^2$ のGaAs(100)面基板を前処理(有機洗浄、エッチング)し、InでMoブロックの中央部に貼り付けてMBE装置のロード室に導入する。引続き3.1節で述べた成長手順に従ってプリヒーティング、酸化膜除去を行った後、成長温度である 600°C に基板温度を設定する。

このままの状態では表面は荒れているので通常スポッティなパターンである。そこでアンドープGaAsバッファ層を1000Å程度成長させた後、Gaのシャットを閉じてAsのフラックスを当てたままにしておくと、RHEEDパターンは成長中のストリークパターンから、0次のラウエリング上にやや強い輝度を持つパターンに変化する。これはGaのマイグレーションによる表面の平坦化プロセスとして理解される。このときの表面構造はAs安定化面(2×4)である。以後に述べる振動観測の実験は、このような表面超構造のRHEEDパターンの鏡面反射点に対するものである。観察条件としては成長速度約1μm/hour、V/III=20程度である。

図22に実験で得られた振動の例を示す。この振動は、As安定化面(2×4)の超構造が観測される電子線の入射方向より基板を少し回転させた時の鏡面反射点で観測したものである。2倍や4倍構造がちょうど見えるときの鏡面反射点では、ストリーク上の点や他の回折点からの散乱ビームによる干渉のために振動があまり持続しない。そこで(2×4)の超構造が見える方向より少し電子線の入射方向をずらすと、鏡面反射点の輝度は少し暗くなるものの、その鏡面反射点以外の回折パターンがほとんど見られないような入射方向があり、このような鏡面反射点で振動を観測すると比較的持続する振動が得られる。以上の方法で、GaAsの成長においては最高60回程度、AlAsの成長においては最高100回程度の振動が観察された。今回の実験ではAlAsの振動の方がGaAsの振動よりも長続きする傾向がみられた。一般的にはAlに比べてGaは表面拡散距離が大きいため振動は持続しやすいはずである。今回の実験で反対の結果となったのは、Alのフラックスがわずかに漏れていたために酸化膜除去を十分に行うことができず、アルミナ等が基板表面に付着し、GaAsの正常な成長ができていなかったためと考えられる。

3.4 面発光レーザの膜厚制御

2.1節で示したように、垂直共振器型面発光レーザの共振器長(光学長)は発振波長 λ (980nm)に等しくなるように設計されている。また、p型およびn型のDBR各層の膜厚は $\lambda/4$ とならなければならない。従って、いかに設計値通りの膜厚に成長するかということが重要である。発光波長980nmのInGaAs歪量子井戸を活性層とする場合、ホトルミネッセンス(PL)のスペクトルは図23(a)に示すように約20~30nmの半値幅を持っている。PLスペクトルは利得スペクトルとほぼ同じと考えられるので、レーザ発振させるためには共振器長を少なくともPLスペクトルの半値幅内に制御する必要がある。共振器長は実験的には、図23(b)に示す面発光レーザ多層構造の反射スペクトルに現れるディップ(くぼみ)の波長に対応している。また、DBRの高反射率化も発振閾値を下

げるという観点から重要である。レーザの閾値電流や微分量子効率などの特性に影響するのは $\log(1/R)$ (R : 反射率)なので、図 2 3 (c) に 10 周期の GaAs/AlAs DBR の $\log(1/R)$ スペクトルを示す。 $\log(1/R)$ が 980 nm 付近でほとんど変化しない領域を波長制御性の目安と考えると、 ± 10 nm の波長制御が要求される。以上よりレーザ発振のためには、共振器長と DBR の反射率を波長で ± 10 nm、すなわち成長膜厚において $\pm 1\%$ 以内に制御する必要がある。

成長膜厚の絶対値制御においては、成長速度の較正が重要である。通常 of 成長速度の較正は 3.2 節で述べたビームフラックス法を用いている。図 2 4 にビームフラックス法によって成長膜厚を制御した結果を示す。図中の三角印は 10 周期の DBR を成長したとき、丸印は面発光レーザ多層構造を成長したときの設計値に対する実際の成長膜厚の変位を表している。この中で白抜き印は成長膜厚制御の目標である $\pm 1\%$ 程度であったものを表し、黒塗り印は大きくずれたものである。この結果から分かるように、このビームフラックス法では \pm 数% の膜厚制御性しか得られない。 $\pm 1\%$ に近いものもあるが、これは直前の成長結果をフィードバック(図中矢印)したためであり、フィードバックしても $\pm 1\%$ から大きくずれるものもある(図中 7 \rightarrow 8)。

これに対し、RHEED 振動は "layer by layer" 成長に起因しているので、振動をモニターすることで原子層オーダーでの成長膜厚制御が可能である。ところが、RHEED パターンを測定するには基板回転を止めなければならないので、面発光レーザ多層構造を成長中に *in situ* で RHEED 振動を測定することはできない。従って、実際には面発光レーザ多層構造の成長を行う直前に 3.3 節で述べた要領で RHEED 振動の測定を行い、成長速度を較正する必要がある。一方、図 2 5 は AlAs の成長における成長速度の経時変化を示したものである。A1 のシャッタを開いた直後より 10 回分の振動ごとに平均の成長速度を求めている。A1 のシャッタを開いた直後から成長速度は減少し、約 60 秒で安定となる。この原因は、A1 のシャッタが開くとセル内の熱平衡状態が崩れてセルの温度が下がり、その結果フラックスが減少して約 60 秒後に再び熱平衡状態に達したためであると考えられる。以上のようなシャッタを開いた直後の成長速度の変化があると、RHEED 振動が成長速度が安定するまで持続されない場合には、安定時の成長速度が分からないという問題を生じる。

この問題に対する解決策として、比較的容易に観察できる 20 回程度の少ない RHEED 振動から任意の時間の成長速度が分かれば、成長膜厚を正確に制御することができるはずである。イオンゲージ測定によるフラックス強度の変化は実際の成長速度の変化とはほぼ対応していると考えられるので、フラックス強度の経時変化が分かれば、任意の時間の成長速度の相対値を知ることができる。安定状態

も含めてシャッタを開いた直後からのフラックス強度を測定することは簡単で、このフラックス強度の変化を最小自乗法で2次関数近似した。これを図26に示すが、非常によく近似できている。これより求めた近似式を成長速度の変化を表わすものとしてそのまま適用し、RHEED振動から求めた初期の成長速度を近似式の初期値として代入して、安定状態の成長速度を含む任意の時間の成長速度を求めるという較正方法を採用した。成長速度の較正はGaAsとAlAsそれぞれに対して行うが、共振器部にAl組成0.5のAlGaAsのクラッド層を成長する必要があるため、安定状態の成長速度がGaAs, AlAs共にほぼ $1\ \mu\text{m/h}$ となるように、GaとAlのセルの温度を較正している。このような成長速度の較正を行って成長した面発光レーザ多層構造の膜厚を反射率スペクトルに現れるディップの位置で見積もった。結果は設計値 976.0nm に対して 981.6nm となり、必要とされる膜厚制御性 $\pm 1\%$ 以内に収まる $+0.57\%$ を達成した(図24中の◎印)。このことはRHEED振動法の有効性を十分に示しているといえる。

4. 作製プロセス

4.1. ドライエッチング技術

高密度集積化を考えると、面発光レーザのメサエッチングにはドライエッチングを使用しなければならない。2.1節でも述べたとおり、InGaAs/GaAs系の面発光レーザでは、DBRにGaAs/AlAs、クラッド層にAlGaAsを用いている。そこで、Al化合物のドライエッチングが必要となるが、Alはドライエッチング装置内の残留水分、残留酸素によって容易に酸化され、この酸化物がエッチング速度を著しく低下させる。GaAs/AlAs DBRのエッチングを行うために、J.L. Jewel は MBE装置並の到達真空度を有するエッチング装置を用いている。しかし、我々は実験室仕様の反応性イオンエッチング(RIE)装置(日本真空技術(株)製: CSE-1110)を用いており、到達真空度は 10^{-5} Torr程度である。この装置でGaAsとAlAsの等速エッチングを行う条件を検討した結果、Cl₂, Ar, CF₄の混合ガスを用いると良好な結果が得られことが分かった。Cl₂とArの組合せはGaAs系のドライエッチングでよく用いられているが、これにCF₄を加えることでエッチング中に生成したAlの酸化物が除去されるものと考えられる。このときのエッチング条件は表3の通りである。

次に、上記エッチングを行う際のマスク材料について述べる。ドライエッチングのマスク材料としては、一般にフォトレジスト、酸化・窒化物、金属の3種類が考えられる。この中で、SiO₂, SiN等の酸化・窒化物は混合ガス中のCF₄によっ

表3 面発光レーザのドライエッチング条件

排気圧力	10^{-5} Torr 以下
反応圧力	1.5 mTorr
ガス流量 Cl ₂	2 sccm
Ar	1.0 sccm
CF ₄	1.0 sccm
プラズマパワー	500 W (0.7 W/cm ²)
エッチングレート	
GaAs単層膜	~1000 Å/min
GaAs/AlAs多層膜	0.6 ~ 0.7 ペア/min

てエッチングされるので、エッチングマスクに適さない。また、フォトレジストに対して上記エッチング条件を適用すると、エッチングレートは通常硬化レジストで2000 Å/min以上、ハードベークレジストで500~1000 Å/minであった。このハードベークレジストマスクを用いて、面発光レーザ多層構造のエッチングを行ったが、結晶のエッチングレートとの選択比が1に近いためにマスクの後退効果が大きく、垂直エッチングからは程遠い形状となった。そこで金属マスクとしてTiとNiを検討した。Tiは、Br₂, Ar混合ガスによるInP系のドライエッチング時にマスクとして用いていたものである[21]。Tiのエッチングレートは400 Å/min以上であり、やはりエッチング形状は好ましくなかった。一方、Niのエッチングレートは75 Å/minであり、傾斜角80°程度の垂直に近いエッチング形状が得られた。以上の検討結果より、エッチングマスクとしてはNiが最適であることが判明した。

面発光レーザの試作では上部DBRは15ペアなので、エッチング時間は25分程度である。このためNiマスクの厚さは2000 Åで十分である。しかし、SEL/HBTでは上部DBRが24.5ペアであり、HBT部と合わせて50分程度のエッチングを行うことになる。このため、Niマスクの厚さとして4000 Å程度が必要となるが、GaAs基板の上にNiを3000 Å以上蒸着すると内部応力による反りで剥離してしまう。そこで、Niのみを厚く蒸着するのではなく、他の柔らかい金属をNiの間に挟むことを考えた。ここで、バイメタルの反りを見積ることのできる、どれだけの厚さで入れれば良いかの目安とした。バイメタルの曲率半径 ρ_c は、

$$\rho_c^{-1} = \frac{6 \cdot (\alpha_2 - \alpha_1) \cdot \Delta T \cdot m \cdot n \cdot (n+1)^2}{t \cdot (m^2 \cdot n^4 + 4m \cdot n^3 + 6m \cdot n^2 + 4m \cdot n + 1)} \quad (5)$$

で与えられる。ここで、 ΔT は温度差、 $(\alpha_2 - \alpha_1)$ は熱膨張係数の差、 m は2種類の金属のYoung率の比、 n は金属の厚さの比、 t は金属の厚さの和である。Niと組み合わせる金属としてAu, Sn, Zn, Ti, Ptを考え、Niの厚さが4000 Å程度であることから厚さは2000 Åとする。この時のバイメタルの曲率半径は、 $\Delta T = 20^\circ\text{C}$ としてAu: $2.9 \times 10^{-8} \text{ m}$, Sn: $3.7 \times 10^{-9} \text{ m}$, Zn: $7.1 \times 10^{-9} \text{ m}$, Ti: $5.9 \times 10^{-9} \text{ m}$, Pt: $1.2 \times 10^{-8} \text{ m}$ となる。曲率半径の大きいものが反りの小さなものであるから、AuがNiの反りを抑えるために最も適当であることが分かる。

SEL/HBTの作製プロセスでは、ドライエッチング後マスクを除去する必要がある。Auはウェットプロセスによる除去が困難なため、ドライエッチング後にNiのみが残ることが望ましい。そのためにはマスクをNi/Au/Niの3層構造とし、ドライエッチングの間に上のNiとAuが除去されて下のNiの途中でエッチングが停止するようにしなければならない。各層の厚さの設定に先立ち、Auのエッチング

レートを測定した結果、670~700Å/minであった。一方、Niのレートは上記の通り75Å/minであるが、蒸着ごとのばらつきが大きく55~60Å/minのときもあった。これらのことを勘案して、エッチングマスクは最終的にTi(100Å)/Ni(1700Å)/Au(2500Å)/Ni(1900Å)とした。ここで、Tiは結晶との密着性を向上させるために追加した。

4.2 面発光レーザの試作

面発光レーザの試作プロセス断面図を図27に示す。まず、2.1節で述べた面発光レーザ多層構造を3.1および3.4節で述べた方法でMBE成長する。次に、Ni(50Å)/Au-Ge(1300Å)/Ni(400Å)/Au(1000Å)/Cr(500Å)/Pt(1000Å)/Au(1800Å)/Ni(1900Å)を蒸着し、リフトオフによって10~30μmφの円形パターンを形成する。ここで、最上層のNiはドライエッチングのマスクであり、その下の各層はn-GaAsに対するオーミック電極を形成するためのものである。この円形の金属パターンをマスクとして、n型DBRおよび共振器部をドライエッチングする。このエッチング条件は4.1節で述べた通りである。2.2節で述べたように、p型DBRの直列抵抗を低減するために、エッチングは活性層直下で停止する必要がある。当初は、予めモニタ基板で測定したエッチングレートを用い、エッチング時間で制御を行っていたが、必ずしも制御性が良くなかった。そこで、現在はエッチング途中でRIE装置から取り出し、プローバを用いて基板裏面とメサ上部電極間の電圧-電流特性を測定しながら、エッチングを追加する方法を採用している。その後、エッチングによって露出した下部DBRの表面にCr(500Å)/Au(1500Å)/Pt(1000Å)/Au(5000Å)よりなるコモンアノードを蒸着する。このようにして作製された面発光レーザの断面SEM写真を図28に示す。エッチングが活性層直下で停止されていることが分かる。

4.3 SEL/HBTの試作

図29にSEL/HBT2次元アレイの試作プロセス断面図を示す。このプロセスフローについて以下に説明する。

1) GaAs基板に2.3節で仕様を述べた多層構造をMBE成長する。通常のフォトリソグラフィでHBTのエミッタとなる部分にレジストパターンを形成する。GaAsキャップ層、AlGaAsエミッタ層をH₂SO₄:H₂O₂:H₂O=1:1:200(20℃)混合液でウェットエッチングする。エッチングレートは、上記濃度の混合液に対して、GaAsは200Å/min、Al_{0.3}Ga_{0.7}Asは500Å/minである。エッチングレ

ートは液温等により多少変動するが、14分程度でベースのGaAs層が露出する。7～9分でAlGaAs層の色(薄赤)が目視でき、赤色が消えてから4～5分でベース層に達する。ベース層が露出したことの確認は、結晶を一旦取り出してプローバで電圧-電流特性を測定することにより行う。次に、SiNを4000Å堆積し、エミッタ電極にAu-Ge/Ni、ベース電極にCr/Pt/Auを蒸着・リフトオフする。

2) 塩素エッチング用のマスクとしてTi/Ni/Au/Niを蒸着・リフトオフし、マスク以外の部分のSiNをCF₄ガスでドライエッチングする。さらに、Cl₂, Ar, CF₄の混合ガスでベース層、コレクタ層、n型DBR、n型クラッド層、活性層をエッチングし、29μm□の角柱状メサを形成する。エッチングは、同一多層構造のモニター基板で予めエッチングレートを見積り、時間制御によって行う。この後、コモンアノードとしてCr/Pt/Auを蒸着・リフトオフする。

3) レジストでNiマスク中央部のみを開口したパターンを形成し、9% HCl水溶液(20℃)に25～35分浸し、開口部のNiを除去する。

4) ポリイミド樹脂を(PIQ)塗布し、恒温槽で100℃1時間+200℃1時間の硬化を行った後、エミッタ電極、ベース電極、コモンアノード上のPIQをバレル型O₂アッシャーで除去する。

5) Ti/Auで各SEL/HBTメサのベース電極間を行方向に配線する。この後、さらにもう1層のPIQを塗布・硬化し、エミッタ電極上のPIQをO₂アッシャーで除去する。最後に、各SEL/HBTのエミッタ電極間をTi/Auで列方向に配線する。

表4 SEL/HBTアレイのマスク構成

マスクレベル	マスク名	POSI/NEGA	形成パターン
1	EM	POSI	エミッタメサ
2	EL	NEGA	エミッタ電極
3	BL	NEGA	ベース電極
4	LM	NEGA	レーザメサ(Niマスク)
5	ME	NEGA	Niウエットエッチング
6	CL	NEGA	コモンアノード
7	PE1	NEGA	1層目PIQ窓開け
8	ML1	NEGA	ベース間行配線
9	PE2	NEGA	2層目PIQ窓開け
10	ML2	NEGA	エミッタ間列配線

以上の工程に要するフォトマスクは10レベルである。この内、SEL/HBT集積デバイス作製に要するのは6レベルであり、残り4レベルは配線工程である。各レベルで形成するパターンを表4に、マスクのコンボ図を図30に示す。

5. 特性および考察

5.1 面発光レーザ(当初設計仕様)

当初の仕様で作製したコモンアノード型面発光レーザ(CA-SEL)では、室温パルス発振は実現されたが、室温連続発振には至らなかった。本節では、まずこのCA-SELの特性について述べる。この結果と5.2節で述べるSEL/HBTの特性を考慮して、2点の改善を施したCA-SELを試作し、室温連続発振が達成された。この特性については5.3節で述べることにする。

図31に(a)CA-SELの電圧-電流特性、および(b)n型DBRが基板側にあるコモンカソード(CC-)SELの電圧-電流特性を示す。電流が流れ始める立上り電圧がCA-SELでは2~3Vであるのに対し、CC-SELでは約40Vとなっている。CA構造の採用で、立上り電圧が大きく改善されていることが分かる。図31(a)において、各曲線は20 μ m ϕ のSELのエッチング深さを変化させた場合の特性である。#1→#2→#3と進むに従って深くエッチングされている。#1ではp-n特性が出ず、直列抵抗は小さいものの非常にリキーな特性を示している。#1の場合よりも深くエッチングされた#2の場合、電圧-電流特性はかなり改善され、良好なp-n特性を示している。#3の場合、p-n特性は良好なままであるが、抵抗が大きくなっている。エッチングをさらに追加して#3より深くエッチングしたものは、さらに抵抗が大きくなった。

図32に上記#1~#3の電流-光出力特性を示す。#1~#3の順で深くエッチングされるほど、低電流域では光出力が大きい。しかし、10mAを越える電流値では、#3は熱飽和の様相を呈している。これら#1~#3の発光スペクトルを測定したのが図33である。図33では、1つのスペクトルに対して2つのピークが見られるが、短波長側がDBRのディップ、長波長側がゲインピークである。スペクトルの両側に見える小さな肩は、DBRのストップバンド外の反射率低下に対応するピークである。#1~#3とエッチングの深い順にディップ位置の光強度が大きくなっていることが分かる。#3の試料に関して、スペクトルの電流依存性を測定した結果を図34に示す。図34においてディップ位置でのピークは電流増加とともに鋭く伸びてきているが、電流-光出力特性から見ると発振には至っていない。原因は光出力の熱飽和によるものと思われる。そこでパルス駆動を行った結果、図35に示すようにレーザ発振が実現された。図35は14 μ m ϕ のSELをデューティ1%から10%までのパルスで駆動した時の電流-光出力特性である。デューティの増加とともに光出力が低下しており、発熱の影響で連続発振しないことが確認される。デューティ1%駆動時の発振波長は957nm、閾値電流は8.0mA、電流値30mAにおける光出力は0.33

m Wであった。

図5(a)および図6に示した測定結果は、図10(a)~(c)で説明できる。図10(a)はエッチング深さが浅く、n型DBRの一部とn-AlGaAsが残った状態、(b)はn-AlGaAsが薄く残っている状態、(c)はエッチングが活性層を通過し、p-AlGaAsで止まった状態を模式的に示したものである。#1の試料は、図10(a)の場合である。エッチングが浅く、n型DBRとn-AlGaAsが厚く残っているため電流が横方向に広がりやすい。このため、電流が広い領域内に含まれる欠陥を介して流れるため、p-n特性を示さず低抵抗であると考えられる。#2は図10(b)の場合である。活性層まではエッチングされていないが、上に残ったn型の層が薄いためシート抵抗が大きくなり、電流は横方向にそれほど広がらず良好なp-n特性を示す。電流は(a)の場合ほど広がらないが、エッチングされた上部n型DBRの面積よりは広がるので発振もしない。#3は図10(c)の場合である。エッチングが活性層まで達し、電流閉込めが十分に行われる。電流は薄く残ったp-AlGaAsあるいはp型DBRの中を横方向に広がるため、抵抗は#2の場合よりも大きくなる。抵抗による発熱で連続発振はしなかったが、パルス発振をしたのはこのタイプである。

図33のスペクトル形状は、図37によって説明される。図33(a)は、上下のDBRによる反射スペクトル、(b)は活性層の発光スペクトルであり、(c)は(a)、(b)から想定されるDBR外への発光スペクトルを模式的に表したものである。エッチング深さとともにディップ位置の発光強度が増加しているのは、#1~#3となるに従って電流の広がりが小さくなるためである。すなわち、上部DBRの外に広がった電流による発光成分に対しては、ファブリーペロ(F-P)共振器が構成されず、ディップ位置での発光が透過しやすいという効果が生じない。このため、電流がF-P共振器内に閉じ込められるに従ってディップ位置での発光が強くなる。さらに、#3に関しては抵抗による発熱で発光ピークが長波長側にずれ、DBRからの洩れ光が強くなったので、発光強度全体が強くなったものと考えられる。

5.2 SEL/HBT

2.3節の設計仕様で試作したSEL/HBTの特性を述べる。まず、HBTの電圧-電流特性を図38に示す。図18に示した通り、SEL/HBT集積デバイスではHBTのコレクタとSELのカソードは結晶内で直接接続されており、外部回路と接続する電極は設けられていない。このため、図38の特性はSELの電圧-電流特性も含んでいる。HBTの飽和領域における電流の立ち上がり

非常に緩やかなのは、SELの直列抵抗によるものである。HBTの電流増幅率 β として40～50の値が得られている。一方、SEL/HBTに集積されているSELは、p型およびn型DBRが共に24.5ペアである点を除いて、5.1節で特性を示したものと同一の構造である。HBTと集積されたSELについても、デューティ1%のパルス駆動で発振が観測された。このときの電流-光出力特性を図38に示す。図38は、横軸の電流としてベース電流(下側)とコレクタ電流(上側)をプロットしているが、レーザの電流-光出力特性における電流値に対応するのはコレクタ電流である。従って、図38に示したSELの閾値電流は3.8mAである。HBTと集積したSELの中には閾値電流が1.7mAというものもあった。

HBTと集積することで、SELの閾値電流が低くなるとは考えにくいので、5.1節で示したSELに比べて閾値電流が低減されたのはDBRのペア数の差によるものと考えられる。2.1節で述べた通り、SELのみの試作ではメサ上部の電極からの反射も期待できるとして、DBRのペア数を少なくしている。しかし、実際には電極金属からの反射はあまりレーザ特性に寄与しておらず、上下対称のDBRとした方が特性が良くなるものと思われる。

5.3 面発光レーザ(改良型)

上記5.1および5.2節の考察を踏まえて、以下の2点を改良したSELを試作することとした。1点目は、p-AlGaAsのドーピングを $1.5 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ から $5 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ に増やし、p型クラッド層のシート抵抗を低減することでSELの直列抵抗を小さくするというものである。すなわち、電流が活性層を通過してからp型DBRに入るまでの間で横方向に広がりやすくし、DBR内の電流経路面積を拡大することで直列抵抗を低減する。2点目は、DBRのペア数を上下対称の24.5ペアずつとすることで、閾値電流の低減を図るというものである。このような改善を行った多層構造に対して、5.1節に述べたのと同様にエッチング深さを変化させながら特性を測定した。その結果、 $14 \mu\text{m}$ φのSELに対して図40に示す電圧-電流特性のときに図41に示す電流-光出力特性が得られ、室温連続発振が達成された。閾値電流は5.2mA、閾値電圧は8.0Vである。

図40の電圧-電流特性におけるSELの直列抵抗は 600Ω であり、通常の端面発光型半導体レーザの数 Ω という値と比較するとまだ非常に大きい。直列抵抗をさらに低減していくためにはp型クラッド層のシート抵抗を小さくしなければならない。その方法の1つとして現状1波長である共振器長を $3/2$ ないし2波長とし、p-AlGaAsの厚さを $1/2$ ないし1波長分厚くするということが考えら

れる。また、現状のSELではメサ上の電極のオーミック性が良くないことが判明しており、n側電極の改善も動作電圧低減に寄与するものと考えられる。一方、室温連続発振を実現するためのSELの改善点はHBTの集積化とは無関係であり、改良型のSELとHBTを集積することで連続発振するSEL/HBTが実現されるものと期待される。

6. まとめ

本技術資料では、垂直共振器型面発光レーザおよびSEL/HBT 2次元アレイの開発成果を報告すると同時に、面発光レーザの設計・MBE成長・作製プロセスについて詳細に述べた。まず、主な開発成果は以下の通りである。

1) 垂直共振器型(VC)面発光レーザ(SEL)において、p型DBRを基板側に配置したコモンアノード(CA)構造を提案した。

2) InGaAs/GaAs活性層-GaAs/AlAsDBRの組合せにより発振波長 $0.98\mu\text{m}$ のCA-SELを設計・試作・評価し、室温連続発振を達成した。

閾値電流： 5.2mA ， 閾値電圧： 8.0V

3) SEL/HBT集積デバイスおよびその2次元アレイとして、HBTをCA-SELの直上に積層した構造を提案した。

4) SEL/HBTの2次元アレイを試作し、HBTのベース電流で制御されたSELのパルス発振を実現した。

SELの閾値電流： 3.8mA ， HBTの電流増幅率： 50

次に、本技術資料で述べた面発光レーザの設計・試作における要素技術としては、以下のものが挙げられる。

1) 面発光レーザの多層構造の設計に関して、具体的な数値を示すとともに理論的な根拠と計算手法を明示した。

2) 多層構造を作製するためのMBE成長技術について述べ、特に面発光レーザの膜厚制御にとって不可欠なRHEED強度の振動観測による成長速度の較正については詳しく説明した。

3) 面発光レーザの作製プロセスとして重要なドライエッチング技術について、マスク材料の検討を含めて詳細に説明した。

最後に、今後の開発課題としては、以下のものが考えられる。

1) 面発光レーザのさらなる動作電圧低減を図るために、p型クラッド層の膜厚を大きくするなど多層構造の最適化が必要である[22]。

2) 面発光レーザを実用化していくために、実装技術の開発と信頼性の評価を進めなければならない。実装技術としては、フリップチップボンディングが有望であると考えられる[23]。

3) SEL/HBTの室温連続発振を達成するとともに、HBTによるSELの駆動における動作速度の評価を行う必要がある。

4) 発振波長 $0.98\mu\text{m}$ の面発光レーザおよびSEL/HBTを実用化してい

くのに適したシステムは何かを明確化する必要がある。現状では並列光インターコネクションが最も有望であると考えられる[24, 25]。

以上の課題は残されているものの、面発光レーザおよびSEL/HBTの開発に関して、本技術資料によって一応のまとめがなされたものと思う。緒言でも述べたとおり、今後社内において種々の用途・発振波長・材料系の面発光レーザを開発・実用化しようとする技術者にとって、本技術資料が十分に役立つことを期待したい。

参考文献

- [1] 伊賀, 小山:「面発光半導体レーザ」, 応用物理, 60巻, pp. 2-13 (1991).
- [2] H. Soda, K. Iga, C. Kitahara, and Y. Suematsu: "GaInAsP/InP surface emitting injection lasers," Jpn. J. Appl. Phys., vol. 18, pp. 2329-2330 (1979).
- [3] F. Koyama, S. Kinoshita, and K. Iga: "Room temperature CW operation of GaAs vertical cavity surface emitting laser," Trans. IEICE, vol. E71, pp. 1089-1090 (1988).
- [4] J.L. Jewel, A. Scherer, S.L. McCall, Y.H. Lee, S. Walker, J.P. Harbison, L.T. Florez: "Low-threshold electrically pumped vertical-cavity surface-emitting microlasers," Electron. Lett., vol. 25, pp. 1123-1124 (1989).
- [5] R.S. Geels, S.W. Corzine, J.W. Scott, D.B. Young, and L.A. Coldren: "Low threshold planarized vertical-cavity surface-emitting lasers," IEEE Photon. Technol. Lett., vol. 2, pp. 234-236 (1990).
- [6] T. Numai, M. Sugimoto, I. Ogura, H. Kosaka, and K. Kasahara: "Current versus light-output characteristics with no definite threshold in pnpn vertical to surface transmission electro-phonic devices with a vertical cavity," Jpn. J. Appl. Phys., vol. 30, pp. L602-L604 (1991).
- [7] P. Zhou, J. Cheng, C.F. Schaus, S.Z. Sun, C. Hains, K. Zheng, E. Armour, W. Hsin, D.R. Myers, and G.A. Vawter: "Cascadable, latching photonic switch with high optical gain by the monolithic integration of a vertical-cavity surface-emitting laser and a pn-pn photothyristor," IEEE Photon. Technol. Lett., vol. 3, pp. 1009-1012 (1991)
- [8] H. Adachi, Y. Kobayashi, T. Chino, and K. Matsuda: "A surface emitting laser with a common-anode configuration for application to the photonic parallel memory," in Tech. Dig. SSDM'93 (Chiba, 1993), pp. 1029-1031.
- [9] T. Chino, Y. Kobayashi, H. Adachi, and K. Matsuda: "An 8 X 8 array of surface emitting lasers with heterojunction bipolar transistors integrated on them," in Tech. Dig. IEDM'93 (Washington, DC, 1993), pp. 921-923.
- [10] K. Matsuda, K. Takimoto, D.H. Lee, and J. Shibata, "Integration of

- 1024 InGaAsP/InP optoelectronic bistable switches," IEEE Trans. Electron Devices, vol. 37, pp. 1630-1634 (1990).
- [11] K. Matsuda, H. Adachi, T. Chino, and J. Shibata, "Integration of InGaAsP/InP optoelectronic bistable switches with a function of optical erasing," IEEE Electron Device Lett., vol. 11, pp. 442-444 (1990).
- [12] K. Matsuda and J. Shibata, "Optical interconnections and optical digital computing based on the photonic parallel memory (PPM)," IEE Proc.-J, vol. 138, pp. 67-74 (1991).
- [13] K. Matsuda and J. Shibata, "Dynamic set and reset operations with a single optical beam for an InGaAsP/InP optoelectronic latching device," IEEE Photon. Technol. Lett., vol. 4, pp. 483-485 (1992).
- [14] 足立, 松田, 知野: 「高ドーピング型GaAs/AlAsヘテロ接合のエネルギーバンド構造の計算」, 登録技術資料, SRC-SO-92K-004 (1992).
- [15] 小林, 足立, 知野, 松田: 「垂直共振器型面発光レーザの作製における分子線エピタキシャル成長」, 登録技術資料, SRC-SO-92S-052 (1993).
- [16] 足立, 知野, 小林, 松田: 「アノード接地型垂直共振器面発光レーザの試作」登録技術資料, SRC-SO-92S-053 (1993).
- [17] 知野, 小林, 松田: 「面発光レーザ/ヘテロ接合バイポーラトランジスタ集積素子の開発(1)」, 登録技術資料, SRC-SO-93K-026 (1993).
- [18] R.S. Geels, S.W. Corzine, and L.A. Coldren: "InGaAs vertical-cavity surface-emitting lasers," J. Quantum Electron., vol. 27, pp. 1359-1367 (1991).
- [19] G.W. Yoffe: "Rectification in heavily doped p-type GaAs/AlAs heterojunctions," J. Appl. Phys., vol. 70, pp. 1081-1083 (1991).
- [20] 松田, 足立: 特願平4-44409 (1992年3月2日出願).
- [21] 滝本, 松田, 大仲, 柴田: 「Br₂混合ガスによるInPのRIE(1)~(3)」, 登録技術資料, SRC-SO-63S-031, 032, 033 (1989).
- [22] 小林, 知野, 松田: (特許出願手続き中).
- [23] 松田: 特願平5-20993 (1993年2月9日出願).
- [24] 松田: 「マルチメディア機器間の光配線とOEIC技術」, 登録技術資料, SRC-SO-92S-009 (1992).
- [25] 松田: 「並列コンピュータのためのチップ間空間光接続の検討」, 登録技術資料, SRC-SO-93K-016 (1993).

付録 A

図 A-1 に示す歪量子井戸のバンドギャップの計算式を示す。ここでは量子効果と歪の効果を検討した。

量子効果

$$\frac{\hbar^2}{2m_w} \frac{d^2\phi(z)}{dz^2} = E\phi(z) \quad -a \leq z \leq a \quad (A1)$$

$$\frac{\hbar^2}{2m_b} \frac{d^2\phi(z)}{dz^2} = -(V_0 - E)\phi(z) \quad (A2)$$

$$|z| \geq a$$

歪の効果

$$E_g = E_g^0 + \Delta E_H + \frac{1}{2\delta E_s} \quad (A3)$$

$$\Delta E_H = 2a \frac{C_{11} - C_{12}}{C_{11}} \cdot \varepsilon \quad (A4)$$

$$\delta E_s = -2b \frac{C_{11} + 2C_{12}}{C_{11}} \cdot \varepsilon \quad (A5)$$

$$a = -\frac{1}{3} (C_{11} + 2C_{12}) \cdot \frac{dE_g^0}{dP} \quad (A6)$$

$$\varepsilon = \frac{a_s - a_0}{a_0} \quad (A7)$$

a : deformation potential

b : shear potential

表 A.1.13

付録 B

多層膜反射率の計算式を示す。ここでは有効フレネル係数を用いた光学計算を行った。計算は図 B-1 のように添字 j について漸化的に行った。また、本文図 1 の層構造に対する反射率スペクトルの計算結果を図 B-2 に示す。

$$R_j = \frac{r_{j+1} + R_{j-1} e^{-2i\delta_j}}{1 + r_{j+1} R_{j-1} e^{-2i\delta_j}} \quad (B1)$$

$$r_j = \frac{n_{j-1} - n_j}{n_{j-1} + n_j} \quad (B2)$$

$$R_0 = r_1, \quad \delta_j = \frac{2\pi}{\lambda} n_j d_j \cos \phi_j \quad (B3)$$

である。

付録 C

計算の対象となる量子井戸層構造は本文図 8 に示すものである。これは一周期を 20 \AA として、GaAs層とAlAs層が交互に積層され、その厚さはGaAsとAlAsの平均的な組成が 80 \AA にわたって序々に変化した構造となっている。AlAs層に対してGaAs層が量子井戸となり、GaAs層の厚さに応じて量子準位が形成される。その場合の状態密度は、量子井戸を厚さの十分厚い障壁に挟まれた単一量子井戸と仮定すると、バルクとして計算した場合の(C1)式に対し(C2)式で表される。

$$\rho_3(E) = \frac{1}{2\pi^2} \left(\frac{2m^*}{\hbar^2} \right)^{3/2} E^{1/2} \quad (C1)$$

$$\rho_2(E) = \sum_n \frac{m^*}{\pi \hbar^2} \Theta(E - E_n) \quad (C2)$$

$$\Theta(x) = \begin{cases} 0 & (x < 0) \\ 1 & (x \geq 0) \end{cases}$$

ここで $\Theta(x)$ はユニット関数である。量子井戸での状態密度はバルクの場合と比較すると図 C-1 に示されるように小さくなり、エネルギーバンド構造が変化する。バンド構造を計算するにはポアソン方程式を解く必要があるが、この場合少なくともGaAs側ではキャリアが枯渇しないので空乏層近似を適用することはできない。また図 C-2 に示されるように、高濃度であるために価電子帯がフェルミ

レベルを越えてしまう。従って、ボルツマン近似もかなりの誤差を含むと考えられる。そこで今回は、フェルミディラック分布関数を用いたポアソン方程式について解析を行った。以下に方程式を記す。

$$\frac{d^2\phi}{dx^2} = \frac{q}{\epsilon} (N_A^- - p) \quad (C3)$$

$$p = \int \rho(E) f(E) dE \quad (C4)$$

$$\rho(E) = 4\pi \left(\frac{2mp}{h^2} \right)^{3/2} \sqrt{E - E_v} \quad (C5)$$

$$f(E) = \frac{1}{\exp[(E + q\phi - E_F)/kT] + 1} \quad (C6)$$

境界条件は電界の連続性とヘテロ接合に起因する価電子帯の不連続量である。

次に、ポアソン方程式を数値積分によって準解析的に解くことを考える。ここで、Eはエネルギー、 ϕ はポテンシャル、pはホールの濃度を表している。

$$\frac{d}{dx} \left(\frac{d\phi}{dx} \right)^2 = 2 \frac{d\phi}{dx} \left(\frac{d^2\phi}{dx^2} \right) \quad (C7)$$

の関係を用いてポアソン方程式(C3)を変形すると、

$$\int_{\phi_0}^{\phi} \frac{d\phi}{\sqrt{E_0^2 + 2F(\phi)}} = \pm \int_{x_0}^x dx \quad (C8)$$

$$F(\phi) = \int_{\phi_0}^{\phi} \frac{q}{\epsilon} (N_A^- - p) d\phi \quad (C9)$$

$$E_0 = \left. \frac{d\phi}{dx} \right|_{x_0} \quad (C10)$$

となる。ボルツマン近似を用いる場合は、まずEによる積分を行いキャリアを求め続いて(C9)式の ϕ による積分、(C8)式の ϕ による積分を行うが、今回のようにフェルミ分布関数を用いた場合、(C6)式の分母が変数Eと ϕ を含む項と、定数項からなるため、解析的に(C4)式の積分を行うことはできない。そこで積分順序を交換するという手法を用いる。はじめに(C9)式の ϕ による積分を行い、続いてE、 ϕ による積分を行う。ここで、

$$\xi = \frac{E}{kT}, \quad v = \frac{q\phi}{kT}, \quad \alpha = \frac{E_F}{kT} \quad (C11)$$

のような変数変換を行うと、 ϕ による p の積分を解析的に行うことができ、

$$\begin{aligned} P(v) &= \int_{\phi_0}^{\phi} p d\phi = C \int_{v_0}^v dv \int_0^{\infty} d\xi \frac{\sqrt{\xi}}{\exp(\xi+v-\alpha)+1} \\ &= C \int_0^{\infty} \sqrt{\xi} d\xi \int_{v_0}^v \frac{1}{\exp(\xi+v-\alpha)+1} dv \\ &= C \int_0^{\infty} \sqrt{\xi} (v-v_0 - \ln \frac{1+e^{\xi+v-\alpha}}{1+e^{\xi+v_0-\alpha}}) d\xi \quad (C12) \end{aligned}$$

となる。最終的にポアソン方程式の解は、

$$\int_{v_0}^v \frac{dv}{\sqrt{\left(\frac{dv}{dx}\right)_{x_0}^2 + \frac{2q^2}{\epsilon kT} [N_A^-(v-v_0) - P(v)]}} = \pm \int_{x_1}^{x_2} dx \quad (C13)$$

となる。この式を用いてポテンシャル ϕ と x の関係を計算し、エネルギーバンドプロファイルを求める。

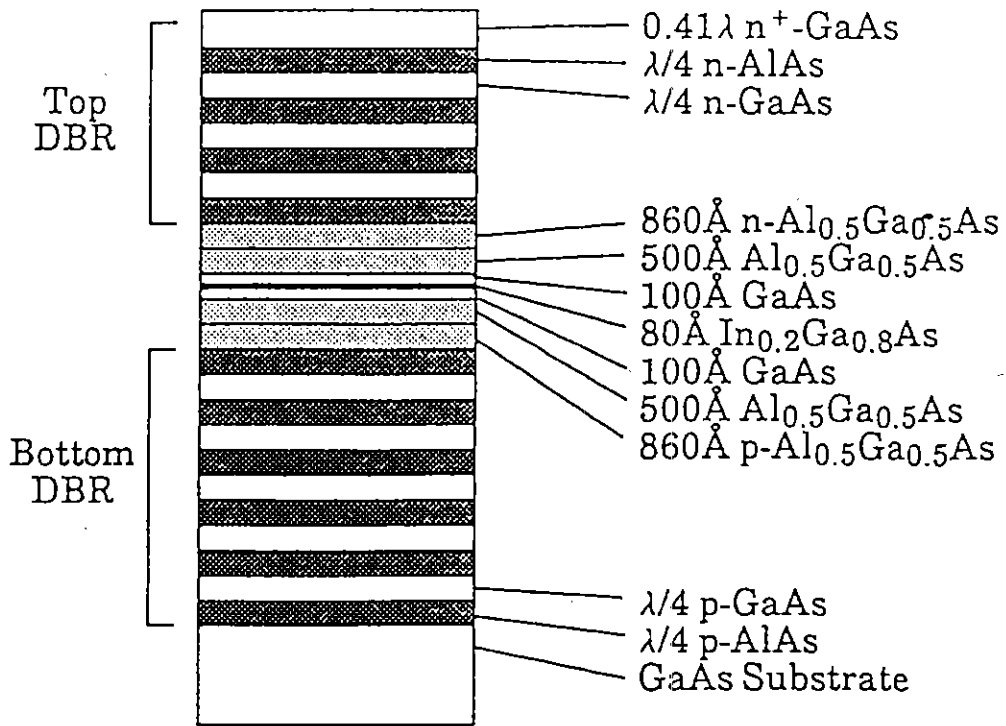


図1 コモンアノード面発光レーザ(CA-SEL)の層構造

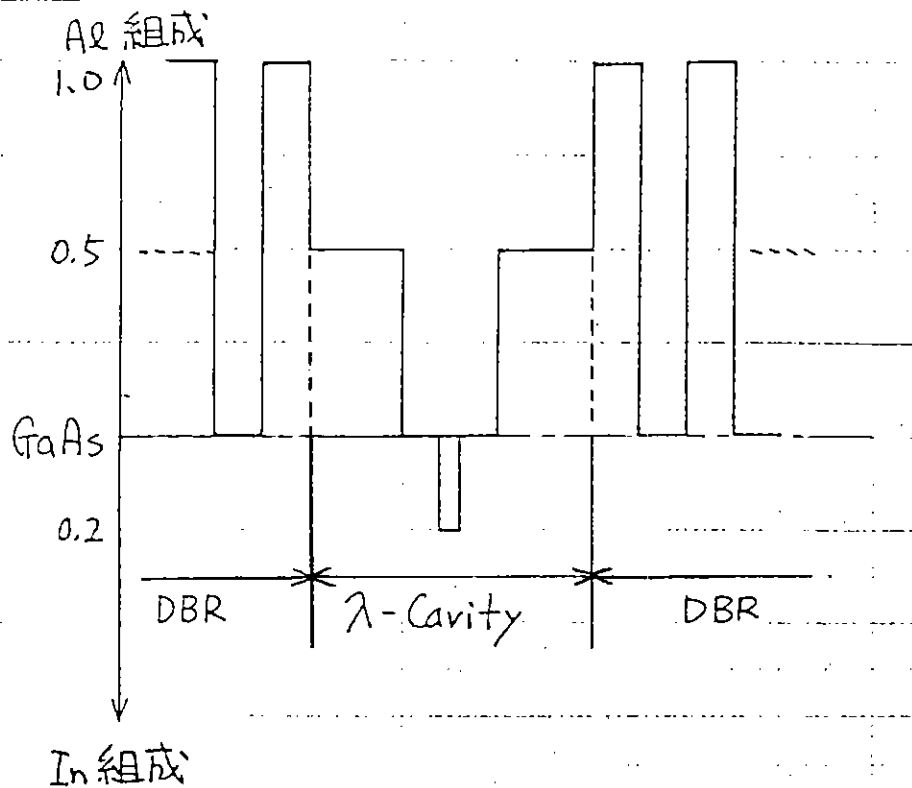


図2 CA-SELの共振器部の組成構造

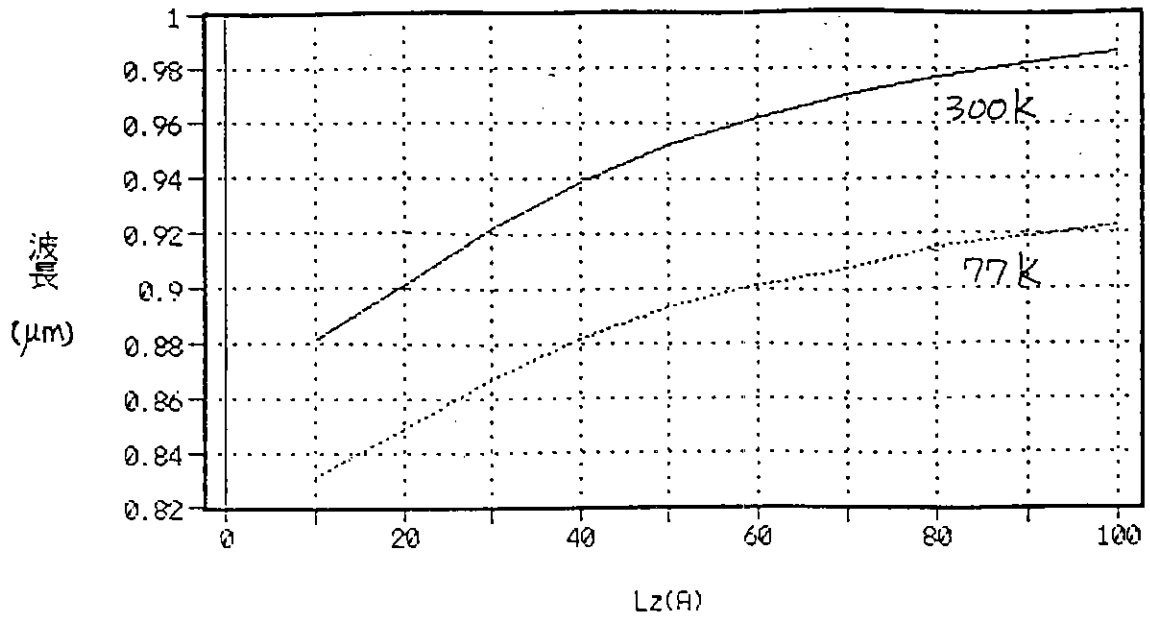


図3 歪量子井戸の発光波長の計算値

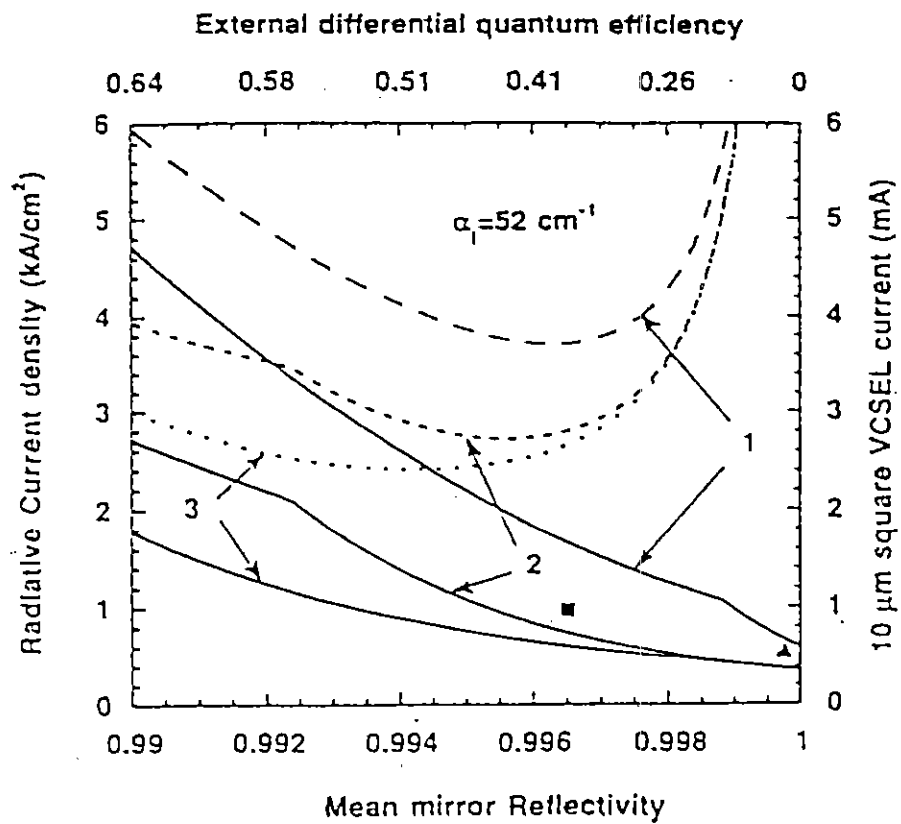


図4 DBRの反射率と面発光レーザの閾値電流の関係

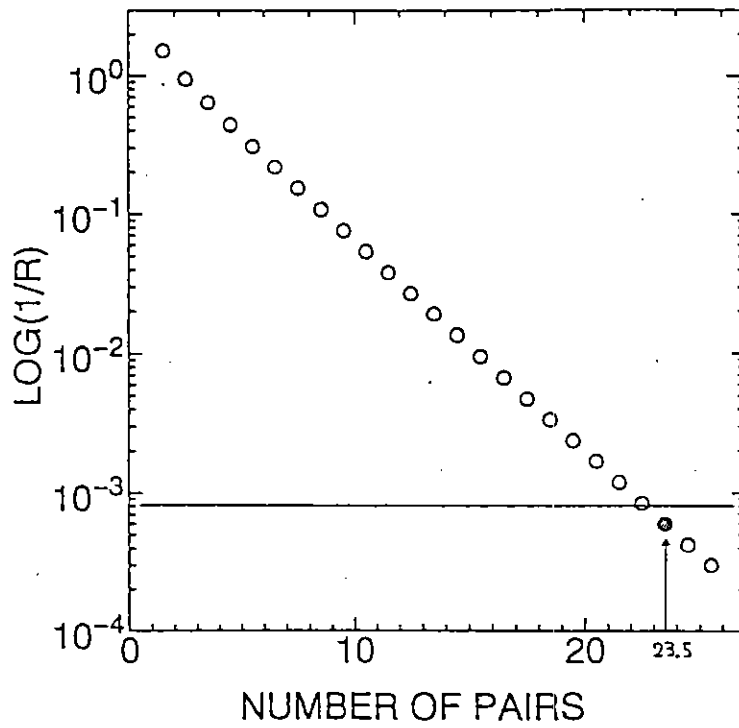


図5 GaAs/AlAs DBR のペア数と反射率の関係

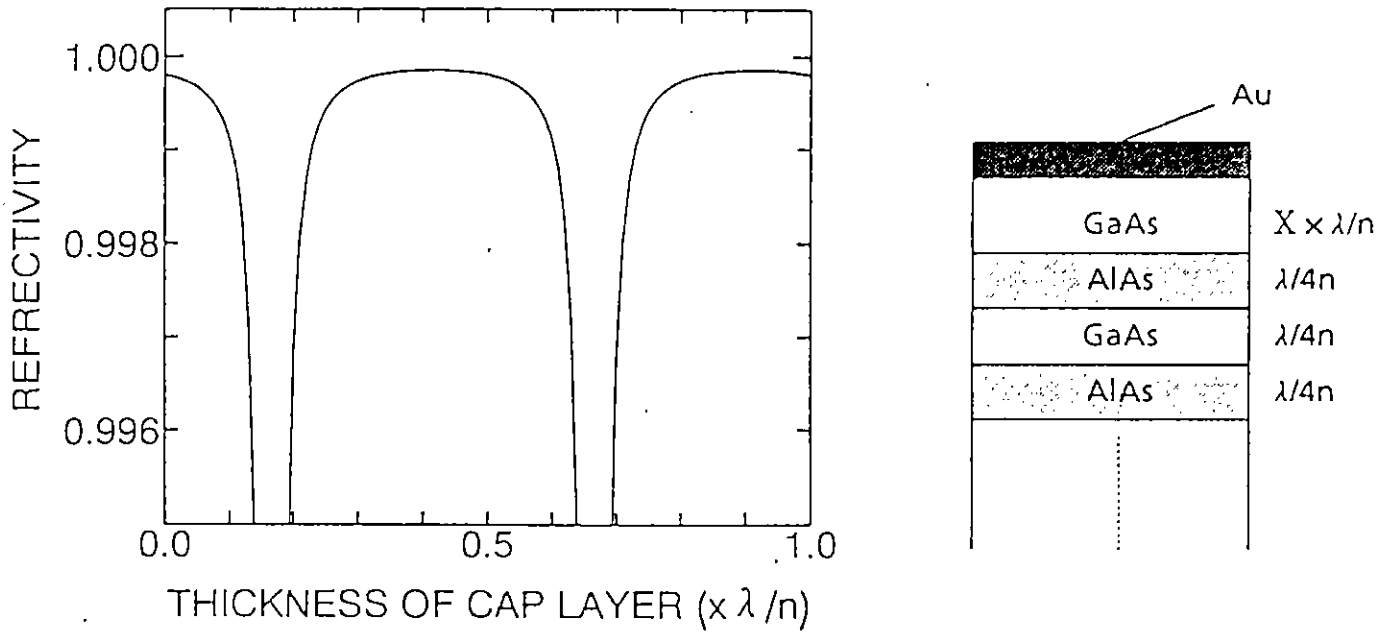


図6 位相補償層の厚さによるAuで被覆された15ペアDBRの反射率の変化

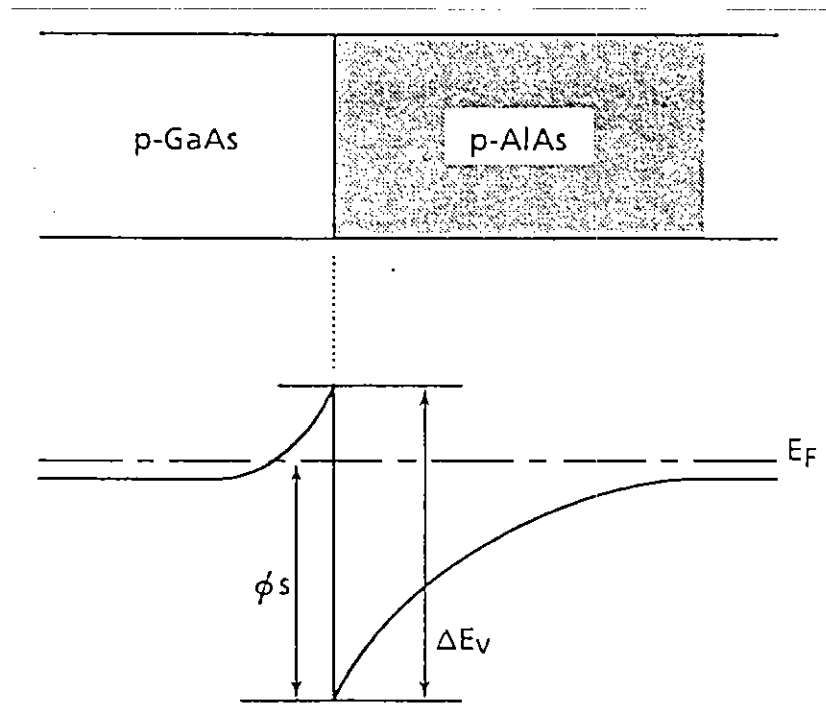


図7 p-GaAs/p-AlAsへテロ接合の価電子帯図

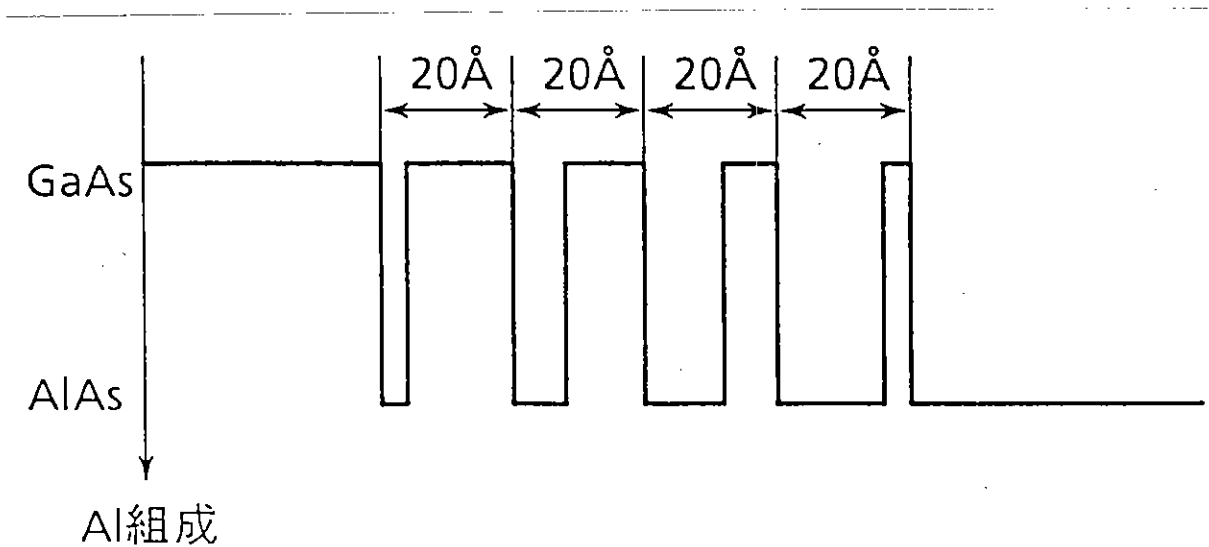


図8 4ペアの疑似グレーデッド層の組成構造

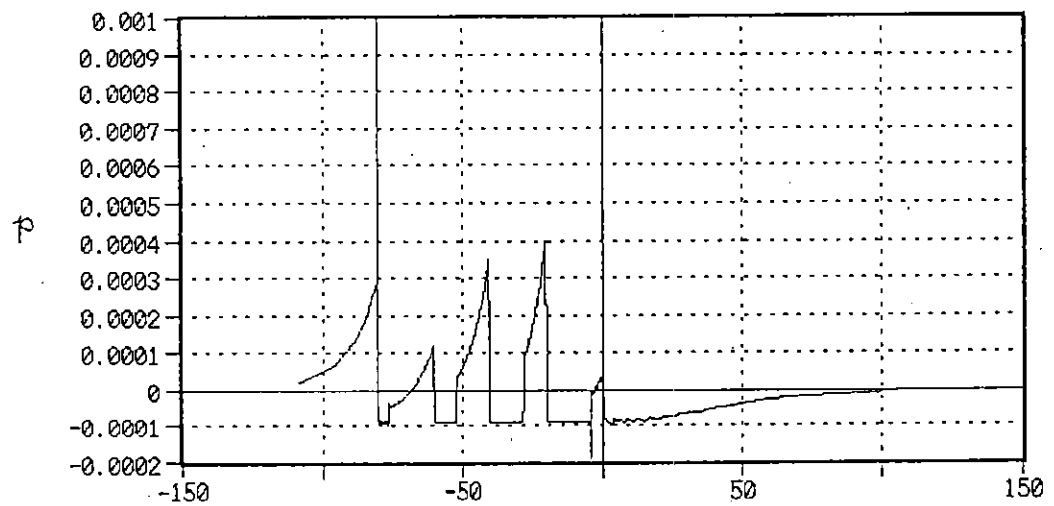
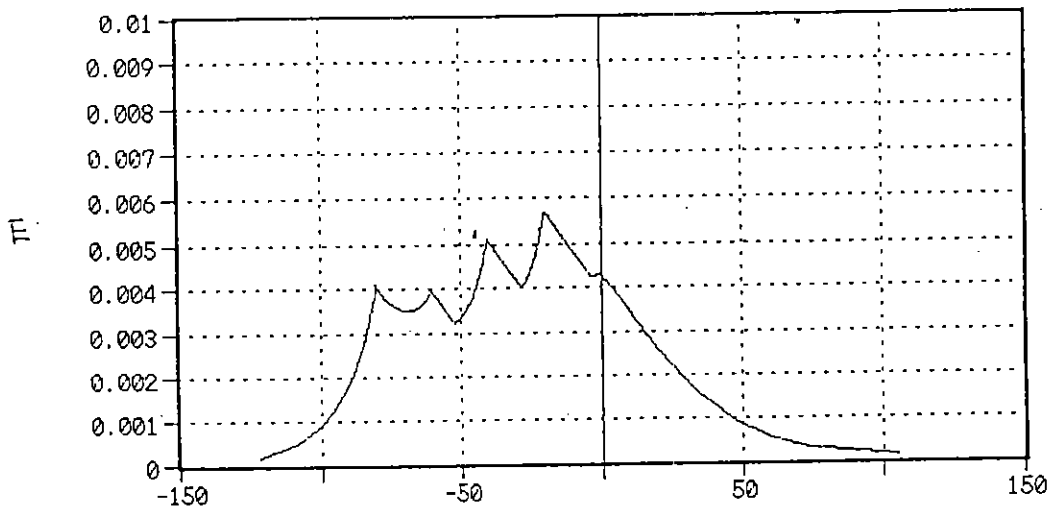
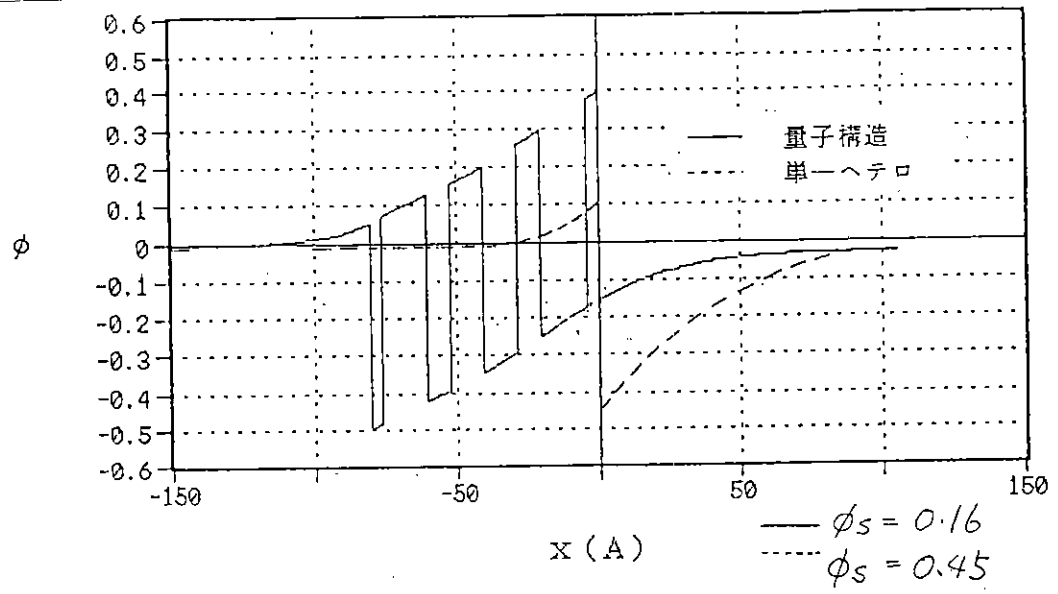


図 9 表 1 に示す量子井戸構造の計算結果 (1)

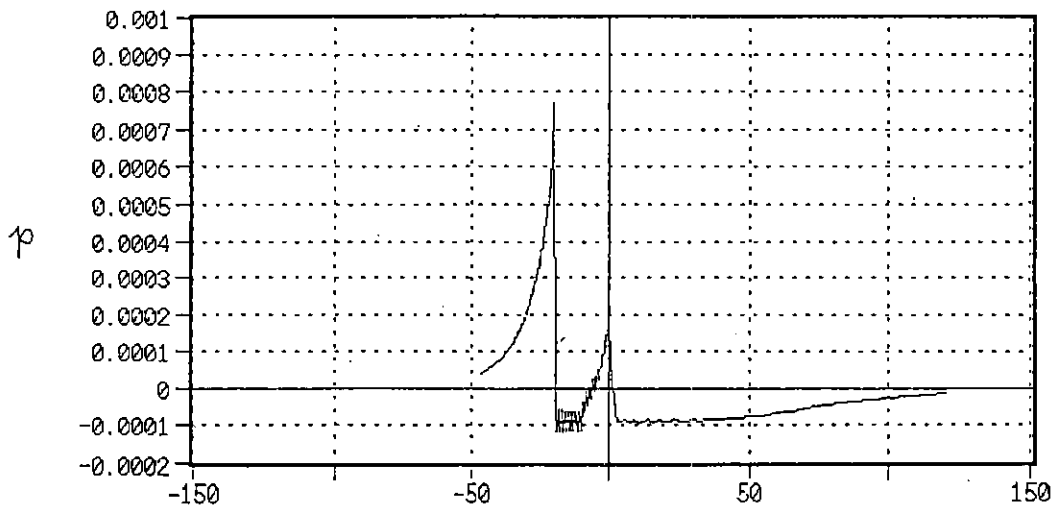
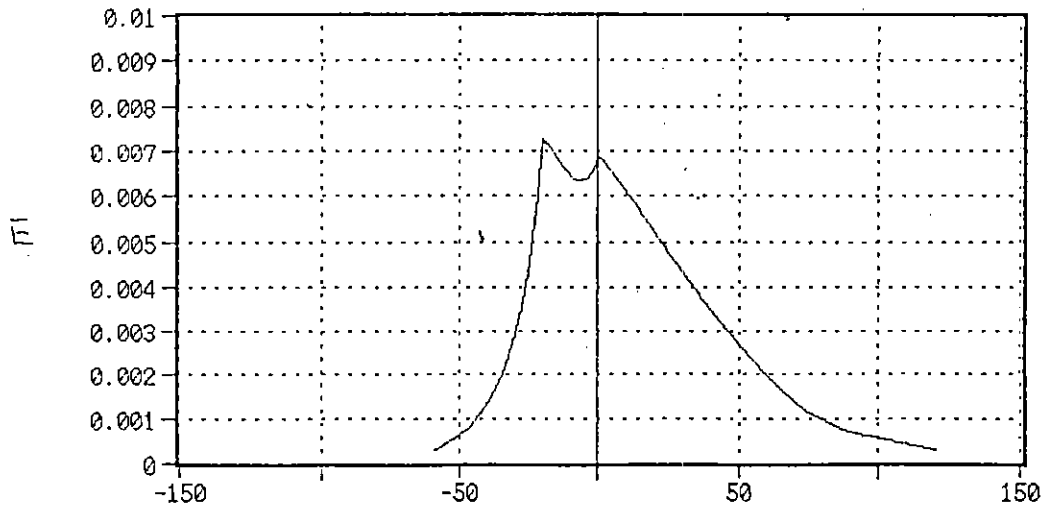
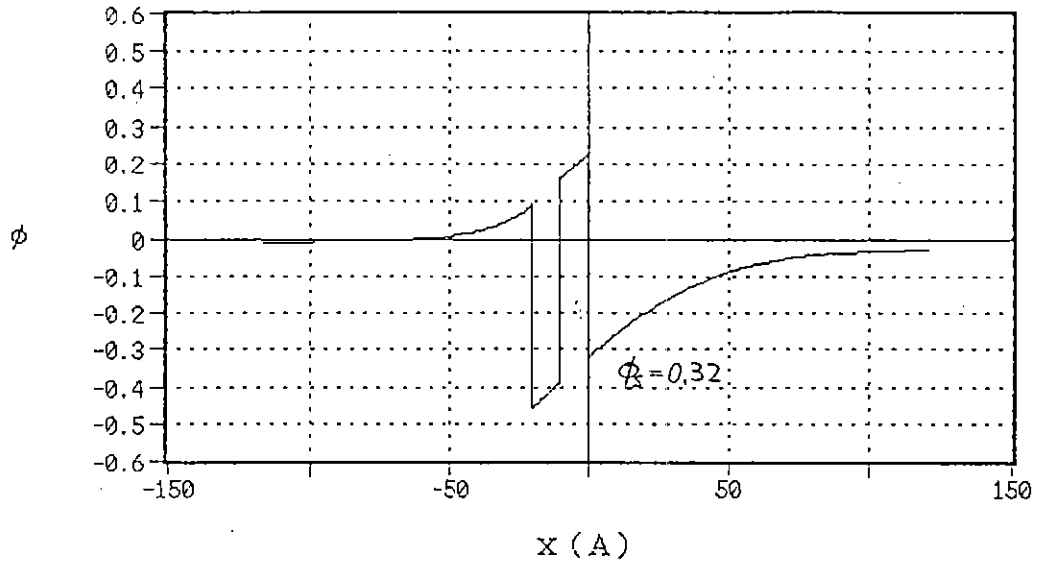


図 10 表 1 に示す量子井戸構造の計算結果(2)

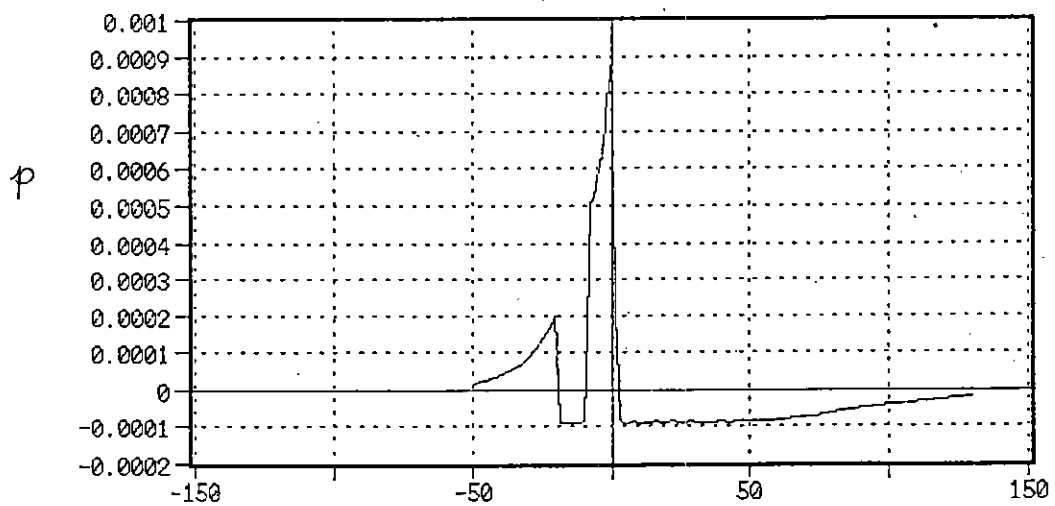
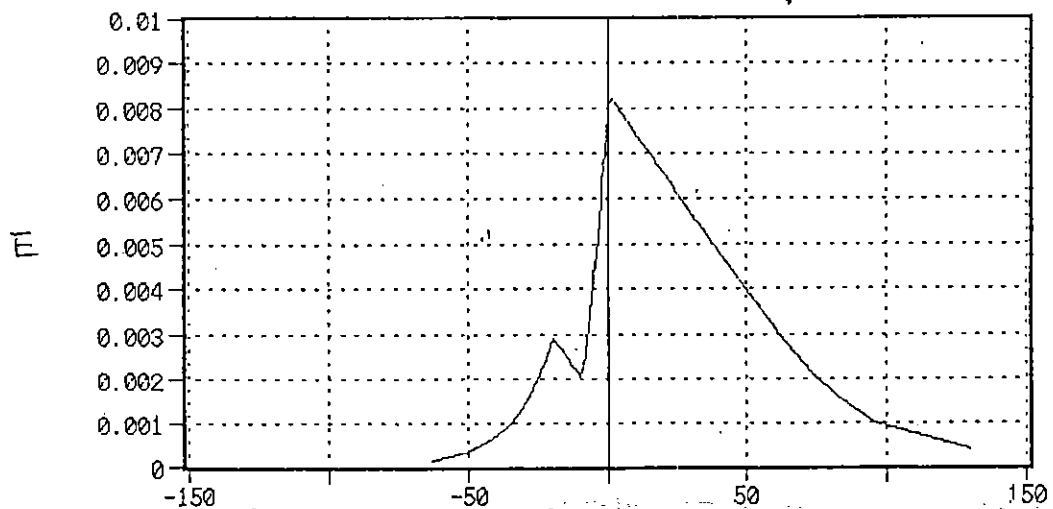
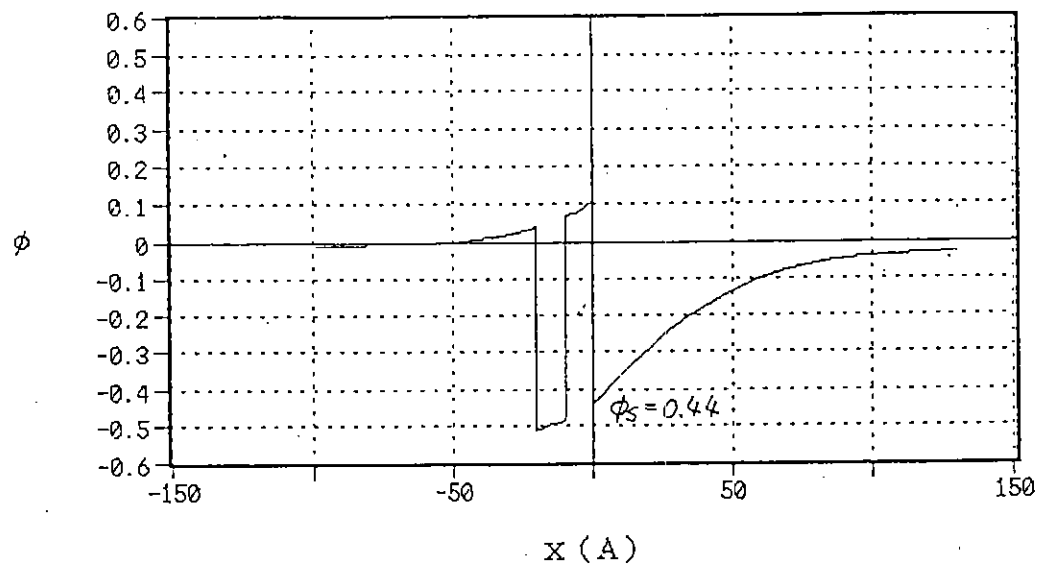


図 1 1 表 1 に示す量子井戸構造の計算結果(3)

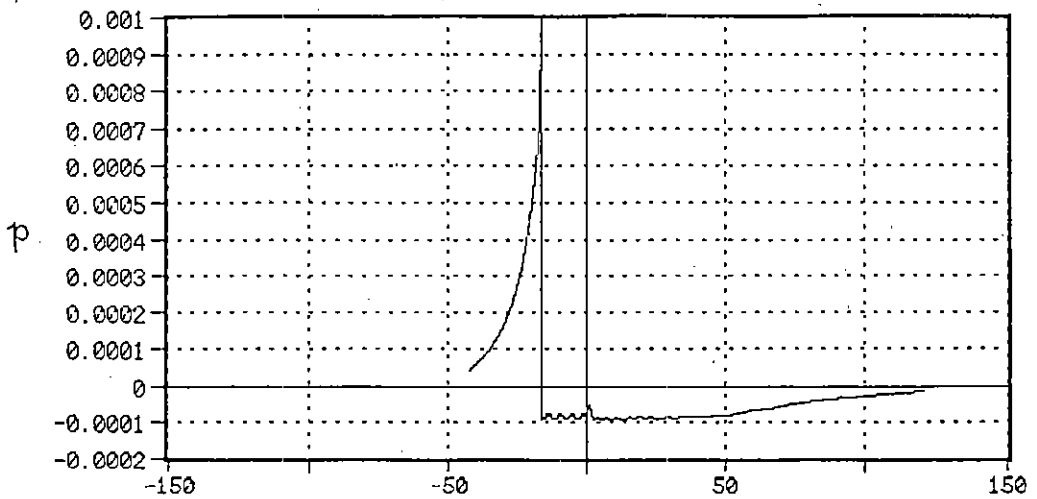
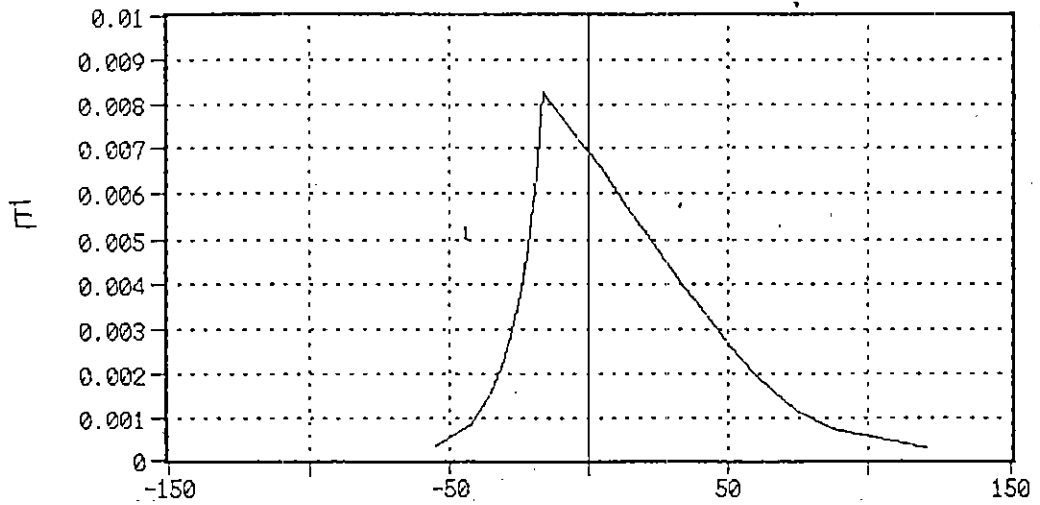
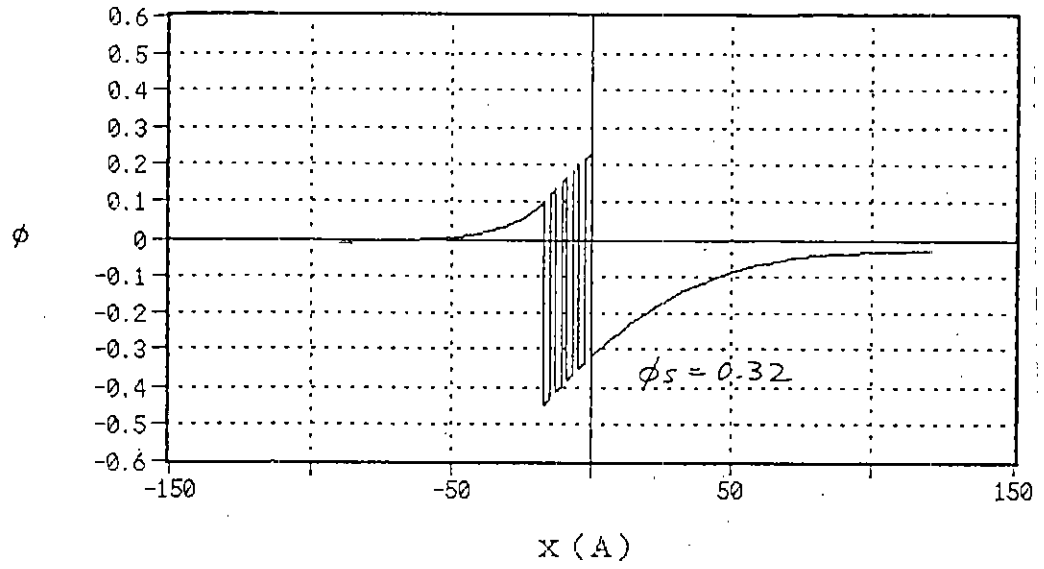


図 1 2 表 1 に示す量子井戸構造の計算結果(4)

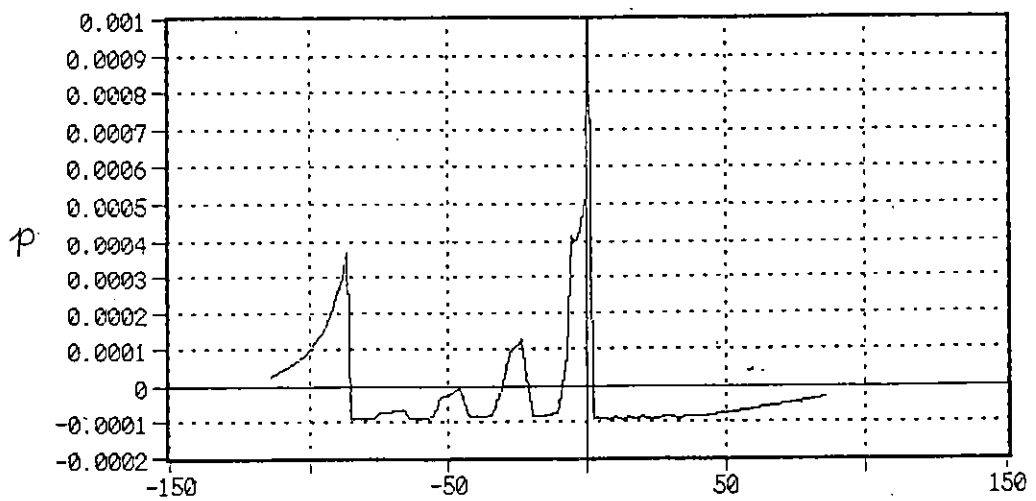
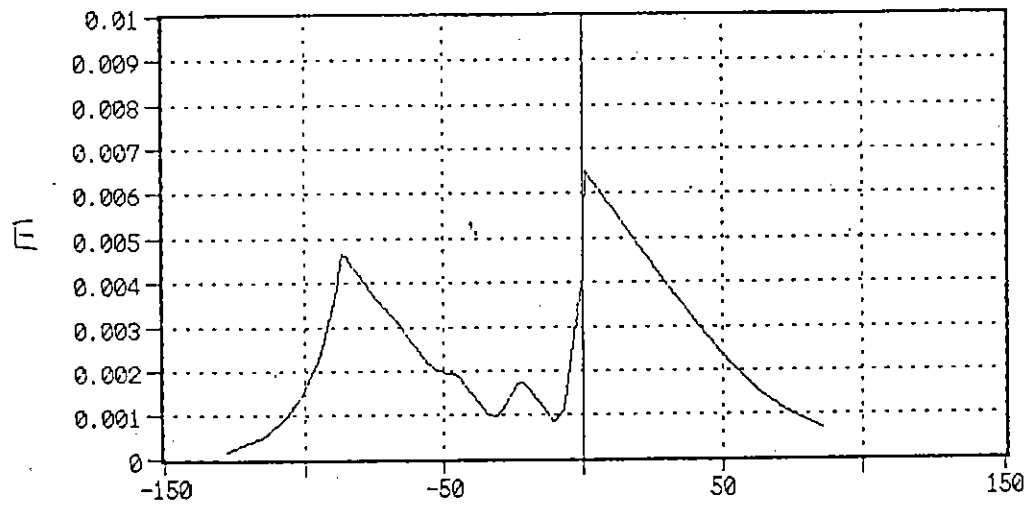
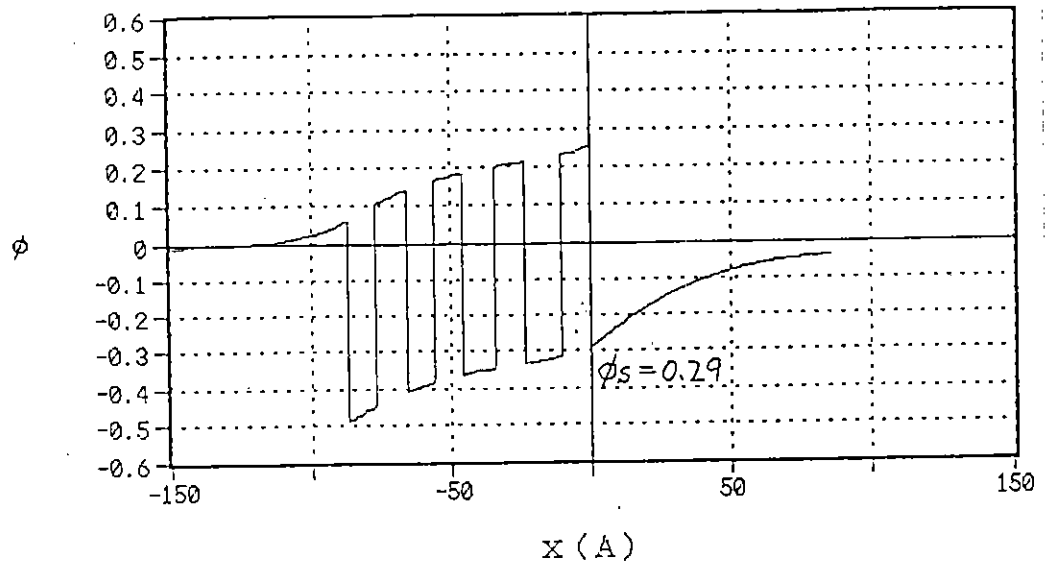


図 1 3 表 1 に示す量子井戸構造の計算結果 (5)

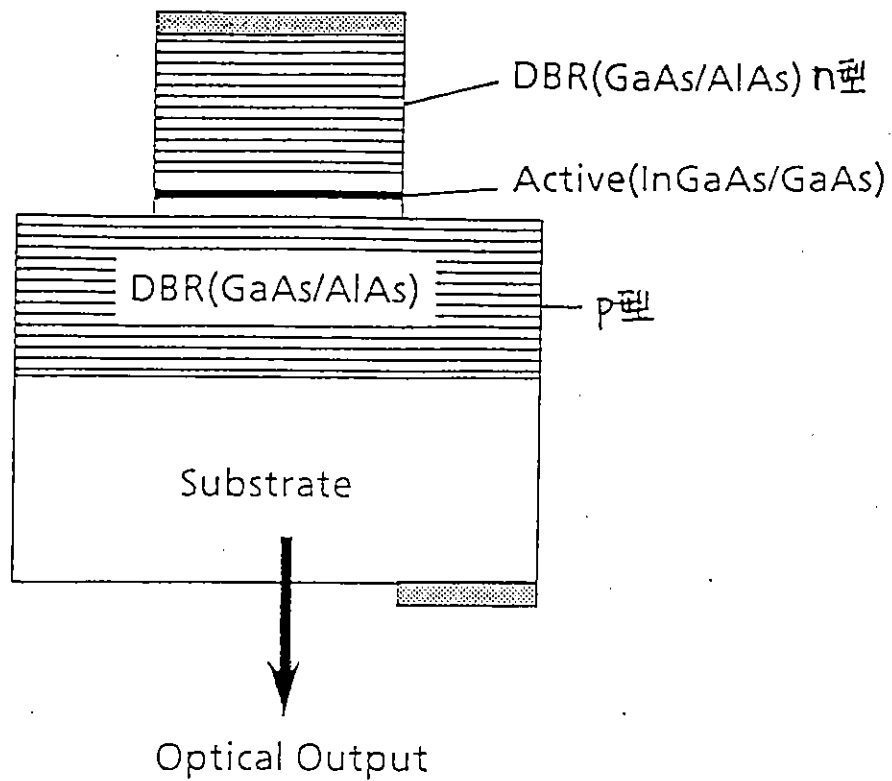


図 1 4 コモンアノード型面発光レーザ(CA-SEL)の断面構造

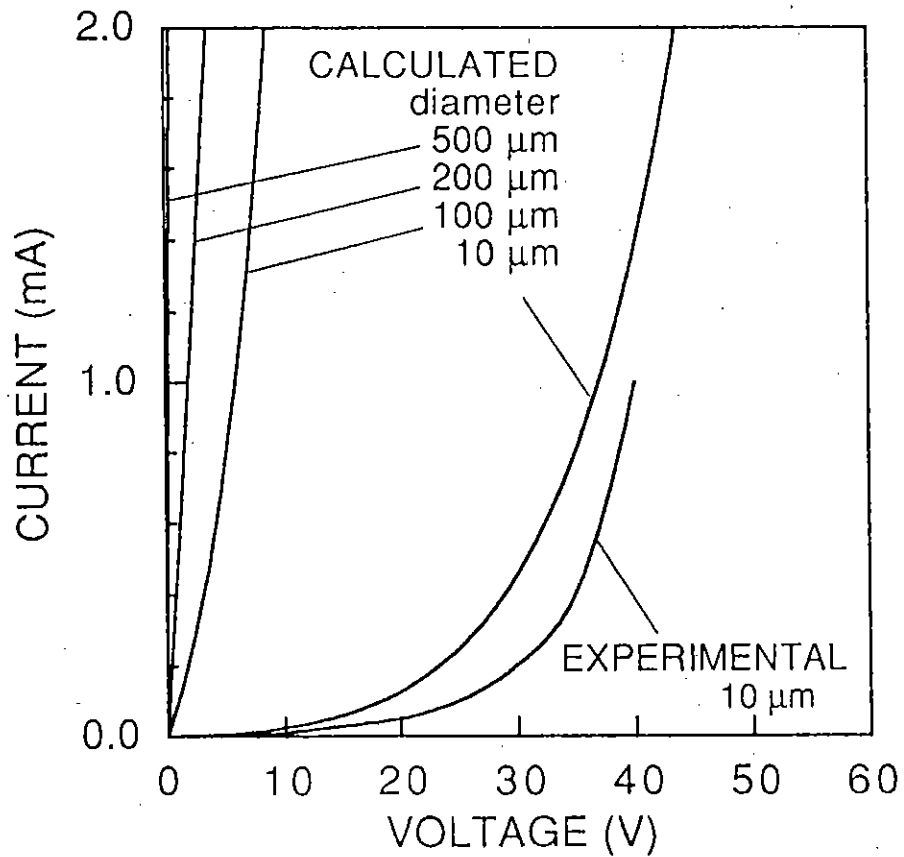
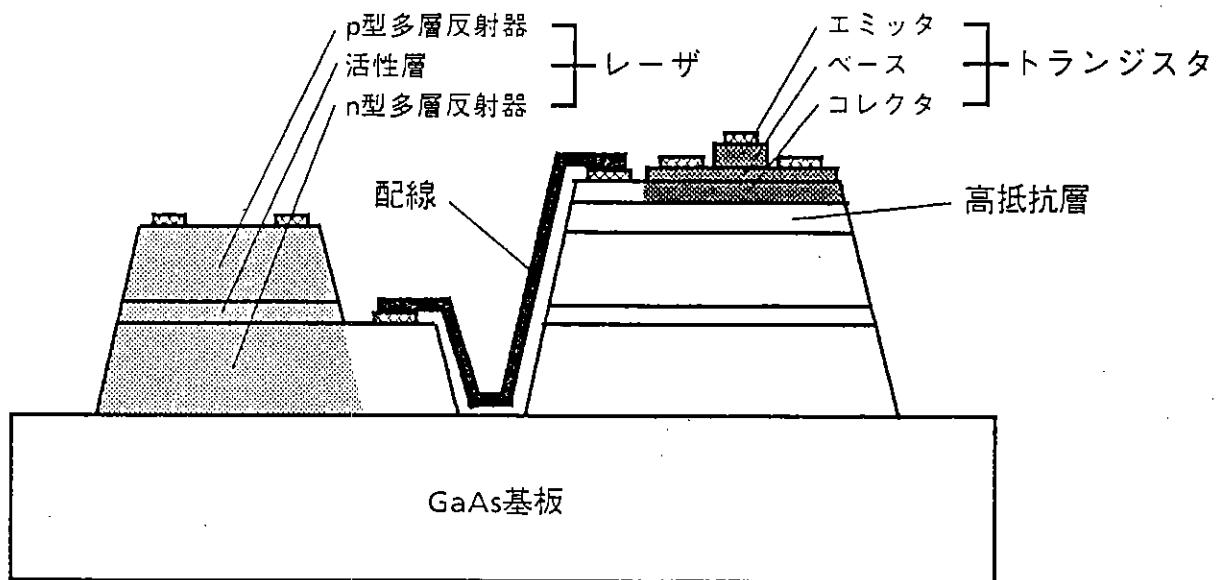
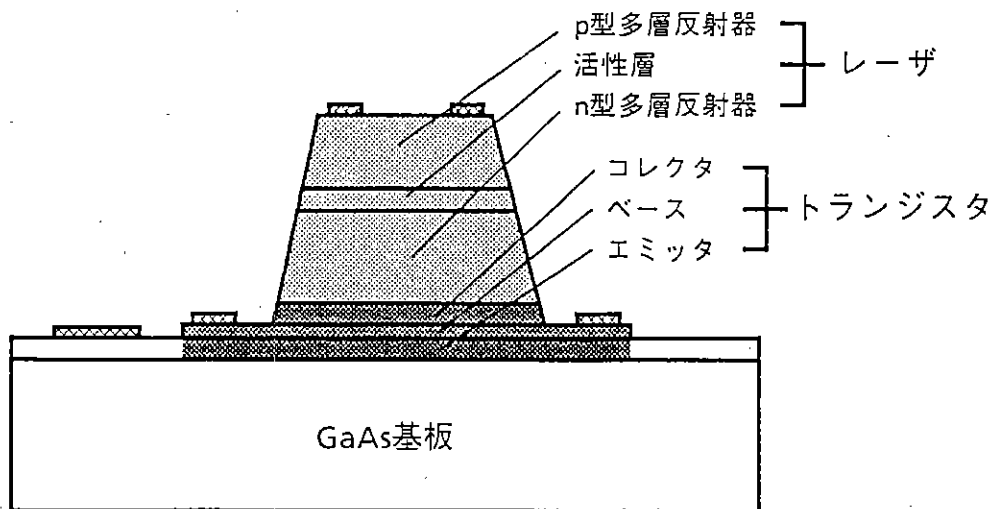


図 1 5 1.2 μm p-GaAs/p-AlAs DBR の電圧 - 電流特性の面積依存性



(a)



(b)

図16 従来のコモンカソード型SELとHBTの集積構成
 (a) SELとHBTを横に並べた構成
 (b) SELの下にHBTを配置した構成

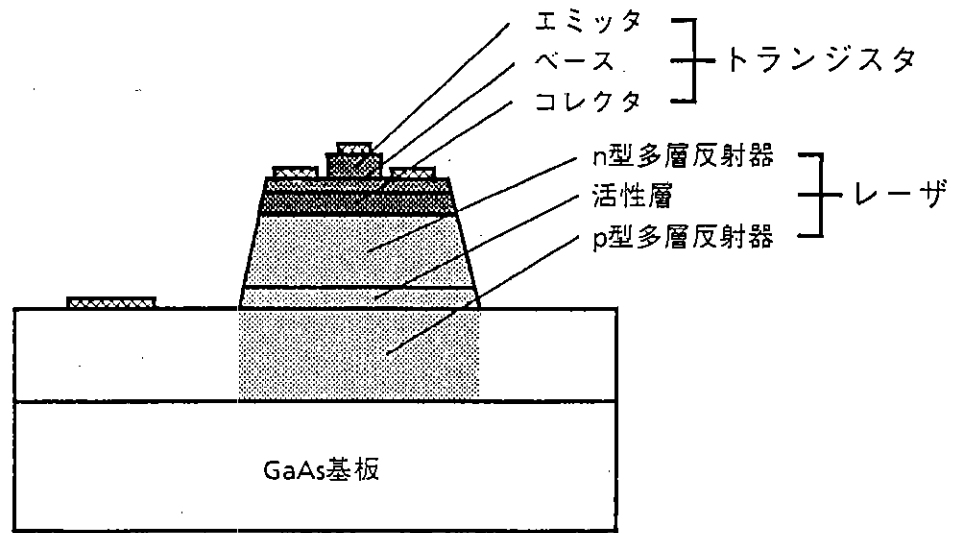


図 1 7 コモンアノード型 SEL と HBT の集積構造

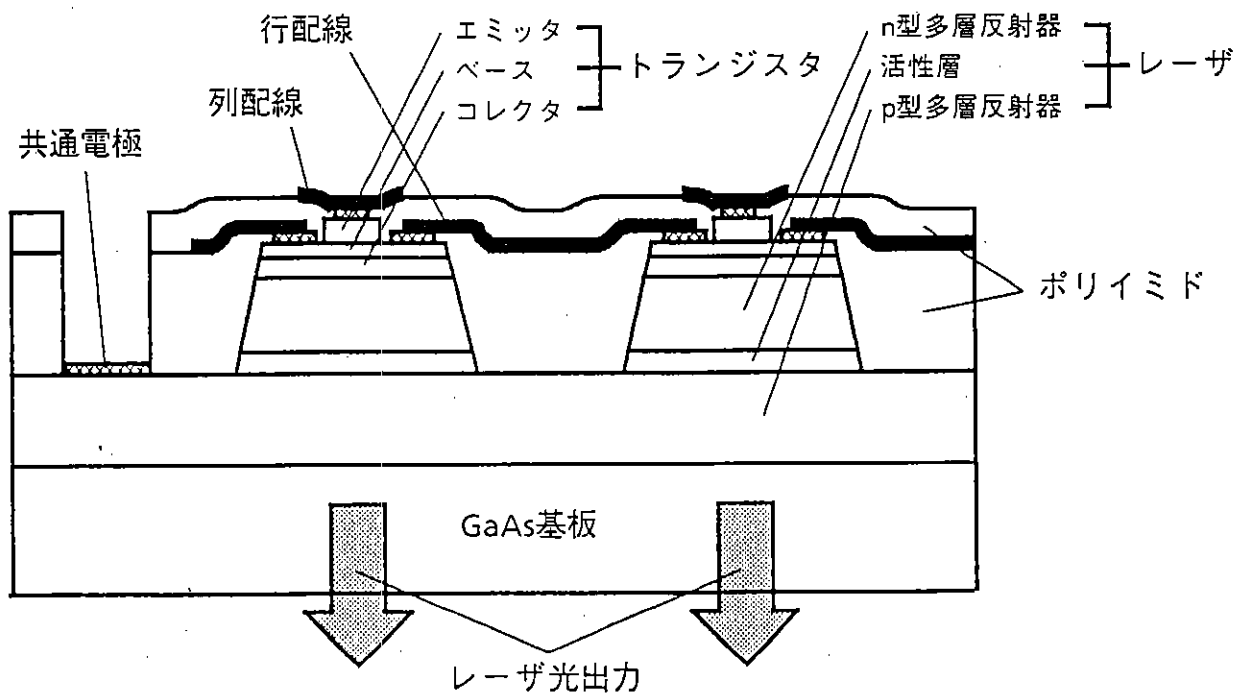


図 1 8 SEL / HBT 2 次元アレイの断面構造

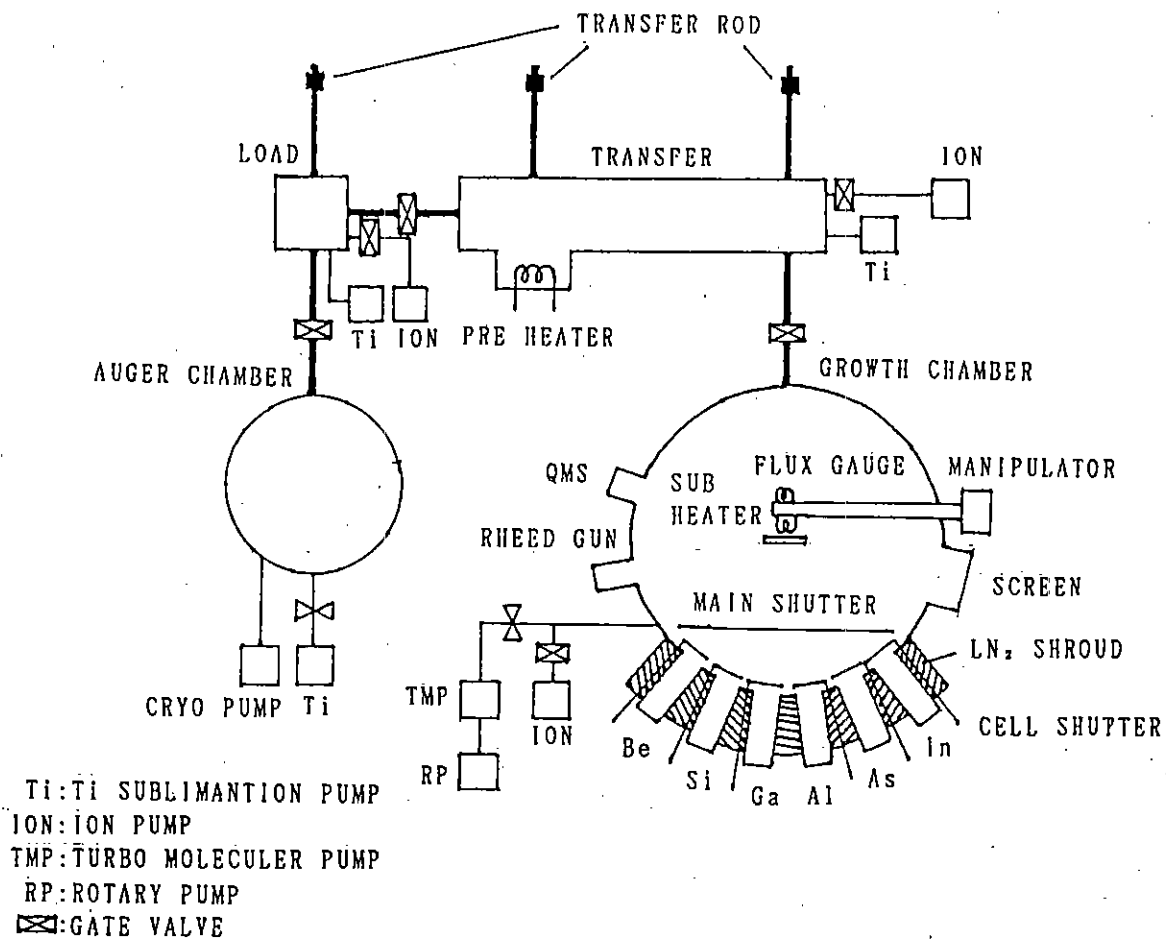


図 1 9 面発光レーザの成長に用いた M B E 装置の構成図

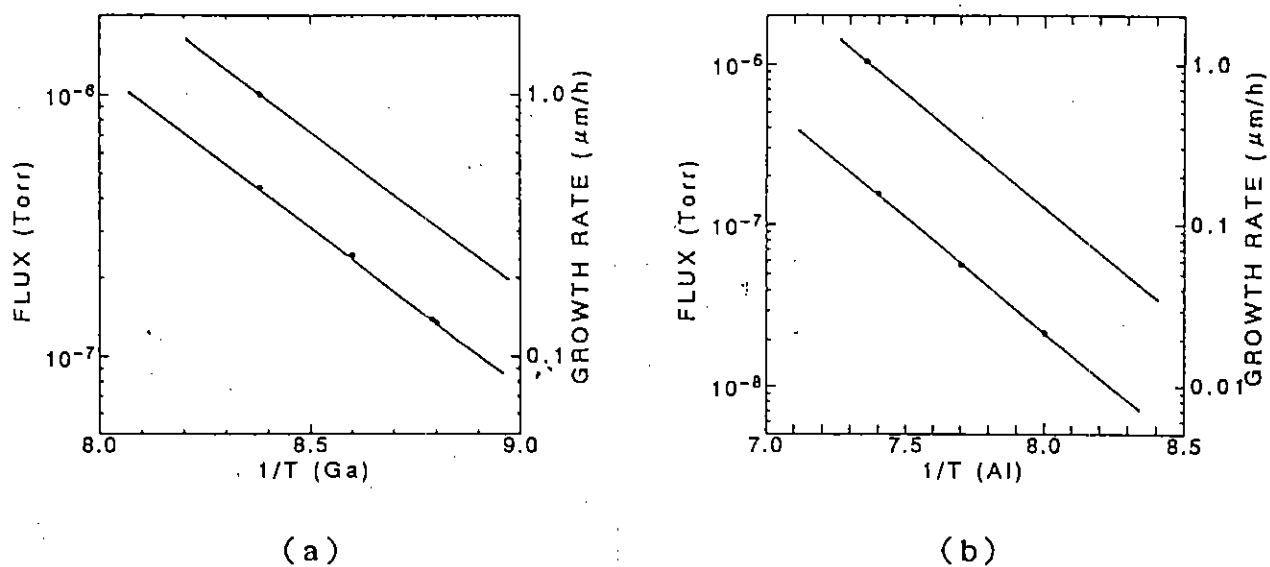


図 2 0 フラックス強度と成長速度の関係 : (a) G a , (b) A l

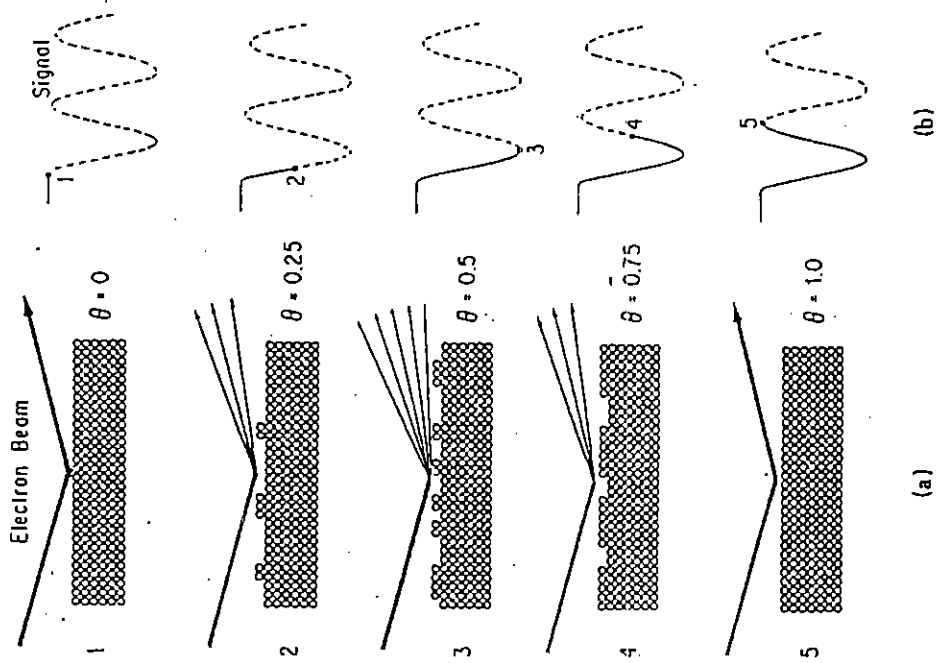


図 2.1 RHEED振動の弾性散乱モデル

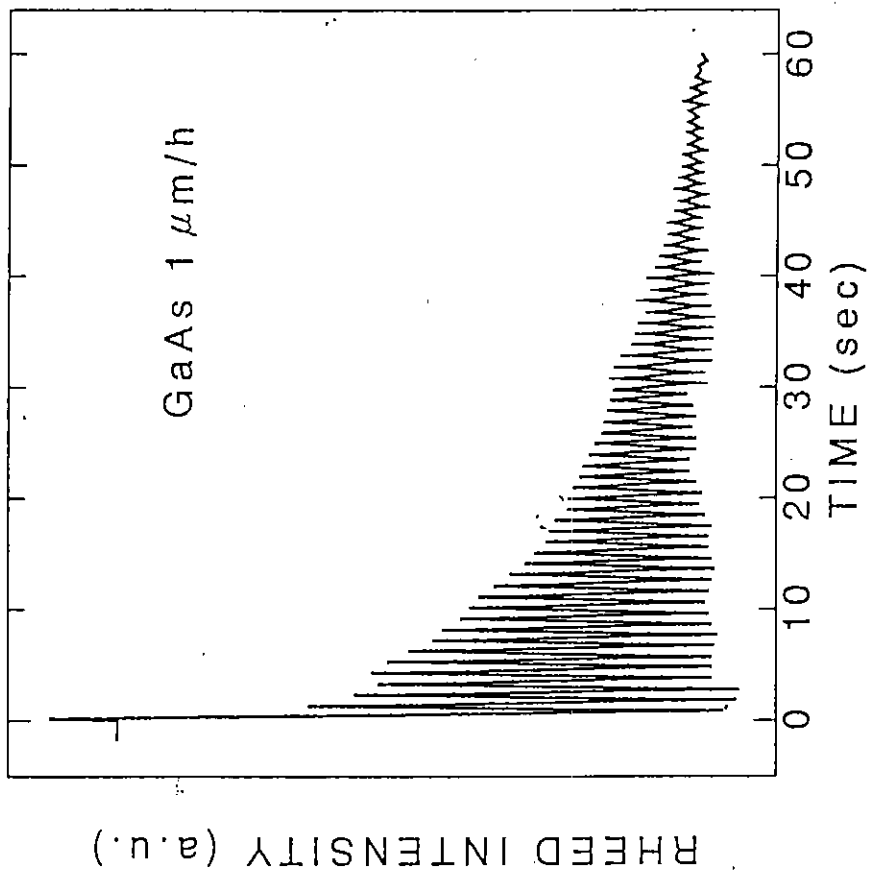


図 2.2 代表的な RHEED 振動の観測結果

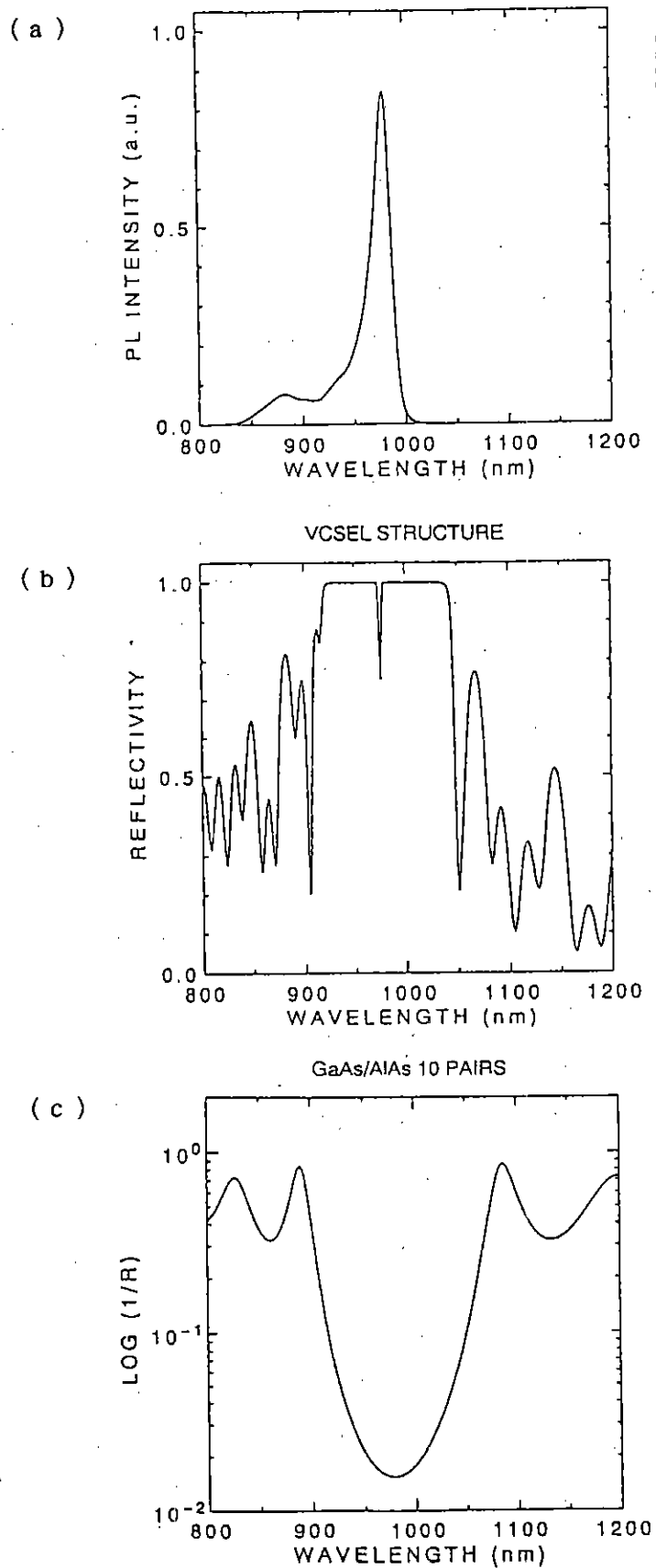


図 2 3 (a) InGaAs/GaAs歪量子井戸の PL スペクトル, (b) 面発光レーザ多層構造の反射スペクトル, (c) GaAs/AlAs DBR の $\log(1/R)$ スペクトル

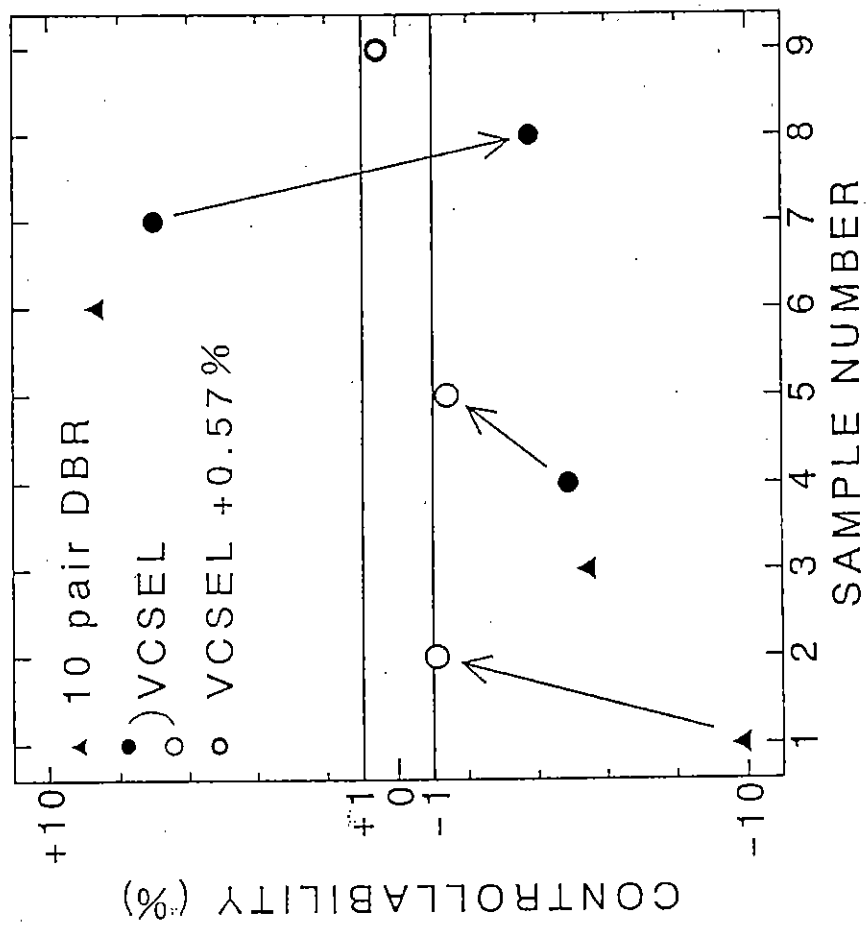


図 2.4 ビームフラックス法とRHEED振動法による膜厚制御性の比較

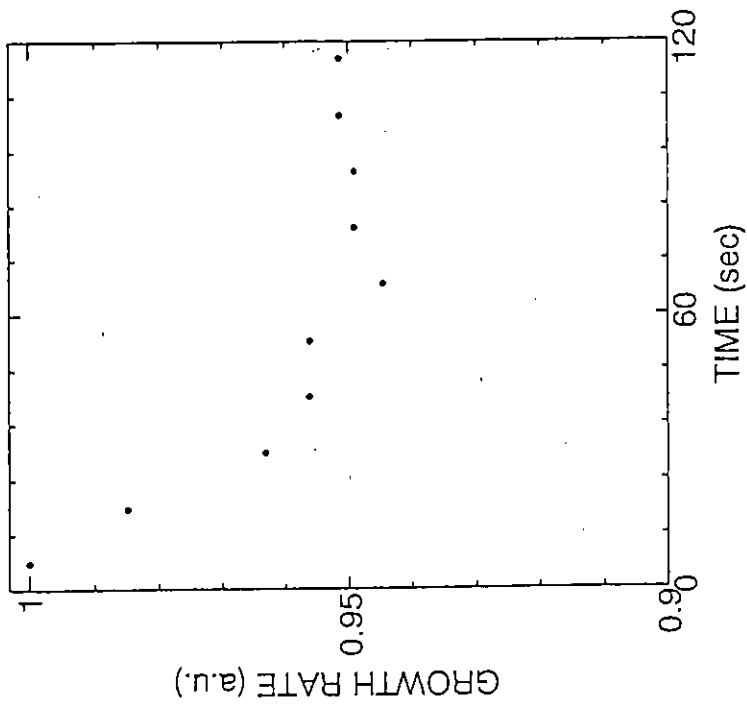
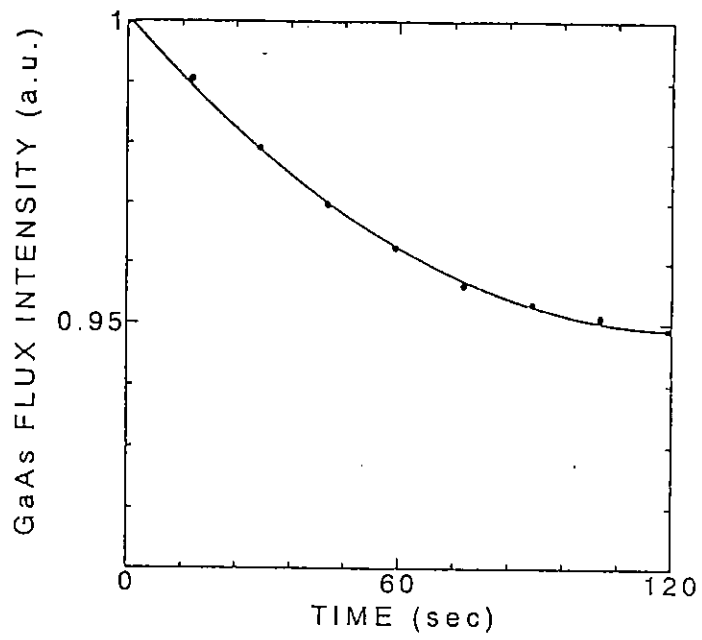
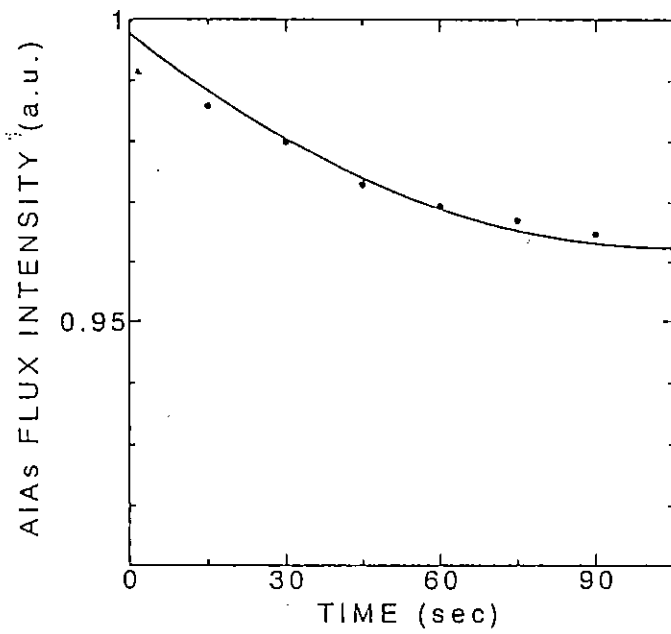


図 2.5 AIAsの成長における成長速度の経時変化



(a)



(b)

図 2 6 フラックス強度変化の2次関数による最小自乗近似
(a) GaAs, (b) AlAs

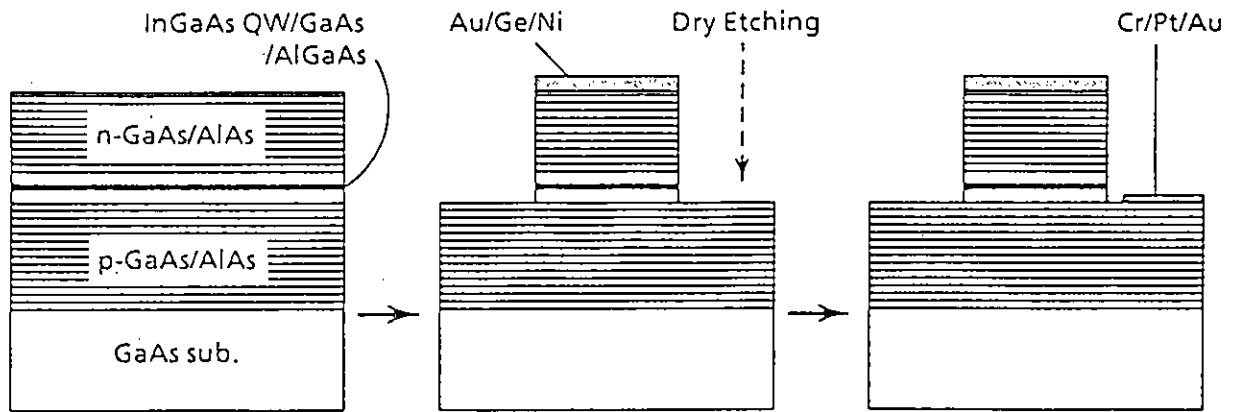


図 2 7 面発光レーザの試作プロセス断面図

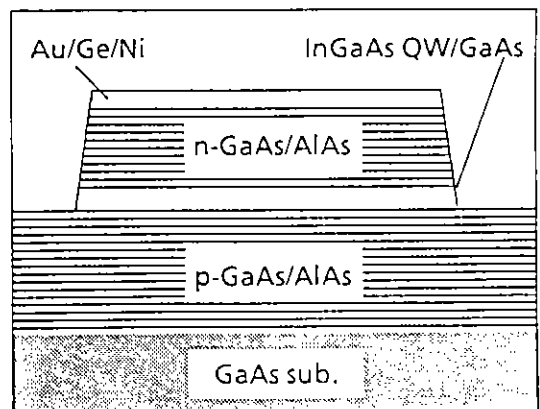
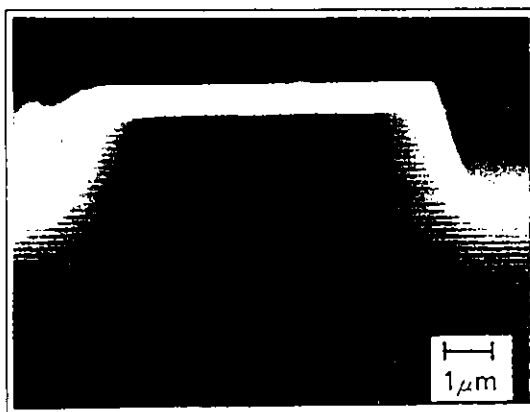


図 2 8 面発光レーザの断面SEM写真

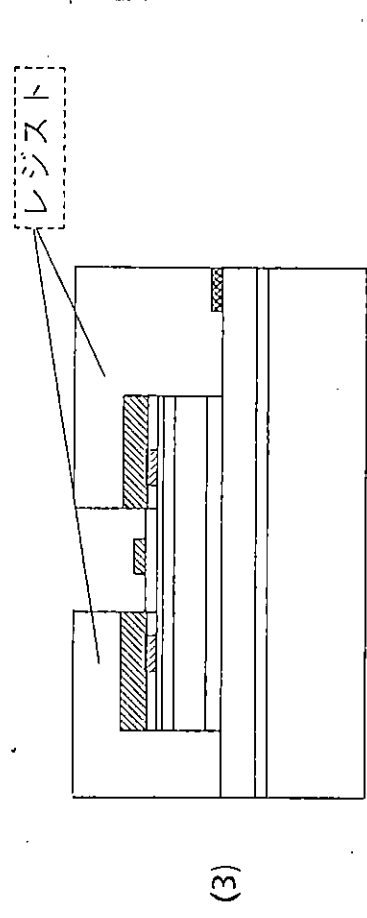
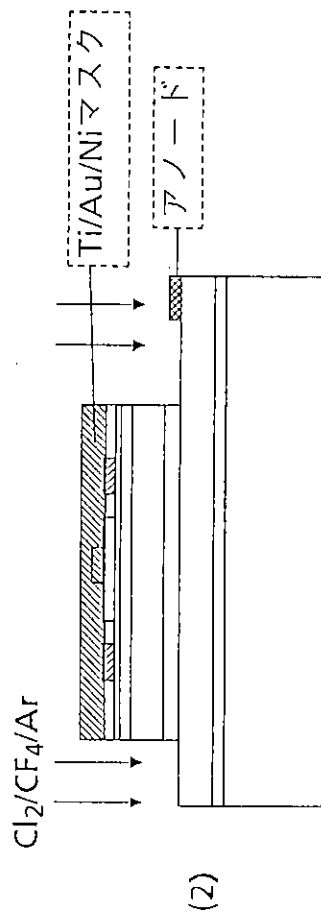
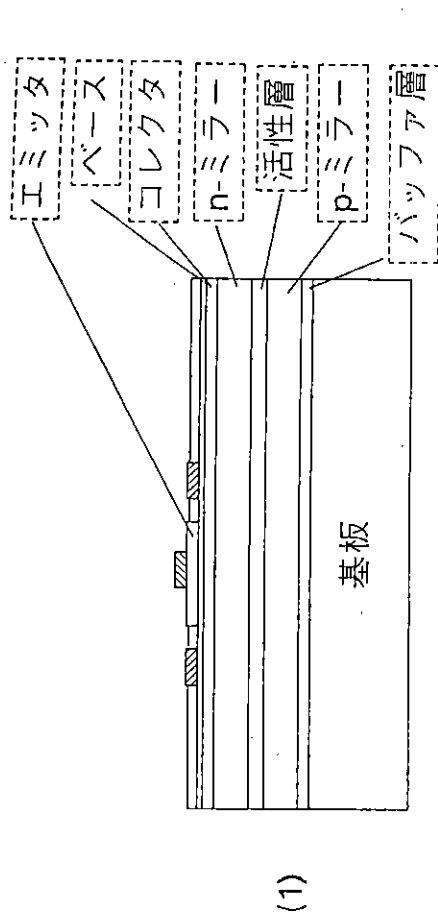
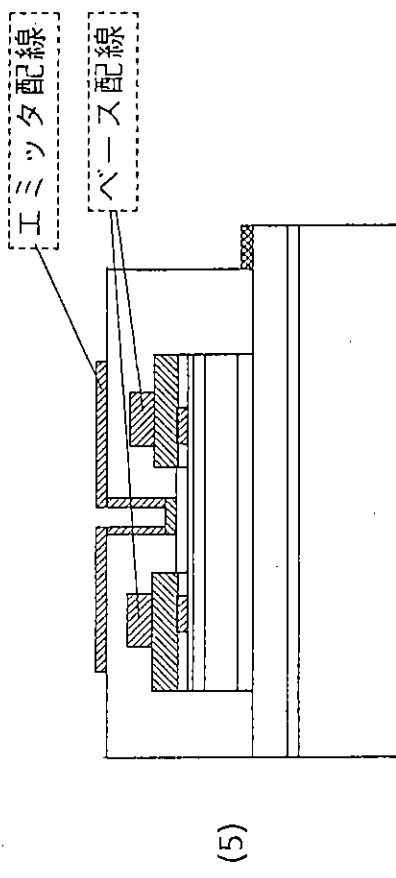
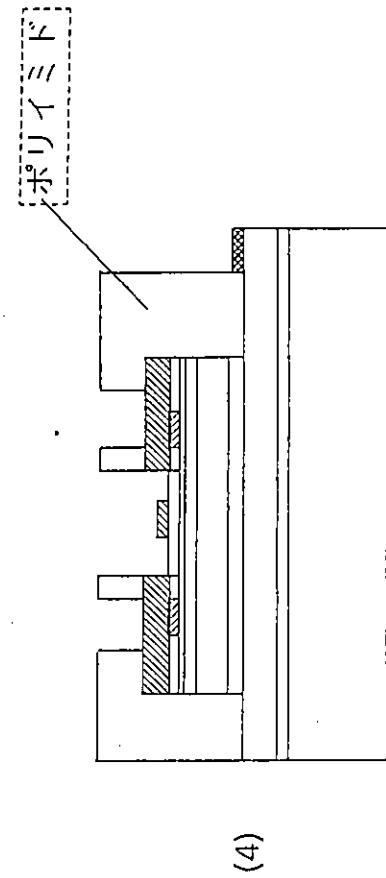
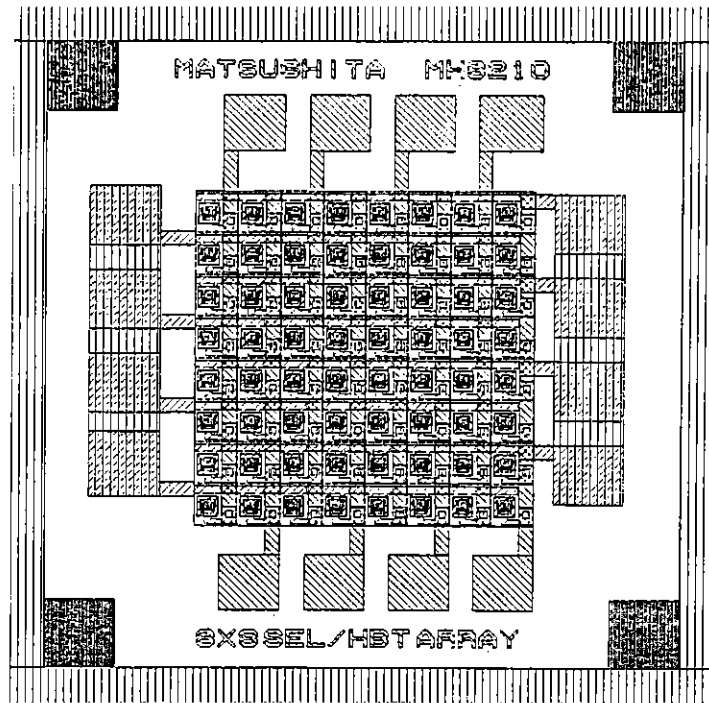
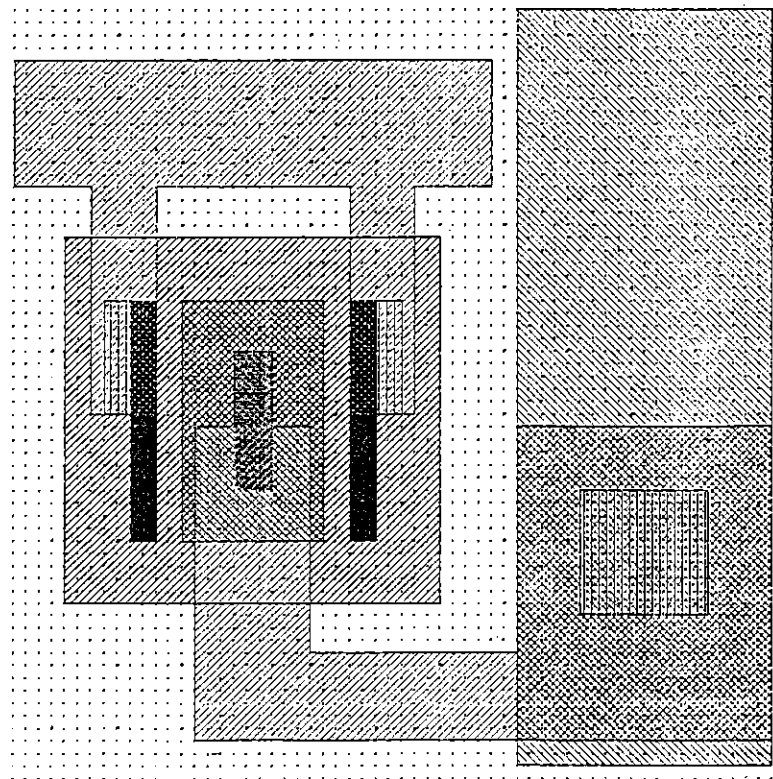


図 29 SEL/HBT 2 次元アレイの
試作プロセス断面図

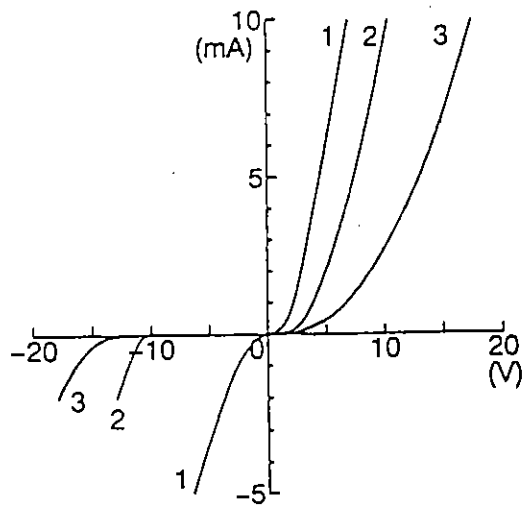


(a)

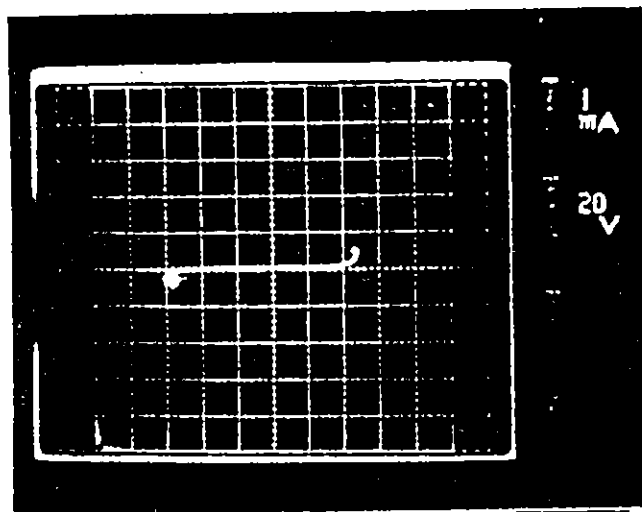


(b)

図 30 SEL/HBTのマスク図 : (a)チップ, (b)セル



(a)



(b)

図 3 1 面発光レーザの電圧-電流特性：(a)メサエッチングの深さを
変えたCA-SEL, (b)CC-SEL

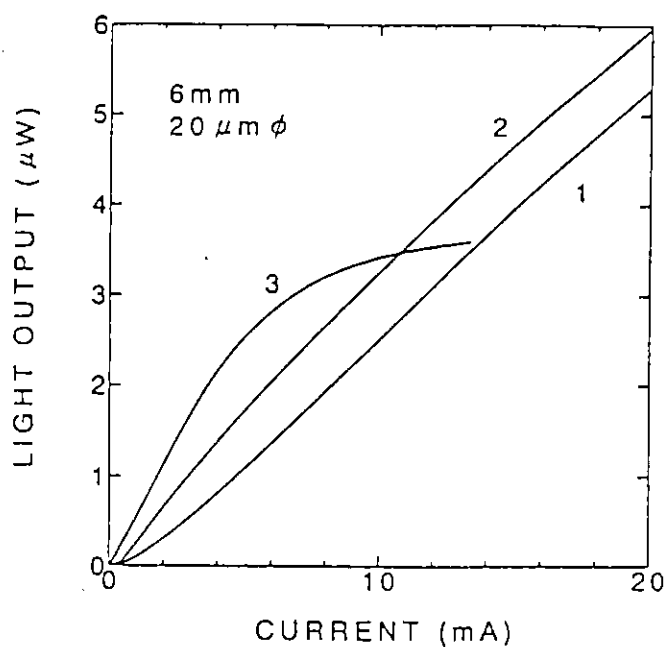


図 3 2 メサエッチングの深さを変えた CA-SEL の電流-光出力特性

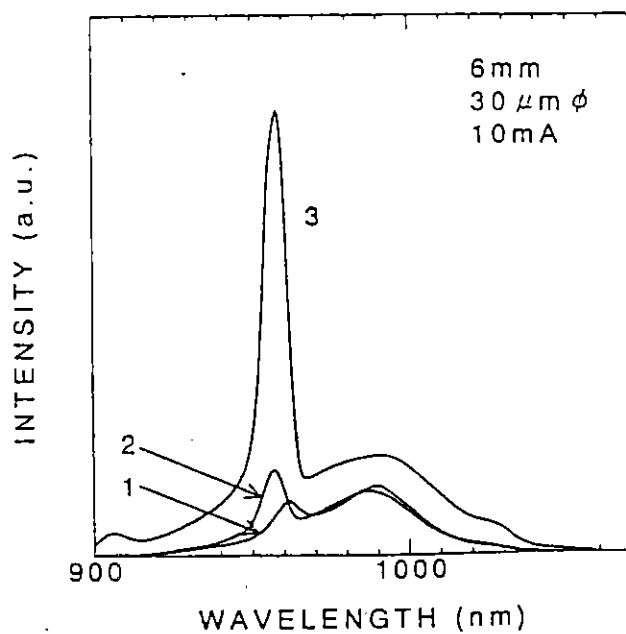


図 3 3 メサエッチングの深さを変えた CA-SEL の発光スペクトル

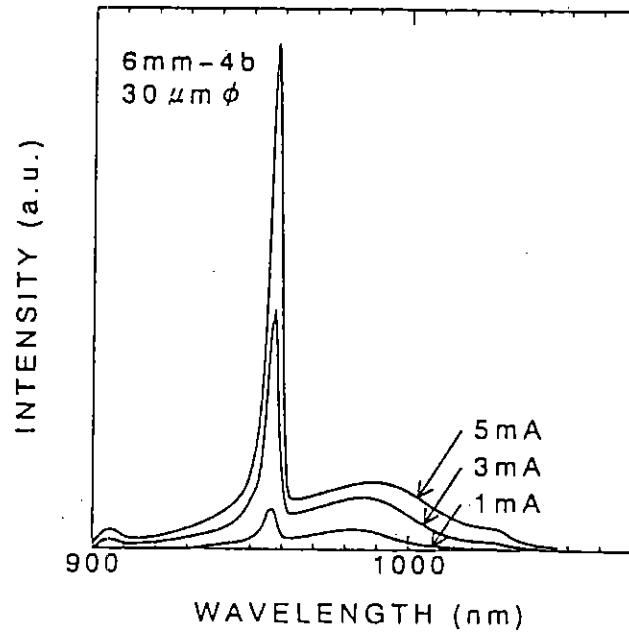


図 3 4 CA-SEL (試料 # 3) の発光スペクトルの電流依存性

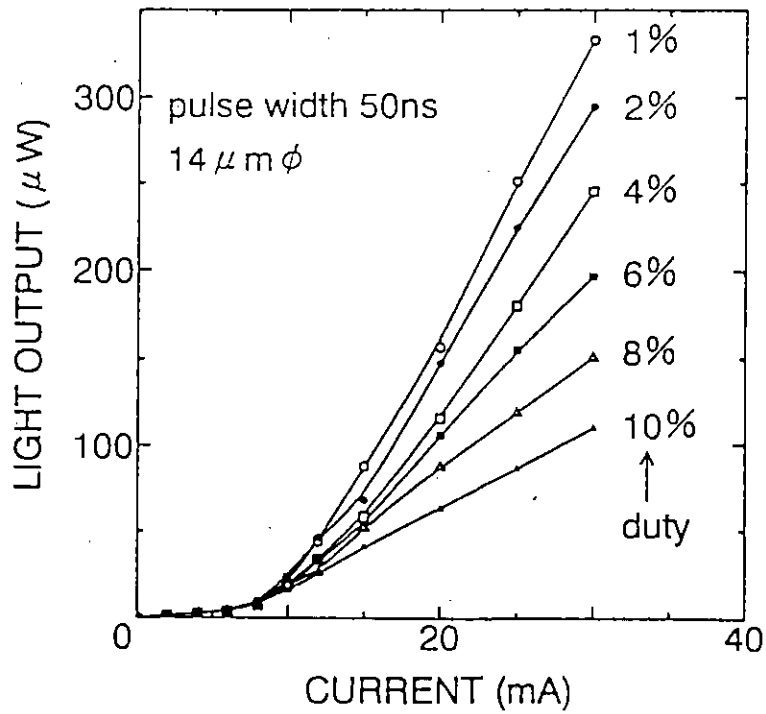


図 3 5 CA-SEL (試料 # 3) の室温パルス発振特性

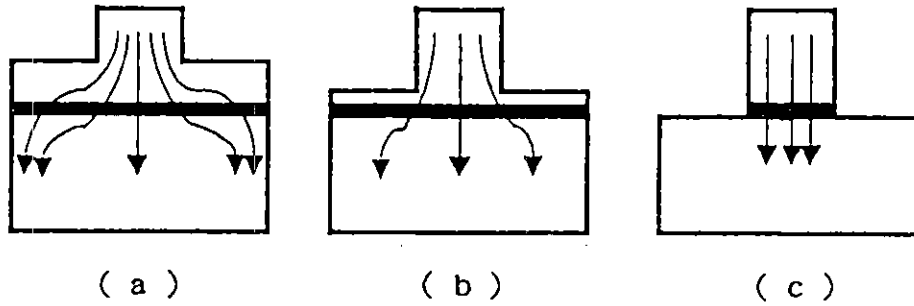


図 3 6 エッチング深さと電流経路の関係を示す模式図

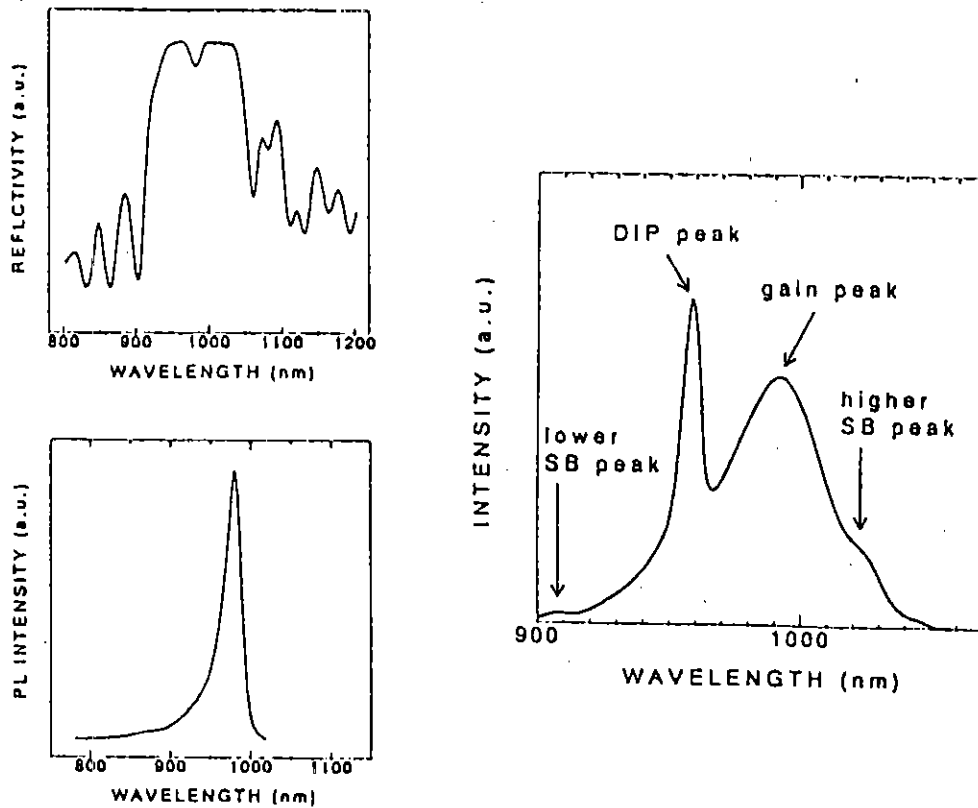


図 3 7 (a) DBR の反射スペクトルと (b) 活性層の発光スペクトルから予想される (c) DBR の外部から見た発光スペクトル

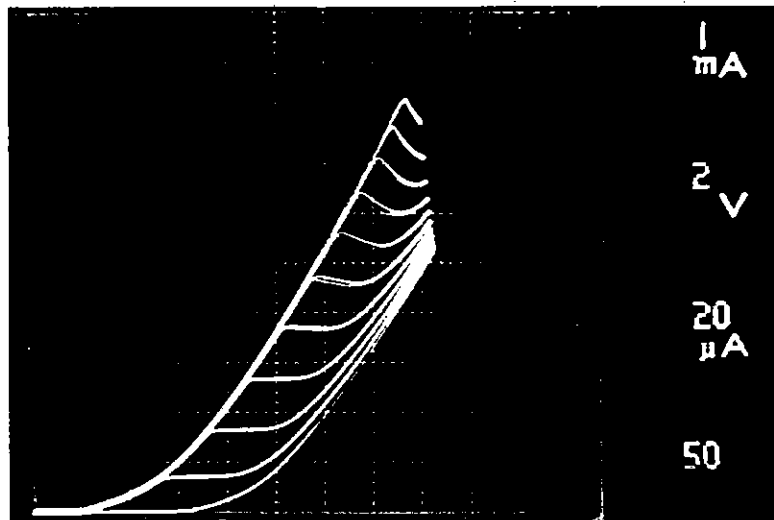


図 3 8 S E L / H B T に集積された H B T の電圧 - 電流特性

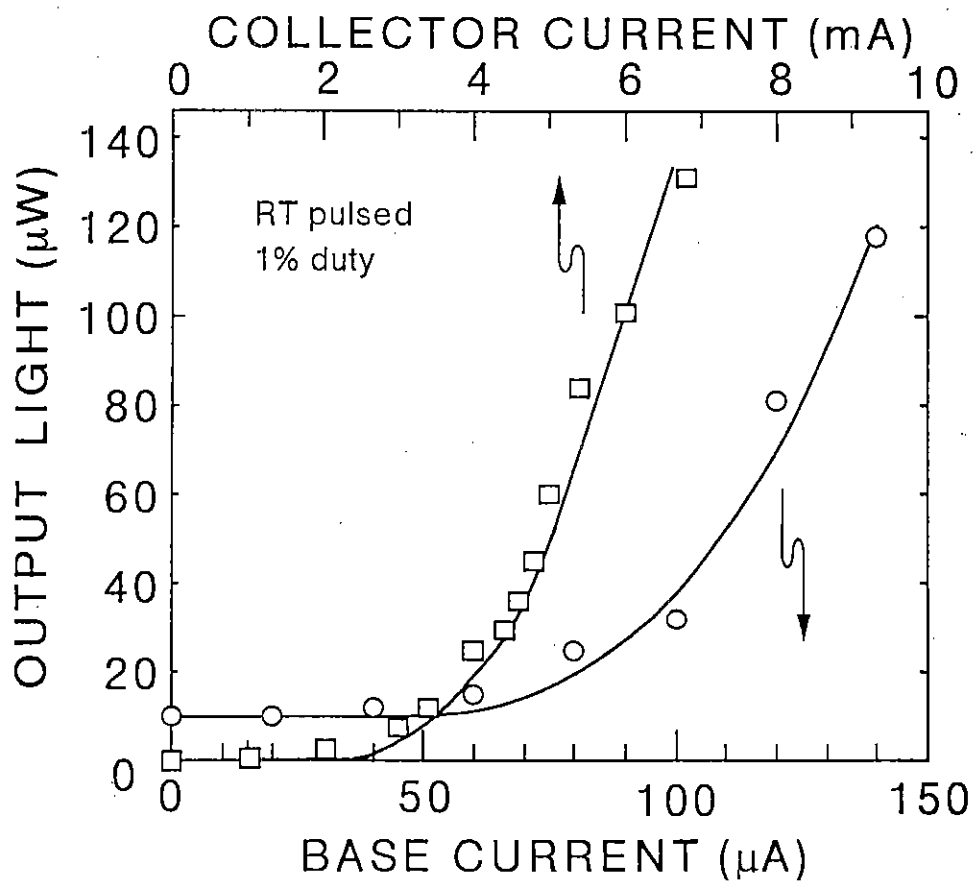


図 3 9 S E L / H B T に集積された S E L の室温パルス発振特性

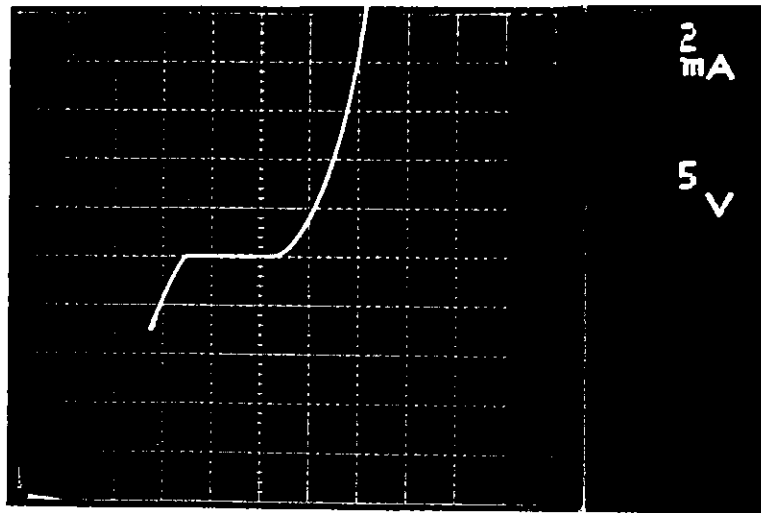


図 4 0 室温連続発振した CA - S E L の電圧 - 電流特性

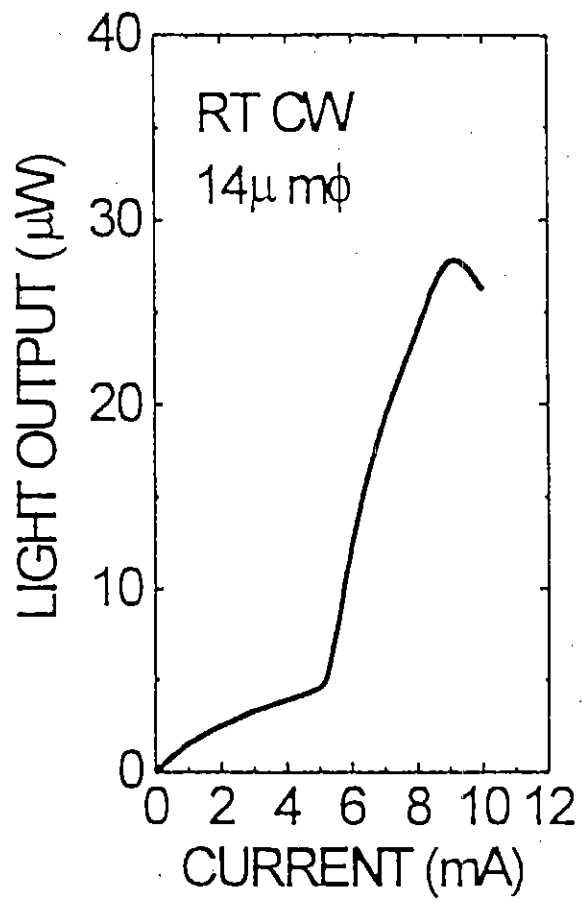


図 4 1 CA - S E L の室温連続発振特性

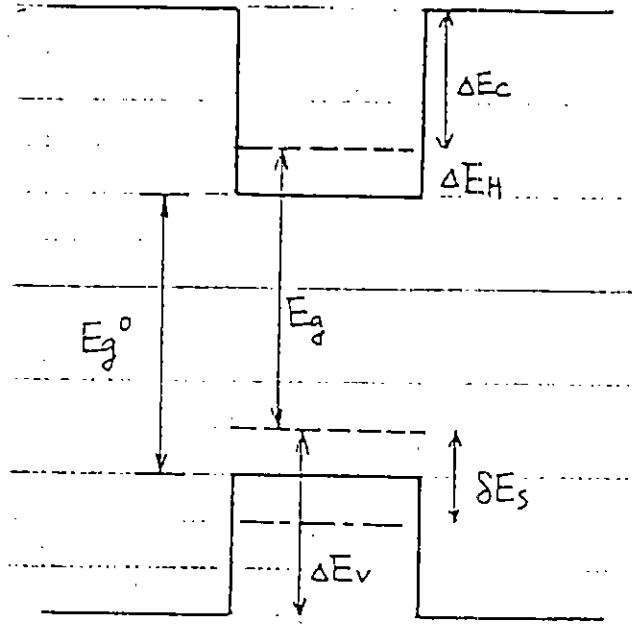


図 A - 1 付録 A の計算に用いたバンド構造図

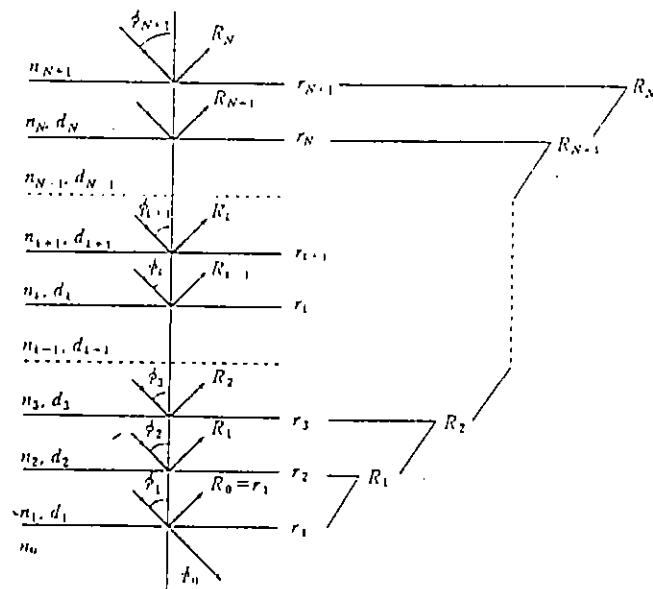


図 B - 1 多層反射膜の反射率計算の手法を示す模式図

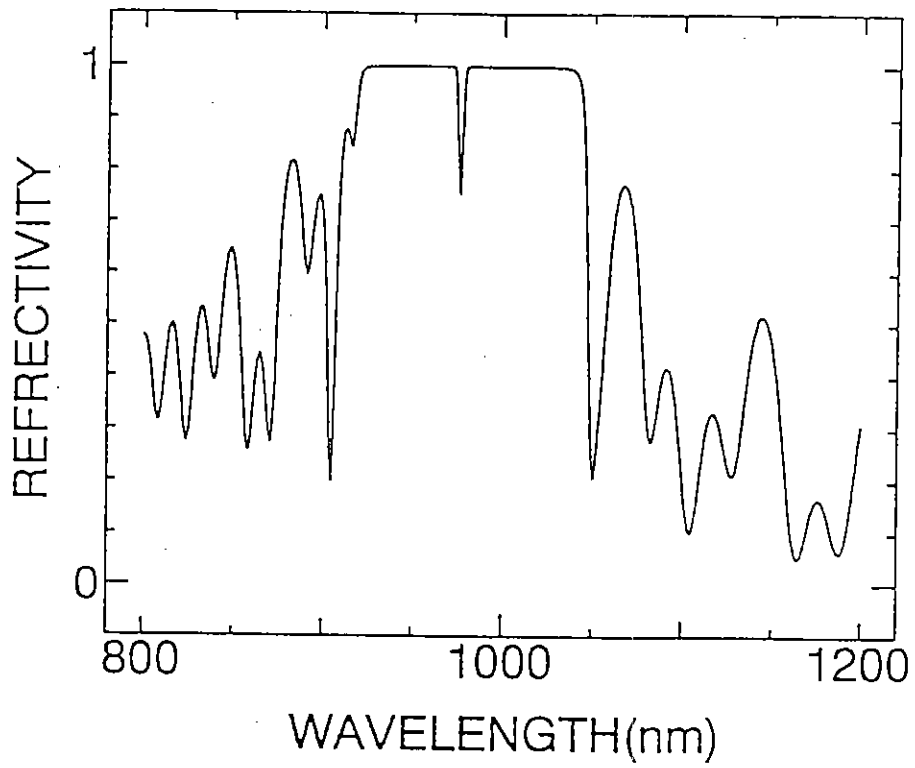


図 B - 1 反射率スペクトルの計算結果の一例 (本文図 1 の構造)

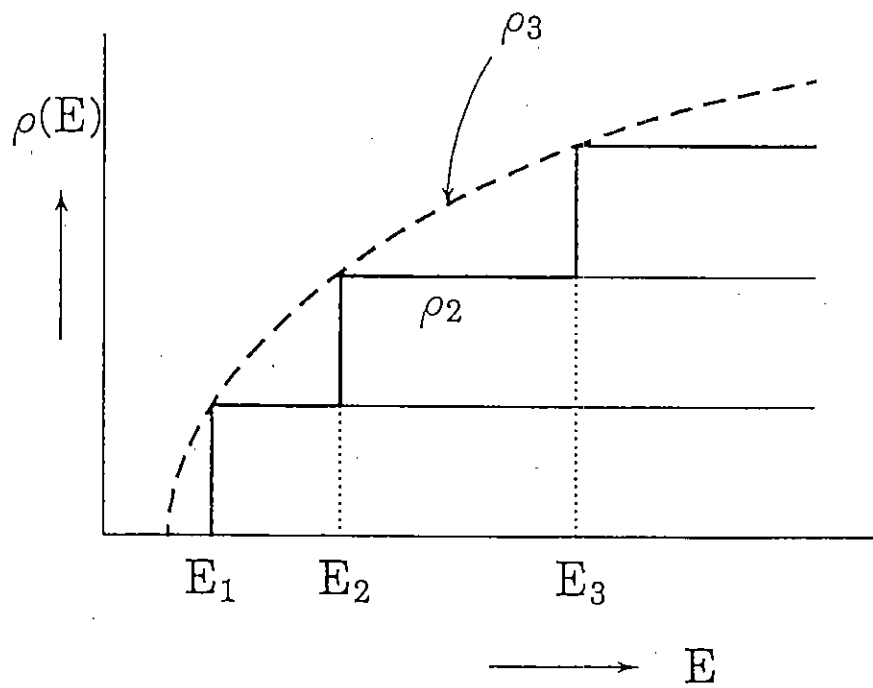


図 C - 1 バルク (ρ_3) と量子井戸 (ρ_2) の状態密度

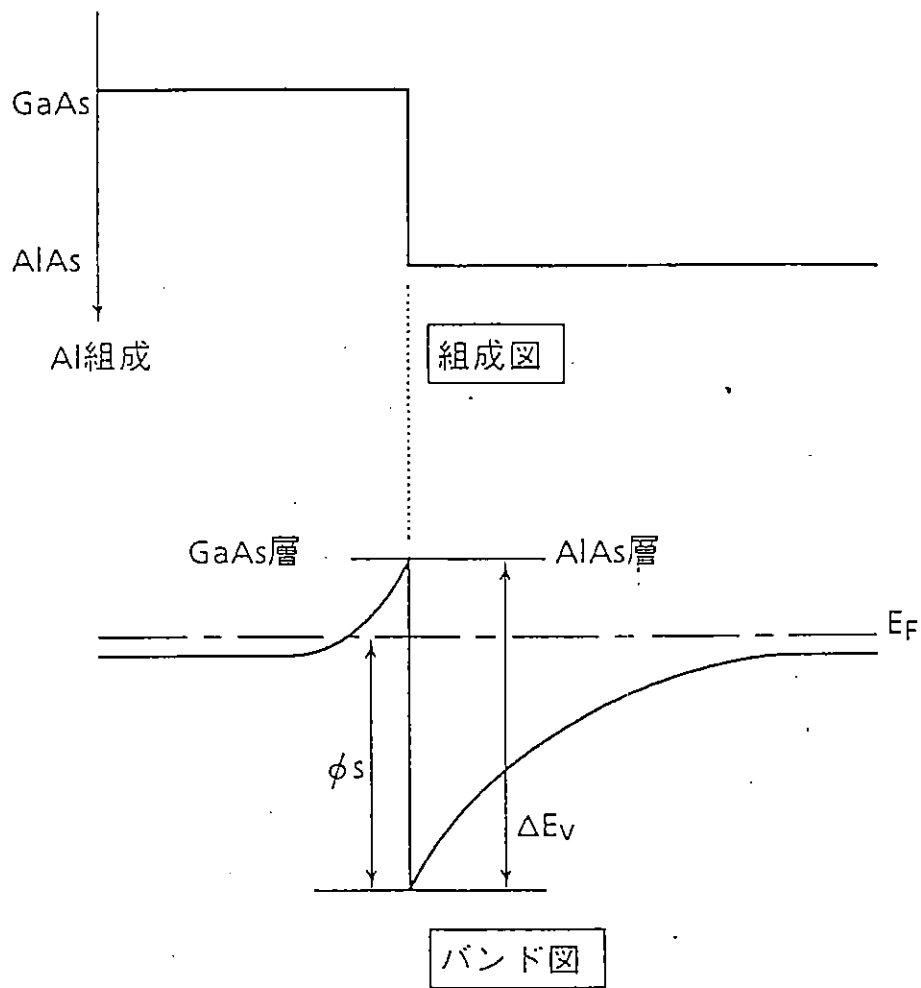


図 C - 2 高いキャリア濃度を有する p-GaAs/p-AlAs へテロ接合の価電子帯図